



(19)
Bundesrepublik Deutschland
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 694 32 615 T2** 2004.02.19

(12) **Übersetzung der europäischen Patentschrift**

(97) **EP 0 631 325 B1**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **694 32 615.1**

(96) Europäisches Aktenzeichen: **94 304 663.1**

(96) Europäischer Anmeldetag: **27.06.1994**

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **28.12.1994**

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: **07.05.2003**

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: **19.02.2004**

(51) Int Cl.⁷: **H01L 29/772**

H01L 21/205, H01L 21/20

(30) Unionspriorität:

18075293	25.06.1993	JP
3661694	08.02.1994	JP

(73) Patentinhaber:

**Semiconductor Energy Laboratory Co., Ltd.,
Atsugi, Kanagawa, JP**

(74) Vertreter:

Strehl, Schübel-Hopf & Partner, 80538 München

(84) Benannte Vertragsstaaten:

DE, FR, GB, NL

(72) Erfinder:

**Zhang, Hongyong, Kanagawa-Ken 243-0036, JP;
Takayama, Toru, Yokohama-shi, Kanagawa-ken
226, JP; Takemura, Yasuhiko, Kanagawa-Ken, JP;
Miyana, Akiharu, Hadano-shi, Kanagawa-ken
257, JP; Ohtani, Hisashi, Atsugi-shi,
Kanagawa-ken 243, JP; Takeyama, Junichi,
Atsugi-shi, Kanagawa-ken 243, JP**

(54) Bezeichnung: **Halbleiteranordnung mit einer gerichteten nichtmonocrystallinen Siliziumdünnschicht und Verfahren zur Herstellung**

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99 (1) Europäisches Patentübereinkommen).

Die Übersetzung ist gemäß Artikel II § 3 Abs. 1 IntPatÜG 1991 vom Patentinhaber eingereicht worden. Sie wurde vom Deutschen Patent- und Markenamt inhaltlich nicht geprüft.

Beschreibung**HINTERGRUND DER ERFINDUNG**

(Gebiet der Erfindung)

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft eine Halbleitervorrichtung, bei der ein TFT (Dünnschichttransistor) auf einem aus Glas oder dergleichen bestehenden isolierenden Substrat aufgebaut ist, und ein Verfahren zu ihrer Herstellung.

(Beschreibung des Stands der Technik)

[0002] Es sind Dünnschichttransistoren (nachstehend als TFTs bezeichnet) bekannt, bei denen Dünnschicht-halbleiter eingesetzt werden. Diese TFTs werden durch Bilden eines Dünnschicht-halbleiters auf einem Substrat und unter Verwendung des Dünnschicht-halbleiters gebildet. Diese TFTs werden in verschiedenen integrierten Schaltungen verwendet, besondere Aufmerksamkeit wird jedoch auf ihre Verwendung in elektrooptischen Vorrichtungen, insbesondere als Schaltelemente für die jeweiligen Bildelemente von Aktivmatrix-Flüssigkristallanzeigen und in Peripherieschaltungsabschnitten gebildete Ansteuerelemente, gerichtet.

[0003] Für die in diesen Vorrichtungen verwendeten TFTs werden im allgemeinen Dünnschicht-Siliciumhalbleiter verwendet. Dünnschicht-Siliciumhalbleiter werden grob in zwei Typen eingeteilt, nämlich amorphe Siliciumhalbleiter (a-Si) und Siliciumhalbleiter mit einer Kristallinität. Amorphe Siliciumhalbleiter haben eine niedrige Herstellungstemperatur, sie können durch einen Dampfphasenprozeß verhältnismäßig leicht hergestellt werden und sie eignen sich gut zur Massenproduktion, weshalb sie der am weitesten verbreitet verwendete Typ sind, ihre physikalischen Eigenschaften, wie die Leitfähigkeit usw., sind jedoch verglichen mit jenen von Siliciumhalbleitern, die eine Kristallinität aufweisen, unterlegen, weshalb mit großem Nachdruck versucht wurde, neue Verfahren zum Herstellen von Siliciumhalbleiter-TFTs mit einer Kristallinität zu entwickeln, um in der Zukunft bessere Hochgeschwindigkeitseigenschaften zu erhalten. Als kristalline Siliciumhalbleiter sind polykristallines Silicium, mikrokristallines Silicium, amorphes Silicium, das auch kristalline Komponenten enthält, und semi-amorphes Silicium in einem Zwischenzustand zwischen kristallinen und amorphen Festkörpern bekannt.

[0004] Es sind die folgenden Verfahren zum Erhalten von Dünnschicht-Siliciumhalbleitern mit einer Kristallinität bekannt:

- (1) Direkte Bildung einer kristallinen Schicht während ihrer Herstellung.
- (2) Bildung einer amorphen Halbleiterschicht, der dann unter Verwendung der Energie von Laserlicht eine Kristallinität gegeben wird.
- (3) Bildung einer amorphen Halbleiterschicht, der dann durch Einwirken von Wärmeenergie eine Kristallinität gegeben wird.

[0005] Es ist beim Verfahren (1) jedoch technisch schwierig, eine gleichmäßige Schicht mit zufriedenstellenden Halbleitereigenschaften auf der ganzen Oberfläche des Substrats zu bilden, während ein anderer Nachteil in den Kosten besteht, weil kostengünstige Glassubstrate bei der hohen Filmbildungstemperatur von 600 °C oder darüber nicht verwendet werden können. Beim Verfahren (2) tritt zunächst das Problem einer kleinen Bestrahlungsfläche des Laserlichts auf, beispielsweise des Laserlichts von einem Excimerlaser, der der gegenwärtig am häufigsten verwendete Typ ist, woraus sich ein geringer Durchsatz ergibt, während die Stabilität des Lasers nicht ausreichend ist, um eine gleichmäßige Verarbeitung der gesamten Oberfläche großflächiger Substrate zu erzielen, weshalb das Verfahren als Technik der nächsten Generation angesehen wird. Das Verfahren (3) hat in der Hinsicht einen Vorteil gegenüber den Verfahren (1) und (2), daß es für große Oberflächen geeignet ist, es erfordert jedoch auch hohe Erwärmungstemperaturen von 600°C und darüber, weshalb es notwendig ist, die Erwärmungstemperaturen zu verringern, wenn kostengünstige Glassubstrate verwendet werden.

[0006] Im Fall gegenwärtig verwendeter Flüssigkristallanzeigen gibt es eine fortlaufende Tendenz zu Großbildschirmen, weshalb auch die Verwendung großer Glassubstrate erforderlich ist. Wenn große Glassubstrate auf diese Weise verwendet werden, führen das Schrumpfen und Verziehen, was während des für die Herstellung der Halbleiter unerläßlichen Erwärmungsprozesses auftritt, zu einer geringeren Präzision der Maskenjustierung usw., so daß schon an sich ein großes Problem auftritt. Insbesondere beträgt im Fall von 7059-Glas, das gegenwärtig der am häufigsten verwendete Glastype ist, der Verziehungspunkt 593 °C, so daß durch den herkömmlichen Prozeß zur Wärmekristallisation erhebliche Verformungen hervorgerufen werden. Zusätzlich zu dem Temperaturproblem erreicht die für die Kristallisation bei den existierenden Prozessen erforderliche Erwärmungszeit häufig einige Dutzend Stunden oder mehr, so daß während der Herstellung eine weitere Verkürzung dieser Zeit erforderlich ist.

[0007] Ein größeres Problem besteht darin, daß es, weil Silicium-Dünnschichten mit einer Kristallinität auf einer zufälligen Erzeugung von Kernen und einem Kristallwachstum anhand dieser beruhen, praktisch unmöglich

lich war, die Teilchengröße, die Orientierung usw. zu steuern. Bis heute wurden zahlreiche Versuche unternommen, diese zu steuern, und Beispiele hierfür sind JP-A-58 68923, JP-A-63 07776, JP-A-02 48831, US-A-5,133,702 und WO-A-92 01089.

[0008] In JP-A-58 068923 ist vorgeschlagen, eine periodische Unebenheit an der Oberfläche eines Substrats bereitzustellen, worauf eine kristalline Halbleiterdünnschicht gebildet wird, wobei ausgesagt wird, daß diese Unebenheit die Kristallorientierung beeinflusst. In JP-A-63 307776, JP-A-02 148831 und US-A-5,153,702 sind Techniken offenbart, bei denen eine Wärmebehandlung und eine Laserbestrahlung zum Verbessern der kristallinen Struktur einer Halbleiterdünnschicht verwendet werden. In WO-A-92 01089 ist vorgeschlagen, Gold auf eine amorphe Siliciumschicht aufzubringen und das Silicium und das Gold einer Wärmebehandlung zu unterziehen, wobei das Gold als kristallisationsförderndes Mittel wirkt.

ZUSAMENFASSUNG DER ERFINDUNG

[0009] Gemäß der vorliegenden Erfindung ist ein Verfahren zur Halbleiterherstellung vorgesehen, wobei auf einem Substrat eine amorphe Siliciumschicht ausgebildet, in diese ein kristallisationsförderndes Mittel eingebracht und die Kristallisation der amorphen Siliciumschicht durch Wärmebehandeln bewirkt wird, wobei das Einbringen des kristallisationsfördernden Mittels nur an einer oder mehreren voneinander entfernten Stellen, in Spuren und zusammen mit der Wärmebehandlung der amorphen Siliciumschicht derart erfolgt, daß in Abstand von der bzw. den besagten Stellen Bereiche seitlichen Kristallwachstums entstehen, die ein (111)-Orientierungsverhältnis im Bereich von 0,67 bis 1,0 haben.

[0010] Andere Merkmale der vorliegenden Erfindung sind in den anliegenden abhängigen Ansprüchen offenbart.

[0011] Wie anhand der folgenden Beschreibung und Erklärung von Beispielen gemäß der vorliegenden Erfindung verständlich wird, haben die Kristallbereiche seitlichen Wachstums vorteilhafte kristalline Eigenschaften, die im Stand der Technik weder offenbart noch vorgeschlagen sind.

[0012] Die Erfindung wird nachstehend mit Bezug auf eine Anzahl von Beispielen und die anliegende Zeichnung beschrieben. Zuerst werden die Lehren der vorliegenden Erfindung allgemein erörtert, und es werden dann spezifische Beispiele detailliert beschrieben. Es sei bemerkt, daß die Beispiele 3, 4, 5 und 6 Vergleichsbeispiele sind und nicht innerhalb des Schutzzumfangs der vorliegenden Erfindung liegen.

KURZBESCHREIBUNG DER ZEICHNUNG

[0013] **Fig. 1** zeigt die Abhängigkeit der Orientierung von der Konzentration des katalytischen Elements bei einer kristallinen Siliciumschicht.

[0014] **Fig. 2** zeigt ein Modell zur Erklärung des Kristallisationsmechanismus.

[0015] **Fig. 3** zeigt Herstellungsschritte bei einem Beispiel gemäß der vorliegenden Erfindung.

[0016] **Fig. 4** zeigt die Ergebnisse einer Röntgenbeugung an einer kristallinen Siliciumschicht.

[0017] **Fig. 5** zeigt die Herstellungsschritte bei einem Vergleichsbeispiel, das nicht innerhalb des Schutzzumfangs der vorliegenden Erfindung liegt.

[0018] **Fig. 6** zeigt die Ergebnisse einer Röntgenbeugung an einer durch das Beispiel aus **Fig. 5** erhaltenen kristallinen Siliciumschicht.

[0019] **Fig. 7** zeigt die Herstellungsschritte bei einem weiteren Vergleichsbeispiel, das nicht innerhalb des Schutzzumfangs der vorliegenden Erfindung liegt.

[0020] **Fig. 8** zeigt die Herstellungsschritte bei einem weiteren Beispiel gemäß der vorliegenden Erfindung.

[0021] **Fig. 9** zeigt die Beziehung zwischen der Schichtdicke und der Orientierung einer kristallinen Siliciumschicht.

[0022] **Fig. 10** zeigt die Herstellungsschritte bei einem weiteren Beispiel gemäß der vorliegenden Erfindung.

[0023] **Fig. 11** ist eine Umrißdarstellung bezüglich eines weiteren Beispiels gemäß der vorliegenden Erfindung.

[0024] **Fig. 12** zeigt die Herstellungsschritte bei einem weiteren Beispiel gemäß der vorliegenden Erfindung.

[0025] **Fig. 13** ist eine Photographie, der die Kristallstruktur einer Siliciumschicht zeigt.

[0026] **Fig. 14** ist eine Photographie, der die Kristallstruktur einer Siliciumschicht zeigt.

[0027] **Fig. 15** ist eine Photographie, der die Kristallstruktur einer Siliciumschicht zeigt.

[0028] **Fig. 16** ist eine der Erläuterung dienende Darstellung, in der die Kristallorientierung einer Siliciumschicht dargestellt ist.

[0029] **Fig. 17** zeigt die Konzentration von Nickel in einer Siliciumschicht.

[0030] **Fig. 18** ist eine Photographie des vorderen Abschnitts einer Siliciumschicht.

[0031] **Fig. 19** ist eine der Erläuterung dienende Darstellung, in der der Kristallisationsmechanismus einer Siliciumschicht dargestellt ist.

DETAILLIERTE BESCHREIBUNG DER ERFINDUNG

[0032] Die Halbleitervorrichtung der vorliegenden Erfindung zeichnet sich durch die Kristallisation aus, die bei der Herstellung durch Steuern der Kristallisationswärme, der Teilchengrößen und der Orientierung erreicht wird, um die Probleme zu lösen, die bei der Kristallisation von amorphem Silicium auftreten, wie vorstehend in der Beschreibung des Stands der Technik beschrieben wurde.

[0033] Zunächst wird ein Verfahren zum Herstellen einer Halbleitervorrichtung durch Fördern der Wärmekristallisation beschrieben.

[0034] Zunächst sei bemerkt, daß bei der Untersuchung des Mechanismus zur Bildung einer amorphen Siliciumschicht auf einem Glassubstrat und der Kristallisation der Schicht durch Erwärmen experimentell herausgefunden wurde, daß das Kristallwachstum an der Grenzfläche zwischen dem Glassubstrat und dem amorphen Silicium beginnt und daß es sich in bezug auf die Oberfläche des Substrats bis zu einer bestimmten Schichtdicke vertikal säulenförmig fortsetzt.

[0035] Es wird angenommen, daß das vorstehende Phänomen das Ergebnis des Vorhandenseins von Kristallkernen, die zur Grundlage des Kristallwachstums an der Grenzfläche zwischen dem Glassubstrat und der amorphen Siliciumschicht werden (Keime, die zur Grundlage des Kristallwachstums werden), und des Wachstums von Kristallen aus den Kernen ist. Es wird angenommen, daß diese Kristallkerne aus einem verunreinigenden metallischen Element bestehen, das in Spuren an der Oberfläche des Substrats vorhanden ist, oder Kristallkomponenten an der Glasoberfläche sind (mit dem Ausdruck "kristallisiertes Glas" bezeichnet, wobei Siliciumoxid-Kristallkomponenten an der Oberfläche von Glassubstraten vorhanden sind) oder durch Spannungen gebildet werden.

[0036] Es wurde daran gedacht, daß die Kristallisationstemperatur durch eine verstärkte aktive Einführung von Kristallkernen verringert werden könnte, und wir haben zum Bestätigen dieses Effekts ein Experiment durchgeführt, bei dem Schichten oder Spuren anderer Metalle auf Substraten gebildet wurden und dann Dünnschichten aus amorphem Silicium darauf gebildet wurden und zur Kristallisation eine Erwärmung vorgenommen wurde. Dabei wurde in bestimmten Fällen, in denen eine mehrere Metalle enthaltende Schicht auf dem Substrat gebildet wurde, ein Verringern der Kristallisationstemperatur bestätigt, und es wurde angenommen, daß ein Kristallwachstum mit der Fremdmaterie als Kristallkerne aufgetreten ist. Wir haben daher in näheren Einzelheiten den Mechanismus untersucht, bei dem die Verwendung der verschiedenen Metallverunreinigungen zu einer verringerten Temperatur führte.

[0037] Es kann angenommen werden, daß die Kristallisation die zwei Stufen der anfänglichen Bildung von Kernen und des Kristallwachstums aus den Kernen aufweist. Hierbei wird die Geschwindigkeit der anfänglichen Bildung der Kerne durch Messen der Zeit bis zur Erzeugung winziger Kristallstellen bei einer konstanten Temperatur herausgefunden, und diese Zeit war in allen Fällen von Dünnschichten, in denen die vorstehend erwähnte Metallverunreinigungsschicht gebildet worden war, verkürzt, während auch bestätigt wurde, daß das Einführen von Kristallkernen die Wirkung hatte, die Kristallisationstemperatur zu verringern. Wenn die Erwärmungszeit für das Wachstum der Kristallkörner nach der Bildung der Kerne geändert wurde, wurde auch recht unerwartet herausgefunden, daß im Fall der Kristallisation einer amorphen Siliciumdünnschicht, die auf Schichten bestimmter Metalltypen gebildet war, sogar eine dramatische Erhöhung der Kristallwachstumsrate nach Bildung der Kerne auftrat. Dieser Mechanismus wird nachstehend in Einzelheiten erklärt.

[0038] In jedem Fall wurde herausgefunden, daß infolge der zwei vorstehend erwähnten Effekte eine ausreichende Kristallisation bei Temperaturen von 580 °C und darunter für einen Zeitraum von etwa 4 Stunden erreicht wird, wenn bestimmte Metalltypen in Spuren verwendet werden, um eine Schicht zu bilden, auf der eine aus amorphem Silicium gebildete Dünnschicht gebildet und dann zur Kristallisation erwärmt wird, wobei dies gemäß dem Stand der Technik nicht vorhersehbar war. Von den Verunreinigungsmetallen, die eine solche Wirkung haben, haben wir Nickel ausgewählt, weil seine Wirkung am ausgeprägtesten ist.

[0039] Als Beispiel für die Größe der durch Nickel bereitgestellten Wirkung sei bemerkt, daß in einem Fall, in dem auf einem unbehandelten Substrat (Corning 7059), also auf einem Substrat, auf dem keine Dünnschicht aus Spuren von Nickel gebildet war, eine durch das Plasma-CVD-Verfahren gebildete Dünnschicht aus amorphem Silicium in einer Stickstoffatmosphäre zur Kristallisation erwärmt wurde, für eine Erwärmungstemperatur von 600 °C eine Erwärmungszeit von 10 Stunden oder mehr erforderlich war. Wenn jedoch eine amorphe Siliciumdünnschicht auf einem Substrat verwendet wurde, auf dem eine Dünnschicht aus Spuren von Nickel gebildet worden war, konnte ein ähnlicher kristalliner Zustand mit einer Erwärmung von nur etwa 4 Stunden erhalten werden. Es wurde eine Raman-Spektroskopie verwendet, um diese Kristallisation zu beurteilen. Es ist anhand dieses Ergebnisses allein klar, daß die Wirkung von Nickel außergewöhnlich ist.

[0040] Wie anhand der vorstehenden Erklärung klar ist, wird es möglich, die Kristallisationstemperatur zu verringern und die zur Kristallisation erforderliche Zeit zu verkürzen, falls eine amorphe Siliciumdünnschicht auf einer unter Verwendung von Spuren von Nickel gebildeten Dünnschicht gebildet wird. Hier wird unter der Annahme, daß der Prozeß zur Herstellung eines TFT verwendet wird, eine detailliertere Erklärung gegeben. Die Beschreibung ist später eingehender, die gleiche Wirkung wird jedoch nicht nur dann erreicht, wenn eine Dünnschicht

schicht aus Nickel auf dem Substrat gebildet wird, sondern auch, wenn sie auf dem amorphen Silicium gebildet wird, und auch, wenn sie durch Ionenimplantation oder dergleichen gebildet wird, weshalb in der vorliegenden Beschreibung all diese nachfolgenden Behandlungen als "Hinzufügen von Spuren von Nickel" bezeichnet werden.

[0041] Zuerst wird ein Verfahren für den Zusatz von Spuren von Nickel erklärt. Für das Hinzufügen von Spuren von Nickel wird klarerweise die gleiche Temperaturverringerungswirkung entweder durch ein Verfahren zum Bilden einer Dünnschicht, die Spuren von Nickel auf einem Substrat enthält, wobei darauf dann eine amorphe Siliciumschicht gebildet wird, oder durch ein Verfahren, bei dem zuerst die amorphe Siliciumschicht gebildet wird und dann die Spuren von Nickel enthaltende Dünnschicht gebildet wird, bereitgestellt, und das Bilden der Schichten kann durch Sputtern, Bedampfen oder Plasmabehandlung erfolgen, wobei herausgefunden wurde, daß die Wirkung ungeachtet des Filmbildungsverfahrens erreicht wird. Die Plasmabehandlung bezeichnet einen Prozeß, bei dem ein Material, das ein katalytisches Element enthält, als die Elektroden in einer flachen, parallelen Plasma-CVD-Vorrichtung oder einer Glimmsäulen-Plasma-CVD-Vorrichtung verwendet wird und ein Plasma in einer Atmosphäre von Stickstoff, Wasserstoff usw. erzeugt wird, um das katalytische Element in die amorphe Siliciumschicht aufzunehmen.

[0042] Falls jedoch eine Dünnschicht, die Spuren von Nickel enthält, auf einem Substrat gebildet wird, ist die Wirkung stärker, wenn statt der direkten Bildung einer Spuren von Nickel enthaltenden Dünnschicht auf einem 7059-Glassubstrat eine Siliciumoxid-Dünnschicht zuerst auf dem Substrat gebildet wird und die Spuren von Nickel enthaltende Dünnschicht darüber gebildet wird. Einer der Gründe, der hierfür vorstellbar ist, besteht darin, daß ein direkter Kontakt zwischen dem Silicium und dem Nickel für die vorliegende Niedertemperaturkristallisation wesentlich ist, und es wird angenommen, daß im Fall des 7059-Glases andere Bestandteile als Silicium den Kontakt oder die Reaktion zwischen dem Silicium und dem Nickel stören könnten.

[0043] Weiterhin wurde in etwa die gleiche Wirkung bestätigt, wenn das für den Zusatz von Spuren von Nickel verwendete Verfahren nicht die Bildung eines Dünnschicht in Kontakt mit der Oberseite oder der Unterseite des amorphen Siliciums, sondern vielmehr das Hinzufügen durch Ionenimplantation aufwies.

[0044] Hinsichtlich der Nickelmenge sei bemerkt, daß eine niedrigere Temperatur festgestellt wurde, wenn 1×10^{15} Atome/cm³ oder mehr hinzugefügt wurden, daß jedoch das Hinzufügen von 1×10^{21} Atomen/cm³ oder mehr zu Spitzen des Raman-Spektrums führte, deren Form von derjenigen einfachen Siliciums klar abwich, und es wird daher angenommen, daß der praktisch verwendbare Bereich zwischen 1×10^{15} Atomen/cm³ und 5×10^{19} Atomen/cm³ liegt. Angesichts der physikalischen Eigenschaften eines als aktive Schicht eines TFT zu verwendenden Halbleiters muß diese Menge weiterhin innerhalb von 1×10^{15} Atomen/cm³ bis 1×10^{19} Atomen/cm³ gehalten werden.

[0045] Dennoch ist es nicht vorteilhaft, wenn eine große Menge eines Elements, wie vorstehend erwähnt wurde, in einem Halbleiter vorhanden ist, weil dadurch die Zuverlässigkeit und die elektrische Stabilität einer Vorrichtung, bei der ein solcher Halbleiter verwendet wird, verringert wird.

[0046] Mit anderen Worten ist das vorstehend erwähnte kristallisationsfördernde Element, wie Nickel (gemäß der vorliegenden Beschreibung wird das kristallisationsfördernde Element als "katalytisches Element" bezeichnet), für die Kristallisation des amorphen Siliciums erforderlich, es ist davon jedoch vorzugsweise so wenig wie möglich in dem kristallisierten Silicium enthalten. Um dies zu erreichen, wird ein Element als katalytisches Element ausgewählt, das in dem kristallinen Silicium eine sehr inaktive Tendenz hat, und die Menge des eingebrachten katalytischen Elements wird so weit wie möglich verringert, so daß die Kristallisation mit einer minimalen Menge des katalytischen Elements ausgeführt wird. Es wurde hinsichtlich dieser Menge herausgefunden, daß sich eine nachteilige Wirkung auf die Eigenschaften der Vorrichtung ergibt, wenn die Nickelkonzentration der aktiven Schicht nicht 1×10^{19} Atome/cm³ oder weniger beträgt. Aus diesem Grund muß die vorstehend erwähnte Dosis des katalytischen Elements bei der Einführung streng gesteuert werden.

[0047] Zusätzlich sind die folgenden Punkte bei einer detaillierten Untersuchung des Kristallisationsprozesses usw. ersichtlich geworden, wenn ein amorpher Siliciumfilm gebildet wurde und dann Nickel durch Plasmabehandlung als katalytisches Element hinzugefügt wurde, um eine kristalline Siliciumschicht zu bilden.

- (1) Wenn Nickel durch Plasmabehandlung auf den amorphen Siliciumfilm aufgebracht wird, dringt das Nickel selbst vor der Wärmebehandlung bis zu einer erheblichen Dicke in den amorphen Siliciumfilm ein
- (2) Die anfängliche Erzeugung von Kristallkernen geschieht von der Oberfläche aus, an der das Nickel eingebracht wurde.
- (3) Selbst wenn Nickel verwendet wird, um den Film durch Aufdampfen auf der amorphen Siliciumschicht zu bilden, geschieht die Kristallisation in der gleichen Weise wie bei der Plasmabehandlung.

