



UNTERSUCHUNG VON DÜNNEN AU-SCHICHTEN MIT
GERINGER RAUHEIT AUF EINER Si(100)-OBERFLÄCHE

BACHELORARBEIT

IM
STUDIENGANG
“BACHELOR OF SCIENCE”
IM FACH CHEMIE

AN DER FAKULTÄT FÜR CHEMIE UND BIOCHEMIE
DER RUHR-UNIVERSITÄT BOCHUM

VON
HENDRIK ELSNER
AUS ESSEN

BOCHUM, 2015

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Theoretische Grundlagen	2
2.1	Rastersondenmikroskopie	2
2.2	Rasterkraftmikroskopie	2
2.3	Schichtwachstum	5
3	Verwendete Apparaturen	9
4	Präparation	10
4.1	Bedampfen der Proben mit Titan/Gold	10
4.2	Nachheizen der Proben	12
4.3	Untersuchung der Proben	12
5	Ergebnisse	13
5.1	Untersuchung der Silicium- und der Titanoberfläche	13
5.2	Abhängigkeit der Rauheit von der Aufdampfrate	13
5.3	Abhängigkeit der Rauheit von der Temperatur des Wafers beim Aufdampfen	16
5.4	Abhängigkeit der Rauheit vom Nachheizen der Proben	19
5.5	Lichtmikroskopische Untersuchung der Oberfläche	22
6	Zusammenfassung der Ergebnisse	27
7	Ausblick	27
	Abbildungsverzeichnis	29
	Literatur	31

1 Einleitung

Um unter anderem die Struktur von Molekülen experimentell zu untersuchen, besteht neben der Kristallstrukturanalyse und der spektroskopischen Strukturaufklärung (Kernresonanzspektroskopie, Massenspektrometrie, Infrarot/Raman-Spektroskopie) die Möglichkeit, Moleküle mittels Rastersondenmikroskopie zu analysieren [1][2][3]. Damit ist es möglich, einzelne, nicht periodische Strukturen zu untersuchen. Darüber hinaus können auch spektroskopische Informationen im submolekularen Bereich gewonnen werden [4]. Um ein Molekül mittels Rastersondenmikroskopie zu untersuchen, ist es notwendig das Molekül auf einer chemisch inerten Oberfläche zu platzieren, damit das Molekül nicht mit der Oberfläche reagiert. Sollen Messungen mit einem Rastertunnelmikroskop durchgeführt werden, so muss die Oberfläche zudem elektrisch leitend sein. Eine Goldoberfläche ist sowohl chemisch inert, als auch elektrisch leitend. In dieser Arbeit wird das Gold mittels Molekularstrahl-epitaxie (MBE) auf ein Substrat aufgedampft. Damit das gesamte System elektrisch leitend ist, wird als Substrat ein Si(100)-Wafer verwendet. Es ist bekannt, dass beim Wachstum einer Goldschicht auf einer Siliciumoberfläche diese nicht vollständig bedeckt wird. Deswegen wird eine Zwischenschicht aus Titan verwendet, da es sowohl gut an der Gold- als auch an der Siliciumoberfläche haftet.

In dieser Arbeit wurde ein System aus einem Si(100)-Wafer mit einer 8 nm dicken Titanschicht und einer 150 nm dicken Goldschicht untersucht. Bereits bekannt ist, dass die Oberfläche der Goldschicht in diesem System nicht glatt ist, sondern dreidimensionale Strukturen auf der Oberfläche existieren wodurch die Oberfläche rau wird.

Eine auf atomarer Ebene glatte Goldoberfläche ist nötig, damit eine Messung mittels Rastersondenmikroskopie nicht durch die Rauheit der Oberfläche beeinflusst wird und um die Anzahl der möglichen Fehlerquellen zu reduzieren [1]. Ziel dieser Arbeit war es daher, die Goldoberfläche durch Variation verschiedener Parameter zu glätten.

Dabei wurden die Gold-Aufdampfrate, die Temperatur des Wafers beim Aufdampfen der Schichten und die Temperatur sowie die Dauer des Nachheizens verändert. Anschließend wurde die Goldoberfläche mit einem Rasterkraftmikroskop untersucht und die Rauheit der Oberfläche ermittelt.

2 Theoretische Grundlagen

Ziel dieser Arbeit war die Herstellung einer glatten Goldoberfläche mit niedriger Rauheit. Mittels Rasterkraftmikroskopie (engl. AFM; *atomic force microscopy*) wurde die Topographie der Oberfläche untersucht und die Rauheit mit dem Programm WSxM [5] bestimmt.

2.1 Rastersondenmikroskopie

Die Rastersondenmikroskopie (engl. SPM; *scanning probe microscopy*) wird zur Untersuchung von Oberflächen verwendet. Dabei wird eine Sonde in geringem Abstand zur Oberfläche über die Probe gerastert, so dass Sonde und Oberfläche miteinander wechselwirken [6]. Da diese Wechselwirkungen nur über Distanzen von 0 nm (direkter Kontakt) bis hin zu wenigen Nanometern messbar sind, ist es nötig, die Sonde entsprechend nah an der Oberfläche der Probe zu halten. Um den Abstand zwischen Sonde und Oberfläche auch bei Höhenvariationen auf atomaren Skalen (Rauheit der Oberfläche) gering zu halten, wird dieser mit Hilfe einer Rückkopplungsschleife konstant gehalten. Mit Hilfe einer solchen Regelungstechnik ist es möglich, trotz des geringen Abstands der Sonde zur Probe, Höhenunterschiede bis hin zu einigen 100 μm zu untersuchen [4]. Bei der Rastersondenmikroskopie werden Auflösungen im Bereich der atomaren Skala erzielt. Neben der im nächsten Abschnitt beschriebenen Rasterkraftmikroskopie gibt es noch weitere Arten der Rastersondenmikroskopie, z.B. die Rastertunnelmikroskopie (STM; *scanning tunnel microscopy*) [7] oder die Magnetkraftmikroskopie (MFM; *magnetic force microscopy*) [8].

2.2 Rasterkraftmikroskopie

Bei der Rasterkraftmikroskopie handelt es sich um eine Art der Rastersondenmikroskopie. Rasterkraftmikroskopie kann, im Gegensatz zur Rastertunnelmikroskopie, auch bei nichtleitenden Oberflächen eingesetzt werden und ermöglicht die Untersuchung der Topographie einer Oberfläche. Als Sonde dient eine an einem Hebelarm befestigte Spitze. Diese wird über die Oberfläche der zu untersuchenden Probe gerastert. Die Form der Spitze kann mit Hilfe eines Kreiskegelstumpfes angenähert werden. Die Spitze verjüngt sich zur Probe hin. Die charakteristische Größe der Spitze ist dabei der untere Radius des Kreiskegelstumpfes. Zwischen der Spitze und der zu untersuchenden Oberfläche treten Kräfte auf, die repulsiv oder attraktiv sein können. Die potentielle Energie U in Abhängigkeit vom Abstand r kann

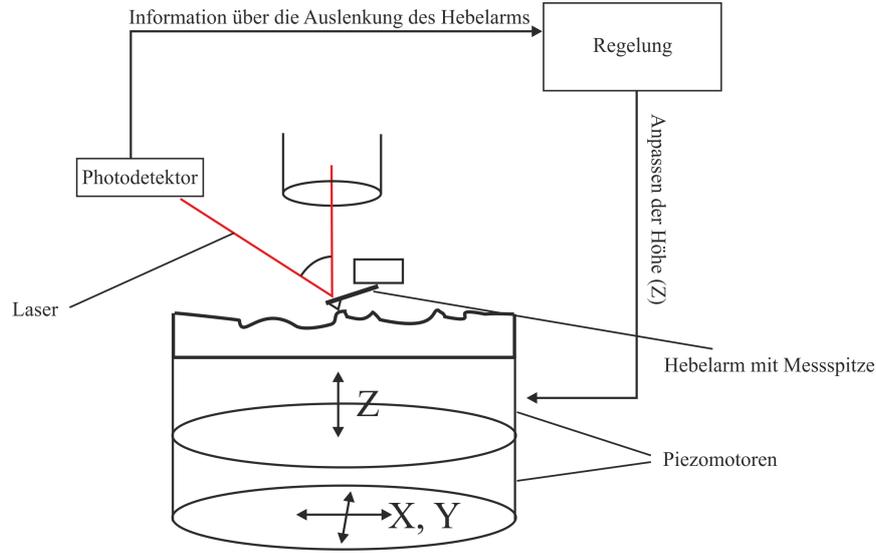


Abbildung 1: Schematische Darstellung einer Rückkopplungsschleife am Beispiel der Rasterkraftmikroskopie. Eine Änderung in der Höhe der Oberfläche resultiert in einer Veränderung des Winkels in dem der Laserstrahl reflektiert wird. Die Änderung der Höhe wird erfasst und über die Regelung wird die Position der Spitze mit Hilfe der Piezomotoren entsprechend angepasst.

durch das Lennard-Jones-Potential beschrieben werden (s. Abb. 2):

$$U(r) = 4\epsilon \left[\left(\frac{r_0}{r} \right)^{12} - \left(\frac{r_0}{r} \right)^6 \right] \quad [9] \quad (1)$$

Dabei ist der Einfluss der repulsiven Wechselwirkungen im Bereich $r < 2^{1/6}r_0$ größer, während der Einfluss der attraktiven Wechselwirkungen im Bereich $r > 2^{1/6}r_0$ größer ist. Das Minimum der potentiellen Energie an der Stelle $r = 2^{1/6}r_0$ entspricht dem Gleichgewichtsabstand. Der Abstand r der Spitze des AFMs zur Probe liegt in der Nähe des Minimums des Lennard-Jones-Potentials.

Um die auftretenden Kräfte zu messen, wird ein Laserstrahl auf die Spitze des Hebelarms gerichtet (s. Abb. 1). Ändert sich die auf die Spitze wirkende Kraft durch die Beschaffenheit der Oberfläche, so verbiegt sich der Hebelarm. Dadurch ändert sich der Winkel, in dem der Laserstrahl reflektiert wird. Diese Änderung wird mit Hilfe eines Photodetektors erfasst (s. Abb. 3).

Alternativ kann zur Messung der auf die Spitze wirkenden Kraft auch ein Piezoelement verwendet werden, dessen Spannung sich bei einer Krümmung des Hebelarms ändert [10].

Je nach Anforderung können bei der Rasterkraftmikroskopie verschiedene Modi zur Messung eingesetzt werden. In dieser Arbeit wird der geregelte Kontakt-Modus (*constant force*) verwendet. Bei diesem Modus wird die auf die Spitze wirkende Kraft konstant gehalten und der Abstand zwischen Spitze und Probe entsprechend angepasst (s. Abb. 1). Bei dieser Betriebsart kommen Probe und Spitze in direkten physischen Kontakt, so dass Spitze oder Probe beschädigt werden können. Diese Messmethode ist im Vergleich zum Nicht-Kontakt-Modus unempfindlicher gegenüber Störungen, wie z.B. Erschütterungen oder Schallwellen [11]. Neben dem Kontakt-Modus ist es auch möglich mit Hilfe des Nicht-Kontakt-Modus zu messen. Dabei wird statt des Hebelarms ein Federbalken verwendet, welcher zum Schwingen angeregt wird. Durch die bei der Messung auftretenden Kräfte wird diese Schwingung beeinflusst. Dabei ist von Vorteil, dass kein mechanischer Kontakt zwischen Probe und Spitze hergestellt wird. So verringert sich gegenüber dem Kontakt-Modus die Wahrscheinlichkeit, dass Probe oder Spitze beschädigt werden. Allerdings erfordert dieser Modus, dass die Messung im Vakuum durchgeführt wird. Darüber hinaus ist diese Betriebsart sehr empfindlich gegenüber Störungen [11].

