

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 383 872**

51 Int. Cl.:
H01L 21/20 (2006.01)
H01L 21/3205 (2006.01)
H01L 29/12 (2006.01)
H01L 31/0256 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 96 Número de solicitud europea: **07763924 .3**
96 Fecha de presentación: **19.07.2007**
97 Número de publicación de la solicitud: **2050124**
97 Fecha de publicación de la solicitud: **22.04.2009**

54 Título: **Método de fabricación de dispositivos semiconductores sobre un sustrato del grupo IV con propiedades de superficie de contacto y colas de difusión controladas**

30 Prioridad:
11.08.2006 US 822138 P

45 Fecha de publicación de la mención BOPI:
27.06.2012

45 Fecha de la publicación del folleto de la patente:
27.06.2012

73 Titular/es:
**Cyrium Technologies Incorporated
50 Hines Road Suite 200
Ottawa, Ontario K2K 2M5, CA**

72 Inventor/es:
**PUETZ, Norbert;
FAFARD, Simon y
RIEL, Joseph René Bruno**

74 Agente/Representante:
Arias Sanz, Juan

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

ES 2 383 872 T3

DESCRIPCIÓN

Método de fabricación de dispositivos semiconductores sobre un sustrato del grupo IV con propiedades de superficie de contacto y colas de difusión controladas.

Campo de la invención

- 5 La presente invención se refiere de manera general a la deposición epitaxial de dispositivos electrónicos y optoelectrónicos. Más particularmente, la presente invención se refiere a la deposición de estructuras de dispositivos electrónicos y optoelectrónicos de los grupos III/V sobre sustratos del grupo IV.

Antecedentes de la invención

10 Se conoce la deposición de secuencias de capas para dispositivos opto/electrónicos de los grupos III/V, tales como células solares multiunión y diodos emisores de luz (LED), sobre sustratos del grupo IV. Las propiedades electrónicas y ópticas de tales dispositivos están estudiándose extensamente y la correlación entre estas propiedades y las características de la superficie de contacto sustrato-capas epitaxial está recibiendo una gran atención. El motivo de la atención prestada a la superficie de contacto sustrato-capas epitaxial es que, en su mayor parte, el rendimiento de estos dispositivos está determinado por la calidad de esta superficie de contacto.

15 Cuando se deposita un material de los grupos III/V, por ejemplo GaAs, de manera epitaxial sobre un sustrato del grupo IV, por ejemplo Ge, no se establece fácilmente la formación de la secuencia de capas atómicas apropiada de las capas del grupo III y el grupo V. Los sitios del grupo IV (átomos de Ge) pueden unirse a átomos de o bien el grupo III o bien el grupo V. En la práctica, algunas zonas del sustrato del grupo IV se unirán a átomos del grupo III y algunas otras zonas se unirán a átomos del grupo V. Las regiones límite entre estas zonas de crecimiento diferentes dan lugar a defectos estructurales considerables, tales como dominios de antifase, que afectan adversamente al rendimiento del dispositivo.

20 Para reducir algunos de estos acontecimientos no deseados, los sustratos del grupo IV son habitualmente sustratos vecinales con un ángulo de desorientación que oscila entre 0-15°. Estos sustratos vecinales ofrecen terrazas y bordes escalonados en los que pueden unirse los átomos con diferentes configuraciones de enlace, proporcionando así un mayor orden en el proceso de crecimiento.

25 En dispositivos tales como, por ejemplo, células solares que tienen compuestos de los grupos III/V depositados de manera epitaxial sobre un sustrato del grupo IV, a menudo es deseable crear parte del propio dispositivo en el sustrato del grupo IV mediante difusión, por ejemplo, de una especie del grupo V en el sustrato del grupo IV. Como ejemplo, para células solares, si se hace difundir un elemento del grupo V en un sustrato de Ge de tipo p, se forma una región de tipo n, dando lugar a una unión p-n. Esta unión p-n se vuelve fotoactiva y puede ser parte de una célula solar de una sola unión o multiunión. Sin embargo, cuando se deposita el compuesto de los grupos III/V a temperaturas de procedimiento típicas (500-750°C) sobre el sustrato de Ge, el elemento del grupo V del compuesto tiende a difundir, con poco control, en el sustrato haciendo de ese modo que la formación de una unión p-n predecible sea difícil. En casos que implican sustratos de Ge con una unión p-n preexistente, como podría ser el caso en la heterointegración de componentes opto/electrónicos de los grupos III/V sobre circuitos electrónicos de Ge, SiGe y SiC, la deposición de un compuesto de los grupos III/V de recubrimiento puede modificar el perfil de dopado de la unión p-n preexistente, dando como resultado un rendimiento insatisfactorio de la unión p-n y el dispositivo. Por consiguiente, las características eléctricas no pueden controlarse fácilmente. En tales situaciones, se vuelve bastante difícil, si no imposible, lograr y mantener el perfil de dopado y las características eléctricas deseados de la unión p-n del sustrato, incluyendo tales características eléctricas, en el caso de células solares, la tensión en circuito abierto (V_{oc}). Además, difundirán átomos del grupo IV desde el sustrato a las capas de los grupos III/V depositadas de manera epitaxial. Así, las capas dentro de los 0,5 – 1 μm iniciales de la secuencia de capas de los grupos III/V pueden doparse altamente con el elemento del grupo IV cuando no se reduce la excesiva difusión de átomos del grupo IV a través del uso de materiales y condiciones de nucleación adecuados. Los átomos del grupo IV como Si y Ge son, a concentraciones moderadas, dopantes normalmente de tipo n en un material semiconductor de los grupos III/V. Sin embargo, debido a su naturaleza anfótera, estos átomos pueden producir un alto grado de compensación (incorporación combinada de impurezas de tipo n y p) cuando se incorporan a concentraciones mucho mayores que $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, lo que conduce a menudo a un fuerte deterioro de las propiedades eléctricas y ópticas de la capa semiconductor huésped.

30 35 40 45 50 55 La patente estadounidense n.º 6.380.601 B1 concedida a Ermer *et al.*, denominada a continuación en el presente documento Ermer, enseña la deposición de GaInP sobre una capa de superficie de contacto con dopado n sobre un sustrato de Ge de tipo p y la posterior deposición de un compuesto binario GaAs sobre la capa de GaInP. El fósforo de la capa de GaInP tiende a no difundir en el sustrato de Ge tan profundamente como lo haría el arsénico de una capa de GaAs. Por tanto, el dopado con fósforo y la posterior deposición de la capa de GaInP permite un mejor control del perfil de dopado de la capa de tipo n del sustrato de Ge y por consiguiente, conduce a un mejor control de las características eléctricas de la unión p-n formada en el sustrato de Ge. Sin embargo, el problema de tener una capa de superficie de contacto de GaInP en la superficie de contacto del sustrato de Ge es que la morfología de los dispositivos preparados en condiciones de procedimiento epitaxial típicas para estos materiales no es la ideal: a

menudo abundan los defectos. Parecería que se requieren condiciones de nucleación extremas (temperatura, velocidad de deposición, sobrepresión del grupo V) de la capa de superficie de contacto de GaInP con el fin de obtener dispositivos con una morfología adecuada.

5 Applied Physics Letter, volumen 61, n.º 10, 7 de septiembre de 1992, páginas 1216-1218, XP002540613 se refiere a una investigación de la interdifusión de los átomos de composición en una superficie de contacto heterogénea entre una capa epitaxial de GaAs y un sustrato de Ge (111) mediante espectroscopía de masas de ionización secundaria. Cuando se aplica inicialmente una capa delgada de AIAs, se suprimió eficazmente la difusión de Ge en la capa epitaxial de GaAs. Se realizó satisfactoriamente una superficie de contacto heterogénea abrupta en crecimiento a temperatura relativamente alta. Se aclaró el proceso de interdifusión en la superficie de contacto heterogénea AIAs-Ge en el crecimiento a alta temperatura, que estaba dominado por la segregación de átomos de Ge asistida por la temperatura durante el crecimiento de AIAs en vez de por difusión térmica. También se observó la difusión de composición de átomos de Al a la capa epitaxial de GaAs, lo que se potenció por la segregación de Ge en la estructura de GaAs/AIAs/sustrato de Ge que se hizo crecer a mayor temperatura.

15 La publicación de solicitud de patente estadounidense n.º 2002/040727 da a conocer un aparato y método para optimizar la eficiencia de las uniones de germanio en células solares multiunión. En una realización preferida, se dispone una capa de nucleación de fosfuro de indio y galio (InGaP) entre el sustrato de germanio (Ge) y las capas epitaxiales de doble unión de recubrimiento para controlar la profundidad de difusión del dopado n en la unión de germanio.

20 Específicamente, actuando como barrera de difusión frente al arsénico (As) contenido en las capas epitaxiales de recubrimiento y como fuente de dopante de tipo n para formar la unión de germanio, la capa de nucleación permite que se minimicen el tiempo y la temperatura de crecimiento en el procedimiento del dispositivo de capas epitaxiales sin comprometer la integridad de la estructura de capas epitaxiales de doble unión. Esto permite, a su vez, que se controle de forma óptima la difusión de arsénico al sustrato de germanio variando el grosor de la capa de nucleación. Una unión de germanio activa formada según la presente invención tiene una profundidad de unión que ha difundido típica que es sólo de una quinta parte a la mitad de lo que puede lograrse en dispositivos de la técnica anterior. Además, las células solares de triple unión que incorporan una unión de germanio n-p poco profunda de la presente invención pueden lograr eficiencias AM0, 1 sol superiores al 26%.

30 El documento WO 00/59045 da a conocer una estructura semiconductor multicapa que incluye un sustrato de germanio que tiene una primera superficie. El sustrato de germanio tiene dos regiones, un volumen de región de germanio de tipo p, y una región de germanio de tipo n dopada con fósforo adyacente a la primera superficie. Una capa de un material de fosfuro recubre y está en contacto con la primera superficie del sustrato de germanio. Una capa de arseniuro de galio recubre y está en contacto con la capa del material de fosfuro, y pueden añadirse contactos eléctricos para formar una célula solar. Pueden añadirse uniones fotovoltaicas adicionales para formar células solares multiunión. Las células solares pueden ensamblarse entre sí para formar paneles solares.