[0048] Es kann anhand der erwähnten Punkte gefolgert werden, daß nicht das gesamte durch die Plasmabehandlung eingeführte Nickel wirksam verwendet wird. Das heißt, daß selbst dann, wenn eine große Menge Nickel eingebracht wird, davon ausgegangen wird, daß etwas Nickel vorhanden ist, das nicht ausreichend verwendbar ist. Hieraus wird gefolgert, daß der Kontaktpunkt (die Kontaktfläche) zwischen dem Nickel und dem Silicium der Schlüssel für eine Niedertemperaturkristallisation ist. Es kann daraus geschlossen werden, daß

das Nickel in diskreter Weise höchstmöglich fein verteilt werden muß. Das heißt, daß gefolgert werden kann, daß "es erforderlich ist, daß das Einbringen von Nickel mit möglichst geringer Konzentration innerhalb eines möglichen Bereichs durch seine Dispersion in diskreter Weise in der Nähe der Oberfläche der amorphen Siliciumschicht erfolgt".

[0049] Als Verfahren zum Einbringen der Nickelspuren in nur den Bereich in der Nähe der Oberfläche der amorphen Siliciumschicht, also ein Verfahren zum Einbringen von Spuren des kristallisationsfördernden katalytischen Elements nur in den Bereich in der Nähe der Oberfläche der amorphen Siliciumschicht kann der Verdampfungsprozeß erwähnt werden, er weist jedoch den Nachteil auf, daß er schlecht steuerbar ist und daß es dabei schwierig ist, die Menge des eingebrachten katalytischen Elements streng zu steuern.

[0050] Weil die Menge des eingebrachten katalytischen Elements weiterhin so klein wie möglich sein muß, ergibt sich häufig das Problem einer nicht zufriedenstellenden Kristallisation, so daß es wichtig ist, die Menge des katalytischen Elements geeignet einzustellen. Zum Lösen dieser Probleme haben die vorliegenden Erfinder ein Verfahren zum Hinzufügen eines katalytischen Elements unter Verwendung einer Lösung erfunden, wengleich in der vorliegenden Beschreibung auf eine detaillierte Erläuterung davon verzichtet wird. Es hat sich gezeigt, daß bei Verwendung dieses Verfahrens die Konzentration des katalytischen Elements innerhalb eines Bereichs von 1×10^{16} Atomen/cm³ bis 1×10^{19} Atomen/cm³ gesteuert werden kann. Weiterhin wurde durch Untersuchungen der vorliegenden Erfinder herausgefunden, daß als anderes katalytisches Element als Nickel, das die gleiche Wirkung aufweist, ein oder mehrere aus der aus Pd, Pt, Cu, Ag, Au, In, Sn, Pb, As und Sb bestehenden Gruppe ausgewählte Elemente verwendet werden kann.

[0051] Nun werden die Charakteristiken des Kristallwachstums und der kristallinen Form, wenn Spuren von Nickel hinzugefügt werden, erörtert, wobei zusätzlich der Kristallisationsmechanismus erklärt wird, der auf der Grundlage davon angenommen wird.

[0052] Wie vorstehend beschrieben wurde, wurde darüber berichtet, daß, falls Nickel hinzugefügt wird, Kerne zufällig aus den Kristallkernen an der Grenzfläche mit dem Substrat usw. erzeugt werden und daß das Kristallwachstum von diesen Kernen ebenfalls zufällig erfolgt und daß Kristalle, die eine relative (110)- oder (111)-Orientierung aufweisen, abhängig vom Herstellungsverfahren erhalten werden und daß als natürliche Konsequenz davon ein Kristallwachstum beobachtet wird, das über die gesamte Dünnschicht in etwa gleichmäßig erfolgt.

[0053] Zuerst wurde zum Bestimmen des Mechanismus eine Analyse mit einem DSC (differentielles Abtastkalorimeter) ausgeführt. Eine durch Plasma-CVD auf einem Substrat gebildete amorphe Siliciumdünnschicht wurde mit dem Substrat in einen Probenbehälter eingebracht, und die Temperatur wurde mit konstanter Rate erhöht. Ausgeprägte exotherme Spitzen wurden bei etwa 700°C beobachtet, und es wurde eine Kristallisation beobachtet. Natürlicherweise verschob sich diese Temperatur, wenn die Temperaturerhöhungsrate geändert wurde, und wenn die Rate beispielsweise 10°C/min betrug, begann die Kristallisation bei 700,9°C. Als nächstes wurden Messungen mit drei verschiedenen Temperaturerhöhungsraten vorgenommen, und die Aktivierungsenergien des Kristallwachstums nach der anfänglichen Erzeugung von Kernen wurden durch das Ozawa-Verfahren bestimmt. Hieraus ergab sich ein Wert von etwa 3,04 eV. Wenn die Reaktionsratengleichung weiterhin durch Anpassen an die theoretische Kurve bestimmt wurde, wurde herausgefunden, daß sie sich am leichtesten durch ein Modell einer ungeordneten Erzeugung von Kernen und eines Wachstums von diesen erklären ließ, wodurch das Merkmal des Modells bestätigt wurde, daß Kerne zufällig aus Kristallkernen an der Grenzfläche mit dem Substrat usw. erzeugt werden und daß ein Kristallwachstum von diesen Kernen auftritt.

[0054] Messungen, die mit den vorstehend erwähnten vollkommen identisch sind, wurden auch unter Hinzufügung von Spuren von Nickel ausgeführt. Dies führte zum Einleiten der Kristallisation bei 619,9°C bei einer Temperaturerhöhungsrate von 10°C/min, und die durch eine Reihe dieser Messungen bestimmte Aktivierungsenergie für das Kristallwachstum betrug etwa 1,87 eV, wodurch auch numerisch das Auftreten des Kristallwachstums dargestellt wird. Zusätzlich lag die durch Anpassen an die theoretische Kurve bestimmte Reaktionsratengleichung näher bei derjenigen eines eindimensionalen, durch die Rate an der Grenzfläche bestimmten Modells, wodurch ein Kristallwachstum mit einer Orientierung in einer bestimmten Richtung nahegelegt wird.

[0055] Die anhand der vorstehend erwähnten thermischen Analyse erhaltenen Daten sind in der nachstehenden Tabelle 5 angegeben.

[0056] Die in Tabelle 5 dargestellten Aktivierungsenergien wurden durch Messen der von der Probe während des Erwärmens der Probe abgegebenen Wärmemenge und unter Verwendung der Ergebnisse zur Berechnung durch ein als das Ozawa-Verfahren bekanntes analytisches Verfahren bestimmt.

Tabelle 5

Kristallisationsgrad	Aktivierungsenergie (eV)	Aktivierungsenergie (eV)
	Nickel hinzugefügt	kein Nickel hinzugefügt
10 %	2,04	2,69
30 %	1,87	2,90
50 %	1,82	3,06
70 %	1,81	3,21
90 %	1,83	3,34
durchschnittlich	1,87	3,04

[0057] Die Aktivierungsenergien in der vorstehenden Tabelle 5 sind die Parameter, die die Leichtigkeit der Kristallisation angeben, und größere Werte geben eine schwierigere Kristallisation an, während kleinere Werte eine leichtere Kristallisation angeben. Nach Tabelle 5 haben die Proben, zu denen Nickel hinzugefügt wurde, mit fortschreitender Kristallisation eine niedrigere Aktivierungsenergie. Das heißt, daß die Kristallisation beim Fortschreiten leichter erfolgt. Es ist andererseits dargestellt, daß bei den gemäß dem Stand der Technik ohne Hinzufügen von Nickel hergestellten kristallinen Siliciumschichten die Aktivierungsenergie im Laufe der Kristallisation ansteigt. Dies zeigt, daß die Kristallisation beim Fortschreiten schwieriger wird. Wenn die Durchschnittswerte der Aktivierungsenergien verglichen werden, beträgt der Wert für die unter Hinzufügen von Nickel kristallisierte Siliciumschicht weiterhin etwa 62 % desjenigen der ohne Hinzufügen von Nickel hergestellten kristallinen Siliciumschicht, wobei dies auch auf die Leichtigkeit der Kristallisation einer amorphen Siliciumschicht mit hinzugefügtem Nickel hinweist.

[0058] Nachstehend werden die Beobachtungsergebnisse der kristallinen Form des Films beschrieben, wozu Spuren von Nickel hinzugefügt wurden, wobei 800 Å messendes amorphes Silicium als Ausgangsschicht verwendet wurde, wobei die Beobachtung durch ein TEM (Transmissionselektronenmikroskop) erfolgte. Ein charakteristisches Phänomen, das anhand der Ergebnisse der TEM-Beobachtung klar ist, besteht darin, daß das Kristallwachstum in den Bereichen, in denen Nickel hinzugefügt wurde, von demjenigen in den umgebenden Abschnitten abweicht. Das heißt, daß eine Schnittansicht der Bereiche, in denen Nickel hinzugefügt wurde, zeigt, daß ein Moiré- oder Gitter-Bild-artiger Streifen in etwa senkrecht zum Substrat vorhanden ist, was zu der Schlußfolgerung führt, daß das hinzugefügte Nickel oder seine mit Silicium gebildete Verbindung als Kristallisationskern wirkt und daß die Kristalle in der gleichen Weise wie ein Film, zu dem kein Nickel hinzugefügt wurde, in etwa senkrecht zum Substrat wachsen. Weiterhin wurde in den Bereichen um denjenigen herum, in dem Nickel hinzugefügt wurde, ein Zustand beobachtet, in dem parallel zum Substrat ein nadelartiges oder säulenförmiges Kristallwachstum auftrat.

[0059] Eine detailliertere Erklärung dieser Phänomene wird unter Verwendung der folgenden Symbole gegeben, der auf dem Gebiet der Kristallographie grundlegend sind. Erstens wird $\{hkl\}$ verwendet, um alle Ebenen anzugeben, die zur (hkl) -Ebene äquivalent sind. Ebenso wird $\langle hkl \rangle$ verwendet, um alle Achsen anzugeben, die zur $[hkl]$ -Achse äquivalent sind.

[0060] Die Ergebnisse der morphologischen Beobachtung der Kristalle um den Bereich, in dem Nickel hinzugefügt wurde, werden nachstehend erörtert. Zunächst kam die Tatsache, daß eine Kristallisation in Bereichen auftrat, in denen keine Spuren von Nickel direkt eingebracht wurden, unerwartet, als jedoch die Nickelkonzentration in dem Abschnitt, in dem Spuren von Nickel hinzugefügt waren, in dem Abschnitt seitlichen Kristallwachstums um diesen herum (nachstehend als "Abschnitt seitlichen Wachstums" bezeichnet) und in den ferneren amorphen Abschnitten (in den sehr ferneren Abschnitten trat keine Niedertemperaturkristallisation auf) durch SIMS (Sekundärionen-Massenspektrometrie) bestimmt worden war, wie in **Fig. 17** dargestellt ist, wurde in den Abschnitten seitlichen Wachstums eine niedrigere Konzentration als in den Abschnitten, in denen Spuren von Nickel hinzugefügt waren, erfaßt, und die amorphen Abschnitte wiesen einen um etwa eine Größenordnung kleineren Wert auf. Mit anderen Worten wurde angenommen, daß das Nickel über einen ziemlich breiten Bereich diffundiert war und daß die Kristallisation in den Bereichen um die Bereiche, in denen Nickel hinzugefügt war, auch eine Wirkung des Zusatzes von Spuren von Nickel war.

[0061] Zunächst ist in **Fig. 13** ein Oberflächen-TEM-Bild des Gebiets um den Bereich des Zusatzes von Nickel mit 800 Å dickem amorphem Silicium dargestellt. Diese Figur zeigt klar die charakteristische nadelartige oder säulenförmige Kristallisation mit gleichmäßiger Breite in einer im wesentlichen zum Substrat parallelen Richtung. Weiterhin ist am Vorderabschnitt des Kristalls eine Schicht sichtbar, die einen anderen Kontrast als die anderen Abschnitte des Kristalls hat, und es wurde anhand der Ergebnisse nachfolgender hochauflösender

TEM und TEM-EDX herausgefunden, daß dieser Abschnitt aus NiSi besteht, was darauf hinweist, daß eine NiSi-Schicht senkrecht zur Kristallwachstumsrichtung vorhanden ist. (Diese hängt von der Filmdicke ab, wie später erklärt wird.) Das im wesentlichen zum Substrat parallele seitliche Wachstum wurde bis zu einigen hundert Mikrometern von dem Bereich des Zusatzes von Spuren von Nickel beobachtet, und es wurde herausgefunden, daß der Grad des Wachstums auch proportional zur Zunahme der Zeit und der Temperatur zunahm. Beispielsweise wurde bei einem Kristallwachstum von 4 Stunden bei 550°C ein Wachstum von etwa 20 µm beobachtet. Als nächstes zeigt **Fig. 14** ein TED-Muster (Elektronenstrahl-Beugungsbild) für drei Punkte in dem vorstehend erwähnten Bereich nadelförmigen oder säulenartigen Kristallwachstums. Dieses TED-Muster wurde aus einer zum Substrat senkrechten Richtung aufgenommen. Das Muster zeigt die kristalline Struktur der Siliciumschicht. Ein Blick auf dieses Muster zeigt klar, daß es sehr einfach ist, so daß es so scheint, daß es aus Einzelkristallen oder höchstens gepaarten Kristallen zusammengesetzt ist, und die Orientierung der Kristalle ist sehr gleichmäßig. Es ist anhand dieses Musters klar, daß die Achsenrichtung des Kristalls, die sich aus dem seitlichen Wachstum unter Verwendung des vorstehend erwähnten 800 Å dicken amorphen Siliciumfilms als Anfangsfilm ergibt, die $\langle 111 \rangle$ -Richtung ist. Diese Beziehung ist in **Fig. 16** dargestellt.

[0062] Auf der Grundlage der vorstehend erwähnten experimentellen Tatsachen ergibt sich, daß die Kristallisation durch den folgenden Mechanismus gefördert wird.

[0063] Hinsichtlich des vertikalen Wachstums sei zunächst bemerkt, daß die Erzeugung von Kernen in der Anfangsphase der Kristallisation auftritt und daß die Aktivierungsenergie zu dieser Zeit wegen der Spuren von Nickel verringert ist. Dies ist anhand der Tatsache offensichtlich, daß durch das Hinzufügen von Nickel bewirkt wird, daß die Kristallisation bei einer geringeren Temperatur auftritt, und es wird angenommen, daß der Grund hiervon darin besteht, daß zusätzlich zur Wirkung des Nickels als Fremdstoff eine der aus Nickel und Silicium bestehenden intermetallischen Verbindungen (NiSi), der bei einer Temperatur erzeugt werden, die niedriger ist als die Kristallisationstemperatur des amorphen Siliciums, als Kristallisationskern wirkt, weil ihre Gitterkonstante in der Nähe derjenigen kristallinen Siliciums liegt. Weiterhin geschieht diese Erzeugung von Kernen über die gesamte Oberfläche des Bereichs des Zusatzes von Nickel fast gleichzeitig, so daß der Mechanismus des Kristallwachstums bewirkt, daß das Wachstum in einer Ebene auftritt, so daß die Reaktionsratengleichung einen Schritt des Bestimmens einer eindimensionalen Grenzflächenrate widerspiegelt, wobei die erhaltenen Kristalle in einer im wesentlichen zum Substrat senkrechten Richtung gewachsen sind. Die Kristallachsen sind jedoch wegen Beschränkungen der Filmdicke, Spannungen usw. nicht vollkommen gleichmäßig.

[0064] Weil die horizontale Richtung in bezug auf das Substrat homogener ist als die senkrechte Richtung, wachsen die nadelförmigen oder säulenartigen Kristalle nichtsdestoweniger gleichmäßig in seitlicher Richtung, wobei der Abschnitt, in dem Nickel hinzugefügt wurde, als Kern wirkt, wobei die Richtung der Wachstumsebene $\langle 111 \rangle$ ist. Falls beispielsweise ein 800 Å dicker amorpher Siliciumfilm verwendet wird, erfolgt das Kristallwachstum ebenfalls in $\langle 111 \rangle$ -Richtung. Offensichtlich wird auch in diesem Fall angenommen, daß die Reaktionsratengleichung die eindimensionale Grenzflächenrate bestimmt. Wie früher beschrieben wurde, wird erwartet, daß die Rate des seitlichen Wachstums sehr hoch ist, weil die Aktivierungsenergie für das Kristallwachstum durch das Hinzufügen von Nickel verringert wird, und dies war tatsächlich der Fall.

[0065] Es werden nun die elektrischen Eigenschaften der vorstehenden Abschnitte, in denen Spuren von Nickel hinzugefügt wurden, und der umgebenden Abschnitte seitlichen Wachstums erklärt. Hinsichtlich der elektrischen Eigenschaften des Bereichs, in dem Spuren von Nickel hinzugefügt wurden, sei bemerkt, daß die Leitfähigkeit in etwa den gleichen Wert hatte wie eine Schicht, zu der kein Nickel hinzugefügt wurde, oder eine für einige Dutzend Stunden auf etwa 600 °C erwärmte Schicht. Wenn die Aktivierungsenergie weiterhin anhand der Temperaturabhängigkeit der Leitfähigkeit bestimmt wurde, wurde kein Verhalten beobachtet, das anscheinend dem Niveau von Nickel zuzuschreiben war, falls die Menge des Nickels etwa 10^{17} Atome/cm³ bis 10^{18} Atome/cm³ betrug, wie vorstehend erwähnt wurde. Mit anderen Worten führen die experimentellen Tatsachen zu der Annahme, daß der Film innerhalb des vorstehend erwähnten Konzentrationsbereichs als die aktive Schicht eines TFT usw. verwendet werden kann.

[0066] Dagegen hatten die Abschnitte seitlichen Wachstums eine Leitfähigkeit, die um eine Größenordnung oder mehr höher war als im Bereich, in dem Spuren von Nickel hinzugefügt waren, wobei es sich um einen hohen Wert für Siliciumhalbleiter mit einer Kristallinität handelt. Es wird angenommen, daß dies darauf zurückzuführen ist, daß in den Abschnitten zwischen den Elektroden, durch die Elektronen hindurchtreten, die Korngrenze entweder gering oder praktisch nicht vorhanden war, weil die Flußrichtung des Stroms mit der Richtung des seitlichen Wachstums der Kristalle übereinstimmte, so daß kein Widerspruch zu den Ergebnissen auftrat, die in den Transmissionselektronen-Mikrophotographien ersichtlich wurden. Es ist daher vorstellbar, daß wegen der Wanderung der Ladungsträger entlang der Korngrenze der nadelartig oder säulenförmig wachsenden Kristalle eine Bedingung erzeugt wurde, unter der die Ladungsträger leicht wandern konnten.

[0067] **Fig. 15** ist eine TEM-Photographie, die die kristalline Struktur des Siliciums zeigt, worin eine vergrößerte Ansicht des in **Fig. 13** dargestellten vorderen Abschnitts des vorstehend erwähnten nadelartigen oder säulenförmigen Kristallwachstums gezeigt ist. In **Fig. 15** ist im vorderen Teil ein schwarzer Abschnitt dargestellt, und dieser Abschnitt besteht klarerweise aus NiSi, wie vorstehend erwähnt wurde. Das heißt, daß Nickel

an der Kristallisationsfront konzentriert ist, worin ein nadelartiges oder säulenförmiges Kristallwachstum parallel zum Substrat auftrat, und es ist zu verstehen, daß die Nickelkonzentration in den Zwischenbereichen gering ist.

[0068] Hierbei kann als eine der Wirkungen der vorliegenden Erfindung die Tatsache erwähnt werden, daß der Beweglichkeitsgrad der Ladungsträger vergrößert wird, indem die Richtung entlang der Kristallkorngrenze im wesentlichen an die Wanderungsrichtung der Ladungsträger in der Halbleitervorrichtung (beispielsweise ein TFT) angepaßt wird. Weiterhin wird durch Vermeiden des vorderen Teils der Bereiche, in denen das Kristallwachstum parallel zum Substrat auftritt, und durch an Stelle von diesem erfolgendes Verwenden der Zwischenbereiche, also der Bereiche zwischen dem vorderen Teil des in seitlicher Richtung erfolgenden Wachstums des kristallinen Siliciumfilms und des Bereichs, in dem Nickel hinzugefügt wurde, die kristalline Siliciumschicht mit einer leichten Migration der Ladungsträger sowie einer niedrigen Nickelkonzentration verwendet.

[0069] Die Richtung entlang der Kristallkorngrenze ist die Richtung des nadelartigen oder säulenförmigen Kristallwachstums, und bei einer Filmdicke von 800 Å (genauer gesagt wurde dies auch für größere Filmdicken herausgefunden), ist diese Wachstumsrichtung die Richtung, in der die Kristallinität in Richtung der <111>-Achse erfolgt, und wie vorstehend erwähnt wurde, ist diese Richtung auch die Richtung, die in bezug auf die anderen Richtungen (beispielsweise die Richtung senkrecht zum Kristallwachstum) eine selektiv hohe Leitfähigkeit aufweist. Weiterhin besteht ein wirkliches Problem darin, daß es schwierig ist, die Richtung des Kristallwachstums vollkommen in Übereinstimmung mit der Flußrichtung der Ladungsträger zu bringen, und die Kristalle wachsen auch nicht über die ganze Fläche in gleichmäßiger Richtung. Dementsprechend wird in der Praxis die Richtung des Kristallwachstums anhand eines Durchschnitts von Richtungen bestimmt. Weiterhin wird davon ausgegangen, daß diese Richtung und die Flußrichtung der Ladungsträger übereinstimmen, falls sie innerhalb von etwa $\pm 20^\circ$ voneinander liegen und wenn eine 800 Å dicke amorphe Siliciumschicht verwendet wird, und es wurde herausgefunden, daß sie klar gut innerhalb dieses Bereichs liegen.

[0070] Es wird nun ein Verfahren zum Steuern der Teilchengröße und der Orientierung erklärt. Die Proben, in die katalytische Elemente zur Kristallisation eingeführt wurden, wurden einer Röntgenbeugung unterzogen, und die folgenden Punkte wurden als Parameter untersucht.

- Es wurde ein Vergleich zwischen dem Aufbringen eines katalytischen Elements auf die Oberfläche der amorphen Siliciumschicht und seinem Einbringen an der Grenzfläche mit dem darunterliegenden Film ausgeführt.
- Es wurde ein Vergleich zwischen dem Bereich, in dem ein Katalysator hinzugefügt wurde (in der vorliegenden Beschreibung als "Bereich vertikalen Wachstums" bezeichnet) und den umgebenden Bereichen seitlichen Wachstums ausgeführt.
- Es wurde die Abhängigkeit von der Dickenänderung des amorphen Siliciumfilms untersucht.
- Es wurde die Abhängigkeit von der Änderung der Katalysatorkonzentration untersucht.
- In den Fällen, in denen der Prozeß seitlichen Wachstums verwendet wurde, wurde ein Vergleich zur Auswahl zwischen einer Struktur, bei der der obere Bereich seitlichen Wachstums oben und unten sandwichförmig durch Siliciumoxid eingeschlossen ist, und einer Struktur, bei der sich an der oberen Fläche kein Siliciumoxid befindet, ausgeführt.

[0071] Weiterhin wurde zum quantitativen Beurteilen der Tendenz, die beobachtet wird, wenn die vorstehend erwähnten Parameter geändert wurden, das (111)-Orientierungsverhältnis so definiert, wie in der nachstehenden Gleichung 1 dargestellt ist, und es wurde der Standard für eine hohe (111)-Orientierung als (111)-Orientierungsverhältnis von 0,67 oder darüber definiert. (Für ein vollständig zufällig orientiertes Pulver ist das (111)-Orientierungsverhältnis nach der vorstehenden Definition 0,33, und falls das Verhältnis zweimal so groß ist wie dieses Verhältnis oder höher, wird es als nicht problematisch angesehen, diese als die (111)-Orientierung zu bezeichnen.)

Gleichung 1

Rate der (111)-Orientierung = 1 (konstant)

Rate der (220)-Orientierung = [relative Stärke von (220) zu (111) für die Probe]/[relative Stärke von (220) zu (111) für Pulver]

Rate der (311)-Orientierung = [relative Stärke von (311) zu (111) für die Probe]/[relative Stärke von (311) zu (111) für Pulver]

(111)-Orientierungsverhältnis = [Rate der (111)-Orientierung]/[Rate der (111)-Orientierung + (220)-Orientierung + Rate der (311)-Orientierung]

[0072] Anhand der Ergebnisse für das (111)-Orientierungsverhältnis wurden die in den Tabellen 1 bis 4 und in **Fig. 1** dargestellten Ergebnisse erhalten.