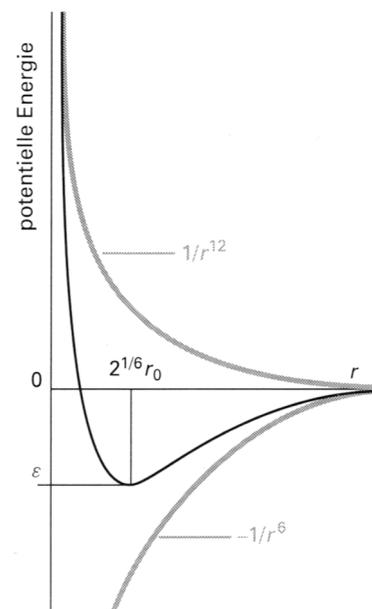


Abbildung 2: Graph des Lennard-Jones-Potentials. Die Einzelbeiträge der repulsiven ($1/r^{12}$) und attraktiven ($-1/r^6$) Kräfte sind grau dargestellt (entnommen aus [9]).

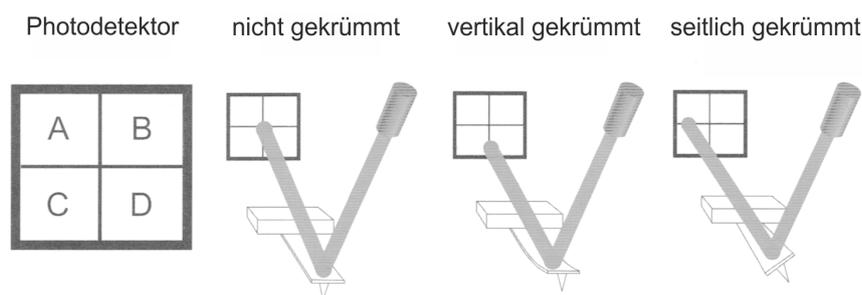


Abbildung 3: Darstellung eines Photodetektors. Je nach Krümmung des Hebelarms ändert sich der Reflektionswinkel des Laserstrahls (entnommen aus [10]).

2.3 Schichtwachstum

Um auf einem Si(100)-Wafer eine Goldschicht aufzubringen, wird Molekularstrahlepitaxie (engl. MBE; *molecular beam epitaxy*) eingesetzt. Dabei werden im Hochvakuum die aufzutragenden Stoffe durch Hitze verdampft und gelangen dann als Molekularstrahl auf die Oberfläche, auf der sie kristallin wachsen [12].

Ein Kristall ist eine Anordnung von Atomen in einer Kristallstruktur. Diese Kristallstruktur kann durch ein Gittersystem (Bravais-Gitter) und Gitterkonstanten charakterisiert werden. Um Kristalle zu erzeugen gibt es verschiedene Techniken. Bei der MBE handelt es sich um eine Methode, bei der die aufgetragene Schicht langsam und kontrolliert wächst. Dabei übernimmt die wachsende Schicht Gitterkonstante und Struktur des Kristalls des Substrats (Epitaxie). Man unterscheidet zwischen Homoepitaxie und Heteroepitaxie. Bei der Homoepitaxie entspricht der aufgetragene Stoff dem des Substrats, bei der Heteroepitaxie unterscheiden sie sich. Die energetisch günstigste Struktur des Kristalls ist von den beteiligten Basisatomen und auch der Temperatur abhängig. Da sich die Struktur und die Gitterkonstante anpassen, kann es bei Heteroepitaxie zu Spannungen zwischen den einzelnen Schichten kommen. Die Energie, die zusätzlich benötigt wird, um die Abweichungen von der energetisch günstigsten Struktur bei der Heteroepitaxie zu realisieren, wird als Verzerrungsenergie bezeichnet [13].

In dem System, das in dieser Arbeit verwendet wird, wächst die Goldschicht auf einer Titanschicht (heterogenes Wachstum). Während Gold kubisch flächenzentrierte (fcc) Kristalle ausbildet, bildet Titan hexagonale (hcp) Kristalle aus. Der kleinste Abstand zwischen zwei Goldatomen beträgt $2,88 \text{ \AA}$ während der kleinste Abstand zwischen zwei Titanatomen mit $2,95 \text{ \AA}$ um ca. 2,5 % größer ist [14].

Beim Wachstum der Schicht wird zwischen verschiedenen Arten unterschieden. Grundsätzlich wird zwischen einem schichtweisen Wachstum und einem dreidimensionalen (3D) Wachstum unterschieden. Abbildung 4 zeigt eine Übersicht der verschiedenen Wachstumsarten. Abb. 4(a) und (b) zeigen ein schichtweises Wachstum. Dabei geht die Bildung einer neuen Schicht (a) entweder von verschiedenen zweidimensionalen Keimen aus, die zu einer Atomlage zusammen wachsen oder (b) die neue Schicht wird entlang einer Stufenkante aufgebaut. Abbildung 4(d) zeigt ein dreidimensionales Wachstum (Volmer-Weber). Hierbei bilden sich ausgehend von zweidimensionalen Keimen einzelne dreidimensionale Strukturen auf dem Substrat. Im Laufe des Wachstums kann es dazu kommen, dass die Strukturen teilweise ineinander wachsen. Abbildung 4(c) zeigt eine Mischung aus schichtweisem und

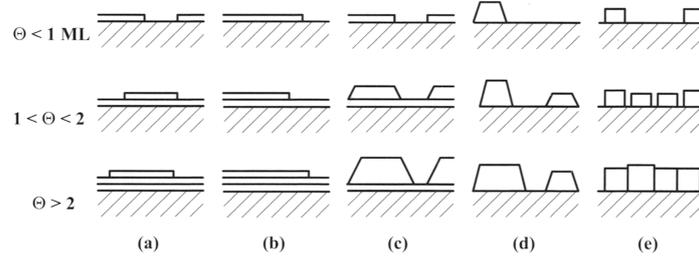


Abbildung 4: Verschiedene Arten des Schichtwachstums. Θ entspricht der Anzahl an vollständigen Atomlagen.

(a) Frank-van-der-Merwe (schichtweise), (b) *step flow* (schichtweise), (c) Stranski-Krastanov (schichtweise + 3D), (d) Volmer-Weber (3D), (e) Säulen (3D); entnommen aus [12].

dreidimensionalem Wachstum. Hierbei bilden sich zunächst eine oder mehrere Atomlagen schichtweise. Danach geht der Prozess in ein dreidimensionales Wachstum über und dreidimensionale Strukturen wachsen auf den Atomlagen. Beim Säulen-Wachstum in Abbildung 4(e) bilden sich einzelne dreidimensionale Strukturen, die im Verlauf des Wachstums nicht ineinander wachsen. Wie der Kristall wächst, hängt dabei von den Unterschieden in der Gitterkonstante und Struktur der Kristalle, der Konzentration des Schichtmittels in der Gasphase, der Temperatur und der Adhäsionsenergie zwischen den einzelnen Schichten sowie der Oberflächenenergie des wachsenden Kristalls ab [12].

Welche Art von Wachstum vorliegt, kann während des Wachstums beispielsweise mittels Elektronenbeugung bestimmt werden.

Wichtig für das Wachstum der Oberfläche ist das Verhältnis von Relaxationszeit (τ_R) zu Bedeckungszeit (τ_B) [15]. Als Bedeckungszeit ist die Zeit definiert, die zur Ausbildung einer Atomlage gebraucht wird, wenn jedes Teilchen an der Oberfläche haften bleibt und die Schicht monoatomar ist [16]. Um das Verhältnis von τ_R zu τ_B mit Hilfe einer Formel zu beschreiben wird zunächst die Flächenstoßrate Z_A definiert:

$$Z_A = \frac{n \cdot \bar{c}}{4} \quad [16] \quad (2)$$

Dabei ist n die Teilchenzahl pro Flächen- und Zeiteinheit und \bar{c} die mittlere Geschwindigkeit der Teilchen.

Mit der Flächenstoßrate Z_A ergibt sich die Bedeckungszeit:

$$\tau_B = \frac{a}{Z_A} \quad [16] \quad (3)$$

a ist hierbei die Anzahl der belegbaren Atomplätze pro Flächeneinheit. Alternativ kann τ_B mit der Aufdampfrate w angenähert werden über:

$$\tau_B = \frac{a}{w} \quad [15] \quad (4)$$

Teilchen auf einer Oberfläche sind in der Lage sich entlang der Oberfläche zu bewegen. Diese Bewegung wird als Oberflächendiffusion bezeichnet. Dabei stehen die Zeit t und die zurückgelegte Strecke d in folgender Beziehung zueinander:

$$d = \sqrt{(D \cdot t)} \quad [9] \quad (5)$$

D ist der Diffusionskoeffizient. Dieser ist u.a. von der Oberfläche und der Temperatur abhängig. Alternativ kann der Diffusionskoeffizient D definiert werden als:

$$D = D_0 e^{-\frac{E}{RT}} \quad [9] \quad (6)$$

D_0 ist eine Konstante die u.a. von der Art der Atome der Oberfläche abhängt, E die Aktivierungsenergie der Diffusion auf der Oberfläche, R ist die universelle Gaskonstante und T die Temperatur [16]. Der Diffusionskoeffizient kann ebenfalls näherungsweise beschrieben werden durch:

$$D = D_0 e^{-q \cdot \frac{T_s}{T_m}} \quad [15] \quad (7)$$

q ist eine stoffabhängige Konstante, die u.a. die Aktivierungsenergie E beinhaltet. T_s ist die Temperatur des Substrats und T_m ist die Temperatur des Schichtmaterials.

Die Relaxationszeit τ_R ist definiert als:

$$\tau_R = \frac{I^2}{D} \quad [15] \quad (8)$$

I entspricht dem Abstand zwischen dem Punkt, an dem das Teilchen des Schichtmaterials die Oberfläche erreicht, bis zu dem Punkt, an dem es angelagert wird. Das Verhältnis b von Bedeckungszeit zu Relaxationszeit ergibt sich zu:

$$b = \frac{\tau_B}{\tau_R} = \frac{I^2 \cdot \frac{a}{w}}{a \cdot D_0 e^{-q \cdot \frac{T_s}{T_m}}} \quad [15] \quad (9)$$

Dieses Verhältnis spielt beim Wachstum der Schicht eine große Rolle. Je kleiner b ist, desto größer ist der kinetische Einfluss gegenüber dem thermodynamischen Einfluss auf das Schichtwachstum. Für diese Arbeit ist von Bedeutung, dass b unter anderem von der Aufdampfrate w und dem Quotient $\frac{T_s}{T_m}$ abhängt.

