



(12)

Patentschrift

(21) Aktenzeichen: 11 2014 007 334.2

(51) Int Cl.: **H01L 21/322 (2006.01)**

(22) Anmelddatag: 23.05.2014

H01L 21/324 (2006.01)

(45) Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: 24.08.2023

H01L 21/66 (2006.01)

H01L 29/36 (2006.01)

C30B 29/06 (2006.01)

C30B 33/02 (2006.01)

Innerhalb von neun Monaten nach Veröffentlichung der Patenterteilung kann nach § 59 Patentgesetz gegen das Patent Einspruch erhoben werden. Der Einspruch ist schriftlich zu erklären und zu begründen. Innerhalb der Einspruchsfrist ist eine Einspruchsgebühr in Höhe von 200 Euro zu entrichten (§ 6 Patentkostengesetz in Verbindung mit der Anlage zu § 2 Abs. 1 Patentkostengesetz).

(30) Unionspriorität:

13/914,925

11.06.2013 US

(56) Ermittelter Stand der Technik:

US 2008 / 0 038 526 A1
US 2009 / 0 017 291 A1
US 2013 / 0 102 129 A1

LI, C. [et al.]: Effect of Rapid Thermal Process on Oxygen. In: Japanese Journal of Applied Physics, Vol. 42, 2003, S. 7290 - 7291.

SHIMIZU, Y. [et al.]: Impact of carbon coimplantation on boron behavior in silicon: Carbon-boron coclustering and suppression of boron diffusion. In: Appl. Phys. Lett., Vol. 98, 2011, Seiten 232101-1 – 232101-3.

(62) Teilung aus:

11 2014 002 781.2

(73) Patentinhaber:

GlobalWafers Co., Ltd., Hsinchu, TW

(74) Vertreter:

Maiwald GmbH, 80335 München, DE

(72) Erfinder:

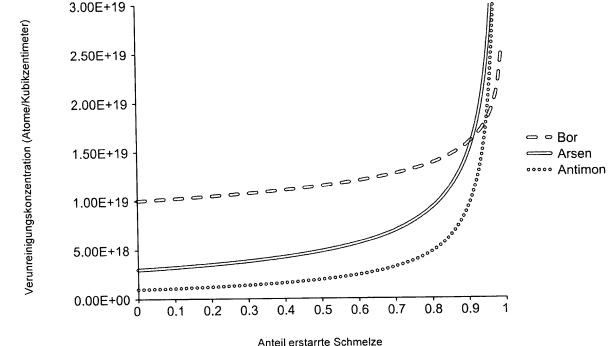
Falster, Robert J., St. Peters, Mo., US; Voronkov, Vladimir V., Merano, IT

(54) Bezeichnung: **Sauerstoffpräzipitation in stark dotierten Siliciumwafern, geschnitten aus nach dem Czochralski-Verfahren gezüchteten Ingots**

(57) Hauptanspruch: Ein Verfahren zur Kontrolle der Sauerstoffpräzipitation in einem Siliciumeinkristallwafers mit einem spezifischen Wafer-Widerstand von weniger als etwa 10 mΩ cm, wobei der Siliciumeinkristallwafers von einem Ingot geschnitten ist, der mit dem Czochralski-Verfahren gezüchtet wurde, und eine Vorderseite, eine Rückseite, eine Zentralebene zwischen der Vorder- und Rückseite, eine Umfangskante, welche die Vorder- und Rückseite verbindet, eine Zentralachse senkrecht zur Zentralebene, eine Masseschicht, welche den Bereich des Wafers zwischen der Zentralebene und der Vorderseite umfasst, wobei der Wafer Bordotiermittel mit einer mittleren Borkonzentration von wenigstens etwa 1×10^{19} Atomen/cm³ und ein zusätzliches Dotiermittel ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens etwa 3×10^{18} Atomen/cm³ und Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa 5×10^{17} Atomen/cm³ enthält, das Verfahren umfassend:

Erhitzen des Siliciumeinkristallwafers bei einer Temperatur oberhalb von 700 °C und für eine Dauer, die ausreicht, um Sauerstoffpräzipitate auszufällen in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 5×10^{18} Präzipitaten/cm³ von der Zentralachse bis zur Umfangskante, wobei der hitzebehandelte Siliciumeinkristallwafers keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitakkonzentration weniger als etwa 5×10^{18} Präzipitate/cm³ ist.

cm³ von der Zentralachse bis zur Umfangskante, wobei der hitzebehandelte Siliciumeinkristallwafers keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitakkonzentration weniger als etwa 5×10^{18} Präzipitate/cm³ ist.



Beschreibung**GEBIET DER ERFINDUNG**

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft allgemein ein Verfahren zur Kontrolle des Sauerstoffpräzipitationsverhaltens in Siliciumwafern mit niedrigem spezifischem Widerstand, und spezifischer ein Verfahren zur Bereitstellung von gleichmäßiger Sauerstoffpräzipitation in Siliciumwafern mit niedrigem spezifischem Widerstand, welche aus nach Czochralski gezüchteten Siliciumingots geschnitten sind, und sie betrifft eine Silicon-on-Insulator-Struktur.

HINTERGRUND DER ERFINDUNG

[0002] Einkristall-Silicium, welches das Ausgangsmaterial für die meisten Prozesse zur Produktion von elektronischen Halbleiter-Bauelementen ist, wird üblicherweise mit dem sogenannten Czochralski(Cz)-Prozess hergestellt, bei dem ein einzelner Impfkristall in geschmolzenes Silicium getaucht und dann durch langsames Herausziehen wachsen gelassen wird. Geschmolzenes Silicium wird in der Zeit, in der es sich in einem Quarziegel befindet, durch verschiedene Verunreinigungen kontaminiert, unter ihnen hauptsächlich Sauerstoff. Bei der Temperatur der geschmolzenen Siliciummasse gelangt Sauerstoff in das Kristallgitter, bis er eine Konzentration erreicht, welche sich aus der Löslichkeit von Sauerstoff in Silicium bei der Temperatur der geschmolzenen Masse und aus dem tatsächlichen Segregationskoeffizienten von Sauerstoff im verfestigten Silicium ergibt. Solche Konzentrationen sind höher als die Löslichkeit von Sauerstoff in festem Silicium bei Temperaturen, welche für die Prozesse zur Produktion von elektronischen Baugruppen typisch sind. Während der Kristall aus der geschmolzenen Masse wächst und abkühlt, nimmt daher die Löslichkeit von Sauerstoff in ihm rapide ab, was dazu führt, dass in den aus dem Kristall geschnittenen Wafers Sauerstoff in Übersättigungs-Konzentrationen vorhanden ist.

[0003] Thermische Behandlungszyklen, welche in der Produktion von elektronischen Baugruppen typischerweise verwendet werden, können die Präzipitation von Sauerstoff in sauerstofffibersättigten Siliciumwafern verursachen. Abhängig von ihrer Lage im Wafer können die Präzipitate nachteilig oder vorteilhaft sein. Sauerstoffpräzipitate, die in der aktiven Bauelementzone des Wafers liegen, können den Betrieb des Bauelements beeinträchtigen. Sauerstoffpräzipitate, die jedoch im Waferinneren liegen, sind dazu in der Lage, unerwünschte Metall-Verunreinigungen abzufangen, die mit dem Wafer in Kontakt kommen könnten. Die Verwendung von Sauerstoffpräzipitaten, welche im Waferinneren liegen, um

Metalle abzufangen, wird üblicherweise als internes oder intrinsisches Gettern („IG“) bezeichnet.

