

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ



دانشکده فیزیک و مهندسی هسته‌ای

رساله دکتری فیزیک حالت جامد

رشد و مشخصه‌یابی نانوساختارهای سیلیکون به منظور کاربرد در قطعات مبتنی بر اتصال

رسانا - نیمرسانا

نگارنده: سمیه اشرف آبادی

استاد راهنما

دکتر حسین عشقی

شهریور ۱۳۹۷

شماره:
تاریخ:
ویرایش:

باسمه تعالی



مدیریت تحصیلات تکمیلی

فرم شماره ۱۲: صورت جلسه نهایی دفاع از رساله دکتری (Ph.D)
(ویژه دانشجویان ورودی های ۹۴ و ما قبل)

بدینوسیله گواهی می شود آقای/خانم سمیه اشرف آبادی دانشجوی دکتری رشته فیزیک به شماره دانشجویی ۹۲۱۵۷۵۵ ورودی مهر ماه سال ۱۳۹۲ در تاریخ ۹۷/۶/۲۱ از رساله نظری / عملی خود با عنوان: رشد و مشخصه یابی نانوساختارهای سیلیکون به منظور کاربرد در قطعات مبتنی بر اتصال رسانا- نیم رسانا
دفاع و با اخذ نمره ۱۹.۷۵ به درجه: عالی نائل گردید.

<input type="checkbox"/> الف) درجه عالی: نمره ۱۹-۲۰	<input checked="" type="checkbox"/> ب) درجه بسیار خوب: نمره ۱۸/۹۹ - ۱۷
<input type="checkbox"/> ج) درجه خوب: نمره ۱۶/۹۹ - ۱۵	<input type="checkbox"/> د) غیر قابل قبول و نیاز به دفاع مجدد دارد
<input checked="" type="checkbox"/> ه) رساله نیاز به اصلاحات دارد	

ردیف	هیئت داوران	نام و نام خانوادگی	مرتبه علمی	امضاء
۱	دکتر حسین عشقی	استاد/ اساتید راهنما	استاد	
۲	دکتر محمد مهدی باقری محقق	استاد مدعو داخلی / خارجی	دانشیار	
۳	دکتر مرتضی ایزدی فرد	استاد مدعو داخلی	دانشیار	
۴	دکتر محمد ابراهیم قاضی	استاد مدعو داخلی	دانشیار	
۵	دکتر طیبه مولاروی	سرپرست (نماینده) تحصیلات تکمیلی دانشکده	استاد یار	

مدیر محترم تحصیلات تکمیلی دانشگاه:

ضمن تأیید مراتب فوق مقرر فرمائید اقدامات لازم در خصوص انجام مراحل دانش آموختگی آقای/خانم بعمل آید.

نام و نام خانوادگی رئیس دانشکده:

تاریخ و امضاء و مهر دانشکده:



تقدیم به عزیزانم:

پدر، مادر و همسر، که همواره پشتیبان و تکیه گاهم بوده‌اند.

تشکر و قدردانی

تشکر و سپاس اول مخصوص آفریدگاری است که یادش آرامبخش دلهاست و به واسطه‌ی حضورش در تمام لحظات زندگی‌ام، توان ادامه‌ی راه و طی کردن مسیر را داشتم.

از استاد گرانقدرم جناب آقای دکتر عشقی که زحمت راهنمایی این پایان نامه را بر عهده داشتند کمال سپاس را دارم.

از مسئولین آزمایشگاه نانوفیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود جناب آقایان عسگری، شهیدی و سایر دوستانی که در این پژوهش اینجانب را یاری نمودند تشکر و قدردانی می‌کنم.

از پدر و مادرم که در سختی‌ها و دشواری‌های زندگی سخاوتمندانه یاریم کردند، سپاسگزارم.

در پایان از همراه‌ترین و مهربان‌ترین هم‌سفر زندگیم، هم‌سرم، که همواره برایم چون تکیه‌گاهی استوار بوده است، سپاسگزارم.

تعهد نامه

این جانب سمیه اشرف آبادی دانشجوی دوره دکتری فیزیک / ماده چگال دانشکده فیزیک و مهندسی هسته‌ای دانشگاه صنعتی شاهرود نویسنده‌ی پایان‌نامه رشد و مشخصه‌یابی نانو ساختارهای سیلیکون به منظور کاربرد در قطعات مبتنی بر اتصال رسانا - نیمرسانا، تحت راهنمایی دکتر حسین عشقی متعهد می‌شوم :

- تحقیقات در این پایان‌نامه توسط این جانب انجام شده است و از صحت و اصالت برخوردار است.
- در استفاده از نتایج پژوهش‌های محققان دیگر به مرجع مورد استفاده استناد شده است.
- مطالب مندرج در پایان‌نامه تاکنون توسط خود یا فرد دیگری برای دریافت هیچ نوع مدرک یا امتیازی در هیچ جا ارائه نشده است.
- کلیه حقوق معنوی این اثر متعلق به دانشگاه صنعتی شاهرود می‌باشد و مقالات مستخرج با نام « دانشگاه صنعتی شاهرود » و یا « Shahrood University of Technology » به چاپ خواهد رسید.
- حقوق معنوی تمام افرادی که در به دست آمدن نتایج اصلی پایان‌نامه تأثیرگذار بوده‌اند در مقالات مستخرج از پایان‌نامه رعایت می‌گردد.
- در کلیه مراحل انجام این پایان‌نامه ، در مواردی که از موجود زنده (یا بافتهای آن‌ها) استفاده شده است ضوابط و اصول اخلاقی رعایت شده است.
- در کلیه مراحل انجام این پایان‌نامه، در مواردی که به حوزه اطلاعات شخصی افراد دسترسی یافته یا استفاده شده است اصل رازداری ، ضوابط و اصول اخلاق انسانی رعایت شده است .

تاریخ :

امضای دانشجو :

مالکیت نتایج و حق نشر

- کلیه حقوق معنوی این اثر و محصولات آن (مقالات مستخرج، کتاب، برنامه های رایانه ای، نرم افزار ها و تجهیزات ساخته شده است) متعلق به دانشگاه صنعتی شاهرود می باشد. این مطلب باید به نحو مقتضی در تولیدات علمی مربوطه ذکر شود.
- استفاده از اطلاعات و نتایج موجود در پایان‌نامه بدون ذکر مرجع مجاز نمی باشد.

چکیده

در این تحقیق به بررسی رشد و مشخصه‌یابی نانوسیم‌های سیلیکونی به منظور کاربرد در فوتودیودهای شاتکی مبتنی بر اتصال طلا-سیلیکون پرداخته‌ایم. زیرلایه‌ی سیلیکون شامل دو نوع ویفر (100) n-Si با مقاومت ویژه‌ی $0.2 \Omega\text{cm}$ و (100) p-Si با دو مقاومت ویژه‌ی 0.5 و $10-1 \Omega\text{cm}$ بوده است. ساخت نانوسیم‌های سیلیکونی به روش سونش شیمیایی به کمک فلز یک مرحله‌ای (1-MACE) در محلول آبی شامل $\text{HF}/\text{AgNO}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ انجام شده است.

در ابتدا، غلظت بهینه‌ی AgNO_3 جهت سونش ویفرهای p-Si تعیین شد. بدین منظور از محلول‌های با دو غلظت متفاوت AgNO_3 (0.15 M و 0.2 M) استفاده شد، که تصاویر FESEM بیانگر تشکیل آرایه‌ای منظم و یکنواخت از نانوسیم‌ها در غلظت بالاتر (0.2 M) AgNO_3 بودند. در ادامه تاثیر زمان سونش بر مورفولوژی نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفت. نتایج به دست آمده بیانگر افزایش طول نانوسیم‌ها و کاهش قطر آن‌ها با افزایش زمان سونش، و تشکیل نانوسیم‌های مزومتخلخل (mp-SiNWs) در زمان‌های 60 و 80 min در ویفرهای p-Si است. در بررسی تاثیر مقاومت ویژه‌ی زیرلایه بر مورفولوژی نانوسیم‌ها، تصاویر FESEM و TEM بیانگر افزایش طول و قطر نانوسیم‌ها با افزایش مقاومت ویژه‌ی ویفر سیلیکون است، در حالی که میزان تخلخل کاهش می‌یابد. بر اساس الگوی SAED، نانوسیم‌ها همچنان ساختار تک بلوری زیرلایه را حفظ کرده‌اند. طیف بازتاب نمونه‌ها نشان‌دهنده‌ی بازتاب بسیار پایین (کمتر از 1%) در محدوده‌ی مرئی است، که بیانگر پتانسیل کاربرد این ساختارها به عنوان لایه‌های ضد بازتاب و جذب بالا در سلول‌های خورشیدی است. طیف رامان نمونه‌ها حاکی از جابه‌جایی قرمز مکان قله است. این جابه‌جایی را می‌توان به نانوبلورک‌های تشکیل شده در نانوسیم‌های سیلیکونی سنتز شده نسبت داد. گسیل فوتولومینسانس (PL) تنها در نمونه‌های تهیه شده در زمان‌های سونش 60 و 80 min ، که نانوبلورک‌های سیلیکونی روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها تشکیل شده است، مشاهده شد.

