

comunicaciones

volumen 1

número 4

tomo 2

año 1976

**asociación
física.
argentina**

RELACIONES DE ORIENTACION ENTRE LAS FASES ζ Y β' DEL SISTEMA Ag-Cd ALREDEDOR DEL 50 % ATOMICO

A.L.Sarce y J.E.Kittel

Departamento de Metalurgia - C.N.E.A.

RESUMEN

Relaciones de orientación entre la fase inicial ζ (hcp desordenada) y la final β' (bcc ordenada) de la transformación $\zeta \rightarrow \beta'$ fueron determinadas por rayos X. Se usó para ello un monocristal exagonal montado en una cabeza goniométrica acoplada a una cámara de Laue, en el que se producía por calentamiento "in situ" el cambio de fase. El avance de la transformación se siguió con sucesivos diagramas de difracción por reflexión. Se encontró que no existe una relación de orientación definida entre ambas fases. Se calcularon, a partir de los anillos de Debye que aparecen, los índices de los planos bcc que difractan.

Introducción

La transformación $\zeta \rightarrow \beta'$ del sistema Ag-Cd (Fig.1) fue estudiada por dilatometría⁽¹⁾, rayos x⁽²⁾ y por resistividad^(3, 4), y en platina caliente⁽⁵⁾. La energía de activación (Q), calculada a partir de medidas de resistividad y del valor medio de la velocidad de avance de las interfases para distintas temperaturas, es de (16 ± 3) kcal/mol^(3, 4). Midiendo las velocidades de una interfase a dos temperaturas, se calcularon las energías de activación para el movimiento individual de cada una de ellas⁽⁵⁾. Se obtuvo un amplio rango de valores: desde 5 kcal/mol a 40 kcal/mol. Dadas estas energías de activación medidas, se trató de ver si existía o no relación de orientación entre los granos ζ y β' , lo que permitiría explicar las variaciones observadas.

Procedimiento experimental

Las muestras usadas en las experiencias de rayos x fueron monocristales de fase exagonal separados de un disco policristalino de 10 mm de diámetro y 0.3 mm de espesor, cortado con la máquina de electroerosión de un lingote 49% at. Cd (preparado a partir de Ag y Cd 99.999%⁽⁶⁾). Para obtener la fase inicial ζ , los discos fueron recocidos en un horno de aceite de siliconas a 290°C durante 30 minutos y templados en tetracloruro de carbono a 0°C. El tamaño de los granos ζ obtenidos fue variable, habiendo algunos de aproximadamente 1 mm que, debido a lo delgado del disco, aparecían por ambas caras. Estos fueron los monocristales separados. Elige uno, se lo montó en una cabeza goniométrica y se lo orientó hasta obtener un diagrama de difracción de fácil indexado. Sin mover la muestra, se hicieron luego sucesivos recocidos de 30 minutos a aproximadamente 80°C,

a cada uno de los cuales siguió un nuevo Laue. Esto permitió, mediante rayos x, seguir el avance de la transformación hasta que se tuvo un 70% de fase β' . Sin volver a calentar se rotó posteriormente la muestra 10, 20 y 30° en un plano horizontal en ambos sentidos, sacándose un Laue en cada una de las posiciones. En todas las experiencias se usó un tubo de cobalto.

Resultados experimentales

La figura 2a, muestra el diagrama de difracción correspondiente al plano basal de uno de los monocristales exagonales estudiados en la cabeza geométrica. Sin mover el monocristal se hicieron los recocidos anteriormente mencionados, obteniéndose la secuencia mostrada en 2b y 2c. Puede observarse cómo empiezan a aparecer los sucesivos anillos de Debye (producidos por la difracción de las radiaciones $K_{\alpha 1}$ y $K_{\alpha 2}$ del Co en planos de la fase β') a medida que progresa la transformación. Esos anillos coexisten con el diagrama inicial del monocristal exagonal, que va debilitándose al disminuir la fracción no transformada. En la primera etapa de la transformación los anillos tienen una intensidad bastante uniforme. En 2d, sin embargo, hay una zona de mayor intensidad que el resto, que podría indicar una cierta textura. Se observa también claramente resuelto el doblete $K_{\alpha 1} - K_{\alpha 2}$. Anillos como los obtenidos en las experiencias pueden corresponder a una distribución prácticamente al azar de los cristales β' en el monocristal ζ , o a una textura fibrilar alrededor de la dirección $[0001]$ aproximadamente paralela al haz de rayos x. Para decidir sobre ambas posibilidades se hicieron las rotaciones antes mencionadas. Las figuras e, f, corresponden a las de 10° y 20° en el sentido de las agujas del reloj y las i, j, a las de 20° y 30° en el sentido contrario respectivamente, a partir del estado inicial d. De los diagramas puede concluirse que las normales a los planos de la fase bcc que difractan se distribuyen prácticamente al azar alrededor de la dirección $[0001]$ paralela al haz de rayos x.

Para ver el efecto de la transformación $\zeta \rightarrow \beta'$ sobre el tamaño de grano, se llevó el monocristal ζ inicial, parcialmente transformado, al campo de la fase ζ . Para ello se hizo un recocido de 20 horas a 290°C, seguido de un templado a 0°C. El diagrama final obtenido (Fig.3), corresponde a un policristal de aproximadamente 10 μ , orientado totalmente al azar. La fuerte reducción del tamaño de grano a través de una transformación de este tipo fue encontrada ya en otros materiales⁽⁷⁾.

Discusión

Midiendo el diámetro de los anillos de Debye obtenidos en d, y sabiendo que la distancia muestra-película es 3 cm, es posible obtener los índices de los planos (hkl) de la fase β' que difractan. Considerando la línea K_{α} del cobalto (1.79 Å) resulta para los hkl correspondientes al primer y tercer círculo: (222) y (310) respectivamente. El segundo círculo aparece por difracción de la línea K_{β} del cobalto (1.62 Å) en el plano (321). De los resultados anteriores se puede afirmar entonces que existe

una distribución al azar para las direcciones $|222|$, $|310|$ y $|321|$, alrededor de la $|0001|$. Esta distribución al azar para las mismas direcciones se encontró cuando la orientación inicial del monocristal ζ era tal que la $|0001|$ no era paralela al haz. De esto se concluye que la fase β' crece a partir de la ζ retenida por templado, sin relación de orientación. En base a esto se puede pensar, en principio, que los diferentes valores de energía de activación encontrados para el crecimiento de distintos cristales β' en un mismo grano ζ , se deben a que se han medido velocidades de avance de interfases ζ/β' que separan pares de granos $\zeta - \beta'$ con distinta relación de orientación. La comprobación experimental de lo propuesto requeriría el uso de un equipo de micro-haz de rayos x, para poder determinar la relación de orientación de cada grano β' con la matriz ζ en la que crece.

REFERENCIAS

1. Frankel, W. and Wolf, A., Z.anorg.Allg.Chem. 189, 145, 1930
2. Masson, D., Acta Met. 8, 71, 1960
3. Serebrinsky, H., Kittl, J., J.Metalurgia-JI-A.B.M. 22, 961, 1966
4. Kittl, J., Serebrinsky, H. And Gomez, M.P., Acta Met. 15, 1702, 1967
5. Sarce, A., Kittl, J., A ser publicado
6. Sarce, A., Kittl, J., PMM/C-162, Dep. de Metalurgia, Bs.As., Argentina.
7. Speich, G. and Szirmai, A., Trans.AIME, 245, 1063, 1969

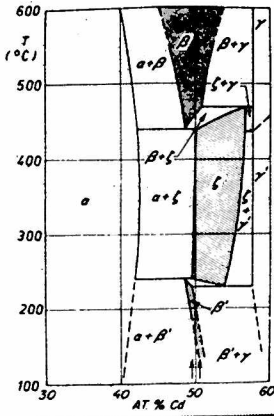


Fig.1-

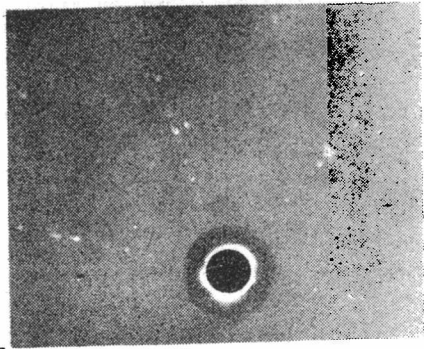


Fig.2a-

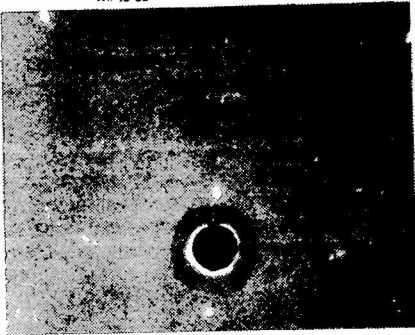


Fig.2b-

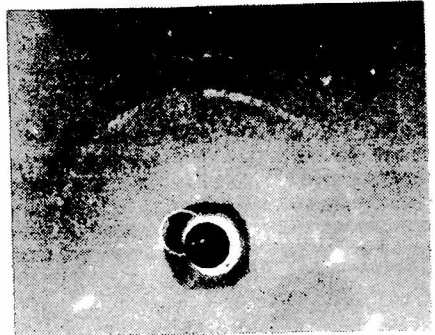


Fig.2c-



Fig.2d-



Fig.2f-

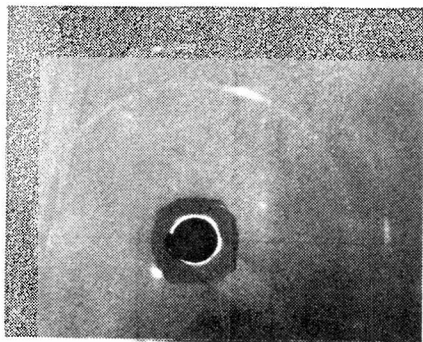


Fig. 2e-

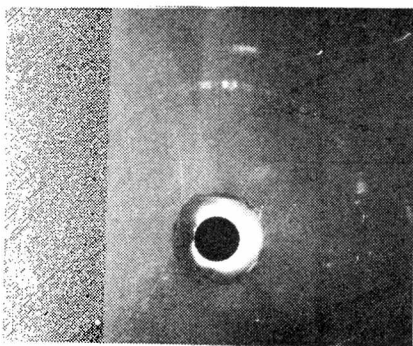


Fig. 2i-

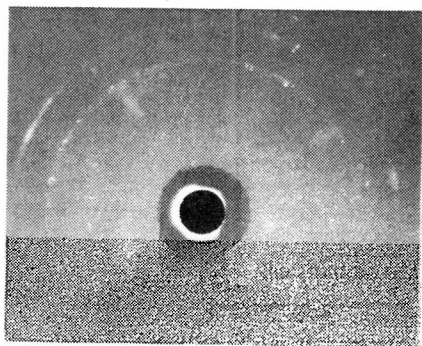


Fig. 2j-

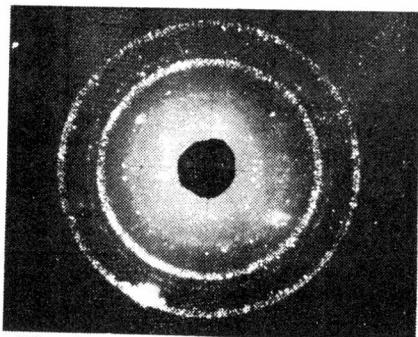


Fig. 3-

TRANSPORTE DE MATERIA A TRAVES DE LA INTERFACE Al/SiO₂

Parte I

E.Cavanagh*, J.I.Franco** y N.E.Walsoe de Reca***

RESUMEN

Los cambios estructurales en la interface Al/SiO₂ en muestras de Al/SiO₂/Si (pertenecientes a circuitos integrados) fueron observados después de los recocidos de estabilización (15 minutos a 1 hora entre 400 y 565°C).

Se observó un transporte de materia desde el SiO₂ hacia la superficie del aluminio a través de sus bordes de grano mediante técnicas autorradiográficas y microscopía electrónica de barrido. Los precipitados formados en las primeras y en las últimas etapas de la reacción del Al con el SiO₂ fueron reconocidos por reacciones químicas de coloreado, por microscopía electrónica de barrido y por difracción de electrones.

Introducción

En los circuitos integrados la interconexión entre los elementos de los mismos, así también como las conexiones del conjunto se obtienen por evaporación en vacío de una película de aluminio. Las razones por las cuales se elige este elemento son varias: excelente adherencia del depósito sobre el SiO₂, fácil evaporación en vacío convencional (10⁻⁶ mm Hg) (T_f = 655°C), bajo costo, facilidad para su obtención en el comercio con elevado grado de pureza y ausencia de compuestos intermetálicos en el sistema Al/Si, entre otras. Una vez depositada la película de Al, los circuitos son sometidos a recocidos pre-eutécticos (T < T_e = 577°C) en vacío de 10⁻⁶ mm Hg para asegurar la repetibilidad de las mediciones eléctricas⁽¹⁾ y una buena adherencia del film. Se observa entonces una interdifusión en el sistema Al/Si a través del SiO₂ residual en las ventanas de los circuitos^(3,4) y un cambio estructural del film de aluminio que queda en contacto con el SiO₂.

El presente trabajo abarca el estudio del pasaje de materia desde el SiO₂ hacia la superficie del Al a través de sus bordes de grano, las posibles reacciones químicas entre el SiO₂ y el Al y el reconocimiento de los compuestos producidos (Parte I), el estudio de la difusión del Al a través del SiO₂ (Parte II) y el estudio cinético del proceso general y su interpretación (Parte III).

* SENID, ** Facultad Ciencias Exactas Buenos Aires, *** CITEFA y CONICET.

Parte experimental

a. Preparación de muestras de $\text{Al}/\text{SiO}_2/\text{Si}$

Sobre $\text{Si}(111)_p$ se crece el dióxido de silicio por vía seca (~ 6 horas de recocido a 1100°C en atmósfera de O_2 de pureza banda dorada). La capa de SiO_2 tiene un espesor de 5000 a 7500 Å, constante en cada muestra. Sobre el óxido se abren ventanas circulares (de 0,1 mm de diámetro y espacia das entre sí en 0,6 mm) por técnicas fotolitográficas. Las muestras se desengrasan y atacan con una solución diluída de HF (reacción controlada con FNH_4). El Al 99,99% de pureza se evapora en vacío convencional de 10^{-6} mm Hg, perpendicularmente al sustrato. Los espesores de Al fueron de 500 a 1500 Å constantes para cada muestra. Se comprobó por difracción de electrones que la película metálica no se oxidaba durante el proceso de evaporación sobre el sustrato Si/SiO_2 a temperatura ambiente. Los recocidos de estabilización se efectuaron a temperaturas pre-eutécticas (entre 400 y 565°C) y en un vacío de 10^{-6} mm Hg. La duración de los recocidos fue de 15 minutos a 1 hora, observándose cambios estructurales importantes en la superficie del Al en contacto con el SiO_2 para recocidos de más de 15 minutos. Posteriormente las zonas del Al que no se utilizarán para interconexiones se recortan por fotolitografía. El conjunto restante es observado por microscopía óptica y por microscopía electrónica de barrido (MEB) con un Jeol JSM-U3.

b. Preparación de las muestras de Al para M.E. de transmisión

Una serie de films de Al de igual espesor que los anteriores se depositó sobre un sustrato amorfo (vidrio) a temperatura ambiente y en un vacío de 10^{-6} mm Hg. Las películas fueron flotadas y observadas por M.E. de transmisión y recocidas en el mismo rango de temperaturas en la platina de calentamiento del M.E. Hitachi HU-200.

c. Preparación de las muestras para autorradiografías

El conjunto $\text{Al}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ fue preparado en la misma forma que las muestras de tipo a., pero en este caso se dopó previamente por difusión el SiO_2 con Al^{26} o con Ni^{63} . La tabla I señala las características de ambos radioisótopos.

El conjunto $\text{Al}/\text{SiO}_2(\text{marcado})/\text{Si}$ es sometido a las temperaturas mencionadas y las autorradiografías se toman sobre la superficie del Al. Si las muestras han sido dopadas con Al^{26} se utilizan placas Scientia Nuc.7,15 y si el dopado se efectúa con Ni^{63} se emplean placas Scientia Nuc.3,07. Los tiempos de exposición fueron variables entre 1 día y 15 días según el radioisótopo. Otro conjunto fue preparado en la siguiente forma: se evaporó Al enriquecido en Al^{26} (a partir de $\text{Cl}_3\text{Al}^{26}$). El conjunto de $\text{Al}^{26}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ fue sometido a recocidos idénticos a los anteriores y pulido a bisel. Sobre el corte a bisel se tomaron las autorradiografías.

Resultados

a. Muestras de Al/SiO₂/Si

La Fig.1 muestra una ventana abierta sobre el óxido y metalizada ($A = 1000x$). El recocido fue de 15 minutos a $565^{\circ}C$. Aparecen sobre la superficie del aluminio en contacto con el óxido aparentes figuras de corrosión. Algunos autores⁽³⁾ han considerado que se trataba de agujeros en el Al por drenaje de éste a través de sus propios bordes de grano. La MEB nos permitió comprobar que se trataba de precipitados provenientes del SiO₂ y que se localizaban en los bordes de grano del film de Al. La observación de un film de Al de 1000 Å de espesor, no totalmente coalescido, por MEB permite comprobar la formación de precipitados esféricos en sus calles luego de un recocido de 15 minutos a $565^{\circ}C$ (Fig.2 - $A = 40000x$). La Fig.3 ($A = 4000x$) muestra un sustrato de SiO₂/Si con depósito de Al de 5000 Å de espesor (geometría de medio campo) recocido de 15 minutos a $565^{\circ}C$ y la Fig.4 ($A = 110000x$) un precipitado de mayor tamaño. Cuando se atacan las muestras con una solución de OHNa al 10%⁽⁴⁾ al film de aluminio se solubiliza y los precipitados ricos en Si (y cuya composición se desconoce actualmente) se tiñen de color pardo. Esta reacción es altamente sensible y de utilización habitual en la determinación de precipitados que contienen Si en el Al de los circuitos integrados. Cuando el recocido a $565^{\circ}C$ se prolonga durante 1 hora el aspecto de los precipitados cambia notablemente (Fig.5 $A = 20000x$). Como termodinámicamente es factible la reacción del SiO₂ con el Al para formar Al₂O₃ (Parte III de este trabajo) se supuso que los nuevos precipitados, de color blanco formados, podrían ser de Al₂O₃. Para comprobarlo se recurrió a dos métodos: uno "in situ" de coloreado químico puntual y el otro de réplica de extracción. El primero de los métodos consiste en tratar la muestra con una solución de sulfonato sódico de alizarina en medio débilmente acidificado con CH₃COOH (0,5 ml) (H₂) : 100 ml)⁽⁵⁾. Los precipitados de Al₂O₃ dan una coloración violeta intensa. De otro conjunto de muestras se extrajeron los precipitados de Al₂O₃ mediante réplicas. La difracción de electrones permitió comprobar que se trataba de γ -Al₂O₃⁽¹⁾. Uno de los precipitados extraídos se observó por MEB (Fig.6. $A = 42000x$).

b. Muestras de Al evaporado para M.E. de transmisión

Las películas evaporadas de espesor entre 500 y 15000 Å tuvieron un tamaño de grano inicial de 0,2 a 0,5 μ (Fig.7. $A = 50000x$, espesor del film: 1000 Å). Los recocidos efectuados en la platina de calentamiento del M.E. permitieron observar un tamaño de grano final de 5 a 6 μ (para temperaturas entre 500 y $565^{\circ}C$ y tiempos de recocido de 1 hora como mínimo). Con recocidos de 1 hora a temperaturas entre 100 y $350^{\circ}C$ el tamaño de grano inicial no sufre variaciones apreciables. Se deduce que aún a las temperaturas más altas (entre 500 y $565^{\circ}C$) el tamaño de grano permanece pequeño debido al efecto inhibidor del espesor del film. Como la densidad de borde de grano es alta el pasaje de materia desde el SiO₂ hacia la superficie es muy factible aún en films gruesos y totalmente coalescidos (15000 Å).

c. *Muestras para autorradiografías*

La técnica de MEB detallada en a), nos proporciona evidencia de arrastre de materia desde el óxido hacia la superficie del Al por sus bordes de grano. Su posterior reacción con el Al produce los precipitados esféricos que mencionamos. La ubicación de los mismos se comprueba por técnicas autorradiográficas. La Fig. 8 ($A = 1000\times$) muestra una autorradiografía tomada sobre la superficie del Al en la que se nota la concentración del material radiactivo en los bordes de grano. Esta muestra fue recocida 15 minutos a 565°C y el dopado del óxido se hizo con Ni^{63} . El depósito de Al se hizo grueso ($15000 \text{ \AA}$) con el objeto de aumentar el tamaño de grano. Dada la radiación blanda del elemento dopante del SiO_2 el radioisótopo que ha impresionado la placa no puede hallarse por debajo de la superficie del aluminio sino contenido en ésta. Las autorradiografías obtenidas dopando el SiO_2 con Al^{26} , dadas las características del radioisótopo no son de tan buena calidad.

