



19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

11 Número de publicación: **2 363 089**

51 Int. Cl.:
C30B 25/02 (2006.01)
H01L 21/20 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Número de solicitud europea: **05733746 .1**
96 Fecha de presentación : **02.05.2005**
97 Número de publicación de la solicitud: **1745165**
97 Fecha de publicación de la solicitud: **24.01.2007**

54 Título: **Método para producir sustratos de GE virtuales para la integración III/V sobre Si(001).**

30 Prioridad: **30.04.2004 US 567128 P**

45 Fecha de publicación de la mención BOPI:
20.07.2011

45 Fecha de la publicación del folleto de la patente:
20.07.2011

73 Titular/es: **DICHROIC CELL S.R.L.**
Via San Crispino 82
35128 Padova, IT

72 Inventor/es: **Von Kaenel, Hans**

74 Agente: **Elzaburu Márquez, Alberto**

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

DESCRIPCIÓN

Método para producir sustratos de GE virtuales para la integración III/V sobre Si(001).

Antecedentes de la invención

Ha habido muchos intentos de combinar las ventajas de los sustratos de Si grandes, de alta calidad, con las propiedades electrónicas y ópticas superiores de los semiconductores de compuestos III/V, tales como GaAs. La integración monolítica de los dispositivos optoelectrónicos de GaAs sobre sustratos de Si ha sido un objetivo durante más de dos décadas (para una revisión, véase por ejemplo Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 116 (1989)). La desadaptación del 4% de la red cristalina entre GaAs y Si induce, sin embargo, grandes densidades de defectos cuando se pone a crecer epitaxialmente GaAs sobre Si, lo que conduce a propiedades muy degradadas (véase, por ejemplo, Ahrenkiel *et al.*, J. Electrochem. Soc. 137, 996 (1990)).

Para reducir las densidades de defectos, se han ideado diversos tipos de capas amortiguadoras intermedias entre el sustrato de Si y la capa de GaAs. El objetivo de estas capas amortiguadoras epitaxiales es actuar como sustratos virtuales (VS) con un parámetro reticular cercano al de la capa de GaAs.

Así, el parámetro reticular del sustrato virtual debería ser de alrededor de un 4% mayor que el del sustrato de Si. Durante la epitaxia, una capa adapta normalmente su parámetro reticular lateral al del sustrato con tal de que sea lo suficientemente fina. Se debe poner a crecer, por tanto, una capa amortiguadora que actúe como sustrato virtual más allá del grosor crítico para la relajación plástica de deformaciones. Para que se dé la relajación de la deformación, debe haber presentes necesariamente dislocaciones inadaptadas en la interfase sustrato/capa amortiguadora.

Por otra parte, la superficie de la capa amortiguadora debería ser tan perfecta como sea posible para que la capa actúe como sustrato virtual. Los defectos más habituales son las dislocaciones penetrantes asociadas al proceso de la relajación plástica de deformaciones (véase, por ejemplo, Blakeslee, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 148, 217 (1989)).

Se han ideado diversas maneras de reducir la densidad de dislocaciones penetrantes en capas amortiguadoras relajadas. Una posibilidad es usar aleaciones $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ como capas amortiguadoras. Este esquema hace uso de la miscibilidad del silicio y el germanio a lo largo del intervalo de concentraciones completo de $x = 0$ a $x = 1$. En vez de poner a crecer una capa de aleación con una composición constante x , el contenido de Ge se incrementa gradualmente desde $x = 0$ hasta un valor final $x = x_f$. Se ha demostrado que esta graduación del contenido de Ge da como resultado densidades de dislocaciones penetrantes menores debido a una interacción de dislocaciones disminuida (véase, por ejemplo, la pat. de EE.UU. n° 5.221.413 de Brasen *et al.*, y Fitzgerald *et al.*, Appl. Phys. Lett. 58, 811 (1991)).

Las proporciones de graduación se deben mantener bajas para garantizar densidades de dislocaciones penetrantes bajas, preferiblemente por debajo del 10% por micrómetro (véase, por ejemplo, Li *et al.*, J. Vac. Sci. Technol. B 16, 1610 (1998)). Las proporciones de graduación mayores se prefirieron, sin embargo, para sustratos virtuales puestos a crecer mediante un método de deposición en fase vapor conocido como deposición química en fase vapor a vacío muy

elevado (UHV-CVD), debido a las proporciones de crecimiento muy bajas a la temperatura de sustrato baja utilizada (véase, por ejemplo, la pat. de EE.UU. n° 5.659.187 de Legoues *et al.*). La clase de métodos de deposición en fase vapor denominada en general deposición física en fase vapor tiene el problema adicional del agotamiento de la fuente, como es evidente en la epitaxia de haces moleculares (MBE), en la que es necesario recargar regularmente los evaporadores de haces de electrones (véase, por ejemplo, Hackbarth *et al.*, Thin Solid Films 369, 148 (2000)).

Los sustratos virtuales hechos a partir de capas amortiguadoras de $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ graduadas tienen dos desventajas importantes: (1) requieren muchos micrómetros de crecimiento epitaxial para proporciones de graduación lo suficientemente bajas como para asegurar densidades de dislocaciones penetrantes bajas, (2) sus superficies son relativamente rugosas y están caracterizadas por la denominada morfología de surcos entrecruzados asociada al proceso de relajación (véase, por ejemplo, Lutz *et al.*, Appl. Phys. Lett. 66, 724 (1995)).

Debido al gran grosor de la capa, el crecimiento epitaxial consume mucho tiempo para la mayoría de los métodos de la técnica anterior. En la CVD, las velocidades de crecimiento se pueden aumentar de manera sustancial solamente incrementando la temperatura del sustrato. Esto conduce, sin embargo, a una rugosidad superficial claramente incrementada. Las capas amortiguadoras puestas a crecer mediante UHV-CVD graduadas hasta Ge puro han exhibido una rugosidad superficial rms de 210 nm al ponerlas a crecer sobre sustratos de Si(001) en el eje. Se descubrió que los surcos en la superficie que presentaba surcos entrecruzados tenían una profundidad de 600 nm (véase, por ejemplo, la pat. de EE.UU. n° 6.039.803 de Fitzgerald *et al.*). Se demostró que los surcos estaban asociados a apilamientos de dislocaciones penetrantes debidos a una interacción incrementada de las dislocaciones. Se observaron superficies algo más lisas y menos apilamientos en los sustratos de Si cortados fuera del eje. La rugosidad rms, sin embargo, alcanzó 50 nm incluso en este caso, y los surcos más profundos todavía superaban los 400 nm (véase, por ejemplo, la pat. de EE.UU. n° 6.039.803 de Fitzgerald *et al.*).

Para mejorar la calidad de la superficie y disminuir la densidad de dislocaciones penetrantes, se descubrió en consecuencia que era necesaria una etapa de pulido químico-mecánico (CMP) intermedia después de graduar a $x = 0,5$ (véase, por ejemplo, la pat. de EE.UU. n° 6.107.653 de Fitzgerald, y Currie, *et al.*, Appl. Phys. Lett. 72, 1718 (1998)). Con tal procedimiento, se podría alcanzar una rugosidad superficial de 24 nm y una densidad de dislocaciones penetrantes (TD) de $2 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$, lo suficientemente baja para integrar dispositivos III/V portadores minoritarios (véase, por ejemplo, Currie *et al.*, Appl. Phys. Lett. 72, 1718 (1998)). Se descubrió que esta densidad de TD era lo suficientemente baja como para permitir la fabricación de dispositivos portadores minoritarios de materiales basados en GaAs puestos a crecer en la parte superior de tales sustratos virtuales. Los ejemplos de tales dispositivos son las células solares (véase, por ejemplo, Ringel *et al.*, Photovoltaic Energy Conversion, Vol. 1, 612 (2003)), y los diodos emisores de luz (véase, por ejemplo, V.K. Yang *et al.*, "Monolithic integration of III-V optical interconnects on Si using

SiGe virtual substrates”, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, vol. 13, n° 13 (julio de 2002) págs. 377-380), e incluso diodos láser (véase, por ejemplo, M.E. Groenert *et al.*, “Monolithic integration of room-temperature cw GaAs/AlGaAs lasers on Si substrates via relaxed graded GeSi buffer layers”, *Journal of Applied Physics*, vol. 93, n° 1 (1 de junio de 2003) págs. 362-367).

