

Anochin, B. G.; Lichtman, A. E.; Nemirovskij, L. N; Sejdman, L. A.:

### **Germaniumepitaxie aus einem Molekularstrahl im Vakuum.**

Deutsche Vollübersetzung aus:

Élektronnaja tehnika. Serija 2. Poluprovodnikovye pribory/ Ministerstvo élektronnoj promyšlennosti SSSR, Moskva, 54 (1970), Heft 4, S. 38-46.

Russisch:

Эпитаксия германия из молекулярного пучка в вакууме.  
Épitaksija germanija iz molekularnogo pučka v vakuumе.

Der gegenwärtige Stand und der weitere Entwicklungsweg der Germaniumepitaxie aus einem Molekularstrahl im Vakuum werden diskutiert. Es wurde die Abhängigkeit der Strukturqualität homoepitaktischer Schichten von der Temperatur, der Wachstumsgeschwindigkeit, dem Restgasdruck und dem Verfahren der Substratvorbereitung untersucht. Die Herstellungsbedingungen für Schichten mit geringer Konzentration an unkontrollierbaren Beimischungen werden betrachtet. Es wird gezeigt, daß die reproduzierbare Herstellung von Epitaxieschichten ohne Stapelfehler, mit einer Konzentration der Fehlanordnungen von  $10^4 \text{ cm}^{-2}$  und einem gegebenen spezifischen Widerstand im Bereich von 0,1-1,0  $\Omega \times \text{cm}$  möglich ist.

## Einführung

Der Vakuumepitaxie ist es bis zum gegenwärtigen Zeitpunkt noch nicht gelungen, sich unter den verschiedenen Epitaxieverfahren zu etablieren, die in der elektronischen Industrie angewendet werden. Die Ursache hierfür liegt darin, daß die Forscher in unserem Land und im Ausland über viele Jahre hinweg auf ernsthafte Schwierigkeiten bei der Steuerung der elektrischen Schichteigenschaften gestoßen sind.

Abgesehen davon wird die Vakuumepitaxie nach Lösung dieses Problems zu einem aussichtsreichen Verfahren, weil man dabei den Prozeß in einem breiten Bereich der Wachstumstemperatur und -geschwindigkeit durchführen und mit der entsprechenden technischen Ausrüstung auch eine sehr hohe Produktivität gewährleisten kann. Im vorliegenden Aufsatz werden Forschungsergebnisse der Verfahrens- und Technologieentwicklung für die Vakuumepitaxie von Germanium zusammengefaßt, die für die Industrie geeignet sind.

### Bedingungen für das epitaktische Wachstum

Einer der wichtigsten Parameter, der die Bedingungen des Epitaxieprozesses bestimmt, ist die Substrattemperatur. Mit steigender Temperatur erhöht sich die Beweglichkeit der Kondensationsatome, wodurch eine Verbesserung der Qualität der Kristallstruktur der wachsenden Schichten begünstigt wird.

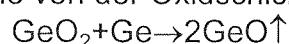
Wir haben festgestellt, daß die Epitaxietemperaturwerte für die Verdampfung aus dem Schiffchen und für die Verdampfung ohne Tiegel in einem Vakuum von  $5 \times 10^{-6}$  mm Quecksilbersäule übereinstimmen und bei ungefähr  $600^\circ\text{C}$  liegen. Die Röntgenstrukturanalyse der bei einer Substrattemperatur um  $600^\circ\text{C}$  gewonnenen Proben ergab eine Blockstruktur mit kleinwinkliger Desorientierung der Blöcke.

Im vorliegenden Fall spiegelt die Epitaxietemperatur keinen krassen Qualitätssprung wieder, sondern vielmehr eine Grenze, hinter der die Desorientierung der Blöcke schnell anwächst und ein Übergang zur polykristallinen Struktur erfolgt.

Die Tatsache, daß die von uns in den Experimenten erreichte Epitaxietemperatur mit einem Wert von  $600^\circ\text{C}$  wesentlich über dem Wert von  $300\text{--}350^\circ\text{C}$  liegt, der von anderen Autoren in einem Vakuum von  $10^{-8}$  -  $10^{-9}$  mm Quecksilbersäule erreicht wurde [1; 2], zeugt davon, daß die Evakuierung in der Arbeitskammer in unseren Experimenten nicht ausreichte, um den gesamten möglichen Temperaturbereich für das orientierte Wachstum im Vakuum zu nutzen.

