

Ljutovič, A. S.:

Anfangswachstumsstadien der epitaktischen Schichten aus Molekülströmen

Deutsche Auszugsübersetzung aus:

Ionno-aktivirovannaja kristallizacija plenok. Taškent: FAN, 1982, S. 48-53.
(Akademie der Wissenschaften der Uzbekischen SSR. U. A. Arifov-Elektronik-
Institut)

Russisch:

Начальные стадии роста эпитаксиальных слоев из молекулярных потоков

Načal'nye stadii rosta épitaksial'nych sloev iz molekuljarnych potokov

Die bekannten Verfahren zur Gewinnung perfekter Halbleiter-Einkristallschichten basieren auf der Gasphasenabscheidung unter den Bedingungen des Höchstvakuum [30-65]. Die Erzeugung des Höchstvakuum ist jedoch mit bestimmten technischen Schwierigkeiten verbunden. Deshalb ist es interessant zu klären, unter welchen Bedingungen die Herstellung von hochwertigen Schichten in einem Vakuum von $1,3 \times 10^{-4}$ Pa möglich ist.

Im Anfangsstadium der epitaktischen Abscheidung bildet sich zwischen Substrat und Epitaxieschicht eine Oberflächenschicht, die über strukturelle und elektrophysikalische Eigenschaften verfügt, die sich sowohl von den Eigenschaften der Epitaxieschicht als auch des Substrats unterscheiden. Mit der Untersuchung des Epitaxieprozesses muß die Suche nach Herstellungsverfahren für besonders dünne ($1 \mu\text{m}$ und weniger) homogene Halbleiterschichten mit ausreichenden Eigenschaften für die Herstellung von mikroelektronischen Bauelementen einhergehen. Ob es möglich ist, qualitativ hochwertige Epitaxieschichten herzustellen, wird im hohen Maße durch eine effektive Reinigung der Oberfläche des Halbleitersubstrats unmittelbar vor Beginn des Wachstumsprozesses bestimmt.

Unter Berücksichtigung des oben Gesagten wurden von uns die Anfangswachstumsstadien und die Kristallisationsmechanismen besonders dünner Siliziumschichten im Vakuum in Abhängigkeit von der unterschiedlichen Bearbeitung der Substratoberfläche untersucht. Dargestellt werden die Ergebnisse der elektronenmikroskopischen Strukturuntersuchungen und des RHEED-ex-situ-Verfahrens.

In der Kristallisationskammer, deren Aufbau in Abb. 14 zu sehen ist, wurden unterschiedlich dicke Siliziumepitaxieschichten mit Hilfe des Molekularstrahlverfahrens (Vakuum $6,5 \cdot 10^{-4}$ Pa) abgeschieden. In derselben Kammer wurden unmittelbar vor der Epitaxie die Substratoberflächen bearbeitet.

Zur Untersuchung wurden Siliziumsubstrate des *p*-Typs mit einem spezifischen Widerstand von $10 \Omega \cdot \text{cm}$ und der Orientierung (111) vorbereitet. Sie wurden mit Schleifpulver geschliffen und mit Diamant mit immer kleiner werdender Korngröße poliert; das Abschlußstadium bildete die Bearbeitung mit Chromoxid. Substrate mit einer Dicke von $240\text{-}260 \mu\text{m}$ wurden nach dem Spülen in deionisiertem Wasser gekocht, in der Zentrifuge getrocknet und in die Kristallisationskammer eingebracht, wo sie einer thermischen Bearbeitung zur Reinigung der Oberfläche unterzogen wurden, entweder in einem trockenen Wasserstoffstrom (Summe der Beimengungen $10^{-7}\%$) oder in angefeuchtetem Wasserstoff. Auf die Möglichkeit, angefeuchteten Wasserstoff zur Bearbeitung der Halbleiteroberflächen zu verwenden, wird in der Arbeit [72] hingewiesen. Nach Beendigung des Temperns wurde die Kammer auf $6,5 \cdot 10^{-4}$ Pa evakuiert und der Züchtungsprozeß der Siliziumepitaxieschicht begann.

Zur Versuchsanlage gehören Drehsysteme für die Substrathalter und Siliziumquellen (an der Stirnseite geschmolzene Barren), wodurch vier Abscheidungsprozesse ohne Brechen des Vakuum durchgeführt werden können. Es sind Möglichkeiten zum Drehen der Quellen und Substrate um die eigene Achse vorgesehen. Die Erwärmung erfolgt mit Hilfe des Hochfrequenzverfahrens, das die geringstmögliche Kontamination des Experimentes gewährleistet.

