(19) Bundesrepublik Deutschland
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 43 91 302 B4** 2007.07.26

(12) **Patentschrift**

(21) Deutsches Aktenzeichen: **P 43 91 302.4**
(86) PCT-Aktenzeichen: **PCT/CA93/00123**
(87) PCT-Veröffentlichungs-Nr.: **WO 1993/020582**
(86) PCT-Anmeldetag: **26.03.1993**
(87) PCT-Veröffentlichungstag: **14.10.1993**
(43) Veröffentlichungstag der PCT Anmeldung in deutscher Übersetzung: **13.04.1995**
(45) Veröffentlichungstag der Patenterteilung: **26.07.2007**

(51) Int Cl.[8]: ***H01L 21/322*** (2006.01)

Innerhalb von drei 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. 2 Patentkostengesetz).

(30) Unionspriorität:
2064486 31.03.1992 CA

(73) Patentinhaber:
DALSA Semiconductor Inc., Waterloo, Ontario, CA

(74) Vertreter:
Vonnemann, Kloiber & Kollegen, 81667 München

(72) Erfinder:
Comeau, Alain, Bromont, Quebec, CA

(56) Für die Beurteilung der Patentfähigkeit in Betracht gezogene Druckschriften:
US 46 26 450
US 46 22 082
US 45 97 804

(54) Bezeichnung: **Verfahren zur Herstellung eines Halbleiters mit einer guten Intrinsic-Getterung**

(57) Hauptanspruch: Verfahren zur Herstellung eines Antimon-dotierten Halbleiter-Wafern mit einem Instrinsic-Getterungsvermögen, das die aufeinanderfolgende Ausführung der Stufen umfaßt:

a) Aussetzen eines Antimon-dotierten Halbleiter-Wafers gegenüber einer Nass-oxidierenden Atmosphäre bei einer konstanten Temperatur über etwa 1000°C für etwa 20–60 min., um eine Oxidations-Schicht darauf zu bilden;

b) unmittelbar nach Schritt (a) Erhitzen des genannten Wafers in einer inerten Atmosphäre bei einer konstanten Temperatur zwischen etwa 600°C–700°C für etwa 1 bis 4h, um die Bildung von Kristall-Keimen in dem Wafer zu initiieren;

c) Ausführen eines einzigen Steigerungszyklus in der genannten inerten Atmosphäre bis auf eine Temperatur von mindestens etwa 850°C mit einer Geschwindigkeit von etwa 1 bis 10°C pro Minute, um das Keimwachstum aus den gebildeten Kristallkeimen in dem Wafer zu initiieren; und

d) direkt, ohne einen dazwischen liegenden Temperungsschritt die Durchführung eines Well-Diffusions-Schrittes (Senken-Diffusion-Schrittes) auf dem Wafer bei einer Temperatur von mindestens etwa 1000°C, bei welchem Sauerstoff-Präzipitation auftritt.

Beschreibung

[0001] Diese Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zur Herstellung eines Antimondotierten Halbleiter-Wafern mit einem guten Intrinsic-Getterungsvermögen für die Verwendung in CMOS-Vorrichtungen, insbesondere von mit Antimon hochdotierten Epitaxial-Wafern.

[0002] Metallische Verunreinigungen in Halbleitersubstraten unterdrücken Minoritäts(Ladungs)-Träger und verursachen so ein Latch-up in Bulk-Wafern und beeinflussen in nachteiliger Weise die Oxid- und Dioden-Integrität bei Epitaxial-Wafern. Es ist daher wichtig, solche Verunreinigungen aus dem Substrat zu entfernen. Dies kann erzielt werden nach einem als Intrinsic-Getterung bekannten Verfahren, das die absichtliche Erzeugung von Defekten in dem Kristallgitter durch Inkorporation von Sauerstoffatomen in den Kristall umfaßt. Diese Sauerstoffatome verbinden sich mit dem Silicium in dem Gitter unter Bildung von SiO_2-Keimen. Diese erzeugen die Kristalldefekte, die als Fangstellen (Traps) für die metallischen Verunreinigungen wirken.

[0003] In der Praxis hat es sich als schwierig erwiesen, Sauerstoff in Antimon-dotierten Wafern zu präzipitieren, weil das Antimon die Sauerstoff-Präzipitation verzögert.

[0004] Die Intrinsic-Getterung in mit Antimon hochdotierten Substraten, die für Epitaxial-Wafer verwendet werden, ist von großer Bedeutung, insbesondere für die Gewährleistung der Gate-Oxid und Dioden-Integrität. Es wurden Anstrengungen gemacht, um eine gute Getterung in N/N^+-Antimon-dotierten Epitaxial-Wafern zu erzielen (vgl. z. B. J.O. Borland und T. Deacon, "Solid State Technology", August 123 (1984)), diese Bemühungen wurden jedoch allgemein behindert durch die Sauerstoff-Verzögerung (vgl. T. Nozaki und Y. Itoh, "J. Appl. Phys.", 59, 2562 (1986)).

[0005] Während einige mathematische Modelle den Sauerstoff-Verzögerungs-Effekt auf der Basis von elektrischen Effekten innerhalb des Kristalls erklären, wurde vor kurzem festgestellt (S. K. Bains et al., "This Journal", 137, 647 (1990)), daß ein mit Zinn dotierter Kristall, das eine ähnliche Ionengröße wie Antimon hat, dieses Sauerstoff-Verzögerungs-Verhalten nicht aufweist. Dies läßt vermuten, daß die Verzögerung nicht nur durch die große Dimension der Antimonionen verursacht wird, wie früher angenommen wurde.

[0006] Ein Verfahren zur Erzielung einer signifikanten Sauerstoff-Präzipitation allgemein in Silicium-Wafern (vgl. z. B. W. Wijaranakula et al., "This Journal", 129, 3133 (1988)) besteht darin, Sauerstoff-Keime oder -Cluster bei niedrigen Temperaturen (500 bis 800°C) wachsen zu lassen von der Behandlung bei höheren Temperaturen, wo eine Sauerstoff-Präzipitation auftritt. Bei niedrigen Temperaturen ist die Keimbildung leichter weil die zum Aufbrechen der SiO_2-Keime bei ihrer Bildung erforderliche thermische Energie niedriger ist. Bei höheren Temperaturen nimmt die Sauerstoffdiffusion zu und für Keime oberhalb einer kritischen Größe, die von der Temperatur abhängt, tritt ein schnelleres Wachstum auf. Keime unterhalb der kritischen Größe haben die Neigung, zu schrumpfen aufgrund der erhöhten thermischen Energie zum Aufbrechen der Bindungen. Typische Keimbildungs-Cyclen werden bei der konstanten Temperatur (650 bis 750°C) für einen ziemlich langen Zeitraum (8 bis 48 h) durchgeführt. Dieses Verfahren hat sich als nicht sehr wirksam für Antimon-dotierte Wafer erwiesen und die lange Wärmebehandlung induziert eine Verformung in dem Wafer, die für LSI-Prozesse höchst nachteilig ist.

[0007] Lange Behandlungszeiten bei einer niedrigen Temperatur (650°C) sind erforderlich, um genügend Keime oberhalb der kritischen Größe für das Wachstum während der nachfolgenden Hochtemperatur-Glühung bzw. -Temperung zu bilden. Kishino (S. Kishino et al., "J.Appl. Phy.", 23, L9, 1984) hat gezeigt, daß bei schwach-dotierten Wafern die Niedertemperatur-Behandlungszeit verkürzt werden kann durch Anwendung eines Keimbildungs-Wachstums(NG)-Cyclus, wobei zuerst eine Behandlung etwa 2 h lang bei 650°C und danach eine Behandlung, bei der die Temperatur über einen Zeitraum von 1 bis 2 h bis auf etwa 900°C gesteigert wird, durchgeführt werden. Durch Sicherstellung, daß die Rate der Zunahme der kritischen Größe geringer war als die Wachstumsrate der Keime, konnte Kishino ohne lange Cyclus-Zeiten hohe Defekt-Dichten erhalten.

[0008] Kishino führte den NG-Cyclus nach einer anfänglichen 3-stündigen Denudierungsbehandlung (Abtragungs- bzw. Freilegungs-Behandlung) bei 1200°C durch. Er behandelte nicht das Problem der Sauerstoff-Verzögerung, das in mit Antimon hochdotierten Wafern auftritt.

[0009] Aus der US 4,597,804 ist ein Verfahren zur Herstellung von Halbleiter-Wafer bekannt, bei dem Glühschritte zur Ausfilterung des Sauerstoffes vorgesehen sind. Weiterhin werden Wafer mit einer hohen Sauerstoffkonzentration verwendet, die einer ersten Glühbehandlung für den Zweck des Erzeugens einer abgetragenen Zone unterworfen werden. Ein solches Abtragen ist jedoch nachteilig, da zu wenige Keime präzipitieren.

[0010] Ein Ziel der Erfindung ist es, ein Verfahren zur Herstellung von Halbleiter-Wafern mit verbesserten Getterungs-Eigenschaften, insbesondere von mit Antimon hochdotierten Epitaxial-Wafern zu schaffen.

[0011] Erfindungsgemäß umfasst das Verfahren zum Herstellen eines Antimon-dotierten Halbleiter-Wafers mit einem intrinsic-Getterungsvermögen die aufeinander folgende Ausführung der Stufen:

a) Aussetzen des eines Antimon-dotierten Halbleiter-Wafers gegenüber einer Nass-Oxidierenden Atmosphäre bei einer konstanten Temperatur über etwa 1000°C für etwa 20 bis 60 min., um eine Oxidations-Schicht darauf zu bilden;

b) unmittelbar nach Schritt (a) erhitzen des genannten Wafers in einer inerten Atmosphäre bei einer konstanten Temperatur zwischen etwa 600°C und 700°C für etwa 1 Stunde bis 4 Stunden, um die Bildung von Kristallkeimen in dem Wafer zu initiieren;

c) Ausführen eines einzigen Steigerungscyclus in der genannten inerten Atmosphäre bis auf eine Temperatur von mindestens etwa 850°C mit einer Geschwindigkeit von etwa 1 bis 10°C pro Minute, um das Keimwachstum aus den gebildeten Kristallkeimen in dem Wafer zu initiieren; und

d) direkt, ohne einen dazwischen liegenden Temperungsschritt die Durchführung eines Well-Diffusion-Schrittes (Senken-Diffusion-Schrittes) auf dem Wafer bei einer Temperatur von mindestens etwa 1000°C, bei welchem Sauerstoff-Präzipitation auftritt.

[0012] Erfindungsgemäß beträgt die Temperatursteigerungsrate etwa 1 bis 3°C pro Minute.

[0013] Weiterhin ist vorgesehen, dass die konstante Temperatur etwa 650°C beträgt.

[0014] Die Temperatur wird auf eine Temperatur von etwa 900 bis 1000°C gesteigert.

[0015] Erfindungsgemäß ist vorgesehen, dass die Well-Diffusion (Senken-Diffusion) bei einer Temperatur von etwa 1175°C durchgeführt wird.