35 Applied Physics Letter, volumen 64, n.º 6, 7 de febrero de 1994, páginas 733-735, se refiere a epitaxia de haces moleculares de GaAs sobre una superficie de Ge (001), desorientada en 6º hacia el plano [110]. La iniciación del crecimiento de GaAs sobre la superficie de Ge da como resultado películas de dominios únicos con excelente morfología de superficie. El problema tratado por esta referencia es el de integrar dispositivos ópticos de los grupos III-V sobre circuitos de silicio. Esta referencia investiga el problema mencionado anteriormente haciendo crecer arseniuro de galio sobre germanio relajado formado encima de silicio, y trata la importancia de una capa previa de galio sobre el germanio para obtener arseniuro de galio de alta calidad.

40 Por tanto, es deseable proporcionar un método para fabricar dispositivos semiconductores que tienen un compuesto de los grupos III/V depositado de manera epitaxial sobre un sustrato del grupo IV en condiciones de procedimiento epitaxial típicas, teniendo los dispositivos una morfología adecuada y permitiendo el método un mejor control sobre las propiedades ópticas y eléctricas de la superficie de contacto así como de la capa de difusión en el sustrato del grupo IV.

Sumario de la invención

50 Un objeto de la presente invención es evitar o paliar al menos una desventaja de dispositivos anteriores que tienen capas epitaxiales de los grupos III/V sobre un sustrato del grupo IV. La presente invención proporciona un dispositivo semiconductor tal como se especifica en la reivindicación 1.

Otros aspectos y características dentro de la presente invención resultarán evidentes para los expertos en la técnica con la revisión de la siguiente descripción de realizaciones específicas de la invención junto con las figuras adjuntas

Breve descripción de los dibujos

55 Se describirán ahora realizaciones de la presente invención, únicamente a modo de ejemplo, con referencia a las figuras adjuntas, en las que:

la figura 1 es una vista lateral de una realización de la presente invención;

las figuras 2A y 2B son fotografías de realizaciones de la presente invención con diferente grosor de una capa de nucleación de AIAs;

la figura 3 es una medición de opacidad de la realización de la figura 1 como una función del grosor de la capa de nucleación de AIAs;

5 la figura 4 es una representación de un proceso de deposición de AIAs sobre un sustrato vecinal de Ge;

la figura 5 es un gráfico de datos de SIMS para diferentes especies atómicas de la estructura de la realización de la figura 1 cuando el grosor de la capa de AIAs es nulo;

la figura 6 es un gráfico de datos de SIMS para diferentes especies atómicas de la estructura de la realización de la figura 1 cuando el grosor de la capa de AIAs es de 11,6 Å (1 Å = 0,1 nm);

10 la figura 7 es un diagrama de flujo de un método de la presente invención;

la figura 8 es un gráfico de datos de SIMS para fósforo como una función del grosor de AIAs para la estructura de la realización de la figura 1;

la figura 9 es un gráfico de datos de SIMS para arsénico como una función del grosor de AIAs para la estructura de la realización de la figura 1;

15 la figura 10 es un gráfico de datos de SIMS para Ge como una función del grosor de AIAs para la estructura de la realización de la figura 1;

la figura 11 muestra la concentración de fósforo como una función de la profundidad de la muestra para cuatro grosores diferentes de AIAs para la estructura de la realización de la figura 1;

20 la figura 12 muestra la concentración de arsénico como una función de la profundidad de la muestra para cuatro grosores diferentes de AIAs para la estructura de la realización de la figura 1;

la figura 13 muestra la concentración de Ge como una función de la profundidad de la muestra para cuatro grosores diferentes de AIAs para la estructura de la realización de la figura 1;

la figura 14 es una representación gráfica de la corriente frente a la tensión de una célula fotovoltaica que tiene una estructura similar a la mostrada en la realización de la figura 1; y

25 la figura 15 es una serie de representaciones gráficas de corriente frente a tensión para células fotovoltaicas fabricadas sin una capa de nucleación de AIAs y células fotovoltaicas fabricadas con una capa de nucleación de AIAs.

Descripción detallada

30 Generalmente, la presente invención proporciona un método para fabricar dispositivos electrónicos u optoelectrónicos que tienen un sustrato del grupo IV sobre el que se deposita una estructura de capas de los grupos III/V. El método permite la fabricación de dispositivos con morfología mejorada y perfiles de dopado controlados de constituyentes del grupo V en el sustrato del grupo IV y constituyentes del grupo IV en las capas de los grupos III/V.

La figura 1 muestra una estructura semiconductor de triple unión 18 a modo de ejemplo que realiza la presente invención. Una estructura de este tipo puede usarse en células solares multiunión, por ejemplo, células solares de triple unión. Además, tal como entenderá fácilmente un trabajador experto en la técnica, pueden usarse estructuras similares en diodos emisores de luz (LED) y otros dispositivos electrónicos y/u optoelectrónicos. Se deposita una capa de AIAs 22 de grosor t_1 encima de un sustrato vecinal de Ge 20. Tal como entenderá un trabajador experto habitual en la técnica, el término "vecinal" en el presente documento se refiere a un plano cristalino que está orientado próximo a un plano fundamental. El ángulo del sustrato vecinal de Ge puede oscilar entre 0°- 20°; la orientación cristalina del sustrato de Ge puede ser, por ejemplo, de 6° hacia el plano <111> más próximo o cualquier otra orientación adecuada. Encima de la capa de AIAs 22 hay una capa de GaInP 24 que tiene un grosor t_2 y una capa de GaAs 26 que tiene un grosor t_3 . La deposición de la capa de AIAs 22, la capa de GaInP 24 y la capa de GaAs 26 puede lograrse a través de cualquier medio adecuado tal como: deposición química en fase de vapor de precursores organometálicos (MOCVD), epitaxia de haces químicos (CBE), epitaxia de haces moleculares (MBE), epitaxia en fase sólida (SPE), epitaxia en fase de vapor de hidruro o mediante otros sistemas híbridos similares o combinaciones de los mismos. Aunque se muestra un sustrato de Ge 20, también puede usarse cualquier otro sustrato del grupo IV adecuado, tal como, por ejemplo, sustratos de Si, SiGe o SiC. Además, tal como entenderá el trabajador experto, también se aplica lo anterior en casos en los que, en lugar de un sustrato del grupo IV, se usa un dispositivo que requiere la transición de un material del grupo IV a un compuesto de los grupos III-V. De manera similar, la capa de AIAs puede sustituirse, sin apartarse del alcance de la presente invención, por otras aleaciones semiconductoras de compuesto de los grupos III-V con una alta concentración de Al tales como, por ejemplo, AlN, AlSb o Al(Ga)As.

En las figuras 2A y 2B, se compara la morfología de la estructura 18 para dos grosores t_1 diferentes de la capa de AIAs 22. En las figuras 2A y 2B, una estructura de prueba 28 corresponde a la estructura 18 con $t_1 = 0$ y una estructura de prueba 30 corresponde a la estructura de prueba 18 con $t_1 = 4$ monocapas de AIAs. Las figuras 2A y 2B muestran fotografías de microscopio de la superficie superior de las estructuras de prueba 28 y 30 en las que, en cada caso, $t_2 = 0,025 \mu\text{m}$ y $t_3 = 0,2 \mu\text{m}$. Las estructuras de prueba 28 y 30 se fabricaron mediante MOCVD a temperaturas que oscilaron entre $650\text{-}730^\circ\text{C}$ siendo las velocidades de deposición de GaAs, GaInP y AIAs respectivamente de $4 \mu\text{m/h}$, $0,8 \mu\text{m/h}$ y $0,7\text{-}0,42 \mu\text{m/h}$.

Tal como se observa en la figura 2A (GaInP sobre Ge), el número de defectos, mostrado como un moteado de color blanco, es mucho mayor que en la figura 2B (AIAs sobre Ge). La densidad de defectos es del orden de miles por cm^2 en la figura 2A y esencialmente 0 en la figura 2B. Este tipo de defecto está completamente ausente en la figura 2B. El gran moteado en la región central de la figura 2B se atribuye a una partícula extraña en la estructura de prueba 30, que no es inherente al proceso de nucleación.

El gráfico de la figura 3 muestra una representación gráfica de opacidad para las estructuras 18 como una función de t_1 , el grosor de la capa de AIAs 22. Se realizó la medición con un aparato de medición de opacidad Surfscan™ fabricado por KLA-Tencor de California. Queda muy claro a partir de la representación gráfica de opacidad que la adición de sólo una fracción de una monocapa de AIAs mejora enormemente la morfología de superficie de la estructura 18.

El motivo de esta mejora en la morfología de compuestos de los grupos III/V depositados sobre sustratos vecinales de Ge con una capa intermedia de AIAs 22 entre los posteriores compuestos de los grupos III/V puede atribuirse a lo siguiente. Tal como se muestra en las figuras 4A y 4B, los átomos de Al son relativamente pequeños con respecto a los átomos de As. Como tales, los átomos de Al tienen un potencial electroquímico que favorece su colocación en los escalones 40 presentes sobre el sustrato vecinal de Ge 20. Por tanto, introduciendo Al y As en la cámara de crecimiento y permitiendo que pase un tiempo suficiente, se verán los escalones 40 ocupados predominantemente por átomos de Al siempre que la energía superficial sea lo suficientemente alta como para permitir reconfiguraciones superficiales debidas a la temperatura del sustrato. Esto permite el establecimiento de una secuencia de crecimiento homogénea, que conduce a muestras morfológicamente sólidas tal como se muestra en la figura 2B en la que se ha establecido apropiadamente la secuencia de nucleación y por tanto, se han reducido enormemente los defectos de dominios de antifase. Este proceso se conoce como proceso de nucleación y, en el caso representado en las figuras 4A y 4B, puede producirse a temperaturas típicas en la deposición de capas epitaxiales de capa de AIAs (por ejemplo, $650\text{-}730^\circ\text{C}$).

La figura 5 muestra una medición mediante espectroscopía de masas de ionización secundaria (SIMS) realizada en una estructura de prueba similar a la de la estructura de prueba 28 de la figura 2A, es decir, la estructura 18 con $t_1 = 0$. La línea 50 indica el límite entre el sustrato de Ge 20 y el compuesto de los grupos III/V. Tal como se observa en las representaciones gráficas de SIMS de la figura 5, se miden masas atómicas de 72 (Ge), 75 (As), 31 (P), 27 (Al), 69 (Ga) y 115 (In) como una función del tiempo de exposición a un haz de átomos de Cs acelerados mediante una tensión de 3 kV. Se muestra una escala de profundidad que relaciona el tiempo de exposición con la profundidad explorada con sonda mediante el haz de SIMS. Es digno de mención que se mide el isótopo de germanio 72 en vez del germanio 74 predominante. Esto se realiza con el fin de evitar cualquier interferencia con la medición de As, que tiene una masa atómica de 75.