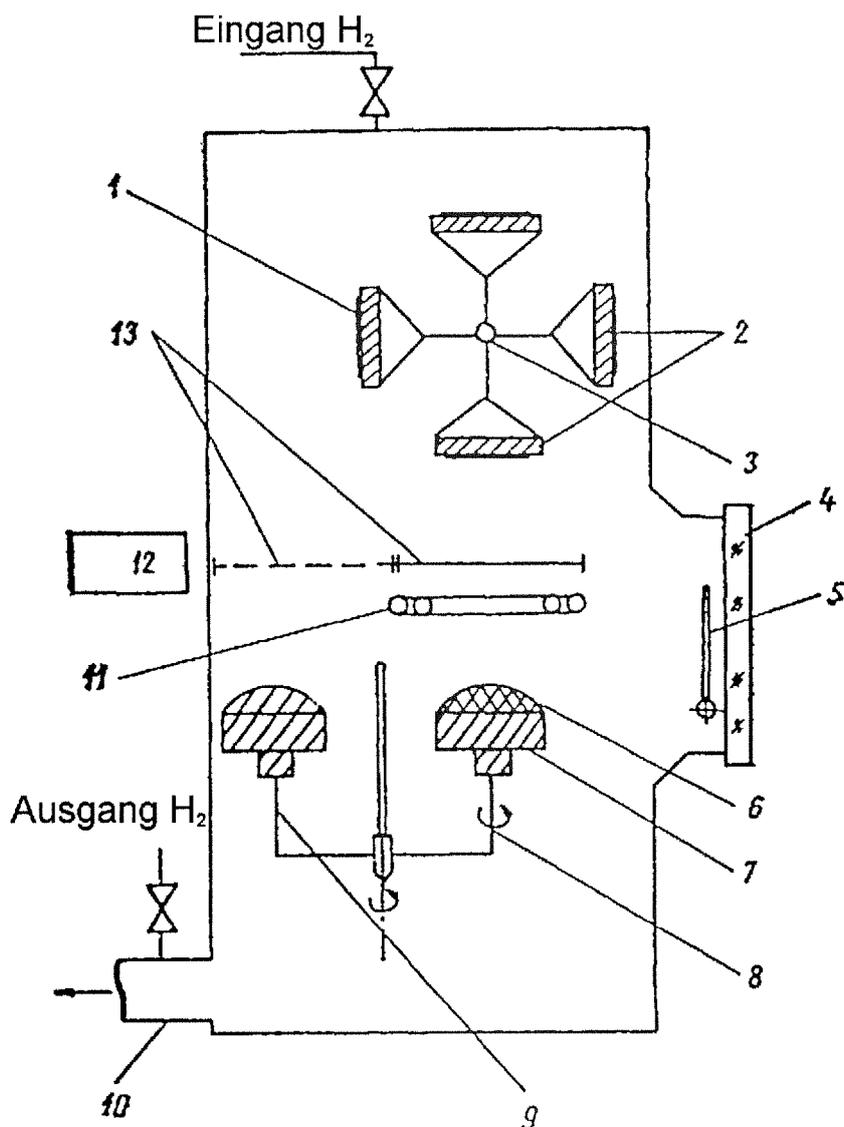


Abb. 14. Aufbau der Kristallisationskammer für die Bearbeitung der Substratoberflächen und die Schichtabscheidung:

1-Substrat; 2-Podeste; 3-Drehsystem für die Substrathalter; 4-Beobachtungstubus; 5-drehbares Schutzglas; 6-Siliziumschmelze; 7-Silizium-feste Phase; 8-Arbeitsquelle; 9-Reservequelle; 10-Rohr zur Vakuumpumpe; 11-HF-Induktor; 12-Magnet zur Shuttersteuerung; 13-Stellungen des Shutters.

Durch Regulierung des Abstandes zwischen dem Induktor des HF-Generators, dem Substrat und der Verdampfungsquelle kann man gleichzeitig gewährleisten, daß sich auf der Stirnseite des Siliziumblocks eine Schmelze bildet, die durch Oberflächenspannungskräfte festgehalten wird und daß die erwünschte Substrattemperatur in den Grenzen von 600-1300°C erreicht wird. Zwischen dem Substrat und den Induktorwicklungen ist ein Shutter installiert, der den Siliziumatomen in der Vorbereitungsperiode des Versuchs den Zugang zum Substrat verwehrt. Die Shutterbewegung wird durch einen Dauermagneten realisiert, der sich außerhalb der Kammer befindet. Die Temperaturkontrolle erfolgt pyrometrisch über den Beobachtungstubus mit drehbarem Schutzglas. Je nach Bedarf kann die Kristallisationskammer entweder mit Wasserstoff gefüllt oder evakuiert werden.

