

(۱۰۰)

(۱۱۱)

a.bahari@umz.ac.ir :

(دریافت مقاله: ۱۳۸۹/۹/۵؛ پذیرش: ۱۳۹۱/۳/۸)

Si(۱۰۰)

Si(۱۱۱) Si(۱۰۰)

Si(۱۱۱) Si(۱۰۰)
Si(۱۱۱)

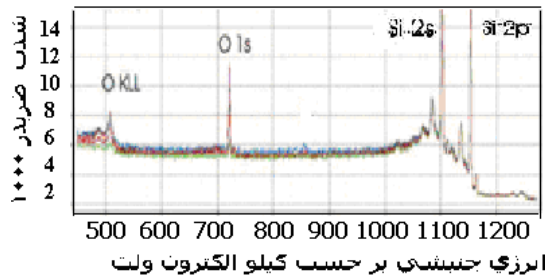
:

چشمه به چاه ترانزیستور می‌روند و جریان خروجی از ترانزیستور را خواهیم داشت. به همین دلیل به این ترانزیستورها، ترانزیستورهای اثر میدانی گفته می‌شود. با به کارگیری اکسید سیلیکون به عنوان درگاه دی الکتریک آن، به ترانزیستورهای ماسفت می‌رسیم.

آنچه که امروزه باعث ایجاد مشکلات اساسی در ترانزیستورهای ماسفت شده است، به نازکی بسیار زیاد ضخامت درگاه دی الکتریک اکسید سیلیکونی بر می‌گردد. بنا به [۱-۱۷]، اندازه ترانزیستورهای ماسفت به طور تابع نمایی کاهش می‌یابد و تعداد آنها هم در هر ۱۸ ماه دو برابر می‌گردد. این کوچک شدگی ماسفت‌ها سبب کاهش اندازه ضخامت فیلم درگاه دی الکتریک اکسید سیلیکون به کمتر از ۲ نانومتر شده است. فیلم‌های فراناوک به ضخامتی کمتر از ۲ نانومتر قادر نیستند جلوی جریان نشستی، تونلی و نفوذ بور را بگیرند. به همین دلیل باید به سراغ مواد

با کاهش روزافزون اندازه قطعات الکترونیکی، نیاز است تا به ویژگی‌های نانوساختاری مواد به کار رفته در این قطعات پرداخته شود تا معلوم گردد که آیا می‌توان همچنان از قطعات موجود در تراشه‌ها و مدارهای الکترونیکی فعلی استفاده نمود. برای این منظور پژوهشگران بسیاری [۱ - ۱۰] به بررسی ساختار مواد پرداخته‌اند تا در یابند که در صورت نا کارآمدی مواد موجود در این نمونه‌ها به سراغ موادی که قابلیت به کارگیری بیشتر و مناسب تر دارند بروند.

از جمله مواردی که مورد توجه زیاد قرار گرفته است نانو تراشه و مدارهای مجتمع و به ویژه، ترانزیستورهای اثر میدانی است. همانطوری که می‌دانیم در این ترانزیستورها تنها یک نوع حامل، الکترون و یا حفره، تحت تأثیر میدان الکتریکی اعمالی در امر رسانش جریان دخالت می‌کند. بدین‌وسیله، حامل‌ها از



شکل ۲. طیف فتوگسیلی از فیلم اکسید سیلیکون بر زیر لایه Si(100)

به همین منظور قطعات سیلیکونی را به اندازه های 3×1 سانتی متر مربع از ورق های سیلیکونی نوع n برش داده ایم (برش به وسیله مته های مداد شکل الماسی انجام گرفته است). این نمونه ها دارای ضخامت ۲ میلی متر و مقاومت ویژه ۵ اهم - سانتی متر هستند. نمونه ها از یک طرف صیقل داده شده اند تا نقایص شبکه ای در سطوحشان به حداقل برسند. آنگاه پس از شستشو با استون در بشر حاوی اتانول به مدت ۱ - ۲ ساعت قرار گرفتند.