Tabelle 1

Ort des Katalysatorzusatzes	Orientierung	Teilchengröße
Siliciooberfläche	Relativ zufällig	Gleichmäßig
Grenzfläche mit Substrat	Stark (111)	Gleichmäßig

Tabelle 2

Wachstumsverfahren	Orientierung	Teilchengröße
Vertikales Wachstum	Relativ zufällig	Gleichmäßig
Seitliches Wachstum	Stark (111)	Gleichmäßig

Tabelle 3

Dünn ← Filmdicke → Dick
Stark ← (111)-Orientierung → Schwach

Tabelle 4

Vorhandensein eines Oxidfilms
an der oberen Fläche
Vorhanden
Nicht vorhanden

Orientierung
Im wesentlichen (111)
Veränderlich infolge der Schichtdicke

[0073] Die Herstellungsverfahren waren mit Ausnahme der in den Tabellen angeführten Parameter alle gleich, wobei Nickel als katalytisches Element verwendet wurde, das Nickel durch ein Lösungsmittel hinzugefügt wurde (nachstehend als das Flüssigkeitsphasenverfahren bezeichnet) und in Fällen, in denen es keinen Hinweis auf ein seitliches Wachstum gab, ein vertikales Wachstum durch Aufbringen der Lösung auf die Siliciooberfläche verwendet wurde. Bei dem Experiment, bei dem die Funktionsweise jedoch bei Vorhandensein oder Nichtvorhandensein einer Siliciooxidschicht auf der Oberfläche beim Prozeß seitlichen Wachstums verglichen wurde, wurde zum Bewirken eines Prozesses seitlichen Wachstums ohne Siliciooxid auf der oberen Fläche eine Lösung mit hinzugefügtem Nickel für SOG in der Art von OCD oder dergleichen verwendet, und das OCD wurde nur in dem Bereich direkten Zusatzes (Bereich vertikalen Wachstums) belassen, um eine Struktur zu erzeugen, in der in dem Bereich für das seitliche Wachstum kein Siliciooxid vorhanden war. Weiterhin wurde das Wachstum der festen Phase (in der Zeichnung auch mit SPC bezeichnet) durch Erwärmen auf 550 °C für 8 Stunden induziert, und ihm folgte eine Laserkristallisation (die Kristallinität kann durch diese komplementäre Behandlung dramatisch erhöht werden) bei 300 mJ/cm².

[0074] Die Ergebnisse des Änderns des Orts des Zusatzes des Katalysators sind in Tabelle 1 angegeben, worin die spezifische Tendenz einer vollständig verschiedenen Orientierung gezeigt ist, selbst wenn nur eine Änderung des Orts des Zusatzes auftritt. Für die Teilchengröße wurde praktisch keine Abhängigkeit vom Ort des Zusatzes gefunden, und wenn die Teilchengrößen an beliebigen Orten gemessen wurden, wurde herausgefunden, daß die Breite der Verteilung in etwa die Hälfte derjenigen in den Fällen war, in denen kein katalytisches Element hinzugefügt wurde, weshalb klarerweise eine gleichmäßige Teilchengröße erhalten wurde.

[0075] Tabelle 2 gibt die Ergebnisse des Änderns des Verfahrens des Kristallwachstums an, und es ist darin ein Vergleich zwischen einem Fall, in dem Nickel über die gesamte Oberfläche eingebracht wurde (vertikales Wachstum) und einem Fall, in dem ein Siliciooxidfilm auf dem amorphen Silicio gebildet wurde (Siliciooxidabdeckung), dargestellt, wobei das Siliciooxid strukturiert wurde, um Öffnungen für das katalytische Element zu bilden, und ein seitliches Wachstum von diesen Öffnungen induziert wurde. Der Abschnitt vertikalen Wachstums war dabei relativ zufällig, wobei fast alle Abschnitte seitlichen Wachstums, die mit dem Siliciooxidfilm bedeckt waren, eine (111)-Orientierung aufwiesen, wenngleich dies von der Schichtdicke abhing. (Die Abhängigkeit von der Schichtdicke wird nachstehend beschrieben.) Tabelle 3 zeigt die Abhängigkeit von der Schichtdicke, und wenn Experimente für Schichtdicken von 300 Å bis 5000 Å ausgeführt wurden, wurde in den

Abschnitten seitlichen Wachstums eine klare Tendenz zu einer stärkeren (111)-Orientierung für kleinere Schichtdicken beobachtet. Es wurde im Bereich von 400 Å bis 800 Å in etwa innerhalb der Fehlergrenze eine Linearität entdeckt, wie in **Fig. 9** dargestellt ist. Weil der Abschnitt vertikalen Wachstums von Beginn an zufällig war, wurde keine offensichtliche Tendenz gefunden.

[0076] Tabelle 4 zeigt die Vergleichsergebnisse für die Auswirkung des Vorhandenseins oder des Nichtvorhandenseins einer Oberflächen-Siliciumoxidschicht auf den Prozeß des seitlichen Wachstums, und wie vorstehend erwähnt wurde, war im Fall der Proben, der dem Prozeß des seitlichen Wachstums unterzogen wurden, ohne daß Siliciumoxid an der oberen Fläche vorhanden war, wenngleich sich die Orientierung abhängig von der Schichtdicke änderte, keine (111)-Orientierung vorhanden, während die durch den Prozeß des seitlichen Wachstums erhaltene Orientierung des kristallinen Siliciums, wobei Siliciumoxid an der Oberfläche vorhanden war, vorherrschend die (111)-Orientierung war, wobei, wie **Fig. 9** deutlich zeigt, insbesondere bei 800 Å oder weniger eine ziemlich starke (111)-Orientierung vorhanden war. Hieraus läßt sich schließen, daß die (111)-Orientierung verstärkt werden kann, indem die Schichtdicke zu 800 Å oder kleiner gemacht wird.

[0077] **Fig. 1** zeigt eine Darstellung der Abhängigkeit des seitlichen Wachstums von Änderungen der Nickel-dosis, wobei die horizontale Achse die Dosis für das Hinzufügen in der Flüssigkeitsphase unter Verwendung von Nickelacetat oder Nitrat zeigt und die linke vertikale Achse das (111)-Orientierungsverhältnis zeigt und die rechte vertikale Achse den Anteil des Bereichs der Siliciumschicht, der durch Festphasenwachstum vor der Laserkristallisation kristallisiert ist, zeigt. Es ist anhand dieser Graphik klar, daß es möglich ist, das (111)-Orientierungsverhältnis frei von einer zufälligen zu einer (111)-Orientierung zu ändern, indem die Konzentration des katalytischen Elements geändert wird. Es ist weiterhin zu verstehen, daß diese die Änderungen der Anteile in Fällen, in denen vor der Laserkristallisation ein Festphasenwachstum auftrat, vollkommen in Übereinstimmung bringen, was dadurch bestätigt wurde, daß die gleiche Tendenz in anderen Fällen beobachtet wurde, in denen der Anteil des Festphasenwachstums, der vor der Laserkristallisation auftrat, geändert wurde, indem an Stelle der Konzentration die Erwärmungstemperatur und die Erwärmungszeit geändert wurden.

[0078] Hinsichtlich der Teilchengröße, der in der Zeichnung nicht dargestellt ist, wurde durch Beobachtung der Teilchengröße unter Verwendung eines optischen Mikroskops (es ist gegenwärtig nicht klar, ob das Objekt monokristallin ist) eine mit dieser Dosiserhöhung einhergehende Verringerung von 33 µm auf 20 µm bestätigt.

[0079] Hinsichtlich des Mechanismus der vorstehenden experimentellen Ergebnisse können in Bezug auf die Orientierungen alle Effekte als der Grad des Einflusses der Grenzfläche zwischen Silicium und Siliciumoxid während des Festphasenwachstums erklärt werden. In dieser Hinsicht läßt sich das vorstehende Phänomen folgendermaßen erklären.

[0080] Hinsichtlich der Ergebnisse in Tabelle 1 sei bemerkt, daß wenn ein katalytisches Element an der Grenzfläche mit dem Substrat eingebracht wird, die Orientierung zur Zeit der Kernerzeugung bereits durch das Substrat beeinflusst wird und daß die Wahrscheinlichkeit einer (111)-Orientierung an diesem Punkt hoch ist. Wenn im Vergleich Kerne an der oberen Fläche erzeugt werden, kann eine zufällige Erzeugung von Kernen bewirkt werden, ohne daß das Substrat einen Einfluß ausübt. Es wird daher angenommen, daß diese Faktoren das Kristallwachstum vollständig steuern.

[0081] Hinsichtlich der Ergebnisse in Tabelle 2 sei bemerkt, daß der Abschnitt vertikalen Wachstums den gleichen Mechanismus aufweist wie vorstehend beschrieben wurde, und hinsichtlich des seitlichen Wachstums sei bemerkt, daß angenommen wird, daß die Wachstumspunkte, weil sie wachsen, während sie in Kontakt mit dem Substrat und der Siliciumoxidabdeckung stehen, viel empfindlicher für ihren Einfluß sind.

[0082] Es wird hinsichtlich der Schichtdickenabhängigkeit in Tabelle 3 angenommen, daß falls die Schichtdicke vergrößert wird, der Anteil der Energie an der Grenzfläche mit dem darunterliegenden Siliciumoxid in bezug auf die gesamte freie Energie verringert ist, so daß die (111)-Orientierungskraft abgeschwächt ist.

[0083] Hinsichtlich der Ergebnisse der zwei seitlichen Wachstumsarten (der Filme mit einem Siliciumoxidfilm auf der oberen Fläche oder ohne diesen) in Tabelle 4 sei bemerkt, daß angenommen wird, daß der Film, bei dem die obere Fläche mit Siliciumoxid bedeckt ist, auf der Oberseite und der Unterseite mit Siliciumoxid bedeckt wird und die (111)-Orientierung aufweist, der die Grenzflächen stabilisiert. Dagegen wird angenommen, daß der Prozeß seitlichen Wachstums, der auftritt, während sich kein Siliciumoxid auf der oberen Fläche befindet, einen auf nur die Hälfte verringerten Grenzflächenbeitrag aufweist, wodurch die Beschränkung für die Orientierung in gleichem Maße verringert ist, so daß andere Orientierungen als (111) auftreten. Es ist zu verstehen, daß, wie vorstehend erwähnt wurde, beim Prozeß des seitlichen Wachstums, wobei sich keine Siliciumoxidschicht auf der oberen Fläche befindet, eine klare Korrelation zwischen der Schichtdicke und der Orientierung besteht. Wenn beispielsweise 500 Å messendes amorphes Silicium verwendet wurde, wurde eine starke (200)- oder (311)-Orientierung beobachtet. Es kann in dieser Hinsicht aus einer kristallographischen Analyse und anhand Photographien in der Art der in **Fig. 18** dargestellten gefolgert werden, daß das Kristallwachstum nach einem Mechanismus ähnlich dem in **Fig. 19** dargestellten erfolgt. Das heißt, daß die Kristallwachstumsebene 501 oder 506 die (111)-Ebene ist, und wenngleich er stets konstant ist, wird der Winkel, den diese Ebene mit dem Substrat bildet, fast ausschließlich durch die Schichtdicke definiert. Falls die Schichtdicke folglich geändert wird, beispielsweise bei einer Schichtdicke von 800 Å, sind die auftretende Richtung des Kris-

tallwachstums 504 und die Kristallwachstumsebene 501 in etwa senkrecht, und es wird beobachtet, daß die resultierende Orientierung (die Orientierung betrifft gewöhnlich die Orientierung der Richtung senkrecht zum Substrat) in einer Richtung senkrecht zur $\langle 111 \rangle$ -Achse liegt. Bei einer Schichtdicke von 500 Å sind die Kristallwachstumsebene 506 und die auftretende Richtung des Kristallwachstums 505 jedoch nicht senkrecht, so daß sich auch die Orientierung ändert. Mit anderen Worten kann beim Prozeß seitlichen Wachstums ohne Siliciumoxid auf der oberen Fläche die Orientierung gesteuert werden, indem die Schichtdicke geändert wird.

[0084] Die in **Fig. 1** dargestellten Ergebnisse lassen sich leicht erklären, wenn bedacht wird, daß das vorstehend erwähnte vertikale Wachstum zufällig abläuft und daß die Laserkristallisation eine (111)-Orientierung aufweist. **Fig. 2** zeigt eine vereinfachte Version des Mechanismus dafür. In dieser Figur ist A ein Beispiel, bei dem die Dosis des katalytischen Elements klein ist, wenige zufällige Abschnitte vorhanden sind, in denen eine Kristallisation durch Festphasenwachstum vor der Laserkristallisation auftritt und es mehr Abschnitte der (111)-Orientierung infolge der Laserkristallisation gibt, und ist B ein Beispiel, bei dem fast das gesamte Wachstum ein Festphasenwachstum ist und es daher fast keine Abschnitte der (111)-Orientierung infolge der Laserkristallisation gibt. Um das vorstehend Erwähnte zu bestätigen, wurde ein Experiment ausgeführt, bei dem die Energiedichte und die Bestrahlungszeit während der Laserkristallisation geändert wurden. Es wurde dadurch gezeigt, daß bei Erhöhung der Energiedichte und der Bestrahlungszeit das (111)-Orientierungsverhältnis höher wurde. Dieses Ergebnis legt eine direkte Verbindung zwischen dem Erhöhen des Anteils der Laserkristallisation und dem (111)-Orientierungsverhältnis nahe.

[0085] Hinsichtlich der Teilchengröße kann das vorstehende Phänomen unter der Annahme erklärt werden, daß die Kernerzeugungsdichte ausschließlich durch die Dosis des katalytischen Elements und nicht durch seinen Ort usw. festgelegt ist, wodurch wiederum die Größe festgelegt ist, bis zu der das Kristallwachstum erfolgen kann.

[0086] Zusammenfassend sei bemerkt, daß das Verfahren zum Steuern der Kristallisation bei niedriger Temperatur und der Orientierung folgendermaßen abläuft.

[0087] Zuerst wird unter Verwendung des Verfahrens zum Hinzufügen eines katalytischen Elements, das durch Nickel dargestellt ist, an der Oberfläche durch das Flüssigphasenverfahren die Kristallisation als Kombination des Festphasenwachstums und der Laserkristallisation bewirkt. Demgemäß wird es durch Hinzufügen von Spuren eines katalytischen Elements möglich, die Kristallisationstemperatur zu verringern und die erforderliche Zeit dramatisch zu verkürzen.

· Für einen Film mit einer starken (111)-Orientierung

[0088] Unter Verwendung des Prozesses des seitlichen Wachstums wird das Kristallisationsverhältnis vor der Laserkristallisation verringert. Es ist bei Verwendung dieses Verfahrens möglich, das (111)-Orientierungsverhältnis wie gewünscht in den Bereich zwischen 0,67 und 1 zu legen. Das zum Verringern des Kristallisationsverhältnisses ausgewählte Verfahren kann ein Verfahren sein, bei dem die Dosis des katalytischen Elements verringert wird, oder es kann ein Verfahren sein, bei dem die Bedingungen des Festphasenwachstums geändert werden.

· Für einen zufälligen Film

[0089] Unter Verwendung des Prozesses vertikalen Wachstums wird das Kristallisationsverhältnis vor der Laserkristallisation erhöht. Das zum Erhöhen des Kristallisationsverhältnisses ausgewählte Verfahren kann ein Verfahren sein, bei dem die Dosis des katalytischen Elements erhöht wird, oder ein Verfahren, bei dem die Bedingungen des Festphasenwachstums geändert werden.

· Für einen Film mit einer Zwischenorientierung

[0090] Unter Verwendung des Prozesses vertikalen Wachstums wird das Kristallisationsverhältnis vor der Laserkristallisation geeignet eingestellt. Es ist bei Verwendung dieses Prozesses möglich, das (111)-Orientierungsverhältnis nach Wunsch in den Bereich zwischen 0,33 und 1 zu legen. Das ausgewählte Verfahren zum Legen des Kristallisationsverhältnisses auf einen geeigneten Wert kann ein Verfahren sein, bei dem die Dosis des katalytischen Elements geändert wird, oder ein Verfahren, bei dem die Bedingungen des Festphasenwachstums geändert werden.

· Für einen Film mit anderen Orientierungen

[0091] Unter Verwendung des Prozesses seitlichen Wachstums auf einer Schicht, bei der sich kein Siliciumoxid auf der oberen Fläche befindet, wird die Schichtdicke geändert, um die Orientierung zu steuern. In Hinblick auf die Steuerbarkeit wird hierbei die Schichtdicke vorzugsweise innerhalb eines Bereichs von etwa 800 Å bis

300 Å geändert. Bei oberhalb dieses Bereichs liegenden Dicken war die Breite der säulenförmigen Kristalle kleiner als die Schichtdicke, und es gab eine größere Tendenz zur Zufälligkeit, während das Kristallwachstum bei kleineren Dicken als 300 Å kaum auftrat.

[0092] Das Verfahren zum Ändern der Teilchengröße der Kristalle kann das folgende sein.

- Für eine höhere Teilchengröße wird die Konzentration des hinzugefügten katalytischen Elements verringert.
- Für eine kleinere Teilchengröße wird die Konzentration des hinzugefügten katalytischen Elements erhöht.

[0093] Es ist wirksam, während der Steuerung der Dosis des vorstehend erwähnten katalytischen Elements die Temperatur und die Zeit des Festphasenwachstums zu steuern. Der maximale Grad, bis zu dem die Teilchengröße erhöht werden kann, ist jedoch ausschließlich durch die Dosis des vorstehend erwähnten katalytischen Elements festgelegt.

[0094] Gemäß der vorliegenden Erfindung wird die ausgeprägteste Wirkung erreicht, wenn Nickel als das katalytische Element verwendet wird, andere Arten katalytischer Elemente, die verwendet werden können, umfassen jedoch Pt, Cu, Ag, Au, In, Sn, Pd, Pb, As und Sb. Zusätzlich können auch ein oder mehrere aus der Gruppe VIII, der Gruppe IIIb, der Gruppe IVb und der Gruppe Vb bestehenden Gruppe ausgewählte Elemente verwendet werden.

[0095] Weiterhin ist das Verfahren zum Einbringen des katalytischen Elements nicht auf das Flüssigkeitsphasenverfahren unter Verwendung einer Lösung in der Art einer wäßrigen Lösung, einer alkoholischen Lösung oder dergleichen beschränkt, und es kann ein breiter Bereich von katalytische Elemente enthaltenden Substanzen verwendet werden. Beispielsweise können metallische Verbindungen und Oxide, die ein katalytisches Element enthalten, verwendet werden.

[0096] Schließlich werden Verfahren zum Anwenden der verschiedenen vorstehend erwähnten Eigenschaften auf einen TFT erklärt. Hierbei wird angenommen, daß das Anwendungsgebiet des TFT eine Aktivmatrix-Flüssigkristallanzeige ist, bei der der TFT als Treiber für ein Bildelement verwendet wird.

[0097] Wie vorstehend beschrieben wurde, ist es wichtig, in neueren Großbildschirm-Aktivmatrix-Flüssigkristallanzeigen die Schrumpfung der Glassubstrate zu minimieren, und die Kristallisation ist bei Verwendung des Prozesses des Zusatzes von Spuren von Nickel gemäß der vorliegenden Erfindung bei einer ausreichend niedrigen Temperatur verglichen mit dem Verziehungspunkt von Glas möglich, so daß es sich um ein besonders geeignetes Verfahren handelt. Gemäß der vorliegenden Erfindung kann der Abschnitt, in dem das herkömmliche amorphe Silicium verwendet wird, leicht durch kristallines Silicium ersetzt werden, indem diesem Spuren von Nickel hinzugefügt werden und die Kristallisation etwa 4 Stunden lang bei etwa 500 bis 550 °C ausgeführt wird. Offensichtlich sind einige Änderungen erforderlich, um eine Anpassung an spezifische Entwurfsregeln usw. vorzunehmen, die vorliegende Erfindung kann jedoch auch zufriedenstellend mit den Vorrichtungen und den Prozessen aus dem Stand der Technik verwirklicht werden, und es wird daher davon ausgegangen, daß ihre Vorteile erheblich sind.

BEISPIELE

Beispiel 1

[0098] Dieses Beispiel erläutert die Herstellung einer Siliciumschicht mit einer starken (111)-Orientierung, wobei selektiv eine 1200 Å messende Siliciumoxidschicht bereitgestellt wird, die als Maske für das selektive Einbringen von Nickel und für das seitliche Wachstum verwendet wird.

[0099] Der Herstellungsprozeß dieses Beispiels ist in **Fig. 3** dargestellt. Zuerst wird auf einer amorphen Siliciumschicht (eine durch Plasma-CVD hergestellte 500 Å messende Schicht), die auf einem Glassubstrat (Corning 7059, 10 cm im Quadrat) angeordnet ist, eine Siliciumoxidschicht **21** bis zu einer Dicke von 1000 Å oder mehr, in diesem Beispiel 1200 Å, gebildet, die als Maske (Siliciumdioxidabdeckung) wirkt. Die Erfinder haben experimentell bestätigt, daß eine 500 Å übersteigende Dicke der Siliciumdioxidschicht **21** keine besonderen Schwierigkeiten hervorruft, und es wird angenommen, daß dünnere Schichten akzeptabel sind, solange sie eine feine Qualität aufweisen.

[0100] Daraufhin wird die Siliciumoxidschicht **21** nach Wunsch durch einen herkömmlichen photolithographischen Strukturierungsprozeß strukturiert. Danach erfolgt ein Bestrahlen mit Ultraviolettstrahlen in einer Sauerstoffatmosphäre, um eine dünne Siliciumoxidschicht **20** zu bilden. Die Herstellung dieser Siliciumoxidschicht **20** wird durch Bestrahlen mit UV-Strahlen über 5 min in einer Sauerstoffatmosphäre bewirkt. Es wird dabei angenommen, daß eine geeignete Dicke der Siliciumoxidschicht **20** etwa 20–50 Å beträgt (**Fig. 3(A)**). Hinsichtlich der Ausbildung dieser Siliciumoxidschicht sei bemerkt, daß das Verbessern der Befeuchtbarkeit geeigneterweise durch die hydrophilen Eigenschaften der maskierenden Siliciumoxidschicht allein erfolgen kann, wenn die Lösung und das Muster eine übereinstimmende Größe aufweisen. Dieser Fall ist jedoch die Ausnahme, und in den meisten Fällen ist die Verwendung der Siliciumoxidschicht **20** zur Sicherheit zu empfehlen.

[0101] Auf das Substrat in diesem Zustand werden tröpfchenweise 5 ml einer Acetatlösung aufgebracht, der 100 ppm Nickel enthält. Gleichzeitig wird 10 s lang mit einer Schleudereinrichtung bei 50 U/min eine Schleuderbeschichtung ausgeführt, um eine gleichmäßige wäßrige Schicht **14** auf der ganzen Oberfläche des Substrats zu bilden. Nachdem dieser Zustand eine weitere Minute beibehalten wurde, wird ein Schleudertrocknen 60 s lang mit einer Schleudereinrichtung bei 2000 U/min ausgeführt. In der Zwischenzeit (der zusätzlichen einen Minute) kann die Schleudereinrichtung mit 0 bis 100 U/min gedreht werden (siehe **Fig. 3(B)**).

[0102] Daraufhin wird eine Wärmebehandlung 8 Stunden lang bei 550 °C (in einer Stickstoffatmosphäre) ausgeführt, um eine Kristallisation der amorphen Siliciumschicht **12** zu erzielen. Hierbei wächst der Kristall in seitlicher Richtung von dem Bereich, der den Abschnitt **22**, in den Nickel eingebracht wurde, enthält, bis zu Bereichen, in denen kein Nickel eingebracht wurde, wie durch 23 angegeben ist. Der Grad des seitlichen Wachstums unter den vorgegebenen Bedingungen betrug etwa 30 µm. Danach wurde die Siliciumoxidabdeckung mit gepufferter Fluorwasserstoffsäure abgehoben, woraufhin eine Laserkristallisation mit einem KrF-Excimerlaser (248 nm) bei einer Leistungsdichte von 300 mJ/cm² erfolgte.

[0103] Die so hergestellte Siliciumschicht wurde einer Röntgenbeugung unterzogen, und es wurde herausgefunden, daß sie ein sehr hohes Niveau einer (111)-Orientierung aufwies, wobei das (111)-Orientierungsverhältnis 0,917 betrug. Die Ergebnisse sind in **Fig. 4** dargestellt.

Beispiel 2

[0104] Dieses Beispiel betrifft einen Fall, in dem genau der gleiche Prozeß wie in **Fig. 1** verwendet wurde, wobei nur die Dicke der amorphen Siliciumschicht auf zwei Niveaus, nämlich 400 Å und 800 Å, geändert wurde.

[0105] Die Ergebnisse zeigten, daß das durch Röntgenbeugung für die 400 Å messende Probe erhaltene (111)-Orientierungsverhältnis etwa 1,0 betrug, was zeigt, daß es sich um einen fast vollständig (111)-orientierten Film handelt, während dasjenige für die 800 Å messende Probe 0,720 betrug, so daß die (111)-Orientierung verglichen mit dem 500 Å messenden Probenstück etwas verringert war.

Beispiel 3

[0106] Dieses Beispiel betrifft einen Fall, in dem ein die Kristallisation erleichterndes katalytisches Element in einer wäßrigen Lösung enthalten ist, die dann auf eine amorphe Schicht aufgebracht wird, die dann zur Kristallisation Wärme ausgesetzt wird, woraufhin mit Laserlicht bestrahlt wird, um die Kristallinität weiter zu verbessern. Dieser Fall entspricht dem vertikalen Wachstum in der vorhergehenden Beschreibung und kann eine Schicht mit einer verhältnismäßig zufälligen Orientierung bereitstellen.

[0107] Dieser Prozeß wird hinsichtlich des Zusatzes eines katalytischen Elements (in diesem Fall wurde Nickel verwendet) mit Bezug auf **Fig. 5** erklärt. In diesem Beispiel wird das Glas 7059 von Corning als Substrat **11** verwendet. Seine Größe beträgt 100 mm × 100 mm.

[0108] Zuerst wird die amorphe Siliciumschicht **12** mit 100 bis 1500 Å durch Plasma-CVD oder LPCVD gebildet. In diesem speziellen Fall wird die amorphe Siliciumschicht **12** durch Plasma-CVD bis zu einer Dicke von 500 Å gebildet (**Fig. 5(A)**).