[0004] Das Sauerstoffpräzipitationsverhalten in Cz-Siliciummaterial wird stark beeinflusst durch die Konzentrationen von intrinsischen Punktdefekten. Zum Beispiel wird in leicht dotiertem Material generell eine starke Präzipitation in Material vom Leerstellen-Typ beobachtet, während in Material vom Zwischen-gitterplatz-Typ keine Präzipitation stattfindet. Die Druckschrift SHIMIZU, Y. [et al.]: Impact of carbon coimplantation on boron behavior in silicon: Carbon-boron coclustering and suppression of boron diffusion. In: Appl. Phys. Lett., Vol. 98, 2011, Seiten 232101-1 - 232101-3, beschreibt die Verwendung von Coimplantation von heterogenen Dotiermitteln in Materialien um die Hauptdotierungsverteilung zu kontrollieren. Die Druckschrift LI, C. [et al.]: Effect of Rapid Thermal Process on Oxygen. In: Japanese Journal of Applied Physics, Vol. 42, 2003, S. 7290 - 7291, beschreibt den Effekt von schneller thermischer Bearbeitung auf die Sauerstoffpräzipitation in stark Bor-dotierten Czochralski-Siliciumwafern. In der US 2013 / 0 102 129 A1 wird ein Verfahren zur Unterdrückung der Lebensdauer-Verkürzung von Minoritätsladungsträgern beschrieben. Die US 2009 / 0 017 291 A1 beschreibt einen Silicium-Epitaxialwafer und Verfahren zu seiner Herstellung, und in der US 2008 / 0 038 526 A1 werden Silicium-Epitaxialwafer beschrieben, welche durch das Wachsen einer Silicium-Epitaxialschicht auf einem durch einen Czochralski-Prozess hergestellten Siliciumeinkristallsubstrat gebildet werden und mit Bor dotiert sind, wodurch der Widerstand im Bereich von $\geq 0.009 \text{ m}\Omega \text{ cm}$ und $\leq 0.012 \text{ m}\Omega \text{ cm}$ ist.

ZUSAMMENFASSUNG DER ERFINDUNG

[0005] Kurz gefasst betrifft die vorliegende Erfindung ein Verfahren zur Kontrolle der Sauerstoffpräzipitation in einem Siliciumeinkristallwafer mit einem spezifischen Wafer-Widerstand von weniger als etwa $10 \text{ m}\Omega \text{ cm}$. Der Siliciumeinkristallwafer ist von einem Ingot geschnitten, der mit dem Czochralski-Verfahren gezüchtet wurde und umfasst eine Vorderseite, eine Rückseite, eine Zentralebene zwischen der Vorder- und Rückseite, eine Umfangskante, welche die Vorder- und Rückseite verbindet, eine Zentralachse senkrecht zur Zentralebene, eine Masseschicht, welche den Bereich des Wafers zwischen der Zentralebene und der Vorderseite umfasst, und enthält Bordotiermittel mit einer mittleren Borkonzentration von wenigstens etwa $1 \times 10^{19} \text{ Atomen/cm}^3$ und ein zusätzliches Dotiermittel ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens etwa $3 \times 10^{18} \text{ Atomen/cm}^3$, und Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa $5 \times 10^{17} \text{ Atomen/cm}^3$. Das Verfahren umfasst das Erhitzen des Siliciumeinkristallwafers mit einem spezifischen

Wafer-Widerstand von weniger als etwa $10 \text{ m}\Omega \text{ cm}$ bei einer Temperatur oberhalb von 700°C und für eine Dauer die ausreichen, um Sauerstoffpräzipitate auszufällen in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa $5 \times 10^8 \text{ Präzipitate/cm}^3$ von der Zentralachse bis zur Umfangskante, wobei der hitzebehandelte Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa $5 \times 10^8 \text{ Präzipitate/cm}^3$ ist.

[0006] Die vorliegende Erfindung betrifft außerdem eine Silicon-on-Insulator-Struktur umfassend einen p-Typ-Siliciumeinkristallwafer mit einem spezifischen Wafer-Widerstand von weniger als etwa $10 \text{ m}\Omega \text{ cm}$, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer Bordotermittel mit einer mittleren Borkonzentration von wenigstens etwa $1 \times 10^{19} \text{ Atomen/cm}^3$ und ein zusätzliches Dotermittel ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens etwa $3 \times 10^{18} \text{ Atomen/cm}^3$ und Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa $5 \times 10^{17} \text{ Atomen/cm}^3$ enthält, und wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer des weiteren Sauerstoffpräzipitate in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa $5 \times 10^8 \text{ Präzipitate/cm}^3$ von der Zentralachse bis zur Umfangskante enthält, wobei der Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa $5 \times 10^8 \text{ Präzipitate/cm}^3$ ist; eine isolierende Schicht und eine Bauelementsschicht.

Figurenliste

Fig. 1 ist ein Graph, der die erwarteten Bor-, Arsen-, und Antimonkonzentrationen als Bruchteil der erstarrten Schmelze zeigt.

DETAILLIERTE BESCHREIBUNG DER BEVORZUGTEN

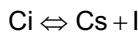
AUSFÜHRUNGSFORMEN

[0007] Gemäß der vorliegenden Erfindung wird ein Verfahren bereitgestellt zur Herstellung von stark dotierten Siliciumeinkristallwafern, die ein hohes und gleichmäßiges Sauerstoffpräzipitationsverhalten zeigen. In einigen Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung präzipitieren die stark dotierten Siliciumeinkristallwafere Sauerstoffpräzipitate gleichmäßig, unabhängig von der Art ihres Wachstums oder der Dotermittelkonzentration. Das zugrundeliegende Prinzip der Erfindung ist es, die Kontrolle der Konzentration von intrinsischen Punktdefekten wegzuschieben von den Details der Art des Kristallwachstums (v/G) hin zu einem anderen Mechanismus, durch den der Kristall so hergestellt wird, dass er eine gleichmäßig hohe Konzentration an intrinsischen Punktdefekten (Leerstellen oder

Zwischengitterplätze) hat, wodurch die Präzipitation überall im Kristallingot gleichmäßig hoch gemacht wird, unabhängig von den Details des Kristallwachstums oder des Dotermittelkonzentrationsprofils.

[0008] Gemäß der vorliegenden Erfindung wird dies durch den Mechanismus erreicht, dass der Siliciumeinkristallingot mit einer oder mehreren zusätzlichen Verunreinigungen wachsen gelassen wird, deren Konzentrationen wesentlich geringer sind als die Konzentration des primären Dotermittels, das die elektrischen Eigenschaften, also den spezifischen Widerstand, des Wafers bestimmt. Die zusätzlichen Verunreinigungen, die während des Wachstums des Siliciumeinkristallingots zugegeben werden, fügen dem Ingot zusätzliche Leerstellen oder zusätzliche Eigenzwischengitterplätze hinzu, unabhängig von den Wachstumsbedingungen. Gemäß einigen Ausführungsformen kann die Verunreinigung wesentliche Konzentrationen von intrinsischen Punktdefekten hinzufügen selbst dann, wenn die Konzentration der Verunreinigung selbst moderat ist.

[0009] Gemäß einiger Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung wird eine Verunreinigung während des Wachstums des Siliciumeinkristallingots zugegeben, die die Konzentration von Silicium-Eigenzwischengitterplätzen erhöht. Zum Beispiel kann eine Kohlenstoff-Verunreinigung in dem Siliciumeinkristallingot zusätzliche Eigenzwischengitterplätze durch die folgende Reaktion hinzufügen:



[0010] Aufgrund einer kleinen, aber zu berücksichtigenden interstitiellen Komponente der Kohlenstoff-Verunreinigung werden überschüssige Eigenzwischengitterplätze zu den existierenden gewachsenen Konzentration addiert. Die Gesamtmenge der Punktdefekte Ci und I bildet eine Gesamtheit von interstitiellen Punktdefekten, die in einem gegenseitigen Austausch existieren.

[0011] Gemäß einiger Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung wird eine Verunreinigung während des Wachstums des Siliciumeinkristallingots zugegeben, die die Konzentration von Leerstellen erhöht. In einigen Ausführungsformen enthält die Verunreinigung, die während des Kristallwachstums zugegeben wird und die Leerstellenkonzentration erhöht Antimon, Sb. In einigen Ausführungsformen enthält die Verunreinigung, die während des Kristallwachstums zugegeben wird und die Leerstellenkonzentration erhöht Arsen, As. Sb- und As-Verunreinigungen tragen zur Leerstellenkonzentration bei durch die Gesamtheit an V-Sb- und V-As-Komplexen, die mit den Leerstellen koexistieren.

