

باز توزیع ناخالصی آرسنیک (As) در رشد گرمایی و سرعت رشد اکسید سیلیسیم

داود آقا علی گل^۱، علی باقی زاده^۱ و داریوش فتحی^۲

۱. سازمان انرژی اتمی ایران، مرکز تحقیقات هسته‌ای، بخش واندوگراف
پست الکترونیکی: daghaaligol@aeoi.org.ir & abaghizadeh@aeoi.org.ir

۲. دانشگاه خواجه نصیرالدین طوسی - تهران خیابان شریعتی - خیابان جلفا، دانشکده علوم - گروه فیزیک

(دریافت مقاله: ۸۳/۴/۶ ؛ دریافت نسخه نهایی: ۸۴/۸/۲۵)

چکیده

در این مقاله نحوه بازتوزیع ناخالصی آرسنیک و تأثیر آن را بر روی سرعت رشد اکسید سیلیسیم که به روش اکسیداسیون گرمایی (در دمای 900°C و با استفاده از بخار آب) رشد داده شده است بررسی می‌کنیم. ناخالصی آرسنیک به وسیله کشت یونی با انرژی 100keV در نمونه سیلیسیم با جهت بلوری (۱۰۰) کاشته شده و اثر ناخالصی آرسنیک با غلظتهای $2 \times 10^{16}\text{As}^+/\text{cm}^2$ و $5 \times 10^{16}\text{As}^+/\text{cm}^2$ بر سرعت رشد اکسید سیلیسیم به وسیله اندازه‌گیری ضخامت اکسید به روش پراکندگی برگشتی راترفورد (RBS) بررسی می‌شود. همچنین، نحوه توزیع ناخالصی آرسنیک و عمق آن از جمله مسائلی است که می‌توان بدین وسیله مطالعه کرد. مقایسه این نتایج با کارهای قبلی انجام شده در زمینه اکسیداسیون سیلیسیم برای نمونه‌های کشت شده، افزایش سرعت رشد را نشان می‌دهد. ایجاد Shallow Junction ها از جمله نتایج مورد انتظار است.

واژه‌های کلیدی: پراکندگی برگشتی راترفورد، اکسیداسیون گرمایی، کشت یونی، بازتوزیع ناخالصی

۱. مقدمه

توجه به میزان رشد لایه SiO_2 ، فصل مشترکی بین لایه رشد داده شده و Si به وجود می‌آید که با توجه به ضخامت اکسید مقدار پستی و بلندیها (Undulation) در این حد مشترک تغییراتی دارد و نهایتاً در مقاومت الکتریکی لایه SiO_2 تأثیر می‌گذارد [۱ و ۲]. در تکنولوژی نیمه هادیها معمولاً امروزه از Si با جهت کریستالی (۱۰۰) استفاده می‌شود زیرا اکسیدهای رشد داده شده در Si با جهت بلوری (۱۰۰) دارای بار اکسیدی کمتری در مقایسه با جهت (۱۱۱) می‌باشد، در صورتی که سرعت رشد Si در جهت (۱۱۱)، تقریباً دو برابر جهت (۱۰۰) است [۳]. یکی از مهمترین مدل‌هایی که برای سینماتیک رشد SiO_2 به روش حرارتی بیان شده، مدل دیل و گرو (Deal and Grove) است [۴]. در این مدل فرض می‌شود که

اکسیداسیون سیلیسیم دارای کاربردهای فراوان در صنعت ساخت مدارهای الکترونیکی مجتمع (IC) می‌باشد. بنابراین فهم فرآیند ایجاد SiO_2 بسیار مهم است. روشهای مختلفی برای ایجاد یک لایه اکسید سیلیسیم وجود دارد، ولی هنوز هم مهمترین آنها روش حرارت دادن و یفر سیلیسیم در محیط دارای اکسیژن می‌باشد. روشهای دیگر اکسیداسیون مانند PVD و CVD نیز لایه‌های SiO_2 ایجاد می‌کنند که دارای چگالی تله‌های فصل مشترک (Interface Trapping Densities) هستند و ولتاژ آستانه متفاوتی با روش اکسیداسیون گرمایی دارند که بر روی خواص الکتریکی لایه SiO_2 اثرات نامطلوبی می‌گذارند. به طور کلی مشاهدات قبلی نشان داده است با

گرفته که بیانگر افزایش سرعت رشد اکسید است. این گزارشات بیانگر این است که در حین فرایند اکسیداسیون، ناخالصیها سرعت رشد اکسید را افزایش داده و در مورد ژرمانیم (Ge) این ناخالصی به صورت یک لایه کاملاً یکنواخت در فصل مشترک Si - SiO₂ جمع آوری می‌شود [۵].