Bei niedrigen Temperaturen spielen Abschattungseffekte beim Schichtwachstum eine wichtige Rolle. Nach dem Modell von Movchan und Demchishin liegt eine niedrige Temperatur näherungsweise vor, wenn das Verhältnis von der Temperatur des Substrats (T_s) zur Schmelztemperatur des Schichtmaterials (T_m) unter 0,26 liegt [17]:

$$\frac{T_s}{T_m} < 0,26 \quad [17] \quad (10)$$

Durch die niedrige Temperatur ist die Mobilität der kondensierten Materialien auf dem Substrat stark eingeschränkt. Aufgrund der größeren Oberfläche der dreidimensionalen Strukturen ist die Wahrscheinlichkeit größer, dass ein Atom an einer Struktur auf die Oberfläche auftrifft als zwischen den Strukturen. Durch die geringere Mobilität der Atome ist die Weglänge der Atome bis zur Anlagerung gering. Daher lagern sich die Atome bevorzugt an den Strukturen an. Dieser Effekt wird als Abschattung bezeichnet und erhöht die Rauheit der Oberfläche. Die Abschattung hat einen stärkeren Einfluss auf das Schichtwachstum, wenn die Richtung aus der das Schichtmaterial aufgetragen wird, sich während der Bedampfung nicht ändert. Das ist in dieser Arbeit der Fall. Die Abschattung verstärkt sich weiter, wenn der Einfall des Molekularstrahls nicht senkrecht ist. Die Schmelztemperatur von Gold liegt bei 1063 °C [18]. Bei dieser Arbeit wird als niedrige Temperatur nach Gleichung (10) eine Temperatur unter 276 °C bezeichnet.

Die in dieser Arbeit hergestellten Goldschichten sind nicht glatt, sondern haben eine raue Struktur. Um die Rauheit der Oberfläche quantitativ zu beschreiben, wurde das quadratische Mittel (engl. RMS; *root mean square*) der Abweichung der Höhe vom Mittelwert gebildet:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_1^n (Z_i - Z_n)^2}{n}} \quad [19] \quad (11)$$

Dabei ist σ der Wert der Rauheit, Z_i ist die durchschnittliche Höhe der Oberfläche, Z_n ist die Höhe der Oberfläche an einem Punkt und n ist die Anzahl der gemessenen Punkte. Dem tiefsten gemessenen Punkt der Oberfläche wird der Höhenwert null zugeordnet. Der Wert der Rauheit dient dem Vergleich der Oberflächen in dieser Arbeit. Bedingt durch die

Auflösung des Geräts und die Größe der untersuchten Strukturen ist der Wert der Rauheit von den Messparametern abhängig. Daher können nur Bilder mit den selben Messparametern verglichen werden. Wichtig ist vor allem, dass die Verteilung der einzelnen Strukturen der Oberfläche innerhalb der gewählten Bildgröße erkennbar ist.

Für diese Arbeit wird aufgrund der Eigenschaften der Oberfläche für den Vergleich der Rauheit eine Kantenlänge der Bilder von 300 nm gewählt.

3 Verwendete Apparaturen

Ausgang für die Probenpräparation der Proben sind Si(100)-Wafer mit einer Dicke von (525 ± 35) μm und einem Durchmesser von $(100 \pm 0,5)$ mm der Firma Silchem.

Zum Aufdampfen der Titan- und Goldschichten wird ein Gerät der Firma Leybold Vakuum GmbH (Modell Univex 300) verwendet.

Das Nachheizen der Proben wird mit Hilfe einer Glühwendelheizung in einer Vakuumkammer durchgeführt.

Alle Proben werden mit einem MultiMode SPM von Digital Instruments untersucht. Dabei werden Hebelarme mit einer Federkonstante von $0,58 \text{ N/m}$ verwendet. Der Radius der Spitzen beträgt 20 nm bis 30 nm. Die Spitzen bestehen aus Siliciumnitrid.

4 Präparation

Der Ablauf der Präparation ist schematisch in Abbildung 5 dargestellt und wird im Folgenden ausführlicher beschrieben. Die Wafer werden unter Vakuum im Exsikkator gelagert. Im Ultraschallbad (erst in Aceton, dann in Isopropanol) können Verunreinigungen auf der Oberfläche des Wafers entfernt werden. Der Wafer wird in der MBE-Anlage platziert und der Druck auf 10^{-7} mbar gesenkt.

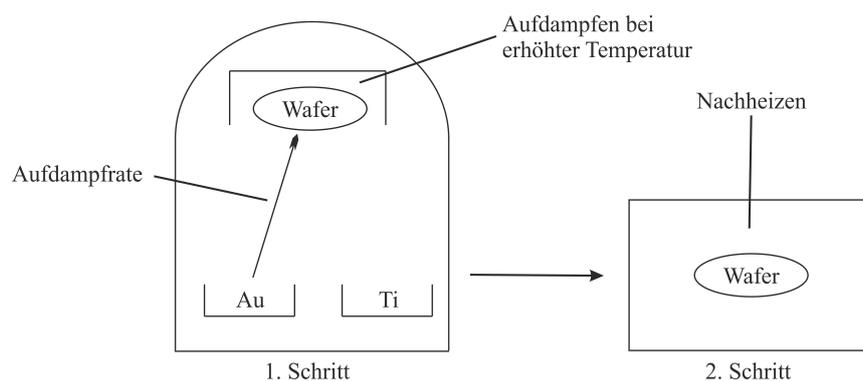


Abbildung 5: Schematischer Ablauf der Präparation. Im ersten Schritt können die Aufdampfrate und die Temperatur des Wafers variiert werden. Im zweiten Schritt können Temperatur und Dauer des Nachheizens variiert werden.

4.1 Bedampfen der Proben mit Titan/Gold

In einer MBE-Anlage (s. Abb. 6) wird zunächst eine Titanschicht mit 8 nm Dicke aufgedampft. Anschließend wird eine Goldschicht der Dicke 150 nm aufgedampft. Dabei wird die Aufdampfrate von 1 \AA/s - 30 \AA/s variiert. Der Aufdampfprozess beginnt immer mit einer Rate von 0 \AA/s und wird dann kontinuierlich bis zum Sollwert gesteigert. Die Aufdampfrate wird mit Hilfe einer Quarzwaage gemessen. Diese kann mit einer Genauigkeit von $0,1 \text{ \AA/s}$ abgelesen werden.

Zusätzlich kann der Wafer vor dem Aufdampfen auf eine einstellbare Temperatur geheizt werden. Dabei wird das Aufdampfen bei 25°C (Raumtemperatur), bei 130°C und bei 250°C durchgeführt. Der Wafer wird bis zur Solltemperatur geheizt und die Temperatur über 60 Minuten konstant gehalten um auf dem Wafer eine homogene Temperaturverteilung zu erhalten. Danach wird mit dem Aufdampfen begonnen. Der Wafer ist sowohl beim Aufdampfen der Titanschicht als auch beim Aufdampfen der Goldschicht beheizt. Der Wafer wird mit einem Siliciumschneider zurecht geschnitten, die einzelnen Stücke werden als Proben bezeichnet.

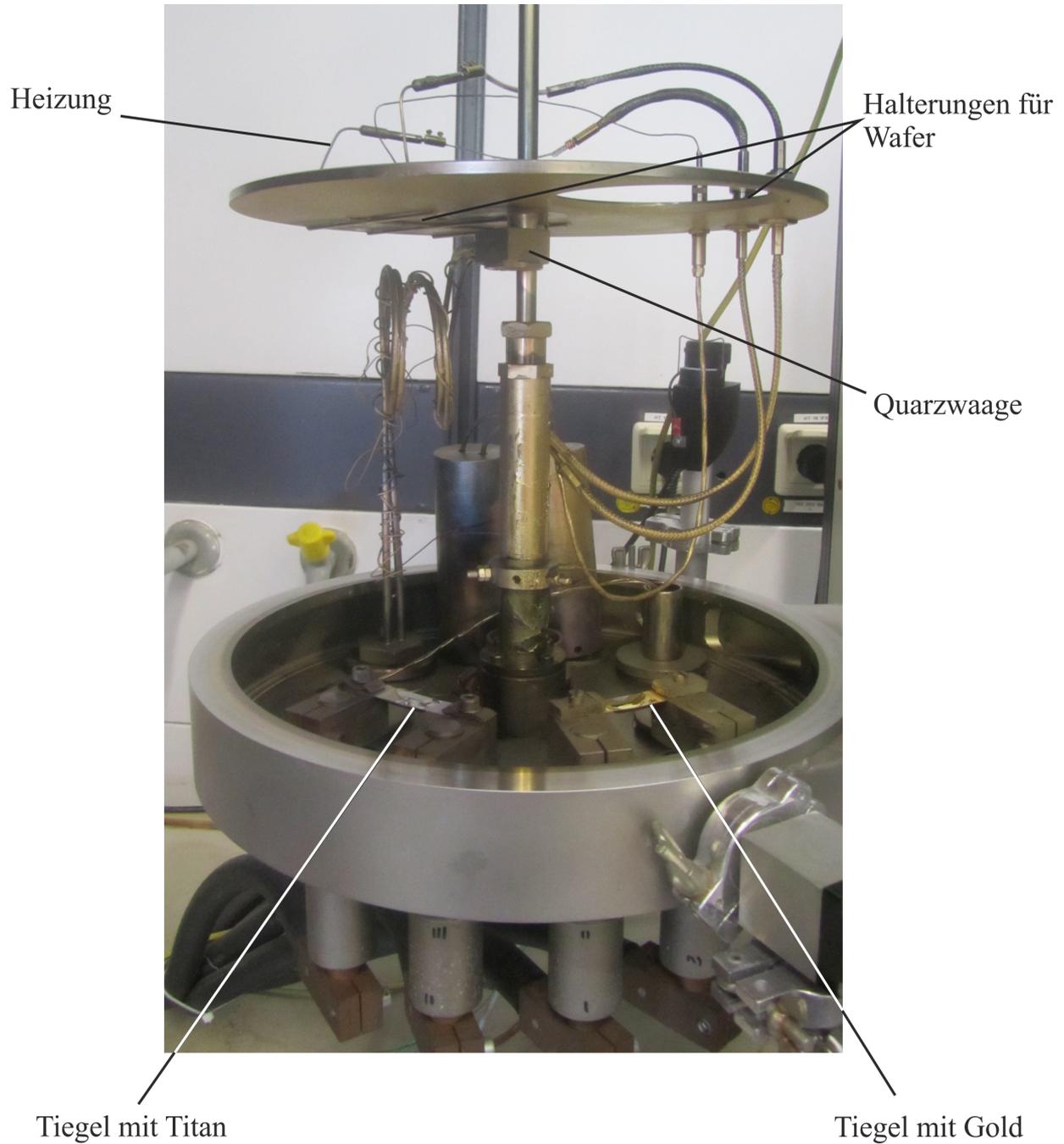


Abbildung 6: Foto des offenen MBE-Geräts. Die Wafer werden mit der zu bedampfenden Seite nach unten eingelegt. Die Heizung heizt die Wafer von der oberen Seite.

4.2 Nachheizen der Proben

Für das Nachheizen wird die Probe in einem selbst konstruierten Probenhalter eingespannt und in einer Vakuumkammer befestigt. Die Kammer wird mit einer Membran- und mit einer Turbomolekularpumpe auf mindestens 10^{-6} mbar evakuiert. Die Temperatur wird mittels eines Thermoelements kontrolliert (s. Abb. 7). Die Proben werden über verschiedene Zeiträume von 4 h bis 16 h geheizt. Nachdem die Probe auf unter 50°C abgekühlt ist, wird die Kammer belüftet und die Probe entnommen.