[0016] Die Aktivierungstemperatur kann von 1175°C verschieden sein, sie muß jedoch oberhalb 1000°C liegen. Die bei der Aktivierungstemperatur verbrauchte Zeit kann variieren, die optimale Zeit beträgt jedoch etwa 35 min.

[0017] Die Temperatursteigerungsraten können bis zu etwa 10°C/min betragen, ab etwa 5°C/min sind jedoch andere Aktivierungstemperaturen erforderlich.

[0018] Der Temperatursteigerungsabschnitt des Keimbildungs-Cyclus braucht nicht linear zu sein. Er kann beispielsweise parabolisch sein. Wenn die Temperatur nichtlinear ansteigt, kann die maximale Temperatursteigerungsrate unterhalb 850°C mehr als 3° betragen.

[0019] Das Substrat kann auch mit anderen Materialen als Antimon dotiert sein und braucht nicht hochdotiert zu sein. Die Erfindung kann nämlich auch auf andere Elemente als Sauerstoff und Silicium angewendet werden, wobei in diesem Falle die Temperaturen variieren können.

[0020] Die Aktivierung und Keimbildung brauchen nicht Teil des gleichen Ofen-Cyclus zu sein.

[0021] Bei einer bevorzugten Ausführungsform besteht die Erfindung aus einer kurzen Aktivierung (20 bis 60-minütige Oxidation bei 1175°C), einem Keimbildungs-Durchwärmungs-Cyclus (Durchwärmung (soak) bei 600 bis 700°C für mindestens 2 h) und einem Keimbildungs-Temperatursteigerungs-Cyclus (lineare Erhöhung der Temperatur von 600 bis 700°C bis auf mindestens 850°C mit einer Rate (Geschwindigkeit) von nicht höher als etwa 3°C/min.

[0022] Es wurde gefunden, daß durch die folgende anfängliche nasse Oxidationsbehandlung einer kurzen Dauer während eines Temperaturgesteigerten Keimbildungswachstums-Cyclus eine signifikante Verbesserung eines Bulk-Materials in bezug auf die Sauerstoff-Präzipitation erzielt werden kann und daß gute Ergebnisse bei Epitaxial-Wafern einschließlich der mit Antimon dotierten Epitaxial-Wafer erhalten werden können.

[0023] Das vorstehend beschriebene Verfahren erlaubt somit die Keimbildung von interstitiellem Sauerstoff in (mit Antimon oder einem anderen Dotierungsmittel) schwach -oder hochdotiertem Silicium innerhalb einer vernünftigen Zeitspanne (etwa 6 h). Nach der Keimbildung kann ein hoher Wert der interstitiellen Sauerstoff-Präzipitation in dem Silicium während der Herstellung der Einrichtung erzielt werden.

[0024] Die Erfindung wird nachstehend lediglich beispielhaft unter Bezugnahme auf die beiliegenden Zeichnungen näher beschrieben; es zeigen:

[0025] **Fig.** 1 ein Diagramm, das die Sauerstoff-Präzipitation nach der Temperatursteigerung auf 900°C zeigt;

[0026] **Fig.** 2 ein Diagramm, das die Sauerstoff-Präzipitation nach der Temperatursteigerung auf 1000°C zeigt;

[0027] **Fig.** 3 ein Diagramm, das die Sauerstoff-Präzipitation nach der Temperatursteigerung auf 1000°C zeigt;

[0028] **Fig.** 4 ein Diagramm, das die Anzahl der Bulk-Defekte (Volumendefekte) nach einer Temperatursteigerung auf 900°C zeigt;

[0029] **Fig.** 5 ein Diagramm, das die Anzahl der Bulk-Defekte (volumendefekte) nach einer Temperatursteigerung auf 1000°C zeigt;

[0030] **Fig.** 6 ein Diagramm, das den begrenzten Größeneffekt beim Auszählen der Defekte in einem geätzten Abschnitt zeigt;

[0031] **Fig.** 7 die Anzahl der Bulk(Volumen)-Stapelfehler pro Einheitsvolumen, korrigiert für die Bulk-Stapel-fehlergröße für verschiedene Kombinationen von Keimbildungs-Wachstumscyclen nach der Temperatursteigerung auf 900°C;

[0032] **Fig.** 8 die Anzahl der Bulk(Volumen)-Stapelfehler pro Einheitsvolumen, korrigiert für die Bulk-Stapel-fehlergröße für verschiedene Kombinationen von Keimbildungs-Wachstumscyclen nach der Temperatursteigerung auf 1000°C;

[0033] **Fig.** 9 die Korrelation zwischen der Stapelfehlergröße und der Dichte, korrigiert für die Defekt-Größe;

[0034] **Fig.** 10 die Anzahl der Defekte pro Einheitsvolumen für verschiedene Kombinationen von Keimbildungs-Wachstums-Cyclen bei einer Temperatursteigerung auf 900°C;

[0035] **Fig.** 11 die Anzahl der Defekte pro Einheitsvolumen für verschiedene Kombinationen von Keimbildungs-Wachstums-Cyclen bei einer Temperatursteigerung auf 1000°C;

[0036] **Fig.** 12 und 13 der präzipitierte interstitielle Sauerstoff (DELTA O_i) als Funktion des anfänglichen O_i für Epitaxial-Wafer mit hohem Sauerstoffgehalt und Bulk-Wafer;

[0037] **Fig.** 14 eine schematische Darstellung der Splits für die Charge E9-8 für den 3-Mikron-Prozeß, wobei die anfängliche Naßoxidation bei 1175°C durchgeführt wurde;

[0038] **Fig.** 15 eine schematische Darstellung der Splits für die Charge E9-8 für den 2-Mikron-Prozeß, bei einem anfänglichen Oxid-Wachstum bei 950°C;

[0039] **Fig.** 16 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für Bulk-Wafer mit einer Keimbildung nach einer anfänglichen HCl-Oxidation als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_i];

[0040] **Fig.** 17 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für Epitaxial-Wafer mit einer Keimbildung nach der anfänglichen HCl-Oxidation als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_i];

[0041] **Fig.** 18 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für Bulk-Wafer mit einer Keimbildung vor der anfänglichen HCl-Oxidation als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_i];

[0042] **Fig.** 19 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für Epitaxial-Wafer mit einer Keimbildung vor der anfänglichen HCl-Oxidation als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_i];

[0043] **Fig.** 20 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für Bulk-Wafer mit einer Keimbildung vor der nassen anfänglichen Oxidation als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_i];

[0044] Fig. 21 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für Bulk-Wafer mit einer Keimbildung vor der nassen anfänglichen Oxidation als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_i];

[0045] Fig. 22 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für Epitaxial-Wafer mit einer Keimbildung vor der nassen anfänglichen Oxidation jedoch vor dem Durchwärmen als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_io];

[0046] Fig. 23 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA [O_i]) für Epitaxial-Wafer mit einer Keimbildung vor der nassen anfänglichen Oxidation jedoch vor dem Durchwärmen als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_io];

[0047] Fig. 24 die wahrscheinliche Abhängigkeit der Präzipitation von der bei 1175°C verbrauchten Zeit, abgeleitet aus den Ergebnissen dieses Versuchs; wobei die durchgezogene Linie für die Epitaxial-Wafer und die unterbrochene Linie für die Bulk-Wafer gilt;

[0048] Fig. 25 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für epi-HiOX-Wafer mit einer anfänglichen 2pm-Oxidation als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_i];

[0049] Fig. 26 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für epi-HiOX-Wafer mit einer Keimbildung nach der anfänglichen 2pm-Oxidation als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_i];

[0050] Fig. 27 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff (DELTA[O_i]) für epi-HiOX-Wafer mit einer Keimbildung nach der anfänglichen 2pm-Oxidation als Funktion des Ursprungs (Ausgangspunktes)[O_i];

[0051] Fig. 28 den präzipitierten interstitiellen Sauerstoff nach der p-Well-Diffusion (p-Senken-Diffusion) als Funktion des präzipitierten Sauerstoffs nach der anfänglichen Oxidation für epi-I-IiOX-Wafer (Quadrate) und für Bulk-Wafer (Kreuze)(3 Mikron-Prozeß);

[0052] Fig. 29 die Bulk(Volumen)-Defekte und die denudierte (abgetragene bzw. freigelegte) Zone von Epitaxial-Wafern mit einer anfänglichen HCl-Oxidation und nachfolgender Keimbildung (Split A), Maßstab 220-fach, die Tiefe der denudierten (abgetragene bzw. freigelegte Zone) beträgt etwa 65 pm, die Wafer-Oberfläche befindet sich links;

[0053] Fig. 30 die Bulk(Volumen)-Defekte und die denudierte (abgetragene bzw. freigelegte) Zone von Epitaxial-Wafern mit einer anfänglichen HCl-Oxidation und nachfolgender Keimbildung (Split A), Maßstab 220-fach; die Tiefe der denudierten Zone beträgt etwa 65 pm, die Wafer-Oberfläche befindet sich links;

[0054] Fig. 31 die Bulk(Volumen)-Defekte und die denudierte (abgetragene bzw. freigelegte) Zone von Bulk-Wafern bei einer anfänglichen HCl-Oxidation und nachfolgender Keimbildung (Split A), Maßstab 220-fach; die Tiefe der denudierten Zone beträgt etwa 351 mn; die Wafer-Oberfläche befindet sich links;

[0055] Fig. 32 die Bulk(Volumen)-Defekte und die denudierte (abgetragene bzw. freigelegte) Zone von Epitaxial-Wafern bei einer Keimbildung und anschließender anfänglicher HCl-Oxidation (Split B, identisch mit C); der Maßstab ist 220-fach; die Tiefe der denudierten Zone beträgt etwa 30 µm; die Wafer-Oberfläche befindet sich links;

[0056] Fig. 33 die Bulk(Volumen)-Defekte und die denudierte (abgetragene bzw. freigelegte) Zone von Bulk-Wafern bei einer Keimbildung und anschließender anfänglicher HCl-Oxidation (Split B, identisch mit C); der Maßstab ist 220-fach; die Tiefe der denudierten Zone beträgt etwa 10 pm; die Wafer-Oberfläche befindet sich links;

[0057] Fig. 34 die Bulk(Volumen)-Defekte und die denudierte (abgetragene bzw. freigelegte) Zone von Epitaxial-Wafern bei einer anfänglichen nassen Oxidation und anschließender Keimbildung und Durchwärmung (Split D); der Maßstab ist 220-fach; die Tiefe der denudierten Zone beträgt etwa 25 im; die Wafer-Oberfläche befindet sich links; und

[0058] Fig. 35 die Bulk(Volumen)-Defekte und die denudierte (abgetragene bzw. freigelegte) Zone von Bulk-Wafern bei einer anfänglichen nassen Oxidation und anschließender Keimbildung und Durchwärmung (Split D); der Maßstab ist 220-fach; die Tiefe der denudierten Zone beträgt etwa 20 pm; die Wafer-Oberfläche befindet sich links.

[0059] In bezug auf die Zeichnungen werden die Wafer, wie in **Fig.** 1 dargestellt, die mit Antimon hochdotierten Epitaxial-Wafer sein können, zuerst einer nassen Oxidation bei 1175°C für 35 min. unterworfen. Dadurch entsteht eine anfängliche Oxidationsschicht.