Una característica habitual de todos los procedimientos de CVD es su uso relativamente ineficaz de gases fuente caros, la mayoría de los cuales salen del reactor sin haber sido descompuestos e incorporados en la capa en crecimiento.

El único método de la técnica anterior capaz de hacer crecer capas amortiguadoras graduadas gruesas de una manera económica es el método de deposición en fase vapor conocido como deposición química en fase vapor activada por plasma de baja energía (LEPECVD) (véase, por ejemplo, C. Rosenblad *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* 76, 427 (2000)). La aplicación del método para la homoepitaxia rápida de Si y la heteroepitaxia de SiGe de capa deformada se han descrito en la pat. de EE.UU. n° 6.454.855 de von Känel *et al.*, y en la solicitud PCT n° WO 98/58099 de von Känel *et al.*

Con LEPECVD, también las capas amortiguadoras relajadas que sirven como sustratos virtuales de SiGe se pueden hacer a crecer a velocidades medias superiores a 5 nm/s (véase, por ejemplo, el documento EP 1 315 199 A1 de von Känel). En la patente EP 1315 199, un sistema LEPECVD típico usa como fuente de DC de bajo voltaje la descarga de arco entre un filamento caliente en una cámara de plasma y las paredes de la cámara de crecimiento y/o ánodo auxiliar. Un sustrato sobre el cual se va a formar una capa de SiGe se expone directamente al plasma de alta intensidad pero baja energía. Su potencial es de alrededor de -12 V, por ejemplo, para excluir cualquier daño por iones de alta energía. El crecimiento epitaxial a velocidades superiores a 5 nm/s es posible incluso a temperaturas del sustrato por debajo de 600°C. Las superficies son mucho más lisas que las que se pueden conseguir mediante otros métodos de la técnica anterior, con rugosidades rms del orden de 3 - 4 nm después de graduar hasta Ge puro. Los surcos entrecruzados todavía están presentes, sin embargo, aunque con variaciones de altura máxima muy reducidas, de aproximadamente 10 nm (véase, por ejemplo, von Känel *et al.*, *Jap. J. Appl. Phys.* 39, 2050 (2000)). Esto está muy por debajo de los valores de rugosidad medidos en las capas amortiguadoras puestas a crecer mediante CVD, de manera que no es necesario ningún procedimiento de CMP para la epitaxia posterior de capas de semiconductores III/V.

Con LEPECVD también se pueden hacer crecer capas amortiguadoras relajadas que sirven como sustratos virtuales de SiGe a velocidades medias superiores a 5 nm/s (véase, por ejemplo, el documento EP 1 315 199 A1 de von Känel). El crecimiento epitaxial a estas velocidades es posible incluso a temperaturas del sustrato por debajo de 600°C. Las superficies son mucho más lisas que las que se pueden conseguir mediante otros métodos de la técnica anterior, con una rugosidad rms del orden de 3 - 4 nm después de graduar hasta Ge puro. Los surcos entrecruzados todavía están presentes, sin embargo, con variaciones de altura máxima muy reducidas de aproximadamente 10 nm (véase, por ejemplo, von Känel *et al.*, *Jap. J. Appl.*

Phys. 39, 2050 (2000)). Esto está muy por debajo de los valores de rugosidad medidos en las capas amortiguadoras puestas a crecer mediante CVD, de manera que no es necesario ningún procedimiento de CMP para la epitaxia posterior de capas de semiconductores III/V.

Se han puesto a crecer capas de GaAs mediante el método de deposición en fase vapor conocido como deposición química en fase vapor con precursores organometálicos (MOCVD) sobre capas amortiguadoras de SiGe relajadas graduadas hasta Ge puro fabricadas mediante LEPECVD. Estas capas formaron la base para el primer láser de pozo cuántico de InGaAs deformado que funciona a temperatura ambiente a 1,04 μm (véase, por ejemplo, la solicitud de patente europea n° EP 1 513 233 de von Känel *et al.*, y Chriqui *et al.*, *El. Lett.* 39, 1658 (2003)).

Uno de los problemas principales de las aproximaciones de la técnica anterior basadas en las capas amortiguadoras graduadas es que los grandes grosores de las capas implicadas, junto con los diferentes coeficientes de expansión térmica, favorecen la formación de grietas tras el enfriamiento desde la temperatura de crecimiento hasta la temperatura ambiente (véase, por ejemplo, Yang *et al.*, *J. Appl. Phys.* 93, 3859 (2003)). La formación de grietas en el propio sustrato virtual se puede evitar graduando hasta un contenido final de Ge por debajo de $x = 1$, de manera que la cubierta de Ge puro está bajo un esfuerzo compresivo a la temperatura de crecimiento (véase, por ejemplo, M.T. Currie, *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* 72, 1718 (1998)). Esto resultó ser una desventaja, sin embargo, para el crecimiento de los dispositivos basados en GaAs que incorporaban canales de capas activas deformadas, tales como $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. La deformación compresiva incrementada impuesta en los canales de InGaAs por la VS de Ge provocó que estos canales se relajas en por medio de dislocaciones inadaptadas en la interfase GaAs/InGaAs. La acción de láser, por lo tanto, no se obtuvo en ninguno de estos canales, excepto en el que tenía el grosor más pequeño de 5 nm (véase, por ejemplo, M.E. Groenert *et al.*, “Improved room-temperature continuous wave GaAs/AlGaAs and InGaAs/GaAs/AlGaAs lasers fabricated on Si substrates via relaxed graded $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ buffer layers”, *Journal of Vacuum Science and Technology*, vol. 21, n° 3 (Mayo/Junio de 2003) págs. 1064-1069).

Además, el gran grosor de las capas implicadas en la aproximación de la capa amortiguadora graduada sigue siendo claramente desventajoso.

Ha habido varias aproximaciones en la técnica anterior para la fabricación de capas amortiguadoras más finas sobre sustratos de Si adecuadas para el crecimiento posterior de GaAs. Una aproximación tal ha sido usar una capa intercalada compatible amorfa para aliviar la deformación en una capa de titanato de estroncio puesta a crecer epitaxialmente sobre Si (véase, por ejemplo, la patente de EE.UU. n° 2002/0030246 A1 de Eisenbeiser *et al.*).

Otra aproximación implica depositar epitaxialmente capas de Ge puro sobre sustratos de Si. Mediante el uso de CVD a presión atmosférica para depositar primero una capa base de Ge a una temperatura de sustrato baja, y después una segunda capa de Ge a una temperatura superior, se podría hacer crecer capas de Ge de un micrómetro de grosor con densidades de defectos sorprendentemente bajas (véase, por

ejemplo, la pat. de EE.UU. n° 6.537.370 de Hernandez *et al.*). Estas capas fueron, sin embargo, rugosas, y necesitaron un pulido químico-mecánico antes de ser útiles como sustratos virtuales. Además, debido a que se descubrió que las capas puestas a crecer estaban deformadas de manera compresiva, estas capas se tuvieron que recocer antes del pulido químico-mecánico.