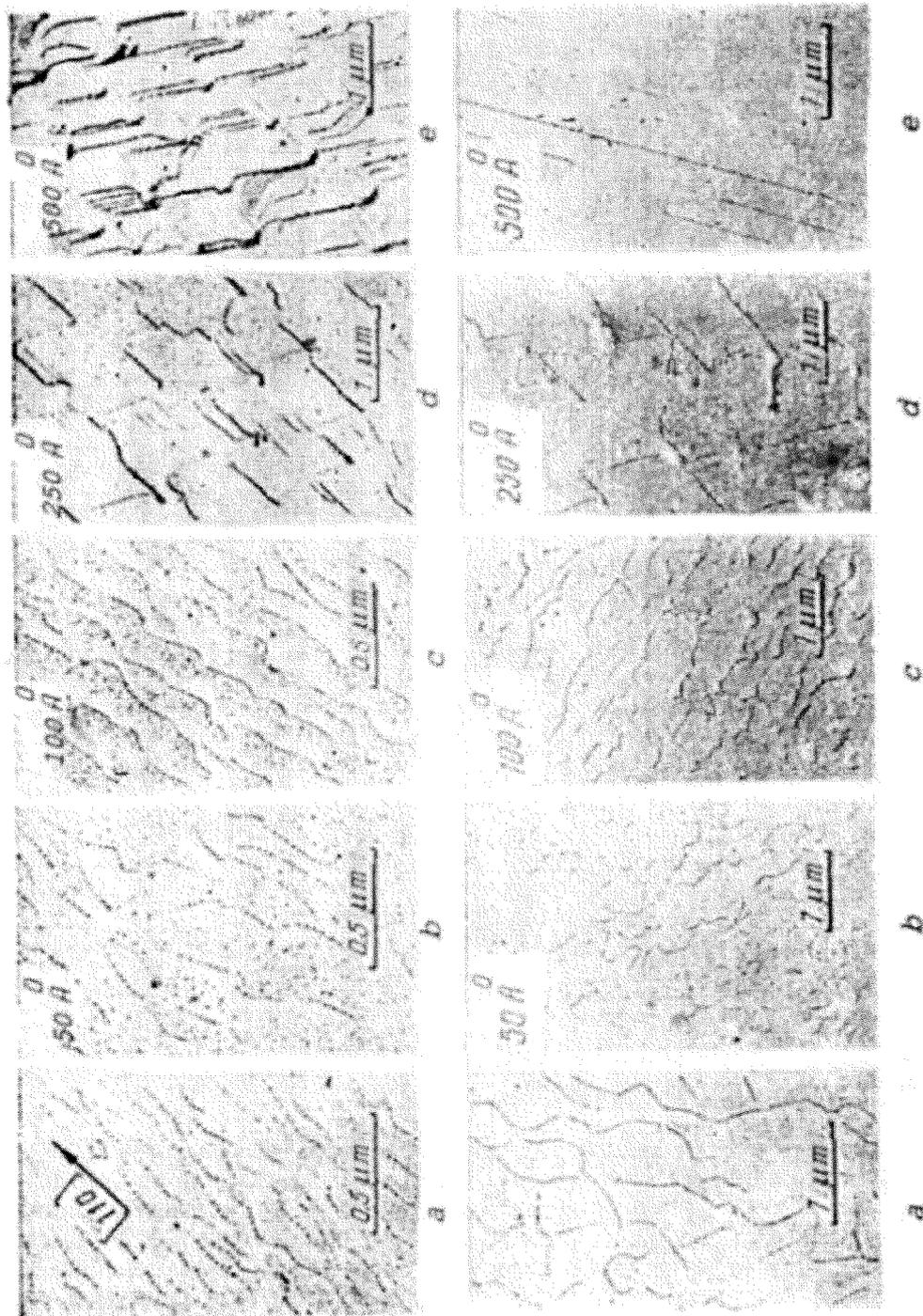


Abb. 15. Substratoberflächen (a) und Schichten (b-e), die unter Verwendung von hochreinem (obere Aufnahmen) und angefeuchtetem (untere Aufnahmen) Wasserstoff gezüchtet wurden.

Im Arbeitsverlauf wurden Siliziumepitaxieschichten mit unterschiedlicher Dicke (50, 100, 250, 500 Å) und derselben Wachstumsgeschwindigkeit (50 ± 5 Å/min) bei einer Temperatur von 800°C gezüchtet. In diesem Versuchszyklus wurden Substrate für die elektronenmikroskopische Untersuchung vorbereitet, deren Oberflächen unter verschiedenen Bedingungen bearbeitet wurden. Außerdem wurden Proben mit einer Dicke von $4 \mu\text{m}$ für die Messung der elektrophysikalischen Schichtparameter erzeugt.

Zur Bestimmung der Wachstumsgeschwindigkeit wurde bei den Kontrollproben während der Epitaxie ein Teil der Oberfläche mit einem dünnen Band aus schwerschmelzbarem Material maskiert. Nach Beendigung des Wachstumsprozesses hatte sich an der Oberfläche der Platte eine genügend deutliche, lange Stufe gebildet, deren Höhe mit Hilfe des mehrstrahligen Interferenzmikroskops MII-11 (Meßgrenzen von 1 bis 0,005 μm) bestimmt wurde. Auch die Dauer des Schichtwachstumsprozesses bei der Herstellung der Kontrollmuster variierte. Die Wachstumsgeschwindigkeit blieb für breite Meßbereiche der Epitaxiezeit relativ konstant:

Nr. der Probe	Wachstumszeit, min	Schichtdicke, Å	Errechnete Wachstumsgeschwindigkeit, Å/min
1	10	500	50,0
2	13	630	48,3
3	15	800	52,6
4	260	12000	46,0

Die Probendicke wurde nach der Größe des Stapelfehlerdreiecks auf dem metallographischen Mikroskop MIM-7 bei einer Vergrößerung von 1440 errechnet.