Der Einfluß der Restgase auf die Epitaxietemperatur ist vor allem durch die Oxidation der Substratoberfläche und die kondensierenden Germaniumatome bedingt.

In der Arbeit [3] wird die Epitaxietemperatur als Anfangstemperatur der Reinigung der Substratoberfläche von der Oxidschicht mit der Reaktion



definiert.

Der Ausdruck, der einen Zusammenhang zwischen der Epitaxietemperatur  $T_E$  und dem Restgasdruck  $P_{\text{vak}}$  herstellt, sieht folgendermaßen aus:

$$P_{vak} \leq \frac{15P_1}{\sqrt{T_E}},$$

wobei  $P_1$  der Dampfdruck des Germaniummonoxids bei der Substrattemperatur  $T_E$  ist.

Je besser das Vakuum ist, um so niedriger ist die Epitaxietemperatur. Nach den Ergebnissen dieser Berechnung ist in einem Vakuum von  $10^{-7}$  mm Quecksilbersäule  $T_E=300^\circ\text{C}$ , in einem Vakuum von  $10^{-5}$  mm Quecksilbersäule müßten  $800^\circ\text{C}$  erreicht werden. Diese Werte stimmen hinreichend gut mit den ermittelten experimentellen Angaben überein.

Ein weiterer wichtiger Faktor, der die Epitaxietemperatur beeinflusst, ist die Wachstumsgeschwindigkeit. Geringe Wachstumsgeschwindigkeiten begünstigen eine Annäherung an Gleichgewichtsbedingungen und folglich auch die Bildung von perfekteren Kristallstrukturen.

Es wurden jedoch keine perfekten Epitaxieschichten bei niedrigen Wachstumsgeschwindigkeiten gewonnen. Die Erzeugung solcher Schichten gelingt nur bei hohen Wachstumsgeschwindigkeiten von  $0,5-60 \mu\text{m}/\text{min}$ , wenn der Einfluß des Restsauerstoffs wesentlich verringert ist. Bei Steigerung der Wachstumsgeschwindigkeit wird die Erzeugung hochohmigerer Schichten begünstigt, was für die Halbleitertechnologie ebenfalls von Bedeutung ist.

#### Einfluß der Kondensationsbedingungen auf das Erscheinen von Defekten in der Kristallstruktur

Die zulässige Defektdichte hängt davon ab, für welchen Typ von Halbleiterbauelementen die Epitaxieschicht bestimmt ist.

Für Hochfrequenztransistoren beträgt die Versetzungsdichte  $10^4 \text{ cm}^{-2}$ , weil sich in diesem Falle die Beweglichkeit der Ladungsträger noch nicht spürbar verringert und die Lebensdauer ausreichend ist [4].

Der Einfluß der Stapelfehler auf die elektrischen Eigenschaften des Germaniums ist noch nicht vollständig geklärt. Trotzdem läßt sich die zulässige Stapelfehlerdichte einschätzen. Da bei den modernen Hochfrequenztransistoren der aktive Bereich gewöhnlich maximal  $2-5 \mu\text{m}$  groß ist, besteht bei einer Defektdichte von  $10^3-10^2 \text{ cm}^{-2}$  nur eine geringe Wahrscheinlichkeit, daß Defekte in den aktiven Bereich gelangen.

Die Defektdichte einer Epitaxieschicht hängt sowohl von den Wachstumsbedingungen als auch von der Qualität der Vorbereitung der Substratoberfläche ab. Bei der Vakuumepitaxie ist die Qualität der abschließenden Bearbeitung der Substrate relativ kritisch, weil die Substratätzung in der Anfangsphase des Prozesses fehlt.

Besonders wichtig ist die sorgfältige Entfernung aller Spuren von organischen Verbindungen vom Substrat vor der Züchtung, weil sie zu einem schnellen Wachstum der Versetzungsdichte in der Epitaxieschicht führen.

