Ljutovič, A. S.:

Die wichtigsten Gesetzmäßigkeiten des Wachstums von Filmen und epitaktischen Schichten aus Ionenmolekularströmen.

Deutsche Auszugsübersetzung aus:

lonno-aktivirovannaja kristallizacija plenok. Taškent: FAN, 1982, S. 79-92. (Akademie der Wissenschaften der Uzbekischen SSR. U. A. Arifov-Elektronik-Institut)

Russisch:

Основные закономерности роста пленок и эпитаксиальных слоев из ионномолекулярных потоков

Osnovnye zakonomernnosti rosta plenok i épitaksial'nych sloev iz ionnomolekuljarnych potokov Hier werden charakteristische Forschungsergebnisse verschiedener Autoren dargestellt, die die Vorgänge der Metallschichtabscheidung und Kristallisation von Halbleiter-Epitaxieschichten aus Ionenmolekularströmen untersucht haben. Dabei widmen wir den Untersuchungen zum Wachstum von Halbleiter-Einkristallschichten besondere Aufmerksamkeit. Krimmel und Gordon [77] haben die Abscheidung von Dünnschichten unter der Wirkung einer Bestrahlung mit schnellen Ionen untersucht. Als Substrate wurden eine versilberte Glasscheibe, eine Kupfer- und eine Aluminiumscheibe verwendet. Es wurden Schichten aus Silber, Gold, Eisen, Silizium, Kupfer und Wolfram mit einer Dicke $d \le 200$ Å unter den folgenden Bedingungen abgeschieden: Ionenenergie $E \le 10$ keV; Ionenstrom: für Silber und Gold $I \le 10$ mA, für Kupfer und Eisen $I \le 1$ mA, für Silizium und Wolfram I < 1 mA; Vakuum 1,3·10⁻³ Pa; Verhältnis der Ionen zu den neutralen Atomen im zerklüfteten Bereich (engl. caustic area) der Oberfläche 1:500.

Die Autoren stellten fest, daß:

- 1. die lonen die Substratoberfläche von Verunreinigungen säubern;
- 2. sich wegen der ungleichmäßigen Verteilung der Ionen auf der Oberfläche ein unregelmäßig geätzter Bereich bildet;
- 3. die Schichtqualität nicht von Ionen mit E<1 keV abhängig ist; bei E≤10 keV und einem Verhältnis der Ionen zu den neutralen Atomen von 1:500 verbessert sich die mechanische Festigkeit der Schicht wesentlich, d. h. die Schichtfestigkeit verbessert sich mit steigender Ionenenergie;
- 4. bei *E*≤10 keV und einem Verhältnis der Ionen zu den neutralen Atomen von 1:500 der optische Reflexionskoeffizient der Schicht mit dem Koeffizienten im Bereich hoher mechanischer Festigkeit übereinstimmt. Der Unterschied zwischen den Reflexionskoeffizienten beträgt 10-20%.

Die Autoren [78] untersuchten den Kondensationsvorgang eines Stoffes auf der Oberfläche eines festen Körpers, der mit Inertgasionen ($E \le 4$ keV) unter folgenden Bedingungen bestrahlt wird: Man verwendet Metallschichten aus Silber und Zink; als Substrate Glas, Metall und Steinsalz; Neon- und Argonionen mit $E \le 4$ keV und ein Vakuum von ~1,3·10⁻⁵ Pa.

Es wurde festgestellt, daß sich bei der Schichtkondensation unter für die thermische Abscheidung "unterkritischen" Bedingungen die Geschlossenheit der Schichten verbessert (die Korngröße verringert sich, aber die Dichte wird größer). Diese Ergebnisse lassen sich durch das Ansteigen der effektiven Oberflächenadsorptionsenergie für den Abschnitt Substrat-Dampf erklären.

In [78] wird die Möglichkeit der Verwendung eines Edelgasionenstrahles für die lokale Bildung von Metallschichten gezeigt. Die Bedingungen sind folgende: Schichten aus Zink, Silber und Titan; Substrate aus leitendem Glas und Metall; Argonionen mit E=4 keV; Ionenstrom $I=4\cdot10^{-7}$ cm⁻²; Verdampfertemperatur $T_n=330$ °C; Expositionszeit (die Zeit, die für das Erscheinen einer Schicht benötigt wird, die visuell fixiert werden kann) t=2 min.

Die Autoren haben festgestellt, daß

- 1. bei der Bestrahlung mit Argonionen eine selektive Abscheidung abläuft; besonders deutlich ist dieser Effekt bei Zinkschichten und Glassubstraten zu beobachten, die bei T_n =330°C; I=4·10⁻⁷ cm⁻², t=2 min gebildet wurden;
- 2. der Ionenstrahl die Abscheidung von Metallschichten stimuliert;

3. die Korngrößen der Zinkschichten in Abhängigkeit von der Substratart zwischen 1000 Å und 2 μ m schwanken; die Korngrößen bei Silber- und Titanschichten sind <100 Å.

In [80] wird der optimale Energiebereich für die Abscheidung von Magnesiumund Bleischichten auf Kohlenstoffsubstraten vorgestellt - 70-75 keV. Alle Versuche wurden bei Zimmertemperatur durchgeführt.

Die Autoren [89] untersuchten die strukturellen und elektrischen Eigenschaften von Metallschichten, die durch den Beschuß von ZnP-Kristallen mit Argonionen gewonnen wurden. Wie die Ergebnisse zeigten [80, 81], können sich dichte und gut verkettete Schichtstrukturen abscheiden, was für die Optik von Hochleistungslasern interessant ist.

Für den Fall der Abscheidung von Silber oder ZnTe auf NaCl wurde nur im ersten Stadium der Schichtbildung ein Ioneneinfluß bemerkt, es wurde keine spürbare Abhängigkeit von der Ionenenergie beobachtet [80]. Die Autoren [90] stellten eine positive Wirkung der erhöhten Ionenenergie auf das epitaktische Wachstum der Schichten A_{IV}-B_V fest, die mit Hilfe zweier Strahlen aus verschiedenen Quellen synthetisiert wurden. Außerdem verbesserte sich die Qualität der Schicht auf Grund der Hochfrequenzentladung im Kreuzungsbereich der beiden Strahlen in Substratnähe.

Die Abscheidungsverfahren aus dem Ionenstrahl, aber auch die Strukturuntersuchungen an den abgeschiedenen Schichten helfen uns, die Wechselwirkung Ion - fester Körper im Schichtwachstumsprozeß zu verstehen.

Über die Defokussierung des Ionenstrahls. Die Defokussierung des Ionenstrahls, bedingt durch die gegenseitige Abstoßungswirkung gleichnamig geladener Ionen, findet bei hohen Werten des Ionentransportstromes statt. Dieser Effekt gewinnt dann an Bedeutung, wenn die Masse der geladenen Teilchen groß, aber ihre Geschwindigkeit gering ist. Deshalb ist die Abschätzung der Defokussierung des Strahles bei der Schichtabscheidung aus Ionenstrahlen mit niedriger Energie wichtig.