Luan *et al.* describió una aproximación estrechamente relacionada mediante el uso de UHV-CVD a velocidades de crecimiento mucho menores (véase Luan *et al.*, Appl. Phys. Lett. 75, 2909 (1999)). En este caso, se observó una densidad de dislocaciones penetrantes de $2,3 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ en películas de Ge de $1 \mu\text{m}$ de grosor tras modificar cíclicamente la temperatura repetidamente. Se demostró que un procedimiento similar, igualmente lento con CVD a baja presión dio como resultado superficies lisas, con bajas rugosidades rms de $0,5 \text{ nm}$ (véase, por ejemplo, Colace *et al.*, Appl. Phys. Lett. 72, 3175 (1998)).

También se pusieron a crecer películas de Ge epitaxiales lisas de varios micrómetros de grosor mediante epitaxia de haz molecular (véase, por ejemplo, Sutter *et al.*, Solar Energy Materials and Solar Cells 31, 541 (1994)). Se sabe, sin embargo, que este método también es lento, con velocidades de crecimiento que no superan unas cuantas décimas de nm/s.

También se ha usado la LEPECVD para depositar películas de Ge de un grosor mayor de $3 \mu\text{m}$ a velocidades de $3,5 \text{ nm/s}$, que superan las de todos los demás métodos de la técnica anterior. Se descubrió que el recocido tras el crecimiento reducía la densidad de dislocaciones, como para los ejemplos mencionados anteriormente (véase von Känel *et al.*, Jap. J. Appl. Phys. 39, 2050 (2000)). Estas capas de Ge se pusieron a crecer, sin embargo, en obleas de Si(001) orientadas exactamente. No serían adecuadas como sustratos virtuales para GaAs debido al problema de la formación de dominios de antifase. De hecho, en esta aproximación de la técnica anterior, no se proporcionaron pruebas de la idoneidad de las capas de Ge como sustratos virtuales para la epitaxia de GaAs. Además, el gran grosor de las capas de Ge crearía un problema de formación de grietas en la capa de GaAs que creciese encima.

Se ha conseguido la reducción adicional de la densidad de dislocaciones penetrantes mediante la estructuración artificial de las capas de Ge (véase, por ejemplo, Luan *et al.*, Appl. Phys. Lett. 75, 2909 (1999)). Esta estructuración se realizó mediante el ataque químico de la película de Ge hasta el sustrato, exponiendo así la superficie de Si entre los elementos de Ge. Para los tamaños de elementos lo suficientemente pequeños del orden de $10 \mu\text{m}$, las dislocaciones penetrantes se pueden mover hacia las paredes laterales bajo la acción de una deformación inducida térmicamente durante los cambios de la temperatura del sustrato, de manera que desaparecen eficazmente (véase, por ejemplo, Luan *et al.*, Appl. Phys. Lett. 75, 2909 (1999)).

Sumario de la invención

La invención se define en la reivindicación 1 de las reivindicaciones adjuntas.

Se pueden hacer crecer capas amortiguadoras de germanio relajadas de manera económica en obleas de silicio desorientadas mediante deposición química en fase vapor activada por plasma de baja energía. Junto con el recocido térmico y/o la estructuración,

las capas amortiguadoras pueden servir como sustratos virtuales de alta calidad para el crecimiento de capas de GaAs exentas de grietas adecuadas para células solares de alta eficacia, láseres y transistores de efecto de campo.

La invención proporciona un método económico para hacer crecer capas amortiguadoras cristalinas simples sobre sustratos de Si. Estas capas amortiguadoras son adecuadas como sustratos virtuales para el crecimiento posterior de capas de compuestos semiconductores epitaxiales, tales como GaAs.

Otro objetivo de la invención es proporcionar velocidades grandes de crecimiento epitaxial, de al menos 5 nm/s .

Otro objetivo de la invención es el uso del método de deposición química en fase vapor activada por plasma de baja energía (LEPECVD) para depositar películas epitaxiales de Ge, preferiblemente menores de $5 \mu\text{m}$, e incluso más preferiblemente menores de un micrómetro de grosor.

Otro objetivo de la invención es proporcionar un método para el uso de gases fuente, germanio, trimetil galio, trimetil aluminio, trimetil indio, y arsina con una eficacia de al menos un 20%, en el que la eficacia se define como la proporción entre el número de átomos de Ge, Ga, Al o In depositados sobre el sustrato de Si por unidad de tiempo, y el número de átomos de Ge, Ga, Al o In que entran en el reactor de crecimiento por unidad de tiempo.

Otro objetivo de la invención es proporcionar un método para reducir la densidad de dislocaciones penetrantes mediante el recocido térmico post-crecimiento de las capas epitaxiales de Ge.

Otro objetivo de la invención es proporcionar un método para la reducción adicional de defectos mediante la estructuración de la capa de Ge.

Otro objetivo de la invención es proporcionar un método para prevenir la formación de grietas en las capas de GaAs puestas a crecer sobre los sustratos virtuales de Ge.

Otro objetivo de la invención es prevenir la propagación de dislocaciones penetrantes a través de la capa epitaxial de GaAs.

Otro objetivo de la invención es evitar la formación de dominios de antifase en la capa de GaAs.

Otro objetivo de la invención es proporcionar un método para el crecimiento epitaxial rápido de semiconductores III/V.

Breve descripción de los dibujos

Los dibujos en color están presentes en la solicitud provisional de EE.UU. n° 60/567.128 del mismo título, de la que se reivindica prioridad bajo la Convención de París. Los dibujos están disponibles por una tasa en la oficina de patentes de los EE.UU. En la presente memoria se presentan dibujos en blanco y negro de los dibujos en color.

La Fig. 1 es una sección transversal esquemática de la estructura de una capa epitaxial sobre sustratos de silicio.

La Fig. 2 muestra la evolución de las densidades de dislocaciones penetrantes como función del grosor de la capa de Ge.

La Fig. 3 muestra la sección transversal esquemática de una capa epitaxial de Ge con una protección de óxido para una heteroestructura de la invención.

La Fig. 4 es otra variante de una estructura de capa epitaxial sobre sustratos de silicio.

La Fig. 5 es una imagen electrónica de transmi-

sión de una sección transversal de una heteroestructura epitaxial de GaAs/Ge sobre Si.

La Fig. 6 es un mapa del espacio recíproco obtenido mediante difracción de rayos X de alta resolución en una heteroestructura de GaAs/Ge/Si(001).

La Fig. 7 es una proyección horizontal de una capa amortiguadora de Ge estructurada con una rejilla cuadrada de hendiduras.

La Fig. 8 es una sección transversal de una capa amortiguadora de Ge estructurada.

La Fig. 9 es una tabla que muestra datos de células solares hechas crecer sobre VS de Ge y obleas de Ge en bruto.

Descripción detallada de la(s) realización(es) preferida(s)

Una primera realización de la invención se muestra en la Fig. 1. La superficie de una oblea de Si (10) se limpia mediante un tratamiento químico húmedo o un tratamiento mediante plasma de hidrógeno. Después de cargar en el reactor de LEPECVD el esquema que se ha descrito, por ejemplo, en la patente de EE.UU. n° 6.454.855 de von Känel *et al.*, la temperatura de la oblea se incrementa hasta aproximadamente 600°C. A continuación, la capa amortiguadora de Ge (20) se pone a crecer epitaxialmente mediante deposición química en fase vapor activada por plasma de baja energía (LEPECVD), preferiblemente a una velocidad de al menos 5 nm/s. El grosor de la capa de Ge se elige preferiblemente para que esté en el intervalo de 0,75 a 5 µm. Se ha demostrado mediante difracción de rayos X de alta resolución que las capas de Ge puestas a crecer de esta manera están relajadas hasta un 100%. La rugosidad superficial medida mediante AFM asciende generalmente hasta una rms de 1 nm.