Unter den verschiedenen erprobten Ätzvarianten für Substrate, die mit Diamantpaste SAM-1 poliert und Chromoxid nachbehandelt wurden, erzielte man die

besten Ergebnisse bei der Entfernung von 1-2  $\mu\text{m}$  in einem Gemisch von Fluß-, Salpeter- und Essigsäure im Verhältnis 5:8:15 oder bei deren Ätzung in der Gasentladung. Diese Substratvorbereitung gewährleistet bei Durchführung des Prozesses unter optimalen Temperaturbedingungen eine Verringerung der Versetzungsdichte auf  $10^4 \text{ cm}^{-2}$  und schließt Stapelfehler aus. Beim Vergleich der Eigenschaften von Schichten, die unter verschiedenen Vakuumbedingungen und nach unterschiedlicher Bearbeitung gewonnen wurden, konnte geklärt werden, daß das Entstehen von im Vergleich zum Substrat überzähligen Versetzungen hauptsächlich durch die Oxide an der Substratoberfläche bestimmt wird. Wenn der Restgasdruck auf über  $10^{-5}$  mm Quecksilbersäule erhöht wird, bilden sich die Versetzungen im Verlauf des gesamten Wachstumsprozesses infolge der Oxidation der wachsenden Schicht.

Ein weiterer Faktor, der die Entstehung von Defekten in der Kristallstruktur wesentlich beeinflusst, ist die Substrattemperatur (Abb. 1). Im Bereich von 0,1-10  $\mu\text{m}/\text{min}$  hat die Wachstumsgeschwindigkeit wenig Einfluß auf die Versetzungsdichte, ebenso wie die Veränderung des Öldampfdruckes in der Vakuumkammer.

Im Unterschied zu den Versetzungen bilden sich die Stapelfehler während des gesamten Wachstumsprozesses bei hinreichend niedrigen Temperaturen. Sie stehen nicht im Zusammenhang mit der Substratoberfläche, wenn die durch die mechanische Bearbeitung kristallographisch gestörte Schicht von ihr entfernt wurde. Bei Erhöhung der Substrattemperatur verringert sich schnell die Stapelfehlerdichte (vgl. Abb. 1). Das hängt wahrscheinlich mit der Verringerung der Anzahl der Bildungszentren und der Geschwindigkeitserhöhung bei den Rekristallisationsprozessen zusammen, die beim Zusammenschluß der Keime ablaufen. Die Bildung der Stapelfehler läuft offensichtlich spontan ab und ist nicht vom Verdünnungsgrad und der Anwesenheit von Öldämpfen in der Vakuumkammer abhängig.

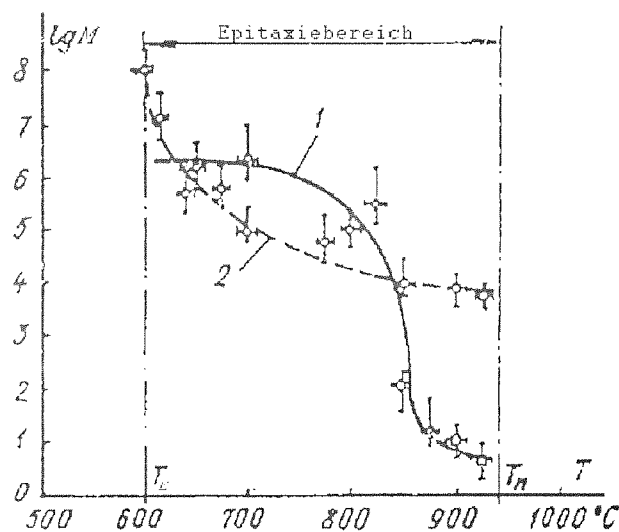


Abb. 1. Abhängigkeit der Versetzungs- und Stapelfehlerdichte in der Germaniumepitaxieschicht von der Substrattemperatur:  
Kurve 1 - Stapelfehler; Kurve 2 - Versetzungen

## Einfluß der Bedingungen für die Germaniumverdampfung auf die Eigenschaften der Epitaxieschicht

Um den Einfluß der Bedingungen für die Germaniumverdampfung zu klären, wurde ein Vergleich der Ergebnisse vorgenommen, die bei der Verdampfung aus Tiegeln von verschiedenem Material und unterschiedlicher Konstruktion und beim tiegelfreien Verdampfen mit Elektronenstrahlerhitzung erzielt wurden.

Zur Herstellung der Verdampfer wurden folgende Materialien verwendet: verdichteter Graphit, geschmolzener besonders gereinigter Quarz, Tantal- und Wolframblech, Wolframkarbid.