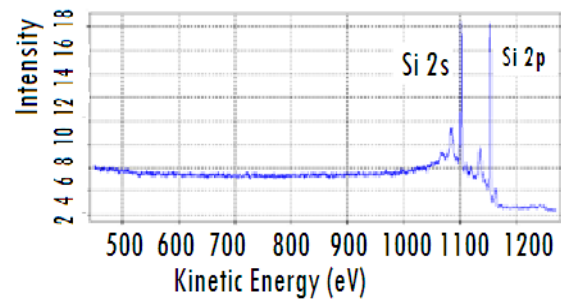
نمونه ها را به کمک نگاهدارنده های تالیومی در محفظه فراخلاء نگاه داشته ایم و آنگاه با عبور سریع جریان در ۵ - ۶ دقیقه از دو سر نمونه، دمای نمونه ها تا نزدیک دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد رسیدند و بدین صورت توانستیم نمونه های کاملاً تمیز، همانند آنچه پیشتر به دست آورده بودیم، به دست آوریم [۱۱ - ۱۵] تمیزی نمونه ها با نگاه به طیف فتوگسیلی پرتو ایکس (XPS) در شکل ۱، مشهودند.

آنگاه با باز کردن شیر گاز ۹۹,۹۹۹ درصد خالص اکسیژن (همین طور نیتروژن) توانستیم فیلم های فرنازک اکسید (و نیتريد) سیلیکونی را بر روی دو زیر لایه Si(100) و Si(111) رشد دهیم که طیف های فتوگسیلی از چنین فیلم ها در شکل های ۲ و ۳ نشان داده شده اند.

با استفاده از رابطه های زیر قادر هستیم ضخامت فیلم ها را برآورد نماییم [۱۴]. شدت (I) برای هر عنصر در طیف معلوم است.

$$\frac{I(O_{1s})}{I(Si_{2p})} = \frac{I(O_{1s} \text{ from } SiO_2)}{I(Si_{2p} \text{ from } Si)} \cdot \frac{1 - e^{-x/21.4} (\text{\AA})}{e^{-x/26.7} (\text{\AA})}$$

به همین صورت، ضخامت نیتريد سیلیکون به دست می آید. در



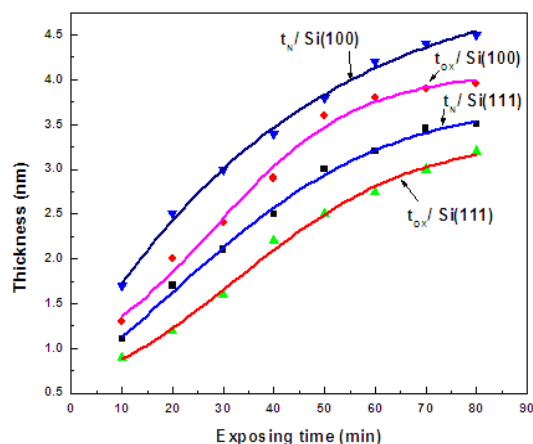
شکل ۱. همانطوری که در طیف XPS نمونه های سیلیکون مشاهده می شود بجز قله های سیلیکونی، قله دیگری مشاهده نمی شود. به عبارت دیگر، عنصر یا عناصری دیگر در نمونه های سیلیکونی وجود ندارند.

مناسب تر رفت تا مشکلات مزبور را نداشته باشند.

برای این منظور بهتر است تا در ابتدا به ویژگی های زیر لایه ای که برای رشد فیلم به کار می رود پرداخته شود. از این رو، ما در اینجا در شرایط فشار پایین (که در محفظه فراخلاء تا حدود 10^{-9} تور بوده است) به رشد فیلم اکسید سیلیکونی و نیتريد سیلیکونی بر روی دو نوع زیر لایه Si(100) و Si(111) پرداخته ایم و آنگاه به کمک روش های فتوگسیلی و برآزش طیفی، کپه و سطح فیلم ها را مورد مطالعه قرار دادیم. نتایج به دست آمده نشان می دهند که ساختار سطوح زیر لایه Si(111) متفاوت از ساختار زیر لایه Si(100) است. از این رو استفاده از Si(111) به عنوان یک زیر لایه مناسب به ویژه برای درگاه نیتريد سیلیکونی توصیه می شود.