۲. روش آزمایش

در آزمایشات حاضر از ویفرهای سیلیکون با جهت بلوری (۱۰۰) که دارای مقاومت ویژه $1-15 \Omega-cm$ بودند استفاده شده است و یونهای As^+ به روش کاشت یونی وارد زیر لایه سیلیکون شده‌اند. دزهای مورد استفاده در سیلیکون (2×10^{16} و 5×10^{16} atom/cm²) و انرژی یون ۱۰۰ keV می‌باشد. برای اطمینان از نتایج آزمایش، اکسیداسیون نمونه‌ها در شرایط یکسان بدون آرسنیک و با آرسنیک در دمای ۹۰۰°C و با عبور بخار آب از روی نمونه‌ها انجام گرفت.

ضخامت لایه‌های اکسید به دست آمده در دمای ۹۰۰°C و زمانهای متفاوت به دو روش اندازه‌گیری شد. در روش اول از RBS و در روش دوم از Ellipsometry (بیضی سنجی) استفاده گردید.

برای اندازه‌گیری ضخامت از شتابدهنده واندوگراف انرژی اتمی با ذرات آلفا ($^4He^+$) با انرژی ۲ MeV و برای مقایسه از دستگاه Ellipsometer مرکز فیبر نوری، با قدرت تفکیک حدود نانومتر استفاده شد. اکسیداسیون در کوره‌ای لوله‌ای با ناحیه یکنواخت دمایی در حدود ده سانتیمتر با عبور بخار آب با حرارت اولیه ۹۵°C و اندازه‌گیری دما با دقت سه درجه سانتیگراد انجام گرفت.

۳. نتایج و بحث

شکل‌های ۱ و ۲ نتایج حاصل از اندازه‌گیریهای RBS برای نمونه‌های کشت شده با دز 5×10^{16} As⁺/cm² و 2×10^{16} As⁺/cm² را برای زمانهای مختلف اکسیداسیون نشان می‌دهند. همان طور که مشاهده می‌گردد هر چه زمان اکسیداسیون طولانی‌تر گردد قله مربوط به آرسنیک جمع‌تر و به عمق

عمل اکسیداسیون به وسیله پخش عوامل اکسید کننده در داخل لایه اکسید و سپس ترکیب اکسیژن با اتمهای سیلیسیم در فصل مشترک Si - SiO₂ صورت می‌گیرد و باعث ایجاد SiO₂ می‌شود که ضخامت لایه ایجاد شده از رابطه زیر به دست می‌آید:

$$x^2 + Ax = B(t + \tau) \quad (1)$$

که در آن x ضخامت لایه اکسید و t مدت زمان اکسیداسیون هستند. A و B نیز ضرایب ثابت هستند که به شرایط اکسیداسیون بستگی دارند. کمیت τ نیز پارامتری است که به ضخامت اولیه اکسید اشاره دارد.

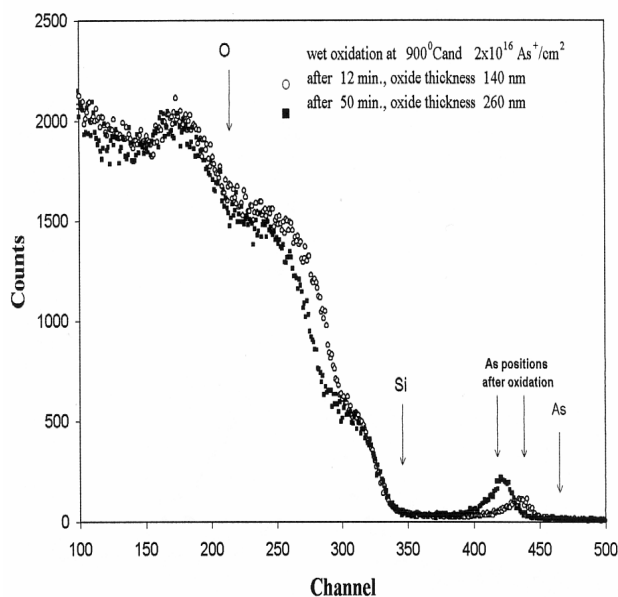
برای دو حالت حدی در زمانهای اکسیداسیون بسیار کوتاه (رابطه ۲) و زمانهای اکسیداسیون بسیار طولانی (رابطه ۳)، رابطه ضخامت بر حسب زمان به روابط ساده‌ای تبدیل می‌شود:

$$x = \frac{B}{A}(t + \tau) \quad ; \quad t \ll A^2/4B \quad (2)$$

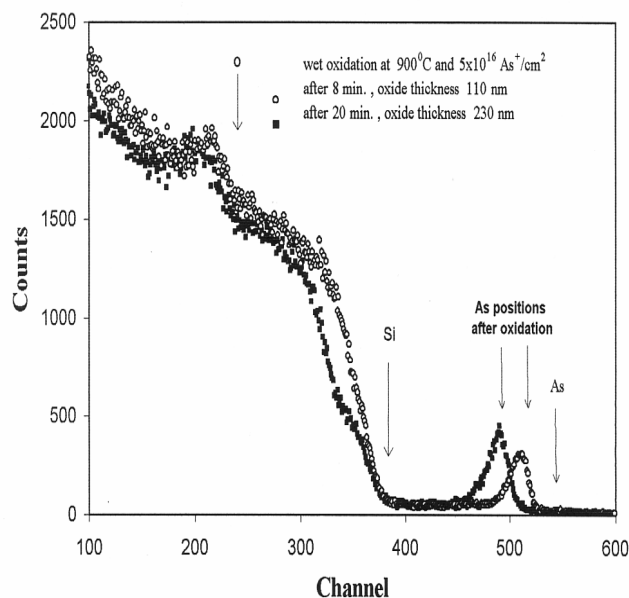
$$x^2 = Bt \quad ; \quad t \gg A^2/4B \quad (3)$$

که رابطه ۲ را مدل خطی و رابطه ۳ را مدل سهمی می‌نامند. B/A و B را نیز به ترتیب ضرایب سرعت رشد خطی و سهمی می‌نامند. در مدل خطی، سرعت رشد اکسید با میزان برهمکنش عوامل اکسید کننده در فصل مشترک محدود می‌شود، در حالی که در مدل سهمی ضریب پخش عوامل اکسید کننده باعث محدود شدن رشد لایه اکسید می‌گردد. از لحاظ فیزیکی ثابت B را می‌توان بصورت انرژی فعال سازی یا به عبارت دیگر میزان انرژی لازم برای شکستن پیوندهای Si-Si در نظر گرفت [۴].

در این مقاله نحوه بازتوزیع ناخالصی آرسنیک (As) کشت شده در سیلیسیم در حین اکسیداسیون گرمایی سیلیسیم را در زمانهای مختلف اکسیداسیون و دزهای مختلف ناخالصی و همچنین تأثیر آن را بر سرعت رشد اکسید سیلیسیم توسط روش پراکندگی برگشتی راترفورد (RBS) بررسی می‌کنیم. در گذشته نیز با ناخالصیهای دیگر مانند ژرمانیم (Ge) [۵ و ۶ و ۷] بورون (B) [۸] و فسفر (P) [۸] و... کارهای مشابهی انجام



شکل ۲. طیفهای RBS به دست آمده از نمونه‌های کشت شده با دز $2 \times 10^{16} \text{ As}^+/\text{cm}^2$ بعد از کسیداسیون گرمایی در زمانهای مختلف و دمای 900°C . جابه‌جایی پیک As به عمق نمونه بعد از اکسیداسیون واضح می‌باشد.



شکل ۱. طیفهای RBS به دست آمده از نمونه‌های کشت شده با دز $5 \times 10^{16} \text{ As}^+/\text{cm}^2$ بعد از کسیداسیون گرمایی در زمانهای مختلف و دمای 900°C . نوک پیکان نشان دهنده کانال ۵۵۰ مربوط به As در سطح نمونه است. از شکل واضح است که As به عمق نمونه رانده شده است.

بیشتری رانده می‌شود.

با توجه به اینکه ناخالصیهای موجود در سیلیسیم در هنگام اکسیداسیون باز توزیع می‌شوند، باید ابتدا نحوه توزیع As را در حین اکسیداسیون بررسی نماییم [۹].