Der minimale Radius des Ionenstrahls kann mit Hilfe der folgenden Gleichungen errechnet werden

$$\frac{z}{2c} \exp(c^2 t n^2 \alpha) = \int_0^{ctn\alpha} \exp(x^2) dx + \int_0^{\sqrt{\lg R + c^2 t n^2 \alpha}} \exp(x^2) dx,$$

$$\frac{z}{c} = \frac{1}{c \tan \alpha} - \frac{R}{\sqrt{\lg R + c^2 t a^2 \alpha}},$$

wobei
$$c = \frac{2^{3/4} \pi^{1/2} \varepsilon_0^{1/2} e^{1/4V^{3/4}}}{m^{1/4} I^{1/2}};$$

V ist die Beschleunigungsspannung; I der Ionenstrom; α der Winkel zwischen Ionenstrahl und Substratnormaler; ϵ_0 die Pemittivität; e die Ladung der Elektronen; m die Masse des Ions; z der normalisierte Abstand der Strahldrift.

Mit Hilfe der angeführten Gleichungen wurden die Abhängigkeiten der normalisierten Minimalradien des Strahls in der Anode (R_{mt}) für die Ionen Si⁺ und Ge⁺ mit einer Energie von 100 eV vom normalisierten Abstand der Strahldrift bei I=1 mA, 100 und 10 μ A errechnet (Abb. 29). Wenn der anfängliche Strahlradius, der Ionenstrom und der Driftabstand jeweils 1 cm, 100 μ A und 5 cm betragen, so ist der Radius des Strahls in der Anode beim Transport der Si⁺-Ionen 3 cm groß. Wegen der großen Defokussierung, bedingt durch das gegenseitige Abstoßen gleichnamig geladener Ionen, ist es schwierig, auf diese Weise einen lokalisierten Ionenstrahl mit niedriger Energie und hoher Stromdichte zu bekommen. Um der Defokussierung des Strahles vorzubeugen, wird deshalb der Ionentransport manchmal bei hohen Geschwindigkeiten mit darauffolgender abrupter Abbremsung (um die erforderliche niedrige Energie zu erreichen) im Endstadium durchgeführt.

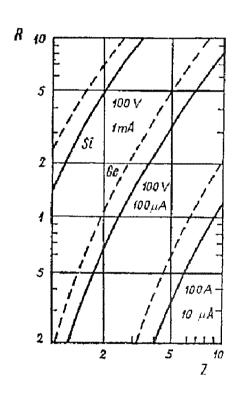


Abb. 29. Abhängigkeit Strahlradius R vom Driftabstand Z.

Die Autoren [91] haben ein System für die Schichtabscheidung aus einem Niedrigenergie-Ionenstrahl konstruiert und hergestellt. Ionen mit einer Energie von 16,5 keV wurden aus einer Plasmatronquelle vom Typ der Thomsonschen Ionenquelle gewonnen. Als Material für die Generation von Silizium- und Germaniumionen wurde Germanium- und Siliziumpulver verwendet, das durch Magnetscheidung mit gleichzeitiger Energieabbremsung auf 2,5 keV von anderen Ionen gereinigt wurde. Der Ionenstrahl wurde in einem elektrischen Feld abgelenkt um auszuschließen, daß sich Elektronen und neutrale Teilchen mit ihm vereinigen. Die Haupt- und die Zusatzlinse mit magnetischer Fokussierung wurden vor der Anode eingebaut. Danach wurden die Ionen durch Anlegen eines positiven Potentials an die isolierte Auffangelektrode abgebremst. Durch Veränderung dieses

Potentials ließ sich die Abschlußenergie der Ionen von 0 bis 2,5 keV variieren. In der Kammer herrschte ein Druck von 1,3×10⁻³ Pa.

Für den Fall der Si⁺-lonen wurde die Abhängigkeit des Ionenstroms vom Wert der Beschleunigungsspannung festgestellt. Durch Magnetfokussierung gelang es, bei einem Strom von 40 μA einen Si⁺-lonenstrahl mit einer Energie von 100 eV zu erzeugen. Der Durchmesser des einfallenden Si⁺-lonenstrahls in der Anode betrug 30 mm.

Die Substrate für die epitaktische Züchtung der Schichten waren einkristalline Wafer des n-Typs mit der Orientierung (111) und einem spezifischen Widerstand von 9 Ω -cm für Silizium und 10 Ω -cm für Germanium. Sie wurden mechanisch poliert und chemisch geätzt, um die schadhafte Schicht an der Oberfläche zu entfernen.

Das oben beschriebene System zur Abscheidung von Epitaxieschichten aus einem Ionenstrahl wurde zur Erzeugung von Ge⁺- und Si⁺-Ionenstrahlen eingesetzt. Bei der Abscheidung betrug die Energie der Ionenstrahlen 100 eV, die Dosis 1×10^{18} Ionen/cm² und die Stromdichte 4-5 μ A/cm². Der Gesamtstrom der Ionenstrahlen wurde kontrolliert; während der Abscheidung wurde die Stromdichte konstant gehalten. Nach fünfstündiger Abscheidung wurden Schichten mit einer Dicke von 1500 - 3000 Å erzeugt. Während der Abscheidung wurden die Substrate mit Hilfe einer 650 W Halogenquarzlampe auf eine Temperatur von 350°C erhitzt. Zur Untersuchung der Rekristallisation der abgeschiedenen Schicht wurden Proben nach der Schichtabscheidung in einer N₂+H₂-Atmosphäre auf 300-1200 °C (für Germanium auf 800°C) getempert.

Die Strukturcharakteristik der abgeschiedenen Schichten wurde durch das RHEED-Verfahren (reflection high energy electron diffraction, d. Ü.) ermittelt, und ihre Zusammensetzung wurde mit Hilfe der Sekundärionenmassenspektrometrie und der Electron-probe micro-analysis untersucht. Vor Durchführung des Prozesses wurde der Energiebereich für die Abscheidung bestimmt, da - falls die Energie der bombardierenden Ionen größer ist als das ermittelte Niveau - die abgeschiedenen Atome oder die Atome der Substratoberfläche bei Eintritt des Ionenstrahls zerstäubt werden. Die einkristalline Siliziumauffangelektrode mit der Orientierung (111) wurde bei Zimmertemperatur mit Ge⁺-Ionen mit einer Energie von 100 eV - 2 keV beschossen; die Dosis betrug konstant 5×10¹⁷ Ionen/cm². Es wurde festgestellt, daß die Siliziumauffangelektrode bei einer Energie der Ge⁺-Ionen über 500 eV zerstäubt wird, und bei 500 eV wird eine Schicht abgeschieden. Deshalb wurde die Abscheidung bei Energien bis zu 100 eV durchgeführt, um den Einfluß der Zerstäubung auf ein Minimum zurückzudrängen.