[0109] Zum Entfernen des Schmutzes und des spontanen Oxidfilms wird dann eine Behandlung mit Fluorwasserstoffsäure ausgeführt, woraufhin eine 10–50 Å messende Oxidschicht **13** gebildet wird. Die spontane Oxidschicht kann an Stelle der Oxidschicht **13** direkt verwendet werden, falls der Schmutz vernachlässigbar ist.

[0110] Die Oxidschicht **13** ist sehr dünn, so daß es unmöglich ist, die genaue Dicke der Schicht zu messen. Es wird jedoch angenommen, daß sie in etwa 20 Å beträgt. In diesem Beispiel wird die Oxidschicht **13** durch Bestrahlung mit UV-Licht in einer Sauerstoffatmosphäre gebildet. Die Schichtbildungsbedingung bestand in einer UV-Bestrahlung über 5 min in einer Sauerstoffatmosphäre. Eine thermische Oxidation kann als Prozeß für die Bildung der Oxidschicht **13** verwendet werden. Es kann auch eine Behandlung mit Wasserstoffperoxid ausgeführt werden.

[0111] Die Oxidschicht **13** soll das Ausbreiten der Acetatlösung über die gesamte Oberfläche der amorphen Siliciumschicht erleichtern, so daß sie während des späteren Schritts des Aufbringens der Nickel enthaltenden Acetatlösung die Befeuchtbarkeit verbessert. Falls die Acetatlösung beispielsweise direkt auf die Oberfläche der amorphen Siliciumschicht aufgebracht wird, stößt die amorphe Siliciumschicht die Acetatlösung ab, so daß Nickel nicht in die gesamte Oberfläche der amorphen Siliciumschicht eingebracht werden kann. Mit anderen Worten ist eine gleichmäßige Kristallisation unmöglich zu erreichen.

[0112] Als nächstes wird eine Nickel enthaltende wäßrige Acetatlösung hergestellt. Die Nickelkonzentration wird auf 25 ppm eingestellt. Es wird dann eine 2 ml umfassende Portion der resultierenden Lösung eines Acetats tröpfchenweise auf die Oberfläche der Oxidschicht **13** auf der amorphen Siliciumschicht **12** aufgebracht, um eine wäßrige Schicht **14** zu bilden. Dieser Zustand wird 5 min lang aufrechterhalten. Daraufhin wird eine Schleudereinrichtung verwendet, um ein Schleudertrocknen auszuführen (2000 U/min, 60 s) (**Fig. 5(C), (D)**).

[0113] Die tatsächliche Nickelkonzentration kann lediglich 1 ppm betragen oder größer sein, das Niveau wurde jedoch in diesem Beispiel in Anbetracht der gewünschten Orientierung auf 25 ppm gelegt. Es ist wegen der Verwendung einer Lösung in einem unpolaren Lösungsmittel, beispielsweise Nickel-2-ethyl-hexanonsäure in Toluol als Lösung nicht erforderlich, die Oxidschicht **13** zu verwenden, wodurch das direkte Aufbringen eines katalytischen Elements auf die amorphe Siliciumschicht ermöglicht wird.

[0114] Der Schritt des Aufbringens der Nickellösung kann ein bis mehrere Male wiederholt werden, woraus sich die Bildung einer nickelhaltigen Schicht ergibt, die eine durchschnittliche Dicke von mehreren Å bis mehreren Hundert Å auf der Oberfläche der schleudergetrockneten amorphen Siliciumschicht **12** aufweist. Bei dieser Konstruktion diffundiert das Nickel in der Schicht in die amorphe Siliciumschicht und wirkt als Katalysator, der die Kristallisation während des nachfolgenden Erwärmungsschritts erleichtert. Hierbei ist die Schicht nicht immer eine vollständige Schicht. In diesem Beispiel wurde nur eine Aufbringung ausgeführt.

[0115] Nach dem Aufbringen der vorstehend erwähnten Lösung wird der Zustand 1 min lang aufrechterhalten. Die endgültige Konzentration des in der Siliciumschicht **12** enthaltenen Nickels kann durch Einstellen der verstrichenen Zeit gesteuert werden, der wichtigste Steuerungsfaktor ist jedoch die Konzentration in der Lösung.

[0116] Es wird dann eine Wärmebehandlung in einem Ofen bei 550 °C für 8 Stunden in einer Stickstoffatmosphäre ausgeführt. Dadurch kann eine auf dem Substrat **11** ausgebildete teilweise kristallisierte Siliciumschicht **12** bereitgestellt werden. Das Kristallisationsverhältnis wurde an dieser Stelle durch computergestützte Bildanalyse als 98,84 % bestimmt.

[0117] Die vorstehend erwähnte Wärmebehandlung kann bei einer Temperatur von 450 °C oder darüber ausgeführt werden, wenngleich die Erwärmungszeit umso länger ist, je niedriger die Temperatur ist, woraus sich eine niedrigere Produktionswirksamkeit ergibt. Bei 550 °C oder darüber muß sorgfältig vorgegangen werden, um keine Probleme infolge des Niveaus des Wärmewiderstands des als Substrat verwendeten Glassubstrats hervorzurufen.

[0118] In diesem Beispiel wird ein Verfahren erläutert, bei dem ein katalytisches Element auf die amorphe Siliciumschicht aufgebracht wird, es kann jedoch auch ein anderes Verfahren verwendet werden, das ein katalytisches Element unterhalb der amorphen Siliciumschicht einbringt. Es ist jedoch zu erwähnen, daß mit dem letztgenannten Verfahren ein sehr hohes Niveau der (111)-Orientierung erreicht wird, wie vorstehend beschrieben wurde.

[0119] Auf die durch die Wärmebehandlung erhaltene teilweise kristallisierte Siliciumschicht **12** werden in einer Stickstoffatmosphäre mehrere Schüsse von KrF-Excimerlaserlicht (Wellenlänge: 248 nm, Pulsbreite: 30 ns) bei einer Leistungsdichte von 200 bis 350 mJ/cm² abgegeben, wobei in diesem speziellen Beispiel ein Schuß mit 300 mJ/cm² abgegeben wird, um eine vollständige Kristallisation der Siliciumschicht **12** zu erreichen. Dieser Prozeß kann unter Bestrahlung mit IR-Licht ausgeführt werden, wie vorstehend erwähnt wurde.

[0120] Die Orientierung der so hergestellten kristallinen Siliciumschicht wurde durch Röntgenbeugung gemessen. Die Ergebnisse sind in **Fig. 6** dargestellt. Die Spitzen bei (111), (220) und (311) waren klar zu sehen, und es wurde anhand dieser Beobachtung berechnet, daß das (111)-Orientierungsverhältnis 0,405 betrug, was beweist, daß eine gewünscht zufällig orientierte Schicht erhalten wurde.

Beispiel 4

[0121] Dieses Beispiel ist eine Modifikation des Beispiels 3, wobei die Konzentration des Nickelsalzes, eines katalytischen Elements, zu 1 ppm geändert wurde. Die anderen Bedingungen sind die gleichen wie in Beispiel 3. Diese Konstruktion ermöglicht das Erhöhen der Teilchengröße jedes Kristalls. In diesem Beispiel wurden Experimente unter zwei Zeitbedingungen für das Festphasenwachstum, nämlich 4 und 16 Stunden, ausgeführt.

[0122] Eine mikroskopische Beobachtung des Films nach der Wärmebehandlung zeigte, daß die Probe mit der verringerten Konzentration des Nickelsalzes, die einem Festphasenwachstum über 4 Stunden unterzogen worden war, einen größeren Anteil amorphen Siliciums und eine geringere Anzahl kristallines Silicium aufweisender Kristallkerne aufwies. Als nächstes wurde die laserkristallisierte Probe einem Trockenätzen unterzogen, woraufhin mit einem SEM beobachtet wurde. Es wurde dabei herausgefunden, daß bei der niedrigeren Konzentration in der Lösung, wie im vorliegenden Beispiel, die Größe der jeweiligen Kristallkörner verglichen mit dem Fall aus Beispiel 2 erhöht werden kann.

[0123] Zusätzlich wurde aus der Probe, die über 4 Stunden einem Festphasenwachstum unterzogen worden war, eine (111)-orientierte Schicht mit einem (111)-Orientierungsverhältnis von 0,730 gebildet, wie herausgefunden wurde, indem die laserkristallisierte Probe einer Röntgenbeugung unterzogen wurde. Andererseits betrug das Orientierungsverhältnis der durch Festphasenwachstum über 16 Stunden erhaltenen Probe lediglich etwa 0,4, und die Schicht war zufällig orientiert.

[0124] Dieses Beispiel betrifft einen Fall, in dem die unter Verwendung des Verfahrens gemäß der vorliegenden Erfindung hergestellte kristalline Siliciumschicht zur Erzeugung eines TFT verwendet wurde. Der TFT gemäß diesem Beispiel kann als Teil der Treiberschaltung oder eines Bildelements einer Aktivmatrix-Flüssigkristallanzeige verwendet werden. Es braucht in diesem Zusammenhang nicht erwähnt zu werden, daß der Anwendungsbereich des TFT nicht nur Flüssigkristallanzeigen, sondern auch sogenannte integrierte Dünnschichtschaltungen einschließt. Der Herstellungsprozeß gemäß diesem Beispiel ist in **Fig. 7** umrissen. Zuerst wird eine Siliciumdioxid-Unterschicht (nicht dargestellt) bis zu einer Dicke von 2000 Å auf dem Glassubstrat **11** gebildet. Diese Siliciumoxidschicht wird bereitgestellt, um die Diffusion von Verunreinigungen aus dem Glassubstrat zu verhindern.

[0125] Daraufhin wird eine 500 Å dicke Schicht aus amorphem Silicium in der gleichen Weise wie in Beispiel 1 gebildet. Danach wurde eine Behandlung mit Fluorwasserstoffsäure ausgeführt, um die spontane Oxidschicht zu entfernen, woraufhin eine dünne Oxidschicht mit einer Dicke von etwa 200 Å durch Bestrahlen mit UV-Licht in einer Sauerstoffatmosphäre gebildet wurde. Dieser Prozeß zur Herstellung der dünnen Oxidschicht kann durch eine Behandlung mit Wasserstoffperoxid oder eine thermische Oxidation ersetzt werden.

[0126] Eine Acetatlösung, die 25 ppm Nickel enthielt, wurde auf die Schicht aufgebracht, die dann 1 min lang stehengelassen wurde, woraufhin sie einer Schleudertrocknung mit einer Schleudereinrichtung unterzogen wurde. Danach wurden die Siliciumdioxidschichten **20** und **21** (**Fig. 3(A)**) mit gepufferter Fluorwasserstoffsäure entfernt, woraufhin 8 Stunden lang auf 550 °C erwärmt wurde, um die Siliciumschicht zu kristallisieren. (Die erwähnten Prozeduren sind die gleichen wie bei dem in Beispiel 1 dargestellten Herstellungsprozeß.) Die erwähnte Wärmebehandlung erzeugt eine Siliciumschicht, die amorphe und kristalline Komponenten gemischt enthält. Die kristallinen Komponenten bilden Bereiche, in denen Kristallkerne vorhanden sind. Weiterhin wurde KrF-Excimerlaserlicht mit 200 bis 300 mJ/cm², in diesem speziellen Beispiel 300 mJ/cm², eingestrahlt, um die Kristallinität der Siliciumschicht zu verbessern. Während dieses Prozesses zur Bestrahlung mit dem Laser wurde das Substrat auf etwa 400 °C erwärmt. Dieser Prozeß ist nützlich, um die Kristallisation weiter zu verbessern.

[0127] Daraufhin wurde die kristallisierte Siliciumschicht strukturiert, um einen Inselbereich **104** zu bilden. Dieser Inselbereich **104** bildet eine aktive Schicht des TFT. Danach wurde eine dünne Siliciumoxidschicht **105** mit einer Dicke von 200 bis 1500 Å, in diesem Beispiel insbesondere 1000 Å, gebildet. Diese Siliciumoxidschicht wirkt auch als Gate-Isolierschicht (**Fig. 7(A)**).

[0128] Während der Herstellung der erwähnten Siliciumoxidschicht **105** sollte sorgfältig vorgegangen werden. Hierbei wurde das Ausgangsmaterial TEOS zerlegt und zusammen mit Sauerstoff durch HF-Plasma-CVD bei einer Substrattemperatur von 150 bis 600 °C, vorzugsweise von 300 bis 450 °C, aufgebracht. Das Druckverhältnis von TEOS zu Sauerstoff wurde auf 1 : 1 bis 1 : 3 gelegt, während der Druck und die HF-Leistung auf 0,05 bis 0,5 Torr bzw. 100 bis 250 W gelegt wurde. Alternativ wurde TEOS als Ausgangsmaterial verwendet, das einer Niederdruck-CVD oder Atmosphären-CVD bei einer Substrattemperatur von 350 bis 600 °C, vorzugsweise von 400 bis 550 °C, unterzogen wurde, wobei Ozon für die Bildung der Schicht verwendet wurde. Die gebildete Schicht wurde 30 bis 60 min lang in einer Sauerstoff- oder Ozonatmosphäre bei 400 bis 600 °C wärmebehandelt.

[0129] Die gebildete Schicht kann direkt mit KrF-Excimerlaserlicht (Wellenlänge: 248 nm, Pulsbreite: 20 ns) oder irgendwelchem anderen Licht mit der gleichen Leistung bestrahlt werden, um die Kristallisation des Siliciumbereichs **104** zu erleichtern. Insbesondere erwärmt RTA (schnelles thermisches Ausheizen) mit Infrarotstrahlen selektiv das Silicium, ohne das Glassubstrat zu erwärmen, wodurch das Grenzflächenniveau an der Grenzfläche zwischen der Silicium- und der Siliciumoxidschicht verringert wird, so daß es nützlich ist, um Feldeffekt-Halbleitervorrichtungen mit isoliertem Gate herzustellen.

[0130] Daraufhin wurde eine Aluminiumschicht mit einer Dicke von 200 Å bis 1 µm durch Elektronenstrahlbedampfung gebildet und strukturiert, um eine Gate-Elektrode **106** zu bilden. Das Aluminium kann mit 0,15 bis 0,2 Gewichtsprozent Scandium (Sc) dotiert werden. Als nächstes wurde das Substrat in eine 1 bis 3% Weinsäure enthaltende Ethylenglycollösung mit einem pH-Wert von 7 eingetaucht, um unter Verwendung von Platin als Kathode und der Aluminium-Gate-Elektrode als Anode eine Anodisierung auszuführen. Für das Anodisieren wurde die Spannung zunächst bei einem konstanten Strom auf 220 V erhöht, und diese Bedingung wurde 1 Stunde lang aufrechterhalten, um den Prozeß abzuschließen. In diesem Beispiel waren 2 bis 5 V/min als Rate für die Spannungserhöhung unter einer Bedingung eines konstanten Stroms geeignet. Auf diese Weise wurde das anodische Oxid **109** mit einer Dicke von 1500 bis 3500 Å, beispielsweise 2000 Å, gebildet (**Fig. 7(B)**).

[0131] Danach wurde eine Innendotierung (oder Plasmadotierung) verwendet, um einen Störstoff (Phosphor) selbstpositionierend in die Insel-Siliciumschicht von jedem der TFTs zu implantieren, wobei das Gate-Elektrodenelement als Maske verwendet wurde. Das für das Dotieren verwendete Gas war Phosphin (PH₃). Die Dosis betrug 1 bis 4 × 10¹⁵ cm⁻².

[0132] Daraufhin wurde die Schicht, wie in **Fig. 7(C)** dargestellt ist, mit KrF-Excimerlaserlicht (Wellenlänge: 248 nm, Pulsbreite: 20 ns) bestrahlt, um die Kristallinität von Abschnitten, in denen sie durch das Einbringen des erwähnten Störstoffs beeinträchtigt worden war, zu verbessern. Die Energiedichte des Laserlichts beträgt 150 bis 400 mJ/cm², vorzugsweise 200 bis 250 mJ/cm². Auf diese Weise werden N-Störstellenbereiche **108** und **109** gebildet. Der Schichtwiderstand dieser Bereiche betrug 200 bis 800 Ω /cm².

[0133] In diesem Schritt kann das Laserlicht durch einen anderen Lichttyp ersetzt werden, der so leistungsfähig wie Laserlicht ist und der das sogenannte RTA (schnelles thermisches Ausheizen) (oder RTP: schneller thermischer Prozeß) einschließt, wodurch eine Probe in kurzer Zeit mit einer Blitzlampe auf 1000 bis 1200°C (Temperatur des Silicium-Monitors) erwärmt wird.

[0134] Daraufhin wird auf der gesamten Oberfläche eine 3000 Å dicke Siliciumoxidschicht als Zwischenschichtisolator aus TEOS als Anfangsmaterial durch Plasma-CVD mit Sauerstoff oder durch Niederdruck-CVD oder atmosphärische CVD mit Ozon gebildet. Die Substrattemperatur wird auf 250 bis 450°C, beispielsweise 350°C, gelegt. Die gebildete Siliciumoxidschicht wird dann mechanisch poliert, um die Oberfläche gleichmäßig zu gestalten (**Fig. 7(D)**)).

[0135] Daraufhin wird der Zwischenschichtisolator **110** geätzt, wie in **Fig. 7(E)** dargestellt ist, um in der Source/Drain-Zone des TFT ein Kontaktloch zu erzeugen und um Chromoder Titannitrid-Drahtleitungen **112** und **113** zu erzeugen.

[0136] Schließlich wird 1 bis 2 Stunden lang bei 300 bis 400°C eine Wärmebehandlung in Wasserstoff ausgeführt, um die Hydrogenisierung des Siliciums abzuschließen. Der TFT wird dadurch fertiggestellt. Es werden viele gleichzeitig hergestellte TFTs angeordnet, um eine Aktivmatrix-Flüssigkristallanzeige einzurichten. Der TFT hat Source/Drain-Bereiche **108/109** und einen Kanalbildungsbereich **114**. Zusätzlich bezeichnet **115** eine elektrische Grenzschicht NI.

[0137] Beim Aufbau gemäß dem vorliegenden Beispiel wird angenommen, daß die Konzentration von Nickel in der aktiven Schicht etwa 3×10^{18} Atome/cm³ oder weniger, insbesondere 1×10^{16} Atome/cm³ bis 3×10^{18} Atome/cm³ beträgt.

[0138] Der in diesem Beispiel hergestellte TFT hat eine Ladungsträgerbeweglichkeit von 75 cm²/Vs oder mehr für N Kanäle. Es wurde weiterhin bestätigt, daß er zufriedenstellende Eigenschaften mit einem kleinen V-Wert aufweist. Zusätzlich wurde bestätigt, daß die Ladungsträgerbeweglichkeit innerhalb des Bereichs von $\pm 5\%$ lag. Es wird angenommen, daß diese geringere Änderung auf die zufällige Orientierung zurückzuführen ist, der keine Anisotropie der Betriebseigenschaften der Vorrichtung hervorruft. Wenngleich 100 cm²/Vs oder mehr für N-Kanal-Typen mit Laserlicht allein leicht erreicht werden können, wird die Änderung groß, und die in diesem Beispiel beobachtete Gleichmäßigkeit kann nicht erreicht werden.

Beispiel 6

[0139] Dieses Beispiel ist eine Modifikation der Konstruktion in Beispiel 5, wobei die Nickelkonzentration auf 1 ppm geändert wurde und die Kristallteilchengröße erhöht wurde. Der Rest der Konstruktion gleicht genau derjenigen in Beispiel 5.

[0140] Dies führte zu einer Ladungsträgerbeweglichkeit für den N-Kanal von 150 cm²/Vs oder darüber. Es wird angenommen, daß dies auf eine höhere Kristallteilchengröße zurückzuführen ist. Es gab jedoch Schwankungen der Beweglichkeit von etwa $\pm 30\%$, so daß die Gleichmäßigkeit nicht so hoch war. Der Grund hierfür ist nicht klar, es wird jedoch angenommen, daß er darin besteht, daß es eine Möglichkeit für das Auftreten einer Anisotropie in der Vorrichtung gab, weil ein bestimmter Grad einer (111)-Orientierung vorhanden war.

Beispiel 7

[0141] In diesem Beispiel wird Nickel selektiv eingebracht, wie in Beispiel 2 dargestellt wurde, und es wird unter Verwendung des Bereichs des Kristallwachstums in seitlicher Richtung (parallel zum Substrat) vom Einbringungsabschnitt aus eine elektronische Vorrichtung gebildet. Wenn eine solche Konstruktion verwendet wird, kann die Nickelkonzentration in den aktiven Schichtbereichen der Vorrichtung weiter verringert werden, woraus sich in Hinblick auf die elektrische Stabilität und die Zuverlässigkeit der Vorrichtung eine sehr erwünschte Konstruktion ergibt. Zusätzlich dazu, daß die amorphe Siliciumschicht mit einer Schichtdicke von 400 Å versehen wird, ist es möglich, eine Schicht mit einer fast vollständigen (111)-Orientierung zu erhalten.

[0142] **Fig. 8** zeigt die Herstellungsschritte für dieses Beispiel. Zuerst wird ein Substrat **201** gewaschen, und es wird ein darunterliegender Film aus Siliciumoxid bis zu einer Dicke von 2000 Å durch das Plasma-CVD-Verfahren unter Verwendung von TEOS (Tetraethoxysilan) und Sauerstoff als Ausgangsgas gebildet. Weiterhin wird das Plasma-CVD-Verfahren verwendet, um eine intrinsische (Typ I) amorphe Siliciumschicht **203** zu bilden, die eine Dicke von 300 bis 1500 Å, in diesem Beispiel 400 Å, aufweist. Als nächstes wird eine Siliciumoxidschicht **205** durch das Plasma-CVD-Verfahren in kontinuierlicher Weise bis zu einer Dicke von 500 bis 2000 Å, beispielsweise 1000 Å, gebildet. Die Siliciumoxidschicht **205** wird dann selektiv geätzt, um einen Bereich

freiliegenden amorphen Siliciums **206** zu bilden.

[0143] Eine Lösung (hier eine Acetatlösung), die elementares Nickel als das katalytische Element zum Fördern der Kristallisation enthält, wird dann durch das in Beispiel **2** angegebene Verfahren aufgebracht. Die Nickelkonzentration in der Acetatlösung beträgt 100 ppm. Die genaue Reihenfolge der Schritte und die Bedingungen gleichen ansonsten den in Beispiel **1** angegebenen. Dieser Prozeß kann auch nach dem in Beispiel **5** oder Beispiel **6** angegebenen Verfahren ablaufen.

[0144] Danach wird eine Wärmebehandlung für 8 Stunden bei 500 bis 620 °C, beispielsweise 550 °C, in einer Stickstoffatmosphäre ausgeführt, und es wird eine Siliciumschicht **203** kristallisiert. Die Kristallisation wird ausgehend von dem Bereich **206** gefördert, wo das Nickel und die Siliciumschicht in Kontakt stehen, wobei das Kristallwachstum parallel zum Substrat erfolgt, wie durch den Pfeil angegeben ist. In der Figur ist der Bereich **204** der Abschnitt der Kristallisation, in dem Nickel direkt hinzugefügt wird, und der Bereich **203** ist der Abschnitt der Kristallisation in seitlicher Richtung. Die durch 203 bezeichnete seitliche Kristallisation mißt etwa 25 µm (**Fig. 8(A)**).

[0145] Nach dem Schritt der Kristallisation durch die erwähnte Wärmebehandlung wird die Kristallinität der Siliciumschicht **203** durch Bestrahlung mit Laserlicht weiter gefördert. Dieser Schritt gleicht genau demjenigen in Beispiel **1**, um die Laserkristallisation jedoch auszuführen, ohne die Siliciumoxidschicht **205** zu entfernen, wurde die Kristallisation in diesem Beispiel bei 350 mJ/cm² ausgeführt, was eine sogar noch höhere Energie ist als in Beispiel **1**.

[0146] Als nächstes wird die Siliciumoxidschicht **205** entfernt. Gleichzeitig wird auch die an der Oberfläche des Bereichs **206** gebildete Oxidschicht entfernt. Die Siliciumschicht wird durch Trockenätzen strukturiert, um einen inselförmigen Aktivschichtbereich **208** zu bilden. Hierbei ist der mit 206 bezeichnete Bereich in **Fig. 8(A)** der Bereich, in den Nickel direkt eingebracht wurde, und er weist eine hohe Nickelkonzentration auf. Wie erwartet, wurde auch im vorderen Bereich des Kristallwachstums eine hohe Nickelkonzentration vorgefunden. In diesen Bereichen war die Nickelkonzentration klar höher als in den mittleren Bereichen. Folglich wurde in diesem Beispiel nicht zugelassen, daß diese Bereiche hoher Nickelkonzentration die Kanalbildungsbereiche in der aktiven Schicht **208** überlasten.

[0147] Danach wird die Oberfläche der aktiven Schicht (der Siliciumschicht) **208** oxidiert, indem sie eine Stunde lang in einer dem Volumen nach 100 % Wasserdampf enthaltenden Atmosphäre bei 10 Atmosphären und bei 500 bis 600 °C, typischerweise 550 °C, belassen wird, um eine Siliciumoxidschicht **209** zu bilden. Die Dicke der Siliciumoxidschicht beträgt 1000 Å. Nach der Bildung der Siliciumoxidschicht **209** durch thermische Oxidation wird das Substrat in einer Ammoniakatmosphäre (1 Atmosphäre Druck, 100%) bei 400 °C gehalten. Infrarotlicht mit einer Spitze bei einer Wellenlänge von 0,6 bis 4 µm, beispielsweise 0,8 bis 1,4 µm, wird in diesem Zustand 30 bis 180 s auf das Substrat gestrahlt, um die Siliciumoxidschicht **209** zu nitrieren. In dieser Situation kann die Atmosphäre mit 0,1 bis 10% HCl gemischt werden (**Fig. 8(B)**).