در حین اکسیداسیون گرمایی سیلیسیم، ناخالصیهای موجود در فصل مشترک Si-SiO₂ باز توزیع می‌شوند. نسبت ناخالصی موجود در سیلیسیم به ناخالصی موجود در SiO₂ را به عنوان ضریب جدایی (m) تعریف می‌کنند. این ضریب جدایی به عواملی مانند پخش ناخالصی در اکسید و سرعت حرکت فصل مشترک (سرعت رشد اکسید) بستگی دارد. زمانی که ضریب جدایی کمتر از یک باشد ناخالصی در داخل اکسید حل می‌شود. اما در صورتی که ضریب جدایی بزرگتر از یک باشد، مانند ناخالصی As موجود در سیلیسیم، ناخالصی موجود در سیلیسیم در زمان اکسیداسیون گرمایی در فصل مشترک Si-SiO₂ جمع می‌شود. بنابراین با توجه به اینکه مقدار ضریب پخش (D) As در دمای 900°C در داخل لایه اکسید (SiO₂)

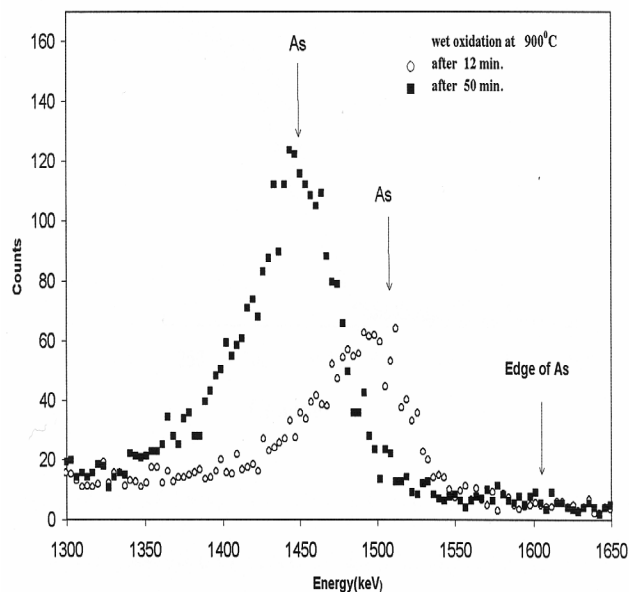
بسیار کم و حدود $4/5 \times 10^{-19} \text{ cm}^2/\text{Sec}$ [۱۰] می‌باشد و از طرفی سرعت رشد اکسید در روش اکسیداسیون بخار آب، بسیار بالا است، بنابراین در حین رشد اکسید، لایه اکسید ناخالصیهای As را به عمق ماده رانده و در فصل مشترک اکسید (SiO₂) و نیمرسانا (Si) جمع می‌کند. بنابراین باز توزیع ناخالصی As در فصل مشترک اکسید و نیمرسانا به سه عامل ضریب پخش As در اکسید، ضریب پخش As در سیلیسیم و سرعت رشد اکسید بستگی دارد. با توجه به اینکه مقدار ضریب پخش (D) As در دمای 900°C در داخل لایه اکسید (SiO₂) بسیار کم و حدود $4/5 \times 10^{-19} \text{ cm}^2/\text{Sec}$ [۳] و در Si، $5 \times 10^{-15} \text{ cm}^2/\text{Sec}$ [۳] می‌باشد و از طرفی سرعت رشد اکسید در روش اکسیداسیون بخار آب، بسیار بالا است. بنابراین با توجه به اینکه ضخامت لایه اکسید افزایش می‌یابد در حین رشد اکسید، لایه اکسید ناخالصیهای As را به عمق ماده

۱. با توجه به اینکه ضریب پخش به غلظت ناخالصیها نیز بستگی دارد، باید اشاره کنیم که این ضریب پخش برای غلظتهای سطحی کمتر از 5×10^{20} می‌باشد که در مورد ناخالصیهایی که استفاده شده، سازگار است.

شدگی لایه را می‌توان با توجه به شکل ۳ به طور واضح مشاهده نمود.