[0012] Daher kann zum Beispiel im Falle von stark dotierten Kristallen, z.B. stark bordotierten Kristallen, von beliebigen potentiellen Punktdefekt-Typ und -Konzentration (die durch eine Kombination von v/G und [B] kontrolliert würden) die tatsächliche Konzentration und der tatsächliche Typ von intrinsischen Punktdefekten unabhängig kontrolliert werden durch die Zugabe von relativ niedrigen Konzentrationen dieser Verunreinigungen. Zum Beispiel kann der Kristall durch die Zugabe von ausreichenden Konzentrationen an Kohlenstoff überall zum stark interstitiellen Typ gemacht werden, während durch die Zugabe von ausreichenden Konzentrationen an As oder Sb der Kristall überall zum starken Leerstellen-Typ gemacht werden kann. In jeder Ausführungsform kann gleichmäßig hohe Sauerstoffpräzipitation erreicht werden. Vorteilhaft kann die hohe und gleichmäßige Sauerstoffpräzipitation erreicht werden unabhängig von den Wachstumsbedingungen des Siliciumeinkristallingots und/oder unabhängig von thermischen Prozessen (z.B. rapiden thermischen Anneals), die dazu vorgesehen sind, innerhalb eines aus einem Siliciumeinkristallingot geschnittenen Wafers ein Kristallgitterleerstellen-Templat zu drucken.

A. Czochralski-gezüchtete Siliciumeinkristallingots

[0013] In einigen Ausführungsformen betrifft die vorliegende Erfindung ein Verfahren zur Kontrolle des Sauerstoffpräzipitationsverhaltens in einem Siliciumeinkristallwafer, der aus einem Czochralski-gezüchteten Siliciumeinkristallingot geschnitten ist. In einigen Ausführungsformen umfasst das Verfahren das Züchten eines Siliciumeinkristallingots mit dem Czochralski-Verfahren mit einer hohen Bordotiermittel-Konzentration und einem zusätzlichen Dotiermittel, um die Konzentration von intrinsischen Punktdefekten zu erhöhen.

[0014] Siliciumeinkristallingots können gemäß dem Standard-Czochralski-Verfahren gezüchtet werden. Siliciumeinkristallingots werden in einer Kristallziehanlage gezüchtet. Siehe z.B. Druckschriften US 6 554 898 B2 und WO 99/ 27 165 A1 (beide von MEMC Electronic Materials). Eine typische Cz-Ziehanlage umfasst ein Gehäuse; einen Tiegel in dem Gehäuse zur Aufnahme von geschmolzenem Silicium; einen Ziehmechanismus, um einen wachsenden Ingot aus dem geschmolzenen Silicium nach oben zu ziehen; und einen Heizmechanismus in ausreichender Nähe, um festes Silicium-Ausgangsmaterial (also eine polykristalline Ladung enthaltend polykristallines Granulat und/oder polykristalline Blöcke) zu einem geschmolzenen Siliciumbad zu schmelzen. Polykristallines Material kann mit in der Fachwelt bekannten Techniken in den Tiegel geladen werden, z.B. wie in Druckschrift WO 99/ 55 940 A1 (von MEMC Electronic Materials) beschrieben.

[0015] Ingotwachstum gemäß dem Czochralski-Verfahren beginnt mit dem Schmelzen einer Ladung von festem Silicium durch Energiezufuhr an den Heizmechanismus. Siehe z.B. Druckschrift WO 99/ 20 815 A1 (von MEMC Electronic Materials). Der Schmelzfluß kann durch die Rotationsgeschwindigkeit des Tiegels, die Flußrate des Inertgases etc. stabilisiert werden, bevor ein Impfkristall in die Schmelze getaucht wird. Durch Hochziehen des Impfkristalls kristallisiert die Schmelze an der Fest-Flüssig-Grenzfläche und der Kristall beginnt zu wachsen. Ein konischer Hals mit zunehmendem Durchmesser ausgehend vom Impfkristall wird gezüchtet, indem die Ziehgeschwindigkeit des Impfkristalls aus der Schmelze reduziert wird. Sobald der gewünschte Durchmesser erreicht ist, wird die Ziehgeschwindigkeit allmählich erhöht, bis der Kristall einen Bereich mit einem im Wesentlichen konstanten Durchmesser ausbildet. Der Heizmechanismus der Kristallziehanlage wird kontrolliert, um die Verfestigung und die Abkühlungsrate des wachsenden Siliciumingots zu kontrollieren. Der Tiegel wird entgegengesetzt zum Kristall rotiert, um den Schmelzfluß zu stabilisieren und die Sauerstoffkonzentration im Kristall zu kontrollieren. Das finale Stadium des Kristallwachstums ist das Wachstum des Schwanzes, in dem der Durchmesser langsam verringert wird und eine konische Form erzielt wird, in welcher der Durchmesser des Endkegels in die axiale Richtung von dem Bereich mit konstantem Durchmesser hin zum Ende des Kristalls abnimmt. Sobald sich der Kristall von der Schmelze gelöst hat, wird die Energiezufuhr an die Ziehanlage verringert, und der Kristall wird abgekühlt während er in die obere Kammer gehoben wird. Am Ende des Prozesses wird der Kristall aus der Ziehanlage entfernt, um ihn weiterzuverarbeiten.

[0016] Gemäß früherer Veröffentlichungen (siehe z.B. Druckschriften WO 98/ 45 507 A1, WO 98/ 45 508 A1, WO 98/ 45 509 A1 und WO 98/ 45 510 A1 alle von MEMC Electronic Materials) wird der Typ und die anfängliche Konzentration von intrinsischen Punktdefekten zunächst festgelegt, während der Ingot von der Verfestigungstemperatur (also etwa 1410 °C) auf eine Temperatur von höher als 1300 °C abkühlt. Das heißt, der Typ und die anfängliche Konzentration dieser Defekte wird durch das Verhältnis v/G kontrolliert, wobei v die Wachstumsgeschwindigkeit ist und G der durchschnittliche axiale Temperaturgradient über diesen Temperaturbereich hinweg ist. Mit Zunahme des v/G-Werts findet ein Übergang von einem abnehmend selbst-interstitiell-dominierten Wachstum zu einem zunehmend Leerstellen-dominierten Wachstum statt, nahe bei einem kritischen Wert von v/G₀, der basierend auf der derzeit verfügbaren Information etwa $2,1 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sK}$ zu sein scheint, wobei G₀ unter Bedingungen bestimmt wird, in denen der axiale Temperaturgradient innerhalb des oben defi-

nierten Temperaturbereichs konstant ist. Bei diesem kritischen Wert befinden sich die Konzentrationen dieser intrinsischen Punktdefekte im Gleichgewicht.

[0017] Sobald der Wert von v/G_0 den kritischen Wert überschreitet nimmt die Konzentration von Leerstellen zu. Genauso nimmt die Konzentration von selbst-interstitiellen Stellen zu, sobald der Wert von v/G_0 unter den kritischen Wert sinkt. Es wurde beobachtet, dass das Sauerstoffpräzipitationsverhalten in undotierten und leicht dotierten Siliciumeinkristallwafern, die aus Cz-gezüchteten Kristallen geschnitten wurden, stark abhängt vom Typ und der Konzentration der intrinsischen Punktdefekte, insbesondere der Leerstellenkonzentration. In stark dotiertem Material ist die Situation komplizierter. Zum Beispiel wird in stark bordotierten Materialien ($[B] >$ etwa 1×10^{19} Atome/cm³) eine starke Präzipitation beobachtet sowohl in Leerstelle-Typ-Material als auch in Material vom interstitiellen Typ, ausgenommen ein schmales Band zwischen den Leerstellen- und interstitiellen Bereichen in dem die durch das Wachstum entstandene Konzentration von Leerstellen oder selbst-interstitiellen Stellen sehr niedrig ist. Dadurch findet in diesem Bereich keine Sauerstoffpräzipitation statt, nachdem ein solcher Wafer einem für die Verursachung von Sauerstoffpräzipitation bekannten Erhitzungsprozess unterzogen wurde, z.B. dem NEC1-Prozess. Solche Wafer zeigen einen ringförmigen Bereich ohne Sauerstoffpräzipitation, umgeben von einem inneren Kern enthaltend Sauerstoffpräzipitate (generell ein Leerstellen-dominierter Bereich, aber andere Konfigurationen sind möglich) und einem äußeren ringförmigen Ring enthaltend Sauerstoffpräzipitate (generell ein interstitiell dominierter Bereich, aber andere Konfigurationen sind möglich). Das kann zu Schwierigkeiten mit der Kontrolle der Sauerstoffpräzipitationsperformance in so stark dotiertem Material führen. In einigen Fällen kann es unpraktisch sein, Bereiche mit niedrigen, kristallwachstumskontrollierten Konzentrationen von intrinsischen Punktdefekten zu vermeiden, wegen der Anforderungen an Hitzezonen, Ziehgeschwindigkeiten, oder Vorgaben für den spezifischen Widerstand. Die vorliegende Erfindung betrifft ein Verfahren zur Sicherstellung eines gleichmäßigen und hohen Sauerstoffpräzipitationsverhaltens in stark dotierten Siliciumsubstraten durch die Zugabe von Verunreinigungen während des Kristallwachstumsprozesses. Diese Verunreinigungen können jeden intrinsischen Punktdefekt erhöhen, sogar schon bei relativ moderaten Konzentrationen. Die zusätzliche Verunreinigung oder das zusätzliche Dotiermittel kann ausgewählt werden aus Kohlenstoff, Arsen, und Antimon. In einigen Ausführungsformen enthält das zusätzliche Dotiermittel Kohlenstoff mit einer mittleren Kohlenstoffkonzentration von wenigstens 5×10^{17} Atomen pro Kubikzentimeter. In einigen Ausführungsformen enthält das zusätzliche Dotiermittel Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens 3×10^{18} Atomen pro Kubikzentimeter.