فوتودیوهای شاتکی ساخته شده مبتنی بر این نمونه‌ها، در معرض تابش لامپ‌های LED با طول موج‌های ۴۶۳، ۵۲۶ و ۶۲۶ nm (به ترتیب نورهای آبی، سبز و قرمز) قرار گرفته و داده‌های I-V در شرایط تاریک و نورتابی با یکدیگر مقایسه شدند، که بیانگر رفتار یکسوکنندگی نمونه‌ها بود. همچنین در تمامی نمونه‌ها مشخصه‌ی I-t بیانگر پاسخ سریع نمونه‌ها نسبت به تابش فرودی و بیشترین جریان نوری در نمونه‌ها برای تابش نور قرمز بود. دریافتیم نمونه‌های با زمان سونش ۸۰ min دارای بیشترین نسبت پاسخ نوری نسبت به سایر نمونه‌ها هستند.

در نمونه‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌ی n-Si، تنها در زمان سونش ۸۰ min در دمای اتاق نانوسیم‌های سیلیکونی مزومتخلخل (mp-SiNWs)، تشکیل شدند. در ادامه تاثیر دمای محلول سونش بر مورفولوژی نانوسیم‌ها مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از تصاویر FESEM و TEM نشان داد که طول نانوسیم‌ها با افزایش دمای سونش از دمای اتاق به ۵۰ و ۷۵ °C، افزایش یافته، اما تغییرات قطر آنها ناچیز است. همچنین الگوهای SAED نشان دادند که SiNWs تشکیل شده در دمای اتاق ساختار تک بلوری داشته اما SiNWs رشد یافته در دماهای بالاتر دارای ساختار بس‌بلوری هستند. همچنین طیف بازتاب نمونه‌ها بیانگر کاهش شدید بازتاب در نمونه‌ها است. فوتودیوهای شاتکی ساخته شده مبتنی بر SiNWs رشد یافته، در معرض تابش لامپ‌های LED به رنگ‌های قرمز، سبز و آبی قرار گرفتند. در تمامی نمونه‌ها مشخصه‌ی I-t بیانگر پاسخ سریع نمونه‌ها نسبت به تابش‌های فرودی بود و بیشترین جریان نوری برای تابش نور قرمز حاصل شد. دریافتیم بیشینه نسبت پاسخ نوری متعلق به نمونه ساخته شده در زمان ۸۰ min و در دمای ۵۰ °C است.

کلمات کلیدی: سونش شیمیایی به کمک فلز تک مرحله‌ای (1-MACE)، SiNWs، ویفرهای

سیلیکونی نوع n و p، فوتودیوهای شاتکی

مقالات مستخرج از رساله

مقالات ژورنالی

- 1- Somaye Ashrafabadi, Hosein Eshghi, "Synthesis and characterization of n-type lightly doped mesoporous silicon nanowires through 1-MACE, influence of etching solution temperature" Journal of Materials Science: Materials in Electronics, January 2018.
- 2- Somaye Ashrafabadi and Hosein Eshghi, "Single-crystalline Si nanowires fabrication by one-step metal assisted chemical etching: The effect of etching time and resistivity of Si wafer", Superlattices and Microstructures, 2018.

مقالات کنفرانسی

- 1) S. Ashrafabadi, H. Eshghi; "Fabrication of Silicon Nanowires through One-step MACE"; ICNN 2016, October 2016.
- 2) Somaye Ashrafabadi; Hosein Eshghi. "Investigation of influence of etching time and solution temperature on physical properties of silicon nanowires through 1-MACE method", International Biennial Conference on Ultrafine Grained and Nanostructured Materials (6th UFGNS 2017); November 2017.

۳) سمیه اشرف آبادی، حسین عشقی. "سنتز نانوسیم‌های سیلیکونی به روش سونش شیمیایی تک مرحله‌ای، بررسی تاثیر زمان سونش"؛ کنفرانس ماده چگال زنجان، خرداد ۹۵.

۴) سمیه اشرف آبادی، حسین عشقی؛ "خواص اپتیکی نانو سیم های سیلیکونی ساخته شده به روش 1-MACE"؛ بیست و سومین کنفرانس اپتیک و فوتونیک ایران، بهمن ۹۵.

فهرست مطالب

فصل ۱ . معرفی سیلیکون، نانوساختارهای سیلیکونی متخلخل و فوتودیودهای وابسته	۱
۱-۱ مقدمه	۲
۲-۱ سیلیکون	۳
۱-۲-۱ نیمرسانای غیر ذاتی	۴
۳-۱ نانوساختارهای سیلیکونی	۶
۱-۳-۱ نانو ذرات	۶
۲-۳-۱ سیلیکون متخلخل	۱۱
۳-۳-۱ نانوسیم‌های سیلیکونی	۱۷
۴-۱ اتصال فلز-نیمرسانا	۲۱
۱-۴-۱ آشکارسازهای نوری نیمرسانا	۲۳
۵-۱ مروری بر مقالات مرتبط با ساخت SiNWs	۲۷
۱-۵-۱ سنتز SiNWs بر روی زیرلایه‌ی p-Si	۲۷
۲-۵-۱ سنتز SiNWs بر روی زیرلایه‌ی n-Si	۳۶
۳-۵-۱ آشکارسازهای نوری مبتنی بر Si	۴۵
فصل ۲ مراحل آزمایشگاهی و روش‌های مشخصه‌یابی	۵۷
۱-۲ مقدمه	۵۸
۲-۲ سنتز نانوسیم‌های سیلیکونی	۵۸
۳-۲ اتصالات فلزی	۶۱

۶۴ اندازه‌گیری خواص نوری فوتودیویدهای ساخته شده
۶۶ ۵-۲ میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM)
۶۷ ۶-۲ میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM)
۶۹ ۷-۲ طیف سنج نوری
۷۱ ۸-۲ طیف سنجی رامان
۷۱ ۹-۲ طیف سنجی فوتولومینسانس
۷۲ ۱۰-۲ دستگاه اندازه‌گیری اثر هال
۷۵ فصل ۳. نتایج و بحث: لایه‌های نازک فلزی
۷۶ ۱-۳ مقدمه
۷۶ ۲-۳ مبانی نظری لایه‌های نازک طلا
۷۸ ۳-۳ خواص اپتیکی
۸۲ ۴-۳ خواص الکتریکی
 فصل ۴. سنتز نانوسیم‌های سیلیکونی در ویفر Si نوع p و خصوصیات فیزیکی فوتودیویدهای شاتکی
۸۵ وابسته
۸۶ ۱-۴ مقدمه
۸۶ ۲-۴ تاثیر غلظت $AgNO_3$
۸۸ ۳-۴ تاثیر زمان سونش بر مورفولوژی و ساختار نانوسیم‌ها
۹۷ ۴-۴ تاثیر مقاومت ویژه الکتریکی زیرلایه ویفر سیلیکون بر مورفولوژی نانوسیم‌ها
۹۸ ۵-۴ خواص اپتیکی

۶-۴ طیف رامان	۱۰۳
۷-۴ طیف فوتولومینسانس (PL)	۱۰۶
۸-۴ مطالعه‌ی تاثیر پیکربندی‌های مختلف الکتروود فوقانی طلا بر عملکرد دیود و فوتودیودهای وابسته	۱۰۹
۹-۴ فوتودیود شاتکی مبتنی بر نانوسیم‌های سیلیکونی نوع p	۱۱۴
۱-۹-۴ مشخصه‌یابی I-V فوتودیودهای شاتکی ساخته شده از SiNWs در شرایط تاریکی	۱۱۴
۲-۹-۴ مشخصه‌یابی I-V و I-t فوتودیودهای شاتکی ساخته شده از SiNWs، در شرایط نورتایی	۱۱۷
فصل ۵ . سنتز نانوسیم‌های سیلیکونی در ویفر سیلیکون نوع n و خصوصیات فیزیکی فوتودیودهای شاتکی وابسته	
۱-۵ مقدمه	۱۲۵
۲-۵ تاثیر زمان سونش بر مورفولوژی و ساختار نمونه ها	۱۲۶
۳-۵ تاثیر دمای محلول سونش بر مورفولوژی نانوسیم‌ها	۱۳۰
۴-۵ طیف بازتاب	۱۳۶
۵-۵ طیف رامان	۱۴۰
۶-۵ طیف فوتولومینسانس (PL)	۱۴۲
۷-۵ فوتودیود شاتکی مبتنی بر نانوسیم‌های سیلیکونی نوع n	۱۴۵
۱-۷-۵ مشخصه‌یابی I-V فوتودیودهای شاتکی ساخته شده از SiNWs، در شرایط تاریکی	۱۴۵
۲-۷-۵ مشخصه‌یابی I-V و I-t فوتودیودهای شاتکی ساخته شده از SiNWs، در شرایط نورتایی	۱۴۹
فصل ۶ نتیجه‌گیری و پیشنهادات	
	۱۵۵