Tal como se indica mediante la región 52 del gráfico, la difusión de P se produce en el sustrato de Ge y domina la difusión de todas las demás especies. Esto conduce a altos niveles de conductividad de tipo n en el sustrato de Ge, que no siempre son deseables. La presencia de tales niveles de P en el sustrato de Ge puede conducir a bajas tensiones de ruptura inversas, que no son tolerables. En tales estructuras, la difusión de P en el sustrato de Ge sólo puede controlarse a través de la temperatura y el grosor (tiempo de crecimiento) de la capa de nucleación de GaInP sobre el sustrato de Ge. Esto contribuye a un control muy difícil de los parámetros de la unión p-n en el sustrato de Ge.

Por consiguiente, estructuras tales como la mostrada en la figura 2A en la que $t_1 = 0$, es decir, estructuras en las que se ha depositado GaInP directamente sobre un sustrato de Ge a una temperatura que oscila entre $650\text{-}730^\circ\text{C}$ a una velocidad de crecimiento de $0,8 \mu\text{m/h}$, no sólo muestran malas calidades morfológicas sino que también tienen un dopado de tipo n esencialmente incontrolable, de manera profunda en el sustrato de Ge. En casos en los que es aceptable el perfil de dopado, la escasa morfología de los dispositivos resultantes normalmente dará como resultado un menor rendimiento optoelectrónico.

La figura 6 muestra mediciones de SIMS realizadas con la estructura de prueba 30 de la figura 2B, es decir, la muestra que tiene $t_1 = 4$ monocapas (de AIAs) encima del sustrato de Ge 20. La línea 50 indica el límite entre el sustrato de Ge 20 y el compuesto de los grupos III/V. Tal como se observa en las representaciones gráficas de SIMS de la figura 6, se miden masas atómicas de 72 (Ge), 75 (As), 31+31+31 (triple ion P), 69 (Ga) y 115 (In) como una función del tiempo de exposición a un haz de átomos de Cs acelerados mediante una tensión de 3 kV.

Claramente, la difusión de P en el sustrato de Ge es mucho menor que la mostrada en la figura 5. La profundidad de difusión de P en el sustrato de Ge es de aproximadamente $0,02 \mu\text{m}$ y la difusión de As en el sustrato de Ge es de

aproximadamente 0,10 μm . Por tanto, cuando se fabrican estructuras similares a la estructura 18 para células solares, LED u otros dispositivos optoelectrónicos o electrónicos, es mucho más fácil controlar el perfil de dopado en el sustrato de Ge cuando se usa una aleación con alto contenido en Al tal como AIAs para la capa de nucleación.

5 La figura 7 representa las etapas de procesamiento para estructuras tales como la estructura 18 de la figura 1. En la etapa 60, se forma una capa de nucleación que contiene AIAs sobre un sustrato del grupo IV de tipo p. En la etapa 62, se realiza la deposición epitaxial de una capa de los grupos III/V que contiene fósforo junto con la formación de una unión p-n próxima a la superficie del sustrato. Esto va seguido por la etapa 64, en la que se realiza la deposición epitaxial de materiales semiconductores adicionales, según se requiera.

10 Las figuras 8-10 muestran datos de SIMS adicionales tomados con estructuras similares a la estructura 18 para cuatro grosores t_1 diferentes de la capa de AIAs 22. La figura 8 es un perfil de P que muestra cuánto se reduce la difusión de fósforo en el sustrato de Ge con un grosor de AIAs de sólo 1,4 Å. La figura 9 es un perfil de As que muestra muy poca difusión de As en el sustrato de Ge. La figura 10 es un perfil de Ge que muestra que la presencia de la capa de AIAs reduce significativamente la difusión hacia el exterior de Ge en la parte inferior de las capas de los grupos III/V. Ge normalmente es un dopante de tipo n en materiales de los grupos III/V. La difusión hacia el exterior potenciada de Ge impedirá la colocación de una unión p-n próxima a la capa de nucleación. Cada una de las
15 figuras 8-10 muestran un trazado del perfil de masa de AIAs para identificar la ubicación de la superficie de contacto para la estructura depositada con de $t_1 = 1,4 \text{ Å}$ a $t_1 = 5,6 \text{ Å}$. En el caso de la estructura 18 depositada con $t_1 = 0$, obviamente no se detecta Al en la superficie de contacto, pero su ubicación dentro del semiconductor puede aproximarse a partir del perfil de ^{72}Ge o ^{31}P . Las figuras 11-13 muestran el mismo conjunto de datos pero esta vez analizados frente a patrones de material que permiten la conversión del tiempo de pulverización catódica en profundidad de perfil y tasas de cuentas en concentraciones atómicas (corregidas para la abundancia relativa de los isótopos muestreados). Como en las figuras 8-10, muestran el efecto del grosor de la capa de AIAs sobre la
20 concentración atómica de P, Ge y As, respectivamente, como una función de la profundidad de la muestra. Una línea de puntos vertical marca el límite entre la capa de los grupos III-V y el sustrato de Ge. La figura 11 muestra cómo se reduce la difusión de P difusión en el sustrato de Ge con un aumento en el grosor de la capa de AIAs. La figura 12 muestra cómo puede adaptarse la difusión de As en el sustrato de Ge eligiendo un grosor apropiado de la capa de AIAs. La figura 13 muestra cómo se reduce la difusión de Ge en la capa de los grupos III-V con un aumento en el grosor de la capa de AIAs. Una monocapa de AIAs es suficiente para tener la disminución de la concentración atómica de Ge hasta o incluso por debajo de $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ dentro de 150 nm desde la superficie de contacto con el
30 sustrato de Ge.

La figura 14 muestra la corriente representada gráficamente como una función de la tensión para una célula solar de Ge que tiene una estructura similar a 18. Esta célula solar de Ge tiene una tensión en circuito abierto (V_{oc}) de 0,247 mV, una resistencia a V_{oc} de 7,2 ohm, una densidad de corriente de cortocircuito (J_{sc}) de -36 mA/cm^2 , una resistencia en serie de 2 ohm y un factor de forma del 60,5%, siendo el factor de forma una medida de la cuadratura de la representación gráfica de corriente/tensión. Estos parámetros son indicativos de un diodo de Ge que tiene un
35 buen rendimiento.

La figura 15 muestra una serie de representaciones gráficas de corriente como una función de la tensión para células solares de Ge fabricadas con y sin una capa de nucleación de AIAs. Dos representaciones gráficas de corriente/tensión de células solares sin una nucleación de AIAs se indican mediante la flecha. Para estas células, la $V_{oc} = 280 \text{ mV}$, $J_{sc} = -36 \text{ mA/cm}^2$, la resistencia en serie es de 2 ohm y el factor de forma es del 63%. También
40 indicativa de un buen rendimiento de diodo en polarización directa, pero, tal como se indica mediante la flecha, la tensión de ruptura inversa es muy escasa (de aproximadamente -0,2 V). Las representaciones gráficas de corriente/tensión de células solares que tienen una capa de nucleación de AIAs son las que no muestran una tensión de ruptura, demostrando que la nucleación con el AIAs proporciona un rendimiento de diodo global superior. Incluso más importante es la morfología más lisa obtenida en el caso en el que se usa la capa de nucleación de AIAs, ya que esto normalmente será crítico para el rendimiento de los demás elementos activos que van a hacerse crecer por encima de esta unión p/n, tal como se realiza normalmente en, por ejemplo, células solares.

Tal como entenderá un trabajador experto habitual en la técnica, la presente invención es igualmente aplicable a la fabricación de dispositivos con o sin la inclusión de una unión p-n. Además, tal como entenderá el trabajador
50 experto, otras combinaciones de compuestos de los grupos III-V podrían sustituir al AIAs cuando hay una diferencia significativa en el tamaño, o el potencial electroquímico para la unión a la superficie, entre los átomos del grupo III y del grupo V. Tales compuestos de los grupos III-V incluyen, por ejemplo, AlN, AlSb, o, BAs, BSb, GaN, GaSb, InN, o InAs.

La presente invención proporciona un método para fabricar dispositivos electrónicos u optoelectrónicos que tienen un sustrato del grupo IV sobre el que se deposita una estructura de capas de los grupos III/V. El método permite la
55 fabricación de dispositivos con morfología mejorada y perfiles de dopado controlados de los constituyentes del grupo V en el sustrato del grupo IV y los constituyentes del grupo IV en las capas de los grupos III/V. Los dispositivos fabricados según la presente invención tienen muy buenas características de tensión de ruptura inversa así como excelentes características de polarización directa, además de una morfología lisa que es ideal para la epitaxia de
60 capas activas adicionales por encima de la unión p/n producidas o no durante la secuencia de nucleación.

Las realizaciones descritas anteriormente de la presente invención únicamente pretenden ser ejemplos. Los expertos en la técnica pueden realizar alteraciones, modificaciones y variaciones a las realizaciones particulares sin apartarse del alcance de la invención, que está definido únicamente por las reivindicaciones adjuntas al presente documento.

REIVINDICACIONES

1. Dispositivo semiconductor que comprende:
una capa de germanio de tipo p (20);
una capa de nucleación (22) sobre la capa de germanio de tipo p (20), incluyendo la capa de nucleación un compuesto binario de los grupos III-V seleccionado del grupo que consiste en AlAs, AlSb, AlN, BAs, BSb, GaN, GaSb, InN, y InAs; y
una primera capa de compuesto de los grupos III-V (24) sobre la capa de nucleación, incluyendo la primera capa de compuesto de los grupos III-V (24) al menos uno de GaInP, AlInP, y AlGaInP;
en el que la capa de germanio de tipo p (20) incluye átomos de fósforo que han sido difundidos desde la primera capa de compuesto de los grupos III-V (24), siendo la concentración de los átomos de fósforo en la capa de germanio de tipo p (20) una función del grosor de la capa de nucleación (22);
y en el que la primera capa de compuesto de los grupos III-V incluye átomos de germanio que han sido difundidos desde la capa de germanio de tipo p (20), siendo también la concentración de los átomos de germanio en la primera capa de compuesto de los grupos III-V una función del grosor de la capa de nucleación (22);
y en el que el grosor de la capa de nucleación (22) oscila entre 1 y 20 monocapas.
2. Dispositivo según la reivindicación 1, en el que la concentración de átomos de germanio en la primera capa de compuesto de los grupos III-V es menor que $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ a una distancia de 150 nm desde la capa de nucleación.
3. Dispositivo según la reivindicación 1, en el que la concentración de átomos de fósforo en la capa de germanio de tipo p (20) es menor que, o igual a, $1 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ a una distancia de 300 nm desde la capa de nucleación.
4. Dispositivo según la reivindicación 1, que comprende además una segunda capa de compuesto de los grupos III-V (26) formada sobre la primera capa de compuesto de los grupos III/V (24).
5. Dispositivo según la reivindicación 4, en el que la segunda capa de compuesto de los grupos III-V (26) incluye GaAs.
6. Dispositivo según la reivindicación 1, en el que la capa de germanio de tipo p (20) incluye una unión p-n.
7. Dispositivo según la reivindicación 1, en el que el dispositivo es un dispositivo electrónico.
8. Dispositivo según la reivindicación 7, en el que el dispositivo electrónico es una célula solar o un diodo emisor de luz.
9. Dispositivo según la reivindicación 1, en el que la capa de germanio de tipo p (20) es un sustrato de germanio de tipo p.
10. Dispositivo según la reivindicación 9, en el que el sustrato de germanio de tipo p (20) es un sustrato vecinal.
11. Dispositivo según la reivindicación 10, en el que el sustrato vecinal tiene un ángulo comprendido entre 0° y 20° .