ration von wenigstens etwa 3×10^{18} Atomen pro Kubikzentimeter. In einigen Ausführungsformen enthält das zusätzliche Dotiermittel Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa 5×10^{17} Atomen pro Kubikzentimeter.

[0018] In einigen Ausführungsformen kann die Siliciumschmelze während des Kristallwachstums mit ausreichend Bor dotiert werden, um einen Siliciumeinkristallingot mit einer Durchschnittskonzentration an Boratomen von wenigstens etwa 1×10^{19} Atomen/cm³ zu erhalten. Die hohe Dotiermittelkonzentration in der Siliciumschmelze ermöglicht die Herstellung von Siliciumeinkristallsegmenten, z.B. Wafern, mit einem niedrigen spezifischen Widerstand von etwa 10 Milliohm-cm und weniger. In einigen Ausführungsformen ermöglicht die hohe Dotiermittelkonzentration in der Siliciumschmelze die Herstellung von Siliciumeinkristallsegmenten, z.B. Wafern, mit einem niedrigen spezifischen Widerstand von etwa 9 Milliohm-cm und weniger. Die Bordotiermittel-Konzentration kann so hoch wie etwa $3,8 \times 10^{20}$ Atome/cm³ sein, und dabei wird immer noch die Einkristalleigenschaft des finalen Cz-Ingots bewahrt.

[0019] In einigen Ausführungsformen enthält das zusätzliche Dotiermittel Kohlenstoff mit einer mittleren Kohlenstoffkonzentration von wenigstens 5×10^{17} Atomen pro Kubikzentimeter (was etwa 10 ppma ist). Kohlenstoffkonzentrationen über diesem Wert, welche die Einkristalleigenschaft des Siliciumgots beeinträchtigen, sollten vermieden werden.

[0020] In einigen Ausführungsformen enthält das zusätzliche Dotiermittel Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens etwa 3×10^{18} Atomen pro Kubikzentimeter. Da Bor ein P-Typ-Dotiermittel ist und die Arsen-Verunreinigung ein N-Typ-Dotiermittel ist, kann die Obergrenze des Arsen-dotiermittels nicht höher sein als eine Menge, welche den gewünschten spezifischen Widerstand des Siliciumeinkristallwafers von etwa 10 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 9 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 5 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 2 Milliohm-cm oder weniger, oder sogar etwa 1 Milliohm-cm oder weniger, negativ beeinflusst. Anders ausgedrückt sollte die Zugabe eines N-Typ-Dotiermittels wie Arsen so begrenzt werden, dass das zugegebene Dotiermittel vom N-Typ den Gesamt-spezifischen Widerstand des Wafers um nicht irgend mehr als etwa 20 % des gewünschten spezifischen Widerstands verändert, bevorzugter um nicht mehr als etwa 10 % des gewünschten spezifischen Widerstands.

[0021] In einigen Ausführungsformen enthält das zusätzliche Dotiermittel Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa 5×10^{17} Atomen pro Kubikzentimeter. Da Bor ein P-Typ-

Dotiermittel ist und die Antimon-Verunreinigung ein N-Typ-Dotiermittel ist, kann die Obergrenze des Antimon-Dotiermittels nicht höher sein als eine Menge, welche den gewünschten spezifischen Widerstand des Siliciumeinkristallwafers von etwa 10 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 9 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 5 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 2 Milliohm-cm oder weniger, oder sogar etwa 1 Milliohm-cm oder weniger, negativ beeinflusst. Anders ausgedrückt sollte die Zugabe eines N-Typ-Dotiermittels wie Antimon so begrenzt werden, dass das zugegebene Dotiermittel vom N-Typ den Gesamt-spezifischen Widerstand des Wafers um nicht irgend mehr als etwa

20 % des gewünschten spezifischen Widerstands verändert, bevorzugt um nicht mehr als etwa 10 % des gewünschten spezifischen Widerstands.

B. Siliciumeinkristallwafer mit niedrigem spezifischem Widerstand

[0022] Der Siliciumeinkristallwafer der vorliegenden Erfindung ist ein Siliciumwafer, der aus einem gemäß konventioneller Czochralski(,Cz“)-Kristallwachstumsverfahren gezüchteten Einkristallingot geschnitten wurde, typischerweise mit einem nominellen Durchmesser von wenigstens etwa 150 mm, wenigstens etwa 200 mm, wenigstens etwa 250 mm, wenigstens etwa 300 mm, wenigstens etwa 400 mm, wenigstens etwa 450 mm, oder mehr. Der Wafer kann poliert werden, oder alternativ nicht poliert werden, aber geläppt und geätzt. Solche Verfahren, genauso wie übliche Siliciumschneide-, -läpp-, -ätz-, und -poliertechniken werden zum Beispiel beschrieben in SHIMURA, F.: Semiconductor silicon crystal technology. In: San Diego: Academic Press Inc., 1989, und GRABMAIER, Josef (Ed.): Silicon chemical etching. Berlin: Springer, 1982 Bevorzugt werden die Wafer mit in Fachkreisen bekannten Standardverfahren poliert und gereinigt. Siehe zum Beispiel O'MARA, W. C.; HERRING, R. B.; HUNT, L. P. (Hrsg.): Handbook of semiconductor silicon technology. In: Park Ridge : Noyes, 1990

[0023] Der Wafer hat vorzugsweise eine Vorderseite, eine Rückseite, eine imaginäre Zentralebene zwischen der Vorder- und Rückseite, die im Wesentlichen parallel zur Vorder- und Rückseite ist, und eine Umfangskante, welche die Vorder- und Rückseite verbindet. Der Wafer umfasst zusätzlich eine imaginäre Zentralachse senkrecht zur Zentralebene und einen Radius, der sich von der Zentralachse zur Umfangskante erstreckt. Die Begriffe „Vorder“ und „Rück“ werden in diesem Kontext verwendet, um die zwei generell planaren Hauptflächen des Wafers voneinander zu unterscheiden. Die Vorderseite des Wafers (so wie die Phrase hier verwendet wird) ist nicht notwendigerweise die Seite, auf der anschließend ein elektronisches Bauelement produziert wird, und die Rückseite des Wafers (so wie die

Phrase hier verwendet wird) ist auch nicht notwendigerweise die Hauptfläche des Wafers, welche sich gegenüber der Fläche befindet, auf der das elektronische Bauelement produziert wird. Außerdem muss der Mittelpunkt zwischen jedem Punkt auf der Vorderseite und jedem Punkt auf der Rückseite nicht präzise in einer Ebene liegen, weil Siliciumwafer typischerweise eine gewisse Schwankung der Gesamtdicke (total thickness variation; TTV), Verdrehung, und Krümmung besitzen. In der Praxis sind jedoch die TTV, Verdrehung, und Krümmung so leicht, dass in erster Näherung gilt, dass die Mittelpunkte in einer imaginären Zentralebene liegen, die sich ungefähr in gleicher Entfernung zwischen der Vorder- und Rückseite befindet.