In den Anfangswachstumsstadien der Homoepitaxie in einem Vakuum von $6,5 \cdot 10^{-4}$ Pa wurde die Schichtoberfläche mit Hilfe der Kohlenstoffabdruckverfahren* unter Anwendung einer kleinwinkligen Goldabscheidung und mit Hilfe der Transmissionselektronenmikroskopie (UEM-150) untersucht.

Es wurde festgestellt, daß sich nach der thermischen Ätzung in Reinstwasserstoffatmosphäre keine Ätzstufen zeigten, es entstand eine glatte Oberfläche mit Unebenheiten von 100 Å Höhe (Abb. 15). Im Anfangsstadium des Schichtwachstums ist eine Koaleszenz flacher, abgegrenzter Inseln zu beobachten (Abb. 15 b, e), die nicht höher als 30 Å sind; das weitere Schichtwachstum führt zu ihrer Ausdehnung und zum Höhenwachstum, zur Vereinigung und Herausbildung von Mikro- und Makrostrukturen (c, d) vorwiegend mit der Richtung (110) und letztendlich zur Glättung des Schichtreliefs (e).

Abb. 15 zeigt die mit dem Transmissionsgitter-Verfahren beobachteten Schichtoberflächen nach der thermischen Ätzung in angefeuchtetem Wasserstoff. Auf der Fotografie sind die unregelmäßigen Ätzstufen zu sehen. Das Schichtwachstum läuft auf der Oberfläche nach dem Schichtmechanismus ab, beginnend bei den unmittelbaren Anfangsstadien (Abb. 15, b-e).

Unabhängig von der Bearbeitung der Substrate vor der Epitaxie ist auf der Oberfläche der Substrate und Schichten, entsprechend den Ergebnissen des RHEED-ex-situ-Verfahrens, polykristallines Silizium- β -Karbid vorhanden. Auf den elektronenmikroskopischen Aufnahmen (Abb. 15 d, e) ist deutlich zu sehen, daß Siliziumkarbideinschlüsse die geradlinige Entwicklung der Wachstumsstufen bremsen. Die Dichte der beobachteten Karbidteilchen liegt bei $\sim 10^9$ cm^{-2} .

Eine Glättung des Schichtreliefs bei einer Dicke von 500 Å wurde im Unterschied zur ersten Versuchsserie nicht beobachtet. Die Höhe der Makrostufen ergibt sich aus der Höhe der Karbidteilchen, deren Mittelwert bei 200 Å liegt. Im

* Von der Schichtoberfläche wurde ein Abdruck in amorphem Kohlenstoff gemacht, an Hand dieses Abdrucks konnte das Oberflächenrelief mikroskopisch untersucht werden. (d. Ü.)

weiteren Wachstumsverlauf wächst das Schichtrelief zu und glättet sich. Bei der Bearbeitung in Reinstwasserstoff kommt es schon bei einer Dicke von 500 Å zur Glättung des Reliefs an der Schichtoberfläche.

Mit Hilfe der Transmissions-Elektronenmikroskopie wurden innerhalb der Empfindlichkeitsgrenzen der Methode in beiden Fällen der Substratbearbeitung keine Strukturdefekte festgestellt.

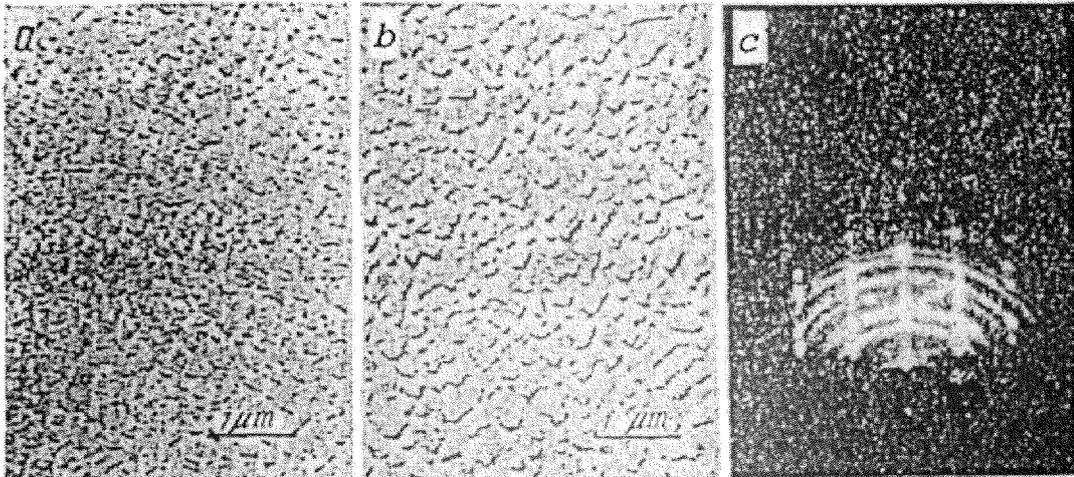


Abb. 16. Oberfläche von Schichten mit einer Dicke von 50 Å (a) und 100 Å (b), die ohne thermische Ätzung gezüchtet wurden und RHEED-Muster der Schicht