Comprobado el pasaje de materia desde el óxido hacia la superficie del Al por sus bordes de grano se midieron los tiempos de difusión dentro del rango de temperaturas de interés utilizando diferentes espesores del film de Al. De estas experiencias pudo evaluarse una energía de activación para el proceso de $22.000 \text{ cal/mol}^{(6)}$. Este proceso de difusión puede acelerarse debido a las tensiones existentes en la interface (diferentes coeficientes de expansión del Al y del óxido). Este fenómeno es particularmente importante en películas delgadas policristalinas⁽⁷⁾ donde la relajación de las tensiones por el movimiento de dislocaciones es difícil⁽⁸⁾.

Por otra parte en los conjuntos $\text{Al}^{26}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ cortados a bisel, las autorradiografías señalan un avance del Al^{26} dentro del óxido (de este proceso de difusión nos ocupamos en la Parte II de este trabajo). Se observa además un pasaje desde el óxido hacia el Al, tal como lo señaláramos antes.

En las ventanas del circuito donde existe una capa de óxido residual la migración del óxido hacia el aluminio puede producirse. Aunque termodinámicamente la formación de Al_2O_3 es factible las cantidades reaccionantes son tan pequeñas que si se forman los precipitados de alúmina no pueden reconocerse por coloreado químico con sulfonato de alizarina o extraerse por réplica. Tampoco se detectaron precipitados de Al_2O_3 en las ventanas con la microsonda electrónica de Castaing⁽⁶⁾.

Conclusiones

A las temperaturas de recocido pre-eutécticas (400 a 565°C) para estabilizar las mediciones eléctricas de los circuitos integrados y para asegurar la adherencia de sus conductores de Al, se observa:

Un pasaje de materia desde el SiO_2 hacia la superficie del aluminio por los bordes de éste, comprobado con técnicas de MEB y autorradiográficas. La densidad de borde de grano es alta debido a efecto inhibidor del espesor del film y la energía de activación del proceso es baja ($Q = 22.000 \text{ cal/mol}^{-1}$)⁽⁶⁾.

- Después de un recocido de 15 minutos a 565°C el material difundido forma precipitados ricos en silicio. La reacción de los mismos con OHNa al 10% que solubiliza el Al y los tiñe de pardo permite su reconocimiento⁽⁴⁾.
- Los precipitados ricos en Si reaccionan con el Al y después de un recocido de 1 hora a 565°C se observan precipitados de Al_2O_3 reconocidos por un "spot test" colorimétrico con sulfonato sódico de alizarina y por réplica de extracción. La difracción de electrones permitió establecer que los precipitados extraídos eran $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$.
- Las reacciones antes mencionadas son termodinámicamente tan factibles sobre el SiO_2 grueso de las máscaras como en el residual de las ventanillas, a pesar de que en el segundo caso no son detectables con las técnicas usadas.

REFERENCIAS

1. Di Franco F., Sagarzazu R. y Serebrinsky H., Comunic. CITEFA 1973
2. Schwuttke G.H. y Howard J.K., Sci.Report.APCRL,67-0564. Air Force. Cambridge Research Lab.2-1 (1967)
3. Mc Caldin P. y Sankur H., Appl.Phys.Letters,19 (1971) 12
4. Pabriputaloong K. y Piggott M.R., J.Electrochem.Soc.121 (1974) 3 429
5. Feigl F., "The spots tests". Elsevier Publish.Co. Amsterdam-London (1954). 4a. Ed.
6. Cavanagh E., Franco J.I. y Walsoe de Reza N.E., Anales del Cuarto Congreso del Grupo Iberoamericano de Cristalografía. Campinas. Brasil (1975). A publicarse
7. Chaudhari P., Mader D. y Freedman J.F., J.Vac.Sci.Techn.6,(1969)618
8. Chaudhari P., IBM J.Res.18 (1968) 197

TABLA I

Radioisótopo	Vida media	Radiación
Al^{26}	$0,7 \cdot 10^6$ años	Varios picos y un pico de aniquilación (0,511 MeV)
Ni^{63}	85 años	$\gamma = 0,37$ a $1,49$ MeV $\beta = 0,067$ MeV

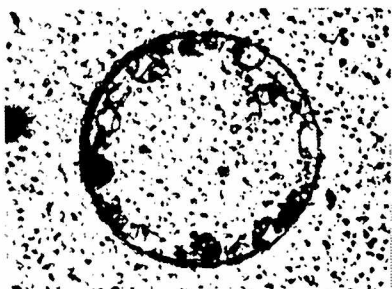


Figura 1. (A = 1.000x)

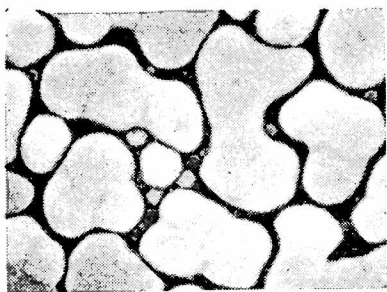


Figura 2. (A = 40.000x)

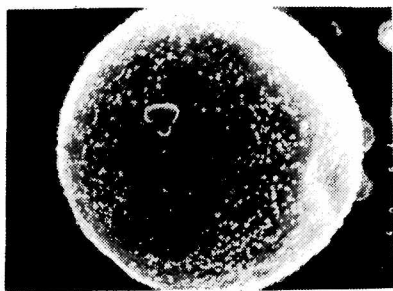


Figura 3. (A = 4.000x)

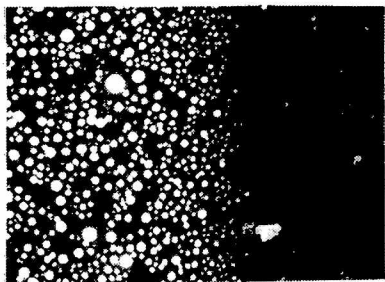


Figura 4. (A = 110.000x)

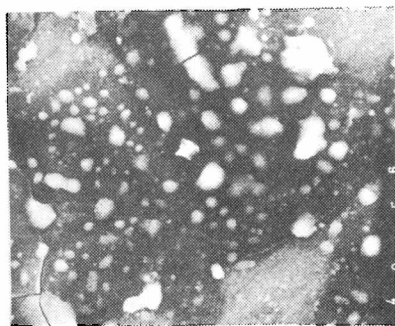


Figura 5. (A = 20.000x)

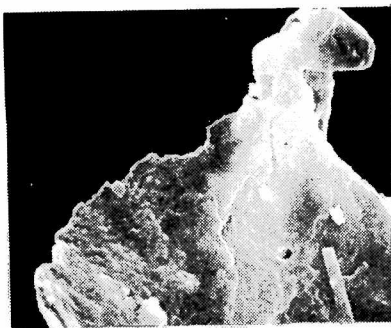


Figura 6. (A = 42.000x)

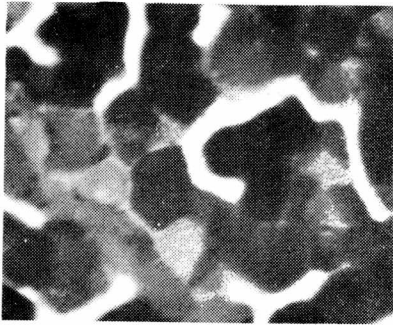


Figura 7. (A = 50.000x)

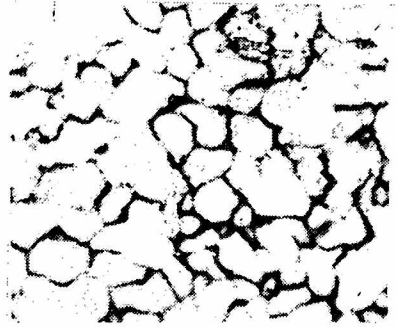


Figura 8. (A = 1.000x)

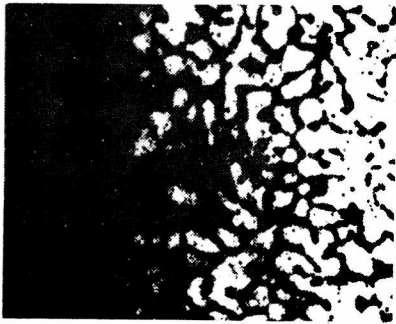


Figura 8. (A = 1.000x)

Agradecimientos

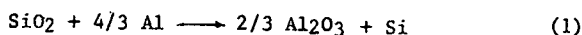
Al CONICET por el Subsidio No.3696 otorgado a uno de nosotros (N.E.W. R.) y por el uso del MEB del Instituto Campomar y a la Srta. Liliana Frezzotti por su valiosa colaboración en las micrografías.

TRANSPORTE DE MATERIA EN LA INTERFACE Al/SiO₂ (Mecanismo del proceso) Parte II

E.Cavanagh*, J.I.Franco** y N.E.Walsole de Reca***

Introducción

Considerando la termodinámica del sistema Al/SiO₂ se constata que la reducción del SiO₂ por el Al es factible según:



$$G_{565}^{\circ} \text{C} = -60 \text{ Kcal/mol}$$

Análisis de los resultados obtenidos en I y II^(1 y 2)

Suponiendo que las solubilidades mutuas de los pares Al/SiO₂ y Si/Al₂O₃ sean despreciables, puede calcularse la entalpía libre de la reacción (1) y se comprueba que favorece el desplazamiento del equilibrio hacia la derecha (entre 300 y 1000°K) como puede deducirse de su representación gráfica (Fig.1) donde se han incluido los datos conocidos de otros óxidos de la familia del Al(3). La variación de $f_{\Delta G_T}$ para ambos sistemas con la temperatura es:(3)

$$f_{\Delta G_T}^{\circ} <\text{Al}_2\text{O}_3> = -400.810 - 3,98 T \log T + 87,64 T \text{ [Cal/mol]} \quad (2)$$

$$f_{\Delta G_T}^{\circ} <\text{Si O}_2> = -210.600 - 3,07 T \log T + 52,22 T \text{ [Cal/mol]} \quad (3)$$

Como la velocidad de reacción entre sustancias sólidas está gobernada, en general, por la velocidad con que llegan los reactivos al lugar de la reacción o se alejan los productos del mismo, y teniendo en cuenta la temperatura de iniciación de la reacción (1), es posible que dicha reacción tenga lugar y en grado apreciable entre 500 y 565°C. La identificación de la γ -Al₂O₃ o del Si se realizó en la parte I de este trabajo por dos métodos (químico colorimétrico y réplica de extracción analizada por difracción de electrones). No se detectan otros compuestos con los métodos citados.

Aceptada la reacción (1) como la más probable a las temperaturas del recocido de estabilización (400 y 565°C) proponemos el siguiente esquema cinético de recocido:

- Se produce un transporte de materia desde el SiO₂ hasta la superficie del Al a través de los bordes de grano de la película con una

* SENID, ** Fac.de Cs.Ex. de Bs.As., y *** CITEFA y CONICET.

energía de activación de 22.000 cal/mol(1). Este proceso se facilita por la alta densidad de borde de grano debido al efecto inhibidor del crecimiento de los mismos por el espesor de la película. Si se marca el SiO_2 con un trazador conveniente las autorradiografías obtenidas sobre la superficie del Al^{26} confirma este resultado.

- b. El SiO_2 en contacto con el Al reacciona de acuerdo con (1). Debido a la exotermicidad de la reacción se producen aumentos locales de temperatura, lo cual facilitaría la formación y desprendimiento de los curiosos núcleos esféricos que fueron observados por MEB (1), lo cual explicaría también el redondeo de los bordes de grano de una película de Al no coalescida cuando se forman los precipitados. La Fig.2 muestra un film de Al no coalescido, flotado ($A = 40.000x$) con bordes de grano netos y la Fig.3, un film de Al sobre SiO_2 ($A = 40.000x$). Recocidos ambos a la misma temperatura se observa en la Fig.3 que la formación de los núcleos esféricos consume el Al de los bordes de grano redondeando los mismos.
- c. Una vez formada la Al_2O_3 (Fig.4: $A = 20.000x$) se produce el alejamiento de la misma del lugar de la reacción, y el exceso de Al migra a través del SiO_2 con una energía de activación de 43 Kcal/mol (si el SiO_2 es crecido sobre $\text{Si}(111)$) y con una $Q = 50$ Kcal/mol si el SiO_2 es vitrificado (2).

No conocemos la energía de activación de la reacción (1) pero sí suponemos que el paso c. es la etapa más lenta, la cinética de la reacción total poseería una energía de activación comparable(4), (5) y (6).

Discusión

Diferentes tiempos de recocido a una dada temperatura dentro del rango de estabilización de los circuitos integrados produce efectos diferentes si nos basamos en la reacción (1) y en los hechos experimentales (1) y (2). Un recocido de 15 minutos a 565°C produce aparentemente sólo un paso de materia desde el dióxido de Si hacia la superficie del Al, pero un recocido de 1 hora, permite la formación de Al_2O_3 . La Fig.5 ($A = 5.000x$), muestra una zona coloreada, difusa, debida al primer paso y núcleos blancos con alúmina debidas al segundo paso. Respecto de los núcleos esféricos observados en este trabajo(1) y que aparecen más difusos en la Fig.4 (señalados con flechas) su formación implicaría mezclas de Al y de Si, de composición variable con un enriquecimiento en Al hacia la periferia. El tratamiento con OHNa diluido al 10% solubilizaría el Al de las capas exteriores y el Si remanente daría por interferencia el color observado y al que hicimos referencia en la Parte I. Esta interpretación difiere de la de Pabripu taloong y col.(5), por cuanto no fue identificada ninguna sustancia extraña a las intervinientes en la reacción(1) mediante difracción de electrones.

Por otra parte, se ha descartado la formación de Al_2O_3 por reacción del Al con la atmósfera durante el recocido, puesto que los tratamientos

térmicos se hicieron en vacío, y, muestras testigos de películas de Al flotadas no revelaron alúmina por difracción de electrones, ya que la finísima capa de Al_2O_3 que puede separarse en estas condiciones está por debajo de los límites de detección de esta técnica.

Geométricamente las muestras presentan zonas con diferentes espesores de óxidos: las máscaras y las ventanas (por donde se difunden los dopantes en el Si). El esquema cinético analizado es válido para la primera; donde el espesor del óxido es residual, si bien reacciona con el Al, la alúmina no es detectable con las técnicas utilizadas. La distribución en erf c. hallada para la difusión del Al^{26} en SiO_2 (2), puede ser la distribución correspondiente a los cristallitos de Al_2O_3 . Tanto el método de Gruzin como el autorradiográfico no podrían determinar si la distribución de la concentración del radioisótopo es la del elemento solubilizado o la de este combinado formando Al_2O_3 . También el uso de la Microsonda de Castaing estaría limitado en este sentido. Es interesante tener en cuenta que el Si que pudiera llegar a la superficie del Al a través de sus corto-circuitos de difusión puede producir inconvenientes en la soldadura Al/Au del circuito o acarrear problemas de envejecimiento en la película de Al. Respecto del primer problema la soldadura de los terminales de Au sobre el Al se ve perjudicada por la presencia de cantidades muy pequeñas de Si que catalizan la formación de un compuesto ternario (supuestamente $AuSiAl_4$) que posee malas propiedades mecánicas y eléctricas (7). Respecto del segundo problema, cuando el circuito está en funcionamiento se producen ciclos térmicos a bajas temperaturas y éstos generan envejecimiento en aleaciones de Al con bajo contenido de Si ($Si < 0,4\%$). Este proceso que es mucho más factible en películas delgadas que en muestras masivas causa una notable disminución de la resistividad (8) y perjudica, en consecuencia, al circuito.

REFERENCIAS

1. Cayanagh E., Franco J.I. y N.E.Walsole de Reca, Ver parte I de este trabajo.
2. Ibid. Parte II
3. Kubaschewsky R. y Evans E.L., "Metallurgical Thermochemistry". Pergamon Press. New York. 1958
4. Mc Caldin L.O. y Sankur H.J., Appl.Phys.Letters.19,12 (1971) 524
5. Pabripataloong K. y Piggott M.R., J.Electrochem.121,3 (1974) 429
6. Pabripataloong K. y Piggott M.R., The Am.Ceram.Soc.56,4 (1973) 177
7. Philowsky E., Solid Stat.Electronics,13 (1970) 1391
8. Van Gorp G.J., Scripta Met.,6 (1972) 361

Agradecimientos

Al CONICET por el Subsidio No.3696 y el préstamo del MEB del Instituto Campomar y a la Srta.Liliana Frezzotti por su valiosa colaboración en las micrográficas.

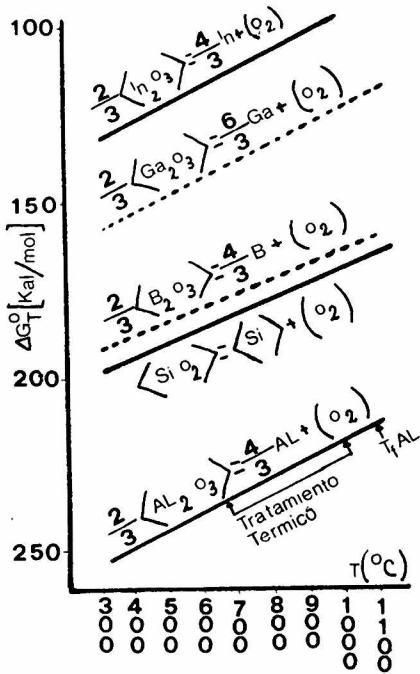


Figura 1.

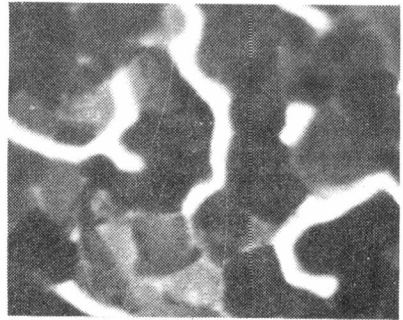


Figura 2 (A = 40.000x)

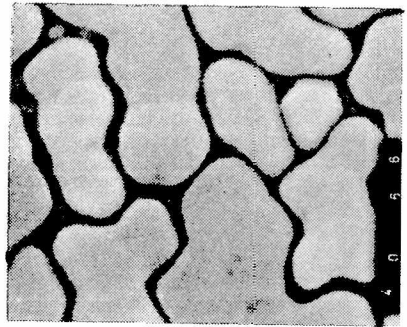


Figura 3. (A = 40.000x)

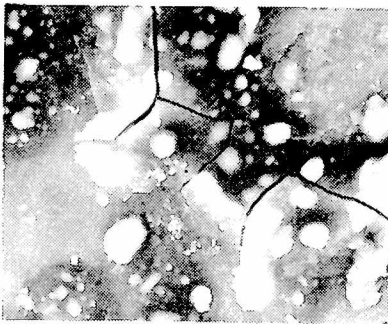


Figura 4. (A = 20.000x)

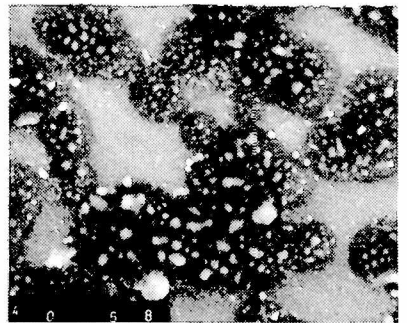


Figura 5. (A = 5.000x)

CRECIMIENTO EPITAXIAL DE $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$

E.Orner*, N.E.Walsoe de Reca** y E.Castro***

Introducción

Las aleaciones de $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ son semiconductoras y tienen un ancho de banda prohibida variable con la concentración x (donde x : fracción molar del Cd) desde 1,5 eV para el TeCd ($x = 1$) hasta -0,3 eV para $x = 0$. La Fig.1 muestra la variación del gap de energía (E_g) en función de la concentración⁽¹⁾.