[0024] Der Siliciumeinkristallwafer ist aus einem Czochralski-gezüchteten Siliciumeinkristallingot geschnitten, welcher wie oben beschrieben mit einem p-Typ-Dotiermittel dotiert ist in ausreichender Konzentration für einen Durchschnitts-spezifischen Widerstand von etwa 20 Milliohm-cm oder weniger, bevorzugt etwa 9 Milliohm-cm oder weniger. Deshalb hat auch der Siliciumeinkristallwafer einen Durchschnitts-spezifischen Widerstand von etwa 20 Milliohm-cm oder weniger, etwa 10 Milliohm-cm oder weniger, bevorzugt etwa 9 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 5 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 2 Milliohm-cm oder weniger, oder sogar etwa 1 Milliohm-cm oder weniger. In einigen Ausführungsformen ist der Wafer mit Bor in einer Boratom-Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 1×10^{19} Atomen/cm³ dotiert. In einigen Ausführungsformen hat der Siliciumwafer eine Bordotiermittelkonzentration von sogar etwa $3,8 \times 10^{20}$ Atomen/cm³.

[0025] Der Wafer kann eine Sauerstoffkonzentration haben, welche irgendwo innerhalb des durch den Cz-Prozess erreichbaren Bereichs liegt. In einigen Ausführungsformen haben die Wafer der vorliegenden Erfindung eine Sauerstoffkonzentration von etwa $4,5 \times 10^{17}$ Atomen/cm³ bis etwa $5,5 \times 10^{17}$ Atomen/cm³, d.h. etwa 9 PPMA bis etwa 11 PPMA. In einigen Ausführungsformen haben die Wafer der vorliegenden Erfindung eine Sauerstoffkonzentration von weniger als etwa $4,5 \times 10^{17}$ Atomen/cm³, weniger als etwa 9 PPMA. In einigen Ausführungsformen haben die Wafer eine Sauerstoffkonzentration von etwa $5,5 \times 10^{17}$ Atomen/cm³ bis etwa 8×10^{17} Atomen/cm³, d.h. etwa 11 PPMA bis etwa 16 PPMA. In einigen Ausführungsformen haben die Wafer eine Sauerstoffkonzentration von etwa 6×10^{17} Atomen/cm³ bis etwa 9×10^{17} Atomen/cm³, d.h. etwa 12 PPMA bis etwa 18 PPMA. In einigen Ausführungsformen haben die Wafer eine Sauerstoffkonzentration von etwa $7,5 \times 10^{17}$ Atomen/cm³ bis etwa $8,5 \times 10^{17}$ Atomen/cm³, d.h. etwa 15 PPMA bis etwa 17 PPMA.

[0026] In einigen Ausführungsformen enthält der Siliciumeinkristallwafer der vorliegenden Erfindung

Kohlenstoff mit einer mittleren Kohlenstoffkonzentration von wenigstens 5×10^{17} Atomen pro Kubikzentimeter. In einigen Ausführungsformen kann die Kohlenstoffkonzentration weniger als etwa 2×10^{18} Atome pro Kubikzentimeter betragen.

[0027] In einigen Ausführungsformen enthält der Siliciumeinkristallwafer der vorliegenden Erfindung Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens etwa 3×10^{18} Atomen pro Kubikzentimeter. In einigen Ausführungsformen ist die Arsenkonzentration nicht höher als eine Menge, welche den gewünschten spezifischen Widerstand des Siliciumeinkristallwafers von etwa 10 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 9 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 5 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 2 Milliohm-cm oder weniger, oder sogar etwa 1 Milliohm-cm oder weniger, negativ beeinflusst. Anders ausgedrückt sollte die Zugabe eines N-Typ-Dotiermittels wie Arsen so begrenzt werden, dass das zugegebene Dotiermittel vom N-Typ den Gesamtspezifischen Widerstand des Wafers um nicht irgend mehr als etwa 20% des gewünschten spezifischen Widerstands verändert, bevorzugter um nicht mehr als etwa 10 % des gewünschten spezifischen Widerstands.

[0028] In einigen Ausführungsformen enthält der Siliciumeinkristallwafer der vorliegenden Erfindung Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa 5×10^{17} Atomen pro Kubikzentimeter. In einigen Ausführungsformen ist die Antimonkonzentration nicht höher als eine Menge, welche den gewünschten spezifischen Widerstand des Siliciumeinkristallwafers von etwa 10 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 9 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 5 Milliohm-cm oder weniger, oder etwa 2 Milliohm-cm oder weniger, oder sogar etwa 1 Milliohm-cm oder weniger, negativ beeinflusst. Anders ausgedrückt sollte die Zugabe eines N-Typ-Dotiermittels wie Antimon so begrenzt werden, dass das zugegebene Dotiermittel vom N-Typ den Gesamtspezifischen Widerstand des Wafers um nicht irgend mehr als etwa 20 % des gewünschten spezifischen Widerstands verändert, bevorzugter um nicht mehr als etwa 10 % des gewünschten spezifischen Widerstands.

C. Sauerstoffpräzipitations-Hitzebehandlung

[0029] Gemäß dem Verfahren der vorliegenden Erfindung wird ein Siliciumeinkristallwafer mit niedrigem spezifischem Widerstand einer Hitzebehandlung bei einer Temperatur und für eine Dauer unterzogen, welche ausreichen, um Sauerstoffpräzipitate auszufällen. Vorteilhafterweise enthalten die Wafer mit niedrigem spezifischem Widerstand Verunreinigungen, die den Wafer entweder interstitiell dominant von der Zentralachse zur Umfangskante machen (z.B. Kohlenstoff) oder Leerstellen-dominant von

der Zentralachse zur Umfangskante machen (z.B. Arsen und Antimon). Durch Einbezug solcher Verunreinigungen in relativ moderaten Konzentrationen ist das Sauerstoffpräzipitationsverhalten des Wafers unabhängig von den Wachstumsbedingungen des Siliciumeinkristallingots. Zusätzlich ist das Sauerstoffpräzipitationsverhalten des erfindungsgemäßen Wafers unabhängig von jeglichem Kristallgitterleerstellenprofil, dass beispielsweise durch einen rapiden thermischen Anneal innerhalb des Wafers gedruckt werden könnte.

[0030] Jede thermische Behandlung die ausreicht, damit Sauerstoffpräzipitate einen Keim bilden und wachsen, ist zur Herstellung von erfindungsgemäßen Wafern geeignet, die gleichmäßige und hohe Sauerstoffpräzipitate im gesamten Wafer enthalten, also von der Zentralachse bis zur Umfangskante und außerdem von der Vorderseite des Wafers bis zur Rückseite des Wafers. In einigen Ausführungsformen werden die Wafer einer Sauerstoffpräzipitations-Hitzebehandlung unterzogen bei einer Temperatur oberhalb von etwa 700 °C für eine Dauer, welche ausreicht, damit Sauerstoffpräzipitate einen Keim bilden und wachsen. In einigen Ausführungsformen werden die Wafer einer Sauerstoffpräzipitations-Hitzebehandlung unterzogen, welche die NEC1-Test-Prozedur umfasst, z.B. annealen des Wafers für 4-8 Stunden bei 800 °C und dann 16 Stunden bei 1000 °C. In einigen Ausführungsformen erzeugt die Sauerstoffpräzipitations-Hitzebehandlung Wafer enthaltend Sauerstoffpräzipitate mit einer Durchschnittskonzentration von der Zentralachse bis zur Umfangskante von wenigstens etwa 5×10^8 Präzipitaten/cm³. In einigen Ausführungsformen erzeugt die Sauerstoffpräzipitations-Hitzebehandlung Wafer enthaltend Sauerstoffpräzipitate mit einer Durchschnittskonzentration von der Zentralachse bis zur Umfangskante von wenigstens etwa 1×10^9 Präzipitaten/cm³. In einigen Ausführungsformen erzeugt die Sauerstoffpräzipitations-Hitzebehandlung Wafer enthaltend Sauerstoffpräzipitate mit einer Durchschnittskonzentration von der Zentralachse bis zur Umfangskante von wenigstens etwa 5×10^9 Präzipitaten/cm³. In einigen Ausführungsformen erzeugt die Sauerstoffpräzipitations-Hitzebehandlung Wafer enthaltend Sauerstoffpräzipitate mit einer Durchschnittskonzentration von der Zentralachse bis zur Umfangskante von wenigstens etwa 1×10^{10} Präzipitaten/cm³.