یکی از مسایل بسیار اساسی در تولید و ساخت قطعات نانومقیاس، فرآیند تمیز سازی است. هر چند در هر تولید و ساخت قطعات و مواد، فرآیند تمیز سازی و تأثیر آن بر کیفیت کالا بدیهی به نظر می رسد، ولی تأثیر آن در مواد نانو مقیاس می تواند باعث دگرگونی کامل خاصیت ماده گردد تا جایی که ماده رسانا به صورت یک ماده نارسانا و یا به عکس تبدیل شود. جدای از آن، تفاوت اساسی دو زیر لایه Si(100) و Si(111) به چگونگی چیدمان اتمی بر روی سطوح آنها و حضور نوارهای کامل نشده و یا پیوندهای آویزان^۱ بر روی آنها بر می گردد.

۱. Dangling bonds



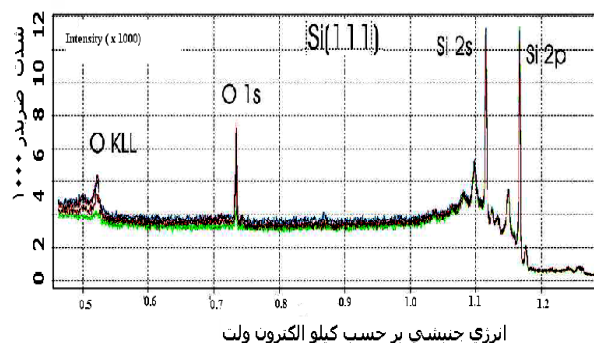
شکل ۴. نمودار ضخامت بر حسب زمان تابش گازهای اکسیژن بر روی دو زیرلایه Si(۱۰۰) و Si(۱۱۱).

که در لایه میانی فیلم‌های رشد یافته بر نمونه‌ها با زیرلایه‌ها مشاهده می‌کنیم، که میزان پیوندهای آویزان در Si(۱۱۱) و فیلم مزبور بیش تر است. وجود این نوع پیوندها می‌تواند سبب تشکیل پیوندهای نامطلوب شود و به همین دلیل تا به امروز از زیر لایه Si(۱۰۰) در صنعت الکترونیک استفاده شده است. اما وقتی در پی یافتن جایگزین درگاه اکسید سیلیکون بوده ایم به سراغ نیتريد سیلیکون رفتیم که لایه میانی مناسبی بین Si(۱۰۰) و فیلم نیتريد سیلیکون نبودیم [۱۲ - ۱۴]. به این دلیل زیرلایه Si(۱۱۱) را مورد مطالعه قرار دادیم.

حال پیش از پرداختن به زیرلایه‌ها، نیاز است تا به موضوع لایه‌ها در تشکیل فیلم بر زیر لایه‌ها پردازیم.

همان‌گونه که در شکل ۵ مشاهده می‌کنیم، پیوندهای میان اکسیژن (نیتروژن) و سیلیکون به حالت‌های مختلفی شکل می‌گیرند.

حالت Si^(۰) بیانگر توده اصلی سیلیکون می‌باشد و در آن هر اتم سیلیکون با ۴ اتم دیگر سیلیکون پیوند دارد، اما در Si^(+۱) به جای یک اتم سیلیکون یک اتم اکسیژن (و یا نیتروژن) جایگزین شده است و سرانجام در Si^(+۴) هر اتم سیلیکون با ۴ اتم اکسیژن (و یا نیتروژن) پیوند دارد. همین‌طور پیوند اتم‌های سیلیکون با دو و سه اتم اکسیژن (و یا نیتروژن) به صورت Si^(+۲) و Si^(+۳) در می‌آید. تاکنون و همکارانشان [۹] دریافتند که وجود Si^(+۲) و Si^(+۳) بیانگر بی شکل (Amorphous) بودن فیلم رشد یافته



شکل ۳. طیف فتوگسیلی از فیلم اکسید سیلیکون بر زیر لایه Si(۱۱۱).