Zum Vergleich zeigt Abb. 16 a, b die Untersuchungsergebnisse der Transmissionsgitter-Methode und des RHEED-ex-situ-Verfahrens für die Anfangsstadien des Schichtwachstums auf Substraten, bei denen keine thermische Ätzung vorgenommen wurde. Man sieht, daß das Schichtwachstum durch die Bildung, Entwicklung und Koaleszenz von dreidimensionalen, leicht abgegrenzten Inseln mit einer Höhe von 50 bis 300 Å hervorgerufen wird, bei einer effektiven Schichtdicke von 100 Å, einer Dichte von 10^9 cm^{-2} und Durchmessern von 1000 bis 3000 Å. Es muß darauf hingewiesen werden, daß in diesen Schichten Einschlüsse von polykristallinem Silizium und Zwillingsbildung zu beobachten sind (Abb. 16 c).

In der Tabelle werden die elektrophysikalischen Parameter von dicken Schichten dargestellt, die unter Anwendung von hochreinem (h.r.) oder feuchtem (f) Wasserstoff erzeugt wurden (n -Typ der Leitfähigkeit).

Tabelle **Gegenüberstellung der Werte für die Trägerbeweglichkeit bei dünnen Silizium-Epitaxieschichten und Volumenmaterial**

Substrat (Bearbeitung)	Wachstums- temperatur, °C	Schichtdicke, μm	Spezifischer Widerstand, Ω-cm	Orientierung	Beweglichkeit, cm^2/Vs	
					in Epitaxie- schichten	im Einkristall
KDA-0,9 (f)	800	4,0	0,28	(111)	820	980
KDB-0,5 (f)	800	3,7	1,10	(111)	1030	1200
KDB-0,5 (h.r.)	800	3,8	2,20	(111)	1060	1300
KDA-0,9 (h.r.)	800	3,7	6,40	(111)	1000	1300
KDB-10	750	4,1	0,57	(100)	1020	1140
KDB-10	750	4,0	1,00	(100)	1060	1200
KDB-10	750	4,2	2,80	(100)	1300	1300
KDB-10	750	4,0	5,70	(100)	1100	1320

Die Bearbeitung der Substratoberfläche mit Silizium und reinem oder angefeuchtetem Wasserstoff vor der Epitaxie in einem Vakuum von $6,5 \cdot 10^{-4}$ Pa spielt also eine wesentliche Rolle im Anfangsstadium des Wachstums. Im weiteren Verlauf gewährleistet sie glattere Schichtoberflächen, eine perfekte Oberflächenmorphologie, defektfreie Kristallstruktur und hohe Beweglichkeit der Ladungsträger in 3-4 μm dicken Schichten.

Literatur

- [30] Овсянников, М. И.; Логинова, Г. Р.; Рубцова, Р. А.; "Кристаллография", 1970, т. 15, №. 6, с. 1261.
Ovsjannikov, M. I.; Loginova, R. G.; Rubcova, R. A.: Avtoépitaksial'nye sloi kremnija, polučennye sublimaciej v vakuume iz vysokolegированных бором iztočnikov. In: Kristallografija, Moskva, 15 (1970), Heft 6, s. 1261-1262.
Engl: Autoepitaxial Silicon Layers Produced by Vacuum Sublimation from Sources Heavily Doped with Boron. In: Soviet Physics-Crystallography/ American Institute of Physics. New York, vol. 15, n. 6, S.1105-1106.
- [31] Дистлер, Г. И.; Власов, В. П.: "Кристаллография", 1971, т. 16, с. 633.
Wahrscheinlich: Vlasov, V. P.; Distler, G. I.: Otsutstvie orientacii pervičnych zarodyšej pri épitaksial'nom roste AgCl i PbS. In: Kristallografija, Moskva, 16 (1971), S. 663-664.
Vlasov, V. P.; Distler, G. I.: Lack of Orientation in Primary Nuclei in Epitaxial Growth of AgCl and PbS. In: Soviet Physics-Crystallography. 16 (1971), S. 578-579. /Engl./ (bezieht sich auf das russische Original mit der Seitenzahl 663-664.)
- [32] Hirth, J. P.; Hruska, S. J.; Pound, G. M.: Single Crystal Films. M. N. Francombe, H. Sato. Eds. Pergamon Press. London, 1964.
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. S. 9-29. /Engl./
- [33] Moazed, K. L.: Uses of Thin Films in Physical Investigations. J. C. Anderson. Eds. Acad. Press, Inc. London, 1966, p. 203.
Moazed, K. L.: The Application of the Theory of Heterogeneous Nucleation to Epitaxy. In: The Use of Thin Films in Physical Investigations, London and New York: Academic Press, 1966, pp. 203-212. /Engl./
- [34] Hirth, J. P.; Moazed, K. L.: Phys of Thin Films. G. Hass, R. E. Thun. Eds. Acad. Press. Inc. N. Y., 1967.
Hirth, J. P.; Moazed, K. L.: Nucleation Processes in Thin Film Formation. In: Physics of Thin Films. New York and London: Academic Press, 1967, vol. 4, p. 97 - 136. /Engl./