[0148] Als nächstes wird eine Aluminiumschicht (die 0,01 bis 0,2% Scandium enthält) durch das Sputter-Verfahren bis zu einer Dicke von 3000 bis 8000 Å, beispielsweise 6000 Å, gebildet. Diese Aluminiumschicht wird dann strukturiert, um eine Gate-Elektrode **210** zu bilden (**Fig. 8(C)**).

[0149] Daraufhin wird die Oberfläche dieser Aluminiumelektrode einer Anodisierung unterzogen, um darauf eine Oxidschicht **211** zu bilden. Dieses Anodisieren wird in einer 1 bis 5% Weinsäure enthaltenden Ethylenglycollösung ausgeführt. Die Dicke der sich ergebenden Oxidschicht **211** beträgt 2000 Å. Weil dieses Oxid **211** die den versetzten Gate-Bereich bildende Dicke im folgenden Ionendotierschritt erhält, kann die Länge des versetzten Gate-Bereichs im vorstehenden Anodisierungsschritt bestimmt werden (**Fig. 8(D)**).

[0150] Als nächstes wird das Ionendotierverfahren (oder das Plasmodotierverfahren) verwendet, um einen Störstoff (hier Phosphor), der einen N-leitenden Typ in selbstanpassender Weise bereitstellt, in den aktiven Schichtbereich (der die Source/Drain-Zone und die Kanalzone aufweist) einzubringen, wobei der Gate-Elektrodenabschnitt, d. h. die Gate-Elektrode **210** und die um dieser herum vorhandene Oxidschicht **211** als Maske verwendet werden. Phosphin (PH₃) wird als Dotiergas verwendet, und die Beschleunigungsspannung beträgt 60 bis 90 kV, beispielsweise 80 kV. Die Dosis beträgt 1×10^{15} bis 8×10^{15} cm⁻², beispielsweise 4×10^{15} cm⁻². Es ist dadurch möglich, N-Störstoffbereiche **212** und **213** zu bilden. Es ist anhand der Zeichnung auch klar, daß es einen Versatz um einen Abstand x zwischen dem Störstoffbereich und der Gate-Elektrode gibt. Diese Versatzbedingung ist in Hinblick auf das Verringern des Leckstroms (auch als Sperrstrom bezeichnet) besonders wirksam, wenn eine Spannung in Sperrichtung (minus für einen N-Kanal-TFT) an die Gate-Elektrode angelegt wird. Insbesondere hat ein TFT gemäß diesem Beispiel, in dem das Bildelement einer aktiven Matrix gesteuert wird, vorzugsweise einen geringen Leckstrom, so daß die in der Elektrode des Bildelements angesammelte Ladung nicht entweicht, um ein besseres Bild zu erzielen, weshalb es wirksam ist, den Versatz bereitzustellen.

[0151] Die Wärmebehandlung wird dann durch Bestrahlen mit Laserlicht ausgeführt. Das verwendete Laserlicht stammt von einem KrF-Excimerlaser (Wellenlänge: 248 nm, Pulsbreite: 20 ns), es können jedoch auch andere Laser verwendet werden. Die Bedingungen für die Bestrahlung mit Laserlicht sind durch eine Energiedichte von 200 bis 400 mJ/cm², beispielsweise 250 mJ/cm², und eine Bestrahlung mit 2 bis 10 Schüssen, beispielsweise 2 Schüssen je Ort, gegeben. Es wird eine größere Wirkung erzielt, indem das Substrat während

der Laserbestrahlung auf etwa 200 bis 450°C erwärmt wird (**Fig. 8(E)**).

[0152] Als nächstes wird eine Siliciumoxidschicht **214** mit einer Dicke von 6000 Å durch das Plasma-CVD-Verfahren als Zwischenschichtisolator gebildet. Weiterhin wird das Schleuderbeschichtungsverfahren zur Bildung einer transparenten Polyimidschicht **215** verwendet, um die Oberfläche abzuflachen.

[0153] Weiterhin werden Kontaktlöcher in den Zwischenschichtisolatoren **214**, **215** gebildet, und TFT-Elektroden bzw. Drahtleitungen **217**, **218** werden durch eine Mehrschicht von Metallmaterialien, wie Titannitrid und Aluminium, gebildet. Schließlich wird eine Wärmebehandlung in einer Wasserstoffatmosphäre bei einem Druck von einer Atmosphäre bei 350 °C für 30 min ausgeführt, wodurch die Bildelementschaltung der Aktivmatrix mit einem TFT abgeschlossen wird (**Fig. 8(F)**).

[0154] Der in diesem Beispiel hergestellte TFT hat ein hohes Maß an Ladungsträgerbeweglichkeit, so daß er in der Treiberschaltung einer Aktivmatrix-Flüssigkristallanzeige verwendet werden kann. Insbesondere wurde im N-Kanal eine Ladungsträgerbeweglichkeit von 250 cm²/Vs oder darüber erreicht. Es wird angenommen, daß diese hohe Ladungsträgerbeweglichkeit auf die Verringerung des Potentialwalls der Korngrenze zurückzuführen ist, was auf den sehr hohen Orientierungsgrad des Kristalls zurückzuführen ist.

Beispiel 8

[0155] In diesem Beispiel wurde das Verfahren seitlichen Wachstums in Beispiel 7 zu einem Verfahren geändert, bei dem OCD verwendet wurde. Das heißt, daß die Siliciumoxidschicht **205** mit einer Dicke von 500 bis 2000 Å, beispielsweise 1000 Å, die nach der Bildung der 500 Å dicken intrinsischen (Typ 1) amorphen Siliciumschicht **203** kontinuierlich gebildet wurde, fortgelassen wurde und stattdessen ein SOG-Film mit hinzugefügtem Nickel, in diesem Fall ein undotiertes OCD-Typ-2-Material SI-59000-SG, hergestellt von Tokyo Ohka Kogyo Co., Ltd., zur Bildung einer Nickelverbindung enthaltenden Substanz verwendet wurde. Bevor diese Schicht gebildet wurde, wurde die Oberfläche Ozon ausgesetzt, um eine sehr dünne Oxidschicht zu bilden, und es wurde dann das OCD gebildet.

[0156] Es wurde dann ein Vorheizen auf 80°C und 150°C ausgeführt, woraufhin bei 250 °C gehärtet wurde. Falls diese Härtungstemperatur zu hoch ist, ist eine besondere Aufmerksamkeit erforderlich, weil Nickel während dieses Schritts bereits in dem amorphen Silicium dispergiert. Weiterhin wirkt die durch das Ozon erzeugte sehr dünne Oxidschicht als Begrenzung gegen eine Dispersion beim Härtungsschritt, und falls sie nicht vorhanden ist, ist besondere Aufmerksamkeit erforderlich, weil Nickel selbst bei 250 °C dispergiert.

[0157] Als nächstes wird eine vorgeschriebene Strukturierung ausgeführt. Für diese Strukturierung wurde die Maske in Beispiel 7 verwendet, und es wurde mit einem Resist eine Positiv-Negativ-Inversion ausgeführt. Für das Ätzen nach der Strukturierung ist ein trockener Prozeß einem nassen Prozeß vorzuziehen, weil die Ätzrate von OCD sehr hoch ist.

[0158] Die folgenden Schritte gleichen denen in Beispiel 7, und es wird daher auf ihre Beschreibung verzichtet. Die Eigenschaften des sich ergebenden TFT sind fast die gleichen wie in Beispiel 7.

[0159] Wenn der Gate-Abschnitt des TFT abgehoben wurde, um die Orientierung des Abschnitts der aktiven Schicht darunter durch Elektronenbeugung zu bestimmen, wurde herausgefunden, daß er fast zur Gänze eine (200)-Orientierung aufwies.

Beispiel 9

[0160] In diesem Beispiel wird eine komplementäre integrierte Schaltung einschließlich eines P-Kanal-TFT (als PTFT bezeichnet) und eines N-Kanal-TFT (als NTFT bezeichnet) gebildet, der jeweils unter Verwendung einer kristallinen Siliciumschicht auf einem Glassubstrat gebildet werden. Die Konstruktion aus diesem Beispiel kann in einem Schaltelement für eine Bildelementelektrode und eine periphere Treiberschaltung einer aktiven Flüssigkristallanzeige oder einem Bildsensor oder einer anderen integrierten Schaltung verwendet werden.

[0161] **Fig. 10** ist eine Schnittansicht, in der die Herstellungsschritte dieses Beispiels angegeben sind. Zuerst wird auf einem Substrat (Corning 7059) **301** eine Unterschicht **302** aus Siliciumoxid bis zu einer Dicke von 2000 Å durch das Sputter-Verfahren gebildet. Als nächstes wird eine Maske **303** bereitgestellt, die eine Metallmaske oder eine Siliciumoxidschicht oder dergleichen ist. Diese Maske **303** bietet eine schlitzförmige Belichtung der Unterschicht **302** in dem mit **300** bezeichneten Bereich. Das heißt, daß in der Draufsicht aus **Fig. 10(A)** die Unterschicht **302** schlitzförmig belichtet wird, wobei die anderen Abschnitte maskiert werden.

[0162] Nachdem die erwähnte Maske **303** bereitgestellt wurde, wird auf dem Bereich **300** durch das Sputter-Verfahren eine Nickelsilicidschicht (chemische Formel: NiSi, wobei $0,4 \leq x \leq 2,5$, beispielsweise $x = 2,0$ ist) selektiv bis zu einer Dicke von 5 bis 200 Å, beispielsweise 20 Å, gebildet.

[0163] Als nächstes wird eine intrinsische (Typ 1) amorphe Siliciumschicht **304** mit einer Dicke von 500 bis 1500 Å, beispielsweise 1000 Å, durch das Plasma-CVD-Verfahren gebildet. Diese wird dann durch Wärmebehandlung über 4 Stunden in einer Wasserstoffreduktionsatmosphäre (vorzugsweise bei einem Wasserstoffdruck von 0,1 bis 1 Atmosphären) bei 550 °C oder in einer inerten Atmosphäre (bei Atmosphärendruck) bei

550 °C kristallisiert. Hierbei geschieht im Bereich **300**, auf dem die Nickelsilicidschicht selektiv gebildet wird, die Kristallisation der kristallinen Siliciumschicht **304** vertikal in bezug auf das Substrat **301**. Weiterhin geschieht in den vom Bereich **300** verschiedenen Bereichen, wie durch den Pfeil **305** dargestellt ist, ein Kristallwachstum in seitlicher Richtung vom Bereich **300** (parallel zum Substrat).

[0164] Es ist durch die vorstehend erwähnten Schritte möglich, durch Kristallisation einer amorphen Siliciumschicht **304** eine kristalline Siliciumschicht zu erhalten. Als nächstes wird eine Siliciumoxidschicht **306** durch das Sputter-Verfahren bis zu einer Dicke von 1000 Å als Gate-Isolationsschicht gebildet. Beim Sputtern wird Siliciumoxid als Target verwendet, und die Temperatur des Substrats während des Sputterns beträgt 200 bis 400 °C, beispielsweise 350 °C, die Atmosphäre für das Sputtern besteht aus Sauerstoff und Argon, und das Argon/Sauerstoff-Verhältnis beträgt 0 bis 0,5, beispielsweise 0,1 oder weniger. Die Elemente werden dann getrennt, um einen aktiven Schichtbereich für den TFT zu gewährleisten. Es ist hierbei wichtig, daß in dem Abschnitt, der zum Kanalbildungsbereich werden soll, keine Front des Kristallwachstums vorhanden ist, wie mit **305** angegeben ist. Es ist auf diese Weise möglich, den Einfluß des elementaren Nickels auf die zwischen der Source-Elektrode und der Drain-Elektrode im Kanalbildungsbereich wandernden Ladungsträger zu verhindern.

[0165] Als nächstes wird eine Aluminiumschicht (die 0,1 bis 2 % Silicium enthält) durch das Sputter-Verfahren bis zu einer Dicke von 6000 bis 8000 Å, beispielsweise 6000 Å, gebildet. Weiterhin wird die Aluminiumschicht zur Bildung der Gate-Elektroden **307**, **309** strukturiert. Daraufhin werden die Oberflächen dieser Aluminiumelektroden einer Anodisierung unterzogen, um Oxidschichten **308**, **310** zu bilden. Diese Anodisierung wurde in einer 1 bis 5% Weinsäure enthaltenden Ethylenglycollösung ausgeführt. Die Dicke von jeder der resultierenden Oxidschichten **308**, **310** betrug 2000 Å. In dem folgenden Ionendotierschritt sind diese Oxidschichten **308** und **310** dick genug, um versetzte Gate-Bereiche zu bilden, so daß die Längen der versetzten Gate-Bereiche in dem vorstehenden Anodisierschritt festgelegt werden können.

[0166] Als nächstes wird ein Störstoff durch das Ionendotierverfahren (Ionenimplantationsverfahren) hinzugefügt, um die aktiven Schichtbereiche (der die Source/Drain-Zone und den Kanal bilden) mit einem Leitfähigkeitstyp zu versehen. In diesem Dotierschritt werden Störstoffe (Phosphor und Bor) unter Verwendung der Gate-Elektrode **307** und der umgebenden Oxidschicht **308** sowie der Gate-Elektrode **309** und der umgebenden Oxidschicht **310** als Masken implantiert. Das verwendete Dotiergas ist Phosphin (PH) oder Diboran (B H), und im erstgenannten Fall beträgt die Beschleunigungsspannung 60 bis 90 kV, beispielsweise 80 kV, und sie beträgt im letztgenannten Fall 40 bis 80 kV, beispielsweise 65 kV. Die Dosis beträgt 1×10^{15} bis $8 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, beispielsweise $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ für Phosphor und $5 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ für Bor. Während der Dotierung wird jedes der Elemente selektiv dotiert, indem die anderen Bereiche mit einem Photoresist bedeckt werden. Dadurch werden N-Störstoffbereiche **314** und **316** gebildet und P-Störstoffbereiche **311** und **313** gebildet, wodurch es möglich ist, P-Kanal-TFT-(PTFT)-Bereiche und N-Kanal-TFT-(NTFT)-Bereiche zu bilden.

[0167] Daraufhin wird durch Bestrahlen mit Laserlicht eine Wärmebehandlung ausgeführt. Das verwendete Licht stammte von einem KrF-Excimerlaser (Wellenlänge: 248 nm, Pulsbreite: 20 ns), es können jedoch auch andere Laser verwendet werden. Die Bedingungen für die Laserlichtbestrahlung sind durch eine Energiedichte von 200 bis 400 mJ/cm², beispielsweise 250 mJ/cm², und eine Bestrahlung mit 2 bis 10 Schüssen, beispielsweise 2 Schüssen je Ort, gegeben. Es ist nützlich, das Substrat bei der Laserbestrahlung auf etwa 200 bis 450 °C aufzuheizen. Weil bei diesem Laser-Wärmebehandlungsprozeß Nickel in den vorkristallisierten Bereichen dispergiert wird, fördert die Bestrahlung mit Laserlicht leicht eine Rekristallisation, und die mit P-Störstoffen dotierten Störstoffbereiche **311** und **313** und die mit N-Störstoffen dotierten Störstoffbereiche **314** und **316** können leicht aktiviert werden.

[0168] Dieser Schritt kann durch ein Verfahren einer Wärmebehandlung mit einer Lampe unter Verwendung von Infrarotstrahlen (beispielsweise 1,2 µm) ausgeführt werden. Infrarotstrahlen werden leicht durch Silicium absorbiert und es kann dadurch eine wirksame Wärmebehandlung gleich einer thermischen Wärmebehandlung bei 1000 °C oder darüber ausgeführt werden. Weil sie andererseits von dem Glassubstrat kaum absorbiert werden, findet keine Hochtemperatur-Wärmebehandlung des Glassubstrats statt, und die Behandlung kann innerhalb eines kurzen Zeitraums abgeschlossen werden, weshalb dies als das ideale Verfahren für Prozesse bezeichnet werden kann, in denen ein Schrumpfen des Glassubstrats auftritt.

[0169] Als nächstes wird ein Siliciumoxidfilm **318** mit einer Dicke von 6000 Å durch das Plasma-CVD-Verfahren als Zwischenschichtisolator gebildet, es werden darin Kontaktlöcher gebildet, und es werden TFT-Elektroden/Drahtleitungen **317**, **320**, **319** durch eine Mehrfachsicht aus einem metallischen Material, beispielsweise Titanitrid und Aluminium, gebildet. Schließlich wird eine Wärmebehandlung bei 350 °C für 30 min in einer Wasserstoffatmosphäre bei einem Druck von 1 Atmosphäre ausgeführt, um die mit komplementären TFTs aufgebaute Halbleiterschaltung zu vervollständigen (**Fig. 10(D)**).

[0170] Die vorstehend beschriebene Schaltung hat eine CMOS-Struktur, wobei der PTFT und der NTFT komplementär bereitgestellt sind, beim vorstehenden Prozeß können jedoch zwei TFTs gleichzeitig aufgebaut und unterteilt werden, um gleichzeitig zwei getrennte TFTs herzustellen.

[0171] **Fig. 1 1** zeigt eine Ansicht von oben in **Fig. 10(D)**. Die Symbole in **Fig. 1 1** entsprechen denen in

Fig. 10. Wie in **Fig. 11** dargestellt ist, verläuft die Kristallisationsrichtung in der durch den Pfeil dargestellten Richtung, und das Kristallwachstum geschieht in Richtung der Source/Drain-Bereiche (die Richtung einer Linie zwischen dem Source-Bereich und dem Drain-Bereich). Während des Betriebs eines TFT mit diesem Aufbau wandern die Ladungsträger entlang den Kristallen, die zwischen der Source-Zone und der Drain-Zone nadelartig oder säulenförmig gewachsen sind. Das heißt, daß die Ladungsträger entlang der Kristallkorngrenze der nadelartigen oder der säulenförmigen Kristalle wandern.

[0172] Es ist folglich möglich, den Widerstand zu verringern, der auftritt, wenn die Ladungsträger wandern, und einen TFT mit einem hohen Grad an Ladungsträgerbeweglichkeit zu erhalten.

[0173] In diesem Beispiel wurde zum Einbringen des Nickels ein Verfahren verwendet, bei dem Nickel verwendet wurde, um selektiv eine Nickelschicht auf der Unterschicht **302** unter der amorphen Siliciumschicht **304** zu bilden (weil die Schicht sehr dünn ist, ist sie nicht leicht als Schicht erkennbar), und bei dem ein Kristallwachstum von diesem Abschnitt aus induziert wurde, es kann jedoch auch ein Verfahren verwendet werden, bei dem eine Nickelsilicidschicht nach der Bildung der amorphen Siliciumschicht **304** selektiv gebildet wird. Das heißt, daß das Kristallwachstum entweder von der oberen Fläche oder von der unteren Fläche der amorphen Siliciumschicht induziert werden kann. Weiterhin kann auch ein Verfahren verwendet werden, bei dem eine amorphe Siliciumschicht vorab gebildet wird und eine Ionendotierung verwendet wird, um Nickelionen selektiv in die amorphe Siliciumschicht **304** zu implantieren. Dieses Verfahren ist dadurch gekennzeichnet, daß die Konzentration des elementaren Nickels gesteuert werden kann. Alternativ kann das Verfahren eine Plasmabehandlung oder eine CVD sein.

Beispiel 10

[0174] Dieses Beispiel betrifft einen Fall einer aktiven Flüssigkristallanzeige mit N-Kanal-TFTs als Schaltelemente für jedes der Bildelemente. Nachstehend wird ein einziges Bildelement erklärt, es werden jedoch zahlreiche (gewöhnlich mehrere hunderttausend) Bildelemente mit dem gleichen Aufbau gebildet. Es braucht weiterhin nicht erwähnt zu werden, daß ein P-Kanal-Typ an Stelle eines N-Kanal-Typs verwendet werden kann. Weiterhin kann er im Peripherieschaltungsabschnitt statt im Bildelementabschnitt der Flüssigkristallanzeige verwendet werden. Er kann auch in einem Bildsensor oder einem anderen Vorrichtungstyp verwendet werden. Mit anderen Worten ist sein Gebrauch nicht besonders eingeschränkt, solange er als Dünnschichttransistor verwendet wird.

[0175] **Fig. 12** zeigt die Herstellungsschritte für dieses Beispiel. In diesem Beispiel wurde eine Corning-7059-Glasplatte (Dicke 1,1 mm, 300 × 400 mm) für das Glassubstrat **401** verwendet. Zuerst wird eine Unterschicht **402** (Siliciumoxid) bis zu einer Dicke von 2000 Å durch das Sputter-Verfahren gebildet. Daraufhin wird zum selektiven Einbringen von Nickel eine Maske **403** durch eine Metallmaske, eine Siliciumoxidschicht, Photoresist oder dergleichen gebildet. Eine Nickelsilicidschicht wird auch durch das Sputter-Verfahren gebildet. Diese Nickelsilicidschicht wird durch das Sputter-Verfahren bis zu einer Dicke von 5 bis 200 Å, beispielsweise 20 Å, gebildet. Die Nickelsilicidschicht hat eine chemische Formel NiSi_x , wobei $0,4 < x < 2,5$ ist, beispielsweise $x = 2,0$. Demgemäß wird über dem Bereich **404** selektiv eine Nickelsilicidschicht gebildet.

[0176] Es wird dann eine amorphe Siliciumschicht **405** bis zu einer Dicke von 1000 Å durch das LPCVD-Verfahren oder das Plasma-CVD-Verfahren gebildet, und sie wird bei 400 °C eine Stunde lang dehydriert, woraufhin sie durch Wärmebehandlung kristallisiert wird. Der Wärmebehandlungsprozeß wurde 4 Stunden lang bei 550 °C in einer Wasserstoffreduktionsatmosphäre (vorzugsweise mit einem Wasserstoffteildruck von 0,1 bis 1 Atmosphären) ausgeführt. Der Wärmebehandlungsprozeß kann auch in einer inerten Atmosphäre von Stickstoff oder dergleichen ausgeführt werden.

[0177] Weil bei diesem Wärmebehandlungsprozeß eine Nickelsilicidschicht auf dem Teil des Bereichs unter der amorphen Siliciumschicht **405** gebildet wurde, beginnt die Kristallisation in diesem Abschnitt. Während der Kristallisation schreitet das Kristallwachstum des Siliciums, wie durch den Pfeil in **Fig. 12(B)** dargestellt ist, senkrecht zum Substrat **401** im Abschnitt **404** fort, wo die Nickelsilicidschicht gebildet worden ist. Wie durch einen anderen Pfeil dargestellt ist, geschieht das Kristallwachstum zusätzlich in den Bereichen, auf denen die Nickelsilicidschicht nicht gebildet worden ist (den vom Bereich **405** verschiedenen Bereichen) parallel zum Substrat.

[0178] Es ist auf diese Weise möglich, eine Halbleiterschicht **405** zu erhalten, der kristallines Silicium aufweist. Als nächstes wird die erwähnte Halbleiterschicht **405** strukturiert, um einen Inselhalbleiterbereich (aktive Schicht des TFT) zu bilden. Es ist hierbei wichtig, daß in der aktiven Schicht, insbesondere im Kanalbildungsbereich, keine Kristallwachstumsfront vorhanden ist, wie durch den Pfeil angegeben ist. Falls der durch den Pfeil in **Fig. 12(B)** angegebene Frontabschnitt insbesondere das Ende (die Front) des Kristallwachstums ist, ist es nützlich, die kristalline Siliciumschicht **405** an dem Abschnitt **404**, an dem Nickel eingebracht wird, und dem Abschnitt am Ende des Pfeils (linker Rand der Zeichnung) durch Ätzen zu entfernen und die Zwischenabschnitte des Kristallwachstums der kristallinen Siliciumschicht **405** parallel zum Substrat als die aktive Schicht zu verwenden. Dies liegt daran, daß sich das Nickel an den Frontabschnitten des Kristallwachstums

konzentriert, und dies dient dem Verhindern der nachteiligen Wirkungen des am Frontabschnitt konzentrierten Nickels auf die Eigenschaften des TFT.

[0179] Weiterhin wird ein Siliciumoxid-Gate-Isolationsfilm (Dicke: 70 bis 120 nm, typischerweise 100 nm) **406** durch das Plasma-CVD-Verfahren in einer Sauerstoffatmosphäre unter Verwendung von Tetraethoxysilan (TEOS) als Ausgangsmaterial gebildet. Die Temperatur des Substrats wird auf 400°C oder darunter und vorzugsweise zwischen 200 und 350°C gelegt, um eine Schrumpfung und ein Verziehen des Glases zu verhindern.

[0180] Als nächstes wird durch das CVD-Verfahren eine allgemein bekannte Schicht gebildet, die hauptsächlich aus Silicium besteht, und sie wird strukturiert, um eine Gate-Elektrode **407** zu bilden. Daraufhin wird Phosphor durch Ionenimplantation als N-Störstoff dotiert, und es werden ein Source-Bereich **408**, ein Kanalbildungsbereich **409** und ein Drain-Bereich **410** selbstpositionierend gebildet. Daraufhin wird mit KrF-Laserlicht bestrahlt, um die Kristallinität der Siliciumschicht zu verbessern, deren Kristallinität durch die Ionenimplantation beeinträchtigt wurde. Hierbei wird die Energiedichte des Laserlichts auf 250 bis 300 mJ/cm² gelegt. Durch diese Laserbestrahlung wird der Schichtwiderstand des Source/Drain-Bereichs dieses TFT zu 300 bis 800 Ω /cm². Der Wärmebehandlungsschritt kann auch unter Verwendung einer Infrarotlampe wirksam ausgeführt werden.