در طیفهای حاصل از RBS می‌توان نشان داد که هر گاه آرسنیک در سطح نمونه وجود داشته باشد بالاترین انرژی یونهای هلیوم برگشتی با انرژی فرودی ۲ MeV از سطح آرسنیک برابر ۱۶۲۰ keV می‌باشد که با انرژی لبه بالایی قله آرسنیک متناسب است. اما شکل‌های ۱ و ۲ بیانگر این مطلب است که بعد از اکسیداسیون، As در سطح نمونه وجود ندارد بلکه با افزایش ضخامت اکسید به عمق نمونه رانده می‌شود و انرژی لبه قله آرسنیک به انرژیهای کمتر حرکت می‌کند. همچنین شکل ۳ نشان می‌دهد که با افزایش زمان اکسیداسیون، قله آرسنیک تیزتر می‌گردد و این بدین معنی است که لایه‌ای با تراکم بالای ناخالصی در فصل مشترک $\text{SiO}_2\text{-Si}$ ایجاد می‌شود و ساختار نمونه به $\text{SiO}_2\text{-As-Si}$ تبدیل می‌گردد. اما با توجه به اینکه قدرت تفکیک آشکارساز استفاده شده در آزمایش در حدی نیست تا بتوان تغییرات ضخامت در حدود آنگستروم را در پیک آرسنیک بررسی نمود، بنابراین در شکل ۳ تغییرات پهنای پیک آرسنیک را نمی‌توان مشاهده کرد.

از دیگر نتایج به دست آمده مطابق شکل ۴ افزایش سرعت رشد اکسید با حضور ناخالصی As است. بنابراین باید مدلی ارائه شود تا بتواند این افزایش سرعت رشد را با در نظر گرفتن نتایج توجیه کند. از لحاظ ساختاری، به نظر می‌رسد که باید دو مدل جداگانه برای این دو ناحیه استفاده شود. مدلی که برای قسمت بدون As استفاده می‌شود، همان مدل دیل-گرو می‌باشد، زیرا هیچ گونه تغییراتی در ساختار Si-SiO_2 ایجاد نشده است و نتایج به دست آمده نیز باید با نتایج حاصل از مدل دیل-گرو مطابقت داشته باشد. اما برای ناحیه‌ای که درون آن As کشت شده است مدل ارائه شده توسط دیل-گرو باید تصحیح شود. در شکل ۴ طیفهای حاصل از دو ناحیه اکسید شده با حضور ناخالصی و بدون حضور ناخالصی و برای مدت زمان اکسیداسیون یکسان با هم مقایسه گردیده‌اند. همان طور که ملاحظه می‌شود ضخامت لایه اکسید برای ناحیه‌ای که دارای ناخالصی است افزایش زیادی را نسبت به ناحیه بدون ناخالصی



شکل ۳. تغییرات پروفایل آرسنیک در حین اکسیداسیون و در زمانهای مختلف. همان طور که مشاهده می‌شود با افزایش زمان اکسیداسیون، قله آرسنیک تیزتر می‌گردد.

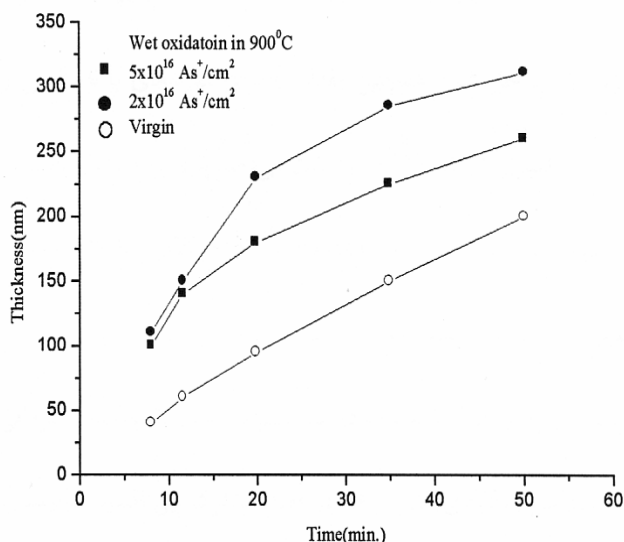
رانده و در فصل مشترک اکسید (SiO_2) و نیمرسانا (Si) جمع می‌کند.

اگر فرض کنیم که زمان اکسیداسیون t ثانیه و سرعت رشد اکسید در اکسیداسیون بخار آب v باشد داریم:

$$vt \gg \sqrt{Dt} \quad (۴)$$

محاسبات نشان می‌دهند به عنوان مثال در دمای 900°C و زمان ۲۰ دقیقه مقدار حرکت آرسنیک درون اکسید بسیار کم و در حدود ($\sqrt{Dt} = 10 \text{ \AA}$) و در Si این مقدار 490 \AA می‌باشد و از طرفی این مقدار برای رشد اکسید ($vt = 1320 \text{ \AA}$) است که مطالب گفته شده در بالا را تأیید می‌کند. بنابراین ناخالصی As در فصل مشترک $\text{SiO}_2\text{-Si}$ جمع شده و ساختاری به صورت $\text{SiO}_2/\text{As}/\text{Si}$ خواهیم داشت. طیفهایی که به وسیله RBS از نمونه‌ها به دست آمده‌اند این امر را تأیید می‌کنند.