En este trabajo se han obtenido las aleaciones mencionadas a partir de CdTe y HgTe por crecimiento epitaxial con el método de evaporación-difusión, sin gradiente térmico. Estas aleaciones se emplean en la construcción de detectores de radiaciones infrarrojas. Se estudiaron también: las variables que afectan el proceso de obtención de los monocristales, la variación de la composición (con la microsonda electrónica de Castaing) y se probó la monocristalinidad de las aleaciones mediante rayos X (método de Laue) y por difracción de electrones.

Parte experimental

El TeCd(5N) se corta con sierra de hilo (usando CSi como abrasivo) en planchitas de 2 x 8 x 4 mm y se pule hasta con Al_2O_3 de 1 μ . La limpieza se hace con solventes y ultrasonido. El TeHg(5N) policristalino se corta de igual tamaño con sierra de hilo y se pule con Al_2O_3 de hasta 3 μ después de haber sido sometido a un tratamiento de difusión a 300°C para enriquecerlo en Hg⁽⁵⁾. Los dos tipos de muestras se limpian en tricloroetileno en ebullición y se decapan con solución de bromo al 5% en alcohol metílico y se colocan en una disposición como la de la Fig.2. El tubo interno del conjunto se coloca para disminuir el volumen interior en la ampolla. Esta es sellada en vacío luego de varios lavados con A. Partimos de la base que: existe una serie continua de soluciones sólidas $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ con ($0 < x < 1$)⁽¹⁾, los dos compuestos cristalinos de los cuales se obtienen las aleaciones (TeCd y HgTe) cristalizan con la misma estructura, tipo blenda y tienen una variación del parámetro de red de sólo 0,3% ($a_{\text{TeCd}} = 6,4816 \text{ \AA}$ y $a_{\text{TeHg}} = 6,4616 \text{ \AA}$).

Resultados - Variables que afectan el proceso

a. Orientación del sustrato

Cohen-Solal⁽¹⁾ han encontrado que los depósitos obtenidos sobre sus-

* CITEFA. ** CITEFA y CONICET. *** Fac.de Ingeniería. UNBA. Lab. de Semiconductores.

trato (111) no difieren demasiado de los obtenidos sobre sustratos de cualquier orientación cuando la temperatura del tratamiento es suficientemente elevada. La Fig.3 muestra el crecimiento epitaxial sobre el sustrato de TeCd. En el caso en que la superficie del sustrato sea (111) o muy cercana a esta orientación algunos autores⁽²⁾ han encontrado relieves muy particulares por ataque químico. Nosotros hemos hallado un tipo de superficies semejantes con figuras triangulares (Fig.4. A = 400x) y terrazas (Fig.5. A = 400x) durante el crecimiento sin que esta estructura afecte la monocristalinidad de las aleaciones. Se supone que a causa del fenómeno de polaridad cristalográfica asociado con la blenda existen dos tipos equivalentes de planos (111): uno contiene aniones (átomos de Te) y el otro contiene cationes (átomos de Cd). La Fig.4 corresponde a un depósito sobre fase "cadmio" (recocido de 5 horas a 550°C). Las zonas aisladas triangulares cuyos ángulos son de 60 grados se unen en regiones que forman placas que siguen una dirección cristalográfica definida pertenecientes a $\langle 100 \rangle$ (Fig.5). Cuando se hace un diagrama de difracción de electrones no se observa alteración de la epitaxia, a pesar de la apariencia policristalina del compuesto crecido. La difracción de electrones del sustrato de TeCd da un diagrama de puntos netos prácticamente igual al del depósito (Fig.6 y 7) lo cual confirma el crecimiento epitaxial. El clivaje de las láminas observadas resulta perpendicular a la superficie del depósito epitaxial. Se observan también líneas de Kikuchi lo cual confirma la buena calidad del depósito cristalino aún en cristales de espesor considerable.

b. *Duración del tratamiento*

Como se trata de un tratamiento isotérmico de evaporación y posterior difusión se puede definir una velocidad de crecimiento del depósito variable con el tiempo⁽¹⁾. En forma general dicha variación se puede expresar como: $e = At^n$, donde: e = espesor del depósito, A = cte que depende del material y $n \propto 1/2$.

c. *Temperatura del tratamiento*

La variación del espesor del depósito está ligada a la temperatura (°K) para tiempos de tratamientos fijos con una relación de tipo Arrhenius, de acuerdo con lo que puede esperarse para un proceso de difusión. En consecuencia: $e = e_0 \exp(-Q/RT)$ ⁽³⁾, donde: Q = energía de activación del proceso. Para el rango de temperaturas de nuestro trabajo (500 a 550°C) la energía de activación hallada fue de 27,200 cal/mol, coincidente con los datos de⁽¹⁾. Estos autores han publicado datos de Q mucho más bajos para recocidos en un rango de temperaturas menor, lo cual sugeriría la posibilidad de mecanismos de difusión distintos en los dos rangos de temperatura.

d. *Variación de la presión parcial de los constituyentes*

A temperatura fija la presión parcial de los diferentes constituyentes está determinada por el equilibrio de los sólidos en contacto con sus vapores. Generalmente la presión de vapor de un constituyente en contacto con un compuesto AB es inferior a la de este mismo elemento en contacto

con su sólido puro A a igual temperatura. Así si se introduce en la ampolla uno de los componentes puros no se modifica solamente su presión parcial propia sino la de todos sus constituyentes. Si se agrega Hg un aumento de su presión (en 20 veces, por ejemplo) puede inhibir el crecimiento del depósito en forma total. El agregado de Cd no produce modificación apreciable del espesor, pero, el agregado de Te produce un aumento de la presión de este elemento en contacto con TeHg + TeCd de 10^{-2} a 2,5 mm Hg 560°C ⁽³⁾ con lo cual se produce un aumento considerable del espesor. Es necesario también considerar que la composición del vapor en contacto con TeHg depende del volumen de la fuente y del volumen de la ampolla que deben mantener una relación fija, así se mantiene la relación de presión de Hg y Te para evitar que se modifique considerablemente la composición del TeHg.

Análisis con la Microsonda de Castaing

Los análisis se hicieron sobre cortes de la muestra a bisel y transversales. Estos últimos tienen la ventaja de dar información más precisa porque el haz de electrones no atraviesa las capas inferiores de composición diferente a la de las superiores. Los compuestos formados por evaporación-difusión son inhomogéneos, es decir, que presentan una composición variable con el espesor. La Fig.9 (A = 600x) muestra un corte transversal de un depósito epitaxial. La marca transversal que atraviesa la muestra es el daño que produce el haz de electrones sobre la misma e indica exactamente la zona barrida por la sonda. La medida de la concentración de los tres elementos Hg, Cd y Te (Fig.8), confirma que se trata de una mezcla que responde a la fórmula general $Cd_xHg_{1-x}Te$ ($0 < x < 1$). Se observa que las concentraciones de Cd y de Hg son complementarias y que la concentración de Te permanece constante. Si analizamos la Fig.9 se aprecian 4 zonas diferentes. De izquierda a derecha: zona a corresponde al sustrato (TeCd), luego se observa la zona b correspondiente a la mezcla de los tres elementos con composición variable, la zona c revela una estructura fina, cuya composición local no es resoluble con la microsonda pero que contiene principalmente Te y Hg. De estas zonas se han tomado micrografías con el MEB (Jeol JSM-U-3) (Fig.10 y 11). Se observa una capa muy fina aparentemente rica en Hg que se rompe en los bordes del sustrato. En la zona d aparecen compuestos de Te y Hg. En esta zona también son visibles con el MEB cristales de Te, geométricos y con un ordenamiento casi perfecto a las 110 del sustrato (Fig.12).

En cuanto al mecanismo del proceso, se produce un transporte de materia por interdifusión actuando el TeCd como sustrato y el TeHg como fuente vapor, esto varía las propiedades superficiales y desencadena la reacción de formación del depósito. Se observa una distribución no homogénea de poros en las capas depositadas debido a un gradiente de concentración de vacancias⁽⁴⁾ y que tiene su máximo en la zona de interdifusión donde son generadas las vacancias (Fig.13). La concentración de vacancias en la superficie es menor aunque mayor que la concentración en equilibrio en la fase vapor. La superficie de la fuente también está caracterizada por la misma concentración de equilibrio. La probabilidad de que se evaporen átomos a partir del depósito es inferior a la de evaporación de átomos a partir de la fuente porque sobre los átomos depositados actúa una fuerza asociada al

gradiente de concentración de vacancias de Hg que tiende a mantenerlos en la superficie y permite que difundan hacia el interior del sustrato.

Conclusiones

- Se obtuvieron crecimientos epitaxiales monocristalinos de composición $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ ($0 < x < 1$) de hasta 100μ de espesor por evaporación-difusión, sin gradiente de temperatura. La variación de la concentración de las soluciones se hizo con microsonda.
- Se analizaron las variables que influyen el proceso: tiempo y temperatura de recocido, orientación del sustrato, presiones parciales de los constituyentes, etc.
- Se comprobó la monocristalinidad de las muestras por difracción de rayos X y de electrones.
- Se estudió el aspecto estructural de las mismas con MEB.

REFERENCIAS

1. Cohen-Solal. G. Tesis. Faculté de Science de l'Université de Paris. 1969
2. Cohen-Solal G. y Marfaing Y.C.R. Acad.Sci.Paris, 260 (1965) 4190
3. Sirtl E., J.Phys.Chem. of Sol. 24 (1963) 1285
4. Bailly F. Tesis de Doctorado. Fac. Sci. Univ. Paris (1965)

Agradecimientos

Al CONICET por el subsidio No.3693 (N.E.W.de R.) y el préstamo del MEB del Instituto Campomar, a la Srta. Liliana Frezzotti por su valiosa colaboración en las micrografías, al Ing. D.Palacios por su colaboración en el trabajo con la microsonda de CNEA.

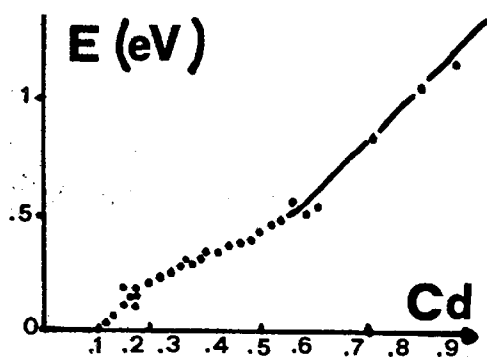


Figura 1. $E(\text{eV}) = f(x_{\text{Cd}})$

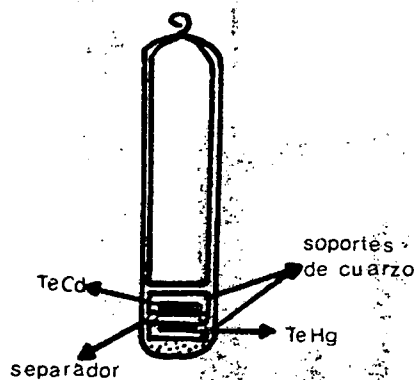


Figura 2

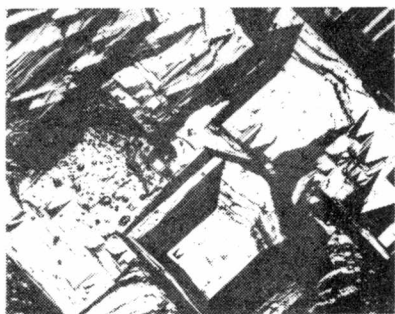


Figura 3. ($A = 400x$)



Figura 4. ($A = 400x$)

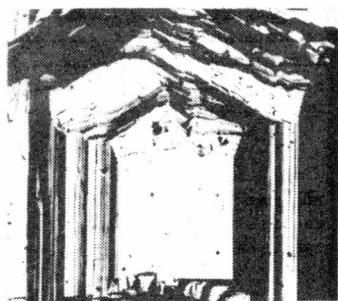


Figura 5. ($A = 400x$)

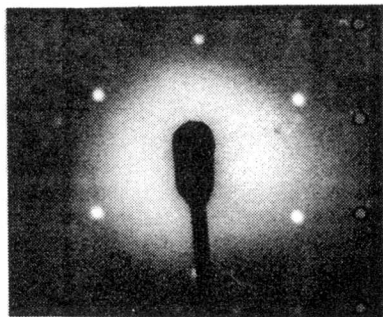


Figura 6. TeCd

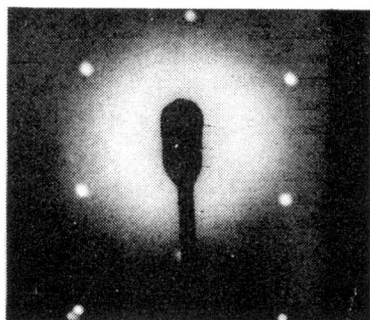


Figura 7. Aleación $Cd_xHg_{1-x}Te$

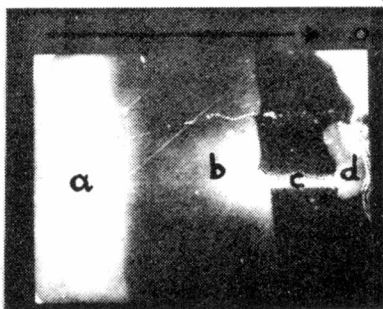


Figura 8. ($A = 600x$)

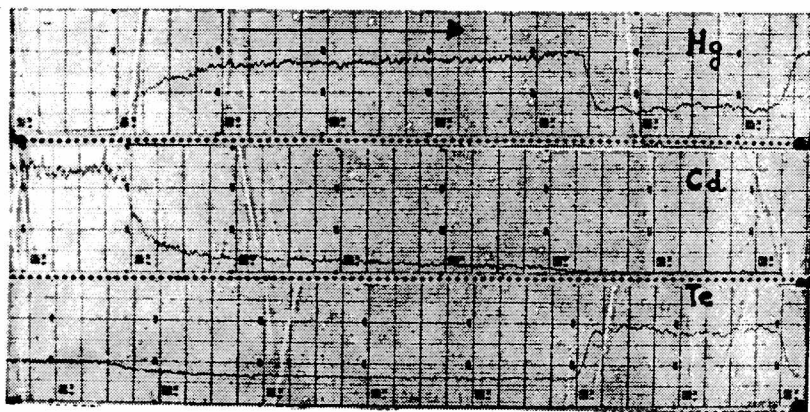


Figura 9. Registro directo de la microsonda electrónica

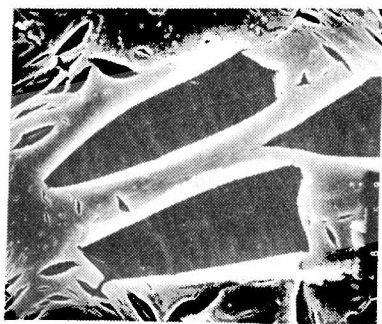


Figura 10. (A = 2.500x)

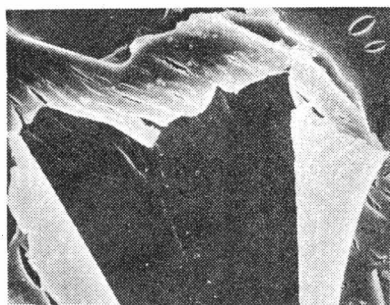


Figura 11. (A = 10.000x)

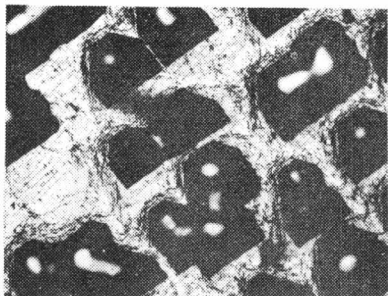


Figura 12. (A = 2.000x)

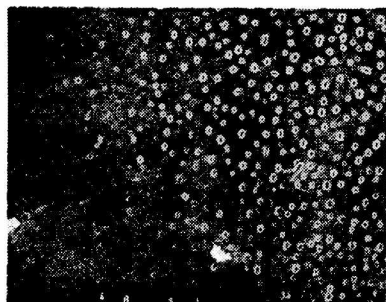


Figura 13. (A = 2.000x)

DEFECTOS GENERADOS POR DIFUSION DE Al en Si

C.A.Caroni*, E.M.Manghi* y N.E.Walsole de Reca**

RESUMEN

La difusión de elementos del grupo III (Al e In) en Si (111) tipo "p" o "n" de los circuitos integrados da origen, después de tratamientos térmicos de estabilización, a figuras triangulares en las ventanas de los mismos. Dichas figuras no corresponden a dislocaciones generadas durante la difusión del Al o In en Si, sino a figuras de ataque por aleación.

Introducción

El conjunto de Al/SiO₂/Si de los circuitos integrados se somete a recocidos pre-eutéticos (T = 577°C) para asegurar la adherencia del film de Al y la repetibilidad de las mediciones eléctricas⁽¹⁾ y ⁽²⁾. En las ventanas del circuito, o sea en la zona de contacto Al/Si, después del tratamiento térmico, se observa la presencia de agujeros triangulares similares a las figuras de corrosión de dislocaciones (Fig.1). En estas zonas se produce una interdifusión del par Al/Si aún en presencia del SiO₂ residual (20 a 80 Å). Se consideró, en consecuencia, que por cambios de volumen asociados con la difusión pudieran generarse defectos que darían origen a las figuras observadas. Las difusiones típicas de dopantes en Si (P o B) producen tensiones localizadas en la red que pueden relajarse por formación de dislocaciones o que resultan en un desorden cristalino local. La formación de defectos a causa de impurezas difundentes es probable por encima de una cierta concentración crítica de las mismas. En el caso del B y del P es suficiente que las concentraciones estén por encima de $5 \cdot 10^{16}$ at/cm³ ⁽³⁾, ⁽⁴⁾ y ⁽⁵⁾.

En este trabajo hemos estudiado el efecto de la difusión de los elementos utilizados como contactos en materiales semiconductores y ambos pertenecientes al grupo III de la tabla periódica: Al e In a partir de una alta concentración de los mismos (depósitos evaporados de 5.000 a 7.500 Å).

Parte experimental

Sobre muestras de Si/SiO₂ (residual, orientación (111), se depositó Al o In por evaporación, con geometría de medio campo en vacío convencional de 10^{-6} mm Hg, sobre el sustrato a temperatura ambiente. El espesor de los depósitos fue de 5.000 a 7.500 Å. Los recocidos de difusión se hicieron de 30 minutos a 565°C para el sistema Si/SiO₂/Al y de 5 horas a 150°C para el sistema Si/SiO₂In. Las temperaturas de recocido fueron ele-

* CITEFA. ** CITEFA Y CONICET.

gidas de la siguiente manera: a) en el caso de Al algunos grados por debajo del eutéctico y b) en el caso del In se guardó la misma relación que para el Al tomando como referencia la temperatura de fusión de ambos elementos. La distribución de defectos en las muestras se observó por topografía de Rayos X en transmisión (método de Lang.). El principio en que se basa esta técnica es el siguiente:

La intensidad difractada por una familia de planos (hkl) de una muestra monocristalina es sensible a los defectos de estructura presentes en el interior de la misma. (El poder reflector del cristal es mayor en las zonas tensionadas o con defectos que en sus zonas libres). Se puede obtener, en consecuencia, sobre una placa fotográfica que se mueve solidariamente con la muestra (Fig.2) un relevamiento de los defectos presentes en el cristal dado que las zonas con defectos aparecen contrastadas respecto a las zonas de cristal perfecto. El método es no destructivo; el tipo de contraste es similar al que se obtiene por microscopía electrónica y si bien la resolución de la técnica de Lang es menor que en este caso, resulta más apropiada para la detección de defectos en volumen. Todas las topografías se han obtenido con radiación de $\text{Mo K}_{\alpha 1}$ sobre placas Ilford L4 y tiempos de exposición de aproximadamente 2 horas por mm de traslación.

Resultados experimentales

De las Figs. 3 (a y b), 4 (a y b) y 5 (a y b) de topografía puede observarse que el número y distribución no ha variado antes y después de la difusión (serie a y serie b), respectivamente. Los valores de la densidad de dislocaciones (ρ) fueron determinados por el método de las intersecciones⁽⁵⁾ y se comprueba que es el mismo antes y después de la difusión.