[0181] Als nächstes wird ein Zwischenschichtisolator **411** mit Siliciumoxid gebildet, und es wird eine Bildelementelektrode **412** mit einem ITO gebildet. Zusätzlich werden darin Kontaktlöcher gebildet, werden Elektroden **413**, **414** unter Verwendung einer Chrom/Aluminium-Mehrfachschicht in den Source/Drain-Bereichen des TFT gebildet und wird auch eine der Elektroden **413** mit dem ITO **412** verbunden. Schließlich wird eine Wärmebehandlung in Wasserstoff bei 200 bis 300°C 2 Stunden lang ausgeführt, um das Hydrieren des Siliciums abzuschließen. Auf diese Weise wird der TFT fertiggestellt. Dieser Prozeß wird auch gleichzeitig für die anderen Bildelementbereiche ausgeführt.

[0182] Beim in diesem Beispiel hergestellten TFT wird eine kristalline Siliciumschicht, in der ein Kristallwachstum in Flußrichtung der Ladungsträger aufgetreten ist, als die aktive Schicht verwendet, der den Source-Bereich, den Kanalbildungsbereich und den Drain-Bereich ausmacht, so daß der sich ergebende TFT Ladungsträger mit hoher Beweglichkeit aufweist, weil die Ladungsträger entlang der Kristallkorngrenze der nadelartigen oder säulenförmigen Kristalle wandern, ohne die Kristallkorngrenze zu schneiden. Der in diesem Beispiel hergestellte TFT war ein N-Kanal-TFT, und seine Ladungsträgerbeweglichkeit betrug 90 bis 130 (cm²/Vs). Wenn bedacht wird, daß die Ladungsträgerbeweglichkeit von N-Kanal-TFTs, bei denen durch Kristallisation mit herkömmlicher thermischer Wärmebehandlung bei 600°C über 48 Stunden erhaltenes kristallines Silicium verwendet wird, 80 bis 100 (cm²/Vs) beträgt, ist die Verbesserung der Eigenschaften bemerkenswert.

[0183] Weiterhin wurde die Ladungsträgerbeweglichkeit eines durch ein dem vorstehenden Prozeß ähnliches Verfahren hergestellten P-Kanal-TFT gemessen, und es wurde herausgefunden, daß sie 50 bis 80 (cm²/Vs) betrug. Dies ist auch eine erhebliche Verbesserung der Eigenschaften, wenn bedacht wird, daß die Beweglichkeit von P-Kanal-TFTs, bei denen durch Kristallisation mit einer herkömmlichen thermischen Wärmebehandlung bei 600 °C für 48 Stunden erhaltene kristalline Siliciumschichten verwendet werden, 30 bis 60 (cm²/Vs) betrug.

Beispiel 11

[0184] Dies ist eine Modifikation des TFT in Beispiel 10, wobei ein Source/Drain-Bereich senkrecht zur Kristallwachstumsrichtung bereitgestellt ist. Das heißt, daß eine Konstruktion vorliegt, bei der die Wanderungsrichtung der Ladungsträger senkrecht zur Kristallwachstumsrichtung steht, so daß die Wanderung der Ladungsträger die Kristallkorngrenze der nadelartigen oder säulenförmigen Kristalle schneidet. Bei diesem Konstruktionstyp kann der Widerstand zwischen dem Source-Bereich und dem Drain-Bereich erhöht werden. Dies liegt daran, daß die Ladungsträger so wandern müssen, daß sie die Kristallkorngrenze der nadelartigen oder säulenförmigen Kristalle schneiden. Um die Konstruktion aus diesem Beispiel zu erreichen, ist es nur erforderlich, die Orientierung des TFT in der Konstruktion in Beispiel 10 zu bestimmen.

Beispiel 12

[0185] Der Hauptaspekt dieses Beispiels besteht darin, daß die Orientierung des TFT bei der Konstruktion in Beispiel 10 unter einen gewünschten Winkel zur Kristallwachstumsrichtung der kristallinen Siliciumschicht in Bezug auf die Oberfläche des Substrats gelegt wird, um die Eigenschaften des TFT auszuwählen (hierbei ist die Orientierung durch die Verbindungslinie zwischen den Source/Drain-Bereichen definiert, so daß die Richtung des TFT durch die Orientierung des Ladungsträgerflusses bestimmt ist).

[0186] Wie vorstehend beschrieben wurde, wandern die Ladungsträger, falls sie in Kristallwachstumsrichtung wandern gelassen werden, entlang der Kristallkorngrenze, so daß ihr Beweglichkeitsgrad verbessert wird. Falls die Ladungsträger andererseits senkrecht zur Kristallwachstumsrichtung wandern gelassen werden, müssen sie mehrere Korngrenzen schneiden, so daß der Beweglichkeitsgrad der Ladungsträger verringert

wird.

[0187] Hierbei ist es durch geeignete Auswahl zwischen diesen beiden Bedingungen, also durch Legen des Winkels zwischen der Kristallwachstumsrichtung und der Wanderungsrichtung der Ladungsträger in einen Bereich von 0 bis 90°, möglich, die Beweglichkeit der Ladungsträger zu steuern. Anders betrachtet, wird es durch Legen des vorstehenden Winkels zwischen der Kristallwachstumsrichtung und die Wanderungsrichtung der Ladungsträger möglich, den Widerstand zwischen den Source- und den Drain-Bereichen zu steuern. Natürlich kann diese Konstruktion auch für die Konstruktion in Beispiel 1 verwendet werden. In diesem Fall wird der in **Fig. 11** dargestellte schlitzförmige Bereich **400**, in den Spuren von Nickel eingebracht wurden, innerhalb eines Bereichs von 0 bis 90° des Winkels zwischen der durch den Pfeil **405** dargestellten Kristallwachstumsrichtung und der die Source und Drain-Bereiche verbindenden Linie gedreht. Weiterhin kann dieser Bereich auf nahe 0° gelegt werden, um die Ladungsträgersbeweglichkeit für eine Konstruktion mit einem geringen elektrischen Widerstand zwischen den Source- und den Drain-Bereichen zu erhöhen. Weiterhin kann der Winkel in die Nähe von 90° gelegt werden, um die Ladungsträgersbeweglichkeit für eine Konstruktion mit einem hohen Widerstand zwischen den Source- und den Drain-Bereichen zu verringern.

[0188] Wie vorstehend erwähnt wurde, kann die Flußrichtung der im TFT wandernden Ladungsträger für einen TFT, bei dem eine auf einem Substrat ausgebildete nicht einkristalline Silicium-Halbleiterschicht verwendet wird, der infolge des Kristallwachstums parallel zur Oberfläche des Substrats eine Kristallinität aufweist, für eine Konstruktion, bei der die Wanderung der Ladungsträger entlang der Kristallkorngrenze der nadelartigen oder säulenförmigen Kristalle (parallel dazu) verläuft, mit der Kristallwachstumsrichtung in Übereinstimmung gebracht werden, um einen TFT mit einem hohen Beweglichkeitsgrad zu erhalten.

[0189] Weil der Metallkatalysator zur Förderung der Kristallisation weiterhin an den vorderen Abschnitten des Kristallwachstums parallel zum Substrat konzentriert ist, kann ein TFT gebildet werden, ohne daß diese Bereiche verwendet werden, um die Betriebsstabilität und die Zuverlässigkeit des TFT zu erhöhen. Es ist zusätzlich durch Herstellung einer Halbleitervorrichtung unter Verwendung einer durch Einbringen eines katalytischen Elements für eine kurzzeitige Kristallisation bei einer niedrigen Temperatur, gefolgt von einer Bestrahlung mit Laserlicht oder anderem intensiven Licht, hergestellten kristallinen Siliciumschicht möglich, eine Vorrichtung mit einem hohen Produktivitätsgrad und günstigen Eigenschaften zu erhalten.

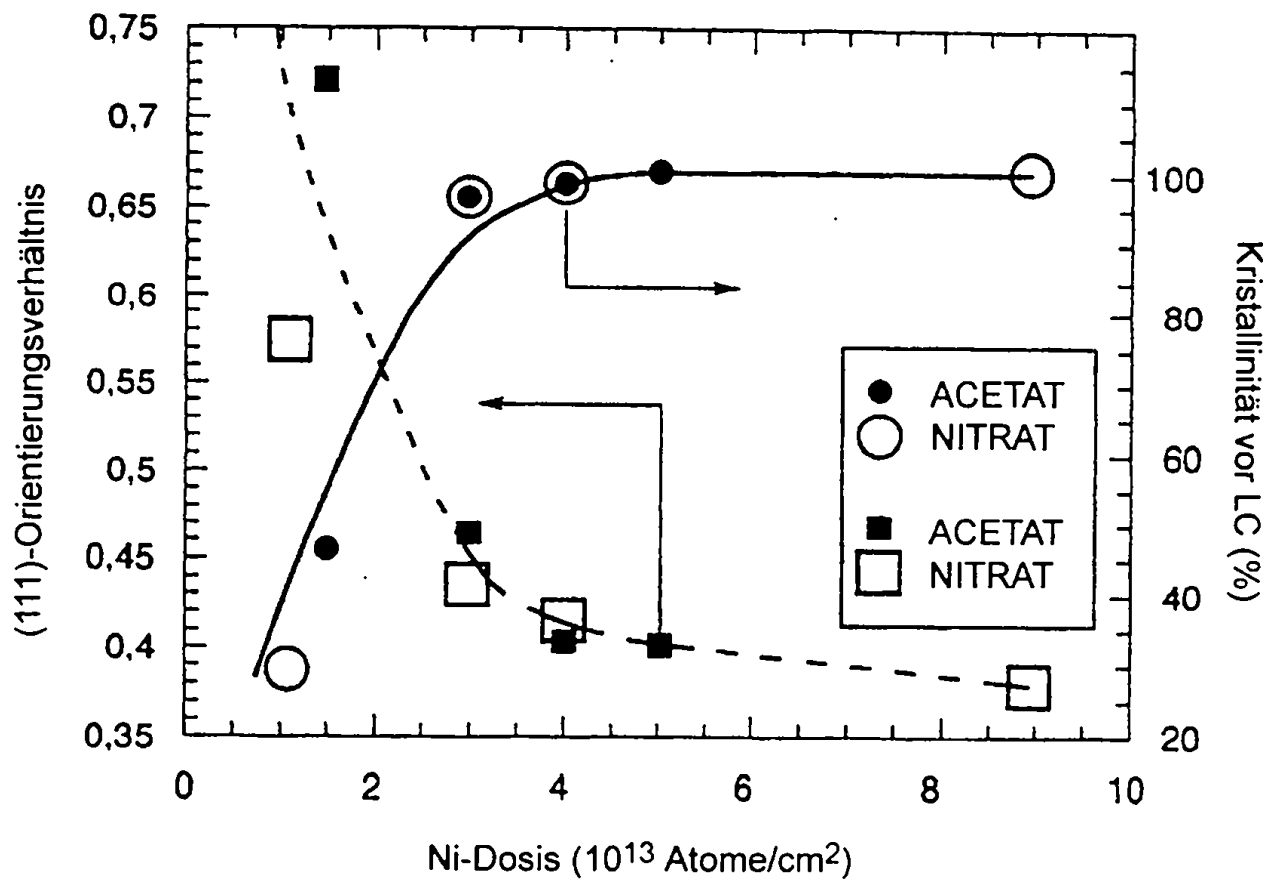
Patentansprüche

1. Verfahren zur Halbleiterherstellung, wobei auf einem Substrat eine amorphe Siliciumschicht ausgebildet, in diese ein kristallisationsförderndes Mittel eingebracht und die Kristallisation der amorphen Siliciumschicht durch Wärmebehandeln bewirkt wird, wobei das Einbringen des kristallisationsfördernden Mittels nur an einer oder mehreren voneinander entfernten Stellen, in Spuren und zusammen mit der Wärmebehandlung der amorphen Siliciumschicht derart erfolgt, daß in Abstand von der bzw. den besagten Stellen Bereiche seitlichen Kristallwachstums entstehen, die ein (111)-Orientierungsverhältnis im Bereich von 0,67 bis 1,0 haben.
2. Verfahren nach Anspruch 1, wobei die Dicke der Siliciumschicht 80 nm oder weniger beträgt.
3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, wobei das kristallisationsfördernde Mittel eines oder mehrere der Elemente Ni, Pd, Pt, Cu, Ag, Au, In, Sn, Pb, As und Sb enthält.
4. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, wobei das kristallisationsfördernde Mittel ein oder mehrere Elemente der Gruppen VII, IIIb, IVb und Vb enthält.
5. Verfahren nach Anspruch 3 oder 4, wobei die Konzentration des kristallisationsfördernden Mittels 1×10^{16} bis 1×10^{19} Atome/cm³ beträgt.
6. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche, wobei das katalytische Element an der Grenzfläche zwischen der Siliciumschicht und dem Substrat eingebracht wird.
7. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche, wobei die Kristallisation des amorphen Siliciums durch Wärmebehandlung und anschließende Laserbestrahlung der Schicht erfolgt.
8. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche zur Herstellung eines Dünnschichttransistors, wobei der Träger-Wanderungsbereich des Transistors so gewählt ist, daß er einem der Bereiche seitlichen Kristallwachstums entspricht.

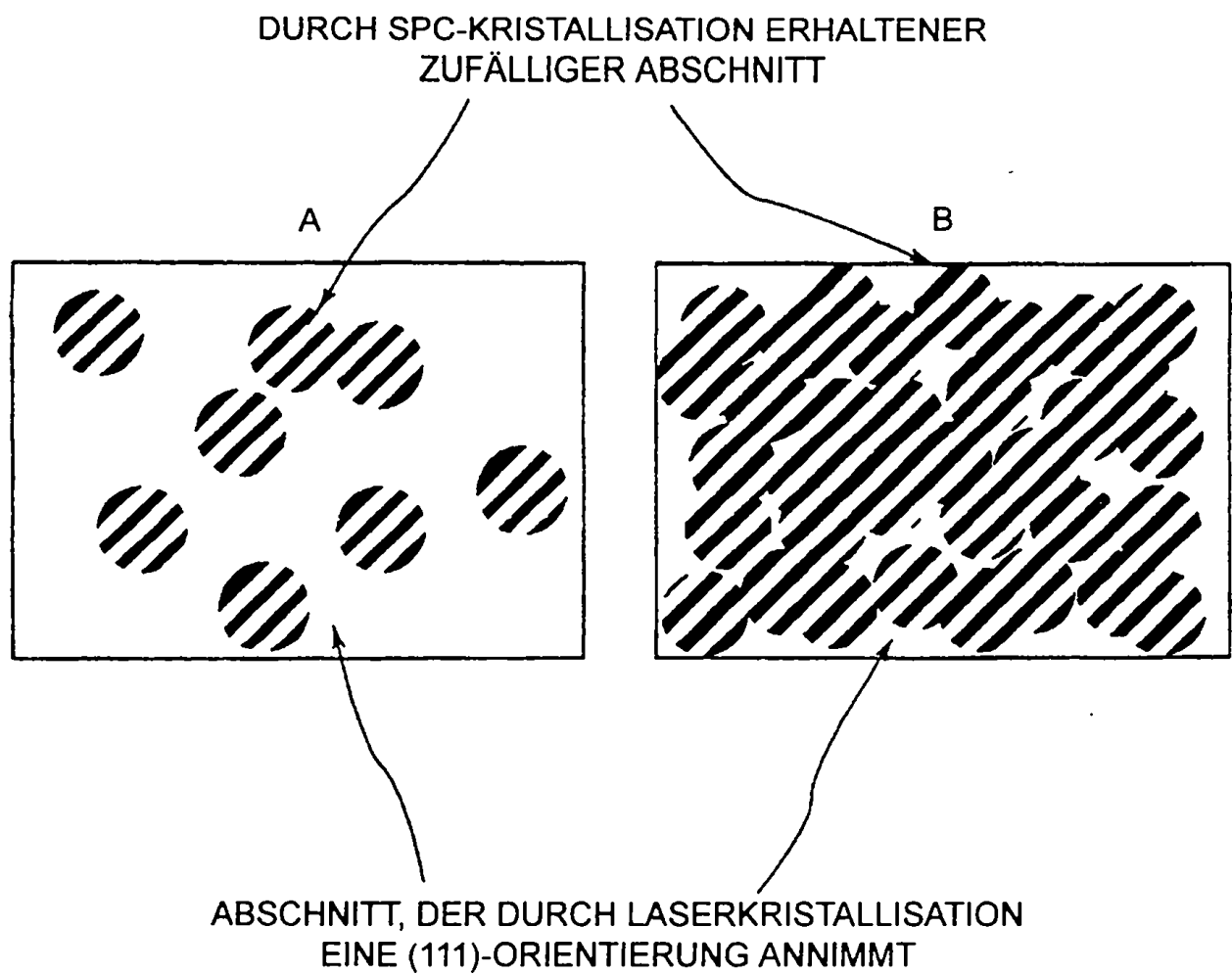
9. Verfahren nach Anspruch 8, wobei die Richtung der Trägerwanderung an die Richtung des Kristallwachstums angepaßt ist.

Es folgen 19 Blatt Zeichnungen

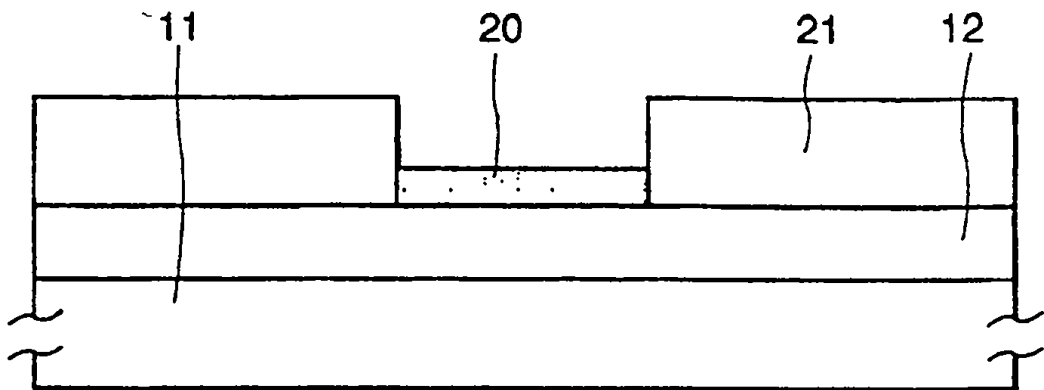
Figur 1



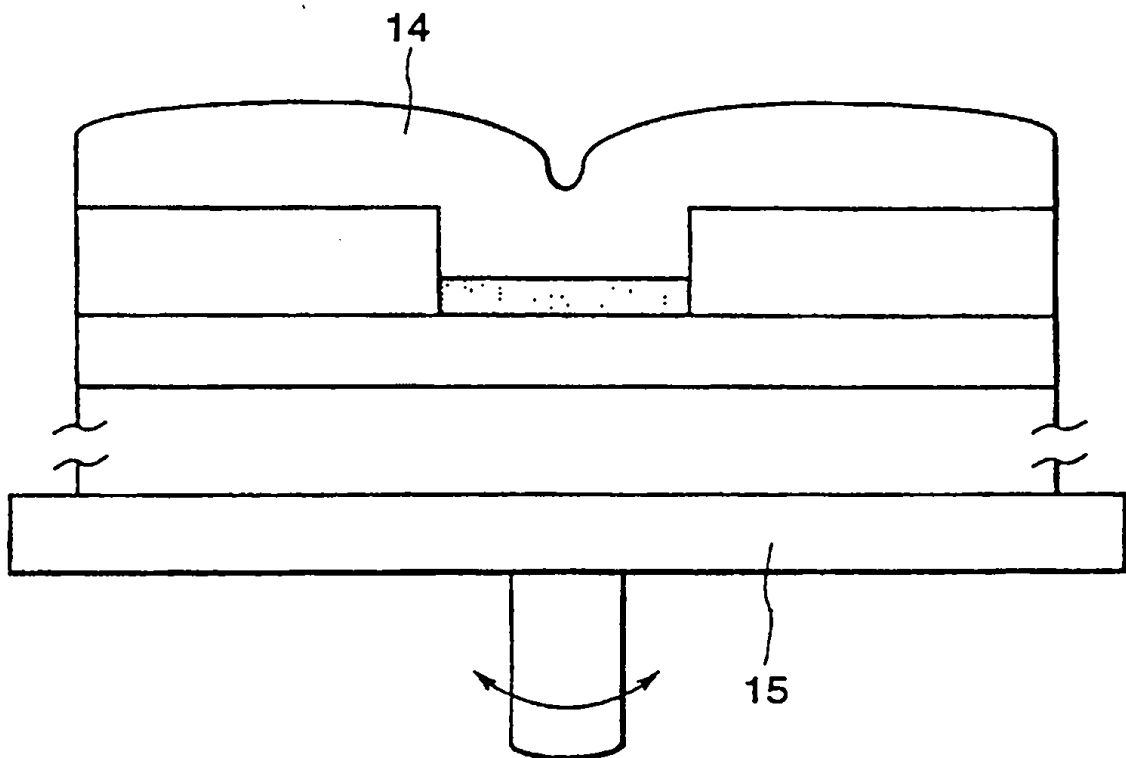
Figur 2



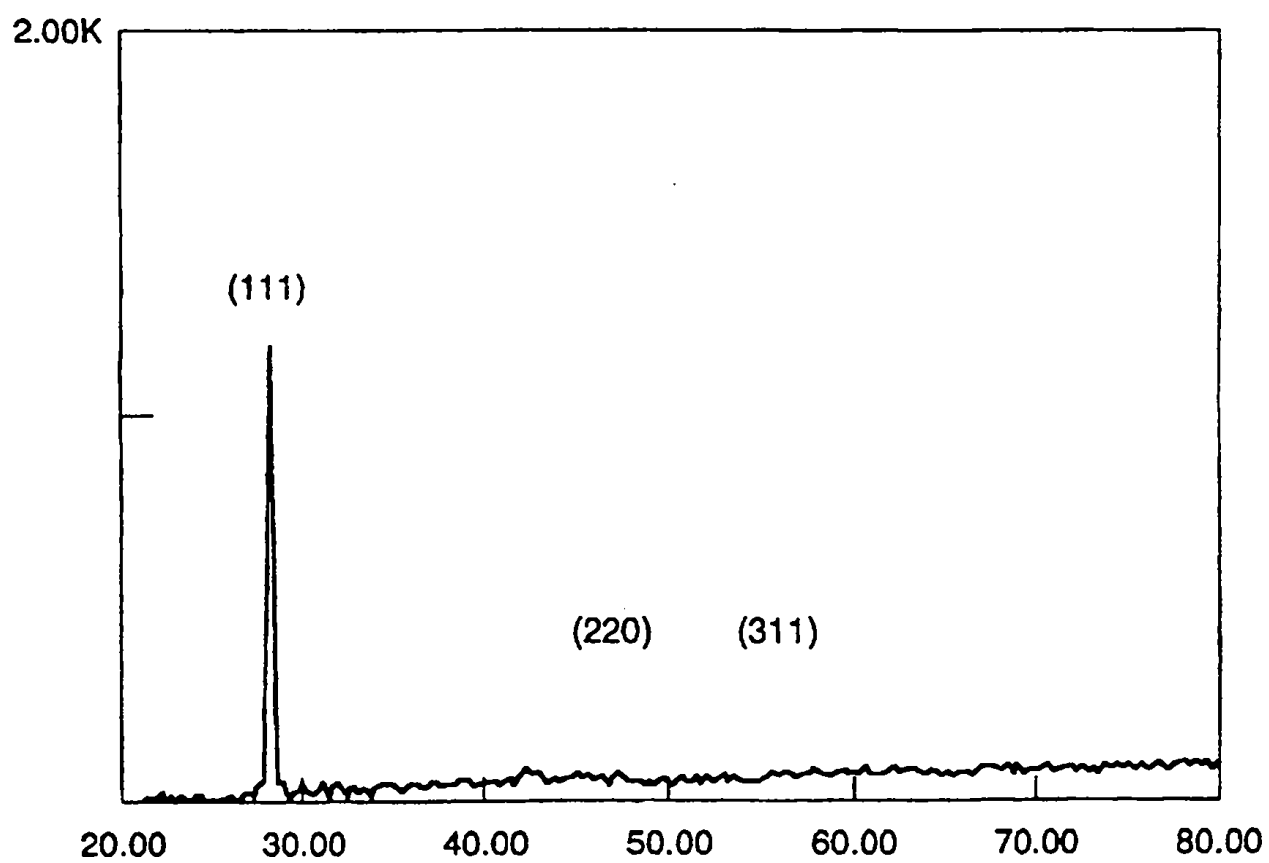
Figur 3(A)



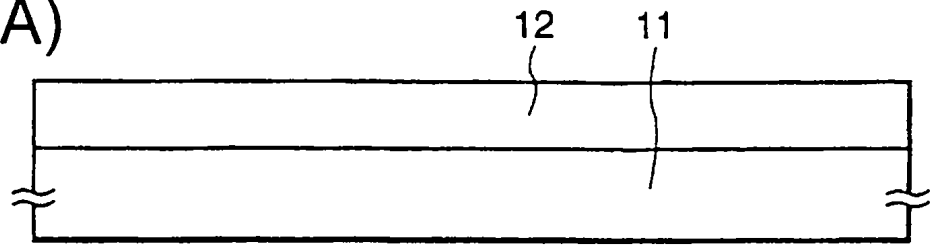
Figur 3(B)