شکل‌های ۱ و ۲ طیفهای حاصل را برای نمونه‌هایی که در زمانهای مختلف اکسید شده‌اند با یکدیگر مقایسه می‌کند. همان طور که مشاهده می‌شود هر چه زمان اکسیداسیون طولانی‌تر گردد فصل مشترک $\text{SiO}_2\text{-Si}$ به عمق نمونه رانده می‌شود و بنابراین ناخالصی As را در عمق بیشتری جمع می‌کند. جمع



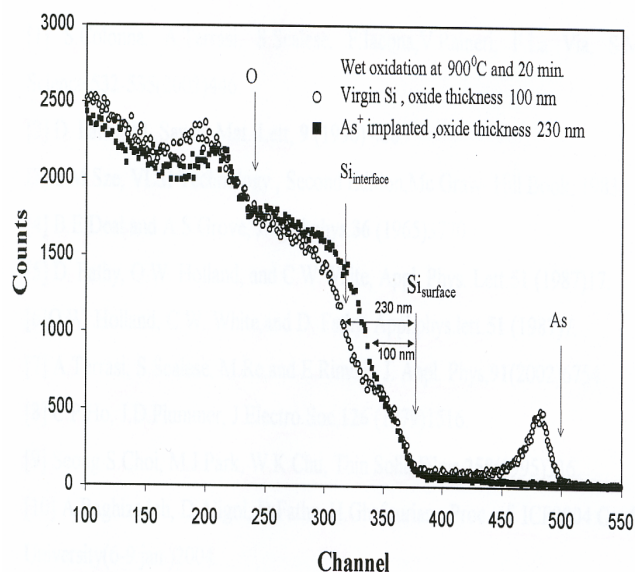
شکل ۵. نمودار ضخامت‌های اندازه‌گیری شده بر حسب زمان که با استفاده از روش RBS در دمای ۹۰۰ °C به دست آمده است. افزایش سرعت رشد اکسید در حضور ناخالصی As نشان داده شده است.

رشد سهمی) برای دو حالت بدون ناخالصی و با ناخالصی تنها، باید مقدار اندکی تغییر کند. اما در زمانهای کم اکسیداسیون، ناخالصی As جمع شده در فصل مشترک SiO₂-Si عامل اصلی در افزایش سرعت رشد اکسید می‌باشد. در واقع As جمع شده در فصل مشترک می‌تواند تغییراتی در سرعت واکنش سطحی (k_s) ایجاد کند که تأثیر مستقیم آن به صورت تغییراتی در A ظاهر می‌شود. پس می‌توان نتیجه گرفت یکی از عواملی که باعث افزایش سرعت رشد اکسید شده است افزایش سرعت واکنش سطحی فصل مشترک یا کاهش میزان A می‌باشد که در زمانهای کوتاه اکسیداسیون می‌باشد.

اگر در رابطه $x^2 + Ax = Bt$ را بر حسب t/x به دست آوریم خواهیم داشت:

$$x = B(t/x) - A \quad (5)$$

که مشخص است، شیب معادله B برابر B و عرض از مبدأ برابر $(-A)$ خواهد بود. محاسبه نشان می‌دهد مقدار B (بر حسب واحد $\mu\text{m}^2/\text{min}$) که همان شیب رابطه ۵ می‌باشد برای نمونه‌های کشت شده با آرسینک برابر 0.088 به دست می‌آید در حالی که مقدار آن برای نمونه‌های بدون ناخالصی 0.135 است [۱۰] و این موضوع را تنها در صورتی می‌توان توجیه کرد



شکل ۴. طیفهای RBS به دست آمده از ناحیه کشت شده و ناحیه بدون ناخالصی در یک نمونه بعد از اکسیداسیون گرمایی در دمای ۹۰۰ °C برای زمان اکسیداسیون یکسان. افزایش ضخامت اکسید تشکیل شده در ناحیه کشت شده نسبت به ناحیه بدون ناخالصی مشخص است.