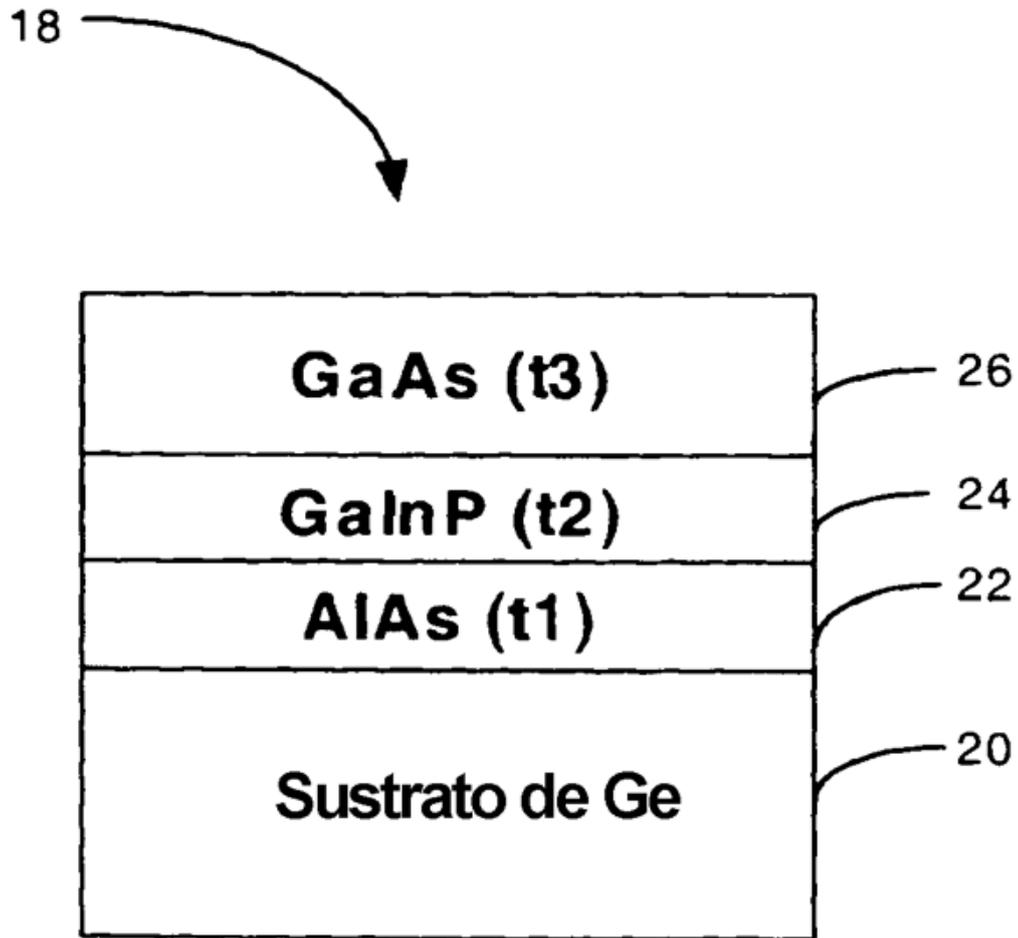
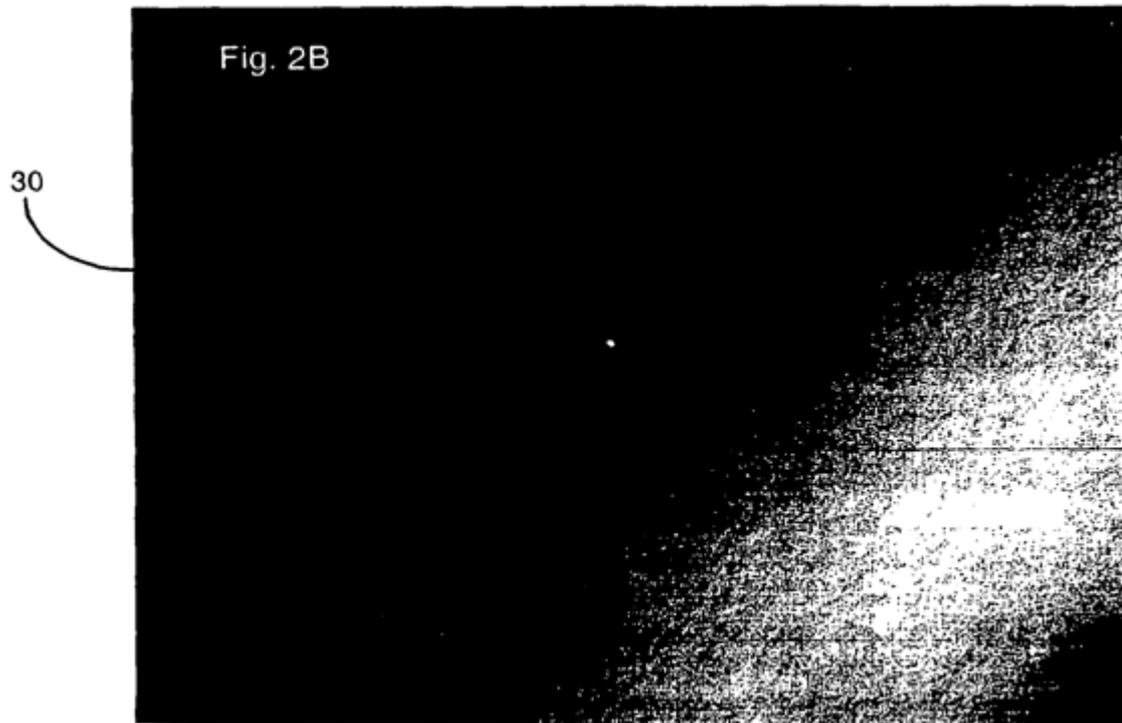
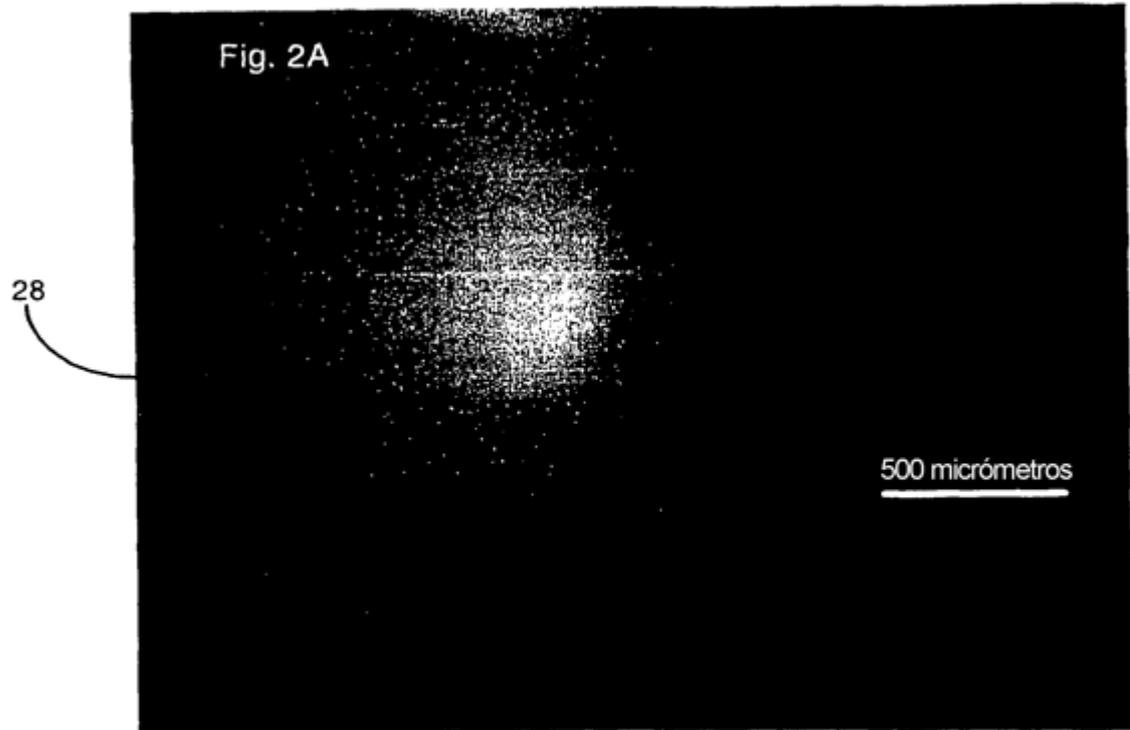


Fig. 1



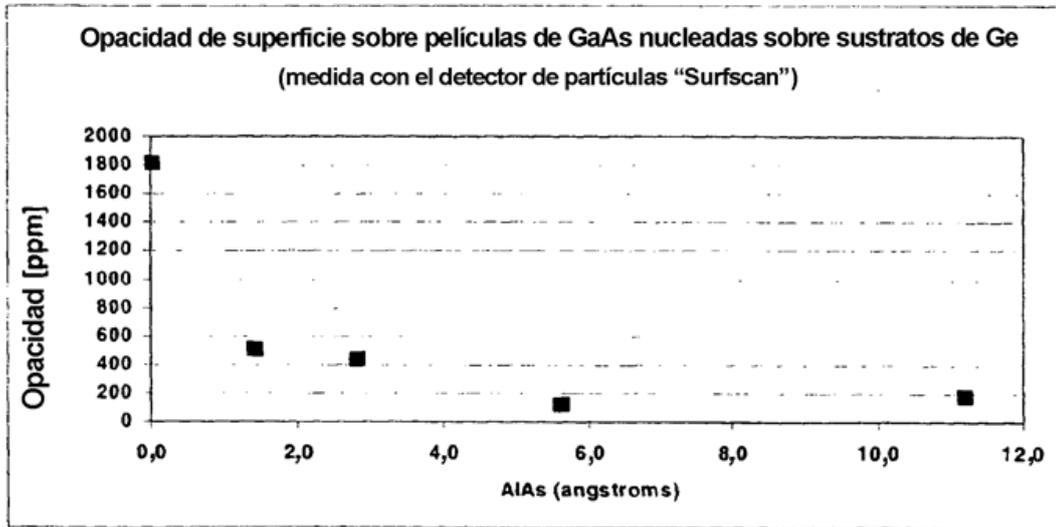


Fig. 3

Al inicio del proceso de deposición los pequeños átomos de Al encuentran rápidamente los escalones y las curvas preferidos energéticamente, disponiendo por tanto el patrón para la película semiconductor de los grupos III-V