- ۱-۶ تاثیر غلظت $AgNO_3$ بر روی مورفولوژی نمونه‌های سنتز شده به روش 1-MACE ۱۵۶
- ۲-۶ تاثیر زمان سونش بر مورفولوژی و ساختار نانوسیم‌ها ۱۵۶
- ۳-۶ تاثیر مقاومت ویژه‌ی الکتریکی ویفر سیلیکون بر مورفولوژی نانوسیم‌ها ۱۵۷
- ۴-۶ تاثیر دمای محلول سونش بر مورفولوژی نانوسیم‌ها ۱۵۷
- ۵-۶ تاثیر پیکربندی الکتروود فوقانی طلا بر عملکرد دیود و فوتودیودهای مبتنی بر SiNWs ۱۵۸
- ۶-۶ فوتودیودهای شاتکی بر پایه نانوسیم‌های سیلیکونی نوع p ۱۵۸
- ۷-۶ فوتودیودهای شاتکی بر پایه نانوسیم‌های سیلیکونی نوع n ۱۵۸
- ۸-۶ پیشنهادات برای مطالعات آتی ۱۵۹

فهرست شکل‌ها

- شکل ۱-۱: الف) ساختار نواری، ب) ساختار بلوری، و پ) جهت‌گیری صفحات بلوری سیلیکون [۶].... ۴
- شکل ۲-۱: طرح‌واره‌ی الف) سیلیکون نوع n ب) سیلیکون نوع p [۷]..... ۵
- شکل ۳-۱: ساختار نواری و چگالی حامل‌ها برای نیم‌رسانای الف) ذاتی ب) نوع n پ) نوع p [۷]..... ۵
- شکل ۴-۱: تصویر TEM نانوذره‌ی سیلیکونی [۹, ۱۱]..... ۸
- شکل ۵-۱: تصویر HRTEM بلورهای سیلیکونی تهیه شده به روش شیمیایی [۱۷]..... ۹
- شکل ۶-۱: نمای مقطع عرضی یک سلول آندی‌سازی [۱۸]..... ۱۲
- شکل ۷-۱: تصویر SEM نمونه‌ی سیلیکون متخلخل ساخته شده به روش سونش الکتروشیمیایی [۲۲]..... ۱۳
- شکل ۸-۱: طرح‌واره‌ی انحلال سیلیکون [۱۸, ۲۵]..... ۱۴
- شکل ۹-۱: تصویر SEM سیلیکون متخلخل تهیه شده به روش سونش مرطوب [۲۸]..... ۱۵
- شکل ۱۰-۱: طرح‌واره‌ی دستگاه سونش با محلول سونش شامل TMAH [۲۱]..... ۱۶
- شکل ۱۱-۱: نمایش طرح‌واره‌ی نمونه‌ی GLE [۲۱]..... ۱۷
- شکل ۱۲-۱: تصویر SEM سیلیکون متخلخل تهیه شده به روش GLE [۲۹]..... ۱۷
- شکل ۱۳-۱: طرح‌واره‌ی تشکیل نانوسیم‌های متخلخل طی فرایند 1-MACE در محلول $\text{HF}/\text{AgNO}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ [۳۴]..... ۲۱
- شکل ۱۴-۱: نمودار نوارهای انرژی اتصال فلز - نیم‌رسانا (نوع p و n) در شرایط الف) تعادل گرمایی، ب) بایاس مستقیم و ج) بایاس معکوس. [۵]..... ۲۲
- شکل ۱۵-۱: پنج فرایند اصلی انتقال تحت بایاس مستقیم. (۱) گسیل گرمایی. (۲) تونل زنی. (۳) بازترکیب. (۴) پخش الکترون‌ها. (۵) پخش حفره‌ها [۷]..... ۲۲
- شکل ۱۶-۱: طرح‌واره‌ی یک فوتودیود p-i-n. فوتودیود در بایاس معکوس با ولتاژ V_0 عمل می‌کند. اعمال

این ولتاژ یک میدان الکتریکی قوی DC در عرض ناحیه‌ی ذاتی (i) تولید می‌کند. فوتون‌هایی که در ناحیه‌ی i جذب می‌شوند و سبب تولید الکترون و حفره‌های آزاد شده که توسط میدان الکتریکی به ترتیب به سمت ناحیه‌ی n و p حرکت می‌کنند. حامل‌هایی که به نواحی آلیپیده می‌رسند، در مدار خارجی شارش کرده و جریان نوری I_{pc} را تولید می‌کنند [۵۴]. ۲۴.....

شکل ۱-۱۷: تصویر الف) SEM آرایه‌های pNW (نوار مقیاس $10 \mu\text{m}$ است) ب) TEM یک نانوسیم (نوار مقیاس 20 nm است)، تصویر الحاقی الگوی SAED نانوسیم است [۳۴]. ۲۸.....

شکل ۱-۱۸: تصاویر SEM و TEM، SiNWs سونش شده در محلول الف و ب) فاقد H_2O_2 ، ج و د) H_2O_2 با غلظت 0.05 M . (تصاویر ضمیمه الگوی SAED نمونه است). نوار مقیاس SEM و TEM به ترتیب $10 \mu\text{m}$ و 50 nm است [۳۴]. ۲۹.....

شکل ۱-۱۹: تصاویر فوتولومینسانس pSiNW حاصل از ویفر p-Si با میزان تراکم آرایش‌های مختلف الف) آرایش سبک (نوار مقیاس $1 \mu\text{m}$ است) و ب) آرایش سنگین (نوار مقیاس $2 \mu\text{m}$ است) [۳۴]. ۳۰.....

شکل ۱-۲۰: تصاویر SEM مقطع عرضی و نمای فوقانی SiNWs ساخته شده با غلظت‌های مختلف AgNO_3 شامل الف) 20 ، ب) 30 و ج) 50 mM [۶۲]. ۳۱.....

شکل ۱-۲۱: طیف رامان SiNWs سونش شده در غلظت‌های مختلف AgNO_3 ، به همراه طیف مربوط به Si صیقلی (تصویر الحاقی) [۶۲]. ۳۲.....

شکل ۱-۲۲: تصاویر FESEM نانوسیم‌های سنتز شده در زمان الف) 10 min ، ب) 1 h ، و ج) تصویر TEM نمونه‌ی سنتز شده در مدت زمان 1 h [۶۳]. ۳۲.....

شکل ۱-۲۳: الف) طیف بازتاب نمونه‌های سونش شده به روش 2-MACE در زمان‌های مختلف ب) طرح‌واره‌ی نمونه‌های SiNWs بر اساس ضریب شکست تدریجی [۶۳]. ۳۳.....

شکل ۱-۲۴: تصاویر SEM نانوسیم‌های سنتز شده در زمان‌های الف) 20 ، ب) 40 ، ج) 60 و د) 80 min [۶۵]. ۳۴.....