نشان می‌دهد.

نمودار شکل ۵ اندازه‌گیریهای ضخامت اکسید برای نواحی کشت شده و بدون ناخالصی را برای دزهای مختلف بر حسب زمان نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌گردد با افزایش دز ناخالصی ضخامت لایه اکسید افزایش می‌یابد. ضخامت‌های به دست آمده از بیضی‌سنجی (Ellipsometry) نیز افزایش ضخامت لایه‌های اکسید رشد یافته را نشان می‌دهد که در توافق خوبی با نتایج حاصل از RBS می‌باشد که در اینجا نشان داده نشده است.

همچنان که از شکل ۵ می‌توان مشاهده نمود سرعت رشد اکسید در حضور As در محدوده‌ای تغییر کرده و بعد از آن ثابت مانده است. به عبارتی دیگر در زمانهای طولانی، ناخالصی As تأثیری در افزایش سرعت رشد اکسید ندارد.

همچنان که از رابطه (۳)، مشخص است سرعت رشد اکسید در زمانهای طولانی اکسیداسیون به مقدار ضریب پخش اکسیژن وابسته است، بنابراین ضریب پخش اکسیژن در دو حالت تغییر چشمگیری نکرده و در نتیجه مقدار B (ضریب سرعت

عمق کم (Shallow Junction) استفاده نمود [۱۱]. همچنین تأثیر ناخالصی As کشت شده بر سرعت رشد اکسید بررسی گردید و نشان داده شد که با افزایش دز ناخالصی، سرعت رشد اکسید افزایش پیدا می‌کند.

تشکر و قدردانی

در پایان لازم است تا از خانم مهندس وطن خواه که در بخش واندوگراف کمکهای قابل توجه و صمیمانه‌ای در انجام اندازه‌گیریهای RBS کردند، همچنین از آقای مهندس غلامی در مرکز فیبر نوری که در انجام آزمایشهای بیضی سنجی کمکهای فراوانی نموده‌اند تشکر می‌نماییم.

که تنها مقدار کمی از آرسنیک در لایه اکسید حل شود. همچنین مقدار A برای نمونه‌های با ناخالصی و بدون ناخالصی به ترتیب ۰/۰۱۵ و ۰/۴۲ میکرومتر است که تغییری تقریباً ۳۰ برابر را نشان می‌دهد. بنابراین ضرایب ثابت در مدل دیل-گرو، معادله ۱، باید برای نمونه‌های کشت شده با دز بالا (از مرتبه $10^{16} \text{ As}^+/\text{cm}^2$ و بالاتر) اصلاح شود و همان مقادیر محاسبه شده توسط دیل-گرو برای سیلیسیمهای کشت نشده، صادق نیست.

به طور خلاصه، در این مقاله نحوه بازتوزیع As کاشته شده در سیلیسیم در حین اکسیداسیون گرمایی بررسی گردید. آزمایشات نشان داد که با افزایش زمان اکسیداسیون، لایه‌ای غنی از As در فصل مشترک بین اکسید سیلیسیم و سیلیسیم ایجاد می‌شود و از این ساختار می‌توان در ایجاد مرزهای الکتریکی با

مراجع

1. S Colonna et al., *Surfuce Science* **532-535** (2003) 446.
2. D Fathy and M Sayah, *Mat. Lett*, **9** (1990) 460.
3. S M Sze, *VLSI Technology*, Second Edition, Mc Graw- Hill Book, (1983).
4. B E Deal and A S Grove, *J. Appl. phys.* **36** (1965) 3770.
5. D Fathy, O W Holland and C W White, *Appl. Phys. Lett.* **51** (1987) 17.
6. O W Holland, C W White and D Fathy, *Appl. phys. lett.* **51** (1987) 7.
7. A Terrasi, S Scalese, M Re and E Rimini, *J. Appl. Phys.*, **91** (2002) 6754.
8. C P Ho and J D Plummer, *J. Electro. Soc.*, **126** (1979) 1516.
9. Seong S Choi, M J Park, W K Chu, *Thin Solid Films*, **258** (1995) 336.
10. A Baghizadeh, D Aligol, D Fathy and H Ghafourian, *Proc. of ICP2004 Conf, Amirkabir University* (6-9 jan. 2004).
11. D A Gol, A Baghizadeh, D Fathy and O W Holland, to be Submitted to *J. of Material Letters*.