Die Hauptanforderung an den Verdampfer ist die Erzeugung eines Molekularstrahls mit hinreichender Dichte, der keine Mikrotröpfchen enthält. Es wurde darauf hingewiesen, daß eine notwendige Bedingung für die tröpfchenfreie Verdampfung die gute Benetzung des Tiegels mit Germaniumschmelze ist. Außerdem ist es für das Erreichen hoher Wachstumsgeschwindigkeiten wichtig, daß die Germaniumschmelze bei Temperaturen über 1500°C nicht mit dem Tiegelmaterial reagiert. Diese Anforderungen erschweren den Einsatz von Graphit-, Tantal- und Quarztiegeln.

Die besten Ergebnisse wurden beim Einsatz von Wolfram-Bandverdampfern erzielt. Bei elektrolytischem Polieren der Verdampferoberfläche und stufenloser Erhöhung der Leistung konnte eine gleichmäßige Benetzung der gesamten Vertiefung des Verdampfers erreicht werden. Die Germaniumverdampfung erfolgte mit einer Rate von 0,1 g/min. Der Verdampfer hat ein Fassungsvermögen von 2 g.

Im Verlauf der Verdampfung von Germanium GÉS-40/3,0 aus einem Wolframtiegel gehen die Beimischungen aus dem Wolfram in die Germaniumschmelze und die Epitaxieschicht über. In diesem Fall nimmt der spezifische Widerstand zufällige Werte von Tausendstel eines  $\Omega\text{cm}$  bis zu 8  $\Omega\text{cm}$  an, wobei sowohl Schichten des n-Typs als auch des p-Typs erzeugt werden. Beim tiegelfreien Verdampfen von Germanium GÉS-40/3,0 wurde bei den Schichten stets Akzeptorleitfähigkeit festgestellt und ihr spezifischer Widerstand sank unter 2  $\Omega\text{cm}$ . Deshalb sind die Beimischungen aus dem Tiegelmaterial die wichtigste, wenn auch nicht die einzige Quelle für die Verschmutzung der wachsenden Schichten. Aus diesem Grund werden wir das Tiegelverfahren für die Germaniumverdampfung nur zur Erzeugung stark dotierter Schichten einsetzen, für die Erzeugung hochohmiger Schichten mit kontrolliertem Dotierungsniveau muß die tiegelfreie Germaniumverdampfung angewandt werden.

### Dotierung

Die Verringerung des spezifischen Widerstands von Germanium im Epitaxieprozeß von 40 auf 1 - 6  $\Omega\text{cm}$  und der Übergang zum p-Leitfähigkeitstyp zeugen von der Existenz irgendeiner unkontrollierbaren Quelle für das Dotieren von Akzeptoren.

Um den Grad der Verunreinigung des Germaniums im tiegelfreien Verdampfungsprozeß zu überprüfen, wurden Untersuchungen der elektrischen Eigenschaften des umgeschmolzenen Germaniums aus der Verdampfungszone

durchgeführt, diese wurden dann mit den Eigenschaften desselben Germaniums vor dem Umschmelzen verglichen (nach Abkühlung der Schmelzzone blieb der gesamte Stab einkristallin). Es zeigte sich, daß das Germanium im tiegfleien Verdampfungsprozeß praktisch überhaupt nicht verschmutzt wird.

Das deutet darauf hin, daß die Akzeptordotierung erst im Kondensationsprozeß auftritt.

Folgende Gründe für die Akzeptorleitfähigkeit der Epitaxieschichten sind möglich:

- 1) Verdampfung der Beimischung aus der erhitzten Kammerausrüstung;
- 2) Akzeptorleitfähigkeit, hervorgerufen durch Defekte in der Kristallstruktur;
- 3) Dotierung durch Restgase;
- 4) Dotierung durch die Bestandteile der Öldämpfe.

Der Einfluß der ersten beiden möglichen Gründe müßte sich bei Änderung der Substrattemperatur wesentlich verändern. In der Realität ist jedoch der Dotierungsgrad von Schichten, die bei Temperaturen von 650°C und 850°C erzeugt wurden, identisch.