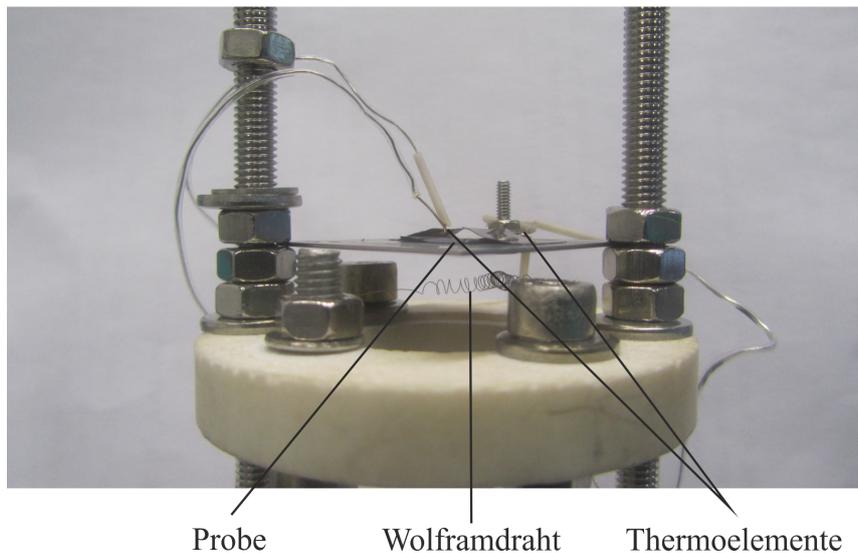


Abbildung 7: Aufbau der Heizung. Das Nachheizen der Probe findet in einer Vakuumkammer statt.

4.3 Untersuchung der Proben

Die Probe wird auf einem Probenhalter fixiert und in dem Rasterkraftmikroskop platziert, welches schall- und schwingungsgedämpft ist. Über eine optische Kamera und ein Teleskop (10fache Vergrößerung) wird die zu messende grob Stelle ausgewählt und die Spitze mit Hilfe eines Schrittmotors manuell an die Oberfläche angenähert. Anschließend wird die weitere Annäherung automatisch mit Hilfe von Piezomotoren durchgeführt und der Abstand der Spitze zur Probe über eine Rückkopplungsschleife gesteuert. Die Daten der Messung werden gespeichert und anschließend ausgewertet. Bei allen Aufnahmen mit dem Rasterkraftmikroskop wird der geregelte Kontakt-Modus verwendet. Die Bilder haben eine Auflösung von 1024×1024 Messpunkten. Soweit nicht anders erwähnt wird mit einer Frequenz von drei Reihen pro Sekunden (3 Hz) gemessen.

5 Ergebnisse

5.1 Untersuchung der Silicium- und der Titanoberfläche

Um auszuschließen, dass eine raue Oberfläche des Silicium-Wafers sowie der Titanoberfläche das Wachstum der Goldoberfläche beeinflussen, wird die Rauheit der Oberflächen untersucht. Die untersuchte Titanschicht wird bei Raumtemperatur aufgedampft. Sie ist 8 nm dick. Dabei ist zu beachten, dass die Messung nicht im Vakuum durchgeführt wird und sich wahrscheinlich Oxidschichten gebildet haben. AFM-Aufnahmen der Oberflächen sind in Abbildung 8 dargestellt. Die Rauheit lag bei $(0,16 \pm 0,03)$ nm für die Oberfläche des Si(100)-Wafers und $(0,14 \pm 0,04)$ nm für die Titanoberfläche. Ziel dieser Arbeit ist es, Goldoberflächen ähnlicher Rauheit zu erzeugen.

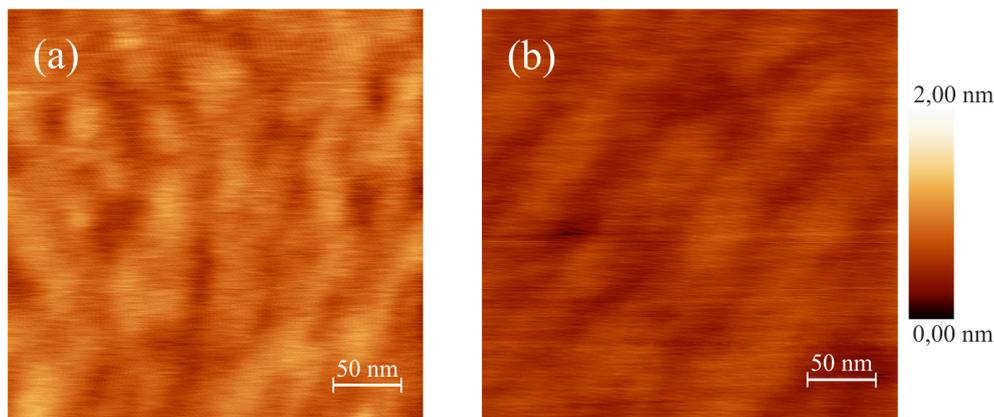


Abbildung 8: AFM-Aufnahmen (a) der Siliciumoberfläche und (b) der Titanoberfläche.

5.2 Abhängigkeit der Rauheit von der Aufdampfrate

Ein variierbarer Parameter beim Aufdampfen der Goldschicht ist die Aufdampfrate. Insgesamt wird die Rauheit der Oberfläche in Abhängigkeit von vier verschiedenen Raten untersucht. Bei allen untersuchten Aufdampfraten sind dreidimensionale Strukturen auf der Goldoberfläche zu erkennen (s. Abbildung 9). Diese Strukturen erstrecken sich über die gesamte Oberfläche und sind unabhängig vom Messbereich auf dem Wafer. Um die Verteilung der Strukturen auf unterschiedlichen Maßstäben zu zeigen, sind in Abbildung 9 Aufnahmen mit (a) 300 nm und (b) 1 μ m Kantenlänge abgebildet. Die einzelnen Strukturen sind in (a) erkennbar. Die Verteilung der Strukturen über eine größere Fläche ist in (b) erkennbar.

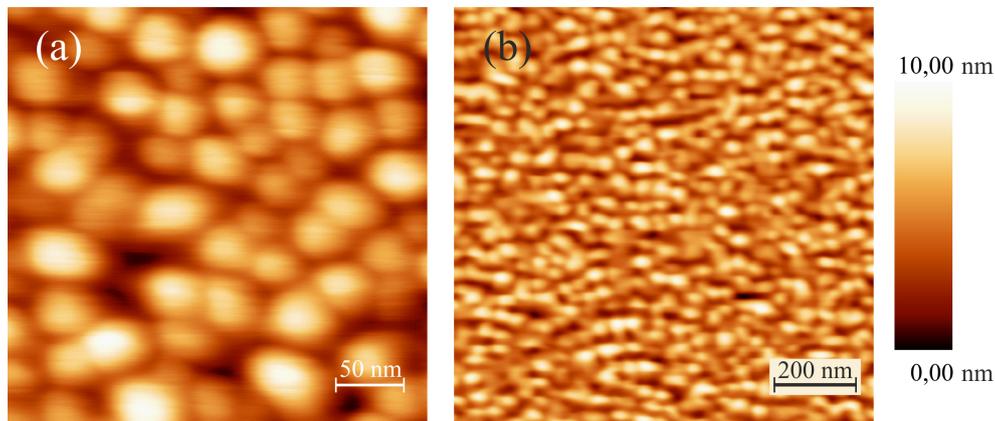


Abbildung 9: AFM-Aufnahmen der Goldoberfläche. (a) Detailaufnahme, (b) Übersichtsaufnahme. Aufdampfen bei RT, Aufdampfrate: 30 \AA/s .

Die dreidimensionalen Strukturen erscheinen in den Aufnahmen elliptisch mit einem mittleren Durchmesser von 30 nm bis 80 nm. Die Höhe der einzelnen Strukturen bewegt sich in einem Bereich von 3 nm bis 13 nm. Der höchste Punkt liegt dabei im Zentrum der Struktur. Die einzelnen Strukturen scheinen zufällig verteilt. In Abbildung 10(a) ist beispielhaft eine einzelne Struktur zu sehen. Unter 10(b) ist das dazugehörige Höhenprofil abgebildet. Der Rand der Struktur ist markiert. Der Durchmesser dieser Struktur beträgt etwa 50 nm und die Höhe vom tiefsten Punkt aus etwa 6 nm.

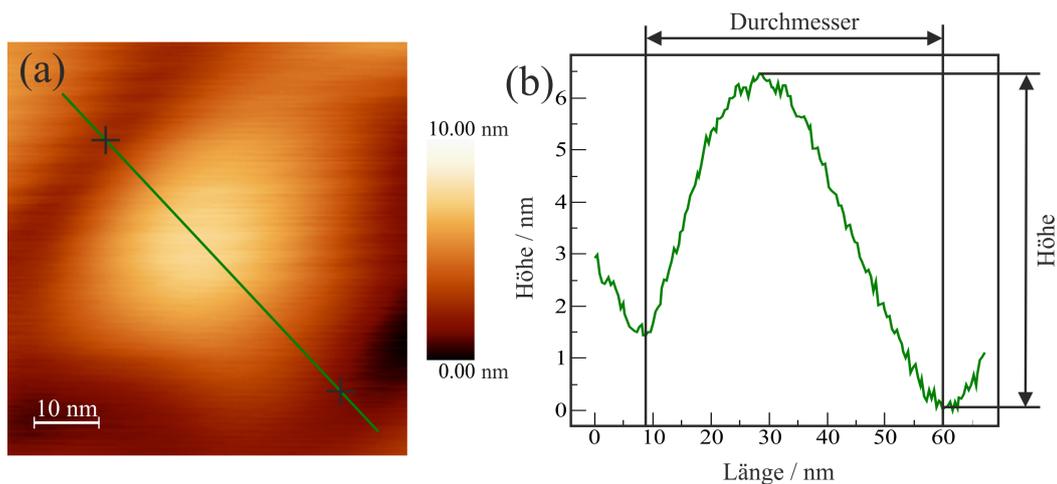


Abbildung 10: (a) AFM-Aufnahme einer einzelnen Struktur. (b) Das Höhenprofil der Struktur. Aufdampfen bei RT, 30 \AA/s .

Da der Radius der AFM-Spitze 20 nm bis 30 nm beträgt, kann sich die Messung des AFMs von der tatsächlichen Oberfläche unterscheiden (s. Abb. 11). Da dieser Unterschied durch die Spitze verursacht wird, wird dieser Effekt als Spitzeneffekt bezeichnet. Schmale Bereiche zwischen einzelnen Strukturen können deswegen nicht exakt vermessen werden. Daher wird der äußere Rand einer Struktur als Minimum im Höhenprofil definiert. Die Höhe einer Struktur wird als Höhenabstand des unteren Minimums zum Maximum definiert (vgl. Abb. 10). Durch diese Definition kann es vorkommen, dass der Wert des tatsächlichen mittleren Durchmessers der Strukturen kleiner ist als der angegebene Wert. Die Höhe der Strukturen kann durch diesen Effekt größer sein als der gemessene Wert. Je schmaler die Bereiche zwischen den Strukturen sind, desto stärker wirkt sich der Spitzeneffekt aus. Einige Strukturen können daher anhand der AFM-Aufnahme nicht klar voneinander abgegrenzt werden. Durch die gewählte Definition des Randes ist es allerdings möglich den Durchmesser einer Struktur anzugeben, auch wenn diese in der AFM-Aufnahme in eine andere Struktur übergeht. Der Abstand zweier Strukturen wird entsprechend als die Entfernung zwischen zwei Maxima im Höhenprofil definiert.

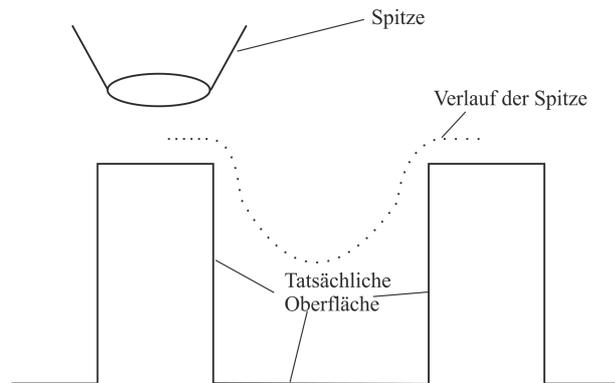


Abbildung 11: Schematische Darstellung des Spitzeneffekts auf einer rauhen Oberfläche (AFM).