شکل ۱-۲۵: طیف الف) رامان Si کپه‌ای به همراه SiNWs سنتز شده در زمان‌های سونش مختلف، و ب) طیف PL نانوسیم‌های سنتز شده در زمان‌های ۶۰ و ۸۰ min [۶۵]. ۳۵

شکل ۱-۲۶: تصاویر SEM نانوسیم‌های رشد یافته بر روی n-Si (الف و ب) با آلایش سبک، و (ج و د) با آلایش متوسط، در زمان سونش ۶۰ min [۳۸]. ۳۷

شکل ۱-۲۷: تصاویر الف) SEM، و ب) TEM، نانوسیم‌های رشد یافته بر روی n-Si با آلایش سنگین در زمان سونش ۶۰ min [۳۸]. ۳۸

شکل ۱-۲۸: نمودار انرژی در سطح مشترک سیلیکون-الکترولیت با تغییر سطح آلایش در n-Si(100). E_F انرژی فرمی، E_{CB} و E_{VB} به ترتیب لبه نوارهای رسانش و ظرفیت در سیلیکون کپه‌ای، $E_{CB,S}$ و $E_{VB,S}$ به ترتیب لبه نوارهای رسانش و ظرفیت در سطح مشترک، W_{SCL} پهنای لایه‌ی بار فضایی و $\Delta\phi$ سد انرژی بین $E_{CB,S}$ و E_F است. [۳۸]. ۳۹

شکل ۱-۲۹: 1-MACE ویفر n-Si(100) با آلایش متوسط در محلول 5mol/L HF/0.02 mol/L AgNO₃ در زمان ۱ h تصویر الف) ویفر سونش شده، و ب) SEM نانوسیم‌های تشکیل شده [۳۸]. ۴۰

شکل ۱-۳۰: تصاویر الف) SEM و ب) TEM (نوار مقیاس ۵۰ nm است)، نانوسیم‌های رشد یافته بر روی زیرلایه n-Si با آلایش سبک (0.01-0.02 Ω cm) [۷۱]. ۴۱

شکل ۱-۳۱: تصاویر SEM نانوسیم‌های سیلیکونی سنتز شده در شرایط سونش یکسان بر روی زیرلایه‌های با مقاومت ویژه‌های الف) ۷-۱۲ Ω cm و ب) بزرگ‌تر از ۱۰۰۰۰ Ω cm [۷۱]. ۴۱

شکل ۱-۳۲: تصاویر SEM الف) آرایه‌های SiNWs، و آرایه‌های p-SiNWs تولید شده با فرایند الکتروشیمیایی در زمان‌های ب) ۱ min، ج) ۲ min و د) ۳ min، در تصاویر SEM با بزرگنمایی بالا در ضمیمه، نوار مقیاس ۵۰ nm است [۷۲]. ۴۲

شکل ۱-۳۳: تصاویر TEM، p-SiNWs تولید شده با فرایند الکتروشیمیایی در زمان‌های الف) ۱ min، ب) ۲ min و ج) ۳ min [۷۲]. ۴۳

شکل ۱-۳۴: طیف بازتاب SiNWs و p-SiNWs آماده شده در زمان‌های مختلف فرایند الکتروشیمیایی [۷۲]. ۴۴

شکل ۱-۳۵: طیف رامان SiNW و p-SiNWs تهیه شده در فرایند الکتروشیمیایی با زمان‌های ۱، ۲ و min ۳ [۷۲]. ۴۴

شکل ۱-۳۶: الف و ب) تصاویر SEM و ج) آنالیز EDS (تصویر الحاقی تصویر TEM)، آرایه‌ی SiNWs رشد یافته بر روی زیرلایه‌ی n-Si [۷۷]. ۴۶

شکل ۱-۳۷: الف) طرح‌واره، و ب) تصویر SEM مقطع عرضی آشکارساز ITO/n-Si NW [۷۷]. ۴۷

شکل ۱-۳۸: بازده کوانتومی آشکارساز نوری ITO/n-SiNW. در بایاس صفر تا ۷ V-۳ [۷۷]. ۴۸

شکل ۱-۳۹: زمان پاسخ آشکارساز SiNW، MIS مسطح Si و تجاری اندازه‌گیری شده با لیزر در بایاس صفر [۷۷]. ۴۸

شکل ۱-۴۰: الف) طرح‌واره‌ی ساختار آشکارساز MOS و ب) ساختار نواری سازوکار تشکیل جریان نوری. جفت الکترون-حفره‌های تولید شده نوری به وسیله‌ی میدان الکتریکی داخل ناحیه‌ی تهی از هم جدا می‌شوند [۷۸]. ۴۹

شکل ۱-۴۱: جریان‌های تاریکی آشکارسازهای MOS با الکترودهای Ag و Au. نمودار ضمیمه مشخصه‌ی جریان-ولتاژ را در بایاس منفی تحت شرایط تاریکی و روشنایی (در طول موج ۳۱۹nm) برای قطعه‌ی Ag را نشان می‌دهد [۷۸]. ۵۰

شکل ۱-۴۲: الف) طیف عبور فلز-اکسید-Si برای Ag=130 nm و Au=70 nm، ب) طیف پاسخ آشکارساز نوری تونلی MOS با الکترودهای Ag با ضخامت‌های ۷۰، ۱۰۰ و ۱۳۰ nm. نمودار ضمیمه FWHM و قله‌ی پاسخ بر حسب ضخامت فلز را نشان می‌دهد [۷۸]. ۵۱

شکل ۱-۴۳: طیف پاسخ آشکارساز نوری با الکترودهای طلا [۷۸]. ۵۲

شکل ۱-۴۴: الف) طرح‌واره‌ی و ب) تصویر HRTEM مقطع عرضی، آشکارساز Ni/SiO₂/Si [۵۹]. ۵۳

- شکل ۱-۴۵: الف) منحنی نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ و ب): پاسخ نوری برای طول‌موج‌های ۳۵۰، ۴۰۰، ۶۰۰ و ۹۰۰ nm آشکارساز $\text{Ni/SiO}_2/\text{Si}$ [۵۹] ۵۴
- شکل ۱-۴۶: نسبت پاسخ نوری در طول‌موج‌های مختلف [۵۹] ۵۵
- شکل ۲-۱: تصویر یک نمونه سیلیکونی قبل (تصویر سمت راست) و بعد از سونش (تصویر سمت چپ). ۶۰
- شکل ۲-۲: طرح‌واره‌ی محفظه‌ی خلا دستگاه لایه‌نشانی تبخیر فیزیکی ۶۲
- شکل ۲-۳: طرح‌واره‌ی ویفر سیلیکون با اتصال‌های آلومینیوم در دو طرف آن. ۶۲
- شکل ۲-۴: منحنی جریان-ولتاژ لایه‌ی آلومینیوم بر روی ویفرهای سیلیکون با مشخصه اهمی. ۶۳
- شکل ۲-۵: الف) الگوی استفاده شده جهت لایه‌نشانی لایه‌ی نازک طلا، ب) نمونه‌ی SiNWs با پوشش طلا به شکل الگوی مورد نظر. ۶۳
- شکل ۲-۶: طرح‌واره‌ی سیستم لایه‌نشانی کندوپاش. ۶۴
- شکل ۲-۷: طرح‌واره‌ی فوتودیود ساخته شده. ۶۵
- شکل ۲-۸: مجموعه‌ی استفاده شده جهت اندازه‌گیری جریان نوری بر حسب زمان. ۶۶
- شکل ۲-۹: طیف LED های استفاده شده در اندازه‌گیری مشخصه‌ی جریان نوری فوتودیودهای ساخته شده. ۶۶
- شکل ۲-۱۰: الف) میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی (FESEM) دانشگاه تهران، و ب) طرح‌واره‌ی ساختار داخلی میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM). ۶۷
- شکل ۲-۱۱: میکروسکوپ الکترونی عبوری TEM دانشگاه تهران به همراه طرح واره‌ی آن. ۶۸
- شکل ۲-۱۲: دستگاه طیف سنج نوری مدل (Shimadzu UV-Vis. 1800) واقع در دانشگاه صنعتی شاهرود. ۷۰
- شکل ۲-۱۳: طرح‌واره‌ی یک رسانا در شرایط آزمایش هال. ۷۲

شکل ۳-۱: ساختار نواری طلا، ϵF انرژی تراز فرمی و ω_{ib} بسامد زاویه‌ای آستانه‌ی جذب بین نواری طلا است [۹۵]..... ۷۸

شکل ۳-۲: الف) طیف عبور تمامی لایه‌ها، ب) طیف عبور لایه‌های با ضخامت‌های ۶۰ تا ۱۲۰ nm برای مشاهده جزئیات، ج) طیف جذب تمامی لایه‌ها، د) طیف جذب لایه‌های با ضخامت‌های ۵ و ۱۰ nm برای مشاهده جزئیات، ه) طیف بازتاب تمامی لایه‌ها در گستره‌ی طول موجی ۳۰۰-۱۱۰۰ nm..... ۷۹

شکل ۳-۳: الف) تغییرات بیشینه‌ی عبور و جذب در طول موج ۵۰۰ nm بر حسب ضخامت لایه‌های فلزی طلا. ب) طیف جذب و بازتاب لایه‌ی نازک طلا با ضخامت ۳۰ nm..... ۸۱

شکل ۳-۴: نمودار الف) ضریب جذب و ب) عمق نفوذ لایه‌ی نازک طلا با ضخامت ۱۰ nm بر حسب طول موج نور فرودی..... ۸۲

شکل ۳-۵: تغییرات الف) Rs ، ب) مقاومت ویژه، ج) R_H و n و د) تحرک حامل‌ها، بر حسب ضخامت لایه‌های نازک طلا..... ۸۳

شکل ۴-۱: تصاویر FESEM نمونه‌های آماده شده در غلظت‌های مختلف $AgNO_3$ الف-د) ۰/۰۱۵ M، ه) ۰/۰۲ M و زمان‌های سونش ۳۰ و ۶۰ min در دو گروه A و B..... ۸۸