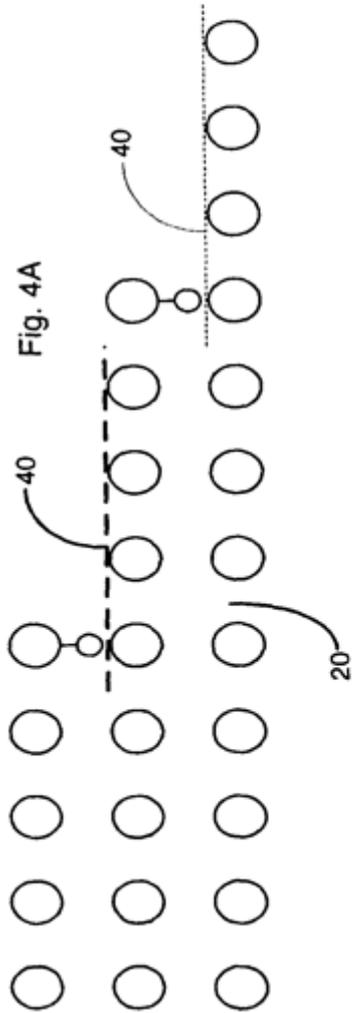


Fig. 4A

As
Al
Ge

Tras la deposición de una monocapa de AIAs, se han cubierto todos los escalones y se ha creado una transición de cristal apolar a polar. Este proceso de nucleación se produce a temperaturas que son típicas para la deposición de capas epitaxiales de AIAs