Discusión de los resultados

La densidad de dislocaciones producidas por un proceso de difusión se relaciona con la variación de concentración de soluto de acuerdo con la teoría de Prussin⁽⁶⁾. Este modelo se basa en que las tensiones generadas por el gradiente de concentración del soluto son comparables con las producidas por un gradiente térmico. Timoshenko⁽⁷⁾ ha derivado la tensión para una placa delgada, cuya distribución de temperatura es independiente de x y de z en planos de $y = \text{cte}$. Por analogía la tensión producida en una oblea simétricamente difundida (Fig.6) resulta:

$$\sigma_x = \sigma_z = \beta E / (1 - \nu) \left| C - \frac{1}{2a} \int_{-a}^a C \, dy \right| \quad \text{con } \beta = \left| (1 - R_{\text{sol}} / R_{\text{si}})^3 \right| N^{-1} \quad (1)$$

donde

- β : coeficiente de contracción de la red por difusión
- R_{sol} : radio iónico del átomo de soluto
- R_{si} : radio del átomo de Si
- N : densidad de sitios en la matriz de Si

E: módulo de Young ($E_{Si} = 1,7 \cdot 10^{12}$ dina/cm²)⁽⁸⁾
 ν : módulo de Poisson

En el caso de mantener constante la concentración en superficie (C_s), el perfil de concentración está descrito por una función de distribución que es la de error complementaria:

$$C = C_s \operatorname{erf} \left| (a - y)^2 / 4 Dt \right|^{1/2} \quad (2)$$

donde

$C = C(y, t)$ concentración de soluto

a e y : ver Fig. 4

D : coeficiente de difusión

t : duración de la difusión

Si, en cambio, el proceso de difusión se hace en dos pasos: el depósito del material y luego la redistribución del mismo sin introducir material difundente adicional, la concentración se describe por una función gaussiana:

$$C = C_s \exp - \left| (a - y)^2 / 4 Dt \right| \quad (3)$$

Introduciendo la expresión (2) en (1) resulta:

$$\sigma_x = \frac{\beta C_s E}{1-\nu} \operatorname{erf} c \left| \frac{a-y}{(4 Dt)^{1/2}} - \frac{2 (\pi Dt)^{1/2}}{a\pi} \right| \quad (4)$$

y en el caso de la distribución gaussiana reemplazando (3) en (1):

$$\sigma_x = \frac{\beta C_s E}{1-\nu} \left\{ \frac{2}{\pi} \exp - \left| \frac{(a-y)^2}{4 Dt} - \frac{2 (\pi Dt)^{1/2}}{a\pi} \right| \right\} \quad (5)$$

La ec. 4 se aplica en el caso de la difusión del Al y del In en Si (condiciones de este trabajo), la ec. (5) se aplica en la difusión de B; por ejemplo, según condiciones de (4). En ambos casos el σ_x máxima se observa al comienzo del proceso de difusión para $t = 0$:

$$\sigma_{x(\max)} = \beta C_s \frac{E}{1-\nu} \quad (6)$$

La Tabla I consigna los radios iónicos del soluto (A), los de β calculados con los datos anteriores, C_s (1200°C o la temperatura de la experiencia y los σ_x máximos calculados). Se observa que los σ_x máximos del Al, As, Ga están por debajo de la tensión de fluencia del Si a 1200°C (tensión de fluencia del Si $5,5 \cdot 10^9$ dinas/cm² a 800°C y $0,16 \cdot 10^9$ a 1225°C)⁽⁸⁾ y con mayor razón lo estarán los valores a menor temperatura, entre ellos también del In. En consecuencia, la difusión de estos elementos en Si, realizada en las condiciones mencionadas no debe introducir nuevas dislocaciones, hecho que hemos verificado experimentalmente por topografía de Rayos X en el caso del Al y del In. En el caso de P y del B las tensiones máximas inducidas son algo mayores que el límite elástico del Si y por lo tam-

to es razonable esperar generación de dislocaciones en el proceso de dopado. Descartada la posibilidad de generación de nuevas dislocaciones por difusión del Al en Si la presencia de las figuras triangulares no se atribuye a estos defectos lineales. Por otra parte estas figuras aparecen en iguales condiciones en muestras libres de dislocaciones.

El mecanismo que proponemos es el siguiente:

En zonas atacadas superficialmente por los reactivos de limpieza se producen figuras de corrosión debido a inhomogeneidades de la superficie. Una vez depositado el Al la difusión es más fácil en estas zonas porque existe una mayor superficie de contacto. Durante el tratamiento térmico como la solubilidad sólida del Al en Si aumenta de 0,008% en peso a 250°C hasta 1,30% en peso a 550°C⁽⁹⁾ es lógico suponer que se produce un aumento del tamaño de las figuras de corrosión por un mecanismo de ataque por aleación. La forma de los agujeros se atribuye a la orientación (111) del sutrato.

Tabla I		β	C_s (1200°C)	σ_x (1200°C)	C_s (600°C)	σ_x (600°C)
Elem.	R_{sol} (Å)	cm^3/at	at/cm^3	$dina/cm^2$	at/cm^3	$dina/cm^2$
P	1,07	$4,3 \cdot 10^{-24}$	$4,7 \cdot 10^{21}$	$10,4 \cdot 10^9$	$8,2 \cdot 10^{19}$	$6,55 \cdot 10^8$
B	0,98	$8,2 \cdot 10^{-24}$	$5,0 \cdot 10^{20}$	$7,0 \cdot 10^9$	$2,6 \cdot 10^{20}$	$3,68 \cdot 10^8$
Sb	1,36	$-3,0 \cdot 10^{-24}$	$5,8 \cdot 10^{19}$	$-3,0 \cdot 10^9$	$1,9 \cdot 10^{19}$	$-9,69 \cdot 10^7$
As	1,17	0	$1,7 \cdot 10^{21}$	0	$1,2 \cdot 10^{21}$	0
Ga	1,27	$-5,6 \cdot 10^{-24}$	$4,0 \cdot 10^{19}$	$-0,4 \cdot 10^9$	$5,5 \cdot 10^{18}$	$-5,24 \cdot 10^7$
Al	1,29	$-6,8 \cdot 10^{-24}$	$2,0 \cdot 10^{19}$	$-0,2 \cdot 10^9$	$7,0 \cdot 10^{18}$	$-8,09 \cdot 10^7$
In	1,44	$-1,03 \cdot 10^{-24}$	-	-	$5,4 \cdot 10^{18}$	$-9,45 \cdot 10^6$
Si	1,17	-	-	$5,5 \cdot 10^9$ Fluencia a 1225°C	-	$6,0 \cdot 10^8$ Fluencia a 800°C

REFERENCIAS

1. E.Cavanagh, N.E.Walsoe de Reca, J.I.Franco, Proceed. IV Congreso Iberoamericano de Cristalografía - Campinas, Brasil, 1975 - Parte I
2. E.Cavanagh, N.E.Walsoe de Reca, J.I.Franco - Ibid - Parte II
3. T.J.Parker, J.Appl.Phys. 38,9,II (1967),34

4. E. Levine, J. Washburn y G. Thomas., J. Appl. Phys. 38,1, (1967), 81
5. C. Smith y L. Guthman, Trans. AIME, 197, 84 (1953), 81
6. S. Prussin, J. Appl. Phys. 32, 10 (1961), 1876
7. S. Timoshenko, "Theory of Elasticity", Mc Graw Hill. New York, 1934, 203
8. J. Wortman, R. A. Evans, J. Appl. Phys., 36, (1965), 53
9. F. A. Trumbore, The Bell Syst. Techn. Journal XXXIX -1, 1960, 205

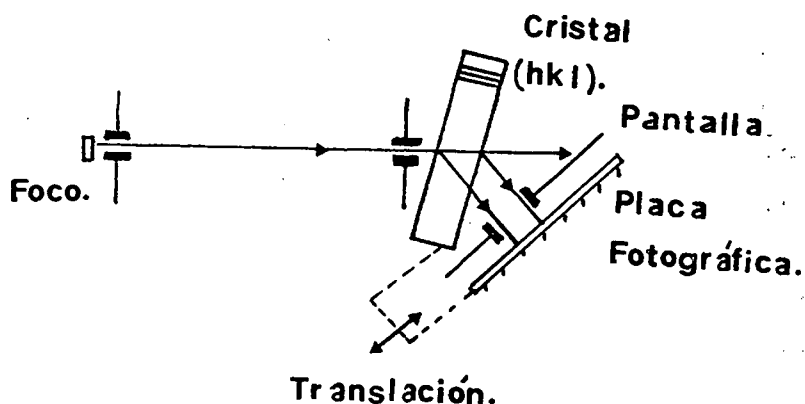


Figura 2. Método de Lang

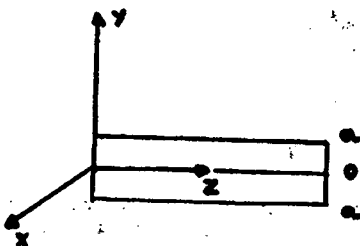


Figura 6.

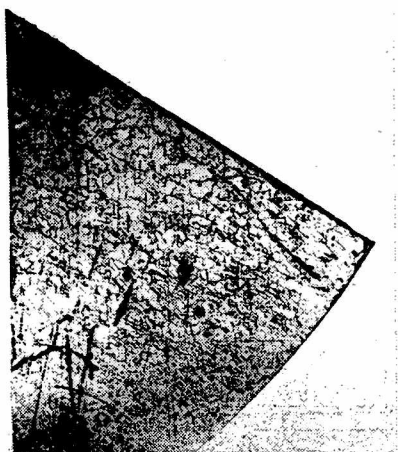


Figura 3a. Si (111) p + Al antes de la difusión ($\rho = 270 \text{ disloc. cm}^{-3}$).

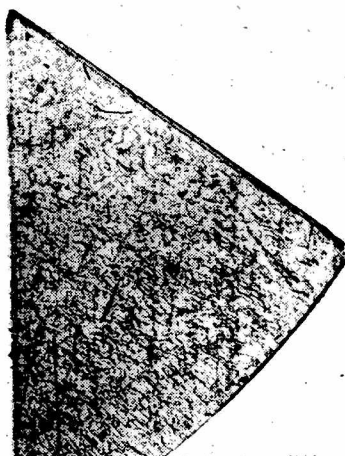


Figura 3b. Si (111) p + Al difusión de 1 hora a 565°C



Figura 4a. Si (111) n + Al antes de la difusión ($\rho = 180 \text{ disloc.cm}^{-3}$).



Figura 4b. Si (111) n + Al difusión de 1 hora a 565°C

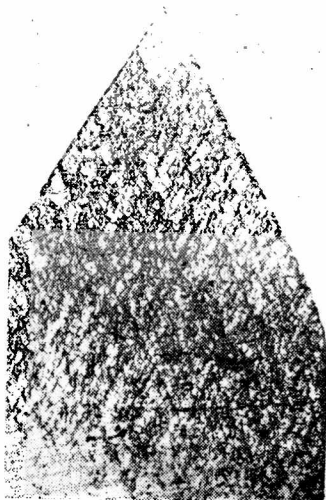


Figura 5a. Si p(111) In antes de la difusión ($\rho = 350 \text{ disloc.cm}^{-3}$).

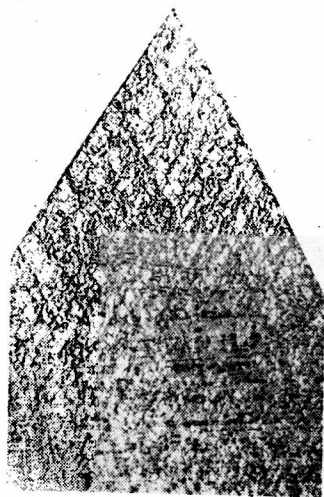


Figura 5b. Si(111)p In difusión de 5 horas a 150°C

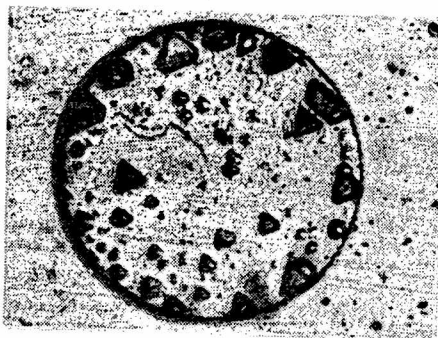


Figura 1. ($A = 400x$)

DESARROLLO DE TRANSISTORES PLANARES DE SILICIO

C.Cortes, A. Boselli, O.Filipello, M.Maciel, J.A.Albisu*
y A.Bragagnolo**

RESUMEN

Se han diseñado y fabricado transistores planares de Silicio a escala de laboratorio. Para ello se procedió al desarrollo y puesta a punto de todas las técnicas y procesos para la fabricación y evaluación de este tipo de dispositivos.

Se han empleado equipos contruídos en nuestros laboratorios y drogas y materias primas en su mayoría de procedencia local.

Se describen los procedimientos utilizados para llegar a los primeros dispositivos operativos, los resultados obtenidos en esta etapa y las dificultades observadas.

Sobre aproximadamente 100 prototipos un 25% de dispositivos resultaron de características comparables a los comerciales (8 entre 50 y 150) salvo la tensión de ruptura base-colector (20 V promedio) y un 45% de dispositivos mostraron una conductancia de salida anormalmente alta (aproximadamente 1 mlimho).

Introducción

El objetivo de esta etapa del trabajo consistió en desarrollar y poner a punto cada uno de los procesos de la tecnología planar hasta lograr un grado de control suficiente como para asegurar el funcionamiento estable de los dispositivos experimentales.

De acuerdo al análisis y evaluación de su funcionamiento, surge el orden prioritario en que los procesos tecnológicos serán ajustados hasta su forma definitiva, de manera de concentrar los mayores esfuerzos en los puntos críticos del desarrollo.

Diagrama de procesos

Un esquema del método seguido para la fabricación de los dispositivos puede verse en la figura 1.

A continuación se presenta una breve descripción del mismo.

Se parte de obleas de Silicio tipo N pulido (paso A), que son limpia-

das (B-1) y oxidadas (C-1). La película de óxido formada es de un micrón aproximadamente.

Fotolitográficamente (D-1) se abren ventanas en el óxido, que serán las futuras zonas de base.

Se limpian los restos de fotoresina (B-2) y se introducen las obleas en un horno con atmósfera oxidante y en presencia de boro.

Se forma entonces (E-1) una película de vidrio de borosilicato y en el lugar en que fueron abiertas las ventanas se produce difusión de boro hacia el interior del Silicio, cambiando en estas zonas el tipo de Silicio de n a p.

Posteriormente se elimina la capa de vidrio formada (E-2), pero quedando el óxido formado en (C-1).

Se procede a otro paso de oxidación (C-2) en el que crece dióxido de Silicio, cerrándose las ventanas abiertas en (D-1), y progresando aún más la difusión del boro admitido durante (E-1).

Mediante fotolitografía se abre un segundo sistema de ventanas (D-2) mediante el cual puede tenerse acceso a la juntura p-n base colector ya formada, para su evaluación.

Posteriormente se realiza un proceso (G-1) similar a la predeposición de boro, pero utilizándose fósforo en este caso. (Dopante tipo n). Quedan así formadas las zonas de emisor (dentro de la zona de base) y de contacto de colector (fuera de la zona de base).

Se disuelve el vidrio de fosfosilicato (G-2), se cierran las ventanas formadas en (D-2) mediante oxidación (paso C-3) y se abre un tercer sistema de ventanas (D-3) para hacer contactos con los dispositivos que están bajo el óxido.

Puede hacerse a esta altura la evaluación eléctrica de los mismos (F-2) o la aplicación de contactos metálicos, lo que se logra aluminizando las obleas (G-1), delimitando las áreas de contacto mediante fotolitografía (D-4) y formando una aleación aluminio-silicio que posea una característica óhmica adecuada. Esta aleación se logra mediante un tratamiento térmico (G-2) en atmósfera de Nitrógeno.

Detalles experimentales

Los procesos descriptos en el párrafo anterior se efectuaron del modo y con las precauciones usuales en Microelectrónica, con excepciones que a continuación se describen. Fue necesario introducir estos cambios debido a la dificultad de obtener materiales y drogas de la pureza corrientemente utilizada en esta tecnología.

Todos los gases usados en el presente trabajo son de pureza industrial,

obtenidos en plaza. El grado de pureza de las drogas es pro-análisis, y la resistividad del agua deionizada estuvo comprendida entre 0,5 y Mohm cm.

La imposibilidad de obtener la fuente líquida de difusión de boro (BBr₃) obligó a reemplazarla por trimetilborato, acerca del cual no se pudo obtener información precisa, no obstante lo cual se obtuvo un control suficiente del proceso para esta etapa del trabajo.

Evaluaciones:

El espesor de los óxidos fue medido a partir de sus colores de interferencia.

Las profundidades de juntura en las distintas etapas se midieron con interferómetro, mediante pulido a bajo ángulo y cobreado.

Las densidades de dislocaciones se evaluaron por revelado químico con reactivo de Sirtl.

El espesor de las películas de aluminio evaporadas se midieron con interferómetro.

En cuanto a las evaluaciones eléctricas, se realizaron fundamentalmente mediciones I-V en las junturas (F-1) y curva I_C-V_{CE} (F-2, F-3).

El nivel de dopaje luego de las difusiones fue determinado mediante la medición de resistencias monolíticas de cuatro terminales, incluidas como testigo junto a los dispositivos.

El carácter óhmico de los contactos fue comprobado mediante sus curvas características I-V.

Resultados y conclusiones

Los transistores construidos son de grandes dimensiones (aproximadamente 2 mm²) y estructura simple, para facilitar el alineado de las cuatro máscaras sucesivas, que debió hacerse manualmente. Las dimensiones fueron:

zona de base	1300 x 1040 micrones
zona de emisor	700 x 700 "
abertura p/contacto emisor	430 x 430 "
abertura p/contacto base	300 x 430 "

El error máximo permisible en la alineación de este juego de máscaras es de 135 micrones. Se observó que en ningún caso los errores han superado los 50 micrones, siendo en la gran mayoría de las muestras, en promedio, inferiores a 20 micrones.

Se obtuvo un 25% (aprox.) de transistores de características satisfactorias, dos de las cuales pueden verse en las figuras 2 y 3.

Un 45% de los dispositivos presentaron altos valores de conductancia de salida (hasta 1 milimho).

La ganancia de corriente promedio fue de 114, la tensión de ruptura de la juntura colectora (BV_{cbo}) 19.9 V y la de juntura emisora (BV_{ebo}) 8,8 V.

Los valores anormales de conductancia de salida de algunos de los dispositivos y tensión de ruptura de casi todos tienen origen en la característica inversa de la juntura base colector. Hay varios factores que pueden estar afectando la corriente de fuga y la tensión de ruptura de estas junturas, sobre los que se está trabajando actualmente, los principales son:

- a) contaminación en los óxidos
- b) defectos cristalinos
- c) junturas excesivamente superficiales

Respecto de a) se han podido observar importantes variaciones en la tensión de ruptura de junturas antes y después de disolver la película de SiO_2 que las cubre.

En muchos de los casos en que la ruptura era precedida por fuga fuertemente creciente con la tensión inversa (característica curvada) la eliminación del óxido permitió la obtención de ruptura muy bien definidas, así como la vuelta de la corriente de fuga a sus valores correctos.

Mediante el revelado químico de defectos se han observado grandes diferencias en su concentración entre óxidos crecidos en fase seca y húmeda y antes y después de un decapado del tubo de cuarzo usado en el horno de oxidación.

En b) se consignan los defectos cristalográficos (principalmente dislocaciones) que como es sabido se producen en la estructura del silicio debido a los procesos de fabricación. (difusión, oxidación, enfriamiento, etc.).

En particular, se han observado variaciones en la tensión de ruptura de la juntura base colector, originadas por la difusión de fósforo durante la formación de la juntura emisor base, y también cambios estrechamente relacionados con la velocidad de enfriamiento de las muestras luego de los procesos que deben realizarse a alta temperatura.

Debido a las grandes dimensiones de los transistores construidos, es muy grande la probabilidad de que algún defecto cristalino se aloje en una zona activa malogrando sus características eléctricas.

Respecto al punto c) debe aclararse que se optó por fabricar inicialmente los dispositivos con profundidades de juntura menores que las usuales para evitar problemas que aparecieron en la disolución del vidrio de borosilicato (-2) los que actualmente están en vías de solución.