Die Untersuchungen mit Hilfe des RHEED-Verfahrenshaben gezeigt, daß bei Abscheidungstemperaturen unter 200°C auf den Germaniumsubstraten amorphe Schichten entstehen. Bei Abscheidungstemperaturen von 300°C und höher sind die Schichten einkristallin, sogar ohne Tempern. Schichten, die bei 200°C gezüchtet und dann bei Temperaturen über 300°C getempert wurden, sind ebenfalls einkristallin. Bei Zimmertemperatur erzeugte Schichten haben nach dem Tempern bei 500°C eine polykristalline Struktur und nach dem Tempern bei 850°C eine Vorzugsorientierung.

Zur Untersuchung des Einflusses von Oberflächenbesonderheiten des Substrates und Abweichungen der Gitterkonstanten auf das Wachstum von Germaniumepitaxieschichten wurden Germaniumionen auf Siliziumsubstrate mit der Orientierung (111) abgeschieden. Die Wahl fiel deshalb auf Siliziumsubstrate, weil

im engl. Original heißt es: weniger als 500 eV; d.Ü.; vgl. [91], S. 248, d.Ü.

auf deren Oberfläche eine schwer entfernbare natürliche Oxidschicht vorhanden ist. Die Germaniumabscheidung auf Siliziumsubstrate erinnerte jedoch in vielem an die Abscheidung auf Germaniumsubstrate. Bei 300°C gewonnene Schichten waren einkristallin, bei Temperaturen unter 200°C erzeugte amorph. Im Unterschied zu den Germaniumsubstraten führte (bei Temperaturen über 300°C) das Tempern der Schichten, die bei Temperaturen unter 200°C auf Siliziumsubstrate abgeschieden wurden, immer zu einer polykristallinen Struktur.

Untersuchungen mit Hilfe des Elektronensondenmikroanalysators zur Verschmutzung der Germaniumschicht mit Kohlenstoff-Atomen im Abscheidungsprozeß haben gezeigt, daß die Kohlenstoffkonzentration in den Ge⁺-Schichten und in den Substraten fast gleich ist.

Das Ionenbombardement der Substratoberfläche ruft zwei miteinander konkurrierende Prozesse hervor: die Zerstäubung und die Abscheidung, die in entscheidendem Maße von der Strahlenergie bestimmt werden.

Die Autoren [92] haben Experimente durchgeführt, bei denen Silberschichten unter Einsatz eines ~30% ionisierten Strahls auf NaCl- und Glassubstrate abgeschieden wurden. Die Beschleunigungsspannung betrug 0-3 keV. Die Einkristallbilder, die man bei der Diffraktion schneller Elektronen erhielt und die auf dem NaCl-Substrat zu beobachten sind, entsprachen den Oberflächendefekten, die durch Ionenstoß entstehen. Es wurde ein gutes epitaktisches Wachstum von Metallschichten auf einem kristallinen Substrat mit partiell ionisierten Strahlen bei niedrigen Temperaturen festgestellt.

Analoge Ergebnisse für Gold auf NaCl werden in der Arbeit [90] beschrieben. Die Schichtstruktur verbesserte sich und wurde homogener dank der Spiralschichtung zwischen Quelle und Substrat. Wahrscheinlich entstehen diese Effekte durch Verdichtung des ionisierten Strahls in der Spirale und Verdichtung der Keime, die an der Substratoberfläche infolge des Ionenbombardements gebildet werden.

Epitaktisches Wachstum von Siliziumschichten. Einkristalline Siliziumschichten wurden auf Saphir und anderen Substratmaterialien mit Hilfe der Abscheidung aus chemischen Dämpfen und der Vakuumabscheidung erzeugt.

Silizium-Einkristallschichten mit großer Hall-Beweglichkeit wurden von den Autoren der Arbeit [93] erzeugt.

Bei den Abscheidungsprozessen aus Ionenmolekularströmen spielen Punktdefekte eine wichtige Rolle. Itoh und Nakamura [83] haben das herkömmliche Verfahren der Gasphasenabscheidung und das Ionenimplantationsverfahren kombiniert.
In diesem Falle scheidet sich das Silizium auf die Defektzentren ab, die durch Ionenimplantation gebildet werden. Die Abscheidungsrate beträgt ~3 Å/s. Die spezifische
Leitfähigkeit, die Durchschlagsspannung und die C-V-Kennlinie der epitaktischen
Mesadiode wurden gemessen. Diese Messungen zeigten die Existenz von
Grenzschichten beim epitaktischen Wachstum. Die spezifische Verteilung der
Trägerkonzentration ist in Abb. 30 dargestellt.

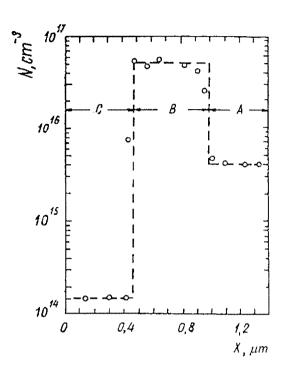


Abb. 30. Trägerverteilung in der Epitaxieschicht Si/(111) Si:

A - "inneres" Substrat; B - epitaktisch gezüchtete Schicht; C - "normale" Oberfläche bei einem Nullpotential der Auffangelektrode.

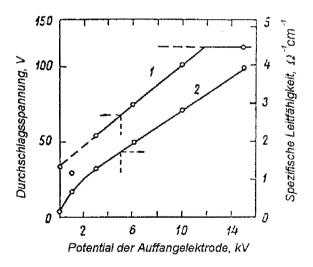


Abb. 31. Abhängigkeit der Leitfähigkeit der Schicht und der Durchschlagsspannung des *p-n-*Übergangs vom Potential der Auffangelektrode:

1 - Theorie; 2 - Experiment.

Mittels Analyse der He⁺-lonenrückstreuung wurde die Dicke der epitaktisch gezüchteten Schicht auf 2000-2500 Å geschätzt. Auf diese Weise ist das Einsetzen des epitaktischen Wachstums von der Energie der einfallenden Teilchen abhängig.

Die Autoren [83] haben Siliziumepitaxieschichten des *n*-Typs auf einem Siliziumsubstrat des *p*-Typs mit Hilfe des Abscheidungsverfahrens aus partiell ionisiertem Dampf bei einer Substrattemperatur von 800°C gezüchtet. Die

Siliziumionen, die sich im Siliziumdampf befanden, wurden bei einem Potential der Auffangelektrode von 15 kV (maximaler Wert) beschleunigt. Die mittlere Dicke der Epitaxieschicht betrug nach zweistündiger Abscheidung 2 μ m und R_d =3 Å/s. Die Epitaxieschichten Leitfähigkeit der erhöhte sich bei Steigerung Auffangelektrodenpotentials, auf allen Proben wurden exakte Kikuchi-Linien beobachtet. Der abfallende Ast der Volt-Ampere-Kennlinie ist stark von der Struktur der Trennschicht abhängig, die neben dem p-n-Übergangsbereich gebildet wird. Aus Mesadioden diesen Proben wurden epitaktische heraestellt und die Durchschlagsspannung gemessen (Abb. 31).