[0060] In einer zweiten Phase werden die Wafer einer N_2-Durchwärmung für 1 bis 4 h bei 650°C unterworfen. Diese Durchwärmung bewirkt eine Diffusion der SiO_2-Keime in das Substrat.

[0061] In der nächsten Stufe wird die Temperatur über einen Zeitraum von etwa 2 bis etwa 10 h bis auf 1175°C gesteigert, um das Keimbildungs-Wachstum zu initiieren, danach wird eine P-Well-Diffusion (P-Senken-Diffusion) bei einer Temperatur von 1175°C etwa 400 min lang in Gegenwart von Sauerstoff durchgeführt.

Beispiel 1

[0062] Es wurden 100 mm n–/n+-Epitaxial-Wafer mit Substraten verwendet, die bis auf 30 bis 50 mΩcm mit Antimon dotiert waren. Die epitaxiale Schicht war schwach mit Phosphor dotiert und nominell 10 µm dick. Der Sauerstoffgehalt jedes Wafers wurde vor der Durchführung irgendeiner Behandlung bestimmt. Alle Wafer lagen innerhalb des 15,7–16,3 ppmA (Atomteil pro Million Teile)-Bereiches (ASTM-F121-83). Der Kohlenstoffgehalt wurde mit weniger als 1,0 ppmA angegeben. Das für diese Wafer verwendete Substrat ist etwas weniger stark dotiert als das übliche Antimon-dotierte Epitaxial-Substrat (8–15 mΩcm) und dadurch war es möglich, den Sauerstoffgehalt durch konventionelle Infrarot-Methoden zu bestimmen. Wegen des niedrigen Dotierungsgrades tritt, wie gefunden wurde, eine gewisse Sauerstoff-Präzipitation in ähnlichen Substraten auf, wenn lange Keimbildungszeiten angewendet werden.

[0063] In dem Beispiel wurden die wichtigsten thermischen Cyclen am vorderen Ende, nämlich die anfängliche Oxidation, das Keimbildungs-Wachstum (NG), die Well-Diffusion (Senken-Diffusion) und die Feldoxidation nacheinander durchgeführt. In einem aktuellen Verfahren werden die Subnitrid-Oxidation und die Nitrid-Abscheidung vor der Feldoxidation durchgeführt. Untersuchungen über die Entwicklung der Sauerstoff-Präzipitation haben gezeigt, daß diese für die Sauerstoff-Präzipitation nicht signifikant ist, selbst wenn die Nitrid-Abscheidung bei einer Temperatur nahe bei 800°C durchgeführt wird, bei der interstitieller Sauerstoff präzipitiert werden kann.

[0064] Das Keimbildungs-Wachstum (NG) wurde nach der anfänglichen Oxidation (1175°C/35 min) und vor der Well-Diffusion (Senken-Diffusion) (1175°C/400 min) eingefügt. Im Gegensatz zu Kishino wurde der NG-Cyclus nach einer 3-stündigen Behandlung bei 1200°C und vor einer 16-stündigen Behandlung bei 1000°C durchgeführt. Diese Unterschiede in bezug auf die Behandlungstemperaturen und Behandlungszeiten führen zu Unterschieden in bezug auf Sauerstoff Präzipitation. Die Sauerstoff-Keimbildung ist verzögert, wenn lange Zeiten bei hohen Temperaturen verstreichen, bevor das NG durchgeführt wird.

[0065] Es wurden die folgenden experimentellen NG-Cyclen durchgeführt:
Die Stickstoff-Durchwärmung wurde für Zeiträume von 1 h, 2 h und 4 h bei 650°C durchgeführt. Die Temperatursteigerung von 650°C bis auf 900°C oder 1000°C wurde versucht mit 1°C/min, 2,0°C/min und 4,0°C/min. Die Gesamt-Cycluszeiten lagen zwischen 122,5 und 590 min. Es wurden zwei Wafer pro Split verwendet.

[0066] Außerdem wurden 12 Wafer ohne einen NG-Cyclus behandelt, um als Vergleichs- bzw. Bezugsmaterialen zu dienen. Zwei dieser Wafer wiesen einen sehr hohen Sauerstoffgehalt von etwa 21 ppmA auf.

Tabelle 1

Gesamt-NG-Cycluszeit

Temperatursteigerung auf 900° C			
Durchwärmung bei 650°C	1.0 h	2.0 h	4.0 h
4.0°C / min	122.5	182.5	302.5
2.0°C / min	185.0	245.0	365.0
1.0°C / min	310.0	370.0	490.0
Temperatursteigerung auf 1000°C			
Durchwärmung bei 650°C	1. h	2.0 h	4.0 h
4.0°C / min	147.5	207.5	327.5
2.0°C / min	235.0	295.0	415.0
1.0°C / min	410.0	470.0	590.0

[0067] Unter der Anwendung eines Interferenz-Meßverfahrens wurde die Wafer-Krümmung(-Wölbung) gemessen und der interstitielle End-Sauerstoffgehalt wurde durch Infrarotspektrometrie bestimmt (ASTN-F121-83). Dann wurden die Wafer gespalten und 1,0 min lang einer Wright-Ätzung unterworfen, um die Oberfläche und die Bulk(Volumen)-Defekte abzugrenzen. Es wurden Phasenkontrast-Aufnahmen(-Bilder) der Wafer-Querschnitte in der Nähe des Wafer-Zentrums gemacht, um die Bulk(Volumen)-Defekte (die Präzipitate und die Stapelfehler) auszuwählen. Zum Vergleich wurden auch einige Aufnahmen (Bilder) in der Nähe der Wafer-Ränder gemacht.

[0068] Meistens kann das Getterungs-Vermögen nach irgendeinem von vier Verfahren beurteilt werden: zwei indirekten, einem relativen und einem absoluten Verfahren. Im vorliegenden Falle wurden die beiden indirekten Verfahren und das relative Verfahren angewendet. Die zwei indirekten Verfahrenbestehen in einer Messung der Menge des präzipitierten Sauerstoffs nach der simulierten Behandlung (ΔO_i) und der Auszählung der Anzahl der Bulk(Volumen)-Defekte nach der bevorzugten Ätzung eines Querschnitts (Abschnitts). Das relative Verfahren besteht in der Behandlung einer Reihe von Wafern unter Anwendung von Standard-Behandlungsverfahren und von Wafern unter Anwendung von experimentellen Behandlungsverfahren. Die Ergebnisse jedes Splits werden dann in bezug auf die Gate-Oxid- und/oder Dioden-Integrität miteinander verglichen.

[0069] Das absolute Verfahren besteht in einer absichtlichen Verunreinigung einer Probe und in einer Messung der Menge an elektrisch aktiver Verunreinigung nach der Behandlung. Dieses Verfahren wurde im vorliegenden Versuch nicht angewendet.

[0070] Die Sauerstoff-Präzipitations-Ergebnisse sind in der **Fig.** 2 (Temperatursteigerung auf 900°C) und in der **Fig.** 3 (Temperatursteigerung auf 1000°C) dargestellt. Es wurde eine Änderung von 1,0 ppmA bei der interstitiellen Sauerstoff-Konzentration auf Wafern ohne NG (mit einem identischen anfänglichen Sauerstoffge-

halt) beobachtet. Ein Teil des interstitiellen Sauerstoff-Verlustes ist auf das Herausdiffundieren von Sauerstoff (berechneter Wert 0,5 ppmA) zurückzuführen. Die Temperatursteigerung auf 900°C oder auf 1000°C machte wenig Unterschied, ausgenommen dann, wenn die Temperatursteigerungsrate 2,0°C/min betrug, wobei in diesem Falle die Temperatursteigerung auf 1000°C eine signifikant höhere Sauerstoff-Präzipitation bei allen drei Durchwärmungszeiten ergab.

[0071] Die Sauerstoff-Präzipitation ist in diesen Epitaxial-Wafern signifikant. Jeder für das NG verwendete Wafer hatte einen anfänglichen Sauerstoffgehalt zwischen 15,7 und 16,3 ppmA (in der folgenden Diskussion wird ein Wert von 16,0 ppmA angenommen). Die geringste Menge an Präzipitation (ΔO_i = 3,5 ppmA), die mit NG festgestellt wurde (1 h/650°C und 4,0°C/min, Temperatursteigerung bis auf 950°C) ist etwa 6 mal höher als diejenige des simulierten Verfahrens ohne NG-Cyclus (ausschließlich einer Sauerstoff-Entgasung).

[0072] Wafer mit O_i = 21 ppmA, die kein NG aufwiesen, ergaben ΔO_i = 4 ppmA, vergleichbar mit der geringsten Menge an Präzipitation, die mit NG festgestellt wurde. Die größte Präzipitation, die mit NG festgestellt wurde (ΔO_i = 10,8 ppmA) wurde auf Wafern mit einer 4,0 h-Durchwärmung und einer Temperatursteigerung von 1,0°C/min bis auf 1000°C erhalten. Ein solcher Grad der Präzipitations-Seite läßt nur 5,2 ppmA interstitiellen Sauerstoff in dem Wafer zurück.

[0073] Die Löslichkeitsgrenze für Sauerstoff bei 1000°C (Feld-Oxidation) beträgt etwa 2,6 ppmA und bei 1175°C (Well(Senken)-Austrieb) beträgt sie 8,2 ppmA. Ein interstitieller Sauerstoffrestgehalt von 5,2 ppmA zeigt an, daß ein gewisser Grad von Präzipitation während der Feldoxidation bei dem beschriebenen Verfahren auftreten muß (5,2 ppmA ist weniger als 8,2 ppmA, wie durch die Löslichkeitsgrenze bei 1175°C vorausgesagt). Wenn dies der Fall ist, dann muß während der P-Well-Diffusion (P-Senken-Diffusion) ein Präzipitat-Wachstum auftreten. Die Vorbehandlungsstufe durch Stufenuntersuchungen der Präzipitation bestätigen diese Hypothese.

[0074] Das Präzipitat-Wachstum während der Well-Diffusion (Senkendiffusion) geht wahrscheinlich herunter bis zu nahe bei ΔO_i = 7 bis 8 ppmA, weil die interstitielle Sauerstoff-Konzentration sehr nahe bei der Löslichkeitsgrenze liegt und weil die Präzipations-Kinetik stark abhängig ist von der übersättigten O_i-Konzentration. Dies kann den Sättigungseffekt erklären, der in der **Fig.** 3 für niedrigere Temperatursteigerungsraten festgestellt wurde. Dies erklärt auch, warum die Kurven für unterschiedliche Durchwärmungszeiten bei etwa 11 ppmA (dem Maximum ΔO; nach der Feldoxidation) zu konvergieren scheinen. Wenn sich einmal alle Kurven vereinigt haben, könnte sich die Erhöhung asymptotisch bis zu dem ΔO_i -Maximum, etwa 13,4 ppmA, fortsetzen, wenn mehr Zeit bei 1000°C verbraucht würde.