- [35] Phodin, T. N.; Waltan, D.: Single Crystal Films. M. N. Francombe, H. Sato. Eds. Pergamon Press, London, 1964, p. 31.
Rhodin, T. N.; Walton, D.: Nucleation of Oriented Films. In: Single Crystal Films. M. N. Francombe, H. Sato. Eds. Pergamon Press. London, 1964, p. 31-41. /Engl./
- [36] Phodin, T. N.: Uses of Thin Films in Physical Investigations. J. C. Anderson. Eds. Acad. Press. Inc. London, 1966, p. 187.
Rhodin, T. N.: Nucleation and Growth on Solid Surfaces: Theory and Application. In: The Use of Thin Films in Physical Investigations, London and New York: Academic Press, 1966, pp. 187-201. /Engl./
- [37] Neugebauer, C. A.: Phys. of Thin Films. G. Hass, R. E. Thun. Eds. Acad. Press. Inc. N. Y., 1964, p. 1.
Neugebauer, C. A.: Structural Disorder Phenomena in Thin Metal Films. In: Physics of Thin Films/ Ed. by G. Hass and R. E. Thun, New York, London: Academic Press, vol. 2, 1964, pp. 1-62. /Engl./
- [38] Pashley, D. W.: Thin Films. H. G. F. Welmsdorf. Eds. Amer. Soc. Metal. Cleveland, 1964, p. 59.
Pashley, D. W.: The Growth and Structure of Thin Films. In: Thin Films./American Society for Metals. Ohio: Metals Park, 1964, S. 59-98. /Engl./
- [39] Pashley, D. W.: Adv. Phys., 1956, vol. 5, p. 173; 1965, vol. 14, p. 327.
a) Pashley, D. W.: The Study of Epitaxy in Thin Surface Films. In: Advances in Physics. London: Taylor & Francis, vol. 5, p. 173 - 240. /Engl./
b) Pashley, D. W.: The Nucleation, Growth, Structure and Epitaxy of Thin Solid Surface Films. In: Advances in Physics. London: Taylor & Francis, 1965, vol. 14, p. 327 - 416. /Engl./
- [40] Pashley, D. W.: Rep. Prog. Phys., 1965, vol. 25, p. 219.
Pashley, D. W.: The Direct Observation of Imperfections in Crystal. In: Reports on Progress in Physics. London, 1965, vol. XXVIII, S. 291 - 330. /Engl./
- [41] Neugebauer, C. A.: Handbook of Thin Film. Technology. L. I. Maissel, R. Gland. Eds. Mc. Graw-Hill Book Co., N. Y., 1969.
Neugebauer, C. A.: Condensation, Nucleation and Growth of Thin Films. In: Handbook of Thin Film Technology/ Leon I. Maissel and Reinhard Glang, New York: Mc Graw-Hill, 1970, pp. 8-3 bis 8-44. /Engl./
- [42] Frenkell, J. L. Phys., 1924, vol. 26, p. 117.
Frenkel, J.: Theorie der Adsorption und verwandter Erscheinungen. In: Zeitschrift für Physik. Berlin: Springer; Braunschweig: F. Vieweg & Sohn AG; 26 (1924), S. 117-138.