En dispositivos con junturas muy superficiales (en nuestro caso son:

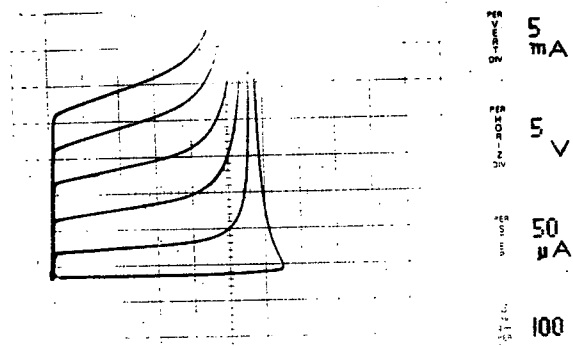


Figura 2

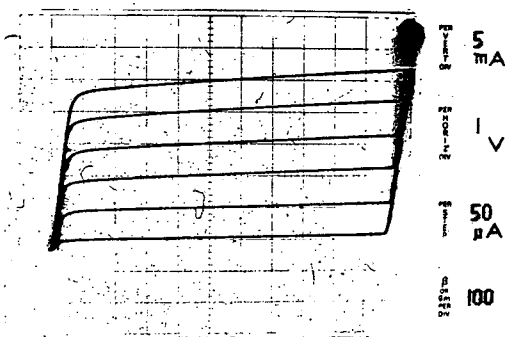


Figura 3

CONVERSION FOTOVOLTAICA CON HETEROJUNTURAS CdS-Cu₂S

Julio A. Bragagnolo*, José A. Albisu**
Alfredo Boselli, Carlos Cortes, Jorge Molina

Grupo Física del Estado Sólido - CITEFA

RESUMEN

Se ha realizado un estudio de la tecnología de las heterojunturas de SCd-SCu₂. Fueron elaboradas baterías solares utilizando diversos sustratos y grillas colectoras. Resultados satisfactorios fueron obtenidos con sustratos de Fe-Ni y acero inoxidable y se desarrolló una grilla serigrafada con eficiencia de colección comparable a la grilla convencional de Cu-Au. Se concluye que la tecnología estudiada es accesible en las condiciones actuales de desarrollo de nuestro país suscribiéndose algunas posibles líneas de investigación.

1. Introducción

Uno de los más importantes métodos de aprovechamiento de la energía solar es su conversión directa en energía eléctrica por medio del efecto fotovoltaico. La potencia disponible sobre la superficie terrestre proveniente de la radiación solar (aproximadamente 1 Kw/m² durante 5 horas por día en un día claro), su carácter prácticamente inagotable, las altas eficiencias de conversión lograda, la falta de contaminación asociada con este proceso entre otras razones, sugieren unas enormes posibilidades de este enfoque para la complementación y eventual reemplazo de las fuentes convencionales de energía.

El principal criterio restrictivo para la conversión fotovoltaica en gran escala es el alto costo de los conversores solares, compuestos de baterías solares interconectadas en paneles^(1,2).

El costo de instalación por debajo del cual un sistema fotovoltaico generaría energía a un precio competitivo con los sistemas convencionales es 500 U\$S/Kw⁽³⁾. Dos tecnologías aparecen actualmente como viables para la obtención de baterías solares a bajo costo: homojunturas de Si y heterojunturas de SCd-SCu₂⁽³⁾. La tabla I muestra el resultado de algunas estimaciones de costos para ambas tecnologías (').

Un examen de dicha tabla sugiere los siguientes comentarios:

-
- * Miembro de la Carrera del Investigador del CONICET
** Departamento de Ciencias Exactas, Universidad del Sur.
(') Los costos de la Tabla I incluyen sólo las baterías solares.

- 1) Para hipótesis equivalentes sobre progreso tecnológico y volúmenes de producción, el costo de Si es mayor que el de SCd-SCu₂.
- 2) Con los volúmenes actuales de producción las tecnologías actuales están lejanas de los costos rentables (Tabla I, Filas a, b, c y d).
- 3) Con grandes volúmenes de producción en las tecnologías actuales, alcanzadas ya a nivel de laboratorio, podrían obtenerse costos altamente competitivos (Tabla I, Filas g y h).
De acuerdo con L.O.Herwig, de la National Science Foundation de EE.UU., esto debiera ocurrir hacia la mitad de la próxima década⁽⁸⁾.

Como ejemplo del significado de estos costos en (1) se estima que para un costo de baterías solares de 140 U\$S/Kw, el costo total del sistema (incluyendo protección, equipo de acondicionamiento de potencia, etc.) sería de 236 U\$S/Kw, con un costo al consumidor del orden de 0,012 U\$S/Kwh que se compara favorablemente con los costos actuales en EE.UU., del orden de 0,05 U\$S/Kwh^(1,2).

Existen además numerosas aplicaciones en la que la generación fotovoltaica es ya, o puede a corto plazo ser competitiva con la convencional. Además de la tecnología espacial, que dio origen a la presente generación de baterías solares, puede considerarse su utilización en señalización⁽⁹⁾, irrigación en zonas aisladas⁽¹⁰⁾, estaciones meteorológicas y de telecomunicaciones automáticas⁽⁹⁾, equipos de navegación⁽¹¹⁾ y en general en cualquier situación en que la energía convencional no sea fácilmente disponible. Un ejemplo notable es la operación desde 1960 de un generador fotovoltaico de 100 W (de origen francés) para la refinación de cobre en Chile⁽⁶⁾.

Es conveniente recalcar que las consideraciones de factibilidad anteriores han sido hechas suponiendo la existencia de una infraestructura tecnológica, científica e industrial como la que poseen EE.UU. y los países altamente desarrollados de Europa, lo que hace dudosa su validez en otros lugares de la tierra.

En lo que a la Argentina se refiere, existe un plan de desarrollo de baterías solares de Si, llevado a cabo por el Departamento de Semiconductores de la C.N.E.G.H., pero no hay experiencia previa en heterojunturas de capas delgadas de SCd-SCu₂ y no existen evaluaciones de costos. Del análisis anterior se desprende que sería de interés una contribución en este campo.

El presente trabajo es el resultado de un estudio de la tecnología de las heterojunturas de SCd-SCu₂ realizado por el Grupo de Física del Estado Sólido del Instituto de Investigaciones Científicas y Técnicas de las Fuerzas Armadas (CITEFA) con los siguientes objetivos:

- a) Evaluar las dificultades tecnológicas de un proyecto de investigación y desarrollo del dispositivo fotovoltaico en las condiciones actuales de nuestro país.
- b) Sugerir algunas líneas de investigación posibles.

El núcleo de este estudio consistió en la fabricación de varias series de baterías solares de SCd-SCu_2 haciendo uso de la planta piloto de circuitos híbridos y del laboratorio de Microelectrónica de CITEFA.

Una descripción detallada de los procesos involucrados en la elaboración del dispositivo como así también los valores óptimos de los parámetros intervinientes pueden hallarse en ⁽¹²⁾

2. Resultados

Las baterías, de aproximadamente $3 \text{ ó } 4 \text{ cm}^2$ de área, fueron evaluadas por medio de su característica tensión-corriente ($V-I$), bajo una iluminación de un sol (100 mw/cm^2). En corto tiempo se obtuvieron eficiencias superiores al 2%, corrientes de corto-circuito de hasta 10 mA/cm^2 y tensiones de circuito abierto de 450 mV. Aunque las eficiencias máximas obtenidas con heterojunturas de SCd-SCu_2 están entre el 7 y 8%, estos resultados se comparan favorablemente con los de otros centros de investigación para tiempos de trabajo equivalentes.

Los mejores resultados fueron obtenidos en sustratos de Fe-Ni y acero inoxidable (Fig.1). La grilla serigrafiada fue impresa con epoxy conductor y optimizada hasta obtenerse resultados equivalentes a los de la grilla convencional. Este último resultado es particularmente promisorio puesto que la grilla de Cu-Au contribuye con la mayor parte del costo actual de la batería ⁽¹³⁾. No se ha determinado la degradación de las baterías solares fabricadas.

3. Conclusiones

La experiencia obtenida puede resumirse como sigue:

- 1) Al igual que en otros proyectos relacionados con la tecnología de semiconductores, en la investigación y desarrollo de heterojunturas de SCd-SCu_2 se tropieza con el inconveniente de la carencia de materiales de grado electrónico (en particular (SCd).
- 2) La tecnología estudiada es accesible inmediatamente a nivel de laboratorio para la estructura científico-técnica de nuestro país.

Las mismas consideraciones son válidas para baterías solares de Si.

El primer paso en el establecimiento de un plan de investigación y desarrollo en conversión fotovoltaica debiera ser un estudio de factibilidad, necesariamente multidisciplinario (aspectos técnicos, económicos, arquitectónicos, sociales) que determinaría la tecnología más conveniente. Un grupo de este tipo debiera incluir especialistas de los entes estatales relacionados con la generación y distribución de la energía eléctrica en nuestro país y daría lugar a la colaboración con otros países del área latinoamericana.

En cuanto a la tecnología de heterojunturas de SCd-SCu₂, las siguientes líneas de investigación y desarrollo parecen necesarias:

- 1) Estudio de sustratos rígidos, compatibles con la impresión serigráfica (¹³ y ¹⁴).
- 2) Estudio de procesos alternativos de obtención de la capa de SCd (impresión, aerosol(^{6,7}), etc.).
- 3) Control del proceso de formación de la junta, actualmente poco repetible.
- 4) Estudio de procesos de degradación(⁶)
- 5) Producción de materiales puros (grado electrónico), en particular SCd.

Agradecimiento

Se agradece la colaboración del personal de la Planta de Circuitos Híbridos de CITEFA, bajo la dirección de John Turney, así como el estímulo intelectual de los Dres. W.Scheuer y J.Moragues de la Comisión Nacional de Energía Atómica e I.Chambouleyron de la C.N.E.G.H.

REFERENCIAS

1. K.W.Boer, Conference Record of the 9th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, p.351 (1972)
2. A.E.Spakowski and L.Shure, Conference Record of the 9th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, p.351 (1972)
- 3) Present and future trends of development and use of photovoltaic power generation - A round table discussion, Proc.of the International Conference on Photovoltaic Power Generation, p.719 (1974)
4. C.G.Currin, K.S.Ling, E.L.Ralph, W.A.Smith and R.J.Stirn, Conference Record of the 9th IEEE Photovoltaic Specialist Conference, p. 363 (1972)
5. R.J.Mytton, Solar Energy 16, p.33 (1974)
6. J.Besson, Societé Anonyme de Télécommunications.
7. J.F.Jorden, Proc.of the International Conference on Phtovoltaic Power Generation, p.221 (1974).

8. L.O.Herwig, Proc.of the International Conference on Photovoltaic Power Generation, p. 29 (1974)
9. B.Dalibot, Proc.of the International Conference on Photovoltaic Power Generation, p.665 (1974)
10. S.Deb, M.K.Mukherjee and H.Saha, Proc.of the International Conference on Photovoltaic Power Generation, p. 651 (1974)
11. E.R.Richards, Proc.of the International Conference on Photovoltaic Power Generation, p.639 (1974)
12. Informe Técnico CITEFA, "Tecnología de baterías solares de heterojun^{tu}ras CdS-Cu₂S". J.A.Bragagnolo, J.A.Albisu, A.Boselli, C. Cortés y J.Molina.
13. R.J.Mytton, Proc.of the International Conference on Photovoltaic Power Generation, p. 205 (1974)
14. S.Vojdani, M.Doroudian, A.Parvizi, Proc.of the International Conference on Photovoltaic Power Generation, p.217 (1974).

TABLA I

Costos estimados de conversores fotovoltaicos
para máxima radiación solar incidente

Tecnología	Vol. de Prod. (Kw / año)	Hipótesis tecnológica	Costo (US\$/Kw pico)	Observaciones	Ref.
(a) Si	10^5	Tec. actual	30.000	Costo de oblea de Si sin procesar)	(4) (5)
(b) Si	10^5	Tec. act. con mejoras plausibles	20.900	Costo de paneles solamente (1972)	(2) (5)
(c) SCd-SCu ₂	10	Tec. actual	35.000	Costo de baterías solares solamente	(6)
(d) SCd-SCu ₂	45	Tec. actual	8.830	Costo de paneles solamente (1974)	(5)
(e) Si	10^8	Tec. act. con mejoras plausibles	1.000	Costo de baterías solares solamente	(4) (5)
(f) SCd-SCu ₂	10^6	Tec. act. con mejoras plausibles	140-210	Costo de baterías solares solamente	(1)
(g) Si	10^8	Crecimiento continuo de cintas de Si	375	Costo de baterías solares solamente	(4)
(h) SCd-SCu ₂	$1,8 \times 10^6$	Nueva Tecnología probada en lab. Faltan datos de degradación	60	Costo de baterías solares solamente	(7)

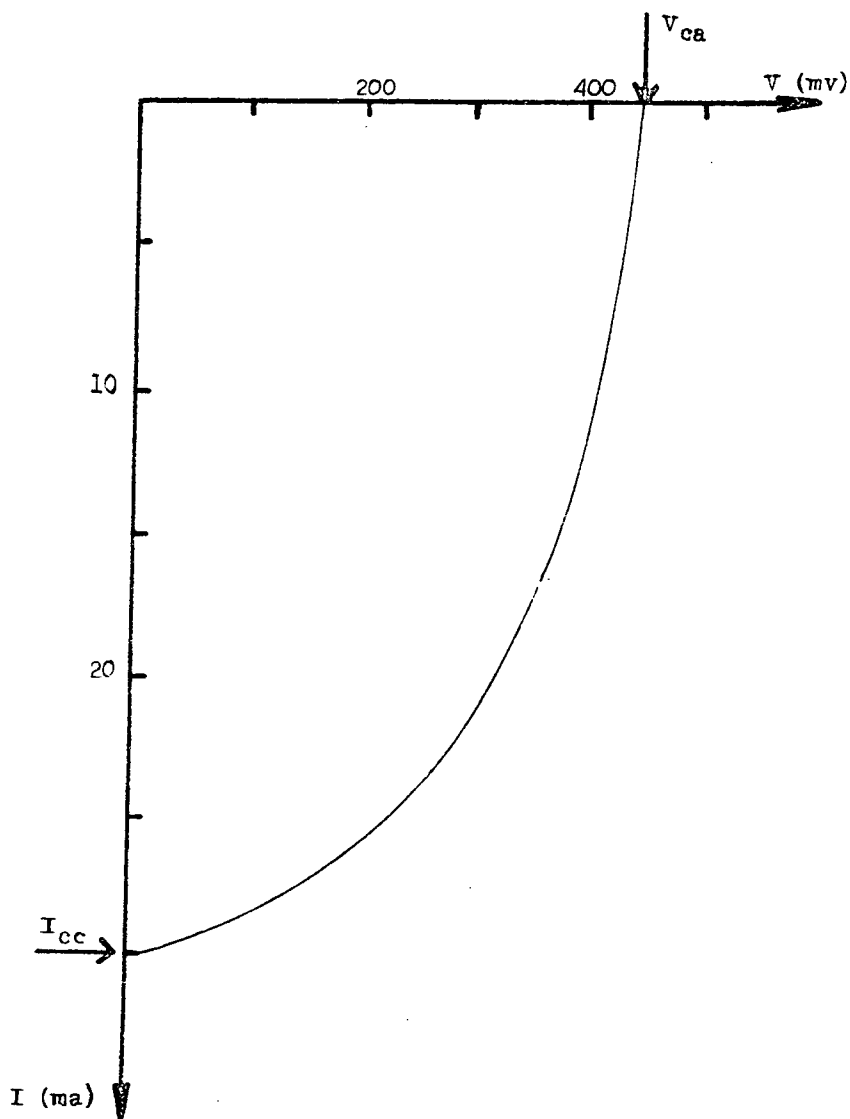


Figura 1. Característica I-V de una batería solar de SCd-SCu_2 obtenida (substrato de acero inoxidable, área: 3 cm^2).

SISTEMA DE MEDICION DE CARACTERISTICAS

I. Abrutsky y C. Hofer

CNEA - Area Reactores Nucleares
Departamento Instrumentación

RESUMEN

Usando el principio de detección en fase y análisis armónico, se ha implementado un sistema de determinación de características C-V, R^{-1} -V, dC/dV -V y dR^{-1}/dV -V y su dependencia con la frecuencia, apropiado para análisis de dispositivos semiconductores. Debido a que se trata de un sistema que no actúa por resonancia, permite determinar variaciones temporales de los parámetros C, R^{-1} y sus derivadas.

Con el mismo es factible la medición precisa de variaciones de capacidad del orden de 10^{-2} pF aún en presencia de bajas impedancias de fuga operando en el rango de 20 Hz a 50 KHz.

Introducción

Una herramienta sumamente valiosa en el estudio de junturas p-n, barreras de Schottky y estructuras MOS, tanto para la determinación de propiedades intrínsecas del material, como aquellas propias del dispositivo es el análisis de las características C-V, R^{-1} -V y sus derivadas, como así también la dependencia temporal de las mismas en los casos en que las poblaciones de cargas en diversos estados o niveles de energía sean función del tiempo. Es en este último caso donde resulta particularmente inconveniente el uso de Q-metro y otros puentes en los que la medición se realiza ajustando elementos de circuito variables hasta condición de resonancia, pero aún cuando los parámetros a determinar sean constantes en el tiempo, el uso de sistemas resonantes requiere que el Q del elemento a medir sea razonablemente alto ($Q > 1$) para que la resonancia sea observable y el parámetro pueda ser determinado con alguna precisión. Diversos sistemas han sido propuestos para solucionar las dificultades mencionadas (¹ a ⁹) habiéndose utilizado en el presente trabajo la técnica descrita en (⁸ y ⁹).

Sistema básico de medición con amplificador operacional

El circuito de la Fig.1 muestra el sistema básico de medición de un dispositivo que suponemos un capacitor puro.

La entrada al amplificador operacional es una tierra virtual, esto es $v_g = 0$; por tanto, si $v_i = v_1 \cos \omega t$ es

$$i_1 = C dv/dt = \omega C v_1 \sin \omega t$$

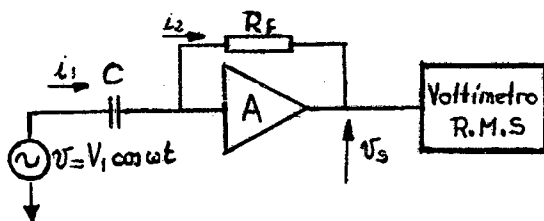


Figura 1

y ya que por el amplificador no circula corriente $i_2 = -i_1$ y

$$v_s = i_2 R_f = w C v_1 \text{ sen } wt$$

esto es el voltímetro de valor eficaz da una salida proporcional a la capacitancia a medir. Para el caso $Z_D = R$ se obtendría análogamente una salida proporcional a $1/R$.

Separación de componentes de distinta fase

Cuando el dispositivo a medir no es un elemento de circuito puro, sino una combinación en paralelo de R y C , como es generalmente el caso, el circuito descrito no permite resolver parte real e imaginaria de la impedancia Z_D , indicando solamente el voltímetro una señal proporcional a $|Z_D|$. Es necesario entonces separar las corrientes activa y reactiva. Esto se consigue con el uso de un amplificador lock-in⁽¹⁰⁾, en el cual una señal de referencia i_{ref} y una señal a analizar i_i , de la misma frecuencia producen una salida de tensión continua $v = K i_i \cos(i_{ref}, i_i)$ donde K es una constante de proporcionalidad dependiente de la amplificación del equipo. De este modo, ajustando la fase de i_{ref} se elimina la componente de señal no deseada y se tiene en la salida un valor proporcional a la inversa de la componente de Z_D a determinar.

Medición de pequeñas variaciones en un parámetro

Cuando se desea medir variaciones de un parámetro alrededor de un valor elevado, puede eliminarse éste sumándole a la corriente i_2 el valor correspondiente en contrafase. Se ha dispuesto con este fin un segundo amplificador operacional. Por otra parte, cuando la componente en cuadratura es muy elevada respecto a la componente a medir, se puede efectuar con este mismo amplificador una compensación, de tal modo que la magnitud de ambas corrientes a la entrada del lock-in sea tal que disminuya el error proveniente de la limitación del ajuste de fase en el mismo.

Determinación de las derivadas

El sistema de medición de C y R^{-1} descrito, puede dar en forma directa también las derivadas de estos parámetros respecto de la tensión. Supongamos una excitación $v_1 \cos \omega t$ superpuesta a una tensión continua V_0 . Tendremos para el caso de un capacitor no lineal

$$i = C dV/dt = -\omega C v_1 \sin \omega t \quad (1)$$

desarrollando la capacitancia $C(V)$ en serie de Taylor alrededor de V_0 y reemplazando en (1)

$$i = \omega C(V_0) v_1 \sin \omega t + \frac{1}{2} \omega (dC/dV)_{V_0} v_1^2 \sin 2\omega t \quad (2)$$

En el caso de una resistencia no lineal se tiene, análogamente

$$i = \omega \sigma(V_0) v_1 \sin \omega t + \frac{1}{2} \omega (d\sigma/dV)_{V_0} v_1^2 \sin 2\omega t$$

esto es, las amplitudes de la segunda armónica de la corriente son proporcionales a las derivadas de la capacidad y la conductividad respecto a la tensión. Es posible sintonizar con el amplificador lock-in esta segunda armónica y graficar las funciones derivadas.