شکل ۴-۲: تصاویر FESEM نمونه‌های تهیه شده از ویفر با مقاومت ویژه ۰/۵ Ωcm (گروه A) در زمان‌های سونش الف) و ب) ۳۰ min، ج) و د) ۶۰ min، ه) و و) ۸۰ min و ز) و ح) ۱۰۰ min..... ۹۰

شکل ۴-۳: تصاویر FESEM نمونه‌های تهیه شده از ویفر با مقاومت ویژه ۱-۱۰ Ωcm (گروه B) در زمان‌های الف) و ب) ۳۰ min، ج) و د) ۶۰ min، ه) و و) ۸۰ min، ز) و ح) ۱۰۰ min..... ۹۱

شکل ۴-۴: تصاویر FESEM مقطع عرضی نمونه‌های الف) A3، ب) A4 (ج) A5 و همچنین د) B3، ه) B4 و و) B5..... ۹۲

شکل ۴-۵: طیف EDS نانوسیم‌های سنتز شده الف) A3، ب) B3، و ج) B4..... ۹۳

شکل ۴-۶: تغییرات الف) طول و ب) قطر میانگین SiNWs بر حسب زمان سونش (۳۰، ۶۰ و ۸۰ min).....

- ۹۴
 شکل ۷-۴: تصاویر TEM یک نانوسیم نوعی از نمونه‌های الف (B3، ب) A3، ج) B4 (د) A4 (ه) B5 و) A5.
 ۹۵
 شکل ۸-۴: الگوی پراش SAED از نانوسیم‌های سنتز شده الف (A3، ب) A4، ج) A5، د) B3، ه) B4، و) B5.
 ۹۶
 شکل ۹-۴: طیف بازتاب نمونه‌ها (به همراه ویفر Si مربوطه جهت مقایسه) با مقاومت ویژه الف (Ωcm ۰/۵ و ب) Ωcm ۱-۱۰. ۹۹
 شکل ۱۰-۴: محاسبه‌ی گاف نواری مبتنی بر معادلات (۱-۵) و (۲-۵) برای SiNWs رشد یافته بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه‌های الف (Ωcm ۰/۵، و ب) Ωcm ۱-۱۰. ۱۰۱
 شکل ۱۱-۴: نمودار تغییرات گاف نواری با زمان سونش برای نانوسیم‌های گروه A و B. ۱۰۱
 شکل ۱۲-۴: نمودارهای وابسته به تغییرات $d[\text{Ln}(\alpha h\nu)]/d[h\nu]$ بر حسب $h\nu$ به منظور تعیین گاف نواری اپتیکی (E_g) نانوسیم‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌های سیلیکونی با مقاومت ویژه الف (Ωcm ۰/۵، و ب) Ωcm ۱-۱۰. ۱۰۲
 شکل ۱۳-۴: نمودار تغییرات گاف نواری با زمان سونش برای نانوسیم‌های گروه A و B. ۱۰۳
 شکل ۱۴-۴: طیف رامان سیلیکون کپه‌ای و SiNWs رشد یافته در دو گروه الف) A، و ب) B به همراه موقعیت قله‌های مربوط به هر نمونه. ۱۰۴
 شکل ۱۵-۴: طیف فوتولومینسانس SiNWs رشد یافته در گروه A و B. ۱۰۶
 شکل ۱۶-۴: منحنی جریان-ولتاژ برای نمونه‌ی A3 در شرایط تاریکی با انواع پیکربندی‌های الکتروود بالایی طلا به صورت الف) خطی و ب) نیم‌لگاریتمی. ۱۱۰
 شکل ۱۷-۴: تحلیل داده‌های جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده آلی (n) و جریان اشباع (I_s) در شرایط تاریکی در نمونه A3 با انواع پیکربندی‌های الکتروود بالایی طلا. ۱۱۰

شکل ۴-۱۸. نمودار جریان-زمان نمونه‌ی A3 با پیکربندی‌های مختلف الکتروود بالایی طلا، در شرایط بایاس معکوس ۱۱۲

شکل ۴-۱۹. نمودار تغییرات جریان-ولتاژ در قطعات دیودی ساخته شده از نانوسیم‌های سیلیکونی رشد یافته بر روی زیرلایه‌های سیلیکون با مقاومت ویژه الف) $0.5 \Omega\text{cm}$ و ب) $1-10 \Omega\text{cm}$ در شرایط تاریکی. ۱۱۵

شکل ۴-۲۰. تحلیل داده‌های جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده آلی (n) و جریان اشباع (I_s) در شرایط تاریکی در نمونه‌های آماده شده بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ ۱۱۵

شکل ۴-۲۱: تحلیل داده‌های جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده آلی (n) و جریان اشباع (I_s) نمونه‌های آماده شده بر روی زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $1-10 \Omega\text{cm}$ ، در شرایط تاریکی. ۱۱۶

شکل ۴-۲۲: منحنی خطی و نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ برای نمونه‌های سنتز شده در زمان‌های الف) وب) ۳۰ min، ج) و د) ۶۰ min، ه) و و) ۸۰ min، بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ ۱۱۸

شکل ۴-۲۳: منحنی خطی و نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ برای نمونه‌های سنتز شده در زمان‌های الف) وب) ۳۰ min، ج) و د) ۶۰ min، ه) و و) ۸۰ min، بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه $1-10 \Omega\text{cm}$ ۱۱۹

شکل ۴-۲۴: نمودار جریان-زمان فوتودیودهای ساخته شده بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ در زمان‌های سونش الف) ۳۰ ب) ۶۰ و ج) ۸۰ min در شرایط بایاس معکوس. ۱۲۰

شکل ۴-۲۵. نمودار جریان-زمان فوتودیودهای ساخته شده بر روی زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ در زمان‌های سونش الف) ۳۰ ب) ۶۰ و ج) ۸۰ min در شرایط بایاس معکوس. ۱۲۱

شکل ۵-۱: تصاویر FESEM نمونه‌ی N1 تهیه شده در دمای اتاق و زمان سونش ۳۰ min با مقیاس‌های الف) ۲۰، و ب) $5 \mu\text{m}$ ۱۲۷

شکل ۵-۲: تصاویر FESEM نمونه‌ی N2 (الف و ب) حالت مایل، و (ج و د) مقطع عرضی، تهیه شده در دمای اتاق و زمان سونش ۶۰ min ۱۲۷

شکل ۳-۵: تصاویر FESEM نمونه‌ی N3 (الف و ب) حالت مایل، (ج و د) مقطع عرضی نمونه تهیه شده در دمای اتاق و زمان سونش ۸۰ min ۱۲۸

شکل ۴-۵: تغییرات (الف) طول میانگین، و (ب) قطر میانگین SiNWs در نمونه‌های N2 و N3 سنتز شده در دمای اتاق. ۱۲۹

شکل ۵-۵: (الف و ب) تصاویر FESEM نمونه‌ی N4 در دو مقیاس ۲۰ و ۵ μm ، و (ج) تصویر TEM و (د) الگوی SAED. ۱۳۰

شکل ۶-۵: تصاویر FESEM نمونه N2-50 سنتز شده در زمان ۶۰ min و دمای 50°C (الف و ب) حالت مایل با مقیاس‌های ۵ و ۲۰ μm ، و (ج) مقطع عرضی. ۱۳۱

شکل ۷-۵: (الف) الگوی پراش SAED و (ب) تصویر TEM، نمونه‌ی ساخته شده در زمان ۶۰ min و دمای 50°C ۱۳۲

شکل ۸-۵: تصاویر FESEM نمونه N3-50 سنتز شده در زمان ۸۰ min و دمای 50°C (الف-د) حالت مایل، (و) و (ه) مقطع عرضی. ۱۳۲

شکل ۹-۵: تصاویر FESEM نمونه N3-75 سنتز شده در زمان ۸۰ min و دمای 75°C (الف-د) حالت مایل و (و - ه) مقطع عرضی. ۱۳۳

شکل ۱۰-۵: تغییرات طول میانگین SiNWs در نمونه N3 (با زمان سونش ۸۰ min) در محلول‌های دماهای مختلف: اتاق، 50°C و 75°C ۱۳۴

شکل ۱۱-۵: الگوهای پراش SAED (سمت راست) و تصاویر TEM (سمت چپ) نمونه‌های (الف و ب) N3، (ج و د) N3-50، و (ه) N3-75. ۱۳۵