- [43] Lewis, B.: Thin Films, 1968, vol. 2, p. 353.
Lewis, B.: Condensation of Zinc Under Conditions of Vapour Accumulation. In: Thin Solid Films, Lausanne: Elsevier Sequoia S. A., 2 (1968), pp. 353-362. /Engl./
- [44] Walton, D. J.: Chem. Phys., 1962, vol. 37, p. 2182.
Walton, D.: Nucleation of Vapor Deposits. In: The Journal of Chemical Physics. Lancaster Pa. and New York, 37 (1962), pp. 2182-2188. /Engl./
- [45] Walton, D.; Rhodin, T. N.; Rollins, R. W. : J. Chem. Phys., 1963, vol. 38, p. 2698.
Walton, D.; Rhodin, T. N.; Rollins, R. W.: Nucleation of Silver on Sodium Chloride. In: The Journal of Chemical Physics. Lancaster Pa. and New York, 38 (1963), pp. 2698-2704. /Engl./
- [46] Lewis, B.; Campbell, D. S.: J. Vac. Sci. Technol., 1967, vol. 4, p. 209.
Lewis, B.; Campbell, D. S.: Nucleation and Initial-Growth Behavior of Thin-Film Deposits. In: The Journal of Vacuum Science and Technology, New York: American Institute of Physics, 4 (1967), pp. 209-218. /Engl./
- [47] Poppa, H. J.: Appl. Phys., 1967, vol. 38, P. 3883.
Poppa, H.: Heterogeneous Nucleation of Bi and Ag on Amorphous Substrates (*In Situ* Electron Microscopy Studies). In: Journal of Applied Physics/ American Institute of Physics, New York, 38 (1967), pp. 3883-3894. /Engl./
- [48] Ball, D. J.; Venables, J. A.: Vac. Technol., 1969, vol. 6, p. 468.
Ball, D. J.; Venables, J. A.: An Experimental Test of Nucleation Theory: Formation of Rare Gas Crystals. In: The Journal of Vacuum Science and Technology, New York: American Institute of Physics, 6 (1969), pp. 468-471. /Engl./
- [49] Poppa, H. J.: Vac. Sci. Technol., 1965, vol. 2, p. 42.
Poppa, H.: Progress in the Continuous Observation of Thin-Film Nucleation and Growth Processes by Electron Microscopy. In: The Journal of Vacuum Science and Technology, New York: American Institute of Physics, 2 (1965), pp. 42-48. /Engl./
- [50] Halpern, V.: Brit. J. Appl. Phys., 1967, vol. 18, p. 163.
Halpern, V.: A Theory of Orientation Effects in Nucleation on a Crystalline Substrate. In: British Journal of Applied Physics, London: Institute of Physics, 18 (1967), pp. 163-173. /Engl./
- [51] Zinsmeister, G.: Vacuum, 1966, vol. 16, p. 529.
Zinsmeister, G.: A Contribution to Frenkel's Theory of Condensation. In: Vacuum. Oxford, London, Edinburgh, New York, Paris, Frankfurt: Pergamon Press, 1966, vol. 16, p. 529-535. /Engl./

[52] Zinsmeister, G.: Thin Solid Films, 1969, vol. 2, p. 497.

Zinsmeister, G.: Theory of Thin Film Condensation. Part B: Solution of the Simplified Condensation Equation. In: Thin Solid Films, Lausanne: Elsevier Sequoia S.A., 2 (1968), p. 497-507. /Engl./

[53] Palmberg, P. W.; Rhodin, T. N.; Todd, C. J.: Appl. Phys. Lett., 1967, vol. 10, p. 122.

Palmberg, P. W.; Rhodin, T. N.; Todd, C. J.: Low-Energy Electron Diffraction Studies of Epitaxial Growth of Silver and Gold in Ultrahigh Vacuum. In: Applied Physics Letters/ American Institute of Physics, Knoxville, Tenn., 10 (1967), p. 122-124. /Engl./

[54] Stirland, D. J.: Thin Solid Films, 1968, vol. 1, p. 447.

Stirland, D. J.: Some Observations on the Structure of Gold Deposits on Rocksalt Substrates. In: Thin Solid Films, Amsterdam: Elsevier Publishing Company, 1 (1967), p. 447-473. /Engl./

[55] Pashley, D. W.; Stowell, M. J.; Jacobs, M. H.; Law, T. J.: Phil. Mag., 1964, vol. 10, p. 127.

Pashley, D. W.; Stowell, M. J.; Jacobs, M. H.; Law, T. J.: The Growth and Structure of Gold and Silver Deposits Formed by Evaporation Inside an Electron Microscope. In: The Philosophical Magazine, London: Taylor and Francis, 10 (1964), S. 127-158. /Engl./

[56] Pashley, D. W.; Stowell, M. J.: J. Vac. Sci. Technol., 1966, vol. 3, p. 156.

Pashley, D. W.; Stowell, M. J.: Nucleation and Growth of Thin Films as Observed in the Electron Microscope. In: The Journal of Vacuum Science and Technology/ American Institute of Physics, New York, 3 (1966), pp. 156-166. /Engl./

[57] Гриднева, Г. Б.; Чупров, В. П.; Арушанов, А. Я.; Юматов, К. А.: Электронная техника, серия 14, 1970, вып. 5, с. 131-134.

Гриднева, Г. Б.; Чупров, В. П.; Арушанов, А. Я.; Юматов, К. А.: Электронная техника, серия 14, 1970, вып. 5, с. 131-134.

Gridneva, G. N.; Čuprov, V. N.; Arušanov, A. Ja.; Jumatov, K. A.: Sverchvysokovakuumnaja ustanovka dlja isparenija poluprovodnikov i metallov s pomošč'ju élektronnogo luča. In: Élektronnaja tehnika. Serija 14. Materialy/ Ministerstvo élektronnoj promyšlennosti SSSR. Moskva, 5 (1970), S. 131-134./Ultrahochvakuumanlage für die Verdampfung von Halbleitern und Metallen mit Hilfe eines Elektronenstrahls; russ./

[58] Толomasов, В. А.; Абросимова, Л. Н.; Горшенин, Т. Н.: Кристаллография, 1970, т. 15, вып. 6, с. 1233.