[0075] Bei der hier angewendeten Verfahrensfolge wird keine signifikante Zeit bei Temperaturen unterhalb 900°C ohne einen NG-Cyclus verbraucht (angewendet). Diese niedrigen Temperaturen (600 bis 800°C) führen zu einer Sauerstoff-Keimbildung. Dies zeigt an, daß die Präzipitation unter den hier angewendeten Bedingungen durch einen Niedertemperatur-Mechanismus (Keimbildung) gesteuert (kontrolliert) wird. Es hat sich gezeigt, daß die heterogene Keimbildung auch erhöht (verbessert) werden kann, indem man den Wafer einer hohen Temperatur (1280°C) vor der Keimbildung aussetzt, vermutlich durch Punkt-Defekt-Cluster. In dem hier untersuchten Fall ist ein solcher Mechanismus auch verständlich, weil ein Hochtemperatur (1175°C)-Cyclus der Keimbildung vorhergeht.

[0076] Um die wirksamste Ausnutzung der Ofenzeit gegenüber der Sauerstoff-Präzipitation abzuschätzen, wurden Berechnungen des Verhältnisses zwischen der Sauerstoff-Präzipitation und der Quadratwurzel der zusätzlichen Ofenzeit durchgeführt. Die Ergebnisse sind in der Tabelle 2 angegeben.

Tabelle 2

Analyse des optimalen NG-Cyclus

Temperatursteigerung auf 900° C			
Durchwärmung bei 650°C	1.0 h	2.0 h	4.0 h
4.0° C / min	23	37	44
2.0° C / min	46	49	45
1.0° C / min	38	40	41
Temperatursteigerung auf 1000°C			
Durchwärmung bei 650°C	1. h	2.0 h	4.0 h
4.0° C / min	25.5	39	40
2.0° C / min	42	47	43
1.0° C / min	39	44	39

[0077] Die Quadratwurzel der Zeit wird willkürlich verwendet, weil die zusätzliche Zeit in diesem Fall weniger wichtiger ist als das Endergebnis, die Präzipitation von Sauerstoff. Nach der Tabelle 2 beträgt der Cyclus der ein optimales Verhältnis von Sauerstoff-Präzipitation zur Quadratwurzel der zusätzlichen Ofenzeit ergibt, 2h bei 650°C und 2,0°C/min Temperatursteigerung auf 900° C.

[0078] Das zur Abschätzung der Bulk(Volumen)-Defektdichte angewendete Standard-Verfahren, geht davon aus, daß:

i) genau 1,0 µm Silicium geätzt wurden;
ii) die Proben-Bildfläche ($3{,}0 \times 10^{-3}$ cm^2) repräsentativ für den Wafer ist; und
iii) die Defekte kleiner als 1,0 µm sind.

[0079] Die genaue Dicke des entfernten Siliciums ist nur von relativer Bedeutung, weil alle Wafer gleichzeitig geätzt werden und angenommen wird, daß bei Ihnen die gleiche Ätzrate auftritt. Andererseits ist die Annahme, daß die gemessene Fläche repräsentativ für den Wafer ist, nicht genau. Um den Effekt der systematischen räumlichen Verteilung zu vermeiden, wurden stets Aufnahmen (Bilder) in der Nähe des Waferzentrums gemacht. Die letzte Annahme, daß die Defekte kleiner als 1,0 µm sind, gilt für Sauerstoff-Präzipitate, für die gezeigt wurde, daß sie in der Regel kleiner als 2000 Å sind, nicht jedoch für Bulk(Volumen)-Stapelfehler (BSF). Die Berechnung der Standard-Defektdichte zieht die Größe der BSF nicht in Betracht. Dies führt, wie weiter unten gezeigt wird, zu signifikanten Unterschieden in bezug auf die Interpretation.

[0080] Um die Bulk(Volumen)-Defekte besser zu verstehen, wurden Aufnahmen (Bilder) von Wafer-Querschnitten nach einer 1,0 min-Wright-Ätzung gemacht. Die meisten der in diesem Maßstab sichtbaren Defekte waren, wie gefunden wurde, Bulk-Seiten-Stapelfehler (BSF). Es wurde eine sehr ungleichmäßige Verteilung der Bulk-Defekte in Wafern mit einem anfänglichen Sauerstoffgehalt von etwa 20 ppmA, die keinem NG-Cyclus

unterworfen waren, festgestellt als Folge der anfänglichen ungleichmäßigen räumlichen Verteilung der heterogenen Keimbildungszentren. In den Wafern mit NG ist die Verteilung der Bulk-Defekte über den Wafer sehr gleichmäßig.

[0081] Bei Anwendung des Standard-Verfahrens für die Berechnung wurde gefunden, daß die in den **Fig.** 4 und 5 dargestellten Kurven für Temperatursteigerungsraten von 1,0° C/min sich abflachen. Ein sehr unerwarteter Effekt besteht darin, daß höhere Defektdichten bei Wafern beobachtet werden, die einer 1,0 h N_2-Durchwärmung bei 650°C unterworfen wurden.

[0082] Ein interessantes Merkmal der festgestellten Ergebnisse ist der Bereich der unterschiedlichen Anzahl und Größe der festgestellten Defekte. Aufnahmen (Bilder), die bei einer stärkeren Vergrößerung gemacht wurden, zeigten mehr Einzelheiten über die Bulkseiten-Defekte in Wafern, die niedrigere Temperatursteigerungsraten aufwiesen. Die am besten sichtbaren Defekte sind kleine BSF und ihre Anzahl ist sehr groß. Zusätzlich zu kleinen BSF (5–7 lim) können größere BSF (15–25 PM) beobachtet werden (**Fig.** 5) in der Nähe des Beginns der denudierten (freigelegten bzw. abgetragenen) Zone. Wenn ein NG mit einer höheren Temperatursteigerungsrate auf 900° C (**Fig.** 10) angewendet wird, sind zahlreiche kleine Defekte (bei denen es sich wahrscheinlich um Sauerstoff-Präzipitate handelt) und einige Stapelfehler einer größeren Größe (15–20 Pm) zu beobachten. Auch hier sind noch größere BSF in der Nähe des Beginns der denudierten (freigelegten bzw. abgetragenen) Zone angeordnet.

[0083] Wenn die Defekt-Dichten errechnet wurden, wurde angenommen, daß die Defekte viel kleiner waren als die Dicke des geätzten Siliciums (1,0 µm). Wenn dies nicht der Fall ist, dann ist die Anzahl der Defekte überschätzt. Die **Fig.** 6 zeigt die Anzahl der Defekte, welche die horizontale Linie schneiden oder in dem geätzten Volumen vorhanden sind. Diese Defekte treten nach einer bevorzugten Ätzung auf. Die kleineren Defekte zeigen eine geringere Anzahl. Wie in **Fig.** 6 dargestellt, treten Defekte, die ihre Zentren außerhalb der geätzten Siliciumschicht haben, sich jedoch in diese Schicht hinein erstrecken, nach der Ätzung auf. In vielen Aufnahmen (Bildern) sind Defekte zu beobachten, die viel größer als 1 µm sind. Dies ist insbesondere der Fall bei den meisten Bulk-Stapelfehlern.

[0084] Dieser nachteilige Effekt kann kompensiert werden durch die Annahme, daß
i) alle BSF in dem betrachteten Bereich (Fläche) die gleiche reale Länge (w) haben;
ii) alle beobachteten BSF kreisförmig sind in
(111)-Ebenen (23);
iii) die Dicke des geätzten Siliciums (1) genau 1,0 µm beträgt; und
iv) die betrachtete durchschnittliche BSF-Länge w = πw/4 beträgt.

[0085] Bei diesen Annahmen ist das Volumen, das für die Berechnung der Defekt-Dichte (V) berücksichtigt wird, gegeben durch

$$V = (1 + 4w/\pi) \quad [1]$$

$$D = n/V \quad [2]$$

und stark abhängig von der Defektgröße. Dieses Volumen berücksichtigt Defekte einer Länge w, die innerhalb des Intervalls [–w, 1 + w] ab der ursprünglichen Oberfläche (S) angeordnet sind, die in allen Fällen sichtbar sind.

[0086] Die Gleichung 2 erlaubt eine genaue Berechnung der Defektdichte (D) bei Kenntnis der Anzahl der Defekte (n) mit der durchschnittlichen Größe w. Es wurde festgestellt, daß die Wright-Ätzung versagte bei der eindeutigen Identifizierung der BSF, welche die Spaltungsebene (110) parallel zu der (100) Oberfläche schnitten. Dies ist ziemlich ungewöhnlich und noch nicht erklärbar. Um diesen Effekt zu korrigieren und weil nur zwei der vier möglichen BSF-Orientierungen beobachtet wurden, wurde die Anzahl der beobachteten BSF (n) mit 2 multipliziert.

[0087] Die **Fig.** 7 und 8 zeigen die korrigierte BSF-Dichte für Wafer, die 1,0 h, 2,0 h oder 4,0 h lang bei 56° C durchwärmt wurden. Die Defektdichte in diesen Figuren ist mindestens eine halbe Größenordnung kleiner als diejenige, die unter Verwendung des Standards errechnet wurde. Auch scheinen die Änderungen von Split zu Split mehr mit den Sauerstoff-Präzipitations-Daten übereinzustimmen. Insbesondere Wafer mit einer kürzeren Durchwärmungszeit bei 650°C weisen weniger BSF auf. Aus den **Fig.** 7 und 8 geht hervor, daß eine Normalisierung von mindestens 2 h erforderlich ist, um stets eine hohe BSF-Dichte zu ergeben. Dies steht in Überein-

stimmung mit den Ergebnissen, die bei Sauerstoff-Präzipitations-Versuchen (**Fig.** 2 und 3) gefunden wurden.

[0088] Aus den obengenannten Beobachtungen ergibt sich, daß die Vernachlässigung der Defektgröße bei der Beurteilung der Defektdichte zu fehlerhaften Schlußfolgerungen führt.

[0089] Es wird angenommen, daß eine mögliche Erklärung für die beobachtete Korrelation zwischen der BSF-Größe und der BSF-Dichte die ist, daß die BSF-Wachstums-Reaktion durch die Zufuhr von Reaktanten (interstitiellem Silicium) begrenzt wird. In diesem Falle ist das BSF-Volumen umgekehrt proportional zur Defektdichte. Dies würde erklären, warum die auf Wafern mit einer langsameren Temperatursteigerungsrate (höheren BSF-Dichte) zu erkennenden BSF kleiner sind. Die Tatsache, daß größere BSF in der Nähe des Beginns der denudierten Zone (freigelegten bzw. abgetragenen Zone) beobachtet werden, ist verschieden von und kann erklärt werden durch die größere Zufuhr von interstitiellem Silicium bei der Oberflächenoxidation während der Well-Diffusion (Senken Diffusion) und der Feldoxidation.

[0090] Wenn die folgenden Bedingungen vorliegen:

i) die Defekte sind zweidimensional (wie Intrinsic-BSF);

ii) die Zufuhr des Reaktanten (Six) ist der wachstumsbegrenzende Faktor; und

iii) die Defektgröße ist eng verteilt, wird die Beziehung zwischen der durchschnittlichen Defektgröße und der Defektdichte (D) bestimmt durch das quadratische Energie-Gesetz

$$D = K\sqrt{W^2} \qquad [3]$$

worin K eine Proportionalitätskonstante ist, die gegeben ist durch

$$K = \pi N_i C_i/4 \qquad [4]$$

worin N_i die Anzahl der pro Einheitsvolumen erzeugten Si_I, und CI die Zunahme der BSF-Oberfläche, hervorgerufen durch die Zugabe von Si_I zu der zusätzlichen (111) Ebene, bedeuten.