D. Nachbearbeitung von Wafern

[0031] Siliciumwafer der vorliegenden Erfindung können in einer Vielzahl von Anwendungen verwendet werden. Zum Beispiel können solche Wafer mit einer reinen Siliciumoberfläche, die auf spiegelnd poliert wurde (d.h. ein polierter Wafer) direkt für die Produktion eines integrierten Schaltkreises verwendet werden. Alternativ kann der Wafer als ein Sub-

strat für epitaxiale Abscheidung oder SOI (durch Schichttransfer oder Sauerstoffimplantation) verwendet werden.

1. Ätzen

[0032] Wenn gewünscht kann der oberflächennahe Bereich der Wafer, z.B. generell bis zu etwa 2 Mikrometer, größtenteils oder sogar vollständig entfernt werden durch chemisches Ätzen mit in der Fachwelt konventionellen Ätzmitteln und Techniken.

2. Polieren

[0033] Wenn gewünscht kann der Wafer chemisch oder chemomechanisch auf ein spiegelndes Finish poliert werden, vor oder nach der Sauerstoffpräzipation.

3. Epitaxieschicht

[0034] Der Wafer kann zur Abscheidung einer Epitaxieschicht hergestellt werden. Wenn eine Epitaxieschicht auf dem Wafer abgeschieden werden soll, kann das erfindungsgemäße Verfahren entweder vor oder nach der epitaxialen Abscheidung durchgeführt werden. Wird es davor durchgeführt, so kann es wünschenswert sein, die Sauerstoffpräzipitationskeime im Wafer nach dem erfindungsgemäßen Verfahren und vor der epitaxialen Abscheidung zu stabilisieren. Wird es danach durchgeführt, so kann es wünschenswert sein, das erfindungsgemäße Verfahren im Epitaxiereaktor direkt nach der epitaxialen Abscheidung durchzuführen, vorausgesetzt die für das erfindungsgemäße Verfahren benötigten Abkühlungsraten können erzielt werden.

[0035] Die Epitaxieschicht kann auf dem ganzen Wafer abgeschieden werden, oder alternativ nur auf einem Teil des Wafers. Die Epitaxieschicht wird bevorzugt auf der Vorderseite des Wafers abgeschieden. Noch bevorzugter wird sie auf der gesamten Vorderseite des Wafers abgeschieden. Ob es bevorzugt ist, eine Epitaxieschicht auch auf irgend einem anderen Teil des Wafers abzuscheiden, hängt von der beabsichtigten Verwendung des Wafers ab. Für die meisten Anwendungen ist die Existenz oder Nichtexistenz einer Epitaxieschicht auf irgendeinem anderen Teil des Wafers nicht kritisch.

[0036] Die Waferoberflächen können eine Oxid- oder Nitridschicht enthalten. Zum Beispiel bildet sich auf einer Siliciumoberfläche eine Siliciumoxid-schicht, wenn sie bei Raumtemperatur Luft ausgesetzt wird, und hat generell eine Dicke von etwa 10 bis etwa 15 Å. Vorzugsweise wird die Nitrid-, Oxid-, oder Nitrid/Oxidschicht von der Waferoberfläche entfernt, bevor die Epitaxieschicht auf der Oberfläche abgeschieden wird.

[0037] Die Entfernung einer Siliciumoxid- oder -nitrid/oxidschicht kann erzielt werden durch Erhitzen der Waferoberfläche in einer Oxidationsmittel-freien Atmosphäre, solange bis die Oxid- oder Nitrid/Oxid-schicht von der Oberfläche entfernt ist. Zum Beispiel wird die Waferoberfläche bevorzugt auf eine Temperatur von wenigstens etwa 1100 °C erhitzt, und bevorzugter auf eine Temperatur von wenigstens etwa 1150 °C. Dieses Erhitzen wird vorzugsweise durchgeführt, während die Waferoberfläche einer Atmosphäre ausgesetzt ist, die H₂ oder ein Edelgas (z.B. He, Ne, oder Ar) enthält. Bevorzugter enthält die Atmosphäre H₂. Am bevorzugtesten besteht die Atmosphäre im Wesentlichen aus H₂, weil die Verwendung von anderen Atmosphären dazu tendiert, Ätzgruben auf der Waferoberfläche zu verursachen.

[0038] Generell ist es zu bevorzugen, die Waferoberfläche zu erhitzen, um die Siliciumoxid- oder -nitrid/oxidschicht zu entfernen, und dann weniger als 30 Sekunden (bevorzugter innerhalb von etwa 10 Sekunden) nachdem das Oxid oder Nitrid/Oxid entfernt wurde, die Siliciumabscheidung zu initiieren. Generell kann dies erreicht werden durch Erhitzen der Waferoberfläche auf eine Temperatur von wenigstens etwa 1100 °C (bevorzugter wenigstens etwa 1150 °C), und dann Initiierung der Siliciumabscheidung weniger als 30 Sekunden (bevorzugter innerhalb von etwa 10 Sekunden) nachdem die Waferoberfläche diese Temperatur erreicht hat. Das Warten für bis zu etwa 10 Sekunden nach Entfernung der Siliciumoxid- oder -nitrid/oxidschicht, bis die Siliciumabscheidung initiiert wird, erlaubt es der Wafer-temperatur, sich zu stabilisieren und gleichmäßig zu werden.

[0039] Alternativ kann die Oxid- oder Nitrid/Oxid-schicht chemisch abgelöst werden. In Ausführungsformen, in denen die Siliciumoberfläche eine Nitrid/Oxidschicht hat, ist das chemische Ablösen das bevorzugte Mittel zur Entfernung der Nitrid/Oxid-schicht. Chemisches Ablösen kann mit in Fachkreisen bekannten Mitteln durchgeführt werden unter Verwendung von Phosphorsäure, Fluorwasserstoffsäure, oder anderen Säuren, soweit bekannt. In einer anderen Alternative kann die Oxid- oder Nitrid/Oxidschicht weggeätzt werden durch Plasmaätzen mit beispielsweise eMAX von Applied Materials, oder mit anderen in Fachkreisen bekannten Verfahren.

[0040] In Ausführungsformen, in denen die Oberflächenschicht hauptsächlich eine Siliciumnitridschicht ist, kann die Nitridschicht durch Polieren, chemisches Ätzen, oder Plasmaätzen (wie eMAX von Applied Materials, oder andere Ätzverfahren, soweit in Fachkreisen bekannt) entfernt werden.

[0041] Die epitaxiale Abscheidung wird bevorzugt durch chemische Gasphasenabscheidung ausgeführt. Allgemein gesprochen beinhaltet chemische

Gasphasenabscheidung, dass die Waferoberfläche in einem Epitaxieabscheidungsreaktor, z.B. einem von Applied Materials erhältlichen Centura-Reaktor, einer Atmosphäre ausgesetzt wird, die Silicium enthält. Bevorzugt wird die Waferoberfläche einer Atmosphäre ausgesetzt, die ein flüchtiges Gas enthaltend Silicium enthält (z.B. SiCl_4 , SiHCl_3 , SiH_2Cl_2 , SiH_3Cl , oder SiH_4). Die Atmosphäre enthält bevorzugt auch ein Trägergas (bevorzugt H_2). Zum Beispiel kann die Siliciumquelle während der epitaxialen Abscheidung SiH_2Cl_2 oder SiH_4 sein. Wenn SiH_2Cl_2 verwendet wird, beträgt der Reaktor-Vakuumdruck während der Abscheidung bevorzugt von etwa 500 bis etwa 760 Torr (wobei 1 Torr \approx 133 Pa) Wenn andererseits SiH_4 verwendet wird, beträgt der Reaktordruck bevorzugt etwa 100 Torr. Am bevorzugtesten ist die Siliciumquelle während der Abscheidung SiHCl_3 . Das ist oft viel billiger als andere Quellen. Zusätzlich kann eine epitaxiale Abscheidung, die SiHCl_3 verwendet, bei Atmosphärendruck durchgeführt werden. Das ist von Vorteil, weil keine Vakuumpumpe benötigt wird und die Reaktorkammer nicht so robust sein muss, um einen Kollaps zu verhindern. Zudem ergeben sich weniger Sicherheitsrisiken, und die Gefahr, dass Luft oder andere Gase in die Reaktorkammer eindringen, ist geringer.