Die C-V-Kurven der epitaktischen Mesadioden zeugen von der Bildung eines abrupten Überganges in den Proben. Für den Fall des Nullpotentials der Auffangelektrode ist die Leitfähigkeit der Epitaxieschicht niedriger als die des Substrats, so daß sich die verarmte Schicht um 2 µm in die Epitaxieschicht senkt. Auf diese Weise besteht ein direkter Zusammenhang zwischen der Trägerkonzentration in der Epitaxieschicht und dem Potential der Auffangelektrode.

Züchtung von Epitaxieschichten auf mit Bor Siliziumeinkristallen (ρ = 100 Ω ·cm) mit der Orientierung (111) wurde ein analoges Verfahren angewendet. Die Abscheidungsrate betrug 4 Å/s, der lonenstrom 100 μ A/cm², was einer ~30%igen Ionisierung der Siliziumionen Einkristallschichten wurden bei Temperaturen gewonnen, die über der angegebenen Substrattemperatur lagen (Die tatsächliche Substrattemperatur ist auf Grund lonenbestrahlung höher, A. d. Ü.) (Abb. 32) und manchmal auch bei Zimmertemperatur, wenn der lonengehalt auf 80 μA/cm² erhöht wurde, was einem zu ~25% ionisiertem Strahl entsprach.

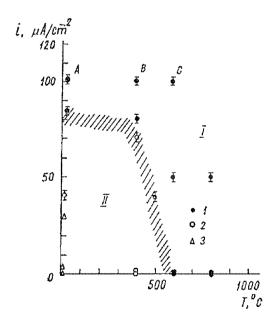


Abb. 32. Kristallzustand von Siliziumschichten, die auf Siliziumsubstraten mit der Orientierung (111) gezüchtet wurden, als Funktion der Substrattemperatur und der Stromdichte der Siliziumionen, mit denen das Substrat bei einer Beschleunigungsspannung von 10 kV beschossen wird:

I und II- Bedingungen, unter denen nach den Elektronendiffraktionswerten Einkristallbeugungsflecken (1), Zwillingsbildung (2) und der amorphe Zustand (3) auftraten.

Das epitaktische Wachstum von Einkristallschichten bei niedrigen Substrattemperaturen kann auf die Erhöhung der Substrattemperatur und teilweise auch auf die Defektstruktur der Oberfläche zurückzuführen sein. Laut den Angaben in [94] erhöht sich bei einem Ionenstrahl mit einer Leistung von 1 W/cm $^{-2}$ (10 kV· 100 μ A/cm $^{-2}$) die Temperatur auf 400°C, was jedoch für die Erzeugung von Siliziumeinkristallschichten durch herkömmliche Gasphasenabscheidung nicht ausreicht. Im Falle von He $^+$ -Ionen mit E=300 keV bildet sich bei Zimmertemperatur eine relativ große Anzahl von Punktdefekten. Die Forscher sind der Meinung, daß sie für die Keimbildung und das Siliziumwachstum an den Knotenpunkten verantwortlich sind.

Die Arbeit beschreibt von ~1000 Å [85] die Erzeugung dicken (111)-Siliziumschichten auf Substraten. die aus und (110)-Flächen herausgeschnitten wurden. bei verschiedenen Temperaturen. Beschleunigungsspannung von 10 kV, mit unterschiedlichem Siliziumionengehalt. Kristallzustand der abgeschiedenen Schichten wurde Elektronendiffraktionsverfahren bestimmt. Bei einer Wachstumstemperatur unter 600°C und einer Ionenstromdichte von ~2 μA/cm² wurden durch keines der Abscheidungsverfahren aus partiell ionisiertem Ionenstrahl Einkristallschichten erzeugt. In allen Fällen waren die Abscheidungsraten gleich, wodurch die Aussagen bestätigt werden, daß die Selbstzerstäubungsgeschwindigkeit des Siliziums extrem gering ist. Folglich liegt unter den gegebenen Wachstumsbedingungen die niedrigste Epitaxietemperatur bei 600°C. Mit Hilfe des PIVD-Verfahrens wurde festgestellt, daß die Epitaxietemperatur gesenkt werden kann, indem man die Ionenstromdichte erhöht. Sogar Zimmertemperatur wurden Einkristallschichten Siliziumsubstraten gezüchtet, die aus (111)-Flächen herausgeschnitten wurden, wenn die Ionenstromdichte auf 80 μA/cm² erhöht wurde. Für Siliziumsubstrate, die aus (110)-Flächen herausgeschnitten wurden, muß die Ionenstromdichte für die Realisierung des epitaktischen Wachstums bei Zimmertemperatur 100 uA/cm² betragen. Die Kristallordnung in den Einkristallschichten, die mit dem PIVD-Verfahren bei Zimmertemperatur und sogar bei 400°C gewonnen wurden, ist jedoch nicht so ideal, wie in Silizium-Volumenmaterial (zitiert nach dem engl. Original, [85] S. 555, im russ. Text heißt es: Die Kristallordnung ist nicht ideal, auch nicht im ursprünglichen kompakten Silizium: d. Ü.)

Das Verhalten der abgeschiedenen Schichten beim Tempern wurde mit Hilfe des Rückstreuungsverfahrens der He⁺-lonen und durch Widerstandsmessung festgestellt. Die Streuungsleistung von He⁺-lonen mit einer Energie von 300 keV aus einer Schicht, die bei Zimmertemperatur abgeschieden wurde, zeugt von einer hohen Dichte an Kristalldefekten, die auch nach dem Tempern bei 900°C erhalten bleiben. Der Widerstand der Schichten, die bei Zimmertemperatur und bei 400°C auf p-Substraten aus einer (111)-Fläche abgeschieden wurden, ist bei einer lonenstromdichte von 100 μA/cm² zu groß für Messungen. Nach zwanzigminütigem Tempern bei Temperaturen über 600°C haben diese Schichten den p-Leitfähigkeitstyp. Bei 600-900°C existieren zwei Temperstadien im Verlaufe der Regenerierung der Kristallstruktur. Steigt die Temperatur beim Tempern auf 750°C an, kommt es zu einem schnellen Absinken des Schichtwiderstandes, bei noch höheren Temperaturen sinkt er schrittweise weiter. Der Widerstand der Schichten. die bei einer Temperatur von 400°C abgeschieden wurden, nähert sich nach dem Tempern bei einer Temperatur von 900°C dem Widerstand der Siliziumquelle an.