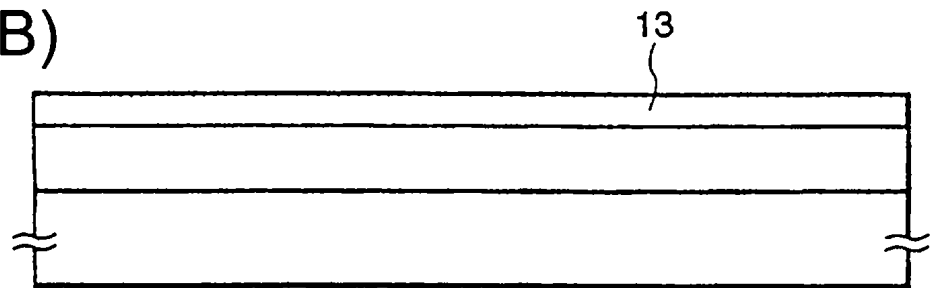
Figur 4



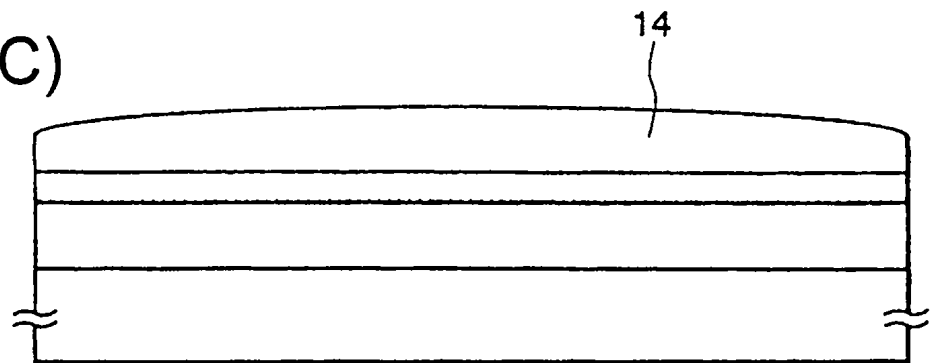
Figur 5(A)



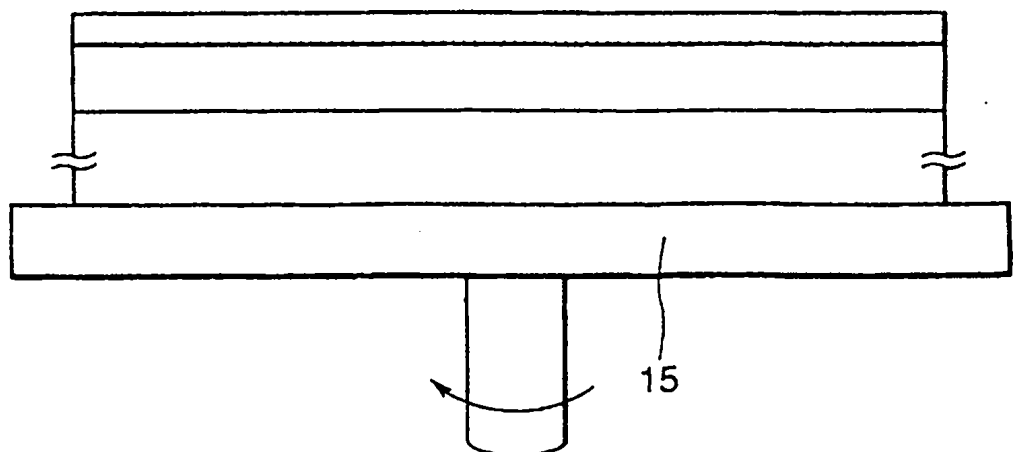
Figur 5(B)



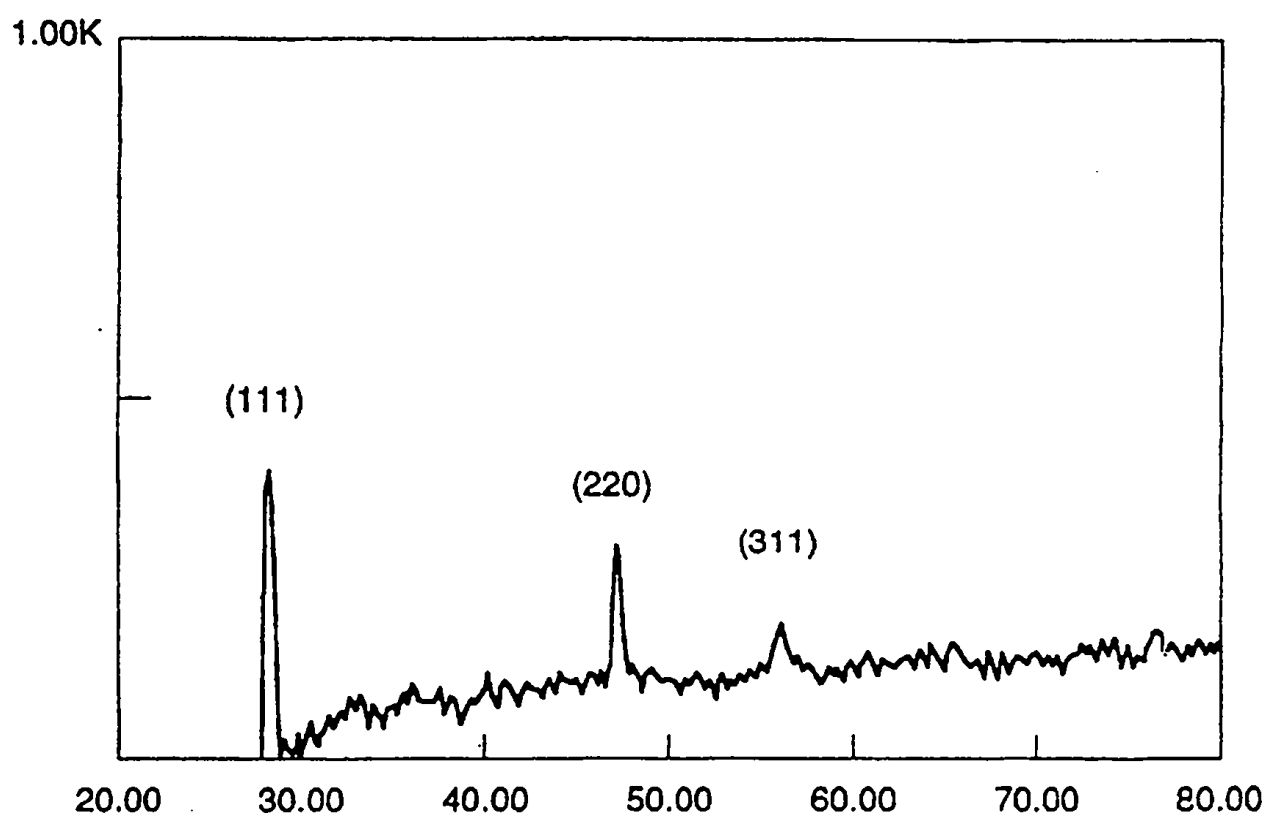
Figur 5(C)

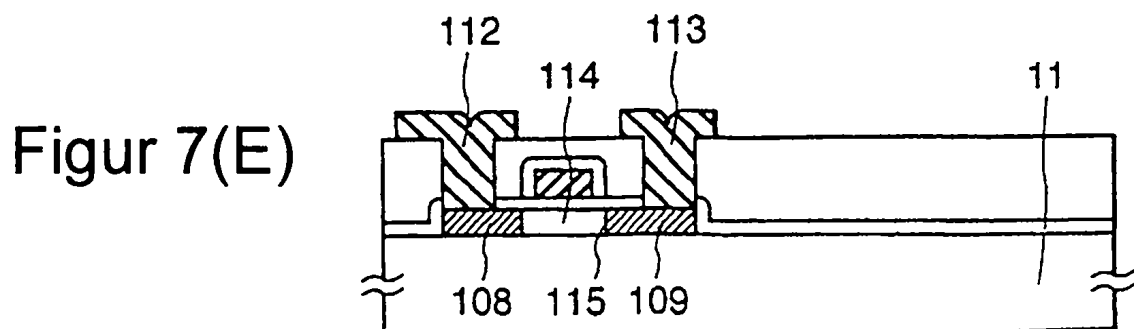
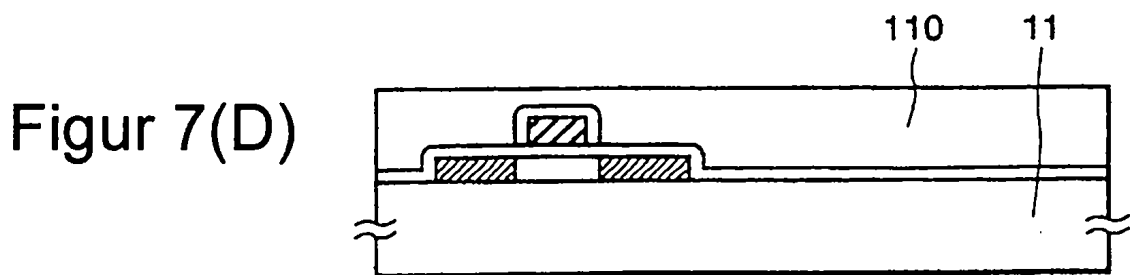
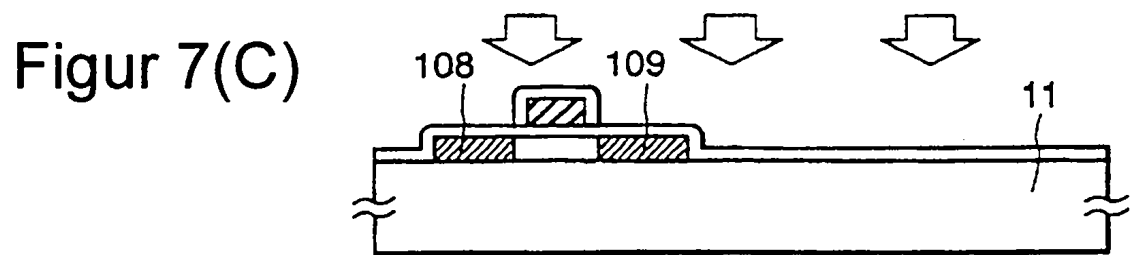
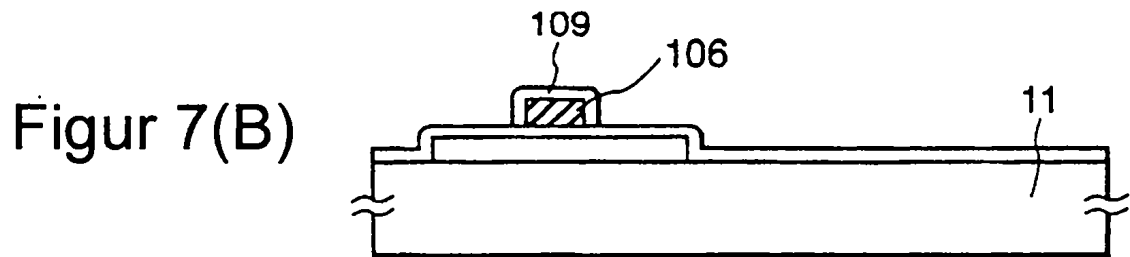
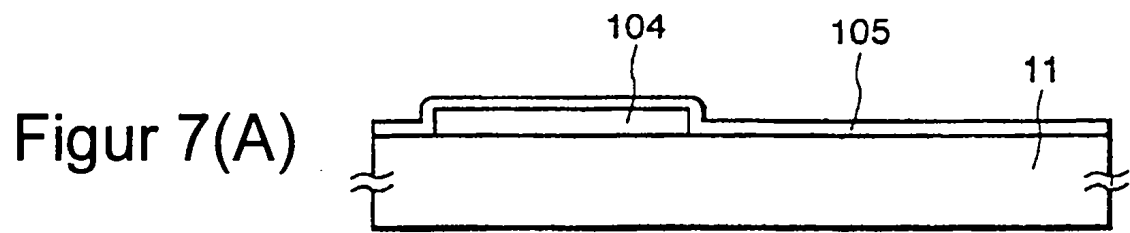


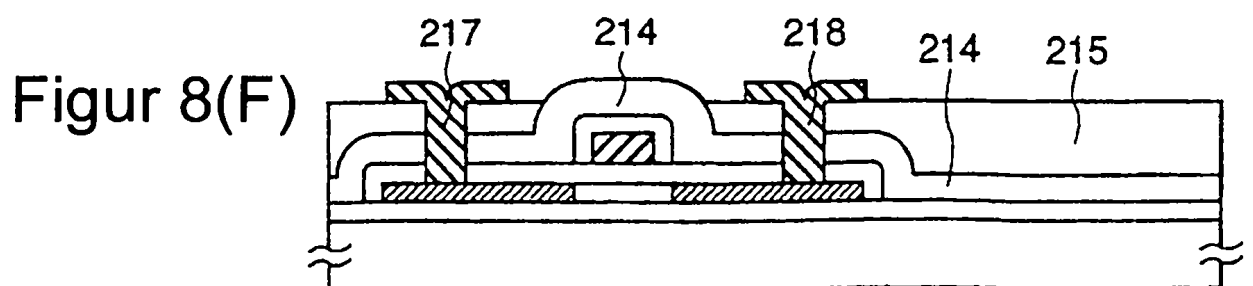
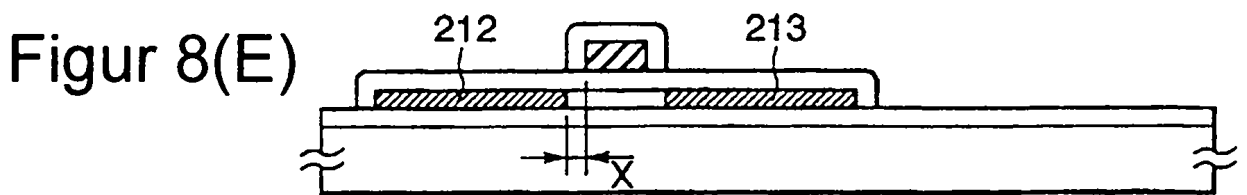
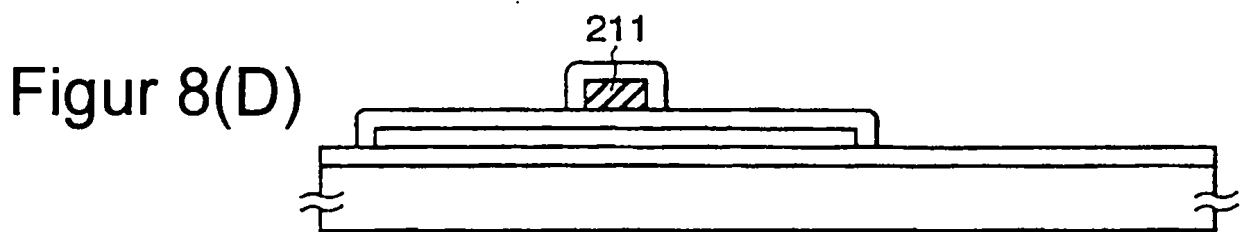
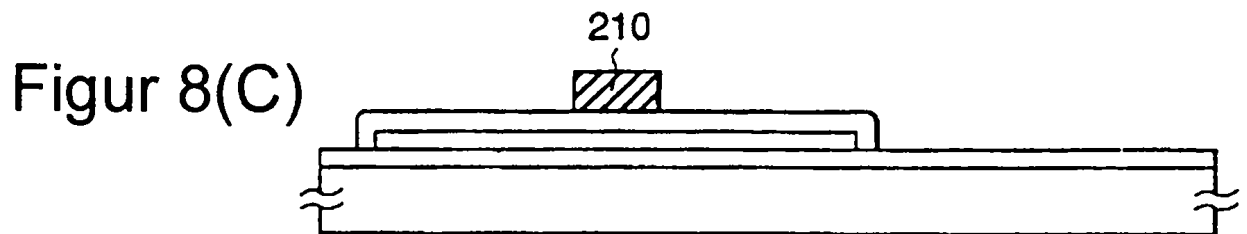
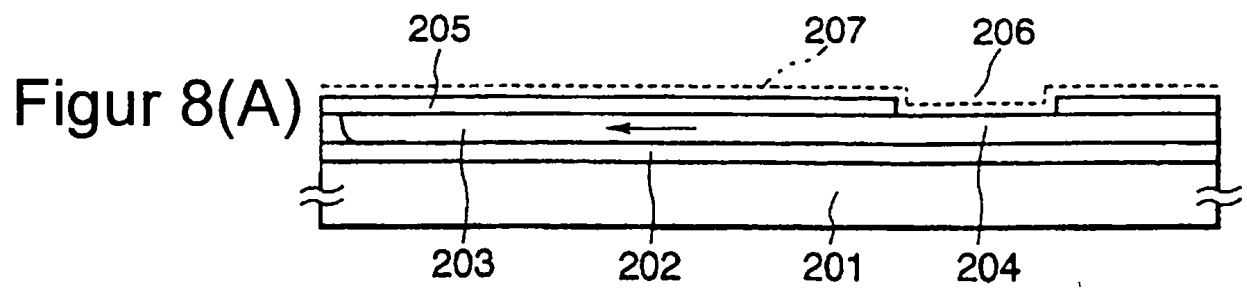
Figur 5(D)



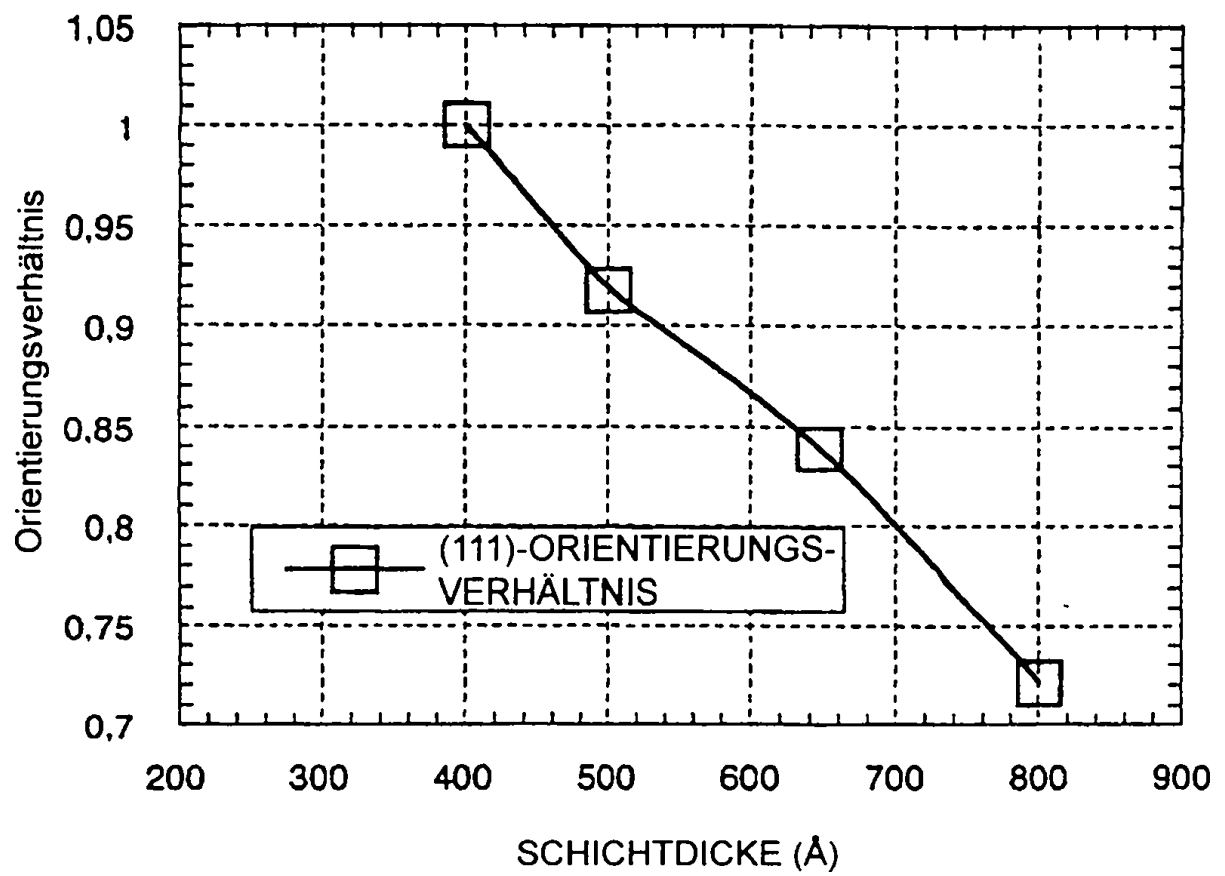
Figur 6



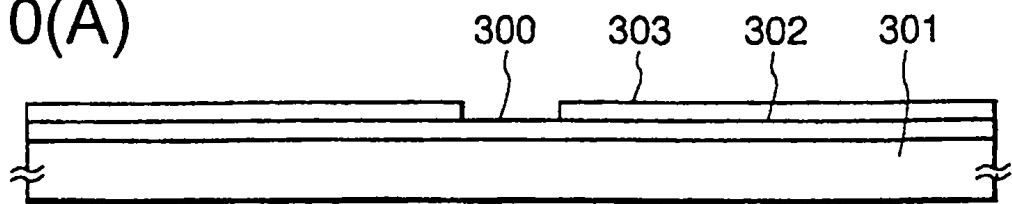




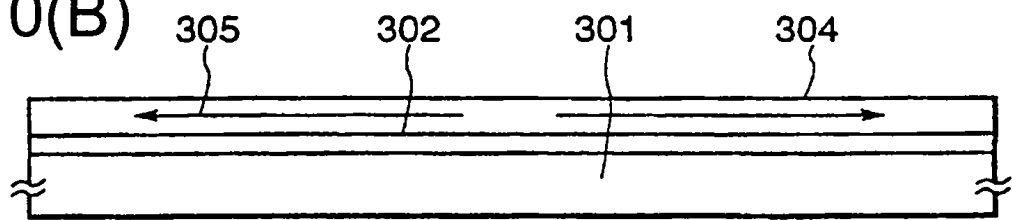
Figur 9



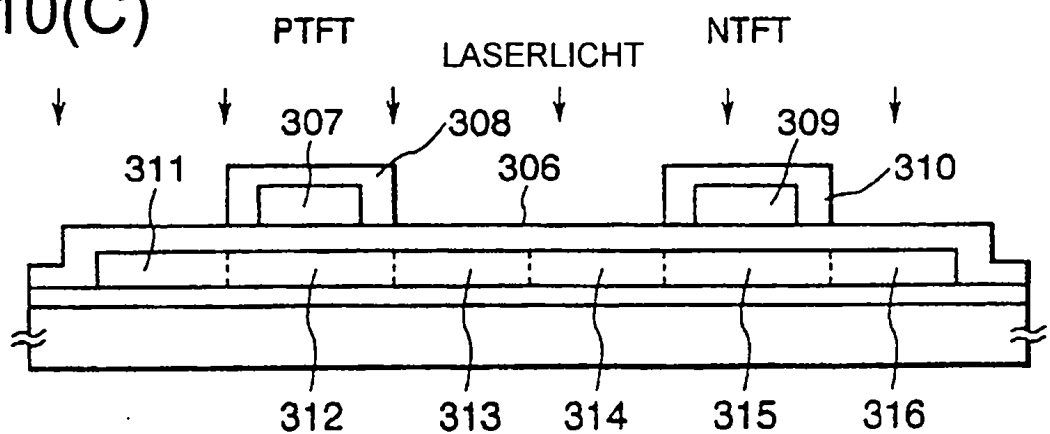
Figur 10(A)



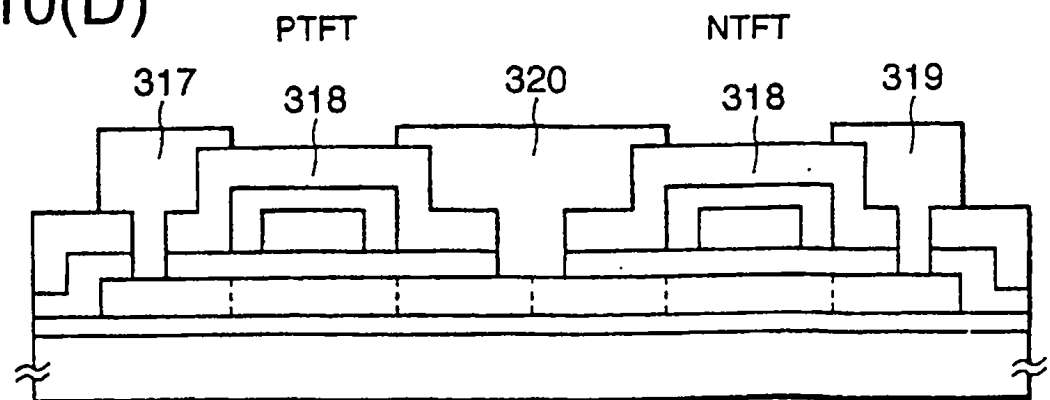
Figur 10(B)