La temperatura se eleva después por encima de 700°C, preferiblemente hasta alrededor de 900°C, durante alrededor de 10 minutos. En otra realización de la invención, se modifica cíclicamente la temperatura repetidamente entre aproximadamente 700°C y 900°C. Tal recocido por encima de 700°C ha sido eficaz para reducir la densidad de dislocaciones penetrantes, tal como se determina mediante el recuento de pozos atacados, hasta menos de $1 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$, a la vez que se conservaba la llanura de la capa de Ge. Las etapas de recocido se pueden llevar a cabo en la cámara de crecimiento de LEPECVD o, preferiblemente, en un horno de recocido distinto, tal como un horno de recocido térmico rápido (RTA).

Con referencia a la Fig. 2, se muestra la densidad de dislocaciones penetrantes de las capas de Ge sometidas a recocido cíclico a 800°C en la cámara de LEPECVD. Los resultados se obtuvieron mediante ataque químico húmedo combinado con microscopía de fuerza atómica y microscopía de contraste de interferencia óptica para el recuento de pozos atacados. Los sustratos (10) usados en este estudio fueron obleas de Si(001), desorientadas 6 grados hacia una dirección <110>. Como se observa en la figura, el recocido a dichas temperaturas bajas da lugar a una reducción sustancial de las densidades de pozos atacados.

Con referencia a la Fig. 3, en otra realización, la capa de Ge (20) se cubre con una capa de protección de óxido (25) antes de llevar a cabo las etapas de recocido. Se ha descubierto que una capa de dióxido de silicio de generalmente 100 nm de grosor proporciona una protección suficiente contra la producción de rugosidades superficiales durante el recocido, de forma

que la temperatura de recocido se puede incrementar hasta cerca del punto de fusión del Ge de 937°C. Después de la etapa de recocido y antes de cualquier etapa de crecimiento epitaxial adicional, la capa de protección de óxido (25) se elimina mediante ataque químico para exponer la superficie limpia de la capa de Ge (20).

Después de las etapas de recocido, el sustrato virtual de Ge (VS de Ge), que consiste en una oblea de Si con una capa amortiguadora epitaxial de Ge sobre ella, se introduce en una cámara de vacío diferente equipada para el crecimiento de compuestos semiconductores.

Después se pone a crecer epitaxialmente una capa de un semiconductor III/V, tal como por ejemplo GaAs (30), por ejemplo mediante epitaxia de haz molecular (MBE) o deposición química en fase vapor con precursores organometálicos (MOCVD). Esta capa puede estar compuesta de dos capas diferentes, por ejemplo con diferentes tipos y niveles de dopaje, para que sea útil para las estructuras de células solares o láseres.

En una realización preferida de la invención, el semiconductor III/V se pone a crecer mediante LEPECVD. El sistema básico y el procedimiento que se aplica a la epitaxia de los semiconductores del grupo IV se han descrito, por ejemplo, en la pat. de EE.UU. n° 6.454.855 de von Känel *et al.* En el caso de una capa de GaAs (30), por ejemplo, se introduce un gas reactivo que contiene Ga en la cámara de deposición de LEPECVD al mismo tiempo que un gas que contiene As. Se descubrió que era adecuado un gas que contenía Ga, por ejemplo trimetil-galio, a la vez que se puede usar un gas que contiene As, arsina (AsH_3). En comparación con las técnicas MBE y MOCVD, LEPECVD tiene la ventaja de proporcionar velocidades de crecimiento epitaxial superiores a 2 nm/s cuando el plasma es lo suficientemente denso.

Se pueden usar precursores organometálicos similares para In y Al, de manera que esta realización de la invención permite también la fabricación de heteroestructuras de AlGaAs/GaAs y InGaAs/GaAs. El dopaje de las heteroestructuras III/V se puede conseguir introduciendo gases de dopaje, diluidos por ejemplo con Ar, en la cámara de deposición de LEPECVD como se describió, por ejemplo, en la solicitud de patente europea n° EP 1 315 199 A1 de von Känel.

Se ha demostrado que las capas de GaAs puestas a crecer mediante MBE sobre VS que incluyen capas amortiguadoras de Ge, depositadas sobre obleas de Si (001) cortadas fuera del eje, exhiben eficacias de fotoluminiscencia cercanas a las capas de GaAs sobre obleas de Ge en bruto. Ambos tipos de sustratos se cortaron fuera del eje en 6 grados hacia la dirección [110]. Esto dio como resultado además la ausencia de dominios de antifase.

Otra realización de la invención se muestra en la Fig. 4. En ella, una capa amortiguadora de Si (12) se pone a crecer epitaxialmente mediante LEPECVD antes de depositar la capa de Ge. Preferiblemente, la capa (12) se hace crecer a una velocidad menor que la capa de Ge, por ejemplo por debajo de 1 nm/s. La capa de Si puede tener un grosor menor de 100 nm, y se puede poner a crecer a una temperatura mayor que la capa de Ge. Se ha demostrado que tal capa intermedia es útil para mejorar la calidad cristalina de la capa amortiguadora de Ge.

También puede ser preferible introducir una capa

intermedia de GaAs (32) antes de poner a crecer la capa (30). Esta capa intermedia (32) se pone a crecer preferiblemente a una temperatura menor que la capa (30). La capa intermedia (32) puede ser eficaz para impedir que las dislocaciones penetrantes de la capa amortiguadora de Ge (20) penetren en la capa de GaAs (30).

La capa intermedia de GaAs (32) se puede poner a crecer, por ejemplo, mediante MBE a una temperatura de sustrato por debajo de 500°C. La Fig. 5 muestra una imagen de microscopía electrónica de transmisión de una sección transversal a través de una estructura similar a la de la Fig. 4. De manera alternativa, la capa intermedia (32) se puede poner a crecer, por ejemplo, mediante epitaxia de capas atómicas (ALE), en la que se suministran secuencialmente Ga y As, lo que da como resultado una superred de Ga/As.

La calidad cristalina excelente de las capas amortiguadoras de Ge puestas a crecer según la invención se puede juzgar también a partir de los mapas de espacios recíprocos obtenidos mediante difracción de rayos X de alta resolución. La Fig. 6 muestra la región del espacio recíproco alrededor de la reflexión (004) simétrica. Aquí, Q_x es la coordenada del espacio recíproco paralela a la superficie del sustrato, y Q_y es la coordenada perpendicular a la superficie. A una Q_y grande, se puede observar la reflexión del sustrato de Si, mientras las reflexiones de GaAs y Ge se dan a una Q_y menor. Apenas hay una dispersión difusa entre las reflexiones agudas, lo que prueba la excelente calidad de las capas de Ge y GaAs.