[0091] Die Beziehung zwischen der Defektgröße und der Defektdichte, die durch die Gleichung 3 dargestellt ist, ist streng. Die **Fig.** 9 zeigt die beobachtete Beziehung zwischen der BSF -Dichte und der Größe derselben für die gleichen Wafer, wie in den **Fig.** 7 und 8. Die BSF -Dichte wurde mit dem korrigierten Verfahren errechnet, wobei die BSF -Größe in Betracht gezogen wurde. Obgleich eine gewisse Streuung der Daten-Punkte zu beobachten ist, stimmt die negative Quadratgesetz-Abhänigkeit bei hoher Defektdichte mit den Daten sehr gut überein, wie aus der Gleichung (3) erwartet.

[0092] Die **Fig.** 9 zeigt außerdem die erwartete Defektgrößen-Sättigung bei einer niedrigen Defektdichte. Dies zeigt an, daß in Wafern mit einer aktuellen BSF-Dichte unterhalb 107 cm^{-3} die Zuführung von interstitiellem Silicium nicht der das BSF Wachstum begrenzende Faktor ist, sondern daß in diesem Falle die Si_I-Einfangung der begrenzende Faktor ist. Wafer, die ohne NG behandelt wurden, weisen eine BSF-Länge von etwa 40 µm auf. Dies ist die maximale Länge, die für die zulässige Wachstumszeit erzielt werden kann. Für Wafer ohne NG ist die Dichte gering, sie beträgt in der Regel etwa 10^5 bis 10^6 cm^{-3}.

[0093] Man nimmt an; daß

i) ein BSF aus einer zusätzlichen (111) Ebene besteht (Extrinsic-Stapelfehler);

ii) die Zunahme des BSF-Fläche durch die Zugabe eines interstitiellen Siliciumatoms (C) hervorgerufen wird, dann beträgt der Kehrwert der Anzahl der Atome pro Einheitsfläche in einer (110)-Ebene beispielsweise $5{,}21 \times 10^{-16}$ cm^2/Atom;

iii) das BSF-Wachstum während des Well-Austriebs (Senken-Austriebs) auftritt.

[0094] Unter der Verwendung der Steigung der **Fig.** 9 bei Dichten oberhalb 10^7 cm^{-3} (K = 112 cm^{-1}) kann die Gesamtzahl der pro Einheitsvolumen (N_I) gebildeten Si_I bei 1175°C errechnet werden:

$$N_i = 4K/(\pi C_I) = 2.7 \times 1017Si/cm3 \qquad [5]$$

[0095] Die Gesamtanzahl der gebildeten interstitiellen Siliciumatome kann auch aus der Menge der präzipitierten interstitiellen Sauerstoffs errechnet werden. Die allgemeine Form der Wachstumsreaktion der Sauerstoff-Präzipitate ist durch die Gleichung (6) gegeben, in der Si_v die Silicium-Leerstellen; y die durchschnittliche Anzahl der zur Anpassung des Raumgitters verwendeten Leerstellen; O_i der interstitielle Sauerstoff; und y_2 die durchschnittliche Anzahl der in das angepaßte Raumgitter emittierten interstitiellen Siliciumatome bedeuten.

$$(1 + y + y)Si + 20_i + y_1Si_v \leftrightarrow SiO_2 + y_2Si_1 \quad [6]$$

[0096] Wenn man annimmt, daß:

i) die Volumenanpassung hauptsächlich mit der Si-Emission in Zusammenhang steht (dies wird durch die Anwesenheit von BSF gestützt);

ii) die Lösllichkeitsgrenze von interstitiellem Sauerstoff während der Well-Diffusion (Senken-Diffusion) erzielt wird ($\Delta o_i = \Delta o_{imax}$ = 7,8 ppmA);

iii) der Raumbedarf von SiO_2 (Quarz) des 2,25-fache desjenigen von kristallinem Silicium für ein Siliciumatom beträgt,

dann ist das Gesamtvolumen des durch die Sauerstoff-Präzipitation (R) gebildeten Si_i durch die Gleichung gegeben

$$N_I = \Delta o_i(2.25 - 1)/2 = 2.4 \times 10^{17} Si_i/cm^3 \quad [7]$$

[0097] Der aus der Gleichung 7 erhaltene Wert steht in ausgezeichneter Übereinstimmung mit dem aus der Abhängigkeit der BSF-Länge von der Dichte errechneten experimentellen Wert.

[0098] Die Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen der Gleichung 5 und der Gleichung 7 läßt vermuten, daß die Mechanismen, die zur Beschreibung der Präzipitation von Sauerstoff in dem Versuch angenommen wurden, gültig sind. Durch Kombinieren der Gleichungen 5 und 7 erhält man eine Beziehung zwischen der BSF-Größe und der BSF-Dichte, die nur von dem präzipitierten Sauerstoff abhängig ist:

$$D = 1.25\pi C_I \Delta O_i / 8_w^2 \quad [8]$$

[0099] Dieser Ausdruck ermöglicht die Berechnung der BSF-Dichte (D) bei Kenntnis der Menge des präzipitierten Sauerstoffs und der BSF-Größe. Natürlich wir D durch die Anzahl der und der Keime bestimmt, deren Größe, die während der Keimbildung erzielt wird, oberhalb der minimalen Größe für das Wachstum bei der Präzipitations-Temperatur liegt.

[0100] Die **Fig.** 10 und 11 zeigen die volumetrische Dichte der kleinen Defekte, die auf Aufnahmen (Bildern) mit einer hohen Vergrößerung zu erkennen sind. Es wurden die gleichen Wafer wie für die **Fig.** 7 und 8 verwendet. Die Dichte der kleinen Defekte ist etwa 10 mal höher als diejenige der BSF-Dichte und sie variiert weniger zwischen den Splits. Es scheint auch, daß die Dichte der kleinen Defekte etwa proportional zur Durchwärmungszeit (soak time) ist.

[0101] Die Temperatursteigerung auf bis zu 900° C oder 1000°C führt zu einer großen Differenz in bezug auf die jeweilige Dichte der kleinen Defekte, ausgenommen der Fall, daß die Durchwärmung nur 1,0 h beträgt. In diesem Falle nimmt die Dichte der kleinen Defekte zu mit langsameren Temperatursteigerungsraten in Übereinstimmung mit den Sauerstoff-Präzipitations-Daten. Diese Tendenz ist entgegengesetzt zu dem, was für die BSF-Dichte zu beobachten ist. Aus dieser Beobachtung ergibt sich, daß die kleinen Defekte Sauerstoff-Präzipitate sind, die während der Well-Diffusion (Senken-Diffusion) keine BSF-Keime bildeten.

[0102] Aus der Beobachtung, daß die meisten der kleinen Defekte (Sauerstoff-Präzipitate) während der Feldoxidation wachsen, ergibt sich die interessante Frage, wie die Sauerstoff-Keime den Well(Senken)-Austrieb (1175°C) überlebten, da der interstitielle Sauerstoff nach dem Well(Senken)-Austrieb stark verarmt ist (im Vergleich zu dem Fall, daß kein BSF-Wachstum auftritt). Eine mögliche Antwort ist die, daß die interstitielle Silicium-Verarmung während des Well(Senken)-Austriebs das Überleben von Keimen mit einer geringeren Größe als der normalen Größe erlaubt. Diese Keime oder Präzipitate können dann während der Feldoxidation wachsen.

[0103] Da die mechanische Festigkeit der Wafer abnimmt, wenn die Konzentration an interstitiellem Sauerstoff abnimmt, ist es möglich, daß die Wafer während der thermischen Behandlung verformt werden. Um sicherzustellen, daß eine erhöhte Sauerstoff-Präzipitation dies nicht bewirkt, wurde bei allen Wafern die Krümmung (Wölbung) gemessen. In allen Fällen wurde gefunden, daß die durch die Behandlung induzierte Krümmung (Wölbung) weniger als 2 µm betrug. Natürlich ist diese Messung nur von begrenztem Nutzen, da das normale Verfahren nicht genau befolgt wurde. Insbesondere tritt der größte Teil der Krümmung (Wölbung) nach der Feldoxidation auf als Folge des auf der Rückseite des Wafers verbleibenden Nitrids und der Nicht-Ausnutzung des Nitrids in diesem Versuch. Es wurde jedoch gezeigt, daß die Nitrid-Abscheidung die Wafer-Krümmung nicht signifikant beeinflußt.

[0104] Da Si_I ein Nebenprodukt der Sauerstoff-Präzipitation ist, begünstigt die Verarmung an Si_I in dem Volumen (Bulk), die durch die hohe Dichte an BSF hervorgerufen wird, die Sauerstoff-Präzipitation. Dies bedeutet, daß die BSF-Dichte und die BSF-Größe die Sauerstoff-Präzipitationsrate zusammen mit der übersättigten interstitiellen Sauerstoff-Konzentration steuern.

[0105] Die Wechselwirkung zwischen den Dislokationen und der Sauerstoff-Präzipitation wurde oben nicht erwähnt. Insbesondere wurde polymorphes kristallines Hochdruck-SiO_2 (Coesit) in Form von kleinen Bändern (25) entlang der (110) Diskolationen beobachtet. Es wurde auch beobachtet, daß die kristallinen Phasen von SiO_2 durch die Anwesenheit von Dislokationen begünstigt werden, wahrscheinlich wegen des hohen hydrostatistischen Druckes um die Dislokationen herum. Die Anwesenheit einer hohen Dichte von BSF in den hier dargestellten Ergebnissen erklärt, warum hohe Werte an Sauerstoff Präzipitation bei einem mit Antimon hochdotierten Substrat zu beobachten sind.

[0106] Wenn die BSF-Dichte (D) hoch genug ist, um die BSF-Größe zu beeinflussen, ist der mittlere freie Weg des interstitiellen Siliciums stark verkürzt. Da die schnellsten metallischen Verunreinigungen in ähnlicher Weise wie das interstitielle Silicium diffundieren, sollten auch sie durch BSF während des Abkühlens eingefangen werden und ihr mittlerer freier Weg sollte verkürzt werden. Deshalb ist eine gute Getterung zu erwarten, wenn die BSF-Länge durch die BSF-Dichte beeinflußt wird.

[0107] Um die verbesserte Getterung von Epitaxial-Wafern bei Anwendung von NG zu bestätigen, wurde eine Gruppe von 21 Wafern behandelt mit NG (9 Wafer) und ohne NG (12 Wafer). Bei allen fertigen Wafern wurden Kondensatoren (8 Stellen) – und die Dioden-Integrität (5 Stellen) geprüft.