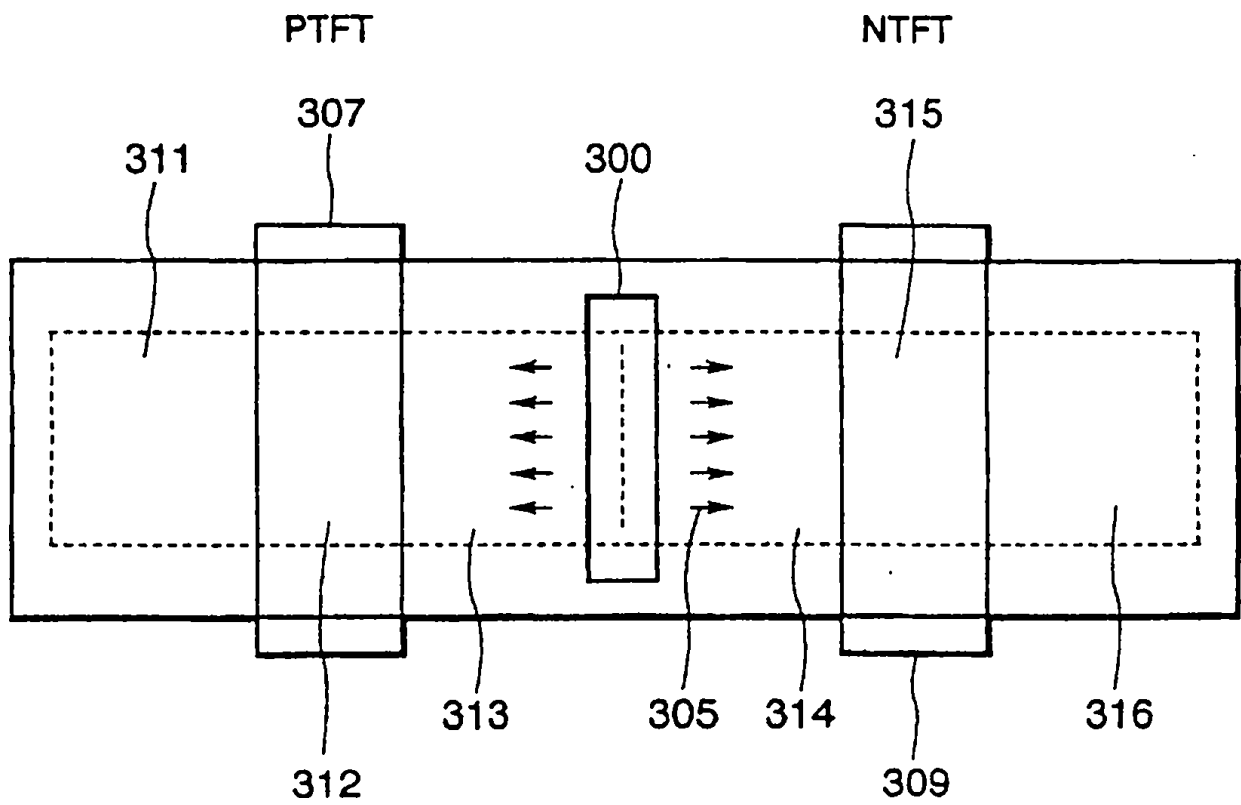
Figur 10(C)



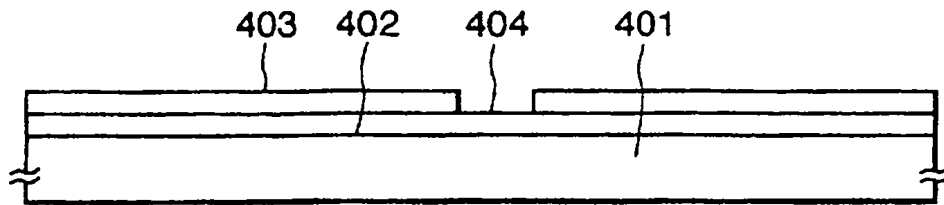
Figur 10(D)



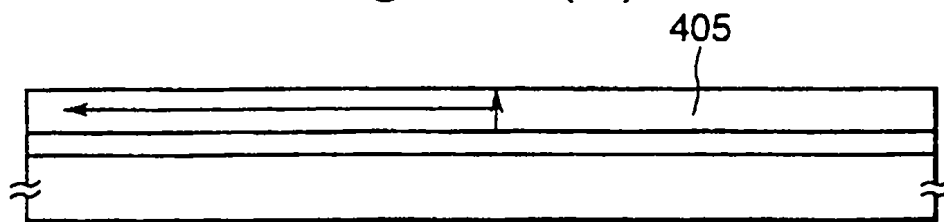
Figur 11



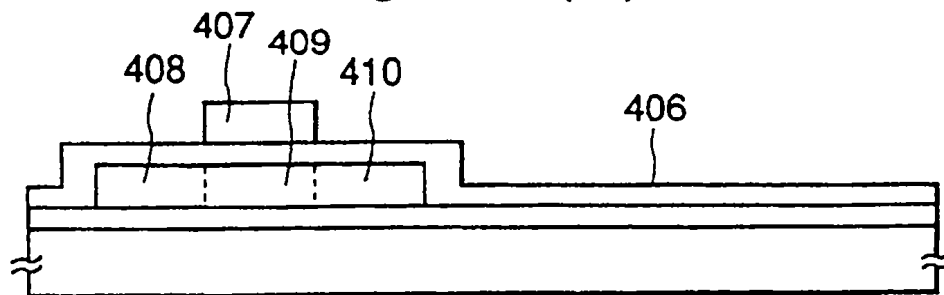
Figur 12(A)



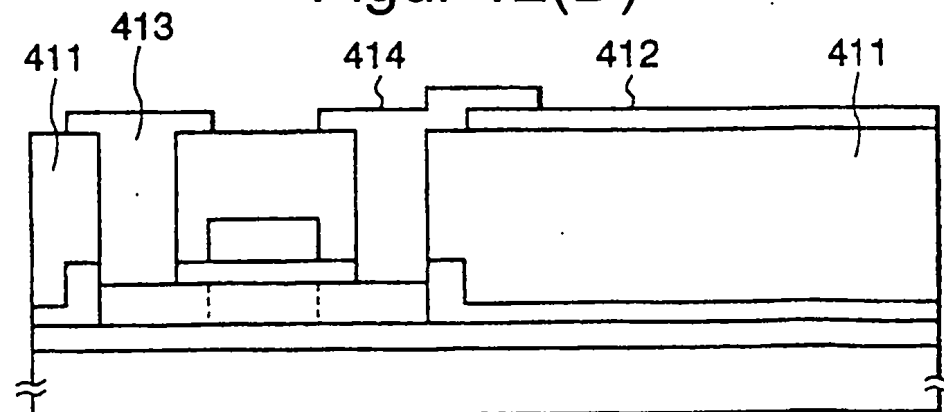
Figur 12(B)



Figur 12(C)



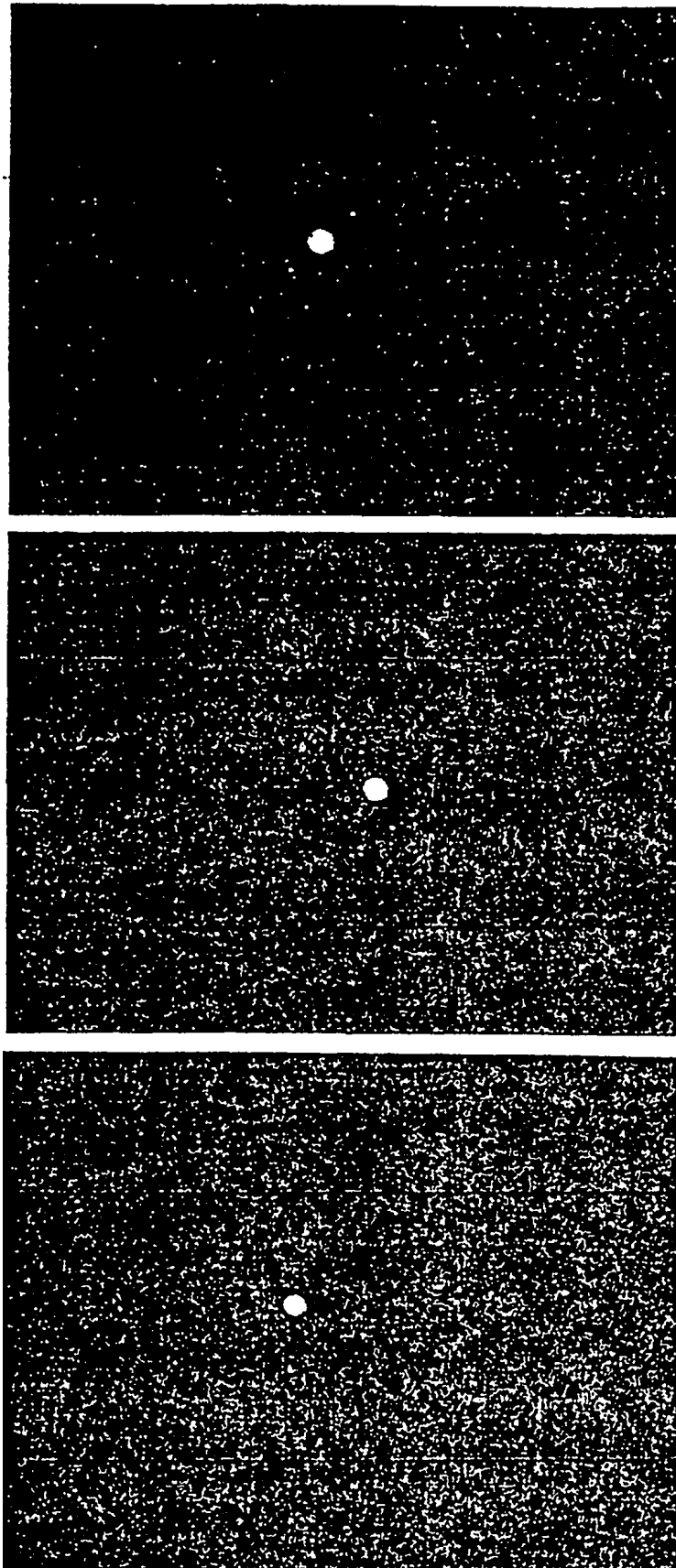
Figur 12(D)



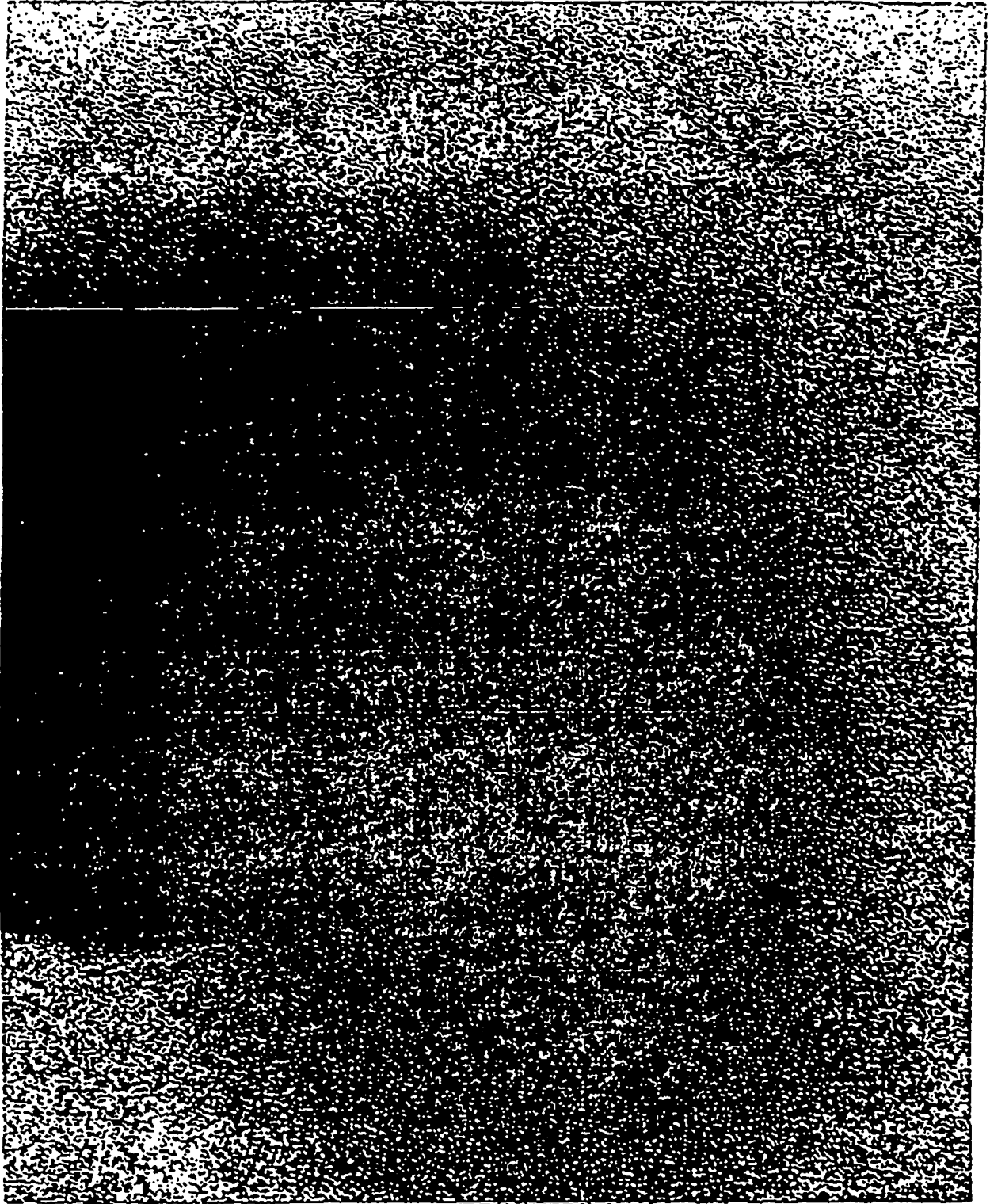
Figur 13



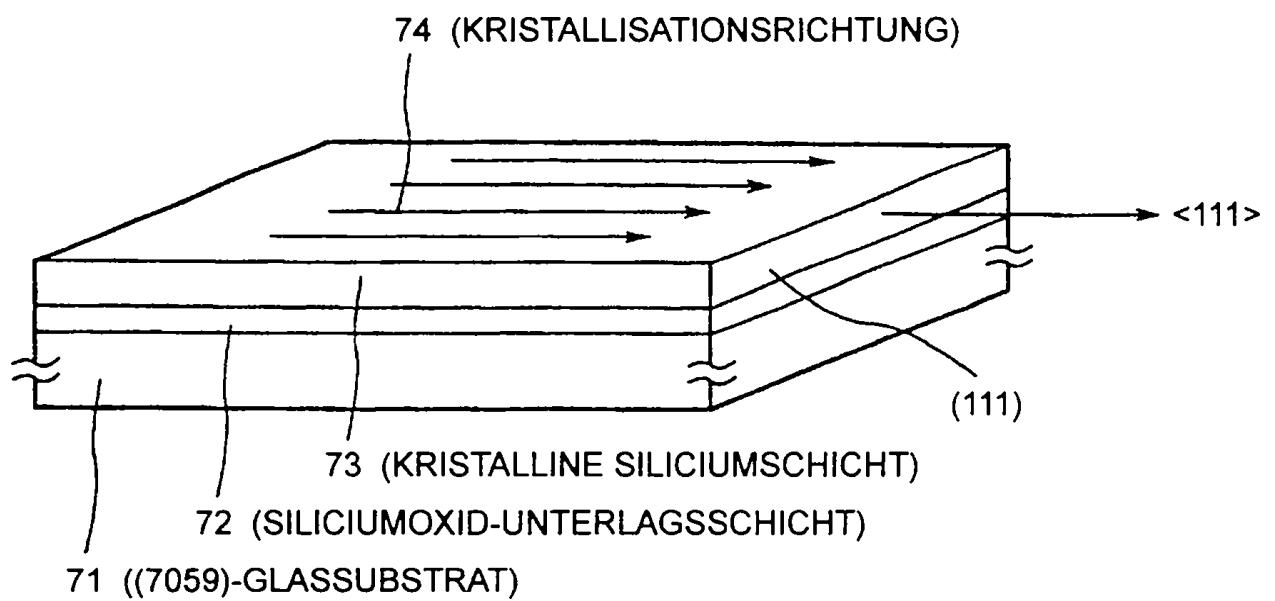
Figur 14



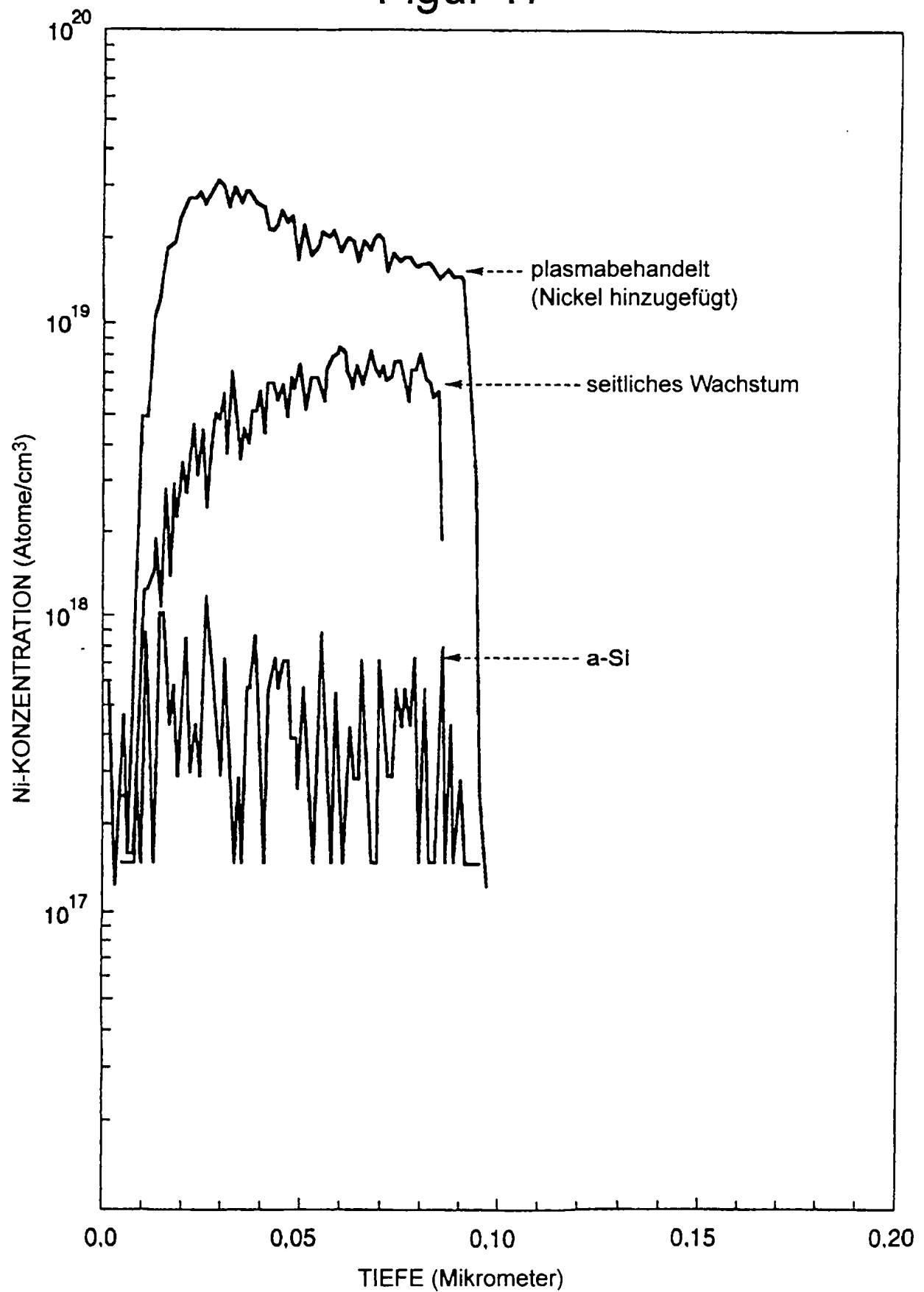
Figur 15



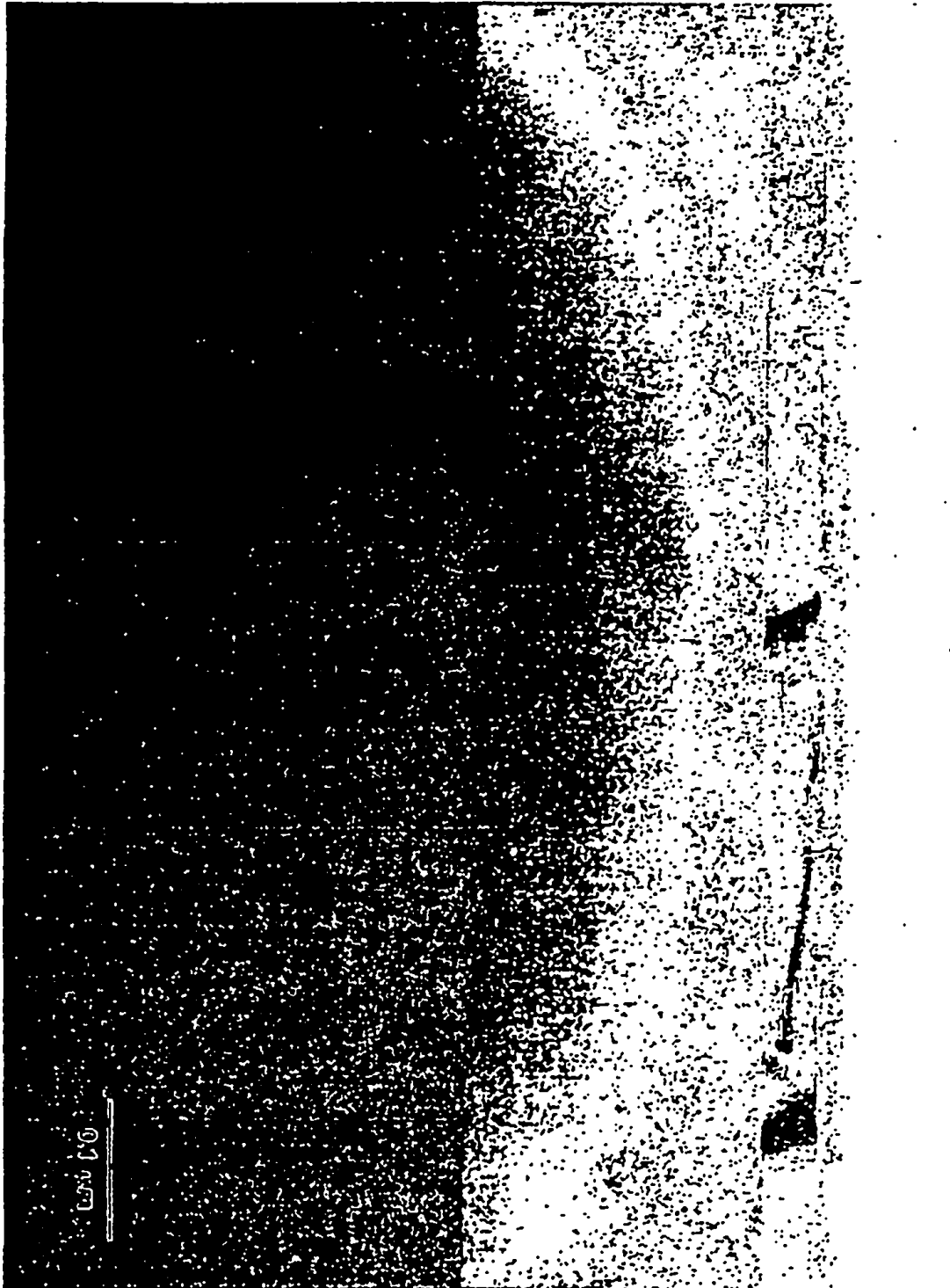
Figur 16



Figur 17



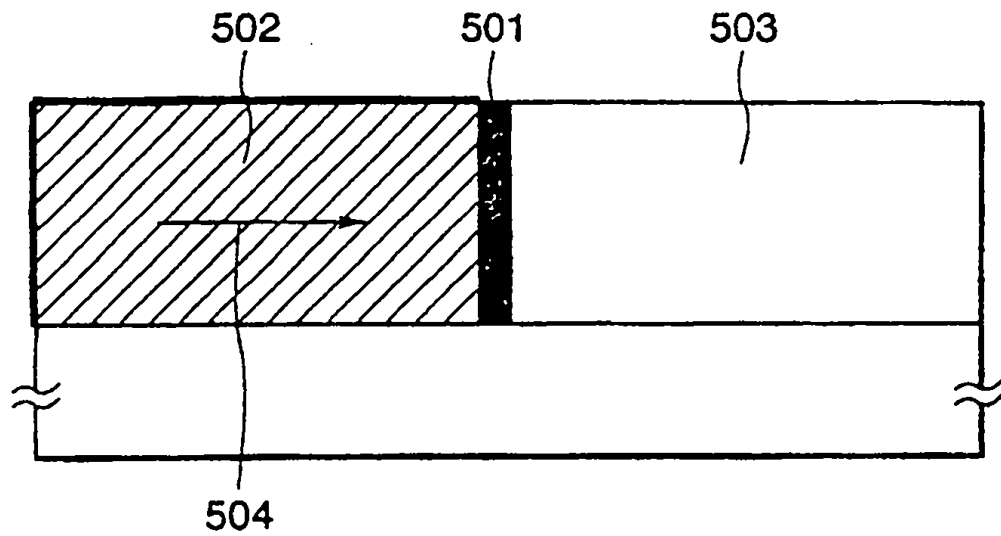
Figur 18



PROBE: C498 a-Si/SEITLICHER QUERSCHNITT	
AUFGENOMMEN MIT H-9000 NAR	VERGRÖSSERUNG: 50000 x 5,0
Nr.: X0278S39	BEI 300 kV

SCHICHTDICKE: 800 Å
PLASMABEHANDELT

Figur 19(A)



Figur 19(B)