Circuitos utilizados

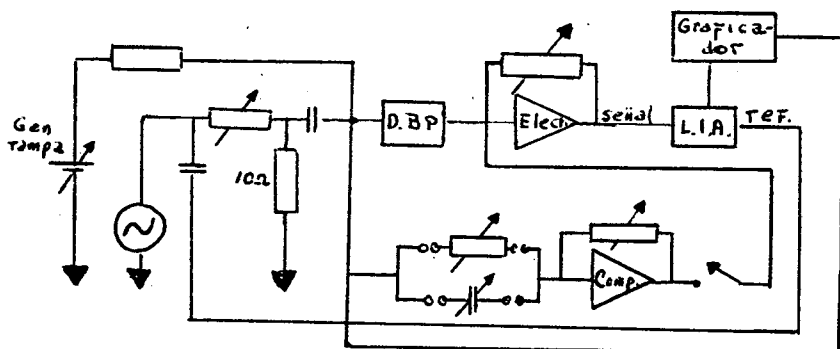
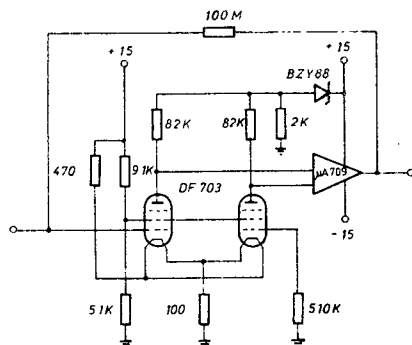


DIAGRAMA EN BLOQUE DEL SISTEMA

En las figuras 2 y 3 se muestran curvas características para el MOSFET TIIXS 67 obtenidas con el equipo.

El rango de frecuencias del sistema es función tanto del equipo mismo como de las características de conductividad del dispositivo bajo prueba.

ELECTROMETRO



El amplificador lock-in opera entre 20 Hz y 50 KHz. La determinación de la conductividad de un dispositivo MOS, que está en el orden de 10^{-11} , requiere una resistencia de realimentación del electrómetro de 10^{11} Ohm para ganancia 1, lo que reduce en ancho de banda al equipo a 7 KHz. En la medición de capacidades el límite en frecuencia está impuesto por el lock-in.

El valor de la señal de test en mediciones R^{-1} o C Vs V está limitado inferiormente por el ruido y superiormente por la alinealidad del dispositivo a medir.

El sistema puede realizar mediciones absolutas, pero resulta cómodo efectuar su calibración frente a elementos de comparación; de esta manera, por otra parte, no se produce error por alinealidad del sistema aún cuando la característica a determinar varíe por órdenes de magnitud.

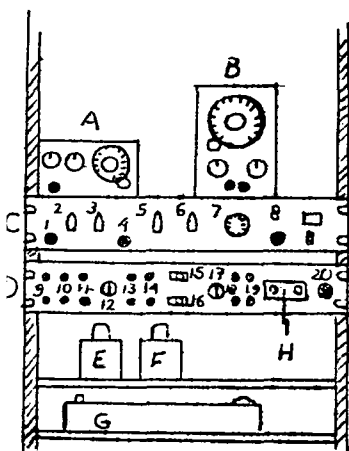
En la determinación de una de las componentes de la impedancia de un elemento de circuito no puro, se produce un error por la limitación en el ajuste de fase del lock-in, esto es, la parte de la componente en cuadratura que no es rechazada por éste. El error cometido depende de la relación entre esa componente y la que se quiere determinar. El ajuste es crítico cuando la impedancia de esta última es mucho mayor que la de la componente en cuadratura, como en el caso de la conductividad de la estructura MOS. Sin embargo, pese a una diferencia de más de tres órdenes de magnitud entre ambas componentes se advierte de las figuras 2 y 3 el excelente rechazo en cuadratura.

Para el caso de la figura 3 se usó una señal de test de muy baja amplitud, pudiendo percibirse el ruido del sistema.

El registrador puede introducir errores debido a su inercia a velocidades de barrido elevadas.

El tiempo de respuesta está limitado por el ruido del sistema, siendo

el valor de 10^{-2} pF una cifra típica para frecuencias del orden del KHz. La corriente que toma el electrómetro es inferior a $2 \cdot 10^{-15}$ Amp.



A: GENERADOR RAMPA
D: ELECTROMETRO
E: PATRONES R y C
G: REGISTRADOR x-y

1: Entrada señal
2: Amplificación señal
3: Sintonía señal
4: Entrada referencia
5: Amplificación referencia
6: Sintonía referencia
7: Ajuste fase
8: Salida señal
9: Entrada polarización
10: Entrada señal

B: GENERADOR SEÑAL SENOIDAL
C: AMPLIFICADOR LOOK-IN
H: DISPOSITIVO BAJO PRUEBA

11: Resistencia de polarización
12: Ajuste nivel señal test
13: Nivel señal test sobre D.U.T.
14: Nivel continua sobre D.U.T.
15: Polaridad señal compensación
16: Si. No Amplif. de compens.
17: Ganancia amplif. de compens.
18: R entr. amplif. de compens.
19: R C p/compensar componente en cuadratura
20: Salida señal

DISPOSICION DE LOS EQUIPOS Y CONTROLES

REFERENCIAS

1. Gupta D.C., y Chan J.Y., J.Appl.Phys.Vol.43,Nº 2, febrero 1972
2. Califano F.P. y Luciano A., The Review of Sc.Instr.Vol.41,Nº 6,junio-1970
3. Meyer N.I. y Guldbrandsen T., Proc.IEEE Vol.51, nov. 1963
4. Tantraporn W., J.Appl.Phys. 40, 1969
5. Baxandall P.J., Colliver D.J. y Fray A.F., Journal of Phys.E.Scientific Instruments, 1971, Vol.4
6. Smith B.J. AERE-R 7037, 1972
7. Bakowsky M., Bolander G. y Akesson G., Int.J.Electronics, Vol.35,Nº 5
8. Letzer S.G., PAR AN-110
9. PAR TN-102
10. Criscuolo G. y Matatagui E., Reunión AFA, abril 1970

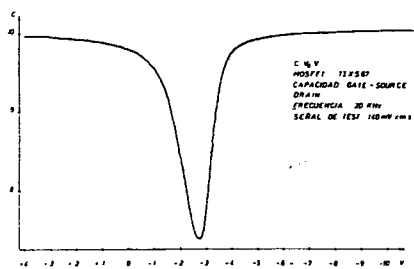
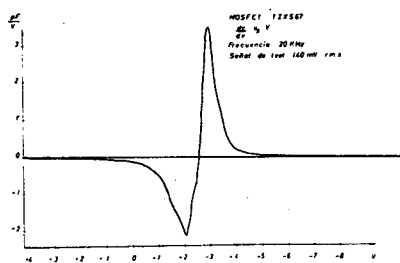


Fig. 2

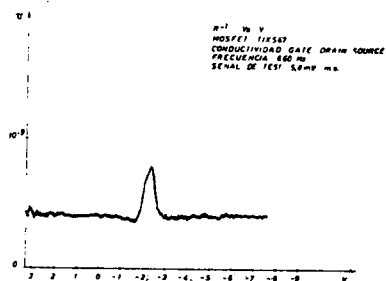


Fig. 3

DETECCION DE RADIACION GAMMA CON MONOCRISTALES DE HgI_2

J.Saura y J.A.Albisu*

Centro Atómico Bariloche
Comisión Nacional de Energía Atómica

RESUMEN

En el presente trabajo se describen diferentes métodos de purificación, crecimiento y evaluación de monocristales de HgI_2 y su relación con la posibilidad de utilizarlos como detectores de radiación gamma.

Se obtuvieron cristales sensibles a la radiación gamma con resistividades de hasta 10^{13} ohm/cm. Se midió el coeficiente de atenuación del plomo con estos detectores concordando los resultados obtenidos con los disponibles en la literatura.

Se concluye que la fusión zonal puede utilizarse en combinación con el crecimiento y purificación en repetidas sublimaciones a efectos de reducir el número de ciclos necesarios para obtener material con grado de detección.

Introducción

Las propiedades opto-electrónicas del HgI_2 fueron principalmente investigadas por R.H.Bube⁽¹⁾ en 1957.

En nuestro país J.Saura y otros comunicaron por este mismo medio distintos trabajos en este material.

El interés en el HgI_2 ha crecido considerablemente desde entonces y fundamentalmente a partir del Simposio Internacional sobre Te Cd (Strasbourg 1971) en el que Willing y Roth⁽²⁾ señalaban sus promisorias propiedades como detector de radiación nuclear.

El gran band gap (2,13 ev) abre la posibilidad de obtener bajas corrientes de oscuridad, bajo ruido y un tiempo de relajación grande, aún a temperatura ambiente.

La baja energía de creación de pares electrón-agujero (= 4,3 ev)⁽³⁾ permite pensar en obtener espectrómetros de buena resolución y el alto Z de los componentes (80,53) sugiere la posibilidad de fabricar dispositivos de muy pequeñas dimensiones.

* Dirección actual: Grupo de Física del Estado Sólido - CITEFA - Zufriategui y Varela - Villa Martelli - Pcia. de Buenos Aires.

Desde el punto de vista de su utilización como detector y más aún como espectrómetro la figura de mérito más útil es la longitud media para drift de electrones y agujeros que debe compararse con la longitud del detector (LD) debiendo ser mucho mayor que ésta a efectos de obtener una buena colección de la carga generada⁽⁴⁾. Esta longitud, en el caso del Ge a 77°K, es de 100 metros, tanto para electrones como para agujeros frente a 2 cms de LD. La principal limitación que existe actualmente en el caso del HgI₂, es el bajo valor de esta figura de mérito que es de 1,0 y 0,1 cm para electrones y agujero respectivamente frente a 0,1 de LD.

Este factor 10 de diferencia entre las propiedades de transporte de electrones y agujeros junto a su bajo valor tiene como principal consecuencia que la altura del pulso inducido en los electrodos depende no sólo de la energía del fotón incidente sino también de la posición en que este es absorbido limitando así su resolución como espectrómetro⁽⁵⁾.

Síntesis, crecimientos y purificaciones

El HgI₂ utilizado se obtuvo mediante la reacción en fase vapor de yodo bisublimado y mercurio bidestilado, de origen nacional.

Se crecieron monocristales mediante la evaporación de una solución sobresaturada de HgI₂ en acetona a temperatura ambiente regulando la velocidad de evaporación principalmente mediante el control de la relación del diámetro a la longitud de la probeta que la contiene.

De esta manera se obtuvieron en 2 semanas cristales de aproximadamente 2 x 2 x 2 mm³.

Los cristales obtenidos por este método tienen buen aspecto exterior y es relativamente posible clivarlos por planos perpendiculares al eje "C" pero no se obtuvieron resultados positivos con ninguno de los dispositivos contruados con estos cristales.

Se crecieron también por sublimación en vacío obteniéndose ejemplares hasta de 2 cms.

El HgI₂ es estable a temperatura ambiente en la fase roja que tiene simetría tetragonal y tiene a 127°C un cambio a una fase ortorómbica que es amarilla.

Este cambio de fase es importante porque en el ciclo ROJO-AMARILLO-ROJO, los cristales sufren un daño importante por lo que deben crearse a temperaturas inferior a 127°C.

El crecimiento se realizó en ampollas de vidrio Pirex selladas en un vacío mejor de 10⁻⁵ y la característica más significativa de la probeta, Fig.1, es un dedo de vidrio que además de localizar las condiciones de crecimiento permite el escape de las impurezas volátiles hacia la parte superior.

El crecimiento de pequeños cristales de color ocre en la parte superior de la probeta evidenció la utilidad de este diseño.

Este proceso de crecimiento y purificación por sublimación se repitió tres veces consecutivas con el mismo material, evaluándose los cristales en cada ciclo sin obtenerse material con grado de detección hasta la tercera sublimación.

Como procedimiento de purificación se utilizó también la fusión zonal obteniéndose el grado de detección con sólo una sublimación cuando el polvo de partida había sido sometida previamente a 20 ciclos de fusión zonal.

Caracterización y evaluaciones

El carácter monocristalino de las muestras obtenidas se controló mediante el silicio con Rayos X por el método de Laue.

Las constantes de red se midieron con un difractómetro de Rayos X obteniéndose los siguientes valores: $a = 4.357 \text{ \AA}$ y $c = 12,36 \text{ \AA}$.

Se levantaron curvas de corriente térmicamente estimuladas (T.S.T.) de muestras obtenidas por los distintos métodos mencionados, siendo de destacar la ausencia de trampas más profundas que 0,3 ev.

Un sistema de trampas con una energía de activación de aproximadamente 0,26 ev está presente en todas las muestras estudiadas independientemente del método de crecimiento.

Este valor se obtuvo mediante el ajuste por computadora de los parámetros intervinientes en la dependencia de la conductividad con la temperatura calculada por Haering y Adams⁽⁶⁾ (Método de velocidad de calentamiento) y utilizando la técnica conocida como limpieza térmica.

Los valores obtenidos con distintas curvas de la misma muestra, con distintas muestras y aún suponiendo distintas condiciones de reatrapamiento se encuentran entre 0,24 y 0,28 ev.

Todos los cristales útiles como detectores tuvieron resistividades mayores que 10^9 ohm/cm y se obtuvieron muestras de 10^{13} ohm/cm .

Los contactos obtenidos se realizaron con acuadag habiéndose probado también la evaporación de oro en vacío con resultados comparables.

Con dispositivos construidos con cristales de tercera sublimación y de primera sublimación de material previamente purificado por fusión zonal se intentó con éxito la detección de radiación gamma del ^{60}Co y ^{137}Cs .

La electrónica utilizada es la convencional consistente en un preamplificador sensible a la carga, un amplificador lineal, discriminador y es calímetro.

Se midió el coeficiente de atenuación del plomo para la radiación gamma del ^{137}Cs con los dispositivos contruidos concordando los valores obtenidos con los disponibles en la literatura.

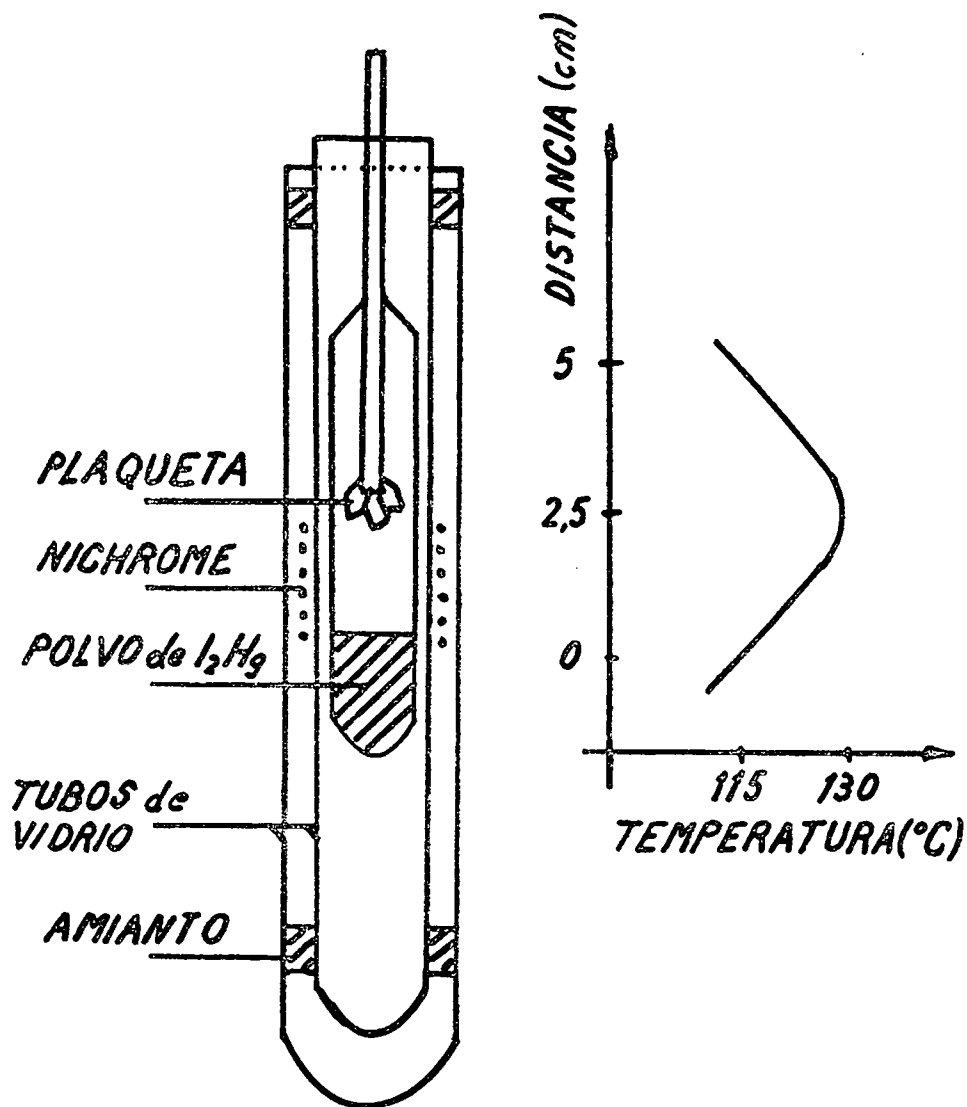
Conclusiones

Las principales conclusiones obtenidas del presente trabajo son las siguientes:

- 1) El crecimiento por sublimación en fase gaseosa es el único que ha dado resultados satisfactorios.
- 2) La fusión zonal puede ser utilizada con éxito para la purificación de HgI_2 y permite reducir el número de sublimaciones necesarias.
- 3) La observación visual (transparencia, ausencia de inclusiones y maclas) y la resistividad (mayor que 10^9 ohm/cm) son las evaluaciones más simples y directamente relacionadas con la utilización de estos cristales como detectores de radiación nuclear.
- 4) La comparación de estos resultados con los obtenidos en otros centros de investigación, teniendo en cuenta los materiales de partida utilizados permite pensar que es posible desarrollar en el país espectrómetros de HgI_2 y deberían centrarse los esfuerzos en la obtención de iodo y mercurio de alta pureza.

REFERENCIAS

1. R.H.Bube, Phys. Rev. 106, N° 4 (1957) 703
2. W.R.Willing and S.Roth, Proceeding of the International Symposium on Cadmiun Telluride-A, Cornet, P. Siffert editors, Strasbourg (1971)
3. J.P.Ponpon, R.Stuck, P.Siffert, B.Meyer and C.Schwab. IEEE Trans. on Nucl.Sci. NS-22, february (1975)
4. R.B.Day, G.Dearnaley and J.M.Palms, IEEE Trans. on Nucl.Sci. NS-14, N° 1 487 (1967)
5. S.P.Swierkowsky and G.A.Armantrout, IEEE Trans. on Nucl.Sci. NS-22 february (1975)
6. Haering and Adams, Phys.Rev. 117 (1960) 451



Esquema de horno y ampolla para crecimiento por sublimación de HgI_2 en fase roja

FUENTES DE NEUTRONES DISTRIBUIDAS PARA EL CALCULO DE ESPECTROS A BAJAS ENERGÍAS

M.J. Abbate* y J.V. Lolich

Centro Atómico Bariloche (CAB)
Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA)
Instituto de Física "Dr. José A. Balseiro" (IFB)
Universidad Nacional de Cuyo (UNC)

RESUMEN

El conocimiento de fuentes de neutrones distribuidas es necesario para el cálculo de espectros de neutrones por métodos multigrupo con dependencia espacial.

Para obtener las mismas, se elaboró una formulación que permite tratar distintos moderadores y tener en cuenta efectos de fuga y de temperatura del medio, mediante la aplicación de adecuadas hipótesis. Se redactó un programa para evaluar dichas fuentes proporcionando, además, estimaciones de su distribución espacial para problemas unidimensionales y en medios homogéneos.

Con él y como parte del proyecto de estudio de moderadores actualmente en ejecución, se calcularon fuentes en agua liviana y pesada observando se el efecto del modelo: gas libre y pesado (o de moderación) y el de anisotropía en aproximación P_1 .