Beim epitaktischen Wachstum von Einkristallschichten und einer Temperatur unter 600°C kann es auf der Substratoberfläche infolge des Ionenbombardements während der Siliziumabscheidung zu einer Temperaturerhöhung kommen. Laut [94] lieat Temperatur des Siliziumsubstrats ungefähr Zimmertemperatur, wenn die zugeführte Leistung 1 W/cm² beträgt. Der Autor nahm an, daß die Substrate einen schlechten thermischen Kontakt haben und die Wärmeverluste ausschließlich auf die Strahlung zurückzuführen sind. Es wurde angemerkt, daß sich die Substrattemperatur während der Ionenimplantation bei einer Implantationsleistung von 1 W/cm² im Vergleich zur Zimmertemperatur ungefähr um 300°C erhöht. Die Keimbildung läuft jedoch im Anfangsstadium der Abscheidung ab, wenn die Temperaturerhöhung noch keine Rolle spielt. Das Maximum der zugeführten Leistung beträgt in diesem Fall ~1 W/cm², die Temperatur auf dem Substrat infolge des Ionenbombardements ist nicht höher als 400°C. Die auf diese Weise transportierte Energie reicht aus, um die Substrattemperatur im Vergleich zur Siliziumepitaxietemperatur herkömmlichen in einem System Vakuumabscheidung (~600°C) zu erhöhen. Folglich kann die Verringerung der Epitaxietemperatur bei der Abscheidung aus partiell ionisiertem Dampf nicht auf die Temperaturerhöhung infolge des lonenbombardements zurückgeführt werden.

Um den Einfluß der Erhitzung bei Ionenbeschuß zu klären, wurde unter Elektronenbeschuß der Oberfläche mit einer Leistung von 1 W/cm² eine Abscheidung auf ein Siliziumsubstrat durchgeführt, das aus einer (111)-Fläche herausgeschnitten wurde. Dabei wurden keine einkristallinen Schichten erzeugt. Folglich läßt sich die Verringerung der Epitaxietemperatur nicht durch den Wärmeeffekt erklären, der durch das Ionenbombardement hervorgerufen wird.

Die Substrattemperatur bei epitaktischem Wachstum von zerstäubtem Silber und Gold liegt bedeutend niedriger als die Temperatur bei der Vakuumverdampfung. In diesem Falle sinkt die Epitaxietemperatur infolge der Wirkung der kinetischen Energie der Dampfatome, die auf die Substratoberfläche abgeschieden werden. Die auf die Oberfläche gelangenden Ionen mit hoher Energie erhöhen die Dichte der Bildungszentren, indem sie an der Stoßstelle Oberflächendefekte erzeugen.

Setzt man das PIVD-Verfahren mit Temperatursteigerung, hervorgerufen durch das Ionenbombardement ein, so wächst die Oberflächenbeweglichkeit der sich abscheidenden Siliziumatome. weshalb eine Siliziumepitaxie Substrattemperaturen erreicht werden kann. Der Widerstand einer Schicht, die bei Zimmertemperatur gezüchtet wurde, sinkt abrupt ab, und nach dem Tempern bei 900°C treten die Kristalldefekte nicht wieder in Erscheinung. Die kinetische Energie der Siliziumionen, die auf das Substrat abgeschieden werden, ist bei Einsatz des PIVD-Verfahrens bedeutend größer als die Energie der Abscheidungsatome bei der herkömmlichen Vakuumabscheidung. Auf diese Weise haben auch Ionen mit hoher Energie Einfluß auf die Schichtbildung. Offensichtlich wirken Ionen mit hoher Energie auf den Koaleszenzprozeß der Wachstumsinseln ein. Obwohl der Beschuß mit Siliziumionen das Einkristallwachstum wegen der Zunahme der Keimbildungszentren begünstigt, führt das Fehlen ausreichender Wärmeenergie auf dem Substrat zu Gitterdeformationen und Defekten, was den Koaleszenzprozeß der Einkristallinseln erschwert.

Die Germanium-Homoepitaxie im Vakuum aus einem Molekularstrom und einem partiell ionisierten Strom wird in [95] beschrieben. Es wurden Germaniumschichten auf ein Substrat aus demselben Material abgeschieden

(Energie der Germaniumionen 500-1000 eV, Ionisationsgrad 0,01%). Man stellte fest, daß die entstehenden dreidimensionalen "Inseln" unter dem Beschuß von Ionen mit *E*=500÷1000 eV aufgespalten werden, infolgedessen glättet sich die Oberfläche.

Der Autor [96] realisierte den Abscheidungsprozeß epitaktischer Germanium-Silizium-Legierungen mittels Zerstäubung. Zur Verbesserung der Schichtadhäsion wurde Germanium mit Ionen bestrahlt [97]. Bei der Schichtbildung aus dem Laserplasma kann das epitaktische Wachstum durch die Einwirkung von Ionenströmen stimuliert werden [98,99].

Eine recht originelle Methode der Abscheidung eines ionisierten Clusterstrahls wird in den Arbeiten [100-103] beschrieben. Sie wurde bei der Untersuchung der Bildungsbedingungen von Clustern, bei der Größenbestimmung und der Ionisationscharakteristik angewendet. Folgende Kennwerte wurden untersucht: das Profil der Zwischenphasenschicht (mittels Ionenrückstreuverfahren), die Zerstäubungseffekte auf der Substratoberfläche (mit dem Elektronenmikroskop) und die Implantation (unter Einsatz der Neutronenaktivierungsanalyse).

Das Profil der Grenzschicht wurde mit Hilfe des Rückstreuverfahrens der He⁺-lonen mit *E*=1,5 MeV analysiert. Es wurde festgestellt, daß mit steigender Energie der Ionencluster die epitaktische Grenze deutlicher wird und das epitaktische Wachstum früher einsetzt. Die Bildung der Grenzschicht ist auf Zerstäubungseffekte, Selbsterhitzung und Ionenimplantation durch physikalische Vermischung, Verstärkung der Diffusion usw. zurückzuführen. Hervorgehoben wurde die starke Oberflächenätzung durch die Ionencluster.

Eine Bedingung für die Gewinnung qualitativ hochwertiger Schichten mit starker Adhäsion ist die Reinigung durch Zerstäubung während der Abscheidung.

Untersucht wurde die epitaktische Abscheidung bei Siliziumwachstum auf einer (100)-Oberfläche aus demselben Material [100, 101]. Wie Untersuchungen mit dem Abtastelektronenmikroskop an Siliziumsubstraten mit einer Dicke von 200-300 Å zeigten, haben die Schichten, die im Vakuum und durch Clusterstrahlen mit Null-Beschleunigungsspannung abgeschieden wurden, Formen niederer Ordnung, was von ihrem amorphen Zustand zeugt. Bei Schichten, die bei einer Beschleunigungsspannung von 4 und 8 kV abgeschieden wurden, sind jedoch typische geätzte Quadratbilder zu beobachten, die für die kristallographische Orientierung (100), parallel zum Substrat, charakteristisch sind.