شکل ۱۲-۵: طیف بازتاب (الف) نانوسیم‌های رشد یافته در زمان‌های (الف) ۶۰ min، (ب) ۸۰ min و دماهای سونش مختلف (دمای اتاق، 50°C و 75°C). نمودار ضمیمه در شکل (الف) نشان‌دهنده‌ی طی بازتاب ویفر سیلیکون کپه‌ای است. ۱۳۷

شکل ۵-۱۳: محاسبه‌ی گاف نواری مبتنی بر معادلات (۵-۱) و (۵-۲) برای SiNWs رشد یافته الف) در زمان ۶۰ min و دمای اتاق، ب) در زمان ۶۰ min و دمای ۵۰ °C، و ج) در زمان ۸۰ min و دماهای اتاق، ۵۰ °C و ۷۵ °C..... ۱۳۸

شکل ۵-۱۴: نمودارهای وابسته به تغییرات $dLnah\theta/d[h\theta]$ بر حسب $h\theta$ به منظور تعیین گاف نواری اپتیکی (E_g) نانوسیم‌های رشد یافته در زمان‌های سونش الف) ۶۰ min، و ب) ۸۰ min، در دماهای مختلف..... ۱۳۹

شکل ۵-۱۵: طیف رامان سیلیکون کپه‌ای n-Si و SiNWs رشد یافته در زمان‌های الف) ۶۰ min، و ب) ۸۰ min، در دماهای سونش: اتاق، ۵۰ °C و ۷۵ °C..... ۱۴۰

شکل ۵-۱۶: طیف فوتولومینسانس SiNWs رشد یافته الف) در زمان سونش ۶ min و دمای محلول °C ۵۰، ب) در زمان سونش ۸۰ min و دماهای محلول مختلف شامل: دمای اتاق، ۵۰ °C و ۷۵ °C..... ۱۴۲

شکل ۵-۱۷: منحنی نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ در قطعات دیودی ساخته شده از نانوسیم‌های سیلیکونی رشد یافته در زمان‌های الف) ۶۰ min و ب) ۸۰ min، و در دماهای مختلف، در شرایط تاریکی..... ۱۴۶

شکل ۵-۱۸: برازش داده‌ها در ناحیه‌ی خطی منحنی نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع معکوس (I_s) در نمونه‌های سنتز شده در زمان سونش ۶۰ min و محلول‌های سونش با دماهای: الف) RT و ب) ۵۰ °C، در شرایط تاریکی. معادله‌ی خط راست برازشی در هر نمودار ذکر شده است..... ۱۴۷

شکل ۵-۱۹: تحلیل داده‌های جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع معکوس (I_s) در نمونه‌های سنتز شده در زمان سونش ۸۰ min و دماهای الف) RT، ب) ۵۰ °C و ج) ۷۵ °C، در شرایط تاریکی. معادله‌ی خط راست برازشی در هر نمودار ذکر شده است..... ۱۴۷

شکل ۵-۲۰: منحنی جریان-ولتاژ برای نمونه‌های ساخته شده در زمان ۶۰ min و دماهای الف) و ب) دمای اتاق، و ج) و د) ۵۰ °C. در شرایط در معرض تابش نور با طول‌موج‌های مختلف..... ۱۴۹

شکل ۵-۲۱: منحنی خطی و نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ برای نمونه‌های ساخته شده در زمان ۸۰ min و دماهای (الف و ب) دمای اتاق، (ج و د) 50°C و (ه-و) 75°C ، در شرایط در معرض تابش نور با طول موج‌های مختلف. ۱۵۰.....

شکل ۵-۲۲: نمودار جریان-زمان در فوتودیودهای ساخته شده از SiNWs سنتز شده در زمان ۶۰ min و دماهای (الف) RT و (ب) 50°C . ۱۵۱.....

شکل ۵-۲۳: نمودار جریان-زمان در فوتودیودهای ساخته شده از SiNWs سنتز شده در زمان ۸۰ min و دماهای: (الف) RT و (ب) 50°C و (ج) 75°C . ۱۵۲.....

فهرست جدول‌ها

جدول ۱-۱: جابه‌جایی قله‌ی رامان و اندازه‌ی SiNCs در نمونه‌های سونش شده در زمان‌های مختلف	[۶۵]
۳۵.....	
جدول ۱-۴: شرایط ساخت نمونه‌ها.....	۸۷.....
جدول ۲-۴: شرایط ساخت نمونه‌ها.....	۸۹.....
جدول ۳-۴: اندازه‌ی نانوبلورک‌های سیلیکونی نمونه‌ها مبتنی بر معادله‌ی (۴-۵).....	۱۰۵.....
جدول ۴-۴: محل قله‌ی PL و پهنای کامل نیمه‌ی بیشینه (FWHM).....	۱۰۶.....
جدول ۵-۴: شرایط ساخت قطعه‌های با انواع پیکربندی‌ها برای الکتروود طلا.....	۱۰۹.....
جدول ۶-۴: ضریب ایده‌آلی، نسبت یکسوسازی و جریان اشباع در نمونه A3 با پیکربندی‌های مختلف الکتروود طلا.....	۱۱۱.....
جدول ۷-۴: کمیت‌های استخراج شده از منحنی جریان-ولتاژ قطعات ساخته شده از زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ ، در شرایط تاریکی.....	۱۱۶.....
جدول ۸-۴: کمیت‌های استخراج شده از منحنی جریان-ولتاژ قطعات ساخته شده از زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $1-10 \Omega\text{cm}$ ، در شرایط تاریکی.....	۱۱۶.....
جدول ۹-۴: نسبت پاسخ نوری نوری قطعات ساخته شده از زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ در طول موج‌های مختلف.....	۱۲۲.....
جدول ۱-۵: شرایط رشد نانوسیم‌ها در زمان و دماهای مختلف.....	۱۳۱.....
جدول ۲-۵: مقادیر گاف نواری نمونه‌های سنتز شده.....	۱۳۸.....
جدول ۳-۵: موقعیت عدد موج قله طیف رامان، میزان جابه‌جایی آن نسبت حالت سیلیکون کپه‌ای و تخمین اندازه‌ی نانوبلورک‌های سیلیکونی بر روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها، مبتنی بر معادله‌ی ۵-۵.....	۱۴۱.....
جدول ۴-۵: موقعیت طول موج قله‌ی PL به همراه انرژی فوتون‌های وابسته برای SiNWs رشد یافته در	

زمان ۶۰ و ۸۰ min و دماهای مختلف..... ۱۴۳

جدول ۵-۵: کمیت‌های استخراج شده از منحنی جریان-ولتاژ قطعات ساخته شده در زمان‌ها و محلول‌های سونش با دماهای مختلف، در شرایط تاریکی..... ۱۴۸

جدول ۶-۵: نسبت پاسخ نوری نوری قطعات ساخته شده از زیرلایه n-Si با مقاومت ویژه $0.22 \Omega\text{cm}$ در طول موج‌های مختلف..... ۱۵۳

فصل ۱. معرفی سیلیکون، نانوساختارهای سیلیکونی متخلخل و فوتودیودهای وابسته

۱-۱ مقدمه

سیلیکون نیمرسانایی است که در مقایسه با سایر نیمرساناها به علت نقش مهمی که در زمینه‌های الکترونیک، تبدیل و ذخیره‌ی انرژی دارد، گسترده‌ترین کاربرد و استفاده را در دهه‌های اخیر داشته است. نانوساختارهای سیلیکونی به واسطه‌ی ویژگی‌های مورفولوژی‌شان، در بسیاری کاربردها در مقایسه با نمونه‌ی کپه‌ای عملکرد برتری دارند. به همین دلیل محققین مشتاق هستند تا روش‌هایی برای ساخت قابل کنترل نانوساختارهای سیلیکونی استخراج کرده و کاربرد آن‌ها را مورد بررسی قرار دهند [۱]. روش‌های مختلفی برای ساخت نانوساختارهای سیلیکونی با طرح بالا به پایین یا پایین به بالا ارایه شده است. در میان این روش‌ها، سونش شیمیایی به کمک فلز^۱ (MACE) به واسطه‌ی ساده بودن و قیمت ارزان به طور ویژه مورد توجه قرار گرفته و امیدوارکننده است [۱-۳]. نانوساختارهای سیلیکونی مختلفی از جمله نانوسیم‌های سیلیکونی^۲ (SiNWs)، نانوسیم‌های سیلیکونی متخلخل^۳ (p-SiNWs) و نانوحفره‌های سیلیکونی با موفقیت با این روش ساده ساخته شده‌اند، به طوری که ویژگی‌های ریخت‌شناسی آن‌ها به خوبی کنترل شده‌اند. تلاش‌های زیادی به تشخیص و بررسی قطعات مختلف بر مبنای نانوساختارهای سیلیکونی از جمله قطعات ذخیره‌ی انرژی، اپتوالکترونیک و حسگرها اختصاص یافته است [۱]. گزارش‌های اخیر درباره‌ی کاربردهای بالفعل نانوساختارهای سیلیکونی بسیار امیدوارکننده است. به عنوان مثال، دریافته‌اند که بازده تبدیل انرژی خورشیدی با استفاده از SiNWs با نسبت سطح به حجم بالا، افزایش می‌یابد. SiNWs در مقایسه با سیلیکون کپه‌ای رسانایی گرمایی بسیار کمتری دارد، بنابراین به عنوان یک ماده‌ی ترموالکتریک عالی مورد توجه قرار گرفته است [۴].