Die dreidimensionalen Strukturen auf der Oberfläche können auf ein Stranski-Krastanov-, Volmer-Weber- oder Säulen-Wachstum der Oberfläche hindeuten. Da Bestandteil dieser Arbeit die Analyse der Oberfläche ist, nicht aber des Schichtwachstums, liegen nicht ausreichend Daten vor, um entscheiden zu können, welches der Modelle zu Grunde liegt.

Da hier das Substrat bei Raumtemperatur bedampft wird, spielt die geringe Beweglichkeit der Goldatome auf der Oberfläche eine wichtige Rolle. Daher ist ein Säulen-Wachstum wahrscheinlich. Die Rauheit der Oberfläche wird vermutlich durch den Abschattungseffekt vergrößert.

Die nach Gleichung (11) bestimmte Rauheit der Oberfläche in Abhängigkeit zur Aufdampfrate ist in Abbildung 12 dargestellt. Dabei zeigt sich unter Berücksichtigung der Fehlerbalken keine klare Abhängigkeit der Rauheit von der Aufdampfrate in dem untersuchten Bereich. Der angegebene Fehler entspricht der Standardabweichung der Messwerte. Der Einfluss der Aufdampfrate in Gleichung (9) ist offenbar nicht groß genug um einen messbaren Einfluss auf die Oberfläche zu haben. Der Wert b hängt zudem von dem Verhältnis $\frac{T_s}{T_m}$ ab. Daher sollte die Aufdampfrate bei einer höheren Temperatur des Substrats beim Aufdampfen einen stärkeren Einfluss haben, als beim Aufdampfen bei RT.

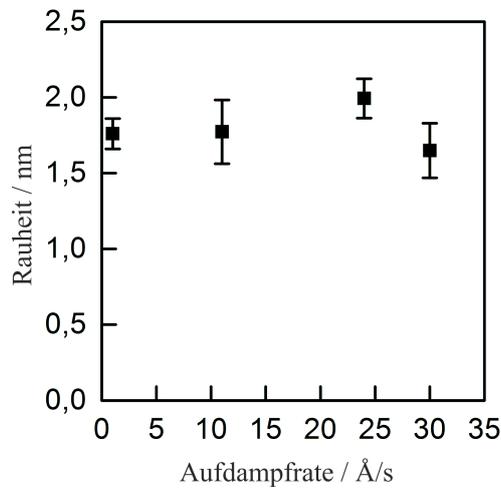


Abbildung 12: Rauheit der Oberfläche in Abhängigkeit der Aufdampfrate. Die Schichten wurden bei RT aufgedampft.

5.3 Abhängigkeit der Rauheit von der Temperatur des Wafers beim Aufdampfen

Neben der Veränderung der Aufdampfrate kann auch die Substrattemperatur während des Aufdampfens variiert werden. Eine AFM-Aufnahme der Oberfläche bei einer Aufdampf-temperatur von 250 °C ist in Abbildung 13 dargestellt. Dabei wurde eine Kantenlänge von 1 μm gewählt, um die einzelnen Strukturen und ihre Verteilung vollständig abbilden zu können.

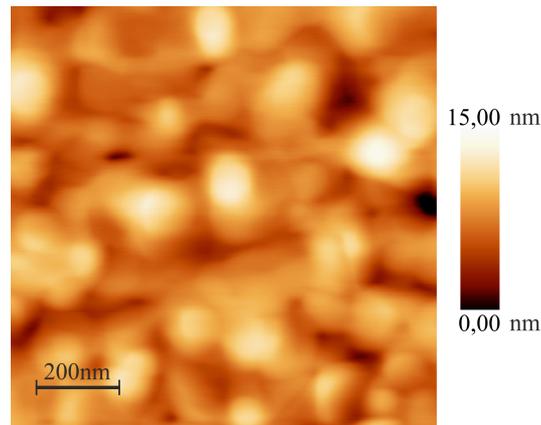


Abbildung 13: AFM-Aufnahme einer Oberfläche einer bei 250 °C aufgedampften Goldschicht. Aufdampftrate: 30 Å/s. Im Gegensatz zu einer bei RT aufgedampften Goldschicht zeigen sich größere Strukturen.

Eine Gegenüberstellung einer bei 25 °C, bei 130 °C und einer bei 250 °C aufgedampften Goldschicht ist in Abbildung 14 zu sehen. Erkennbar ist, dass die Verteilung der ausgehnteren Strukturen in Abbildung 14(c) bei einer Kantenlänge von 300 nm im Gegensatz zu den Strukturen in Abbildung 14(a) nicht vollständig abgebildet werden kann. Eine einzelne Struktur einer bei 250 °C aufgedampften Goldschicht ist in Abbildung 15 zu sehen. Abbildung 15(b) zeigt analog zu Abbildung 10(b) das Höhenprofil der Struktur. Allerdings ist die Ausdehnung der Struktur in Abbildung 15(b) mit einem Durchmesser von 240 nm größer als in Abbildung 10(b) mit 50 nm. Die Höhe unterscheidet sich mit 7 nm bzw. 6 nm nicht signifikant. Ein ausführlicher Vergleich der Strukturen bei verschiedenen Temperaturen des Wafers beim Aufdampfen ist in Tabelle 1 aufgeführt.

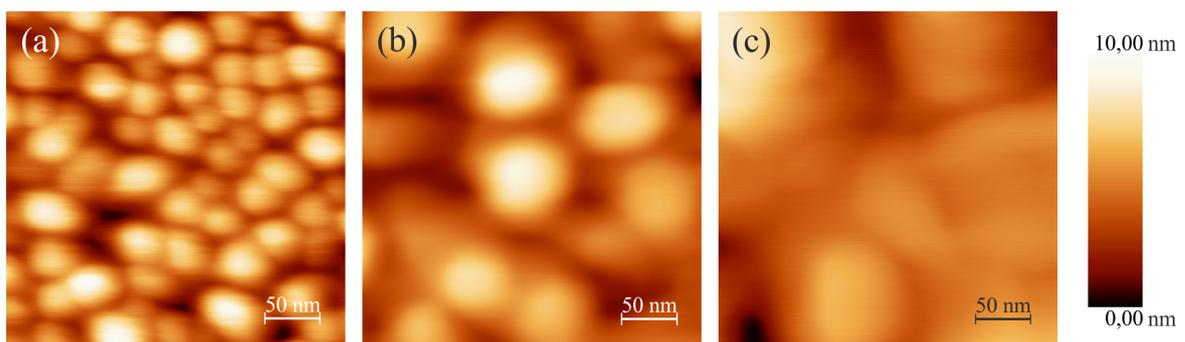


Abbildung 14: Vergleich von Goldoberflächen bei unterschiedlichen Aufdampftemperaturen. (a) 25 °C, (b) 130 °C, (c) 250 °C. Aufdampftrate: 30 Å/s.

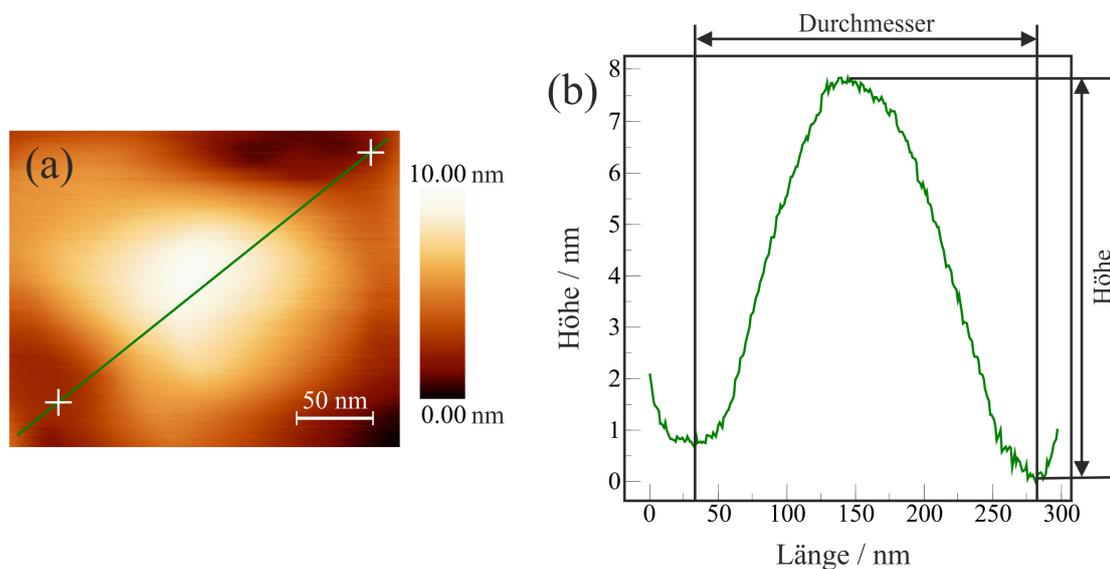


Abbildung 15: (a) AFM-Aufnahme einer einzelnen Struktur. (b) Höhenprofil dieser Struktur. Aufdampfen bei 250 °C, 30 Å/s.

Aus Tabelle 1 ist erkennbar, dass der Durchmesser der dreidimensionalen Strukturen mit steigender Temperatur des Wafers beim Aufdampfen anwächst. Die Höhe der Strukturen und die Rauheit der Oberfläche ändern sich hingegen nicht signifikant.

Durch die größeren Strukturen verringert sich die Oberfläche der Goldschicht. Dementsprechend verringert sich auch die Oberflächenenergie der Goldoberfläche. Die Goldschicht mit der geringeren Oberfläche ist daher thermodynamisch bevorzugt [20], [21]. Nach Gleichung (9) steigt der Wert b mit steigender Substrattemperatur T_s an. Dementsprechend sinkt der kinetische Einfluss gegenüber des thermodynamischen Einflusses und es wird eine thermodynamisch günstigere Oberfläche ausgebildet.

Tabelle 1: Vergleich der Höhe H_s und des Durchmessers D_s der dreidimensionalen Strukturen, sowie der Rauheit σ der Oberfläche für unterschiedliche Temperaturen des Wafers T_s beim Aufdampfen.

T_s / °C	D_s / nm	H_s / nm	σ / nm
25	30 - 80	3 - 13	$(1,8 \pm 0,2)$
130	85 - 110	3 - 11	$(1,6 \pm 0,1)$
250	130 - 220	4 - 13	$(1,6 \pm 0,2)$

5.4 Abhängigkeit der Rauheit vom Nachheizen der Proben

Nach dem Aufdampfen der Goldschichten können die Proben in einer Vakuum-Kammer mittels einer Glühwendelheizung geheizt werden (Nachheizen). Anschließend werden die Proben mit dem AFM untersucht. Dabei zeigt sich, dass die Rauheit der Oberfläche durch das Nachheizen sinkt. In Abbildung 16 sind AFM-Aufnahmen der Oberfläche nach achtstündigem Nachheizen bei 250 °C zu sehen. Einzelne Strukturen können hier nicht mehr unterschieden werden.