Die Autoren [86] haben den Bildungsmechanismus und die Eigenschaften von Schichten untersucht, die mit Hilfe eines Strahls ionisierter Cluster abgeschieden wurden. Für Kupferschichten auf Glassubstrat betrug die Adhäsion 10 kg/cm². Auf der Substratoberfläche beobachtete man eine Wanderung von Atomen, bestehend aus ionisierten und neutralen Clustern. Siliziumeinkristalle wurden auf Si-Substraten erzeugt. Durch Abscheidung von Silizium des *n*-Typs auf einem Substrat des *p*-Typs wurde eine Fotodiode mit *p-n*-Übergang hergestellt. Im Vergleich zu herkömmlichen Solarzellen hatte sie eine bessere Spektralempfindlichkeit im UV-Bereich.

Massenspektrometrische Gasanalyse

Bei den Untersuchungen zur Epitaxie aus Ionenmolekularströmen erschien es uns wichtig, den Ablauf der Entgasung der Kammerteile sowie die Zusammensetzung und die Entwicklung des Vakuums zu verfolgen und den optimalen Zeitpunkt für den Kristallisationsbeginn zu wählen. Mit Hilfe des

eingesetzten Laufzeitmassenspektrometers ist es möglich, schnell ablaufende Prozesse durch direkte Beobachtung des Massenspektrums auf dem Schirm oder an Hand von Filmaufnahmen der Dynamik der Gasveränderung in der Zeit zu verfolgen.

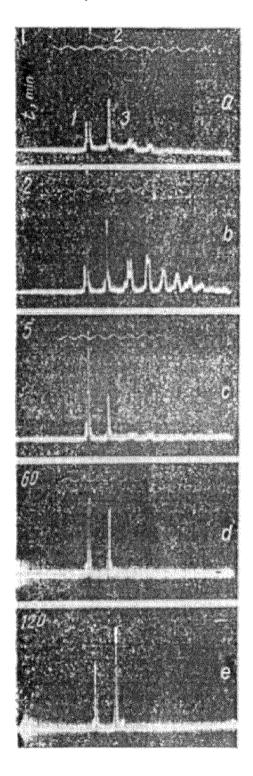


Abb. 33. Massenspektrogramme der Restgase in der Arbeitskammer

Das erste Spektrogramm (Abb. 33, a) charakterisiert das Verhältnis der Restgaskonzentrationen vor Prozeßbeginn. Man sieht, daß die größte Konzentration (Peak 2) der Massenzahl 18 für Wasserdämpfe entspricht; die nächstgrößere Spitze ist Peak 3, Massenzahl 28 - ein Kohlenwasserstoff vom Typ C_2H_4 , Peak 1 hat die

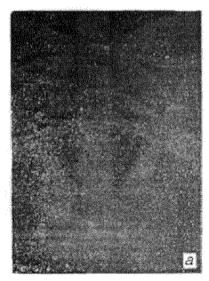
Massenzahl 17 - eine OH-Gruppe. Die Peaks, die rechts vom dritten liegen, gehören zu schweren Kohlenwasserstoffverbindungen.

Bei Erhitzung des Substrats auf 1300°C verdampfen daraus die sorbierten Gase. Dies spiegelt sich im zweiten Spektrogramm wider, das 2 min nach Beginn der Substraterwärmung aufgenommen wurde.

Der Prozeß der Substratentgasung (drittes Spektrogramm) dauert nicht länger als 5 min. Die wesentlichen stabilen Komponenten in der Kammer sind OH, H_2O und ein Kohlenwasserstoff vom Typ C_2H_4 . Im Abscheidungsprozeß ändert sich die Zusammensetzung der Gase, weil sie unterschiedlich schnell abgepumpt werden (Spektrogramme 4 und 5), der Anteil der Wasserdämpfe verringert sich zugunsten der C_2H_4 -Dämpfe. Beim ölfreien Auspumpen können diese Komponenten ausgeschlossen werden. Massenspektrometrische Untersuchungen haben gezeigt, daß ein entgaster Verdampfer keinen wesentlichen Anteil am Restgasspektrum in der Kammer hat.

Die Epitaxiegrenze. In den Arbeiten zur Kristallisation orientierter Einkristallschichten hat sich der Terminus "Epitaxiegrenze" eingebürgert, darunter versteht man den niedrigsten Schwellenwert für die Epitaxietemperatur. In unseren Versuchen war es durch Bestrahlung der kristallisierenden Oberflächen mit beschleunigten Ionen möglich, die Kristallisationstemperatur auf Siliziumsubstraten, die in Richtung (111) orientiert waren, bei einem Arbeitsvakuum von 6,5·10⁻⁴ Pa, auf 600°C zu senken. Auf diese Weise wurde erstmals die Epitaxie bei niedrigen Temperaturen und in einem relativ groben Arbeitsvakuum beobachtet.

Die Werte der RHEED-ex-situ- und Röntgen-Strukturanalyse (Abb. 34) bestätigen, daß es sich um einkristalline Schichten handelt. Außerdem wurde eine Abscheidung auf einer epitaktischen Schicht durchgeführt, die mit Hilfe des Verfahrens der Gasphasenreaktionen erzeugt wurde. Nach der selektiven Ätzung beobachtete man mit Hilfe des optischen Mikroskops dreieckige Packungsdefekte, die für die Bildung einer neuen Epitaxieschicht charakteristisch sind (Abb. 34, c).



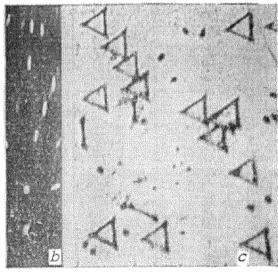


Abb. 34. RHEED-Muster (a), Laue-Diagramm (b) und Mikrofotografie (c) (x400) der Packungsdefekte von Epitaxieschichten, die aus Ionenmolekularströmen im Vakuum bei $T=600^{\circ}$ C abgeschieden wurden.

Siliziumepitaxieschichten, die bei 600°C aus Ionenmolekularströmen im Vakuum abgeschieden wurden. Siliziumepitaxieschichten wurden auf einkristalline Siliziumscheiben mit (111)-Orientierung abgeschieden. Die Abscheidungsrate wurde durch die Schmelzfläche und den Abstand zwischen Substrat und Schmelze reguliert. In unserem Falle, bei einem Abstand zwischen Substrat und Schmelze von 40 mm und einer Schmelzfläche von 8 cm², betrug die Wachstumsgeschwindigkeit 4 μm/h. Es wurde festgestellt, daß die Wachstumsgeschwindigkeit vom zugeführten Beschleunigungspotential der Ionen abhängig ist (Abb. 35). Im Bereich kleiner Beschleunigungsfelder ändert sich die Wachstumsgeschwindigkeit der Schichten nur unwesentlich, bei *E*=1000 V und mehr jedoch relativ stark. Das hängt mit der Ionenätzung der Schichtoberfläche zusammen, die mit steigender Energie der beschießenden Ionen zunimmt.