Con referencia a la Fig. 7, en otra realización de la invención, la capa de Ge (20) de la Fig. 1 y de la Fig. 4 se estructura antes de poner a crecer las capas (30) y (32). La estructuración se puede realizar, por ejemplo, mediante una matriz cuadrada de hendiduras tal como se muestra en una proyección horizontal en la Fig. 7 y en una sección transversal a lo largo de la línea discontinua (véase la Fig. 7) en la Fig. 8. Las hendiduras paralelas tienen una separación de aproximadamente 10 a 20 μm . La profundidad de las hendiduras es menor que el grosor de la capa (20) en las Fig. 1 y Fig. 4, a diferencia de lo descrito en Luan *et al.*, Appl. Phys. Lett. 75, 2909 (1999), en donde el ataque químico se lleva a cabo hasta el sustrato, por lo que se expone la superficie de Si entre los elementos de Ge. Las hendiduras tienen preferiblemente una anchura de 1 a 2 micrómetros. Se pueden definir, por ejemplo, mediante fotolitografía, seguido de ataque químico húmedo. De manera alternativa, se puede formar una máscara adecuada para una etapa posterior de ataque químico húmedo mediante un procedimiento de impresión, en la que se aplica un polímero resistente a la disolución de ataque químico mediante un sello. Se debería hacer énfasis en que la estructuración no se limita al tipo perfilado en la Fig. 7. Con tal de que los tamaños de los elementos relevantes no excedan un tamaño crítico del orden de 10 - 20 μm , y con tal de que la separación entre los elementos no sea demasiado grande (unos cuantos micrómetros como máximo), cualquier estructura dará como resultado una reducción de las densidades de dislocaciones penetrantes.

Después de la estructuración de la capa (20) se lleva a cabo una etapa de recocido a temperaturas por encima de 700°C, preferiblemente hasta aproximadamente 900°C. La etapa de recocido se puede repetir también mediante la modificación cíclica de la temperatura, preferiblemente entre 700°C y 900°C. Se es-

pera que las dislocaciones penetrantes que se mueven bajo la acción de la tensión inducida térmicamente se muevan hacia las hendiduras, en donde se pueden recombinar. Esto dará como resultado densidades de dislocaciones penetrantes muy por debajo de las de las capas amortiguadoras de Ge planares.

Con referencia de nuevo a las Fig. 1 y Fig. 4, en otra realización de la invención, la capa (30) consiste en una capa de GaAs a la que se le ha añadido una pequeña cantidad de In. La concentración de In se mantiene baja, preferiblemente en el orden del 1 por ciento. El In añadido da como resultado una deformación compresiva de la capa (30) a la temperatura del sustrato usada para el crecimiento mediante MBE, MOCVD o LEPECVD. Esta deformación compresiva compensa la deformación por tracción inducida normalmente en la capa (30) durante el enfriamiento a temperatura ambiente. De esta manera se puede evitar completamente la formación de grietas en la capa (30). El In añadido, al estar a una concentración baja, da como resultado cambios menores en las propiedades electrónicas de la capa (30). Estos cambios se pueden reducir adicionalmente añadiendo el In solamente en parte de la capa (30), de manera que la parte eléctricamente activa continúa consistiendo en GaAs puro.

Se debe recalcar que la capa (30) no necesita siempre ser una capa homogénea. En contraste, la capa (30) puede estar compuesta de varias sub-capas que, por ejemplo, pueden estar dopadas de manera diferente. También puede contener capas de pozos cuánticos o capas de puntos cuánticos, ya que se sabe que son útiles para las aplicaciones en microelectrónica y en optoelectrónica. En particular, la capa (30) puede contener la región activa de células solares de alta eficacia. La capa (30) puede contener también la región activa de láseres de pozos cuánticos y de puntos cuánticos. De manera alternativa, la capa (30) puede contener las regiones activas de transistores de efecto de campo de dopado modulado.

La Fig. 9 es una tabla que compara los datos obtenidos en células solares de GaAs puestas a crecer sobre VS de Ge y obleas de Ge en bruto, respectivamente. Las células solares se han hecho crecer mediante MOCVD y se han procesado con procedimientos estándar usados para células solares de alta eficacia para aplicaciones espaciales. Sin embargo, no se aplicó ningún revestimiento antirreflectante. Las células cuadradas de 1 mm^2 se iluminaron mediante una iluminación AM 1.5 a dos niveles diferentes de concentración. Según la Fig. 9, hay cierta pérdida en la corriente de cortocircuito I_{sc} , la tensión de circuito abierto V_{oc} y el factor de forma FF al usar VS de Ge en vez de obleas de Ge en bruto. Las ganancias ofrecidas por unos costes de fabricación mucho menores pueden tener mayor peso, sin embargo, que la pérdida de rendimiento.

También se debe recalcar que las condiciones de deposición en el reactor de LEPECVD (flujo másico de los gases reactivos, forma y densidad de la columna de plasma, corriente y voltaje de la descarga de arco) se pueden elegir de tal manera que se optimice el uso de gases fuente caros, tales como germano, metilgalio y arsina. Se ha demostrado que se puede obtener un factor de utilización de gas GUF superior al 20% mediante LEPECVD. Aquí, el GUF se define como el número de átomos de Ge depositados sobre el sustrato por unidad de tiempo, dividido por el número de

átomos de Ge que entran en el reactor por unidad de tiempo.

El grosor relativamente pequeño necesario para las capas amortiguadoras de Ge depositadas directamente sobre las obleas de Si, junto con el GUF elevado, hacen que la LEPECVD sea una técnica rentable para la producción de sustratos virtuales de Ge.

Como ventaja, la invención proporciona un método económico para hacer crecer GaAs sobre capas amortiguadoras de germanio relajadas sobre un sustrato de Si(001) desorientado.

Como otra ventaja, a diferencia de la aproximación descrita en la pat. de EE.UU. n° 6.537.370 de Hernandez *et al*, que dio como resultado el crecimiento de capas que eran rugosas y necesitaban un pulido químico-mecánico antes de ser útiles como sustratos virtuales, y que además requerían un recocido antes del pulido químico-mecánico, las capas de Ge hechas crecer mediante el procedimiento de la invención no requieren ningún recocido para relajarse, y tampoco es necesaria ninguna etapa de pulido químico-mecánico para reducir la rugosidad superficial.

Como otra ventaja, la invención proporciona un

medio para reducir la densidad de dislocaciones penetrantes mediante la estructuración artificial de las capas de Ge de una manera que no requiere el ataque químico de la película de Ge hasta el sustrato, por lo que se evita la exposición de la superficie de Si entre los elementos de Ge.

Son posibles múltiples variaciones y modificaciones en las realizaciones de la invención descritas en la presente memoria dentro del alcance de las reivindicaciones adjuntas. Aunque se han demostrado y descrito ciertas realizaciones ilustrativas de la invención en la presente memoria, se contempla una amplia diversidad de modificaciones, cambios y sustituciones en la descripción anterior. En ciertos casos, se pueden emplear ciertas características de la presente invención sin el uso correspondiente de las otras características. Por lo tanto, es apropiado que la descripción anterior se interprete ampliamente y se entienda que se proporciona a modo de ilustración y ejemplo únicamente, y que el espíritu y el alcance de la invención están limitados solamente por las reivindicaciones adjuntas.

REIVINDICACIONES

1. Un método de crecimiento de capas de arseniuro de galio sobre capas amortiguadoras de germanio relajadas sobre un sustrato de silicio (10), y el método incluye una etapa de crecimiento epitaxial de una capa amortiguadora de Ge (20) directamente sobre un sustrato de Si(001) desorientado mediante deposición química en fase vapor activada por plasma de baja energía (LEPECVD), seguida por una etapa seleccionada de una de un grupo de etapas que consiste en el recocido térmico y la estructuración de la capa depositada epitaxialmente y una etapa de crecimiento de una capa de arseniuro de galio directamente sobre dicha capa amortiguadora de Ge.