Die Änderung des Restgasdrucks in der Arbeitskammer während des Abscheidungsprozesses von  $10^{-6}$  auf  $5 \times 10^{-5}$  mm Quecksilbersäule hat keine spürbaren Veränderungen des spezifischen Widerstandes der erzeugten Schichten hervorgerufen. Das führt zu der Annahme, daß die Dotierung durch Beimischungen aus den Öldämpfen erfolgt, die aus der Diffusionspumpe in das Arbeitsvolumen gelangen. Um den Einfluß dieses Faktors zu klären, wurde während des Abscheidungsprozesses Diffusionsöl in der Vakuumkammer aus einem dort angebrachten Gläschen speziell verdampft. Dabei erhöhte sich der Öldampfdruck auf  $2 \times 10^{-5}$  mm Quecksilbersäule und der spezifische Widerstand der Schichten sank auf 0,01-0,05  $\Omega\text{cm}$ . Dadurch läßt sich auf einfache Art und Weise die unkontrollierbare Dotierung der homoepitaktischen Germaniumschichten durch Akzeptordotierungen erklären, die von verschiedenen Forschern in der Sowjetunion und im Ausland beobachtet wurde, die Germanium in Anlagen mit ölbetriebenen Abpumpvorrichtungen verdampften.

Wenn man die Vakuumbedingungen für die Epitaxie verbessert, lassen sich offensichtlich Schichten mit größeren spezifischen Widerständen erzeugen. Es können jedoch auch jetzt, bei tiegfleier Germaniumverdampfung, Schichten mit einem spezifischen Widerstand von bis zu 2  $\Omega\text{cm}$  erzeugt und auf 0,1-1,0  $\Omega\text{cm}$  dotiert werden.

Es werden zwei Dotierungsverfahren angewendet:

- 1) aus einer dotierten Quelle;
- 2) aus einer gesonderten Beimischungsquelle.

Die größte Schwierigkeit bei der Dotierung aus einer dotierten Quelle besteht darin, daß sich der Dampfdruck der meisten Beimischungen wesentlich vom Germaniumdampfdruck unterscheidet.

Dies führt zu einer bevorzugten Verdampfung von Beimischungen, deren Konzentration sich dadurch schnell verringert. Reproduzierbare Ergebnisse wurden nur bei der Verdampfung aus Wolframtiegeln erzielt, wenn das Germanium mit Gallium bis zu einem spezifischen Widerstand von 0,005  $\Omega\text{cm}$  dotiert wurde. Bei der

Verdampfung von Material, das mit Donatorbeimischungen dotiert wurde, ließ sich der Prozeß nicht steuern.

Das tiegelfreie Verdampfen verschlechtert im gegebenen Fall nur die Reproduzierbarkeit: bei höheren Verdampfungstemperaturen, die in diesem Falle beobachtet wurden, wird der Unterschied zwischen den Verdampfungsgeschwindigkeiten von Germanium und Gallium noch größer. Deshalb wurde für die Erzeugung von Schichten mit dem gegebenen spezifischen Widerstand als aussichtsreichstes Verfahren die Dotierung aus einer gesonderten Quelle erkannt.

Als gesonderte Beimischungsquelle (Gallium) wurde ein Quarztiegel in Form eines Röhrchens mit einem Durchmesser von 11 mm und einer Länge von 90 mm verwendet. Der untere Teil des Röhrchens wurde mit Gallium gefüllt und durch eine Wolframspirale erhitzt. Eine solche Quelle ist sehr stark richtungsgebunden, dadurch verringert sich die Gefahr, daß sich Beimischungen an den verschiedenen Teilen der Anlage und am Germaniumstab sammeln.

Die Gallium- und Germaniummolekularstrahlen wurden unter einem kleinen Winkel aufeinander gerichtet, so daß praktisch ein homogener Germanium-Gallium-Molekularstrahl auf das Substrat gelangte.

Bei einer Substrattemperatur über 800°C wurde ohne Germaniumstrom keine Galliumkondensation beobachtet, was dafür spricht, daß der Haftungskoeffizient des Galliums auf einer glatten Germaniumoberfläche gegen Null geht.

Bei Zuschalten eines Germaniumstromes geht das Gallium gut in das Gitter der wachsenden Schicht hinein. Davon zeugt die hohe Dotierung bei relativ geringen Strömen von Dotierungsbeimischungen, die man bei einem Galliumdampfdruck von ungefähr  $10^{-12}$  mm Quecksilbersäule erhält.

Die Auswertung statistischer Angaben über Dotierungsergebnisse hat gezeigt, daß die Ausbeute an geeigneten Wafern mit einem spezifischen Widerstand im Bereich von 0,1-1,0  $\Omega\text{cm}$  relativ hoch ist. So betrug z. B. für einen Batch Wafer mit einem spezifischen Widerstand von 0,3  $\Omega\text{cm}$  und einer Toleranz von  $\pm 25\%$  die Ausbeute an bezüglich des spezifischen Widerstandes geeigneten Wafern 80%.