1. Generalidades

El cálculo de espectros de neutrones de bajas energías con dependencia espacial se efectúa hasta una cierta energía de corte ubicada en el rango de moderación. Esto implica que deba utilizarse una fuente, dependiente del flujo, que dé cuenta de los neutrones que ingresan al grupo directamente desde energías superiores a dicho límite y en cada punto.

Existen varias aproximaciones demasiado particulares al problema^(1,2) por lo que es de interés replantearlo con mayor generalidad y confeccionar el elemento de cálculo correspondiente.

2. Tipos de fuentes

Desde el punto de vista de la ecuación de transporte pueden distin-

* Ejército Argentino.

guirse los siguientes tipos:

- No dependientes del flujo: o exteriores, como el caso de una fuente radioactiva.
- Dependientes del flujo: por ejemplo de fisión.
- También suele considerarse como tal, para cada grupo, a los neutrones transferidos desde otros, es decir:

$$S(r, E, \vec{\Omega}) = \int_{4\pi} \int_0^{\infty} \int_{E_c}^{\infty} (r, E' \rightarrow E, \vec{\Omega}' \rightarrow \vec{\Omega}) F(r, E', \vec{\Omega}') dE' d\Omega'$$

entonces si el cálculo se extiende hasta una energía E_c y se supone que no hay transferencia hacia mayores energías, lo cual es razonable ya que este límite está entre 1.0 a 3.0 eV, resulta:

$$S(r, E, \vec{\Omega}) = \int_{4\pi} \int_0^{\infty} \int_{E_c}^{\infty} (r, E' \rightarrow E, \vec{\Omega}' \rightarrow \vec{\Omega}) F(r, E', \vec{\Omega}') dE' d\Omega' + \int_{4\pi} \int_{E_c}^{\infty} (r, E' \rightarrow E, \vec{\Omega}' \rightarrow \vec{\Omega}) F(r, E', \vec{\Omega}') dE' d\Omega'$$

La primera integral es evaluada en el cálculo, la segunda debe proporcionarse como dato y es la que aquí se define como fuente.

3. Expresiones generales

Considerando un medio homogéneo, separabilidad de variables, al menos dentro de cada intervalo de energía y aplicando la conocida aproximación P1 para tratar la dependencia angular⁽³⁾, la fuente es:

$$Q(r, E, \mu) = \frac{1}{4\pi} F_0(r) \int_{E_c}^{\infty} (E' \rightarrow E) \psi(E') dE' + \frac{3}{4\pi} \mu F_1(r) \int_{E_c}^{\infty} (E' \rightarrow E) \psi(E') dE'$$

donde

$$F_0(r) = \phi(r)$$

flujo escalar

$$F_1(r) = J(r) = -D \frac{d\phi(r)}{dr} \quad \text{corriente, por ley de Fick}$$

3.1 Dependencia en energías

Para lograr las expresiones de las dos funciones que dependen de la energía puede aplicarse teoría de moderación; en ella el flujo adopta una forma particularmente simple, inversamente proporcional a la energía, pero para no perder generalidad deben tenerse en cuenta los efectos de fuga y absorción.

Esta última puede incluirse mediante el factor de probabilidad de escape a las resonancias, calculable separadamente⁽⁴⁾, y la primera, adoptando la siguiente formulación⁽⁵⁾ para el flujo:

$$\psi(E) = \text{constante} * 1/E^k$$

$$\text{con } k = \frac{\Sigma_s (1 - \alpha^k) / (1 - \alpha)}{DB^2 + \Sigma_s}$$

siendo: $\alpha = ((A-1)/(A+1))^2$; A número másico

B^2 "buckling" total, Σ_s y D están evaluadas a la energía de corte en esta aproximación.

El exponente k fue verificado experimentalmente para el caso de agua pura que luego se cita.

En cuanto al núcleo de transferencia y dispersión se tuvieron en cuenta dos modelos⁽⁶⁾:

- De moderación: considera procesos puramente elásticos con átomos en reposo.
- Gas ideal o libre: supone que los átomos poseen movimiento térmico y su distribución en velocidades es maxwelliana.

3.2 Dependencia espacial

En muchos casos se utiliza la obtenida con hojuelas⁽⁹⁾, pero para estimaciones es necesario calcular las funciones espaciales, lo cual es particularmente simple y conocido⁽³⁾ en sistemas homogéneos y cálculos unidimensionales.

Fué confeccionado un programa para evaluar las expresiones citadas⁽⁷⁾ el que ha sido utilizado para proporcionar fuentes a los programas de cálculo DTF-4 y CAGE⁽⁸⁾.

4. Resultados

Se calcularon tres casos: agua liviana pura en un paralelepípedo de 30x30x30 cm, agua pesada pura y agua pesada (99,69% molar) en un cilindro de 50 cm de alto y 36 cm de diámetro. La solución de agua pesada corresponde al material de que se dispone para estudiar (proveniente de la Central Nuclear en Atucha).

Las previsiones obtenidas con los distintos modelos para la zona central de cada geometría y en aproximación P_0 , pueden observarse en la figura 1. El incremento a energías más altas corresponde al efecto del oxígeno. En el resto del intervalo hay una marcada diferencia de modo tal que, siendo el de gas libre más refinado, sería aconsejable su uso. Puede notarse el efecto producido por el hidrógeno de contaminación en el D20.

En figura 2 se muestra la anisotropía de las fuentes, en aproximación P_1 , con modelo gas libre para puntos situados a 3 cm del contorno. Se han representado las direcciones 0° y 90° ; esta última equivale también a la a-

proximación Po. La relación entre ellas alcanza valores tan altos como el 50% en D20 y 30% en H2O.

5. Conclusiones

Se ha replanteado el problema de obtener las fuentes que requieren ciertos cálculos por teoría de transporte y método multigrupo, habiéndose logrado expresiones suficientemente generales como para ser aplicadas a distintos moderadores, teniendo en cuenta dependencia con la temperatura del medio y efecto de fuga.

Se ha creado un elemento de cálculo para evaluar lo anterior que también puede proporcionar una sencilla dependencia espacial, hasta en aproximación P₁.

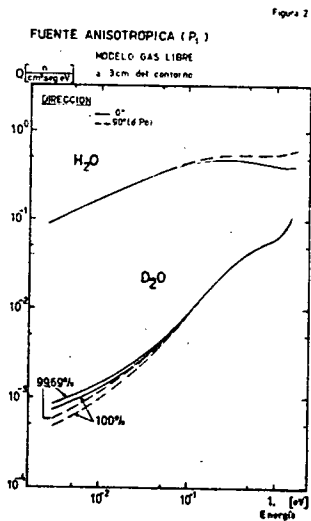
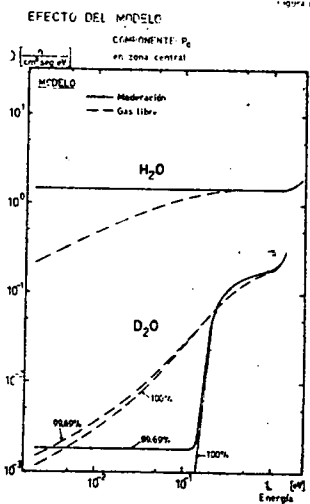
Fueron obtenidas con este procedimiento, fuentes para geometrías con agua liviana y pesada puras y una solución de esta última. Los resultados muestran una dependencia, con el modelo y la dirección, tal que se han planteado experimentos para estudiar mejor este comportamiento.

Puede decirse que aún para concentraciones de D20 como la de la solución considerada, deberá tenerse en cuenta el efecto de la contaminación de hidrógeno.

El presente trabajo se realizó con el apoyo del Ejército Argentino a través del proyecto "Física de Neutrones y Reactores".

REFERENCIAS

1. R.Cerbone, "Position dependent neutron spectra in a multiplying medium" PhD. Tesis, KAPL, (1967)
2. G.D.Joanou et al., "GATHER-II", GA-4132 (1963)
3. K.H.Beckurts and K.Wirtz, "Neutron Physics", Springer Verlag (1964)
4. G.Sánchez S. "Subrutina PER", CNEA-CAB, NYR427-ACNYR (1974)
5. J.R.Beyster et al., "Integral neutron thermalization", GA-3542 (1962)
6. A.Weinberg and E.Wigner, "The physical theory of neutron chain reactors" The University of Chicago Press (1958)
7. M.J.Abbate, "NYR232-FUDIS", CAB, ACNYR (1974)
8. M.J.Abbate, "NYR230-Versión del programa DTF-4", ACNYR, CAB (1973)
J.V.Lolich, "NYR260-Versión del programa CAGE", ACNYR, CAB (1973)
9. J.V.Lolich y M.J.Abbate, "Determinación de la densidad neutrónica espacial por activación de hojuelas de indio", Com.L.1, 60° Reunión AFA, Tucumán, mayo 1974



DETERMINACION EXPERIMENTAL DEL FACTOR DE CADMIO PARA HOJUELAS DE INDIO

J.V.Lolich y M.J.Abbate*

Centro Atómico Bariloche (CAB)
Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA)
Instituto de Física "Dr. José A. Balseiro" (IFB)
Universidad Nacional de Cuyo (UNC)

RESUMEN

Se determinó experimentalmente el factor de cadmio y la transmisión térmica de neutrones para hojuelas de una aleación de Indio y aluminio de 0.254 mm de espesor. Para el espesor de cadmio de 0.53 mm se obtuvo:

$$F_{CD} = (1.06 \pm 0.01)$$

$$X_{ter} = (0.030 \pm 0.003)$$

Estos resultados, permitirán obtener una mayor precisión en las determinaciones de las distribuciones neutrónicas térmica y epitérmica que se realizan en los materiales utilizados para la medición de espectros por tiempo de vuelo en el CAB.

1. Introducción

A fin de determinar las distribuciones espaciales de neutrones térmicos y epitérmicos con hojuelas de indio, por el método de la diferencia de cadmio, es necesario conocer el factor de cadmio el cual tiene en cuenta la captura en el cadmio de neutrones entre la energía de corte del espectro epitérmico (aprox. 0,1 ev) y la energía de corte del cadmio. Este factor depende del espesor del cadmio, espesor de la hojuela, material de la hojuela y del moderador usado. Son muchos los experimentadores que han determinado este factor con grandes discrepancias entre sí. Estas son atribuidas a diferencias en la composición, espesor o dimensiones de la hojuela, como así también a la fuente usada. En nuestro caso particular, las hojuelas con que contamos son de una aleación de indio y aluminio de la cual no se conoce la proporción exacta de los mismos, por lo cual no es posible interpolar entre valores ya medidos. Como además todos los cálculos teóricos del factor de cadmio implican fuertes aproximaciones, por ejemplo, en cuanto a la forma del espectro, se decidió encarar la determinación experimental del mismo.

El método utilizado es el descripto por Kunstadter⁽¹⁾ el cual consiste en la irradiación de hojuelas bajo diferentes espesores de cadmio, lo

* Ejército Argentino

que permite extrapolar la actividad para espesor de cadmio nulo y calcular el factor de corrección para el espesor deseado.

2. Factor de cadmio y transmisión térmica

Una hojuela colocada en un flujo neutrónico se activará tanto por neutrones térmicos, como por epitérmicos, su actividad total, puede entonces expresarse como:

$$A_D = A_D^{\text{ter}} + A_D^{\text{ep}}$$

donde

A_D = actividad total de la hojuela desnuda

A_D^{ter} = actividad térmica de la hojuela desnuda

A_D^{ep} = actividad epitérmica de la hojuela desnuda

Las actividades debidas a los neutrones de ambos grupos, pueden ser separadas experimentalmente por el método de la diferencia de cadmio⁽²⁾.

Se define la transmisión térmica X_{ter} a:

$$X_{\text{ter}} = A_{\text{CD}}^{\text{ter}} / A_D^{\text{ter}}$$

donde: $A_{\text{CD}}^{\text{ter}}$ = actividad térmica de la hojuela bajo cadmio.

Además, debido a que hay una pequeña absorción de neutrones epitérmicos por el cadmio, se define el factor de cadmio como:

$$F_{\text{CD}} = A_D^{\text{ep}} / (A_{\text{CD}} - A_{\text{CD}}^{\text{ter}})$$

donde A_{CD} = actividad de la hojuela bajo cadmio, la cual es función del es pesor de cadmio.

3. Método experimental (Fig.1)

La hojuela bajo cadmio se irradió en un recipiente con agua liviana de (30 x 40) cm, el cual estaba recubierto con 20 cm de grafito a fin de disminuir la fuga de neutrones. Como fuente de neutrones se utilizó el acelerador lineal del CAB, con un blanco pesado.

Se midió la actividad de la hojuela para 8 espesores de cadmio entre 0.07 y 1.5 mm. La actividad de la hojuela irradiada se determinó con un detector de yoduro de sodio⁽³⁾.

Con el objeto de comparar las actividades de la hojuela para los dis-

tintos espesores de cadmio, se utilizó como monitor una hojuela de indio de 1 cm de diámetro y 0.0254 mm de espesor. Este, se recubrió con 0.53 mm de cadmio, a fin de evitar que su actividad se viera perturbada por la variación en la densidad neutrónica térmica que se produce al modificar los espesores de cadmio en la hojuela principal (Fig.2).

Pudo observarse que para espesores de cadmio mayores de 0.5 mm, la variación de la actividad de la hojuela tiene un comportamiento lineal con el espesor de cadmio, que representa la absorción de neutrones epitérmicos en el cadmio. En particular, para un espesor de cadmio de 0.53 mm, el valor del factor de cadmio resultó:

$$F_{CD} = (1.06 \pm 0.01)$$

Para espesores de cadmio menores de 0.5 mm, hay una corrección adicional debida a la transmisión térmica del cadmio. Sustrayendo la parte lineal en la cual el cadmio es negro para neutrones térmicos, se obtuvo

$A_{CD}^{ter}(d)$ lo cual permite el cálculo de la transmisión térmica. Para el espesor de cadmio de 0.53 mm, se obtuvo:

$$X_{ter} = (0.030 \pm 0.003)$$

4. Conclusiones

Se determinó experimentalmente el factor de cadmio y la transmisión térmica para hojuelas de una aleación de indio-aluminio de 0.254 mm de espesor. Se verificó que es una buena aproximación suponer que los neutrones térmicos y epitérmicos se atenúan exponencialmente en el cadmio.

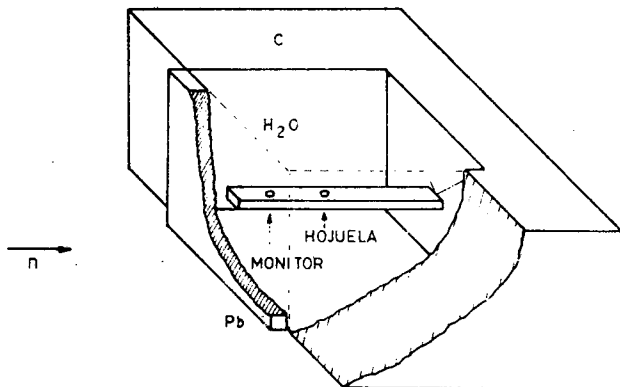
El método utilizado permitiría obtener F_{CD} y X_{ter} con mayor precisión pero ello implicaría un esfuerzo no justificable en nuestro caso.

El presente trabajo se realizó con el apoyo del Ejército Argentino a través del proyecto "Física de Neutrones y Reactores".

REFERENCIAS

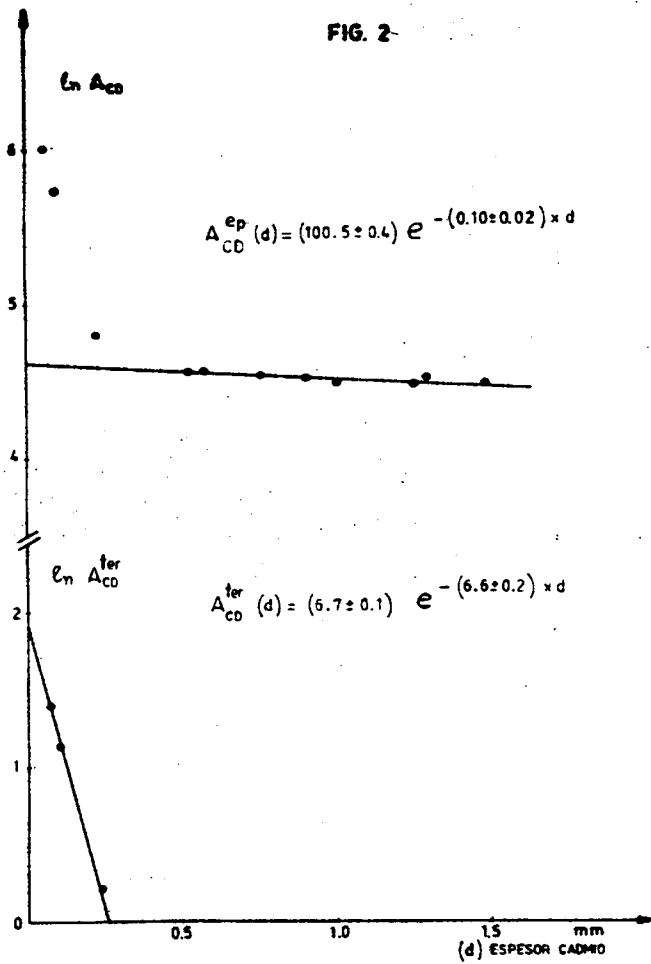
1. Kunstadter, John, Phys.Rev.78, 484 (1950)
2. Beckurts and Wirtz, "Neutron Physics". Springer Verlag 1964
3. Comunicación a la 60a. Reunión de la AFA, Mayo 1974. "Determinación de la densidad neutrónica espacial por activación de hojuelas de indio", J.V.Lolich y M.J.Abbate.

FIG. 1



DISPOSITIVO EXPERIMENTAL

FIG. 2



FORMACION DE He^- EN COLISIONES DE He EN LAMINAS DE CARBONO

A.J.Kestelman, R.A.Baragiola y E.Alonso

Centro Atómico Bariloche (CAB)
Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA)

Dukel'skii, Afrosimov y Fedorenko⁽¹⁾ lograron producir, por primera vez He^- a través de la captura de dos electrones por un ión He^+ atravesando distintos gases nobles. Desde entonces varios autores estudiaron el proceso de formación de He^- a partir de He^+ atravesando distintos gases (2^{+10}) y vapores metálicos^(11,13). Sin embargo, a nuestro entender, no ha sido estudiada hasta ahora la formación de He^- en láminas sólidas. Con el propósito de ejecutar este estudio, el equipo usado anteriormente en este laboratorio para mediciones en gases⁽¹⁰⁾, fue modificado según se muestra en la figura 1. El haz de He^+ es colimado por un diafragma [2] y luego atraviesa la lámina de carbono [3] de $\sim 2 \mu\text{g}/\text{cm}^2$. El haz equilibrado en la lámina de carbono atraviesa los colimadores [4] y [5] y las distintas componentes de carga son separadas por el deflector electrostático [6] y colectadas en un detector móvil de emisión secundaria [7] después de haber atravesado una lámina delgada ($\sim 10 \mu\text{g}/\text{cm}^2$) de carbono [8] asegurándose así la misma eficiencia de detección para iones y átomos. A su vez todo el detector está encerrado por un blindaje [9]. Por razones de tipo experimental, no se midieron las componentes de He^+ y He^{++} , empleándose los valores de $F_{0\infty}$ medidos anteriormente en este laboratorio⁽¹⁴⁾ para obtener $F_{1\infty}$. Un espectro típico de las componentes He^- y He^+ (en este espectro aparece también la componente He^+) se muestra en la figura 2. Los resultados finales obtenidos para las fracciones de equilibrio $F_{1\infty}$ de He^- en carbono, se muestran con sus errores estadísticos en la figura 3 donde para comparación se muestran también los valores de $F_{1\infty}$ en H_2 obtenidos anteriormente⁽¹⁰⁾. Se puede observar que para la energía normalmente empleada en la cámara de intercambio de los aceleradores tandem Van de Graaf, que es del orden de los 80 keV, la eficiencia de una lámina de carbono para producir He^- es superior a la del H_2 que es a su vez el más eficiente de los gases en la producción de helio negativo.