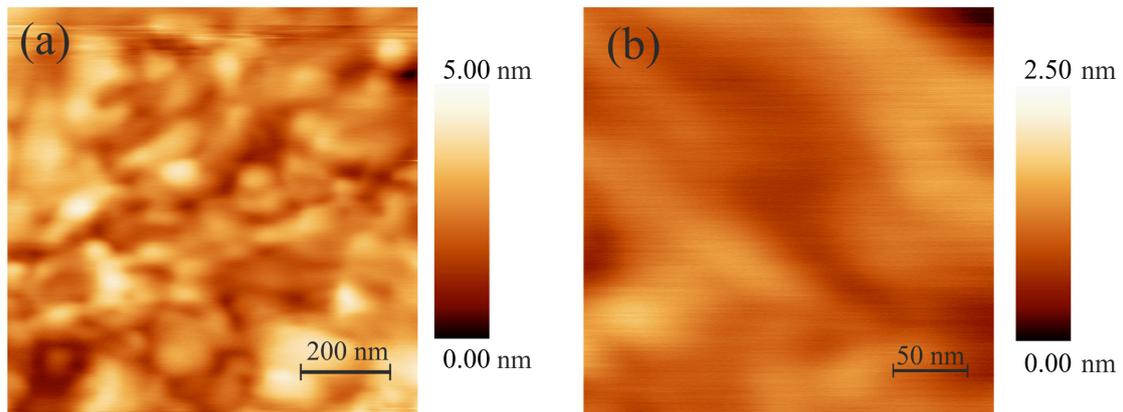


Abbildung 16: AFM-Aufnahmen der Oberfläche einer beim Nachheizen auf 250 °C geheizten Probe. Die einzelnen Strukturen verschmelzen, die Rauheit sinkt. Aufdampfen bei RT, 11 Å/s.

Das Höhenprofil der Aufnahme in Abbildung 17 zeigt zudem, dass die Höhenunterschiede maximal etwa 2,5 nm betragen und damit nur einen Bruchteil der ursprünglichen maximalen Höhe (s. Tabelle 1).

Ein Vergleich der Rauheit der Goldoberfläche in Abhängigkeit von der Temperatur und der Dauer des Nachheizens ist in Tabelle 2 aufgeführt.

Tabelle 2: Werte der Rauheit σ der Oberfläche in Abhängigkeit von der Temperatur des Nachheizens T_H und der Dauer des Nachheizens t_H .

$T_H / ^\circ\text{C}$	25	185	210	250	250	250
t_H / h	8	8	8	8	16	4
σ / nm	1,77 $\pm 0,21$	0,79 $\pm 0,16$	0,59 $\pm 0,10$	0,28 $\pm 0,03$	0,31 $\pm 0,05$	0,62 $\pm 0,07$

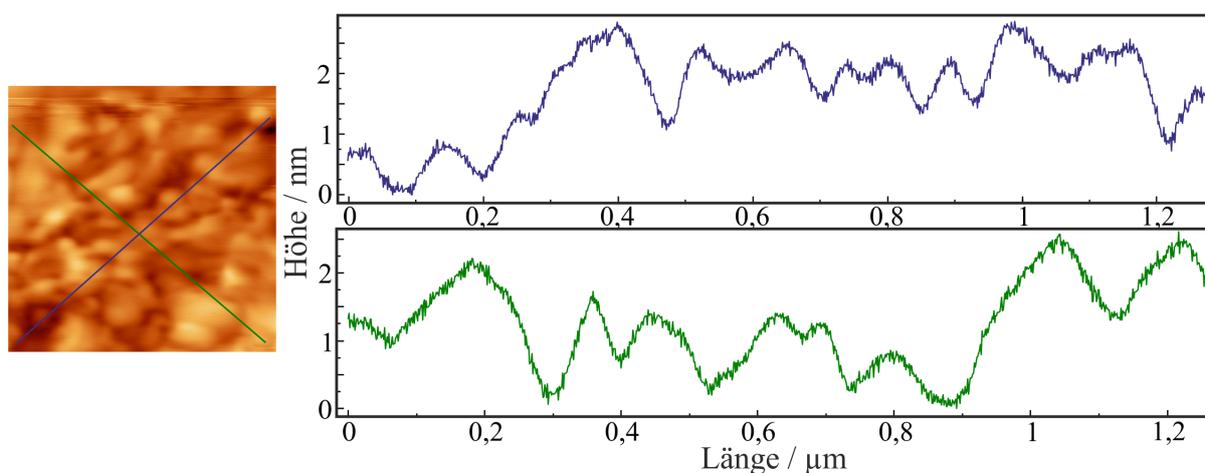


Abbildung 17: AFM-Bild aus Abbildung 16(a) mit Höhenprofil. Der Höhenunterschied im untersuchten Bereich beträgt maximal etwa 2,5 nm.

Im Graph der Abbildung 18(a) ist zu erkennen, dass die Rauheit mit steigender Temperatur sinkt. Aufgrund von größeren Veränderungen der Oberfläche konnte die Rauheit bei höheren Temperaturen des Nachheizens nicht mehr bestimmt werden (s. Kap. 5.5).

In Abbildung 18(b) ist zu erkennen, dass die Rauheit ebenfalls mit zunehmender Dauer des Nachheizens sinkt. Allerdings scheint bereits nach 8 h die minimale Rauheit erreicht zu sein. Eine Verdopplung der Dauer des Nachheizens auf 16 h führt nicht zu einer glatteren Oberfläche.

Neben der Wirkung des Nachheizens auf Oberflächen, die bei Raumtemperatur aufge-

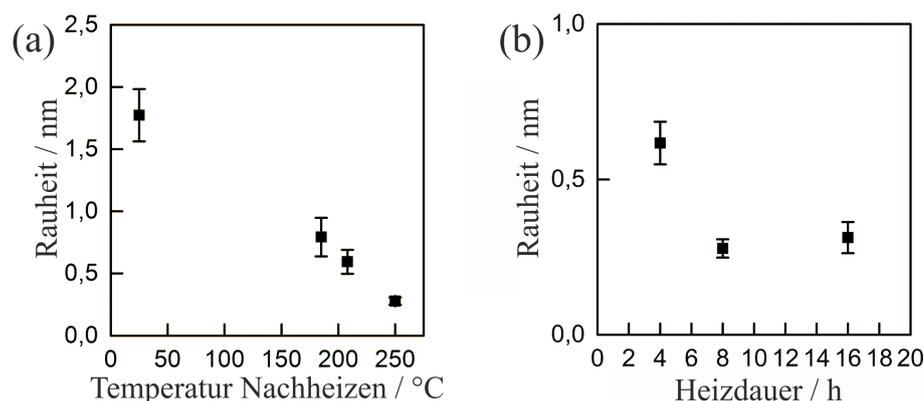


Abbildung 18: Abhängigkeit der Rauheit (a) von der Temperatur des Nachheizens bei einer Dauer von 8 Stunden und (b) von der Dauer des Nachheizens bei 250 °C.

dampft wurden, wird auch die Wirkung auf Oberflächen untersucht, die bei 250 °C aufgedampft wurden. Dabei zeigt sich, dass die Wirkung des Nachheizens auf die Rauheit

der Oberfläche, die bei 250 °C aufgedampft wurde, geringer ist. Dies ist in Abbildung 19 zu sehen. Zum Vergleich ist der Einfluss des Nachheizens auf während des Aufdampfens ungeheizte Wafer in rot hinzugefügt.

Durch die zugeführte thermische Energie beim Nachheizen sind die Goldatome in der Lage sich auf der Oberfläche zu bewegen und neu anzuordnen (Oberflächendiffusion). Dabei scheinen die einzelnen Strukturen zu verschmelzen und an Höhe zu verlieren. Die glattere Oberfläche ist thermodynamisch bevorzugt, da die Oberflächenenergie gegenüber einer rauen Oberfläche geringer ist [20], [21].

Der Weg der Goldatome von einer Struktur in den Bereich zwischen den Strukturen ist bei größeren Strukturen länger als bei den kleineren Strukturen. Daher wären höhere Temperaturen bzw. eine längere Heizdauer nötig um eine vergleichbare Glättung der Oberfläche zu erhalten (s. Gleichung (5)). Eine Verdopplung der Zeit von 8 h auf 16 h bringt allerdings keine Verbesserung. Daher sind offenbar deutlich längere Zeiträume nötig, um eine vergleichbare Glättung der Oberfläche zu erhalten.

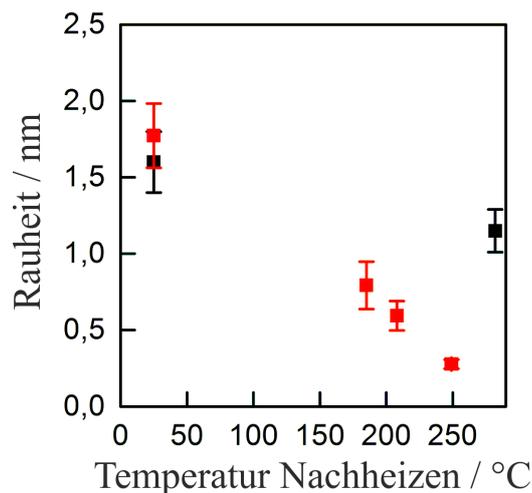


Abbildung 19: Abhängigkeit der Rauheit von der Temperatur des Nachheizens. Die Datenpunkte in schwarz sind für Wafer mit 250 °C Temperatur beim Aufdampfen. Die Datenpunkte in rot sind für beim Aufdampfen ungeheizte Wafer.

5.5 Lichtmikroskopische Untersuchung der Oberfläche

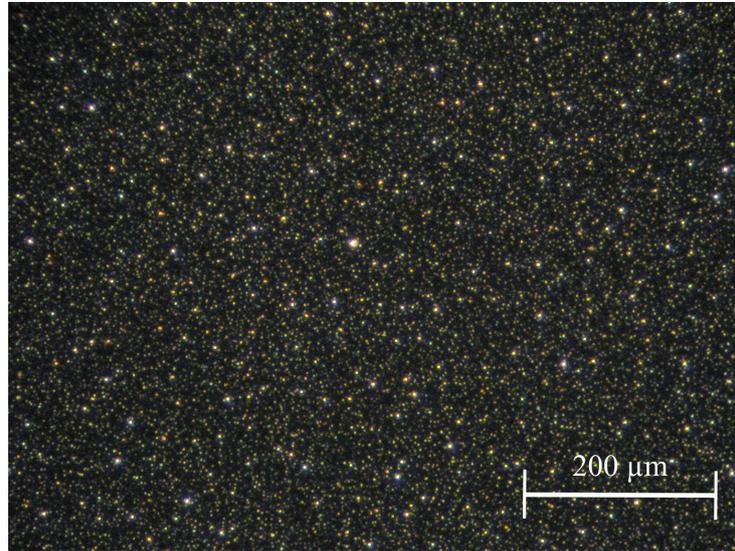


Abbildung 20: Lichtmikroskopische Aufnahme von Löchern in der Goldoberfläche. Jeder helle Punkt entspricht einem Loch. Die Goldoberfläche erscheint dunkel. Beleuchtung von oben aus einem Winkel von etwa 45° . Nachheizen bei 250°C für 16 h.

Bei der groben Ansteuerung der Messpunkte des AFMs mit der Kamera zeigen sich ab einer Temperatur des Nachheizens von etwa 200°C schwarze Punkte. Messungen mit dem AFM an den entsprechenden Stellen zeigen, dass es sich um Löcher handelt. Dieser Effekt ist unabhängig davon, ob der Wafer beim Aufdampfen geheizt wurde.

Als Loch wird dabei ein wesentlich größerer Unterschied in der Höhe H_S definiert als durch die bekannten dreidimensionalen Strukturen zu erwarten wäre ($H_S \gg 13\text{ nm}$).