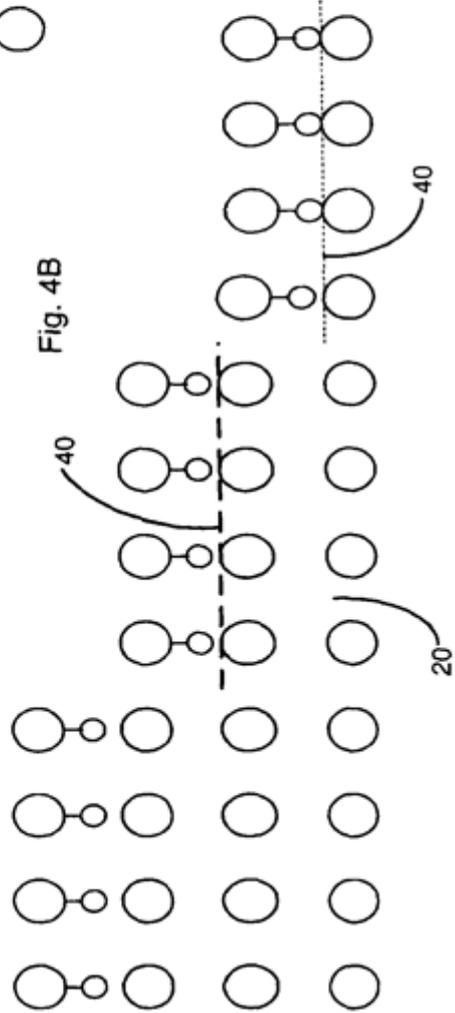


Fig. 4B

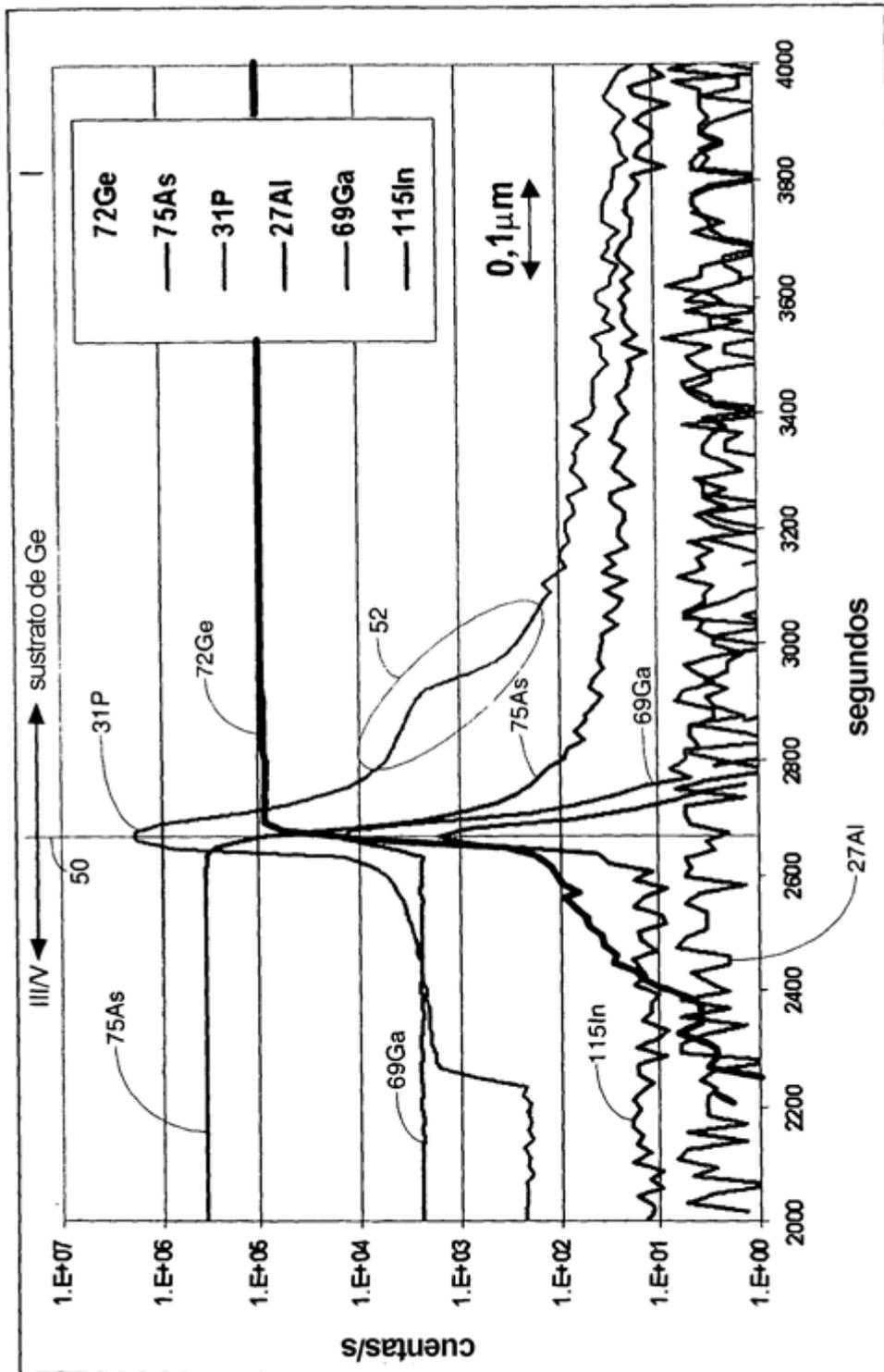


Fig. 5

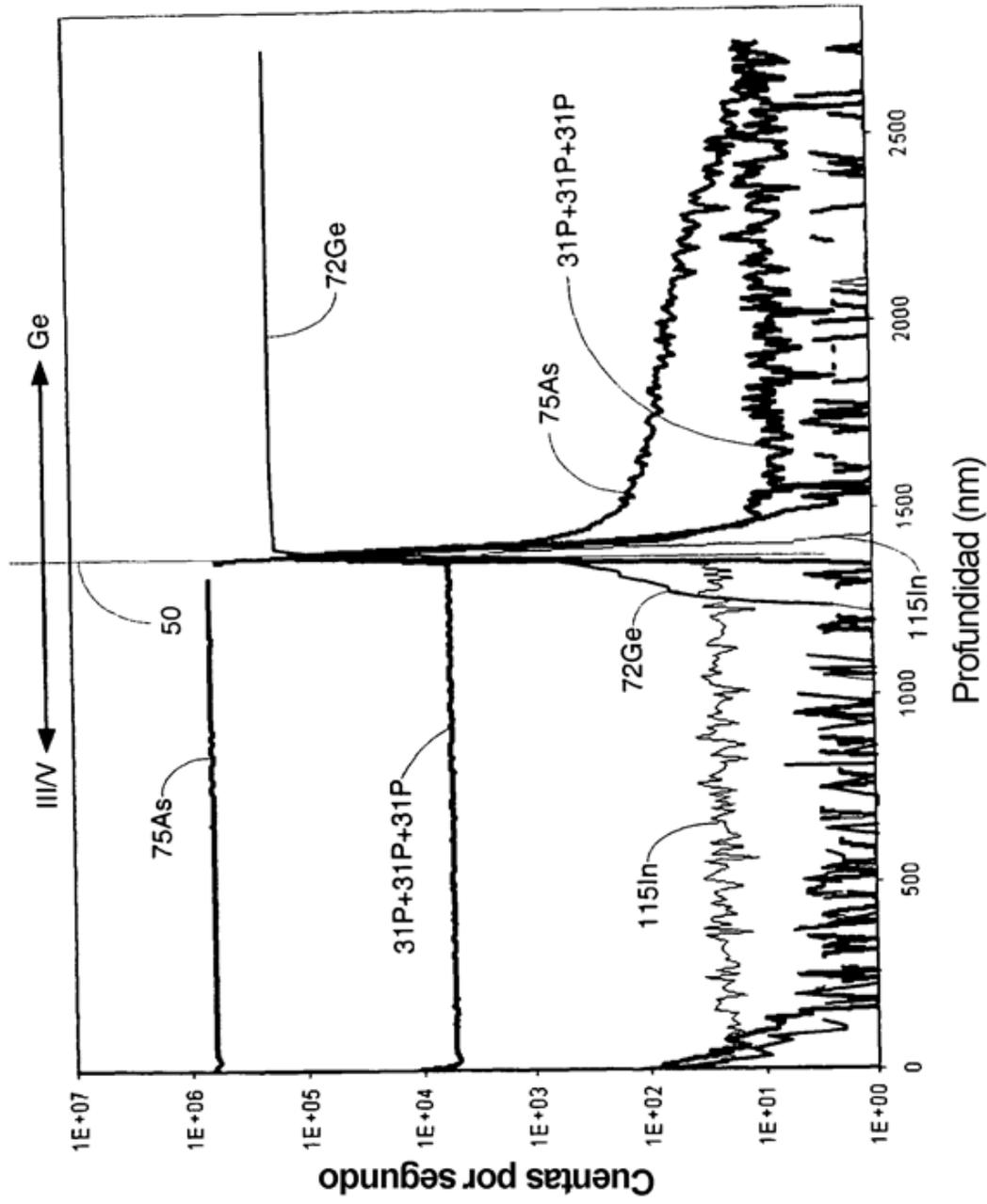


Fig. 6

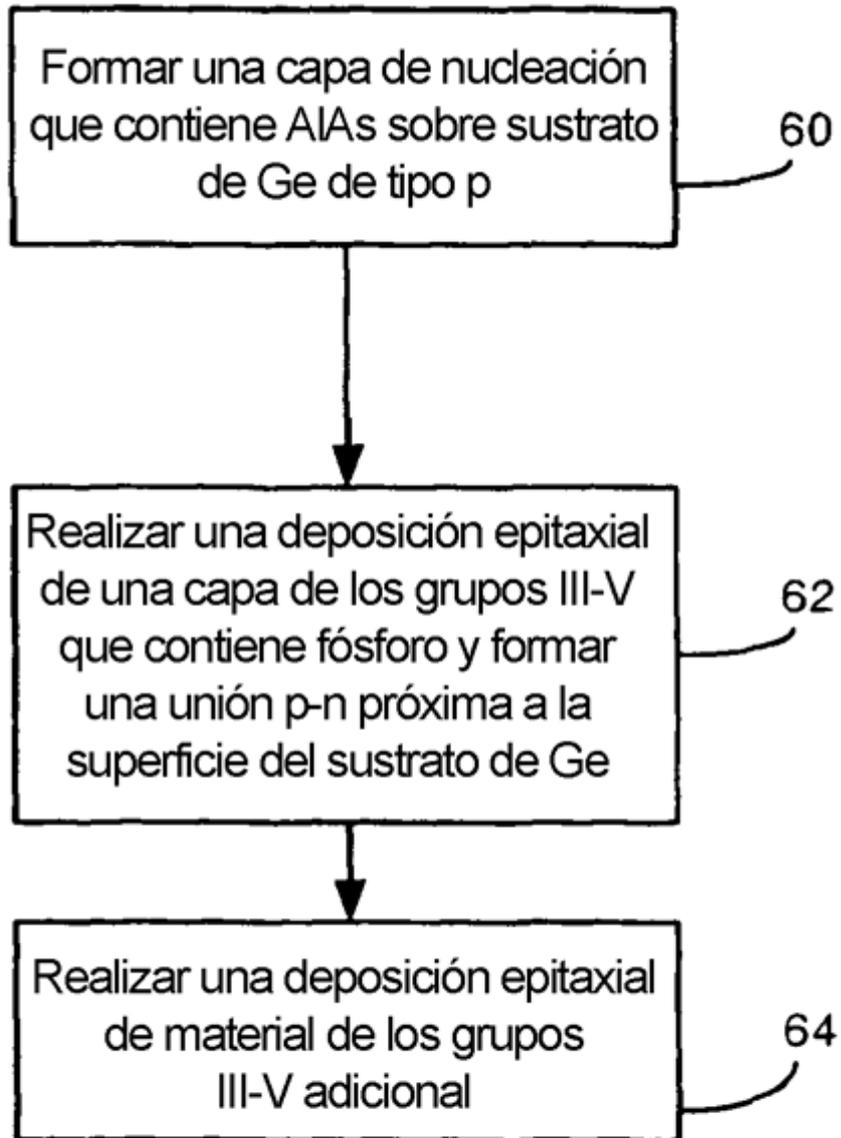


Fig. 7