[0042] Während der epitaxialen Ablagerung wird die Temperatur der Waferoberfläche vorzugsweise auf eine Temperatur gebracht und dort gehalten, welche ausreicht, um die siliciumhaltige Atmosphäre daran zu hindern, polykristallines Silicium auf der Oberfläche abzuscheiden. Generell beträgt die Temperatur der Oberfläche während dieser Phase wenigstens etwa 900 °C. Bevorzugter wird die Temperatur der Oberfläche im Bereich von zwischen etwa 1050 und etwa 1150 °C gehalten. Am bevorzugtesten wird die Temperatur der Oberfläche bei der Temperatur für die Siliciumoxidentfernung gehalten.

[0043] Die Wachstumsrate der epitaxialen Abscheidung ist bevorzugt von etwa 0,5 bis etwa 7,0 $\mu\text{m}/\text{min}$. Eine Rate von etwa 3,5 bis etwa 4,0 $\mu\text{m}/\text{min}$ kann zum Beispiel erreicht werden durch Verwendung einer Atmosphäre, die im Wesentlichen aus etwa 2,5 mol% SiHCl_3 und etwa 97,5 mol% H_2 besteht, bei einer Temperatur von etwa 1150 °C und einem absoluten Druck von bis zu etwa 1 atm (wobei 1 atm = 101325 Pa).

[0044] In einigen Anwendungen umfassen die Wafer eine Epitaxieschicht, die elektrische Eigenschaften verleiht. In einigen Ausführungsformen ist die Epitaxieschicht leicht mit Phosphor dotiert. Daher enthält die Umgebung für die epitaxiale Abscheidung Phosphor, der als eine flüchtige Verbindung vorhanden ist, wie zum Beispiel Phosphin, PH_3 . In einigen Ausführungsformen kann die Epitaxieschicht Bor enthalten. Solch eine Schicht kann zum Beispiel dadurch erzeugt werden, dass B_2H_6 wäh-

rend der Abscheidung in der Atmosphäre enthalten ist.

[0045] Epitaxiale Abscheidung erfordert typischerweise einen Nach-Epi-Reinigungsschritt, welcher der epitaxialen Abscheidung folgt, um während der epitaxialen Abscheidung gebildete Nebenprodukte zu entfernen. Dieser Schritt wird verwendet, um eine zeitabhängige Eintrübung zu verhindern, die resultiert, wenn solche Nebenprodukte mit Luft reagieren. Außerdem tendieren viele Nach-Epi-Reinigungstechniken dazu, auf der Epitaxieschicht eine Siliciumoxidschicht auszubilden, welche dazu tendiert, die Oberfläche zu passivieren (also zu schützen). Die Epitaxie-Wafer der vorliegenden Erfindung können mit in Fachkreisen bekannten Verfahren gereinigt werden.

4. Silicon on Insulator (SOI)

[0046] Eine Silicon-on-Insulator-Struktur umfasst generell eine Bauelementsschicht, einen Trägerwafer oder Trägerschicht, und einen isolierenden Film oder Schicht (typischerweise eine Oxidschicht) zwischen der Trägerschicht und der Bauelementsschicht. Generell ist die Bauelementsschicht zwischen etwa 0,5 und 20 Mikrometer dick. Silicon-on-Insulator-Strukturen können mit verschiedenen in der Fachwelt bekannten Techniken hergestellt werden, wie etwa SIMOX oder BESOI.

[0047] SOI-Strukturen können zum Beispiel mit dem SIMOX-Prozess hergestellt werden, indem der Wafer einem standardmäßigen Ionenimplantierungsprozess unterzogen wird. (Siehe z.B. US-Patent US 5 436 175 A und Druckschrift CHEUNG, N. W.: Plasma immersion ion implantation for semiconductor processing. In: Materials Chemistry and Physics, Vol. 46, 1996, S. 132-139

[0048] SOI-Strukturen können auch hergestellt werden durch Verbinden zweier Wafer und Entfernen eines Teils von einem der verbundenen Wafer. SOI-Strukturen können zum Beispiel mit dem BESOI-Prozess hergestellt werden, in dem der Wafer mit einem anderen Wafer verbunden wird und dann ein wesentlicher Teil von einem der Wafer weggeätzt wird mittels bekannter Techniken zur Waferverdünnung, um die Bauelementsschicht zu erhalten. (Siehe z.B. Druckschrift US 5 024 723 A und US 5 189 500 A).

[0049] In Anbetracht der obigen Beschreibung wird man sehen, dass die verschiedenen Ziele der Erfindung erreicht werden. Das folgende Beispiel wird die Erfindung illustrieren.

Beispiel 1. Segregation von Arsen und Antimon in bordotierten Siliciumwafern

[0050] Stark bordotierte Siliciumeinkristall-Ingots werden mit dem Czochralski-Verfahren aus einer Siliciumschmelze gezüchtet. Die Ingots sind mit einem zusätzlichen Dotiermittel dotiert, Arsen oder Antimon. **Fig. 1** ist ein Graph, der die erwarteten Bor-, Arsen-, und Antimonkonzentrationen darstellt als Bruchteil der verfestigten Schmelze. Die im Diagramm der **Fig. 1** gezeigten Zahlen wurden unter Verwendung der folgenden Gleichung erhalten:

$$C(X) = C_0 * (1 - X)^{(k_{\text{seg}} - 1)}$$

worin:

$C(X)$ die Dotiermittelkonzentration an einem Punkt entlang des Ingotabschnitts mit konstantem Durchmesser ist;

C_0 die anfängliche Dotiermittelkonzentration am Anfang des Ingotabschnitts mit konstantem Durchmesser ist;

X der Bruchteil des Ingots ist, welcher erstarrt ist;

k_{seg} der Segregationskoeffizient ist.

[0051] Da Bor einen Segregationskoeffizienten von 0,80 hat, ist die Borkonzentration als Funktion des Bruchteils der erstarrten Schmelze relativ konstant während des größten Teils des Ingotwachstums. Wie sich aus **Fig. 1** entnehmen lässt, beginnt die Borkonzentration nicht signifikant von einer Konzentration im Bereich zwischen etwa $1,0 \times 10^{19}$ Atomen/cm³ bis etwa $1,5 \times 10^{19}$ Atomen/cm³ abzuweichen, bis fast etwa 90 % der Schmelze erstarrt sind. Da die Segregationskoeffizienten von Arsen und Antimon niedriger sind, bei 0,3 beziehungsweise 0,023, sammeln sich diese Dotiermittel früher während des Kristallwachstums in signifikanten Konzentrationen in der Schmelze an, wodurch Ingots entstehen, die signifikant höhere Dotiermittelkonzentrationen am Ende des Ingotabschnitts mit konstantem Durchmesser haben, verglichen mit dem Anfang des Ingotabschnitts mit konstantem Durchmesser.

[0052] Der in **Fig. 1** abgebildete Graph erlaubt die Auswahl von stark bordotierten Siliciumeinkristallwafern mit niedrigem spezifischem Widerstand, welche aus mit Bor und entweder Arsen oder Antimon dotierten Ingots geschnitten sind, so dass die Wafer vohersagbare und niedrige spezifische Widerstände haben, obgleich sie immer noch mit Arsen und Phosphor dotiert sind, so dass die Wafer hohe Leerstellenkonzentrationen haben und daher zusätzlich ein gleichmäßig hohes Sauerstoffpräzipitationsverhalten ausgehen von der Zentralachse des Wafers bis zur Außenumfangskante.

Patentansprüche

1. Ein Verfahren zur Kontrolle der Sauerstoffpräzipitation in einem Siliciumeinkristallwafer mit einem spezifischen Wafer-Widerstand von weniger als etwa 10 mΩ cm, wobei der Siliciumeinkristallwafer von einem Ingot geschnitten ist, der mit dem Czochralski-Verfahren gezüchtet wurde, und eine Vorderseite, eine Rückseite, eine Zentralebene zwischen der Vorder- und Rückseite, eine Umfangskante, welche die Vorder- und Rückseite verbindet, eine Zentralachse senkrecht zur Zentralebene, eine Masseschicht, welche den Bereich des Wafers zwischen der Zentralebene und der Vorderseite umfasst, wobei der Wafer Bordotiermittel mit einer mittleren Borkonzentration von wenigstens etwa 1×10^{19} Atomen/cm³ und ein zusätzliches Dotiermittel ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens etwa 3×10^{18} Atomen/cm³ und Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa 5×10^{17} Atomen/cm³ enthält, das Verfahren umfassend:

Erhitzen des Siliciumeinkristallwafers bei einer Temperatur oberhalb von 700 °C und für eine Dauer, die ausreicht, um Sauerstoffpräzipitate auszufällen in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 5×10^8 Präzipitaten/cm³ von der Zentralachse bis zur Umfangskante, wobei der hitzebehandelte Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa 5×10^8 Präzipitate/cm³ ist.