Um zu verdeutlichen, wie viele dieser Löcher auf der Oberfläche vorhanden sind, wird eine Aufnahme der Probe unter dem Lichtmikroskop angefertigt (Abbildung 20). Um die Löcher sichtbar zu machen, wird die Probe in einem Winkel von etwa 45° von oben beleuchtet. Dabei ist zu beachten, dass die Zahl der sichtbaren Löcher stark von dem genauen Winkel der Beleuchtung abhängt und die Kamera nicht alle schwach leuchtenden Punkte erfassen kann. Die Anzahl der Löcher ist also als untere Schranke zu verstehen. Aufgrund der Beleuchtungsgeometrie erscheinen die Löcher in der Aufnahme hell, die Goldoberfläche dunkel. Unter dem Lichtmikroskop sind die hellen Punkte nicht als Löcher zu identifizieren. Sie zeigen allerdings die gleiche Verteilung wie die schwarzen Punkte bei der groben Ansteuerung der Messpunkte des AFMs mit der Kamera.

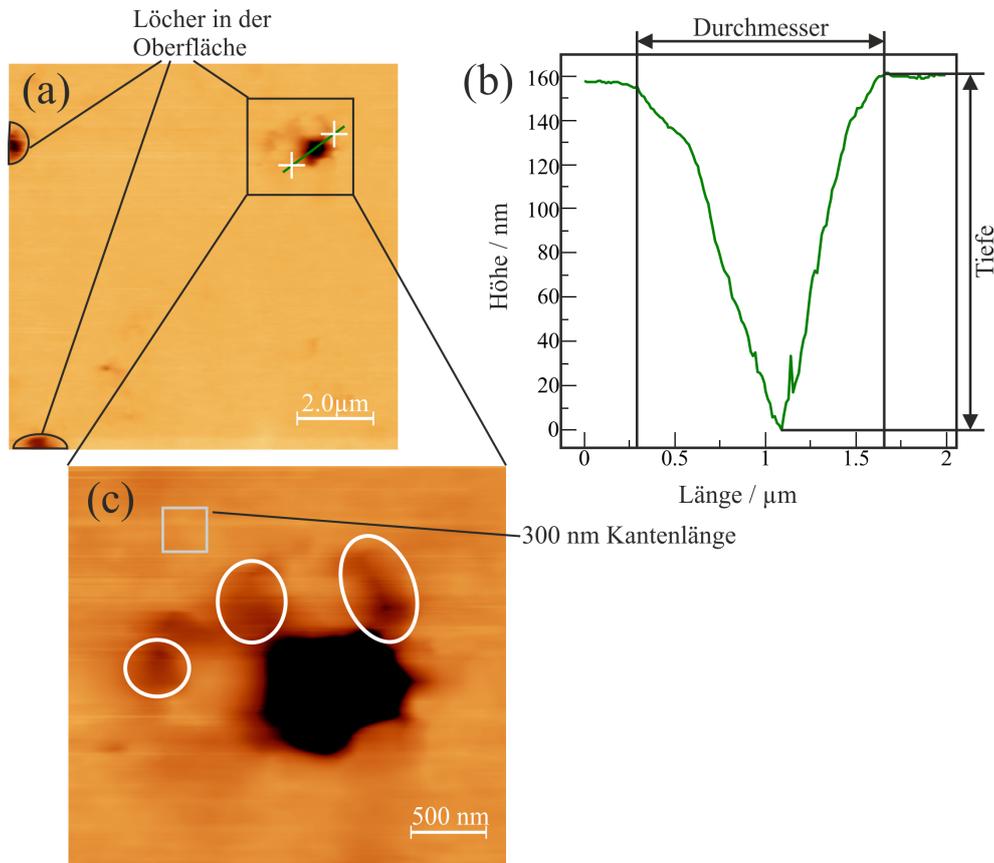


Abbildung 21: (a) AFM-Aufnahme der Goldoberfläche mit mehreren Löchern. (b) Höhenverlauf für ein Loch. (c) Vergrößerte Darstellung des in (a) eingerahmten Lochs mit umgebenden Strukturen.

AFM-Aufnahmen, auf denen solche Löcher erkennbar sind, sind in Abbildung 21(a) und (c) dargestellt. Aufgrund der Tiefe der Löcher sind kleinere Strukturen bei dem gewählten Kontrast nicht mehr erkennbar. Der Höhenverlauf des Lochs in Abbildung 21(b) zeigt, dass es etwa 150 nm tief ist und damit durch die gesamte Goldschicht reicht. In Abbildung 21(c) ist erkennbar, dass es in der Umgebung eines Lochs weitere Strukturen gibt, die einen Einfluss auf die Rauheit der Oberfläche haben. Durch die zufällige Auswahl des Ortes der AFM-Messungen ist nicht bekannt, wie weit der Ort der Messung von einem Loch entfernt ist. Somit kann die Rauheit der Oberfläche und die Streuung der Rauheit steigen, wenn der Bereich einer Aufnahme sich mit den Strukturen in der Umgebung eines Lochs überschneidet. Durch die Kantenlänge von 300 nm ist aufgrund der Größe der Strukturen anhand der AFM-Aufnahmen nicht ersichtlich, ob ein Loch die Struktur der Oberfläche innerhalb der Aufnahme beeinflusst. Zur Orientierung ist ein Quadrat mit 300 nm Kantenlänge in Abbildung 21 in weiß eingezeichnet.

Ab einer Temperatur von 350 °C bilden sich andere Strukturen auf der Oberfläche aus, die unter dem Lichtmikroskop erkennbar sind (s. Abb. 22).

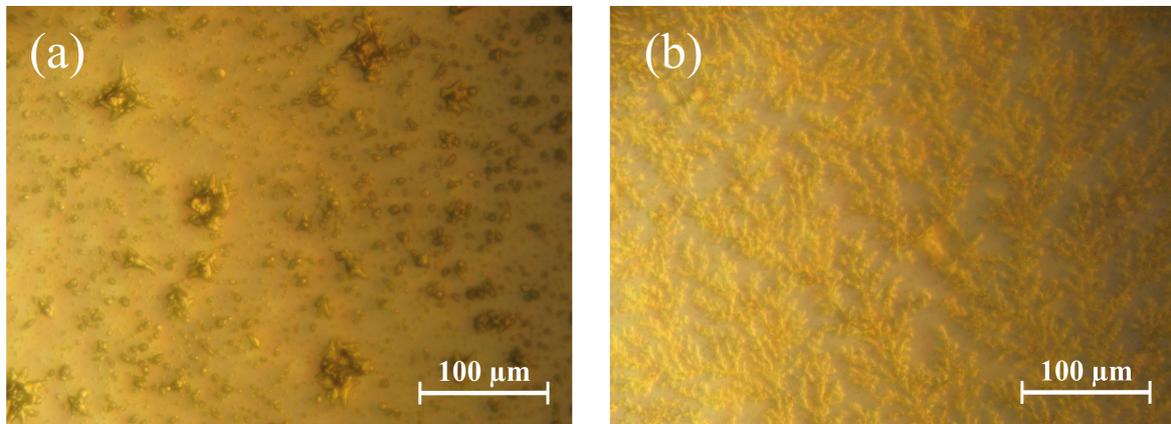


Abbildung 22: Lichtmikroskopische Aufnahme der Goldoberfläche. Bildung der neuen vermutlich dreidimensionalen Strukturen auf der Oberfläche. (a) Nachheizen bei 350 °C und (b) Nachheizen bei 410 °C. Dauer: 16 h. Beleuchtungswinkel 90°.

Diese Strukturen ändern sich bei steigender Temperatur des Nachheizens. Dabei ist erkennbar, dass die Farbe der Probe von Gold zu Silber wechselt. Von Gold ist bekannt, dass es bei hohen Temperaturen Strukturen ausbildet, die das Substrat nicht mehr vollständig benetzen [22], [20], [21]. Das führt zu der Annahme, dass das Titan bzw. das Silicium sichtbar geworden sind.

Bis zu einer Temperatur von 280 °C sind die Löcher in der Oberfläche zu erkennen. Ab Temperaturen von 350 °C sind die unteren Schichten vermutlich nicht mehr vollständig benetzt. Daher ist davon auszugehen, dass die Löcher den Beginn des Prozesses darstellen, der dazu führt, dass die unteren Schichten nicht mehr vollständig benetzt sind. Diese Vermutung wird dadurch unterstützt, dass die Löcher Tiefen aufweisen, die vermutlich durch die gesamte Goldschicht reichen.

Damit die Goldschicht die unteren Schichten nicht mehr vollständig benetzt, ist es notwendig, dass die Goldatome die Bindung zum Titan lösen und dreidimensionale Strukturen auf den unteren Schichten bilden (s. Abbildung 23). Da dieser Prozess beim Nachheizen mit niedrigeren Temperaturen nicht auftritt, scheint er eine höhere Aktivierungsenergie (E_2 , E_3) zu benötigen als die bereits beschriebene Glättung der Oberfläche (E_1). Dabei ist nicht eindeutig, ob nur die Titanschicht oder auch die Si(100)-Oberfläche nicht mehr vollständig benetzt sind.

Ein Prozess, bei dem die Benetzung des Substrats durch thermische Energie verringert wird ist von C. T. Campbell beschrieben worden [23]. Dabei lösen sich die Schichtatome

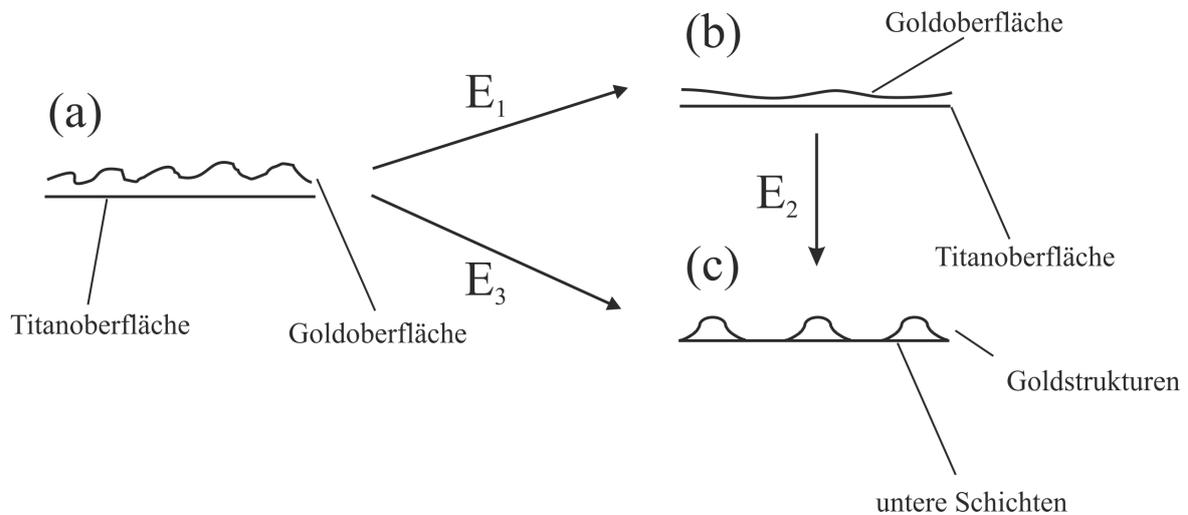


Abbildung 23: Schema der Veränderungen der Goldoberfläche. (a) Raue Goldoberfläche zu Beginn des Nachheizens, (b) glattere Goldoberfläche nach dem Nachheizen bei 250 °C. Die Oberfläche ist gegenüber (a) verringert. (c) Vermutete Struktur von Gold auf unteren Schichten bei hohen Temperaturen beim Nachheizen, die Oberfläche des Goldes verringert sich weiter. Die Energiebarrieren stehen vermutlich wie folgt in Verbindung: $E_1 < E_2, E_3$.

von dem Substrat und diffundieren auf eine höhere Schicht (engl. *upstepping*). Die Aktivierungsenergie für diesen Prozess ist höher als bei der zweidimensionalen Bewegung auf einer Oberfläche. Das Modell von C. T. Campbell untermauert die aufgestellte These, dass $E_1 < E_2, E_3$.