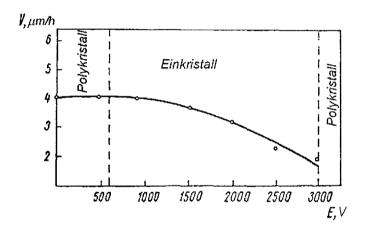


Abb. 35. Abhängigkeit der Wachstumsgeschwindigkeit von der Spannung.

Abb. 36 stellt die Mikrofotografien und Laue-Diagramme für die Kristallstruktur der Schichten bei unterschiedlichen Werten für das Ionenbeschleunigungsfeld dar. elektrische Feld beeinflußt die Defektdichte Kristallstruktur der unterschiedlicher Weise: die bezüglich der Kristallstruktur besten Schichten sind im Bereich 2000-2500 V zu beobachten. In den übrigen Fällen tritt eine starke Verschlechterung der Schichtstruktur ein. Der hohe Defektanteil in der Kristallstruktur im Bereich niedriger Felder ist durch die geringe lonenenergie bedingt, die für die Stimulation des epitaktischen Wachstums nicht ausreicht. verschlechterung im Bereich hoher Felder (>3 kV) steht im Zusammenhang mit der selektiven Kathodenätzung der Oberfläche durch die Ionen und mit den Strahlungsschäden an den Kristallen.

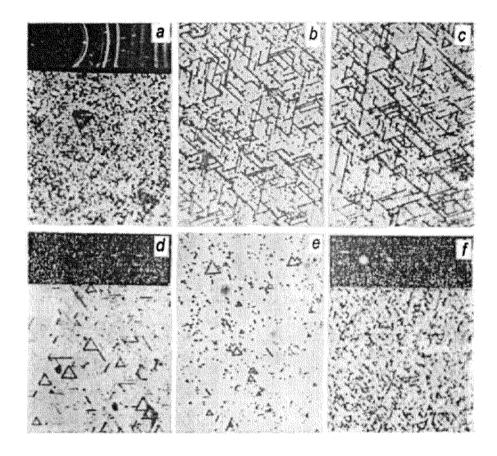


Abb. 36. Abhängigkeit der Kristallstruktur der Epitaxieschichten von der Energie des lonenstrahls (Epitaxietemperatur 600°C): a-600 V; b-1000; c-1500; d-2000; e-2500; f-3000 V.

Literatur

[77] Krimmel, E. F.; Gordon, A. Z. F. Angew Phys., 1966, Bd. 22, Nr. 1, p. 1-2. Krimmel, E. F.; Gordon, A.: Deposition of Thin Films Under the Influence of Fast Ion Irradiation. In: Zeitschrift für angewandte Physik. Berlin; Heidelberg: Springer; München: Bergmann, Bd 22 Nr 1, 1966, S. 1 f. /Engl./

[78] Овсяницкий, А. С.; Дубинина, Е. М.; Бонги, Ли. "Микроэлектроника", 1973, т. 2, вып. 4, с. 351-358.

Ovsjanickij, A. S.; Dubinina, E. M.; Bongi, L.: Ispol'zovanie pučka ionov blagorodnogo gaza dlja lokal'nogo formirovanija metalličeskich plenok. In: Mikroelektronika/ AN SSSR. Moskva: Nauka, 2 (1973), S. 351-358.

/Anwendung eines Edelgasionenstrahls zur lokalen Bildung von Metallfilmen; russ./

[80] Amano, J., Bryce P., Lawson R. P. W. J. Vac. Sci. Technol., 1976, vol. 13, Nr. 2, p. 591-595.

Amano, J.; Bryce, P.; Lawson, R. P. W.: Thin Film Deposition Using Low-Energy Ion Beams. I. System Specification and Design. In: Journal of Vacuum Science and Technology/ American Vacuum Society, New York; 13 (1976), No. 2, p. 591-595. /Engl./

- [81] Amano, J., Bryce P., Lawson R. P. W. J. Vac. Sci. Technol., 1978, vol. 15 (1), p. 118-119.
- Amano, J.; Bryce, P.; Lawson, R. P. W.: Thin-Film Deposition Using Low-Energy Ion Beams (4) Ion Source Modification. In: Journal of Vacuum Science and Technology/ American Vacuum Society, New York, 15 (1978), No. 1, p. 118-119. /Engl./
- [83] Itoh T., Nakamura, T. Radiation effects., 1971, vol. 9, p. 1-4.
- Itoh, T.; Nakamura, T.: Epitaxial Growth of Silicon Assisted by Ion Implantation. In: Radiation Effects. New York, London, Paris: Gordon and Breach Science Publishers, 9 (1971), p. 1-4. /Engl./
- [85] Itoh, T., Nakamura, T., Muramachi, M., Sugiyma, T. Jap. J. Appl. Phys., 1977, vol. 16, Nr. 4, p. 553-557.
- Itoh, T.; Nakamura, T.; Muromachi, M.; Sugiyama, T.: Low Temperature Silicon Epitaxie by Partially Ionized Vapor Deposition. In: Japanese Journal of Applied Physics. Tokyo, 16 (1977), n.4, p. 553-557. /Engl./
- [86] Takagi, T., Yamada, J., Sasaki, A. Thin Solid. Films, 1976, vol. 39, p. 207-217. Takagi, T.; Yamada, I.; Sasaki, A.: An Evaluation of Metal and Semiconductor Films Formed by Ionized-Cluster Beam Deposition. In: Thin Solid Films. Lausanne: Elsevier Sequoia S. A., 39 (1976), p. 207-217. /Engl./
- [89] Farrow, R. F. C., Cullis, A. C., Grant A. J., Pattison J. E. J. Cryst. Growth., 1978, vol. 45, pp. 292-301.
- Farrow, R. F. C.; Cullis, A. G.; Grant, A. J.; Pattison, J. E.: Structural and Electrical Properties of Epitaxial Metal Films Grown on Argon Ion Bombarded and Annealed (001)InP. In: Journal of Crystal Growth, Amsterdam: North-Holland Publishing Company, 45 (1978), S. 292-301. /Engl./
- [90] Murayama Y. et al. Thin Solid Films., 1972, vol. 12, p. 287. Murayama, Y.: Effects of Electric Field on the Orientation and Particle Arrangement of Gold Deposits Evaporated *in Vacuo*. In: Thin Solid Films, Lausanne: Elsevier Sequoia S. A., 12 (1972), p. 287-290. /Engl./
- [91] Yage, K., Tamura S., Tokuyama T. Jap. J. Appl. Phys., 1977, vol. 16, Nr. 2, p. 245-251.
- Yagi, K.; Tamura, S.; Tokuyama, T.: Germanium and Silicon Film Growth by Low-Energy Ion Beam Deposition. In: Japanese Journal of Applied Physics. Tokyo, 16 (1977), n. 2, p. 245-251. /Engl./
- [92] Namba Y., Nagai K. Jap. J. Appl. Phys., 1976, vol. 15, p. 377.
- Namba, Y.; Nagai, K.: Epitaxy of Ag on NaCl Deposited by Ion Deposition. In: Japanese Journal of Applied Physics. Tokyo, 15 (1976) No. 2, p. 377-378. /Engl./
- [93] Yasuola Y., Ohmura Y. Jap. J. Appl. Phys., 1969, vol. 8, p. 1098.