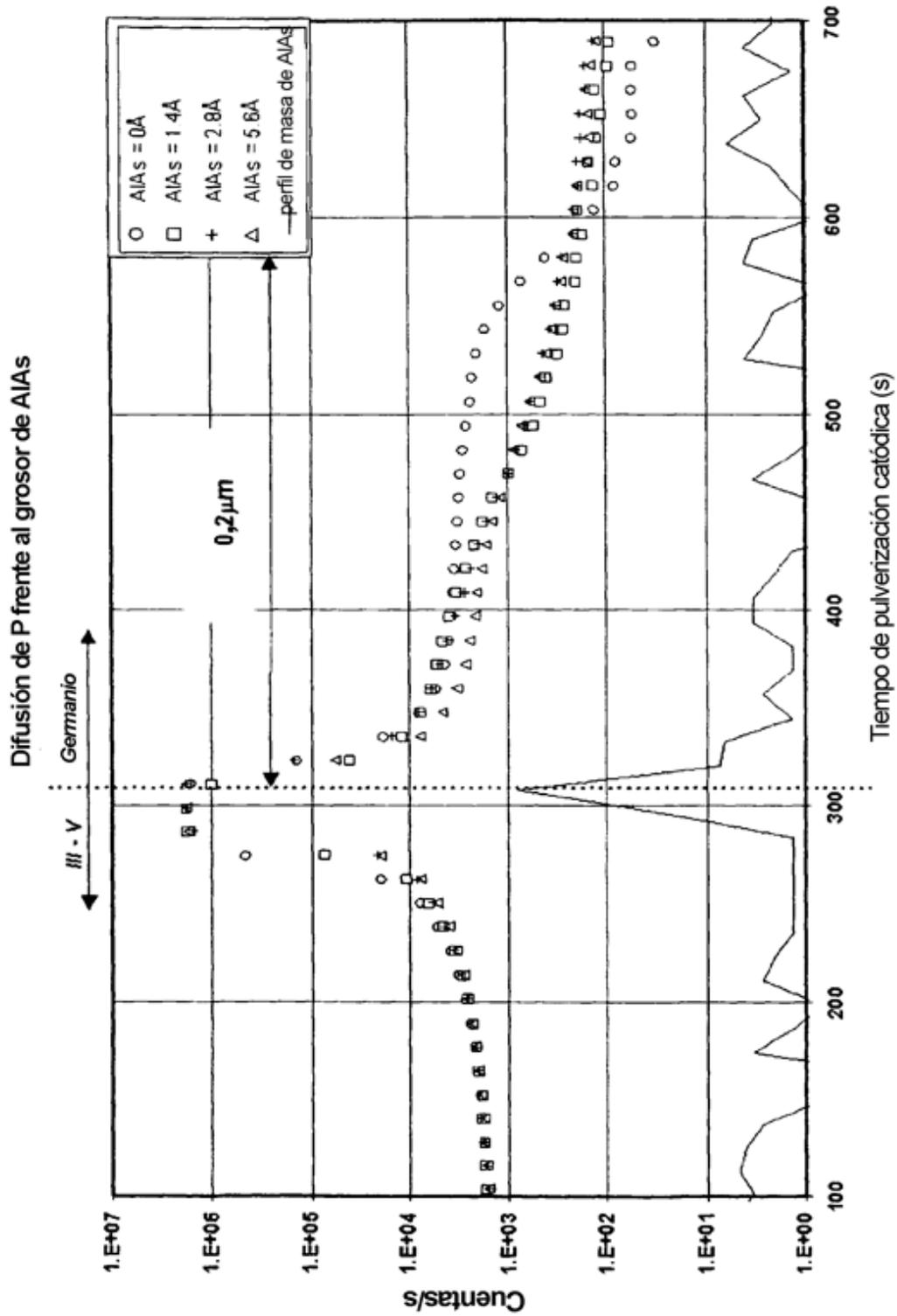


Fig. 8

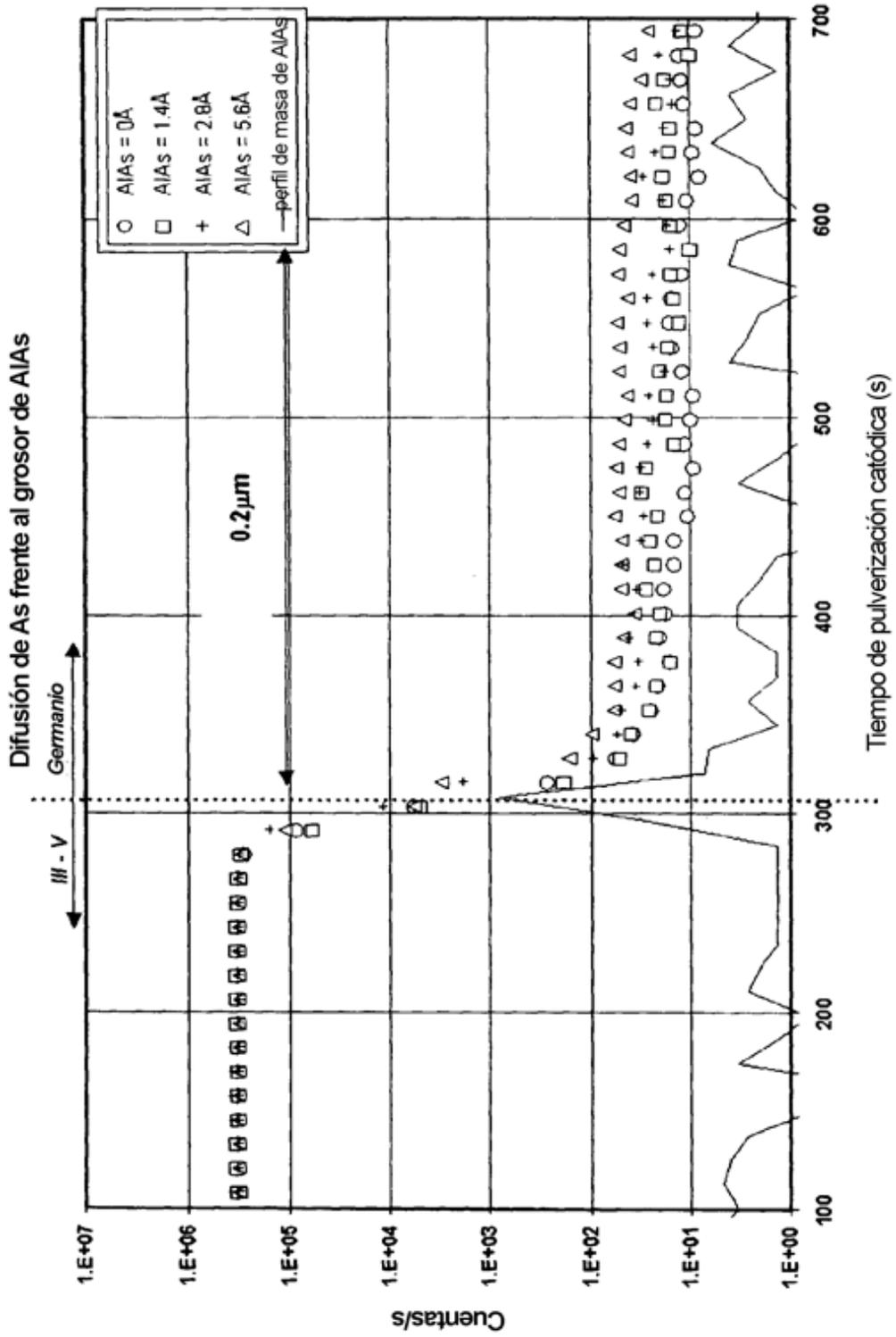


Fig. 9

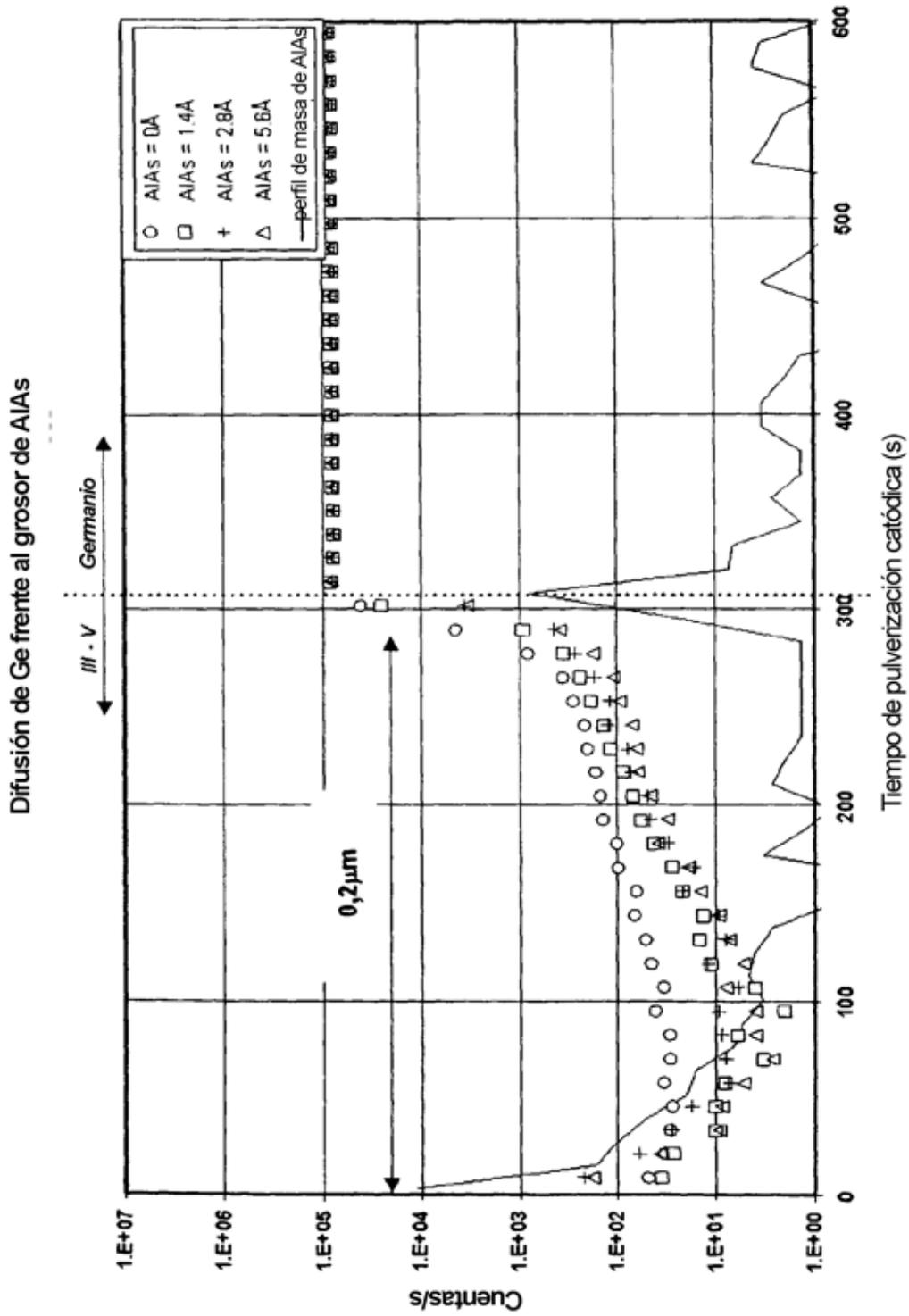


Fig. 10

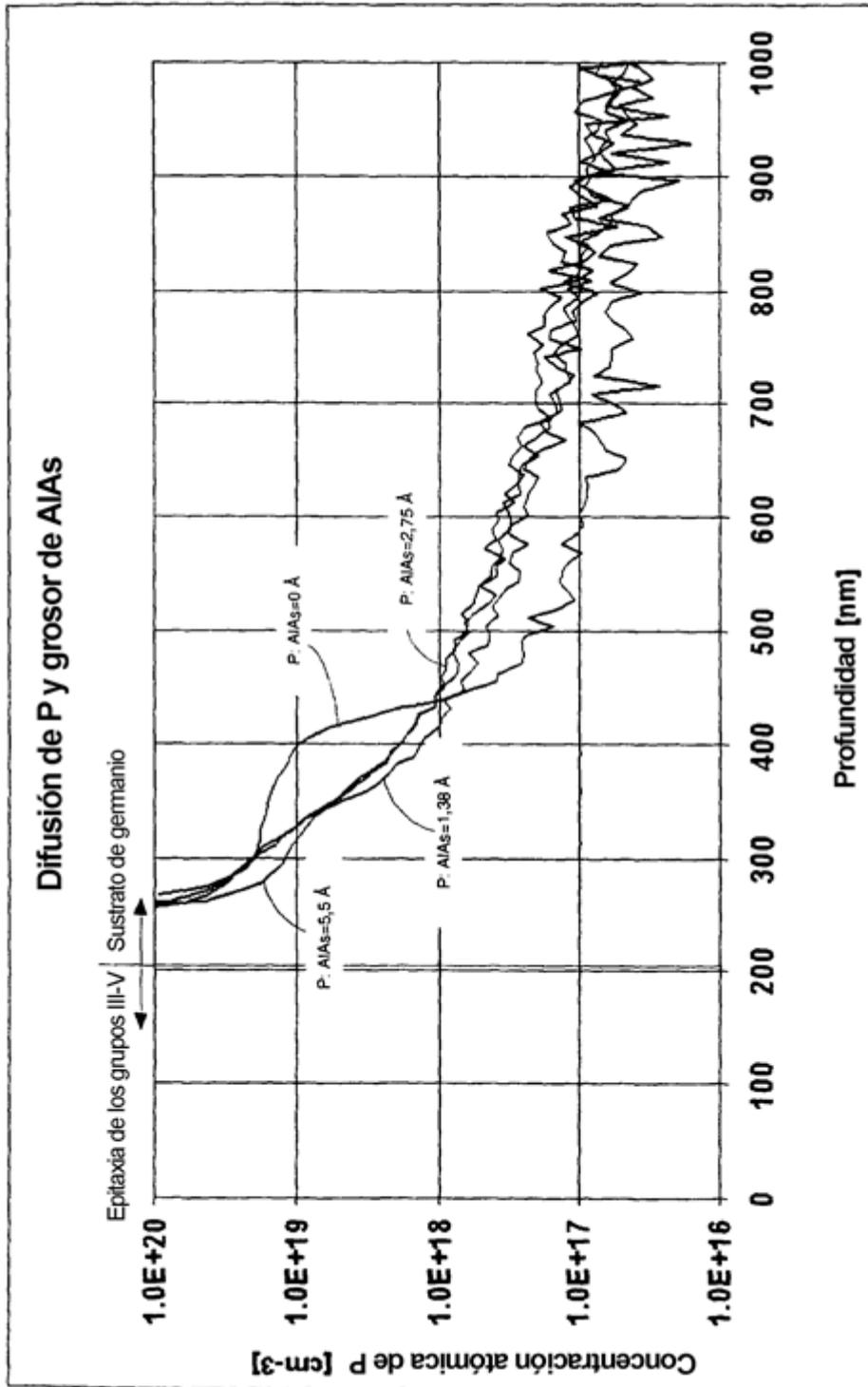


Fig. 11