Tolomasov, V. A.; Abrosimova, L. N.; Goršenin, G. N.: Polučenie épitaksial'nych sloev kremnija *n*-tipa sublimaciej v vakuume. In: Kristallografija, Moskva, 15 (1970), S. 1233-1238.

Engl.: Epitaxial Films of n-Type Silicon Obtained by Vacuum Sublimation. In: Soviet Physics. Crystallography/ publ. by the American Institute of Physics. New York u. a., 1971, vol. 15, No. 6, p. 1076 - 1080.

[59] Кузнецов, В. П.; Постников, В. В.: Кристаллография, 1969, т. 14, вып. 3, с. 529.

Kuznecov, V. P.; Postnikov, V. V.: Nekotorye svojstva épitaksial'nych sloev Si, polučennyh sublimaciej v vakuume iz istočnikov, legirovannyh As i P. In: Kristallografija, Moskva, 14 (1969), S. 529-531. Engl.: Various Properties of Epitaxial Films of Si Obtained by Sublimation in Vacuum from Sources Doped with As and P. In: Soviet physics. Crystallography/ publ. by the American Institute of Physics. New York u. a., 1969, vol. 14, No. 3, pp. 441 - 443.

[60] Кузнецов, В. П.; Рубцова, В. А.; Сергиевская, Т. Н.; Постников, В. В.: Кристаллография, 1971, т. 16, вып. 2, с. 432-436.

Kuznecov, V. P.; Rubcova, V. A.; Sergievskaja, T. N.; Postnikov, V. V.: Sloi kremnija, polučennye sublimaciej v vakuume pri temperature 600-1000°C iz istočnikov, legirovannyh P, As, Sb. In: Kristallografija, 1971, t. 16, vyp. 2, s. 432-436.

Engl.: Silicon Films Obtained by Vacuum Sublimation at 600-1000°C from Sources Doped with Phosphorus, Arsenic and Antimony. In: Soviet Physics. Crystallography/ publ. by the American Institute of Physics. New York u. a., 1971, vol. 16, No. 2, p. 356 - 360.

[61] Кузнецов, В. П.; Постников, В. В.: Кристаллография, 1974, т. 19, вып. 2, с. 348

Kuznecov, V. P.; Postnikov, V. V.: O perenose primesej P, As, Al iz istočnikov kremnija v sloi, polučennye sublimaciej v vakuume. In: Kristallografija, 19 (1974), Heft 2, S. 348. (S. 346-351)

Engl.: Transfer of the Impurities P, As and Al from Silicon Sources into Films Obtained by Vacuum Sublimation. In: Soviet Physics. Crystallography/ publ. by the American Institute of Physics. New York u. a., 1974, vol. 19, No. 2, p. 211 - 213.

[62] König, U.; Kibbel, H.; Kasper, E.: Vac. Sci. Technol. 1979, vol. 16 (4), p. 985-989.

König, U.; Kibbel, H.; Kasper, E.: Si-MBE: Growth and Sb doping. In: Journal of Vacuum Science & Technology. New York, 1979, vol. 16 (4), p. 985-989. /Engl./

[63] Shiraki, Y.; Katayama, Y.; Kobayashi, K.; Komatsubara, K.: J. Cryst. Growth, 1978, vol. 45, p. 287-291.

Shiraki, Y.; Katayama, Y.; Kobayashi, K.; Komatsubara, K.: Molecular Beam and Solid-Phase Epitaxies of Silicon under Ultra-High Vacuum. In: Journal of Crystal Growth. Amsterdam: North-Holland Publishing Company, 1978, vol. 45, 287-291. /Engl./

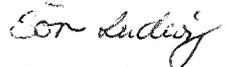
[64] Cho, A. Y.: J. Vac. Sci. Technol., 1969, vol. 16 (2), p. 275-284.
Cho, A. Y.: Recent Developments in Molecular Beam Epitaxy (MBE). In: Journal of Vacuum Science & Technology. New York, 1979, vol. 16 (2), p. 275-284. /Engl./

[65] Becker, G. E.; Bean, J. C.: J. Appl. Phys., 1977, vol. 8, p. 3395-3399.
Becker, G. E.; Bean, J. C.: Acceptor Dopants in Silicon Molecular-Beam Epitaxy. In: Journal of Applied Physics/ publ. by the American Institute of Physics. New York, 1977, vol. 8, p. 3395-3399. /Engl./

[72] Inoue, M. J.: J. Appl. Phys., 1972, Nr. 11, p.1147-1152.
Inoue, M.: Etching of Germanium with Water Vapor. In: Japanese Journal of Applied Physics, Tokyo, 11 (1972), pp. 1147-1152. /Engl./

Stuttgart, den 21. 04. 1999

Übersetzt von:


Sören Ludwig


Ottmar Pertschi
(Diplomübersetzer)