[0108] Die Kondensatoren (2 500 000 μm^2) wurden bei 10 Volt bei der Aufeinanderstapelung (n– und p– Substrate) in bezug aus die Leckage gemessen. Ein Kondensator wurde als kurzgeschlossen angesehen, wenn ein Strom von mehr als 30 nĀ gemessen wurde. Es wurde die Durchschlags (Kurzschluß) -Spannung von n+/p–Dioden (185 000 μm^2) bei 1,0 pĀ gemessen. Für die Dioden war das Versagenskriterium eine Durchschlags(Kurzschluß)-Spannung unterhalb oder gleich 21 Volt. Das hier angewendete Verfahren ergibt in der Regel eine n+/p–Dioden-Durchschlags(Kurzschluß)-Spannung von 23 Volt.

[0109] In der Tabelle 3 sind die erhaltenen Ergebnisse wiedergegeben.

Tabelle 3

Testergebnisse in bezug auf die Kondensator- und Dioden- Integrität

2, 0 h und 2,0° C / 0,5 h- Temperatursteigerung auf 900° C		
Parameter	ohne NG	mit NG
Gate Oxid-Leckage >30nĀ	122.5	182.5
N+ / p- Dioden-Kurzschluß <21V	185.0	245.0

[0110] Die Verbesserung in bezug auf die Getterung ist meßbar. Die Anwendung von NG Die Anwendung von NG hat zu einer Eliminierung des Auftretens einer Verunreinigung (Kontamination), induziert durch einen n+/p–Übergangsstellen-Durchschlag geführt und die Dichte der Gate Oxide-Kurzschlüsse um etwa eine Größenordnung vermindert. Auch bei Berücksichtigung der verwendeten begrenzten Anzahl von Meßstellen und Wafern ist diese Verbesserung signifikant.

[0111] Zusammenfassend wurden mehrere Keimbildungscyclen experimentell durchgeführt mit nach einer anfänglichen Oxidation mit N/N+ Antimon-dotierten Substraten. Alle diese Cyclen ergeben signifikante Verbesserungen in bezug auf die Sauerstoff-Präzipitation. Der Cyclus, der das optimale Verhältnis von Präzipitation

zu zusätzlicher Ofenzeit ergibt, besteht aus 2 h bei 650°C in N_2 mit einer Temperatursteigerung bis auf 900° C mit einer Rate von 2,0° C/min (Gesamt-Extrazeit = 245 min). Die bei dieser Keimbildung erhaltene Gesamt-Sauerstoff-Präzipitation betrug etwa 9,0 ppmA für Wafer mit einem anfänglichen Gehalt an interstitiellem Sauerstoff von 16,0 ppmA.

[0112] Die signifikanten Verbesserungen in bezug auf die Sauerstoff-Präzipitation und die Dichte der Bulk(Volumen)-Defekte zeigen, daß durch das Keimbildungs-Wachstums-Verfahren der Wirkungsgrad der Sauerstoff-Präzipitation verbessert wird. Dieser verbessert seinerseits stark die interne Getterung in Wafern.

[0113] Vollständig behandelte Wafer mit und ohne Temperatursteigerungs-Keimbildung wurden getestet in bezug auf die Gate Oxid- und n+/p–Übergangsstellen-Integrität. Beide elektrische Messungen, welche die sehr signifikante Verbesserung bestätigen, konnten mit einer gesteigerten Keimbildung erzielt werden.

Beispiel 2

[0114] Es wurden Studien durchgeführt in bezug auf die Durchführbarkeit einer Keimbildungsprozeß-Standardisierung für Epitaxial- und Bulk-Material für ein 3 Mikron-Verfahren und die Standardisierung des Keimbildungsverfahrens für den 2-Mikron-Prozeß mit HIOX-Epitaxial-Wafern mit versiegelter Poly-Rückseite.

[0115] Eine Charge (E9-8), bestehend aus 42 Prime-Wafern, wurde nach dem Verfahrensdiagramm der **Fig.** 1 behandelt. Für das 3 Mikron-Vorderende wurden Bulk-Wafer und Epitaxial-Wafer mit einem hohen Sauerstoffgehalt (epi HIOX) verwendet. Für das 2-Mikron-Vorderende wurden mit einer Polysilicium-Rückseite versiegelte (PBS) Wafer und epi-HIOX-Wafer verwendet. Es wurden Wafer pro Material pro Split bei allen Zeiten verwendet. Mit Ausnahme der PBS-Wafer wiesen die Wafer jeweils einen anfänglichen Gehalt an interstitiellem Sauerstoff (OiO) von 15, 16 bzw. 17 ppmA auf. Der OiO in den PBS-Wafern ist nicht bekannt.

[0116] Der Sauerstoffgehalt wurde auf Bulk- und epi HiOX-Wafern vor der Behandlung, nach der anfänglichen Oxidation, der p-Well(Senken)-Diffusion und der Feldoxidation gemessen. Der Sauerstoffgehalt in den PBS-Wafern konnte nicht gemessen werden, weil die Infrarot-Absorption aufgrund der höheren Antimon-Dotierung (10–20 mΩcm, verglichen mit 30–50 mΩcm) zu hoch war. In diesem Fall wurden PBS-Wafer aus einem einzigen Kasten für alle PBS-Splits verwendet.

[0117] In diesem Versuch wurde entschieden, das Nitrid auf der Rückseite der Wafer während der Feldoxidation zu belassen. Dies ermöglicht eine realistische Beurteilung der Wafer-Verformung(-Krümmung) während der Feldoxidation. Es ist auch möglich, daß die durch den Nitridfilm hervorgerufene Spannung die Dichte und Größe der Sauerstoff-Präzipitate, die während der Feldoxidation wachsen, beeinflußt. Auch eine mechanische Beanspruchung kann die Größe der BSF beeinflussen, da sie während der p-Well(Senken)-Diffusion gebildet werden.

[0118] Die Wafer-Krümmung wurde durch Laser-Interferenzmessung (Tropel-Instrument) vor der Behandlung und nach Beendigung der Feldoxidation und nachdem alle Oxidschichten entfernt waren gemessen.

[0119] Die **Fig.** 14 zeigt in graphischer Form die bei der anfänglichen Oxidation, der Keimbildung und der Durchwärmung (Wärmebehandlung) vorgenommenen Splits. Es ist zu erwarten, daß der Split D der beste Kompromiß für eine hohe Bulk-Defektdichte (BDD) bei Bulk- und Epitaxial-Wafern für das 3-Mikron-Verfahren ist. Der Split A ist thermisch äquivalent zu dem, was bereits experimentell untersucht wurde.

[0120] Der Split D ergab eine hohe BDD auf Epitaxial-Wafern. Bei der Referenz Nr.1 wurde keine Durchwärmung (Wärmebehandlung) durchgeführt, um OSF zu schrumpfen. Eine P-Well-Funktion (P-Senken-Diffusion) wurde ebenso wie die Durchwärmung (Wärmebehandlung) bei 1175°C nach der anfänglichen Oxidation durchgeführt.

[0121] Die Splits B, C und D stellen einen Versuch zur Erzeugung von BSF während der anfänglichen Oxidation dar. Dies würde eine bedeutende interne Getterung, die während der Abdeckung (Maske) 10 verfügbar ist, ergeben. Für die Splits B und C ist jedoch die Keimbildung ohne vorherige Denudierung (Abtragung bzw. Freilegung) riskant für die DZ-Tiefe, wenn sich die Sauerstoff-Präzipitate bei 1175°C nicht auflösen.

[0122] Die folgende Tabelle zeigt die experimentelle Behandlung dieser Charge. Ein X zeigt die Stufe an, die durchgeführt wurde. Es wurden 2 Mikron-Feldoxide auf den Splits E, F und G verwendet.

SPLIT	A	B	C	D	E	F	G
epi PBS					X	X	X
epi HIOX	X	X	X	X	X	X	X
Bulk	X	X	X	X			
Keimbildung		X	X				X
2mμ-Ion					X	X	X
nasses Ion		X	X	X			
CHI-Ion	X	X					
Keimbildung	X			X	X	X	
Durchwärmung			X	X			
Oxid-Ätzung	X	X	X	X	X	X	
p-Well(Senken)-Diffusion	X	X	X	X	X	X	X
Oxid-Ätzung	X	X	X	X	X	X	X
Subnitox	X	X	X	X	X	X	X
Nitrid-Abscheidung	X	X	X	X	X	X	X
Nitrid-Ätzung	X	X	X	X	X	X	X
Feldoxid	X	X	X	X	X	X	X
Oxid-Ätzung	X	X	X	X	X	X	X
Nitrid-Streifen	X	X	X	X	X	X	X
Oxid-Ätzung	X	X	X	X	X	X	X

[0123] Bei diesem Verfahren wird kein Denudierungscyclus (Abtrags- bzw. Freilegungscyclus) angewendet. Das anfängliche Oxid ist dünn (200 Å) und es wächst bei niedriger Temperatur (950° C). Es wird jedoch angenommen, daß dieses Verfahren auf die innere Getterung bei einem epitaxialen HiOX-Material angewendet werden kann.

[0124] Wenn einmal die Wafer vollständig behandelt worden waren, wurden sie gespalten und eine Hälfte jedes Wafers wurde 1,0 min lang einer Wright-Ätzung unterworfen. Diese bevorzugte Ätzung zeigt die OSF, BSF, die Dislokation fund die Präzipitate auf der Oberfläche und auf dem Wafer-Querschnitt. Dann wurden die Bulk(Volumen)-Defekte ausgezählt und ihre Länge wurde gemessen.

[0125] Die Präzipitation in Bulk-Wafern ist verschieden von derjenigen in Epitaxial-Wafern. Insbesondere wurde in Epitaxial-Wafern während der Feldoxidation (1000°C) eine sehr stark verminderte Präzipitation beobachtet, selbst mit Keimbildung.

[0126] Die anfängliche Standard-CHL-Oxidation mit vorheriger Keimbildung (Split A: **Fig.** 16 und 17) oder mit anschließender Keimbildung (Split B: **Fig.** 5 und 6) ergab Ergebnisse, die sehr stark voneinander verschieden waren. Die Präzipitation ist viel besser mit einer Keimbildung, die vor der anfänglichen HCl-Oxidation durchgeführt wird, bei Bulk-Materialen. Jedoch ist die Präzipitation in Epitaxial-Wafern im Split A und im Split B nicht sehr gut.

[0127] Dies ist ein interessantes Ergebnis. Zum einen bestätigt es den letzten Versuch, wonach der Verbrauch von zu viel Zeit bei 1175°C eine Hemmung der Präzipitation auf Bulk- und Epitaxial-Materialen (Split A) hervorruft. Im Split B ist zu beobachten, daß die Präzipitation auf Epitaxial-Wafern auch abnimmt (schlechter wird), wenn die Wafer keiner Zeitspanne bei 1175°C vor der Keimbildung ausgesetzt worden sind. Dies zeigt eindeutig die Anwesenheit einer optimalen Zeit, die bei 1175°C vor der Keimbildung angewendet werden muß, um eine maximale Präzipitation in Epitaxial-Wafern während der p-Well-Diffusion (p-Senken-Diffusion) zu er-

zielen.