^۱ Metal Assisted Chemical Etching (MACE)

^۲ Silicon NanoWires (SiNWs)

^۳ Porous NanoWires (p-SiNWs)

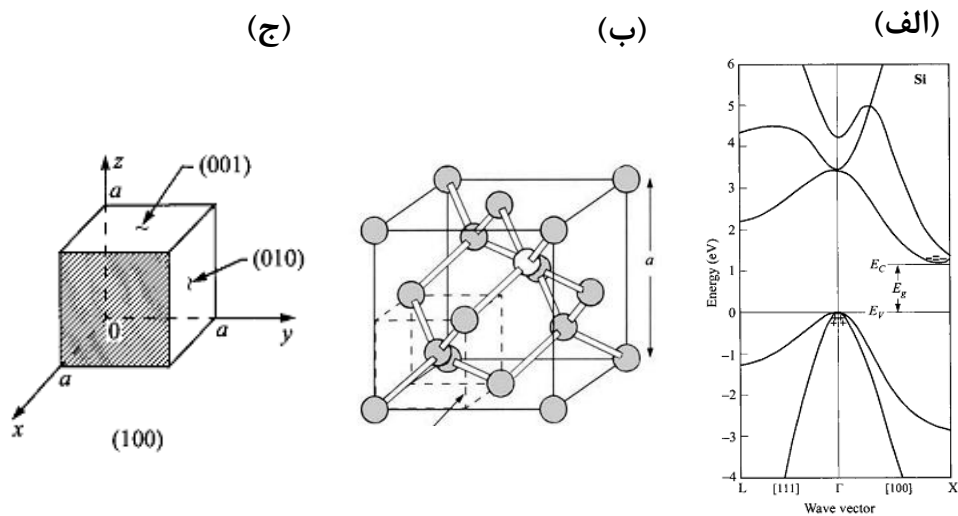
۲-۱ سیلیکون

مطالعه‌ی مواد نیم‌رسانا از ابتدای قرن نوزدهم آغاز شد. در اوایل ۱۹۵۰، ژرمانیم (Ge) ماده‌ی نیم‌رسانای عمده بود. از آغاز ۱۹۶۰، سیلیکون یک جایگزین عملی برای ژرمانیم شد و اکنون به عنوان ماده‌ی برای ساخت نیم‌رسانا جایگزین ژرمانیم شده است. دلایل اصلی استفاده از سیلیکون این است که قطعات سیلیکونی در دمای اتاق خواص بهتری از خود نشان می‌دهند و دی‌اکسیدسیلیکون با کیفیت بالا به روش گرمایی رشد داده می‌شود. همچنین ملاحظه‌ی اقتصادی نیز وجود دارد. قطعات سیلیکونی بسیار کم هزینه‌تر از هر نیم‌رسانای دیگر می‌باشد. سیلیکون به شکل سیلیس (SiO_2) و سیلیکات در حدود ۲۵ درصد از پوسته‌ی زمین را تشکیل می‌دهد. در حال حاضر، تکنولوژی سیلیکون در میان تمام نیم‌رساناها از پیشرفته‌ترین شرایط برخوردار است [۵].

سیلیکون دارای ساختار الماسی با ثابت شبکه‌ی $5/43 A^0$ است. شبکه‌ی الماسی از در همروی دو شبکه‌ی مکعبی مرکز سطحی^۱ (fcc) ساخته شده که در راستای قطر اصلی مکعب به اندازه‌ی یک چهارم طول قطر، جابه‌جا شده‌اند. در این ساختار عدد هم‌آرایی^۲ ۴ است، به عبارت دیگر هر اتم دارای ۴ نزدیکترین همسایه است که رئوس یک چهاروجهی منظم را تشکیل می‌دهند. گاف نواری سیلیکون غیر مستقیم بوده و در دمای اتاق و در فشار اتمسفر 1.12 eV است. چگالی حامل‌های ذاتی در دمای اتاق برای سیلیکون از مرتبه‌ی 10^{10} cm^{-3} است. شکل ۱-۱ ساختار نواری و بلوری و جهت‌گیری صفحات بلوری سیلیکون را نشان می‌دهد [۶].

^۱ Face Centered Cubic

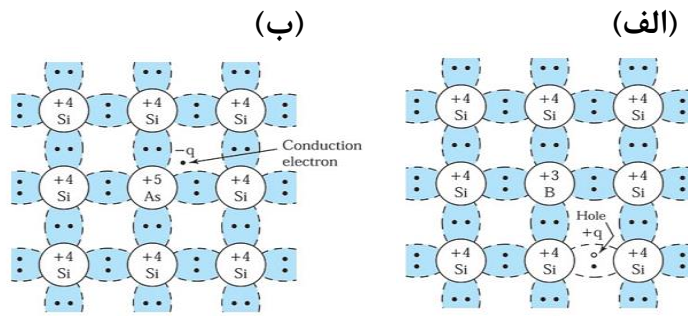
^۲ Coordination number



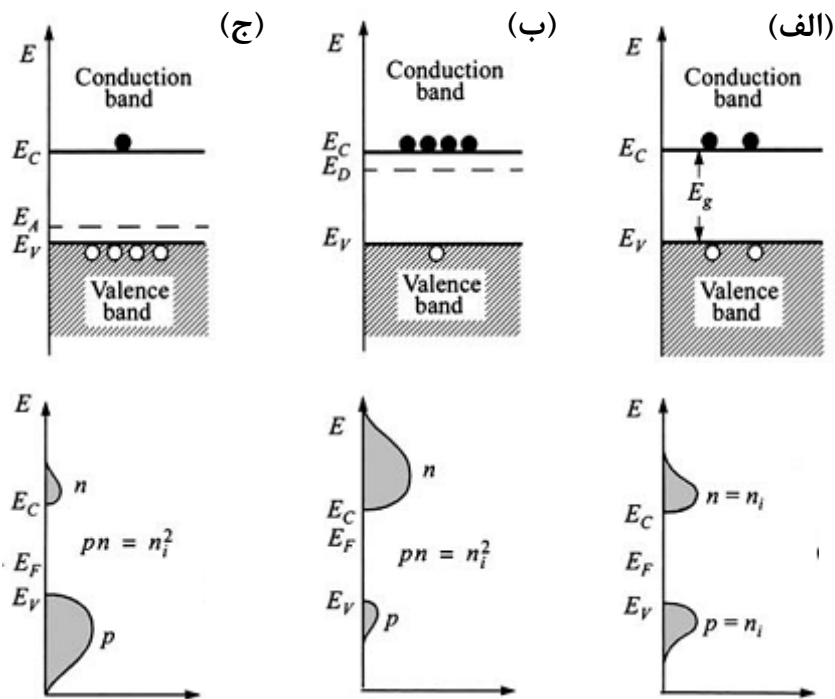
شکل ۱-۱: الف) ساختار نواری، ب) ساختار بلوری، و پ) جهت گیری صفحات بلوری سیلیکون [۶].

۱-۲-۱ نیمرسانای غیر ذاتی

از آنجا که تولید یک الکترون در نوار رسانش، یک حفره در نوار ظرفیت ایجاد می‌کند، در نیمرسانای خالص، تراکم الکترون‌ها و حفره‌ها یکسان است. رسانندگی ذاتی اکثر نیمرساناها بسیار کم است، لذا نمی‌توان به سادگی در ساخت قطعات از آن‌ها استفاده کرد. با افزودن ناخالصی، می‌توان رسانندگی را کنترل کرد، به این نیمرساناها، نیمرسانای غیرذاتی می‌گویند. اگر یک عنصر پنج ظرفیتی از گروه V جدول تناوبی نظیر فسفر، آرسنیک و آنتیموان را برای جانشینی برخی از اتم‌های سیلیکون وارد کنیم، هر اتم جدید جانشین شده، یک الکترون بیشتر از آنچه برای ساختن پیوندهای کووالانسی در شبکه لازم است، دارد. از آنجا که الکترونهای اضافی در پیوند مقید نیستند، با صرف انرژی اندکی می‌توان آن‌ها را آزاد کرد. چون هر اتم پنج ظرفیتی یک الکترون آزاد به شبکه می‌بخشد، عنصر پنج ظرفیتی را اصطلاحاً بخشنده می‌گویند. الکترونهای آزاد بار منفی حمل می‌کنند و یک بار مثبت ساکن در جایگاه اتمهای ناخالصی جانشین شده بر جای می‌ماند در نتیجه شرط خنثی بودن بار حفظ می‌شود. در این نوع نیمرسانای غیرذاتی که نوع n نامیده می‌شود (شکل ۱-۲ الف)، تراکم الکترونها بیش‌تر از تراکم



شکل ۱-۲: طرحواره‌ی الف) سیلیکون نوع n (ب) سیلیکون نوع p [۷].