2. El método de la reivindicación 1, que incluye las etapas de:

(a) limpiar la superficie de una oblea de Si (10) mediante un tratamiento químico húmedo o un tratamiento con plasma de hidrógeno;

(b) cargar la oblea de Si en un reactor de deposición química en fase vapor activada por plasma de baja energía (LEPECVD);

(c) incrementar la temperatura del reactor de LEPECVD hasta aproximadamente 600°C;

(d) poner a crecer epitaxialmente una capa amortiguadora de Ge (20) mediante LEPECVD, hasta que se alcanza un grosor de la capa de Ge dentro del intervalo de 0,75 a 5 μm , por lo que se relajan las capas de Ge y se reduce la rugosidad superficial medida mediante AFM que asciende generalmente a una rms de 1 nm;

(e) elevar la temperatura por encima de 700°C, preferiblemente hasta alrededor de 900°C, durante alrededor de 10 minutos en el reactor de LEPECVD o en un horno de recocido distinto; y

(f) cargar la oblea de Si en otra cámara de deposición; y

(g) poner a crecer una capa de GaAs (30) mediante el uso del método de deposición en fase vapor.

3. El método de la reivindicación 2, en el que la capa de Ge (20) se cubre con una capa de protección de óxido (25) antes de llevar a cabo las etapas de recocido, y en el que, tras las etapas de recocido, la capa de óxido se elimina de nuevo.

4. El método de la reivindicación 3, en el que la capa de protección de óxido (25) es una capa de dióxido de silicio de un grosor en general de 100 nm.

5. El método de la reivindicación 1, que incluye las etapas de:

(a) limpiar la superficie de una oblea de Si (10) mediante un tratamiento químico húmedo o un tratamiento con plasma de hidrógeno;

(b) cargar la oblea de Si en un reactor de deposición química en fase vapor activada por plasma de baja energía (LEPECVD);

(c) incrementar la temperatura del reactor de LEPECVD hasta aproximadamente 600°C

(d) poner a crecer epitaxialmente una capa amortiguadora de Ge (20) mediante LEPECVD, hasta que se alcanza un grosor de la capa de Ge dentro del intervalo de 0,75 a 5 μm , por lo que se relajan las capas de Ge y se reduce la rugosidad superficial medida mediante AFM que asciende generalmente a una rms de 1 nm;

(e) modificar cíclicamente la temperatura repetidamente entre aproximadamente 700°C y 900°C en el reactor de LEPECVD o en un horno de recocido dis-

tinto, por lo que se recupera la heteroestructura, para reducir la densidad de dislocaciones penetrantes a la vez que se conserva la llanura de la capa de Ge; y

(f) cargar la oblea de Si en otra cámara de deposición; y

(g) poner a crecer una capa de GaAs (30) mediante el uso de un método de deposición en fase vapor.

6. El método de la reivindicación 5, en el que la capa de Ge (20) se cubre con una capa de protección de óxido (25) antes de llevar a cabo las etapas de recocido y en el que, tras las etapas de recocido, la capa de óxido se elimina de nuevo.

7. El método de la reivindicación 6, en el que la capa de protección de óxido (25) es una capa de dióxido de silicio de un grosor en general de 100 nm.

8. El método de una de las reivindicaciones 2 y 5, en el que la capa de GaAs (30) de la etapa (g) está compuesta de diferentes capas, por ejemplo con diferentes tipos y niveles de dopaje, para que sea útil en estructuras de células solares o de láseres.

9. El método de una de las reivindicaciones 2 y 5, en el que la capa (30) está compuesta de varias subcapas que están dopadas de diferente manera.

10. El método de la reivindicación 9, en el que la capa (30) contiene capas de pozos cuánticos o capas de puntos cuánticos, que se sabe que son útiles para aplicaciones de microelectrónica y optoelectrónica, o una región activa de células solares de alta eficacia; o una región activa de láseres de pozos cuánticos y de puntos cuánticos, o una región activa de transistores de efecto de campo de dopado modulado.

11. Un método de crecimiento de capas de arseniuro de galio sobre capas amortiguadoras de germanio sobre un sustrato de silicio desorientado, que incluye las etapas de:

(a) limpiar la superficie de una oblea de Si mediante un tratamiento químico húmedo o un tratamiento con plasma de hidrógeno;

(b) cargar la oblea de Si en un reactor de deposición química en fase vapor activada por plasma de baja energía (LEPECVD);

(c) incrementar la temperatura del reactor de LEPECVD hasta aproximadamente 600°C;

(d) poner a crecer epitaxialmente una capa amortiguadora de Si (12) mediante LEPECVD;

(e) poner a crecer epitaxialmente una capa amortiguadora de Ge (20) mediante LEPECVD, por lo que se crea una heteroestructura, hasta que se alcanza un grosor de la capa de Ge dentro del intervalo de 0,75 a 5 μm , por lo que se relajan las capas de Ge y se reduce la rugosidad superficial medida mediante AFM que asciende generalmente a una rms de 1 nm;

(f) recocer la heteroestructura elevando la temperatura por encima de 700°C, en el reactor de LEPECVD o en un horno de recocido distinto, durante alrededor de 10 minutos;

(g) cargar la oblea de Si en otra cámara de deposición; y

(h) poner a crecer una capa de GaAs (30) mediante el uso de un método de deposición en fase vapor.

12. Un método de crecimiento de capas de arseniuro de galio sobre capas amortiguadoras de germanio sobre un sustrato de silicio desorientado, que incluye las etapas de:

(a) limpiar la superficie de una oblea de Si mediante un tratamiento químico húmedo o un tratamiento con plasma de hidrógeno;

(b) cargar la oblea de Si en un reactor de depo-

sición química en fase vapor activada por plasma de baja energía (LEPECVD);

(c) incrementar la temperatura del reactor de LEPECVD hasta aproximadamente 600°C

(d) poner a crecer epitaxialmente una capa amortiguadora de Si (12) mediante LEPECVD;

(e) poner a crecer epitaxialmente una capa amortiguadora de Ge (20) mediante LEPECVD, por lo que se crea una heteroestructura, hasta que se alcanza un grosor de la capa de Ge dentro del intervalo de 0,75 a 5 μm , por lo que se relajan las capas de Ge y se reduce la rugosidad superficial medida mediante AFM que asciende generalmente a una rms de 1 nm;

(f) modificar cíclicamente la temperatura repetidamente entre aproximadamente 700°C y 900°C en el reactor de LEPECVD o en un horno de recocido distinto, por lo que se recuece la heteroestructura, para reducir la densidad de dislocaciones penetrantes a la vez que se conserva la llanura de la capa de Ge;

(g) cargar la oblea de Si en otra cámara de deposición; y

(h) poner a crecer una capa de GaAs (30) mediante el uso de un método de deposición en fase vapor.

13. El método de las reivindicaciones 11 y 12, en el que la capa de Ge (20) se cubre con una capa de protección de óxido (25) antes de llevar a cabo las etapas de recocido y en el que, tras las etapas de recocido, la capa de óxido se elimina de nuevo.

14. El método de la reivindicación 13, en el que la capa de protección de óxido (25) es una capa de dióxido de silicio de un grosor en general de 100 nm.

15. El método de una de las reivindicaciones 11 y 12, en el que la capa amortiguadora de Si (12) se hace crecer a una velocidad menor que la capa de Ge, por ejemplo por debajo de 1 nm/s.

16. El método de una de las reivindicaciones 2, 5, 11 y 12, en el que se pone a crecer una primera subcapa de GaAs (32) antes de poner a crecer una segunda subcapa de GaAs (30), por lo que se ayuda a reducir el número de dislocaciones penetrantes que penetran desde la capa amortiguadora de Ge (20) hasta la subcapa de GaAs (30).