[0128] In der **Fig.** 18 zeigen die Bulk-Wafer eine Präzipitation unmittelbar nach der anfänglichen Oxidation. Dies zeigt ein Getterungsvermögen unmittelbar nach dem ersten thermischen Cyclus für Wafer mit OiO oberhalb 15 ppmA an. Die Getterung in dieser Stufe unterstützt die Abnahme der Dichte der OSF, die während der p-Well(Senken)-Diffusion wachsen. Sie unterstützt auch die Getterung (das Einfangen) der während der Abdeckung 10 induzierten Kontaminanten.

[0129] Der Split C (**Fig.** 20 und 21) ergab Ergebnisse, die für beide Materialen nahezu identisch waren mit denjenigen des Splits B. Diese weitgehende Ähnlichkeit zeigt, daß die Anwesenheit von CHL währende der anfänglichen Oxidation die Präzipitation von interstitiellem Sauerstoff nicht beeinflußt.

[0130] Die Ähnlichkeit zwischen den Ergebnissen der **Fig.** 16 und den Ergebnissen, die mit der nassen anfänglichen Oxidation und der Durchwärmung (Wärmebehandlung) vor der Keimbildung erzielt wurden, bestätigt ebenfalls den geringen Einfluß, den die HCl-Umgebung auf die Keimbildung oder Präzipitation hat. Dies ist eine unerwartete Schlußfolgerung, da die CHL-Oxidation die Tiefe der denudierten (abgetragenen bzw. freigelegten) Zone (DZ) erhöht und es wurde zumindest ein nachteiliger Effekt auf die Keimbildung erwartet.

[0131] Die Werte für die Präzipitation, die bei einem Bulk-Material für die Splits B und C erhalten wurden, sind sehr hoch. In der Regel bleiben etwa 6 ppmA an interstitiellem Sauerstoff in den Wafern nach der Feldoxidation zurück. Ohne Keimbildung bleiben etwa 14 ppmA an interstitiellem Sauerstoff in den Bulk-Wafern in Lösung. Die Bulk-Wafer aus dem Split C zeigen ebenso wie in dem Split B eine beträchtliche Präzipitation während der anfänglichen Oxidation.

[0132] Die Bestätigung gibt der Split D (**Fig.** 21 und 22), wonach es eine optimale Zeit gibt, die bei 1175°C angewendet werden muß zur Erzielung einer maximalen Präzipitation in Wafern (**Fig.** 23). Für diesen Split weisen die Epitaxial-Wafer Werte für die Präzipitation auf, die vergleichbar mit denjenigen sind, die bei Bulk-Wafern erhalten werden. Bulk-Wafer weisen ebenfalls eine maximale Präzipitation auf, das Maximum ist jedoch nicht so ausgeprägt wie bei Epitaxial-Wafern.

[0133] Außerdem ist der Präzipitation-Wert nach der Feldoxidation bei Epitaxial-Wafern vergleichbar mit der Präzipitation bei Bulk-Wafern. Da nicht zu erwarten war, daß Epitaxial-Wafer stärker präzipitieren als Bulk-Wafer, zeigt dies an, daß die bei 1175°C während der nassen anfänglichen Oxidation (34 min) benötigte Zeit nahe bei der optimalen Zeit liegt.

[0134] Dieses Ergebnis zeigt, daß das gleiche Frontende für Epitaxial- und für Bulk-Wafer bei Dreimikron-Verfahren verwendet werden kann, um eine hohe Sauerstoff Präzipitation und damit eine gute Getterung zu erzielen.

[0135] Die **Fig.** 25 erläutert die Abhängigkeit der Präzipitation von der bei 1175°C vor der Keimbildung verbrauchten Zeit für Epitaxial- und Bulk-Wafer. Der Peak bei der Präzipitation ist wahrscheinlich schmaler als in **Fig.** 25 für Epitaxial-Wafer dargestellt. Eine mögliche Ursache für die Differenz zwischen der Präzipitation in Epitaxial-Wafern und in Bulk-Wafern ist die Abscheidung der Epitaxial-Schicht, die bei etwa 1150°C erfolgt. Dies erklärt jedoch nicht, warum die Keimbildung nur bei Epitaxial-Wafern zuerst aktiviert werden muß.

[0136] Das ziemlich unterschiedliche Verhalten der Epitaxial-Wafer wirft die Frage auf bezüglich Kompatibilität der Wafer von unterschiedlichen Herstellern. Da Wafer von unterschiedlichen Herstellern (Lieferanten) unterschiedlichen thermischen Behandlungen unterworfen sein können, kann es sein, daß sie in dem Prozeß nicht kompatibel sind. In diesem Versuch wurden Epitaxial-Wafer der Firma Wacker Siltronics verwendet.

[0137] Die interne Getterung in dem 2 Mikron-Verfahren ist kaum zu erzielen bei Anwendung einer aktuellen anfänglichen Oxidation bei 950° C. Die **Fig.** 26 zeigt, daß keine Sauerstoff-Präzipitation in Epitaxial-HiOX-Wafern auftritt bei einem anfänglichen Sauerstoffgehalt unter 17 ppmA. Dies erklärt, warum das 2 Mikron-Verfahren bei PBS-Wafern bessere Oxide und Dioden ergibt. Dieses Ergebnis zeigt auch an, daß keine innere Getterung in PBS-Wafern auftritt (der Sauerstoffgehalt liegt unter 17 ppmA).

[0138] Derzeit wird bei dem 2-Mikron-Verfahren kein Gebrauch gemacht von der inneren Getterung. Da der Poly-Rückseitenüberzug ein begrenztes Volumen hat und bei hohen Temperaturen umkristallisiert, ist das Getterungs-Vermögen kleiner als im Falle der inneren Getterung. Dies ist wahrscheinlich auf die nicht so gute Gateoxid-Integrität des 2-Mikron-Verfahrens zurückzuführen.

[0139] Die Hinzufügung eines Keimbildungs-Cyclus nach (**Fig.** 27) oder vor der 2 µm-Anfangs-Oxidation (**Fig.** 28) verbessert deutlich die Sauerstoff-Präzipitation oberhalb 16 ppmA. Es werden aber auch Präzipitations-Werte erzielt, die weit unterhalb derjenigen liegen, die in HiOX-Epitaxial-Wafern bei dem 3 µm-Verfahren möglich sind (**Fig.** 24).

[0140] Die innere Getterung für das 2 Mikron-Verfahren ist möglich, wenn 30 min bei 1175°C (unter Stickstoff) zwischen der anfänglichen Oxidation und der Keimbildung eingeschoben werden. Dies würde eine BSF-Bildung während der P-Well-Diffusion (P-Senken-Diffusion) ergeben. Um ein Getterungsvermögen während der Abdeckung (Maske) 10 zu erzielen, sollte nach der Keimbildung eine Durchwärmung (Wärmebehandlung) hinzugefügt werden und es sollten weitere 175 min plus Temperatursteigerungszeit hinzugefügt werden.

[0141] Die **Fig.** 29 zeigt, daß die Entwicklung der Präzipitation während der p-Well (Senken)-Diffusion sowohl für Epitaxial- als auch für Bulk-Wafer identisch ist. Wie in **Fig.** 25 angezeigt, ist die Keimbildung etwas schwieriger zu starten bei Epitaxial-Wafern. Dies ist eine wertvolle zusätzliche Information in bezug auf die Präzipitations-Dynamik.

[0142] Die Menge des nach der p-Well(Senken)-Diffusion präzipitierten Sauerstoffs ist bei beiden Materialen maximal, wenn mehr als 1 ppmA Sauerstoff während der anfänglichen Oxidation präzipitiert worden sind (**Fig.** 29).

[0143] Die in der **Fig.** 15 beobachtete Sättigung zeigt an, daß die interstitielle Sauerstoff-Konzentration sehr nahe bei der Sauerstofflöslichkeitsgrenze bei 1175°C liegt. Nach der p-Well(Senken)-Diffusion blieben in den Wafern mit der stärksten Präzipitation nur 7,5 bis 8,0 ppmA Sauerstoff zurück.

[0144] Die Löslichkeitsgrenze für Sauerstoff in Silicium bei 1175°C beträgt 6,2 ppmA. Die geringe Differenz zwischen der Sauerstoff-Konzentration in Lösung und der Sauerstofflöslichkeitsgrenze muß die Präzipitations-Reaktion beträchtlich herabsetzen (Zufuhr-beschränkte Reaktion).

[0145] Die Sauerstoff-Präzipitation bei 1175°C ergibt eine sehr signifikante Anzahl von BSF. Dies macht die Wafer(Bulk- und Epitaxial-Wafer) aus dem Split D höchst attraktiv für die innere Getterung durch BSF.

[0146] Kleine Defekte, von denen angenommen wird, daß sie Sauerstoff-Präzipitate sind, wachsen während der Feldoxidation (1000°C). Die Anwesenheit dieser Sauerstoff-Präzipitate ist auch ein wichtiges inneres Getterungsmittel wegen ihrer hohen Dichten ($10^9 cm^{-3}$). Ihre Anzahl ist, wie erwartet wird, etwa proportional zu der zusätzlichen Sauerstoff-Präzipitation während der Feldoxidations-Sauerstoff-Präzipitation, während der Feldoxidation die Ausdehnung der denudierten (abgetragenen bzw. feigelegten) Zone (DZ) bestimmt.

[0147] Die **Fig.** 16 zeigt eine zusätzliche Sauerstoff-Präzipitation während der Feldoxidation als Funktion des während der p-Well(Senken)-Diffusion präzipitierten Sauerstoffs. Es kann beobachtet werden, daß es eine Sättigung bei dem präzipitierten Sauerstoff während der Feldoxidation bei etwa 2,5 ppmA gibt, wenn 5,0 ppmA Sauerstoff oder mehr während der p-Well(Senken)-Diffusion präzipitiert worden sind. Wiederum folgen in der **Fig.** 30 die Epitaxial-Wafer dem Verhalten der Bulk-Wafer sehr eng.

[0148] Es ist interessant festzustellen, daß dann, wenn mehr als 1 ppmA Sauerstoff während der anfänglichen Oxidation präzipitiert, dann mehr als 5,0 ppmA während der p-Well(Senken)-Diffusion präzipitieren und etwa 2,5 ppmA während der Feldoxidation präzipitieren. Dies ist ein sehr eindrucksvoller Verstärkungseffekt.

[0149] Sauerstoff-Präzipitate (OP) und die häufig damit kombinierten Defekte, nämlich Bulk-Stapelfehler (BSF) und Dislokationen, wurden in unterschiedlichem Ausmaß in den Wafern beobachtet. Wie aus den **Fig.** 16 und 17 ersichtlich, ergaben Wafer ais dem Split A die niedrigste Anzahl von OP und BSF (**Fig.** 31 und 32). Die OP können in der **Fig.** 31 leicht als kleine Krater identifiziert werden; die BSF sind die Linien bei einem 600-Winkel gegenüber der Oberfläche (Familie von (111)-Ebenen).

[0150] Die **Fig.** 32 ist ein gutes Beispiel für den Effekt der Erhöhung des Sauerstoffgehaltes bei der Sauerstoff-Präzipitation. Der Anfangswert der Präzipitation in der **Fig.** 18 beträgt etwa 16 ppmA und steht in guter Übereinstimmung mit dem Anfangswert in Δo_i, der **Fig.** 16 beobachtet wurde.