2. Das Verfahren gemäß Anspruch 1, wobei der Siliciumeinkristallwafer für eine Dauer erhitzt wird, die ausreicht, um Sauerstoffpräzipitate auszufällen in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 1×10^9 Präzipitaten/cm³.

3. Das Verfahren gemäß Anspruch 2, wobei der Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa 1×10^9 Präzipitate/cm³ ist.

4. Das Verfahren gemäß Anspruch 1, wobei der Siliciumeinkristallwafer für eine Dauer erhitzt wird, die ausreicht, um Sauerstoffpräzipitate auszufällen in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 5×10^9 Präzipitaten/cm³.

5. Das Verfahren gemäß Anspruch 4, wobei der Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa 5×10^9 Präzipitate/cm³ ist.

6. Das Verfahren gemäß Anspruch 1, wobei der Siliciumeinkristallwafer für eine Dauer erhitzt wird,

die ausreicht, um Sauerstoffpräzipitate auszufällen in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 1×10^{10} Präzipitaten/cm³.

7. Das Verfahren gemäß Anspruch 6, wobei der Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa 1×10^{10} Präzipitate/cm³ ist.

8. Das Verfahren gemäß irgendeinem der Ansprüche 1-7, wobei der Siliciumeinkristallwafer vom p-Typ ist.

9. Das Verfahren gemäß irgendeinem der Ansprüche 1-8, wobei das zusätzliche Dotiermittel Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens etwa 3×10^{18} Atomen/cm³ enthält.

10. Das Verfahren gemäß irgendeinem der Ansprüche 1-8, wobei das zusätzliche Dotiermittel Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa 5×10^{17} Atomen/cm³ enthält.

11. Eine Silicon-on-Insulator-Struktur umfassend:
einen p-Typ-Siliciumeinkristallwafer mit einem spezifischen Wafer-Widerstand von weniger als etwa $10 \text{ m}\Omega \text{ cm}$, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer Bordotermittel mit einer mittleren Borkonzentration von wenigstens etwa 1×10^{19} Atomen/cm³ und ein zusätzliches Dotiermittel ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens etwa 3×10^{18} Atomen/cm³ und Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa 5×10^{17} Atomen/cm³ enthält, und wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer des Weiteren Sauerstoffpräzipitate in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 5×10^8 Präzipitaten/cm³ von der Zentralachse bis zur Umfangskante enthält, wobei der Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa 5×10^8 Präzipitate/cm³ ist;
eine isolierende Schicht; und
eine Bauelementsschicht.

12. Die Silicon-on-Insulator-Struktur gemäß Anspruch 11, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer Sauerstoffpräzipitate in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 1×10^9 Präzipitaten/cm³ enthält.

13. Die Silicon-on-Insulator-Struktur gemäß Anspruch 12, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa 1×10^9 Präzipitate/cm³ ist.

14. Die Silicon-on-Insulator-Struktur gemäß Anspruch 11, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer Sauerstoffpräzipitate in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 5×10^9 Präzipitaten/cm³ enthält.

15. Die Silicon-on-Insulator-Struktur gemäß Anspruch 14, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa 5×10^9 Präzipitate/cm³ ist.

16. Die Silicon-on-Insulator-Struktur gemäß Anspruch 11, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer Sauerstoffpräzipitate in einer Durchschnittskonzentration von wenigstens etwa 1×10^{10} Präzipitaten/cm³ enthält.

17. Die Silicon-on-Insulator-Struktur gemäß Anspruch 16, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer keinen ringförmigen Bereich umfasst, in welchem die Sauerstoffpräzipitatkonzentration weniger als etwa 1×10^{10} Präzipitate/cm³ ist.

18. Die Silicon-on-Insulator-Struktur gemäß irgendeinem der Ansprüche 11-17, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer Arsen mit einer mittleren Arsenkonzentration von wenigstens etwa 3×10^{18} Atomen/cm³.

19. Die Silicon-on-Insulator-Struktur gemäß irgendeinem der Ansprüche 11-17, wobei der p-Typ-Siliciumeinkristallwafer Antimon mit einer mittleren Antimonkonzentration von wenigstens etwa 5×10^{17} Atomen/cm³.

Es folgt eine Seite Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

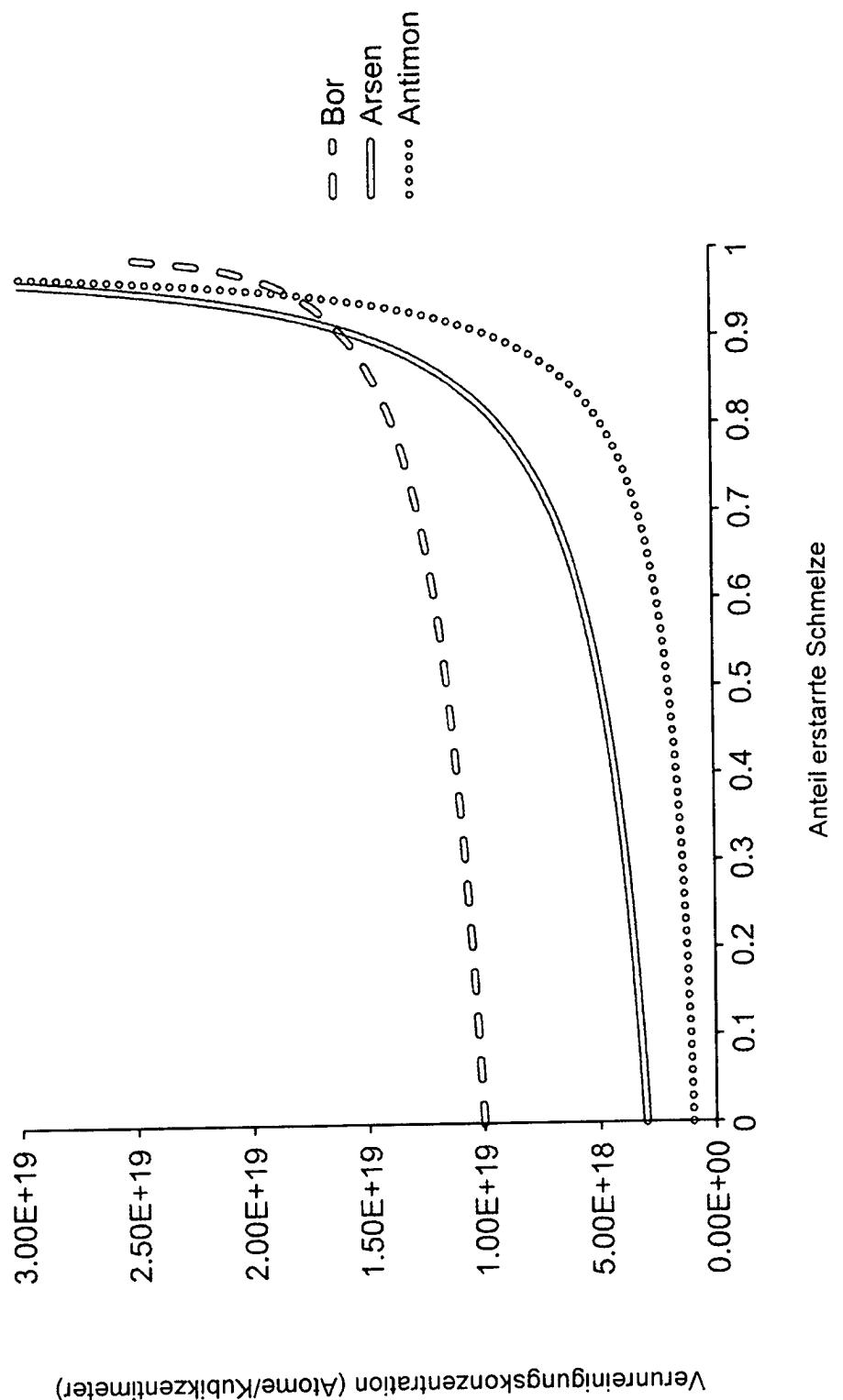


FIG. 1