زیر رابطه مربوطه نوشته شده است:

$$\frac{I(N_{1S})}{I(Si_{2p})} = \frac{I(N_{1S} \text{ from } Si_r N_f)}{I(Si_{2p} \text{ from } Si)} \cdot \frac{1 - e^{-x/21} (\text{\AA})}{e^{-x/26} (\text{\AA})}$$

که با توجه به [۱۴]، مقدارهای زیر که با استفاده از نسبت شدت قله‌های متناظر فیلم‌های ضخیم (بیش از ۲۰ - ۳۰ نانومتر) به ترتیب اکسید سیلیکون و نیتريد سیلیکون (با کمک آمونیاک) به دست آمده است

$$\frac{I(N_{1S} \text{ from } Si_r N_f)}{I(Si_{2p} \text{ from } Si)} = 2,3$$

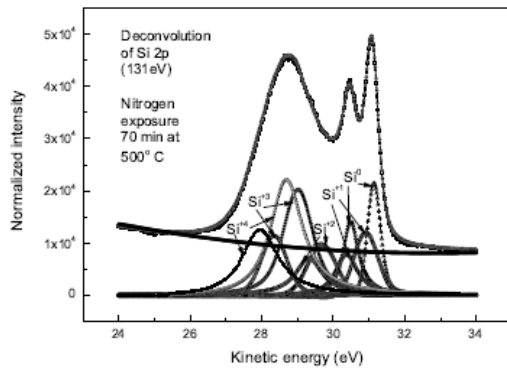
و

$$\frac{I(O_{1S} \text{ from } SiO_2)}{I(Si_{2p} \text{ from } Si)} = 5,1$$

توانستیم ضخامت فیلم‌های رشد یافته بر زیرلایه‌های Si(۱۰۰) و Si(۱۱۱) را به دست آوریم و آنها را در نمودار شکل ۴ رسم نماییم.

شکل ۴ نشان می‌دهد که دو نمونه در فشارهای پایین برای هر دو فیلم اکسیدی و نیتريدی وضعیت یکسان تابع زیگموییدی صادق است. ضخامت فیلم‌ها در گستره ۰,۹ - ۴,۵ نانومتر قرار دارد.

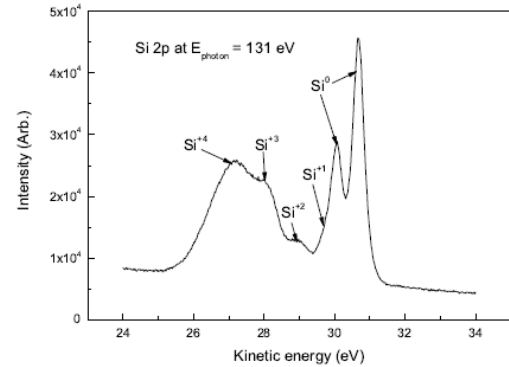
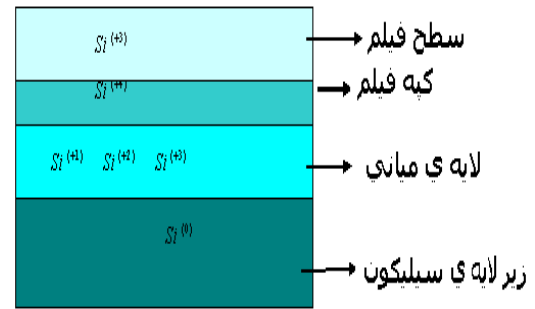
تفاوت Si(۱۱۱) و Si(۱۰۰) در شاخص میلر آنها است. نمونه‌های سیلیکونی Si(۱۰۰) در امتداد یک ضلع برش داده شدند، در حالی که نمونه‌های Si(۱۱۱) در امتداد قطر طویل برش یافتند. این تفاوت شاخص میلر در قطعات نانو مقیاس سبب بازآرایی چیدمان اتمی در سطوح آنها می‌شود، به گونه‌ای



شکل ۶. مولفه‌های مربوط به نیتريد سيليكون بر زیرلایه Si(111) به کمک برازش طیفی. قله‌های بلندتر مربوط به اسپین‌های رو به بالا و قله‌های کوچکتر مین اسپین‌های رو به پایین هستند.