REFERENCIAS

1. Dukel'skii, V.M. et al., Soviet Sphysics, JETP 3, 764 (1956)
2. Windham, P.M. et al., Phys.Rev. 109, 1193 (1958)
3. Fogel', Ya.M. et al., Soviet Physics, JETP 11, 18 (1960)
4. Jorgensen, T.jr. et al., Phys.Rev. 140, A 1481 (1965)
5. Papkow, A. and Steiger, G.J., Z.Naturforschg. 21 a, 1048 (1966)

6. Collins, L.E. and Stroud, P.T., Proc. Phys. Soc. 90, 641 (1967)
7. Gilbody, H.B., et al., J. Phys. B (Atom. Molec. Phys) 2, 465 (1969)
8. Gilbody, H.B., et al., J. Phys. B (Atom. Molec. Phys) 3, L 19 (1970)
9. Dunn, K.F. and Gilbody, H.B., Proc. VII Int. Conf. on Physics of Electronic and Atomic Collisions, 1085, Amsterdam (1971)
10. Kestelman, A.J. et al., Proc. VIII Int. Conf. on Physics of Electronic and Atomic Collisions, 825, Beograd (1973); Comunicaciones AFA, 1, 12 (1973); Idem 2, 83 (1974); 60a. Reunión de AFA, Comunicación L.3., Tucumán, mayo 1974
11. Donnally, B.L. and Thoeming, G., Phys. Rev. 159, 87 (1967)
12. Baragiola, R.A. et al., Proc. VII Int. Conf. on Physics of Electronic and Atomic Collisions, 788, Amsterdam (1971); J. Phys. B: Atom. Molec. Phys. 8, 382 (1975)
13. Il'in, R.N. et al., Proc. VII Int. Conf. on Phys. of Electronic and Atomic Collisions, 793, Amsterdam (1971)
14. Kestelman, A.J. et al., 57a. Reunión AFA, Comunicación D.3.1., Córdoba, mayo 1972

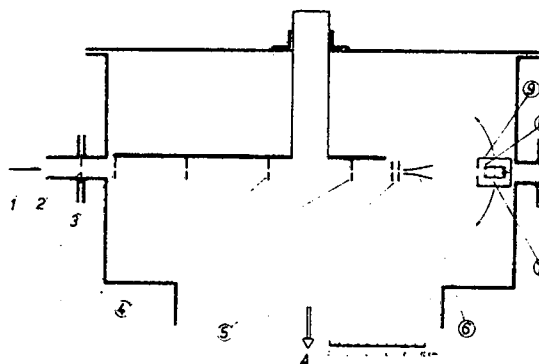


Figura 1.

- 1: Haz de He^+ .
 - 2: Diafragma.
 - 3: Lámina de Carbono.
 - 4: Colimadores.
 - 5: Colimadores fijos.
 - 6: Separador electros_tático.
 - 7: Detector móvil.
 - 8: Diafragma con lámina de carbono.
 - 9: Blindaje.
- A: a la trampa fría y bomba difusora.

Figura 2.

Espectro típico de He^-
 He y He^+ levantado a
 124 KeV

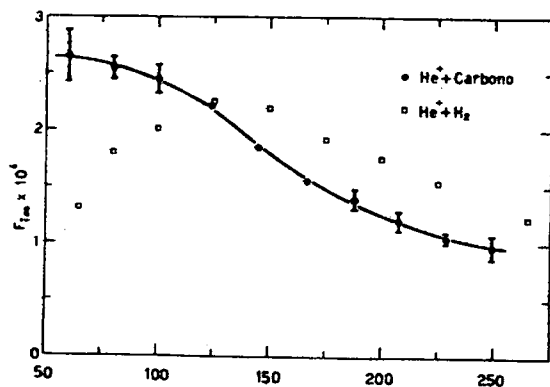
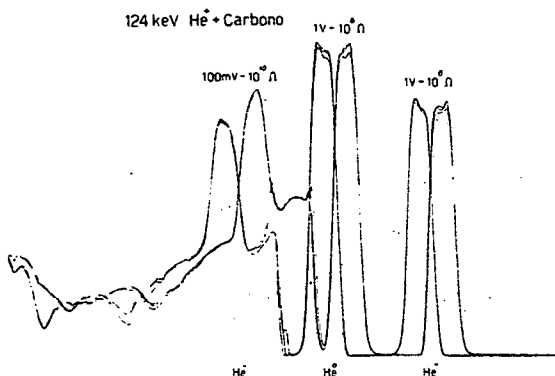


Figura 3.

Fracciones de equili
 brio de He^- en Carbo
 no en función de la
 energía.

Energía del Haz (keV)

PERDIDA DE ENERGIA DE IONES DE HIDROGENO Y DE HELIO EN LAMINAS METALICAS DELGADAS

J.C. Eckardt

Centro Atómico Bariloche (CAB)
Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA)

RESUMEN

Se realizaron mediciones de la pérdida de energía de iones de hidrógeno y de Helio a energías comprendidas entre 25 y 260 KeV en láminas metálicas delgadas autosoportadas de espesores conocidos. Se muestran los poderes de frenamiento de los distintos metales estudiados en función de la energía de los haces iónicos. Las secciones eficaces de frenamiento para iones de Hidrógeno se incluyen en una recopilación de datos de otros autores y se presentan en función de Z_2 , número atómico del blanco. Se muestra que esta dependencia es semejante a la correspondiente para un haz de Helio de igual velocidad.

Se presentan mediciones de poderes de frenamiento $\frac{dE}{dx} \approx \frac{\Delta E}{\Delta x}$ de Ge, Se, Pd, Sb y Bi para haces iónicos de Hidrógeno y de Helio de energías comprendidas entre 20 y 260 KeV.

Se empleó el método directo de la determinación de la pérdida de energía ΔE sufrida por el haz al atravesar una lámina metálica delgada de espesor conocido Δx obtenida por evaporación en alto vacío⁽¹⁾. Para cada metal se utilizaron entre 3 y 24 blancos de espesores comprendidos entre 17 y 44 $\mu\text{g}/\text{cm}^2$, realizándose las mediciones a 9 energías distintas. Los errores son $\leq 7\%$ debidos principalmente a los espesores Δx .

Fig.1 muestra los resultados de los distintos metales en función de la energía, con iones de Hidrógeno y de Helio. Además de las presentes mediciones están representados los datos de otros autores a mayores y menores energías^(2,11). Para el Pd se han corregido los resultados por el contenido de Hidrógeno absorbido⁽¹²⁾, correspondiendo los puntos a los valores sin corregir y las curvas a los valores corregidos.

Lindhard y Scharff⁽¹³⁾ presentaron una fórmula teórica de primera aproximación para secciones eficaces de frenamiento debido a procesos inelásticos, válida para velocidades $v < Z_1^{2/3} v_0$

$$S = \xi \cdot 8 \pi e^2 a_0 (Z_1 Z_2 / Z) (v/v_0) \quad (1)$$

donde $S = \frac{1}{N} \frac{dE}{dx}$, N es el número de átomos del elemento frenante por unidad de volumen, $Z = (Z_1^{2/3} + Z_2^{2/3})^{3/2}$, $\xi \approx Z_1^{1/6}$, Z_1 y Z_2 son los números atómi-

cos del proyectil y del blanco respectivamente, a_0 y v_0 son el radio y la velocidad de Bohr.

Los límites superiores de validez de la fórmula corresponden a 25 KeV para protones y a 635 KeV para iones de Helio, es decir, para ${}^4\text{He}^+$ cubre el rango de energías utilizado. Esta ecuación predice una dependencia lineal de S con la velocidad v del proyectil, o, lo que es equivalente, S es directamente proporcional a $E^{1/2}$. Los presentes resultados cumplen con buena aproximación esta relación. Por otra parte, para una misma energía ec. (1) predice aproximadamente el mismo valor S para ${}^4\text{He}^+$ como para protones. Si reemplazamos Z_1 por sus respectivos valores y teniendo en cuenta que

$$v_{\text{He}^+} = \frac{1}{2} v_{\text{H}^+}$$

sólo hay una pequeña diferencia en el denominador Z , que es despreciable dado que $Z_1 \ll Z_2$ para los metales estudiados, y otra diferencia despreciable en ξ . En Fig.1 se observa que los poderes de frenamiento para protones tienden aproximadamente a los correspondientes a ${}^4\text{He}$, para $E \leq 25$, donde $\frac{dE}{dx}$ para protones entra en el rango de validez de ec.(1).

En Fig.2 están representadas las secciones eficaces de frenamiento para un haz de protones de 200 KeV, de las presentes mediciones, junto con datos de otros autores^(1,14,16) en función de Z_2 . Se observa que la dependencia no es monótonamente creciente según ec.(1), sino presenta una fuerte estructura oscilatoria. Se compara en Fig.2 esta dependencia con valores semiempíricos de Ziegler y Chu⁽⁹⁾ para iones de ${}^4\text{He}$ de 800 KeV multiplicados por un factor 0,3⁽¹⁴⁾ para normalizarlos respecto a los datos para protones. Se observa que la dependencia de S para iones de Hidrógeno en función de Z_2 es semejante a la curva correspondiente a iones de ${}^4\text{He}$ de igual velocidad. Esto es particularmente útil para determinar por interpolación las secciones eficaces de frenamiento de aquellos elementos de los cuales no existen datos experimentales.

REFERENCIAS

1. J.C.Eckardt, Comunicaciones AFA, Vol.1 N° 2 (1974); A.Valenzuela, W.Meckbach, A.J.Kestelman and J.C.Eckardt, Phys.Rev.B.6, 95 (1972); A.Valenzuela and J.C.Eckardt, Rev.Sci.Instr.42, 127 (1971)
2. D.W.Green, J.N.Cooper and J.C.Harris, Phys.Rev.98, 466 (1955)
3. S.Gorodetzky, A.Pape, E.L.Cooperman, A.Chevalier, J.C.Sens et R.Armbruster, Nuc.Ins.Meth.70, 11 (1969)
4. W.K.Chu and D.Powers, Phys.Rev.187, 478 (1969)
5. W.K.Lin, H.G.Olson y D.Powers, J.Appl.Phys.44, 3631 (1973)

6. D.Ward, R.L.Graham y J.S.Geiger, Can.J.Phys. 50, 2302 (1972)
7. E.P.Arkipov y Yu V.Gott, Sov.Phys.JETP 29, 615 (1969)
8. E.Leminen y A.Anttila, Am.Ac.Sc.Fenn.VI Physica.370 (1971)
9. J.F.Ziegler y W.K.Chu, Atomic and Nucl.Data Tables 13, 463 (1974)
10. S.Rosenblum, Annales de Physique 10, 408 (1928)
11. J.A.Borders, Rad.Eff. 21, 165 (1974)
12. N.V.Sidgwick, Chemical Elements and Their Compounds Vd, II, 1554 (1950)
13. J.Lindhard y M.Scharff, Phys.Rev. 124, 128 (1961)
14. W.Whaling, Handbuch der Physik, vol.XXXIV (springer-Verlag, Berlin, p.193 (1958)
15. C.A.Sautter y E.S.Zimmerman, Phys.Rev. 140, 490 (1965)
16. R.L.Wolke, W.N.Bishop, E.Eichler, N.R.Jonson y G.D.O'Kelley, Phys. Rev.129, 2591 (1963)

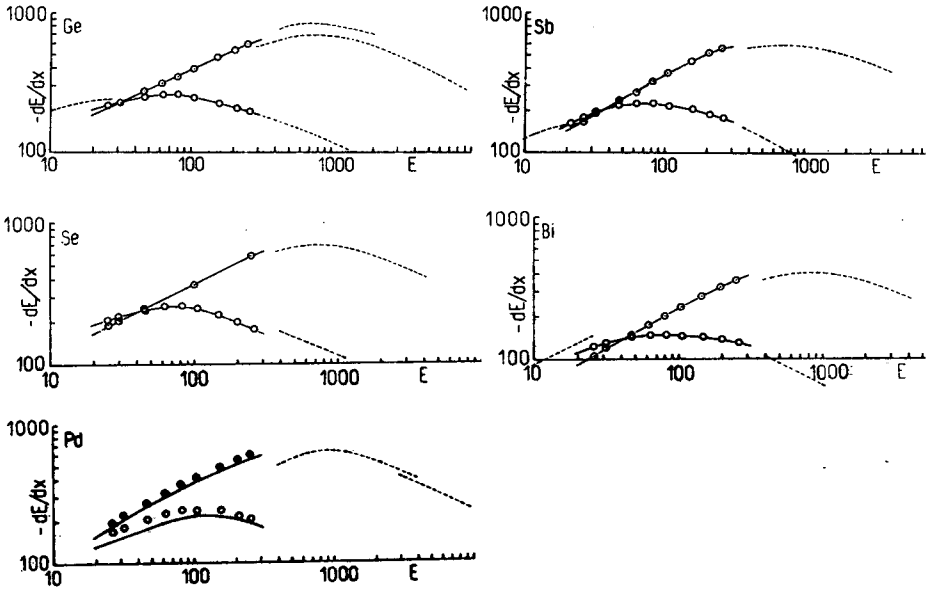


Figura 1. Poderes de frenamiento para H^+ (círculos) y para $^4He^+$ (Círculo con puntos) en función de la energía. Líneas punteadas: datos de otros autores^(2,11)
 Ordenada: $keV/(mg/cm^2)^{-1}$ Abscisa: KeV

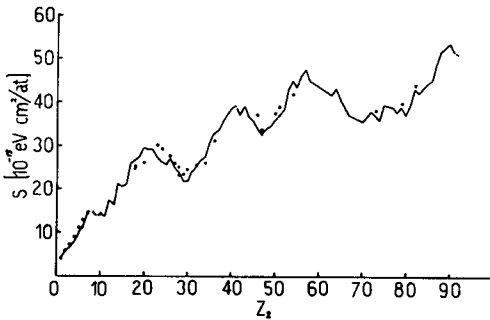


Figura 2. Secciones eficaces de frenamiento en función de Z_2 , para protones de 200 KeV (puntos). La línea llena representa a datos semiempíricos de Ziegler y Chu⁽⁹⁾ para $^4He^+$ de 800 KeV multiplicados por un factor de normalización 0,3.

NORMAS DE PUBLICACION

La Revista publicará dos tipos de artículos:

- a) *Comunicaciones* sobre trabajos originales de investigación, enseñanza o política científica, en el campo de la Física.
- b) *Informes*, o puestas al día, que describan el estado de desarrollo actual de un área de la Física, que resuman la tarea de varios años de actividad de un laboratorio o que describan aplicaciones tecnológicas de trabajos de investigación en Física que puedan ser de interés en nuestro país.

El Comité Editorial solicitará a autores la preparación de informes, pero también recibirá contribuciones espontáneas para esta sección.

En este último caso, se solicita a los autores que presenten por anticipado un resumen del trabajo para que el Comité decida sobre su interés.

Tanto las Comunicaciones como los Informes serán enviados a uno o más "referees" que aconsejarán al Comité Editorial sobre la originalidad, claridad, coherencia e interés de los artículos. Se solicita a los autores que dediquen especial atención a la presentación y claridad de los artículos, teniendo en cuenta que la mayoría de los lectores no serán especialistas en el tema específico del trabajo.

Los trabajos enviados deberán cumplir las siguientes normas:

- 1) El trabajo deberá estar escrito a máquina, a simple espacio, con cinta de color negro, sobre papel blanco. No se aceptarán copias con carbónico ni fotostáticas.
- 2) El autor deberá presentar el original diagramado dentro de un área útil de 15,7 cm x 22,5 cm por carilla, de tal manera que pueda ser directamente reproducido sin modificación ulterior alguna.
- 3) La extensión máxima de las Comunicaciones será de seis carillas, incluyendo tablas, dibujos, referencias, etc., y un resumen previo (imprescindible) de hasta 200 palabras.
- 4) En la primera carilla, desde el extremo superior del área útil hasta el comienzo del resumen, se destina un espacio de 5 cm de altura para el título del trabajo, la lista de autores y sus respectivas direcciones. Los trabajos serán firmados en forma individual, por laboratorio o por grupo de trabajo indistintamente.
- 5) Los dibujos y gráficos se realizarán en tinta china negra sobre el mismo papel del texto, o bien en papel de calcar que se adherirá al anterior. Pueden utilizarse fotografías en blanco y negro sobre papel

brillante, bien contrastadas, pero no se recomiendan copias fotostáticas porque no se reproducen bien. Cuando un dibujo detallado, requiera realizarse en una escala mayor que la final, la reducción fotográfica necesaria deberá ser hecha por el autor. El tamaño de las ilustraciones y sus leyendas deben ajustarse teniendo en cuenta que el original será reducido un 20%.

- 6) Se recomienda que los autores soliciten a las instituciones de las que dependen una cuota, fijada actualmente en 500 \$ por trabajo, para colaborar con la financiación de la revista. De ninguna manera ésta será una condición excluyente. El autor de cada trabajo recibirá, sin cargo, 20 separatas del mismo.
- 7) Toda correspondencia se dirigirá a: "Comunicaciones de la A.F.A.", Asociación Física Argentina, Santa Fe 1145, Buenos Aires, Argentina.

I N D I C E

	Pág.
Propagación de un arco de corriente alterna en condición crítica, <i>E. Distéfano, O. Polguera, M. Pecorelli y D. Wisnivesky</i>	255
Control de superficies de granito por interferometría laser <i>ra sante, H. J. Rebal, J. J. Lunazzi y M. Garavaglia</i>	261
Contribución al establecimiento del patrón nacional de fuerza electromotriz de la República Argentina, <i>M. Porfiri, J. Valdés y A. D. Rubinstein</i>	265
Estudio de un método de medición de contenido acuoso, <i>J. M. Carranti y R. A. Comes</i>	269
Algoritmo para el cálculo de la amplitud de dispersión para potenciales de largo alcance, <i>F. F. Grinstein y C. R. Garibotti</i>	275
Descripción de la transición gas-líquido en las vecindades del punto crítico con el uso de funciones de estado de dos parámetros. Parte A: La ecuación de Dieterici, <i>C. A. Condat</i>	281
Parte B: La ecuación de Berthelot, <i>C. A. Condat</i>	287
Ceros en la densidad de estados de vibración de cadenas de osciladores desordenadas, <i>J. E. Hirsch</i>	295
Análisis de la resonancia antiferromagnética en KNiF_3 , <i>S. Curatella, M. T. Causa y A. Misetich</i>	301
Sistemas que permiten variar la temperatura de la muestra en experimentos de resonancia electrónica paramagnética, <i>M. T. Causa, H. Salva y M. Tovar</i>	307
Modos localizados virtuales en sistemas magnéticos, <i>M. Gorfinkiel y A. Misetich</i>	313
Calor específico y campo crítico del TnGd super conductor, <i>J. G. Sereni</i>	319
Influencia del campo magnético sobre características de la difusión de la luz en cristales líquidos nemáticos, <i>B. Kerllenevich y A. Cooke</i>	324
Evidencia de la contribución de los procesos "horizontales" o la resistencia térmica de metales, <i>O. J. Bressan, A. Richter y F. de la Cruz</i>	331
Relaciones de orientación entre las fases ζ y β' del sistema Ag-Cd alrededor del 50% atómico, <i>A. L. Sarce y J. E. Kittl</i>	337

	Pág.
Transporte de materia a través de la interfase Al/SiO ₂ (Parte I), <i>E.Cavanagh, J.I.Franco y N.E.Walsole de Rea</i>	343
Transporte de materia a través de la interfase Al/SiO ₂ (Mecanismo del proceso). Parte II, <i>E.Cavanagh, J.I.Franco y N.E.Walsole de Rea</i>	351
Crecimiento epitaxial de Cd _x Hg _{1-x} Te, <i>E.Ormer, N.E.Walsole de Rea y E.Castro</i>	355
Defectos generados por difusión de Al en Si, <i>C.A.Caroni, E.M. Manghi y N.E.Walsole de Rea</i>	363
Desarrollo de transistores planares de Si, <i>C.Cortés, A.Boselli, O.Filipello, M.Maciel, J.A.Albisu y J.A.Bragagnolo</i>	371
Conversión fotovoltaica con heterojunturas CdS-Cu ₂ S, <i>J.A.Bragagnolo, J.A.Albisu, A.Boselli, C.Cortés y J.Molina</i>	377
Sistema de medición de características, <i>I.Abrutzky y C.Hofer.</i>	385
Detección de radiación γ con monocristales de HgI ₂ , <i>J.Saura y J.A.Albisu</i>	391
Fuentes de neutrones distribuidas para el cálculo de espectros a bajas energías, <i>M.J.Abbate y J.V.Lolich</i>	397
Determinación experimental del factor de Cadmio para hojuelas de Indio, <i>J.V.Lolich y M.J.Abbate</i>	403
Formación de He ⁺ en colisiones de He en láminas de carbono, <i>A.J.Kestelman, R.A.Baragiola y E.Alonso</i>	409
Pérdida de energía de iones de H y de He en láminas metálicas delgadas, <i>J.C.Eckardt</i>	413