17. El método de la reivindicación 16, en el que la primera subcapa (32) se pone a crecer mediante epitaxia de capas atómicas (ALE), en el que se suministran Ga y As secuencialmente, lo que da como resultado una superred de Ga/As.

18. El método de una de las reivindicaciones 2, 5, 11 y 12 en el que la capa de Ge (20) está estructurada, y la estructuración se hace mediante una matriz cuadrada de hendiduras o en hendiduras paralelas que tienen una separación de aproximadamente 10 a 20 μm .

19. El método de la reivindicación 18, en el que la profundidad de las hendiduras es menor que el grosor de la capa (20).

20. El método de una de las reivindicaciones 18, 19 en el que las hendiduras tienen preferiblemente una anchura de 1 a 2 micrómetros.

21. El método de la reivindicación 1, en el que la capa de Ge (20) está estructurada, y la estructuración está compuesta de hendiduras definidas mediante fotolitografía, seguida por un ataque químico con iones reactivos, en el que un polímero actúa como una máscara de ataque.

22. El método de la reivindicación 1, en el que la capa de Ge (20) está estructurada, y la estructuración está compuesta de hendiduras definidas mediante fotolitografía, seguida por un ataque químico húmedo.

23. El método de la reivindicación 1, en el que la capa de Ge (20) está estructurada, y la estructuración está compuesta de hendiduras definidas mediante una máscara adecuada para una etapa posterior de ataque químico húmedo que se puede formar mediante un proceso de impresión, en el que se aplica un polímero resistente a la disolución de ataque químico mediante un sello.

24. El método de la reivindicación 1, en el que la capa de Ge (20) está estructurada, y la estructuración incluye elementos en los que el tamaño del elemento no supera un tamaño crítico del orden de 10 - 20 μm , y en el que la separación entre los elementos es del orden de unos cuantos micrómetros, para producir una estructura que da como resultado la reducción de las densidades de dislocaciones penetrantes.

25. El método de la reivindicación 1, en el que la capa de Ge (20) está estructurada, y tras la estructuración de la capa (20), se lleva a cabo una etapa de recocido hasta temperaturas superiores a 700°C, para inducir el movimiento de las dislocaciones penetrantes hacia las hendiduras.

26. El método de la reivindicación 1, en el que la capa de Ge (20) está estructurada, y la etapa de recocido se repite mediante modificación cíclica de la temperatura, preferiblemente entre 700°C y 900°C para inducir el movimiento de las dislocaciones penetrantes hacia las hendiduras.

27. El método de una de las reivindicaciones 2, 5, 11 y 12, en el que la capa (30) comprende una capa de GaAs a la que se le ha añadido una pequeña cantidad de In, en el que la concentración de In se mantiene baja, lo que da como resultado una deformación compresiva de la capa (30) a la temperatura del sustrato usada para el crecimiento mediante MBE o MOCVD.

28. El método de cualquiera de las reivindicaciones anteriores, que incluye además la etapa de poner a crecer una capa de arseniuro de galio (30) mediante deposición química en fase vapor activada por plasma de baja energía (LEPECVD).

29. El método de la reivindicación 28, en el que para hacer crecer la capa de GaAs (30) se introduce un gas reactivo que contiene Ga, tal como trimetil-galio, en la cámara de deposición de LEPECVD al mismo tiempo que un gas que contiene As, tal como arsina (AsH_3), para conseguir velocidades de crecimiento epitaxial superiores a 2 nm/s cuando el plasma es lo suficientemente denso.

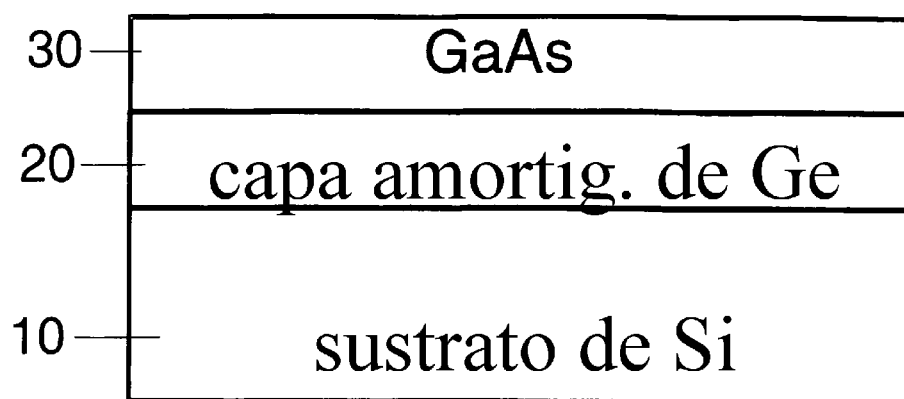


FIG. 1

Grosor (μm)	1	2	3	4	5
Densidad de	(5.6 ± 0.3)	(9.3 ± 0.5)	(7.5 ± 0.6)	(7.2 ± 0.4)	(7.4 ± 0.4)
	$\times 10^7$	$\times 10^6$	$\times 10^6$	$\times 10^6$	$\times 10^6$