بررسی‌هایی که به کمک تکنیک‌های فتوگسیلی و برازش طیفی صورت گرفته است و در بالا تشریح شده‌اند نشان می‌دهند که فیلم رشد یافته بر زیر لایه Si(111) نازک تر از فیلم رشد یافته بر روی زیرلایه Si(100) است که در شکل (۴) نشان داده شده است. بنابراین، زیرلایه Si(111) در قیاس با زیرلایه Si(100) می‌تواند کارآرایی بیشتری در تولیدات آتی نانوترانزیستورهای اثر میدانی داشته باشند.

همچنین پیشنهاد می‌شود تا با استفاده از تکنیک میکروسکوپ روبشی تونلی بیش تر به چیدمان اتمی بر روی سطح نمونه‌ها پرداخته شود تا معلوم گردد که آیا با یافته‌های فتوگسیلی مطابقت دارد.



شکل ۵. چگونگی پیوند میان اکسیژن (نیتروژن) و سيليكون در قسمت‌های مختلف فیلم.

بر زیرلایه می‌باشد. در شکل برازش شده (۶) که به روش [۱۷] انجام شده است شاهد چنین قله‌هایی هستیم که مبین بی شکل بودن فیلم نیتريد سيليكون بر روی زیر لایه Si(111) هستیم. فیلم‌های آمورف و یا بی شکل قادر هستند جلوی جریان نشتی و تونلی را بگیرند. از طرف دیگر نیتريد سيليكون دارای پیوندهای قوی تر از اکسید سيليكون است و از ثابت دی الکتریک بالا تری نسبت به اکسید سيليكون برخوردار است [۱، ۱۱، ۱۴ و ۱۵]. از این رو می‌تواند یک زیرلایه مناسبی در تولیدات آتی ترانزیستورهای اثر میدانی به حساب آید.

6. P Charles, J Poole, and J Frank, "Introduction to Nanotechnology", John Wiley & Sons (2003).
7. A Javey, *Nano letters* **4** (2004) 1319.
8. P Morgen, F K Dam, G Gundlach, T Jensen, L B Takker, S Tougaard, and K Pedersen, *Applied Physics* **5** (2002) 287.
9. K Takayanagi, Y Tanishiro, Sh Takahashi, and M Takahashi, *Surface Science* **164** (1985) 367.
10. J Feng, Gia, G Zheng Wang, X Liu, X F Wang, Q K Xue, Z q Li, and S B Zhong, *Nano Technology* **13** (2010) 736.

1. J W Kim, and H W Yeom, *Phys. Rev. B* **67** (2003) 035304.
2. G Locovsky, *IBM Research development* **6** (1999) 39.
3. T Itami, H Aoki, T Shibata, M Ikeda, and K Hotozuka, *Journal Non-Crystalline Solids* **353** (2007) 3011.
4. H-J Liu, Z X Xie, H Watanabe, J Qu, and K Tanaka, *Phys. Rev. B* **601** (2007) 5093.
5. I Ostadal, P Kocan, P Sobotik, and J Pudl, *Phys. Rev. Lett.* **95** (2005) 146101.

14. A Bahari, P Morgen, and Z S Li, *Surface Science* **29** (2006) 66.
15. A Bahari, *Acta Physica Polonica A* **115** (2009) 622.
16. A Bahari, M Atyabi, and P Morgen, *Asian Journal of the Chemistry*, **21** 5 (2009) 240.
17. D Adams, and J N Andersen, *FITXPS: "a Fitting Program for Core Level Spectra,"* ftp: //boobpic.ifa.au.dk/Pub/fitxps.
11. A Bahari, U Robenhagen, P Morgen, and Z S Li, *Phys. Rev. B* **72** (2005) 205323.
12. P Morgen, A Bahari, U Robenhagen, J Anderson, K Hansen, K Pederson, M G Rao, and Z S Li, *Journal Vacuum and Technology A* **23** (2005) 201.
13. A Bahari, P Morgen, K Pedersen, and Z S Li, *Journal of Vacuum Science and Technology B* **24** (2006) 2119.