Durch die dreidimensionale Strukturbildung auf den unteren Schichten wird die Goldoberfläche gegenüber einer rauen oder glatten Goldoberfläche, die die unteren Schichten vollständig benetzt, verringert (s. Abbildung 23). Dadurch wird die Oberflächenenergie kleiner und die neu gebildeten dreidimensionalen Strukturen sind thermodynamisch günstiger als eine durchgehende Oberfläche. Zusätzlich sinkt durch die verringerte Benetzung die Verzerrungsenergie, da die Kontaktfläche zwischen Substrat und Schicht verringert wird [23].



6 Zusammenfassung der Ergebnisse

Die Oberfläche einer auf Titan aufgedampften Goldschicht zeigt dreidimensionale Strukturen. Form und Verteilung der Strukturen sowie die Rauheit der Oberfläche sind unabhängig von der Aufdampftrate. Die Rauheit einer bei Raumtemperatur aufgedampften Goldschicht beträgt $(1,77 \pm 0,21)$ nm.

Wird die Temperatur des Wafers beim Aufdampfen erhöht, so sind die einzelnen Strukturen größer im Durchmesser als bei Wafern, die bei Raumtemperatur bedampft wurden. Die Höhe der Strukturen ändert sich nicht signifikant. Die Rauheit der Oberfläche ändert sich durch die erhöhte Temperatur beim Aufdampfen nicht.

Durch Nachheizen der Proben wird eine glattere Oberfläche gebildet. Je höher die Temperatur des Nachheizens, desto glatter wird die Oberfläche. Allerdings entstehen ab einer Temperatur von 200°C Löcher in der Oberfläche. Ab einer Temperatur von 350°C bilden sich neue Strukturen, die unter dem Lichtmikroskop zu erkennen sind. Die unteren Schichten sind nicht mehr vollständig durch die Goldschicht benetzt. Die bei Temperaturen ab 200°C entstehenden Löcher in der Oberfläche scheinen der Beginn dieses Prozesses zu sein. Die minimale Rauheit ist bei einer Dauer von 8 h erreicht, eine Verdopplung auf 16 h bringt keine weitere Verbesserung. Die Rauheit der Oberfläche erreicht bei einer Temperatur von 250°C und einer Dauer von 8 h mit $(0,28 \pm 0,03)$ nm den niedrigsten Wert in dieser Arbeit.

Durch die entstehenden Löcher und die abnehmende Benetzung der unteren Schichten in Verbindung mit der Bildung neuer Strukturen ist es nicht möglich innerhalb des untersuchten Bereichs der einzelnen Parameter die Rauheit der Oberfläche auf die Rauheit der unter der Goldschicht befindlichen Titanoberfläche zu senken. Dieser Wert beträgt $(0,14 \pm 0,04)$ nm.

7 Ausblick

Um eine glatte Goldoberfläche zu erreichen, kann zunächst der Ansatz überprüft werden, eine höhere Temperatur des Wafers beim Aufdampfen zu wählen (über 276°C). Dadurch könnten die Abschattungseffekte bei der Bildung der Goldschicht reduziert werden. Des Weiteren könnte sich der Einfluss der Aufdampftrate erst bei Temperaturen über 250°C bemerkbar machen (s. Gleichung (9)).

Soll das System aus Au/Ti/Si(100) weiter untersucht werden, so wären spektroskopische bzw. strukturelle Informationen der Goldoberfläche interessant. Diese könnten mit Rönt-

genspektroskopie (XPS) oder Röntgenbeugung (XRD) gewonnen werden.

Das Nachheizen der Proben hat die Rauheit am stärksten reduziert. Allerdings entstehen ab einer Temperatur von 200 °C Löcher in der Goldoberfläche und ab einer Temperatur von 350 °C bilden sich neue Strukturen. Es ist deswegen nicht möglich durch das Nachheizen eine glatte Goldoberfläche zu erhalten. Daher könnte versucht, werden eine glatte Goldoberfläche ohne Nachheizen zu erhalten. In dieser Arbeit wurde festgestellt, dass Gold auf Titan offenbar nicht schichtweise wächst. Da sowohl für ein Au/Ag-System [15] als auch für Au/Pd-System [13] bekannt ist, dass die Goldschichten ein Frank-van-der-Merwe Wachstum aufweisen, könnte die Titanschicht durch eine Palladium- bzw. Silberschicht ersetzt werden. Durch dieses schichtweise Wachstum könnte bereits ohne Nachheizen eine glattere Goldoberfläche erreicht werden.

Abbildungsverzeichnis

1	Schematische Darstellung einer Rückkopplungsschleife	3
2	Graph des Lennard-Jones-Potentials	4
3	Darstellung eines Photodetektors	4
4	Verschiedene Arten des Schichtwachstums	6
5	Schematischer Ablauf der Präparation	10
6	Foto des offenen MBE-Geräts	11
7	Aufbau der Heizung	12
8	AFM-Aufnahmen der Siliciumoberfläche und der Titanoberfläche	13
9	AFM-Aufnahmen der Goldoberfläche. Aufdampfen bei RT, Aufdampfrate: 30 Å/s	14
10	AFM-Aufnahme einer einzelnen Struktur mit Höhenprofil. Aufdampfen bei RT, 30 Å/s	14
11	Schema des Spitzeneffekts	15
12	Graph: Rauheit der Oberfläche in Abhängigkeit der Aufdampfrate	16
13	AFM-Aufnahme einer Oberfläche einer bei 250 °C aufgedampften Goldschicht. Aufdampfrate: 30 Å/s	17
14	Vergleich von Goldoberflächen bei unterschiedlichen Aufdampftemperaturen	17
15	AFM-Aufnahme einer einzelnen Struktur mit Höhenprofil. Aufdampfen bei 250 °C, 30 Å/s	18
16	AFM-Aufnahmen der Oberfläche einer beim Nachheizen auf 250 °C geheiz- ten Probe. Aufdampfen bei RT, 11 Å/s	19
17	AFM-Bild mit Höhenprofil	20
18	Graph: Abhängigkeit der Rauheit von der Temperatur und der Dauer des Nachheizens	20
19	Graph: Abhängigkeit der Rauheit von der Temperatur des Nachheizens im Vergleich mit einem beim Aufdampfen ungeheizten Wafer	21
20	Lichtmikroskopische Aufnahme von Löchern in der Goldoberfläche	22
21	AFM-Aufnahme der Goldoberfläche mit mehreren Löchern mit Höhenver- lauf für ein Loch	23
22	Lichtmikroskopische Aufnahme der Goldoberfläche	24
23	Schema der Veränderungen der Goldoberfläche	25

Literatur

- [1] M. Kunitake, N. Batina, and K. Itaya. Self-organized porphyrin array on iodine-modified Au (111) in electrolyte solutions: in situ scanning tunneling microscopy study. *Langmuir*, 11(7):2337–2340, 1995.
- [2] J. Henzl, K. Boom, and K. Morgenstern. Using the first steps of hydration for the determination of molecular conformation of a single molecule. *Journal of the American Chemical Society*, 136(38):13341–13347, 2014.
- [3] S. Schlögl, W.M. Heckl, and M. Lackinger. On-surface radical addition of triply iodinated monomers on Au (111)-the influence of monomer size and thermal post-processing. *Surface Science*, 606(13):999–1004, 2012.
- [4] *Atomic Force Microscopy, Scanning Nearfield Optical Microscopy and Nanoscratching*. Springer, 2006.
- [5] I. Horcas, R. Fernández, J. Gomez-Rodriguez, J. Colchero, J. Gómez-Herrero, and A. Baro. Wsxm: a software for scanning probe microscopy and a tool for nanotechnology. *Review of Scientific Instruments*, 78(1):013705, 2007.
- [6] G. Binnig, C. F. Quate, and C. Gerber. Atomic force microscope. *Phys. Rev. Lett.*, 56:930–933, Mar 1986.
- [7] G. Binnig and H. Rohrer. Scanning tunneling microscopy. 1982.
- [8] Y. Martin and H. K. Wickramasinghe. Magnetic imaging by force microscopy with 1000 Å resolution. *Applied Physics Letters*, 50(20):1455–1457, 1987.
- [9] *Physikalische Chemie*. VCH, 1996.
- [10] *Atomic Force Microscopy*. Oxford University Press, 2010.
- [11] F. J. Giessibl. Advances in atomic force microscopy. *Reviews of modern physics*, 75(3):949, 2003.
- [12] *Epitaxy*. Springer, 2004.
- [13] Y. Kuk, L.C. Feldman, and P.J. Silverman. Transition from the pseudomorphic state to the nonregistered state in epitaxial growth of Au on Pd (111). *Physical review letters*, 50(7):511, 1983.

- [14] L. Vitos, A.V. Ruban, H. L. Skriver, and J. Kollar. The surface energy of metals. *Surface Science*, 411(1):186–202, 1998.
- [15] http://tu-dresden.de/die_tu_dresden/fakultaeten/fakultaet_maschinenwesen/if/lot/studium/lehrveranstaltungen/download20duennschichttechnik/vl4_schichtwachstum, Jan. 2015.
- [16] *Grundlagen der Vakuumtechnik*. Walter Umrath, 1997.
- [17] *Vakuumbeschichtung*. VDI-Verlag, 1993.
- [18] Gestis-Stoffdatenbank.
- [19] Handbuch Digital Instruments MultiMode.
- [20] Ultrathin metal films on a metal oxide surface: Growth of Au on TiO₂ (110), author=Zhang, L. and Persaud, R. and Madey, T.E. *Physical Review B*, 56(16):10549, 1997.
- [21] L. Zhang, F. Cosandey, R. Persaud, and T.E. Madey. Initial growth and morphology of thin Au films on TiO₂ (110). *Surface science*, 439(1):73–85, 1999.
- [22] M. Li, M. Sui, E. Kim, and J. Lee. Droplets to merged nanostructures: evolution of gold nanostructures by the variation of deposition amount on Si (111). *Crystal Growth & Design*, 14(3):1128–1134, 2014.
- [23] C.T. Campbell. Ultrathin metal films and particles on oxide surfaces: structural, electronic and chemisorptive properties. *Surface science reports*, 27(1):1–111, 1997.

Danksagung

Ganz besonders möchte ich folgenden Personen danken:

Prof. Dr. Karina Morgenstern für das Angebot am Lehrstuhl für Physikalische Chemie I die Bachelorarbeit zu absolvieren und für das interessante und selbstständige Thema.

Meinem Betreuer Merlin Schmuck für seine Hilfe, seine Ideen und Geduld während dieser Arbeit.

Allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Physikalische Chemie I für die vielfältige Unterstützung, nützliche Tipps und Anregungen. Die angenehme Arbeitsatmosphäre hat die Arbeit sehr erleichtert.

Meiner Familie und Freunden für die Unterstützung in jeglicher Form und das häufige Korrekturlesen.



Selbstständigkeitserklärung

Hiermit versichere ich, die vorliegende Arbeit selbstständig und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln erstellt zu haben.

Bochum, den

Hendrik Elsner