### Züchtung aus einem ionisierten Strahl

Das Züchtungsverfahren aus einem ionisierten Strahl besteht darin, daß man einen Molekularstrahl aus Germaniumdämpfen ionisiert, durch ein elektrisches Feld beschleunigt und auf das Substrat richtet. Die Ionisation der Dämpfe erfolgt durch einen Elektronenstrom im Zwischenraum zwischen Verdampfer und Substrat.

Bei Verwendung eines Elektronenstrahlverdampfers wird kein spezieller Ionisator benötigt.

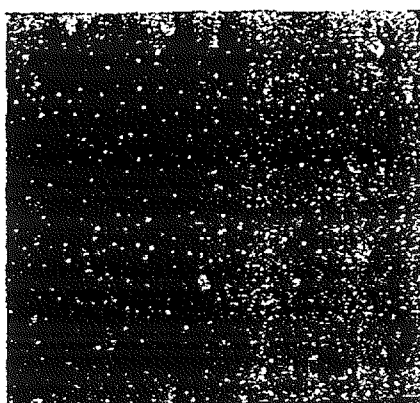
Der Ionisationsgrad beträgt in diesem Falle 0,01%.

In der Arbeit von Hirth, Hruska und Pound [5] wird gezeigt, daß ein Strahl von Metallatomen, deren Energie unter 12,5 eV liegt, auf dem Substrat vollständig kondensiert. Bei der Epitaxie aus einem ionisierten Strahl können die Germaniumionen eine Energie haben, die sogar über der Zerstäubungsschwelle des Germaniums liegt. Deswegen können sie vom Substrat reflektiert werden und sogar Atome aus dem Substrat herausschlagen.

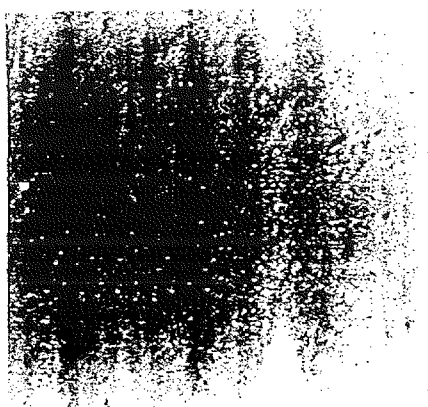
Aus diesem Grund sind bei Verwendung eines ionisierten Strahls Veränderungen im Bildungscharakter und bei der Defektdichte der Kristallstruktur zu erwarten.

Die Experimente haben gezeigt, daß die gebildeten "Wachstumsinseln", wenn man sie einem Ionenbeschuß mit einer Energie von 500-1000 eV aussetzt, zerstäubt werden und die Oberfläche der Epitaxieschicht glatter wird (vgl. Abb. 2). Die Anwendung der Ionisation ist für den Hochtemperaturbereich (800-900°C) zweckmäßig, da die Epitaxieschichten, die bei diesen Temperaturen erzeugt wurden, über ein ausgeprägtes Mikrorelief verfügen, das auf diese Art geglättet werden kann.

Bei dem angegebenen Ionisationsgrad wurde kein Einfluß auf den Defektanteil in der Epitaxieschicht festgestellt.



a)



b)

Abb. 2. Mikrofotografie der Abdrücke von der Oberfläche der Germaniumepitaxieschichten, gezüchtet bei einer Temperatur von 800°C:

- a - aus einem nichtionisiertem Strahl;
- b - aus einem ionisierten Strahl



## Möglichkeiten der selektiven Epitaxie

Beim Vakuumepitaxieverfahren gibt es zwei Lösungsmöglichkeiten für das Problem der selektiven Züchtung: mittels aufgelegter Metallmasken und mittels gezüchteter Masken aus Siliziumoxid oder einem anderen Material.

Die Erprobung der selektiven Epitaxie durch aufgelegte Wolframmasken hat gezeigt, daß die Reproduktion der Maskenzeichnung ungenau ist: die Ungenauigkeit am Abbildungsrand betrug in der Regel 30  $\mu\text{m}$ , wodurch das Verfahren für die modernen Höchsthäufigenztransistoren und Festkörperschaltungen praktisch ungeeignet ist. Dieses Verfahren kann nur eine begrenzte Anwendung bei Problemen mit eingeschränkten Anforderungen an das Auflösungsvermögen finden.