- Yasuda, Y.; Ohmura, Y.: Epitaxial Growth of Silicon Films Evaporated on Sapphire. In Japanese Journal of Applied Physics. Tokyo,8 (1969), No. 9, p. 1098-1106. /Engl./
- [94] Freeman J. H.: Proc. Europ. Conf. of Ion. Implantation, 1971.
- Bezieht sich wahrscheinlich auf: European Conference on Ion Implantation. Reading September 7th-9th 1970. Stevenage: Peregrinus, 1970.
- (darin: Freeman, J. H.: Implantation Machines. 2.7 Ion Beam Heating Effects. S.4-5; d.Ü.) /Engl./
- In Literatur [85] werden zu diesem Thema folgende Angaben gemacht: J. H. Freeman and G. A. Gard: Proc. European Conf. Ion Implantation (Peregrinus, Stevenage England, 1970) und G. Dearnaley, J. H. Freeman, R. S. Nelson and J. Stephen: Ion Implantation (North-Holland Publishing Company, Amsterdam, 1973) /darin: Freeman, J. H.: Production and Manipulation of Ion Beams. 4.5.4. Ion Beam Heating Effects. S. 421-427.; d. Ü./
- [95] Анохин, Б. Г.; Лихтман, А. Е.; Немировский, Л. Н.; Сейдман, Л. А.; "Электронная техника, серия 2. "Полупроводниковые приборы". 1970, вып. 4 (54), с. 38-46.
- Anochin, B. G.; Lichtman, A. E.; Nemirovskij, L. N.; Sejdman, L. N.: Épitaksija germanija iz molekuljarnogo pučka v vakuume. In: Élektronnaja technika. Serija 2, Poluprovodnikovye pribory/ Ministerstvo élektronnoj promyšlennosti SSSR, Moskva, vyp. 4 (54), 1970, S. 38-46.
- /Germaniumepitaxie aus einem Molekularstrahl im Vakuum; russ./
- [96] Ito, K.: Preparation of Ge-Si Epitaxial Alloys by Sputtering. In: Journal of Crystal Growth. Amsterdam: North-Holland Publishing Company, 45 (1978), p. 340-345. /Engl./
- [97] Hirsh, E. H.; Varga, I. K.: Thin. Sol. Films, 1978, vol. 52, p. 445-452. Hirsch, E. H.; Varga, I. K.: The Effect of Ion Irradiation on the Adherence of Germanium Films. In: Thin Solid Films, Lausanne: Elsevier Sequoia S. A., 52 (1978), pp. 445-452. /Engl./
- [98] Гапонов, С. В.; Гудков, А. А.; Лускин, Б. М.; Салащенко, Н. Н.: Расширенные тезисы 6-й Международной конференции по росту кристаллов, т. 1. М., 1980, с. 95.
- Gaponov, S. V.; Gudkov, A. A.; Luskin, B. M.; Salaščenko, N. N.: Splošnye sverchtonkie monokristalličeskie plenki i mnogoslojnye struktury na ich osnove. In: Rasširennye tezisy 6-j meždunarodnoj konferencii po rostu kristallov, Bd 1, Moskva, 1980, S. 95.
- /Geschlossene superdünne einkristalline Filme und darauf basierende mehrschichtige Strukturen; russ./
- [99] Чайковский, Э. Ф.; Пузиков, В. М.; Семенов, А. В.: Расширенные тезисы 6-й Международной конференции по росту кристаллов, т. 1. М., 1980, с. 178.
- Čajkovskij, É. F.; Puzikov, V. M.; Semenov, A. V.: Osaždenie sloev almaznoj modifikacii iz separirovannych po massam ionnych pučkov ugleroda. In: Razširennye tezisy 6-j Meždunarodnoj konferencii po rostu kristallov, Bd 1,

Moskva, 1980, S. 178. / Abscheidung von diamantmodifizierten Schichten aus nach der Masse separierten Kohlenstoffionenstrahlen; russ./

[100] Takagi, T.; Yamada, I.; Sasaki, A. J. Vax. Sci. Technol., 1975, vol. 12, n. 6, p. 1128-1134.

Takagi, T.; Yamada, I.; Sasaki, A.: Ionized-cluster Beam Deposition. In: Journal of Vacuum Science and Technology/ American Vacuum Society, New York, 12 (1975), No. 6, pp. 1128-1134. /Engl./

[101] Takagi, T.; Yamada, I.; Matsubara, K.: Thin Films, 1979, vol. 58, p. 9-19. Takagi, T.; Yamada, I.; Matsubara, K.: Ionized-cluster Beam Depostion and Epitaxy. In: Thin Solid Films, Lausanne: Elsevier Sequoia S. A., 58 (1979), pp. 9-19. /Engl./

[102] Kuiper, A. E. T.; Thomas, G. E.; Schouten, W. J. J. Cryst. Growth, 1978, vol. 45, p. 332-333.

Kuiper, A. E. T.; Thomas, G. E.; Schouten, W. J.: Thin Film Deposition from Beams of Ionized Atoms and Clusters. In: Journal of Crystal Growth, Amsterdam: North-Holland Publishing Company, 45 (1978), pp. 332-333. /Engl./

[103] Yamada, I.; Matsubara, K.; Hodema, M.; Ozawe, M.; Takagi, T. J. Cryst. Growth, 1978, vol. 45, p. 326-331.

Yamada, I.; Matsubara, K.; Kodama, M.; Ozawa, M.; Takagi, T.: Characteristics of Thin Films Formed by the Ionized-Cluster Beam Technique. In: Journal of Crystal Growth, Amsterdam: North-Holland Publishing Company, 45 (1978), pp. 326-331. /Engl./

Stuttgart, den 20. 04. 1999

Übersetzt von:

Soren Ludwig

Ottmar Pertschi
(Diplomübersetzer)