FIG. 2

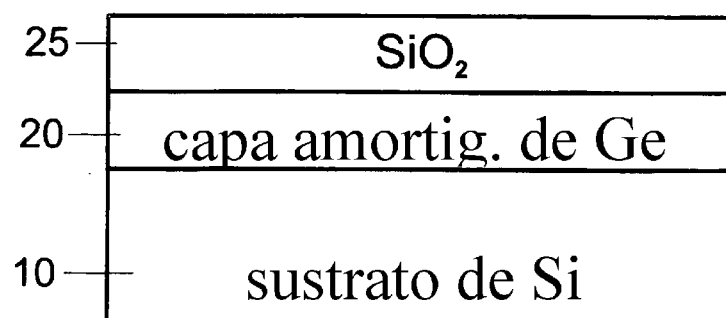


FIG. 3

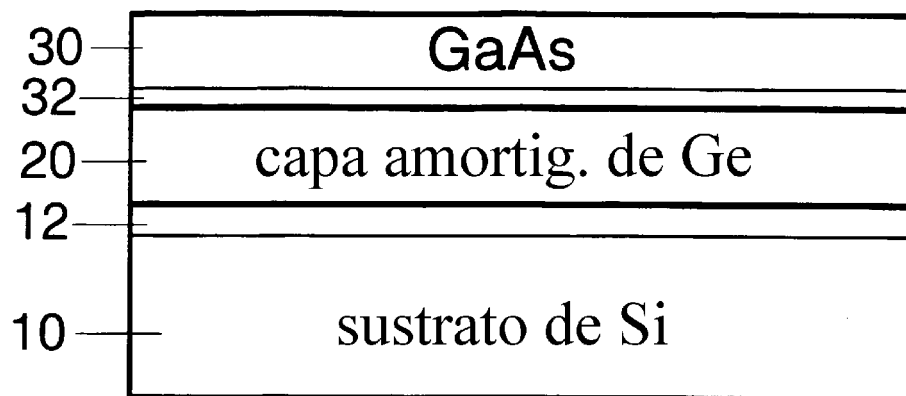


FIG. 4

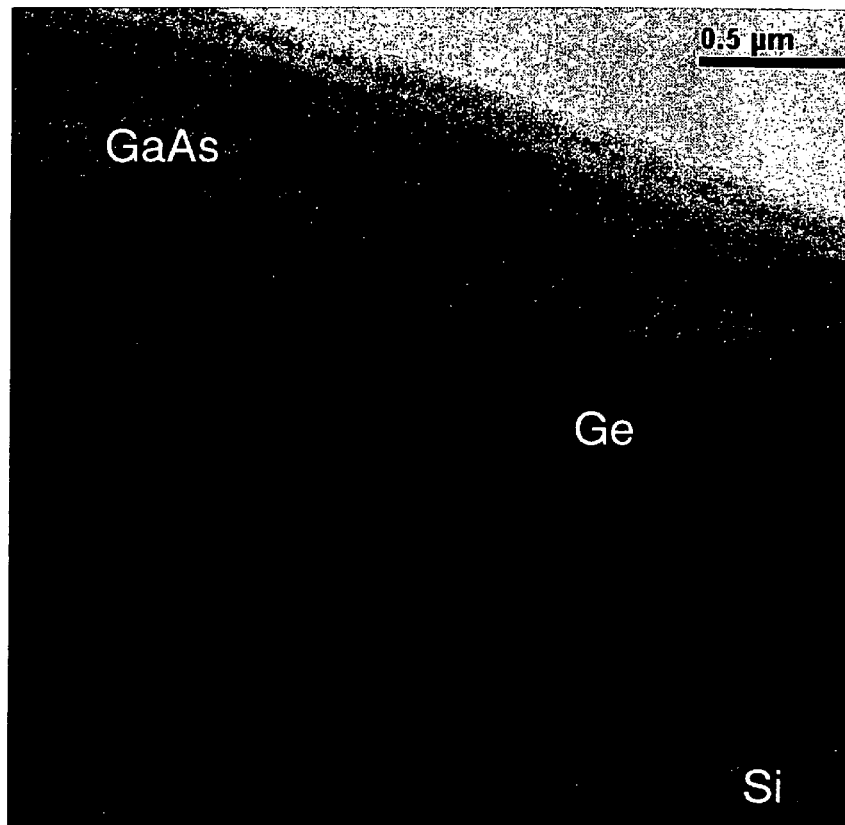


FIG. 5

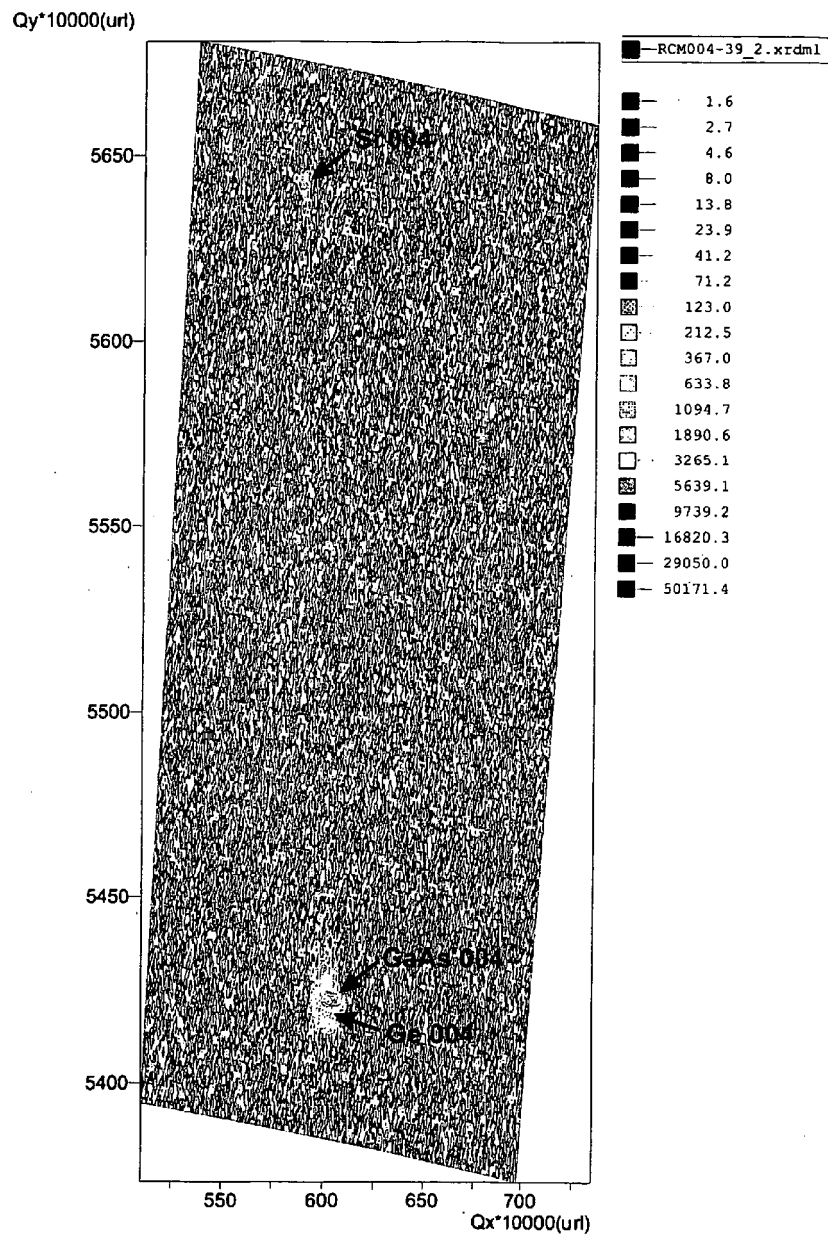


FIG. 6

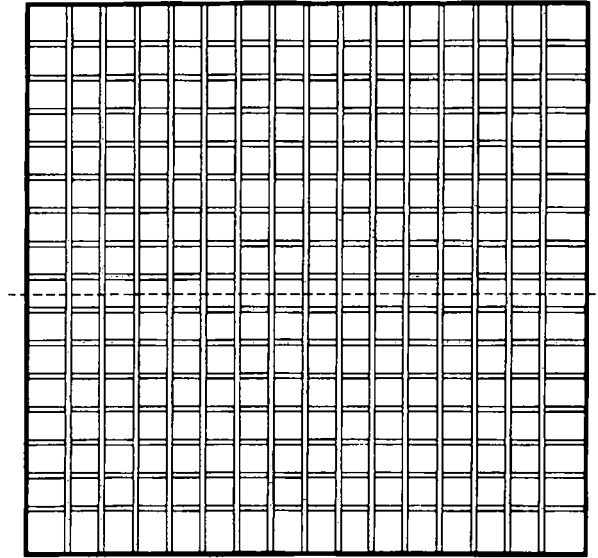


FIG. 7

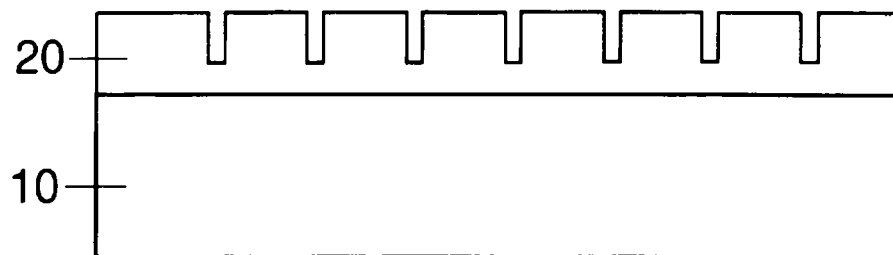


FIG. 8

	1000 soles		200 soles	
	VS	Oblea de Ge	VS	Oblea de Ge
I_{sc} (mA)	176	192	36	40
V_{oc} (mV)	1121	1204	1073	1161
FF	77.5	79.4	81.7	84.1
Ef. (%)	15.3	18.3	15.1	18.7

FIG. 9