Durch den Einsatz von gezüchteten Siliziumoxid-Masken mit fotolithographisch herausgeätzten Fenstern läßt sich nach vorläufigen Angaben eine Auflösung von 2-3  $\mu\text{m}$  gewährleisten.

Die Epitaxieschicht füllt die gesamte Fensteroberfläche aus, hat eine spiegelnde und glatte Oberfläche und unterscheidet sich ihrem Aussehen nach nicht von einer herkömmlichen Epitaxiefläche, die auf einem unmaskierten Substrat gewachsen ist. Eine feinkristalline Germaniumschicht auf der Maskenoberfläche aus Siliziumoxid zeigt bei einer Wachstumstemperatur von 700°C eine schwache Adhäsion und läßt sich leicht entfernen, ohne daß dabei die Maske beschädigt wird.

## Schlußfolgerungen

Es wurde eine Verfahrenstechnologie für die Durchführung der Epitaxie entwickelt, mit deren Hilfe Schichten mit einer Versetzungsdichte von bis zu  $10^4 \text{ cm}^{-2}$  und einer Stapelfehlerdichte von  $10^1$ - $10^2 \text{ cm}^{-2}$  erzeugt werden können.

Außerdem wurde eine Methode zur Dotierung von Epitaxieschichten mit Gallium entwickelt, die die Herstellung von Schichten mit einem gegebenen spezifischen Widerstand im Bereich von 0,1 - 1  $\Omega\text{cm}$  ermöglicht.

Vorbereitende Experimente haben gezeigt, daß die selektive Vakuumepitaxie von Germanium unter Anwendung von gezüchteten Siliziumoxidmasken ein aussichtsreiches Verfahren ist.

## Literatur

1. Мезинцева Н. Л., Петрин А. И., Куров Г.А. "ФТТ", 1964, т. 6, № 7, стр. 2026.  
Mezinceva, N. L.; Petrin, A. I.; Kurov, G. A.: Épitaksija plenok germanija na germanii pri isparenii v vakuume. In: Fizika tverdogo tela. 6 (1964), № 7, S. 2026-2031.  
Engl.: Epitaxy of Germanium Films Vacuum Deposited on Germanium. In: Soviet Physics-Solid State. Lancaster, Pa. and New York, 1965, vol. 6, no. 7, p. 1599-1602.

2. Davey, J. E. „J. Appl. Phys.“, 1962, vol. 33, N. 3, p. 1015.  
Davey, J. E.: Epitaxy of Germanium Films on Germanium by Vacuum Evaporation. In: Journal of Applied Physics, New York, 1962, vol. 33, n. 3, p. 1015-1016. /Engl./
3. Куров, Г. А. "ФТТ" 1963, т. 5, № 10, стр. 3041.  
Kurov, G. A.: In: Ob uslovijach obrazovanija épitaksial'nych plenok germanija. Fizika tverdogo tela, 1963, Bd 5, Nr. 10, S. 3041-3042.  
Engl.: Conditions for the Formation of Epitaxial Germanium Films. In: Soviet Physics-Solid State, Lancaster, Pa. and New York, 1964, vol. 5, n. 10, p. 2226-2228.
4. Родес Р. Г. Несовершенства и активные центры в полупроводниках. Изд-во "Металлургия", 1968.  
Rodes, R. G.: Nesoveršenstva i aktivnye centry v poluprovodnikach. Moskva: Metallurgija, 1968.  
/Imperfektionen und aktive Zentren in Halbleitern; russ./
5. Хирс, Хруск, Паунд. Монокристаллические пленки. Изд-во "Мир", 1966.  
Chirs, J. P.; Chrusk(a), S. J.; Paund, G. M.: Monokristalličeskie plenki. Moskva: Mir, 1966.  
Eng.: Hirth, J. P.; Hruska, S. J.; Pound, G. M.: Theory of Nucleation in Deposition on Substrates. In: Single Crystal Films: Proceedings of an International Conference held at Philco Scientific Laboratory, Blue Bell, Pennsylvania, May (13.-15.), 1963/ Ed. by M. H. Francombe and H. Sato, Oxford u. a.: Pergamon Press, 1964, p. 9 - 29.

Der Artikel ist am 09. April 1970  
in der Redaktion eingegangen

Stuttgart, den 16. Juni 1999

Übersetzt von:

*Sören Ludwig*

(Sören Ludwig)

*Ottmar Pertschi*

Ottmar Pertschi  
(Diplomübersetzer)