[0151] Die Wafer in den **Fig.** 31 und 32 (anfängliche CHL-Oxidation und nachfolgende Keimbildung) würden kein gutes Getterungs-Vermögen aufweisen wegen der geringen Dichte der OP und wegen des Fehlens von größeren Defekten (BSF).

[0152] Die OP scheinen in Epitaxial-Wafern kleiner zu sein (**Fig.** 31). Es ist noch nicht klar, ob dies wirklich so ist oder ein Ätz-Artefact ist, der durch den niedrigen spezifischen Widerstand des Substrats verursacht ist. Nur TEM könnte die Größe und Gestalt der Präzipitate in einem Epitaxial-Material bestätigen.

[0153] Die denudierte (freigelegte) Zone ergibt sich aus allen Wafern in den **Fig.** 31 und 32. Dies ist nicht überraschend, wenn man die beobachtete eher geschwächte Präzipitation in Betracht zieht.

[0154] Viel höhere OP- und BSF-Dichten werden beobachtet auf Bulk-Wafern mit Keimbildung und nachfolgender anfänglicher CHL-Oxidation (**Fig.** 34). Die in diesem Falle beobachtete Dichte ist völlig ausreichend für eine gute Getterung. Unglücklicherweise zeigten Epitaxial-Wafer mit einer ähnlichen Behandlung keine Sauerstoff-Präzipitation für Oio unterhalb 17 ppmA.

[0155] Wafer auf dem Split C sind hier nicht dargestellt, weil sie identische Ergebnisse wie der Split B ergaben.

[0156] Epitaxial- und Bulk-Wafer aus dem Split D weisen hohe Werte der Sauerstoff Präzipitation auf (**Fig.** 23 und 24).

[0157] In Übereinstimmung mit der Schwankung des Sauerstoffgehaltes ist die Bulk (Volumen)-Defektdichte in diesen Wafern sehr hoch (**Fig.** 35 und 36) einschließlich der Epitaxial-Wafer.

[0158] Die denudierte (abgetragene bzw. freigelegte) Zone in diesen Wafern ist ziemlich dünn (20 bis 25 µm), sie ist jedoch sauber. Da die tiefsten Strukturen sich höchstens bis zu einer Tiefe von 7 µm erstrecken (5 µ-Prozeß-p-Well) ist zu erwarten, daß die denudierte Zone völlig ausreichend ist.

[0159] Eine engere DZ ist ein Vorteil für das Latch-up und den ESD-Schutz wegen der sehr stark verkürzten Minoritätenträger-Lebensdauer unterhalb der DZ. Die OP und BSF sind kristallographische Defekte, die somit als Rekombinantionszentren wirken; selbst wenn sie nicht mit metallischen Verunreinigungen dekoriert sind.

[0160] Bei einer DZ von etwa 20 µm ist es nämlich möglich, Latch-up-freie Einrichtungen auf Bulk-Wafern zu erwarten. Ein solcher vorteilhafter Effekt auf das Latch-up wurde bereits bei der Keimbildung (800° C/4 h) auf Bulk-Material beobachtet. Dieser Keimbildungs-Cyclus war nicht annähernd so wirksam wie der hier angewendete.

[0161] Die Bulk(Volumen)-Defekte für Wafer, die in Verbindung mit dem 2 Mikron-Verfahren verwendet wurden, sind hier nicht dargestellt. Im wesentlichen sind keine OP und BSF auf HiOX-Epitaxial-Wafern zu erkennen. Solche waren auch nicht in PBS-Epitaxial-Wafern erkennbar.

[0162] Die PBS-Wafer waren jedoch systematisch frei von OSF (Tabelle 2). Dies zeigt den Vorteil des PBS-Materials, d. h. des Getterungs-Vermögens ab der ersten Behandlungsstufe. Andere Splits mit verhältnismäßig niedrigen OSF-Dichten waren die Splits B und C. In diesem Falle machte die Keimbildung vor der anfänglichen Oxidation wahrscheinlich die Getterung wirksamer beim Beginn der p-Well(Senken)-Diffusion.

[0163] Wafer aus dem Split D hatten die höchste OSF-Dichte, wobei dieses Ergebnis vergleichbar ist mit dem derzeitigen Prozeß-Vermögen. Es ist möglich, daß die 140 Minuten-Durchwärmung bei 1175°C noch nicht ausreichend war, um die OSF zu schrumpfen, die während der anfänglichen Naß-Oxidation gewachsen waren.

[0164] Für das Auftreten von OSF sind zwei Bedingungen erforderlich:
erstens, Oberflächen-Keimbildungs-Stellen bzw. -Zentren (nicht notwendigerweise eine Sauerstoff-Keimbildung);
zweitens, eine Oxidation zur Erzeugung von interstitiellen Silicium-Atomen.

[0165] Die Oberflächen-Keimbildungs-Zentren bzw. -Stellen steuern die Dichte der OSF. Die Oxidations-Geschwindigkeit steuert das Wachstum. Bei Temperaturen oberhalb 1500° C tritt ein zurückgehendes Wachstum der OSF auf.

[0166] Die beobachtete Änderung der OSF-Dichte ist eine Widerspiegelung der Änderung der Dichte der Oberflächen-Keimbildungszentren. Dies zeigt, warum die Getterung bei Beginn der p-Well(Senken)-Diffusion so wichtig ist und erklärt, warum PBS-Wafer so gut sind für eine niedrige OSF-Dichte. Dies ist wahrscheinlich auf den Mangel an n+/p–Übergangsstellen-Durchschlag in dem 2 Mikron-Verfahren zurückzuführen.

Tabelle 2

Anteil der Wafer-Oberfläche, die mit durch Oxidation induzierten Stapelfehlern (OSF) bedeckt ist, Durchschnittswert

von drei Wafern

SPLIT	OSF-Anteil		
	EPI HIOX	BULK	PBS
A	0.05	.38	
B	0.00	0.05	
C	0.13	0.07	
D	0.27	0.15	
E	0.40		0.00
F	0.33		0.00
G	0.04		0.00

[0167] Bei allen Wafern, insbesondere PBS-Wafern, betrug die Änderung der während der Behandlung induzieren Krümmung nach der Feldoxidation durchschnittlich etwa 1 Mikron. Dies ist lediglich die Nachweisgrenze (Grenzwerte festgesetzt auf 2 µm). Diese Krümmung wird nicht als signifikant angesehen.

[0168] Die PBS-Wafer zeigten eine Krümmung, die um etwa 10 µm niedriger war als angenommen. Die Änderung der Krümmung wird hervorgerufen durch eine Entspannung der Poly-Schicht auf der Rückseite des Wafers und auch durch die Entfernung des SPLTO-Oxids auf der Oberseite des Polysiliciums. In allen Fällen lag die absolute Krümmung unter 25 µm.

[0169] Die obigen Versuche zeigen, daß die behandelten HiOX-Epitaxial- und Bulk-Wafer eine hohe Dichte der Bulk(Volumen)-Stapelfehler (BSF) aufwiesen. Die Bulk-Wafer wiesen eine hohe Dichte von großen Sauerstoff-Präzipitaten auf, von denen bekannt ist, daß sie während der Feldoxidation wachsen.

[0170] Die denudierte (abgetragene bzw. freigelegte) Zone des Split D-Wafers erstreckte sich bis auf etwa 20 bis 25 µm und war sauber. Dies ist ausgezeichnet für die Verminderung des Latch-up.

[0171] Die Durchführung der Keimbildung vor der anfänglichen 3 µm-Oxidation (Split B und C) ergab eine schlechte denudierte Zone, wie erwartet. Die auf diese Weise behandelten Epitaxial-Wafer zeigten ebenfalls eine geringe Präzipitation bei einem Sauerstoffgehalt unter 17 ppmA, deshalb sind sie nicht interessant.

[0172] Das sehr unterschiedliche Verhalten der Epitaxial-Wafer erfordert, wie gezeigt wurde, zuerst eine Aktivierung (bei 1175°C), bevor eine Keimbildung möglich ist.

[0173] Bei dem Mikron-Verfahren zeigten die durch eine Poly-Rückseitenschicht versiegelten Epitaxial-Wafer (PBS) keine OSF auf der Oberfläche im Gegensatz zu den HiOX-Epitaxial-Wafern. In allen untersuchten Fällen wurde keine signifikante Oxidations-Präzipitation unterhalb 17 ppmA bei der anfänglichen 2 Mikron-Oxidation beobachtet.

[0174] Es scheint, daß die PBS die Bildung von OSF verhindert durch Getterung der Stapelfehler-Keimbil-

dungszentren. Aus unseren Ergebnissen geht auch hervor, daß die anfängliche 2 Mikron-Oxidation keine Sauerstoff-Keimbildung in HiOX-Epitaxial-Wafern erlauben kann (die Temperatur ist nicht hoch genug, um die Keimbildung zu aktivieren).

[0175] Derzeit weisen die PBS-Wafer und HiOX-Epitaxial-Wafer unterschiedliche Epitaxialschicht-Dicken (12 bzw. 10 µm) auf, auch weisen sie einen unterschiedlichen spezifischen Substrat-Widerstand (10 bis 20 mΩm bzw. 30 bis 50 mΩm) auf.

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines Antimon-dotierten Halbleiter-Wafern mit einem Instrinsic-Getterungsvermögen, das die aufeinanderfolgende Ausführung der Stufen umfaßt:
a) Aussetzen eines Antimon-dotierten Halbleiter-Wafers gegenüber einer Nass-oxidierenden Atmosphäre bei einer konstanten Temperatur über etwa 1000°C für etwa 20–60 min., um eine Oxidations-Schicht darauf zu bilden;
b) unmittelbar nach Schritt (a) Erhitzen des genannten Wafers in einer inerten Atmosphäre bei einer konstanten Temperatur zwischen etwa 600°C–700°C für etwa 1 bis 4h, um die Bildung von Kristall-Keimen in dem Wafer zu initiieren;
c) Ausführen eines einzigen Steigerungszyklus in der genannten inerten Atmosphäre bis auf eine Temperatur von mindestens etwa 850°C mit einer Geschwindigkeit von etwa 1 bis 10°C pro Minute, um das Keimwachstum aus den gebildeten Kristallkeimen in dem Wafer zu initiieren; und
d) direkt, ohne einen dazwischen liegenden Temperungsschritt die Durchführung eines Well-Diffusions-Schrittes (Senken-Diffusion-Schrittes) auf dem Wafer bei einer Temperatur von mindestens etwa 1000°C, bei welchem Sauerstoff-Präzipitation auftritt.

2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die genannte Temperatursteigerungsrate etwa 1 bis 3°C/min beträgt.

3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die konstante Temperatur etwa 650°C beträgt.

4. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Temperatur bis auf einen Wert von etwa 900 bis 1000°C gesteigert wird.

5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, dass die Well-Diffusion (Senken-Diffusion) bei einer Temperatur von etwa 1175°C durchgeführt wird.

Es folgt kein Blatt Zeichnungen