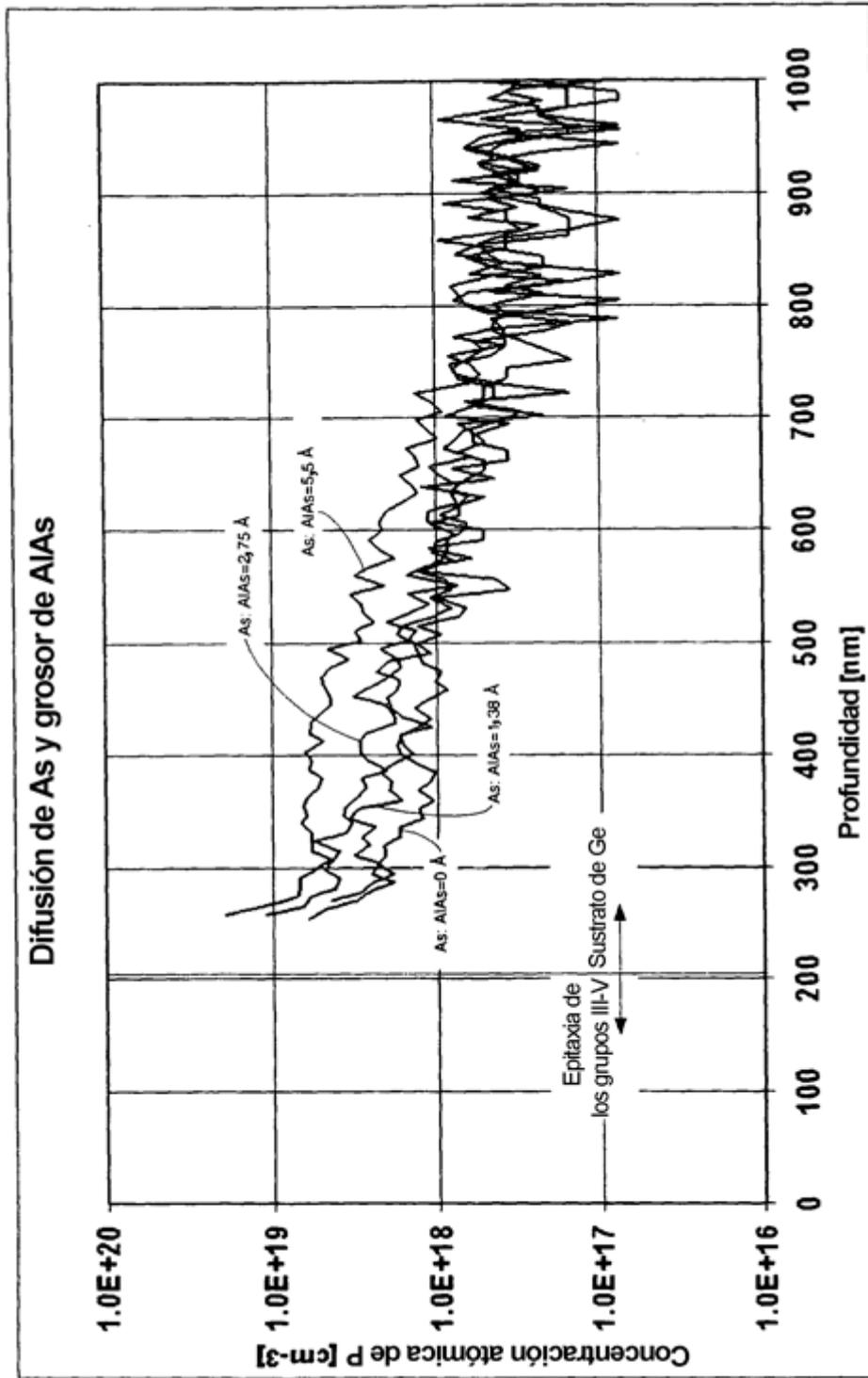


Fig. 12

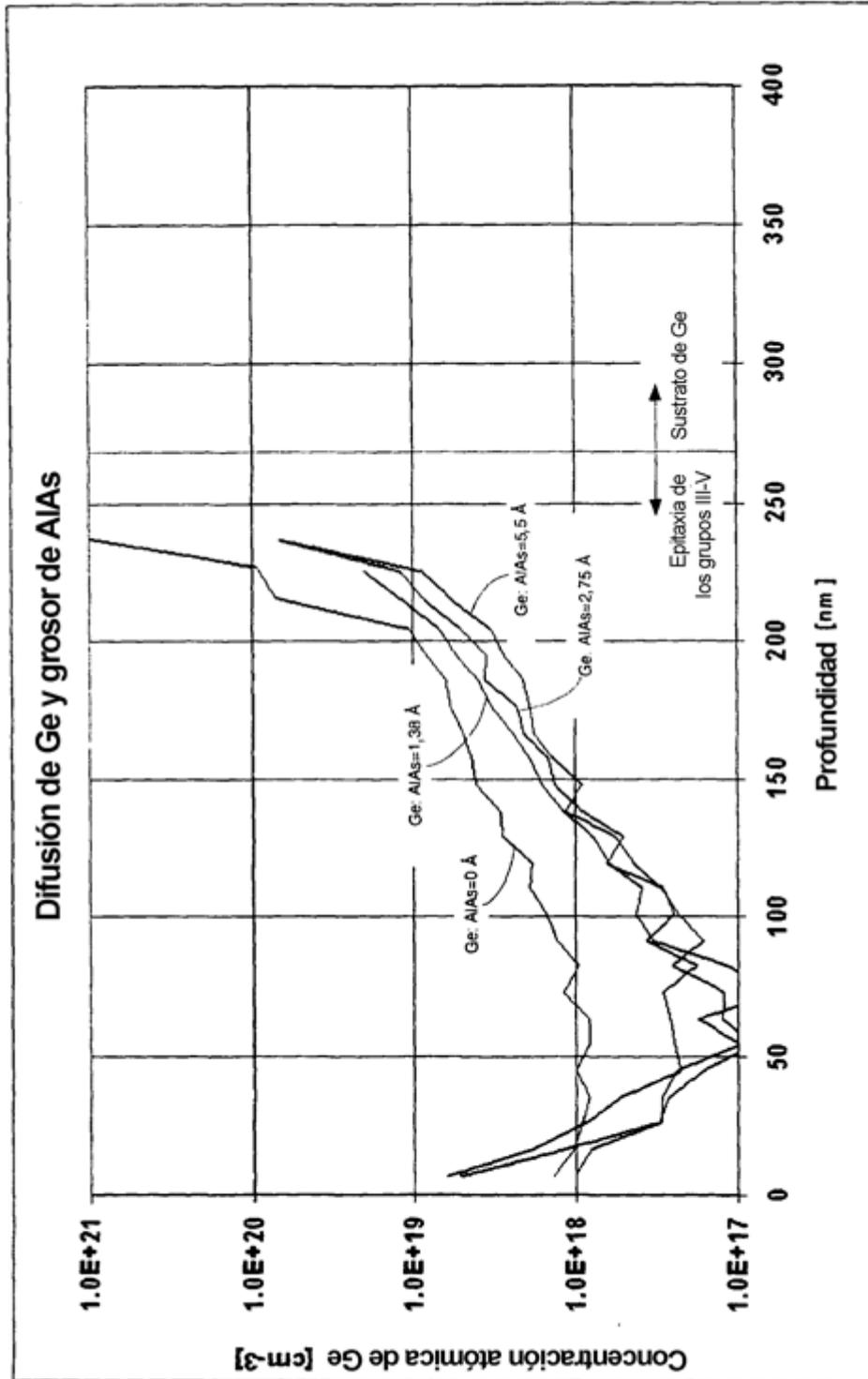


Fig. 13

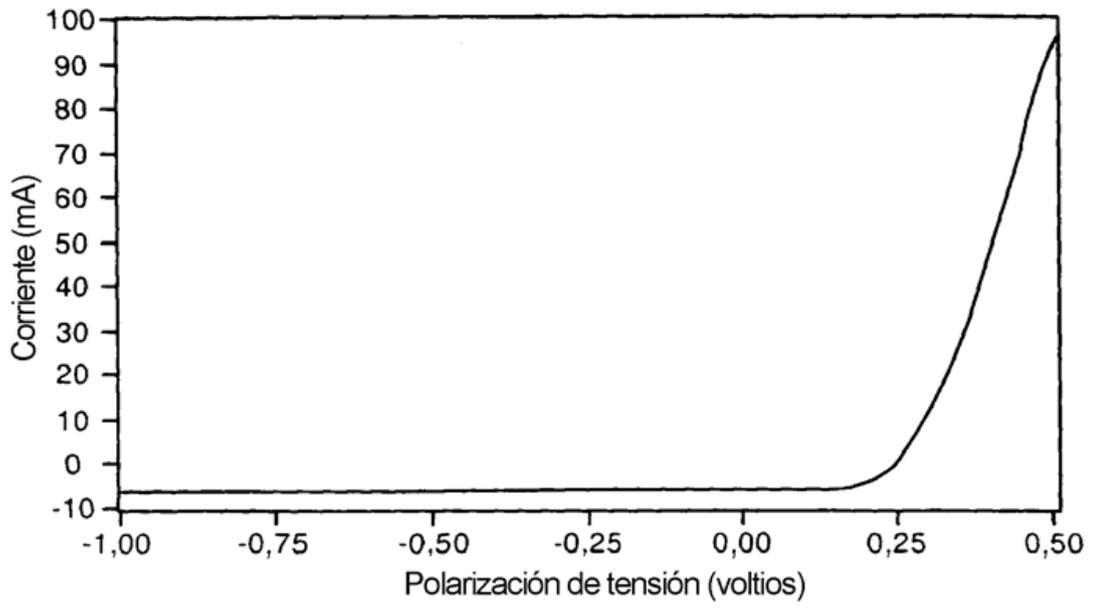


Fig. 14

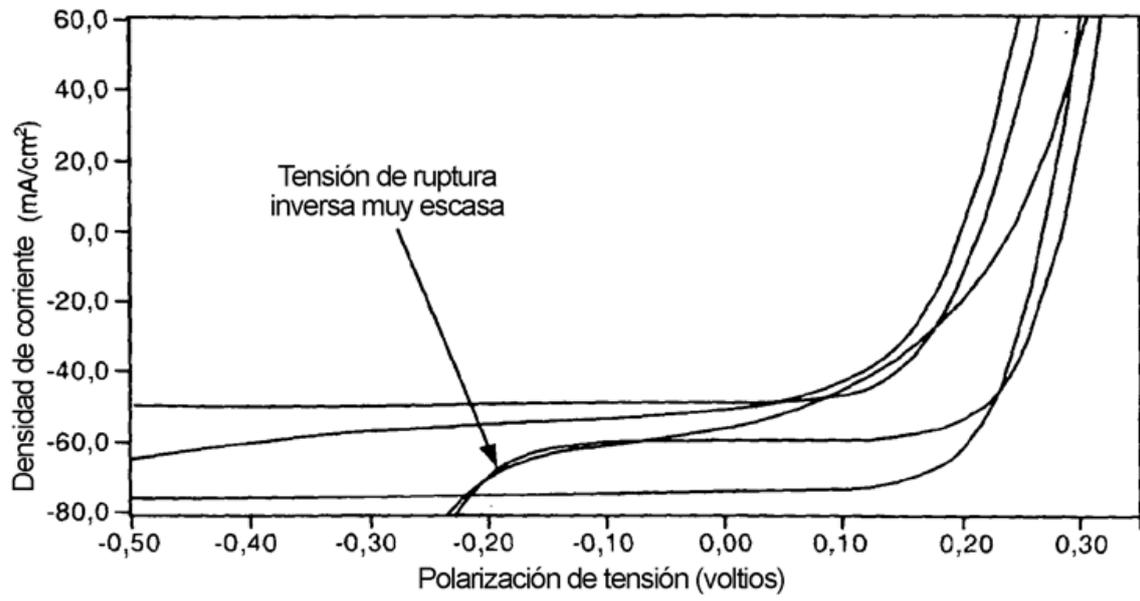


Fig. 15