شکل ۱-۳: ساختار نواری و چگالی حامل‌ها برای نیم‌رسانای الف) ذاتی (ب) نوع n (پ) نوع p [۷].

حفره‌هاست. اگر یک عنصر سه ظرفیتی نظیر بور، آلومینیوم و یا گالیوم را به عنوان اتم جایگزین استفاده کنیم، پیکربندی پیوند یک الکترون کم خواهد داشت. بنابراین همراه با بار منفی ثابت در جایگاه اتم ناخالصی، یک حفره تولید می‌شود. اگر یونش کامل باشد، تعداد حفره‌ها با تعداد اتمهای ناخالصی برابر است. ناخالصی سه ظرفیتی در Si به پذیرنده معروف است، چرا که این ناخالصی الکترونی را از نوار

ظرفیت می‌پذیرد تا حفره تولید کند. این نوع نیمرساناها نوع p نامیده می‌شوند (شکل ۱-۲ ب) [۶, ۷]. نمودارهای ساختار نوار انرژی و چگالی حامل‌ها برای نیمرسانای ذاتی و نیمرسانای نوع n و p در شکل ۱-۳ نشان داده شده است.

۱-۳ نانوساختارهای سیلیکونی

کاهش اندازه‌ی قطعات سیلیکونی منجر به علاقه‌مند شدن محققین به خواص سیلیکون در ابعاد نانو یا به شکل خوشه‌ها و نانوذرات یا ساختارهای شبه یک بعدی مانند نانوسیم‌ها و یا سیلیکون متخلخل شده است. این شکل‌های نانوسیلیکونی یک ویژگی دلخواه جدید به سیلیکون افزوده‌اند به طوری که به یک ماده‌ی اپتیکی مفید تبدیل شده است. اولین بار پدیده لومینسانس در سیلیکون متخلخل مشاهده شد، پس از آن مطالعات زیادی بر روی نانوذرات و همچنین نانوسیم‌ها برای درک منشا فوتولومینسانس انجام شد و طیف گسترده‌ای از کاربردها ظهور کردند. جنبه‌ی مهم نانوساختارها این است که ویژگی‌های آن‌ها به واسطه‌ی محدودیت کوانتومی، وابسته به اندازه و شکل آنهاست. این ویژگی‌های جدید می‌تواند منجر به امکان طراحی مواد با ویژگی‌های دلخواه شود [۸].

۱-۳-۱ نانو ذرات

برخلاف سیلیکون کپه‌ای، نانوذرات سیلیکونی فوق‌العاده کوچک در گسیل نور در رنگ‌های قرمز-سبز-آبی^۱ (RGB) مناسب هستند. قطعات سیلیکونی نور گسیل در نهایت می‌توانند منجر به لیزر بر روی

^۱ Red-Green-Blue

تراشه، نسل جدید تراشه‌های سیلیکونی و گسترش عملکرد فن‌آوری Si از میکروالکترونیک به اپتوالکترونیک و بیوفوتونیک شوند [۸].

امروزه مبحث نانوذرات (نانوبلورک‌ها (NC^۱) یا نقطه‌های کوانتومی^۲) فعال‌ترین حوزه‌ی علم است. به ویژه نانوذرات سیلیکونی حوزه‌ای جذاب از علم است که پیامدهای تکنولوژیکی قابل توجهی دارد. تحقیقات انجام شده توسط نایفه^۳ در سال ۲۰۰۰ نشان داد که با کاهش اندازه‌ی بلور Si عنصری به چند ده اتم ($\sim 1 \text{ nm}$)، بدون تغییر ترکیب شیمیایی، ماده‌ای جدید، یک نانوذره با خواص جدید الکترونیکی و غیرالکترونیکی شامل لومینسانس فوق‌العاده روشن و فوق‌العاده پایدار، خلق می‌شود که پیش از این قابل دسترس نبوده است [۹، ۱۰].

در دهه‌ی اخیر، روش‌های متعددی برای سنتز نانوذرات Si، توسعه یافته که شامل روش‌های فیزیکی، فیزیکی-شیمیایی، شیمیایی و الکتروشیمیایی می‌شود [۸].

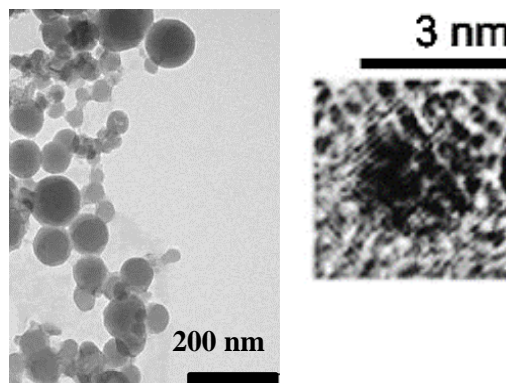
روش فیزیکی: در این روش ویفر سیلیکون تمیز شده به عنوان ماده‌ی هدف در محلول (کلرومتان یا تری کلرومتان) غوطه‌ور می‌شود سپس تحت تابش لیزر پالسی هارمونیک با توان بالا قرار می‌گیرد. در حین تابش لیزر، محلول دایما در حال هم‌خوردن است. تابش لیزر بر روی سطح چندین بار (۲۰ تا ۱۰۰ مرتبه) تکرار می‌شود. پس از پایان فرایند برش لیزری، تکه‌های شکسته شده از ماده‌ی هدف منتقل شده تا به وسیله‌ی فیلترها جمع‌آوری شوند [۸]. برای به دست آوردن نانوذرات کوچک‌تر مرحله‌ی دیگری پس از برش لیزری اضافه می‌شود. در این مرحله، محلول به ظرف پلاستیکی منتقل شده و در خلا تبخیر می‌شود. سپس رسوب باقی مانده در ظرف توسط مخلوطی از ایزوپروپانول

^۱ Nano crystallites

^۲ Quantum dots

^۳ Nayfeh

نانوذرات سیلیکون (SiNPs^1) در حمام فراصوتی قرار می‌گیرد. شکل ذرات به دست‌آمده کروی است (شکل ۴-۱) [۹، ۱۱]. مشکل روش‌های برشی بازده پایین، هزینه، عدم کنترل بر روی اندازه و کیفیت ذره‌های تولید شده است [۸].



شکل ۴-۱: تصویر TEM نانوذره‌ی سیلیکونی [۹، ۱۱].

روش فیزیکی - شیمیایی: در این روش ذرات منزوی با آماده سازی فاز گازی سیلان‌ها (SiH_2Ph_2) از طریق احتراق کند^۲، تجزیه گرمایی [۱۲]، پلاسمای میکروموج [۱۳]، تبخیر گازی [۱۴] و یا لایه‌نشانی تبخیر شیمیایی^۳ (CVD) [۱۵] حاصل می‌شوند [۸]. مشکل این روش‌های ساخت نانوذرات، بازده پایین، هزینه بالا، عدم کنترل اندازه و شکل ذره می‌باشد. اگر چه تجزیه‌ی سیلان‌ها باعث تولید نانوذرات با توزیع اندازه‌ی نسبتاً کوچک می‌شود، اما دستکاری سطح ذرات پوشیده شده با SiO_2

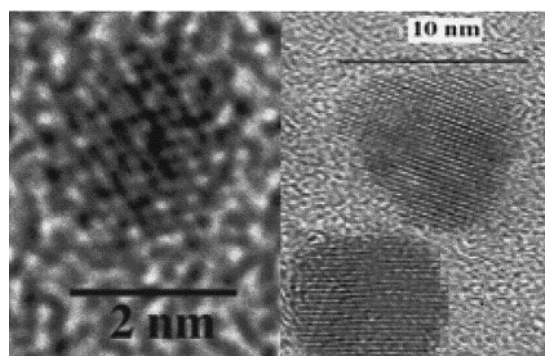
^۱ Silicon Nano Particles

^۲ Slow combustion

^۳ Chemical Vapour Deposition

و تولید در مقیاس بزرگ آسان نیست [۸].

روش شیمیایی: اخیراً نانوخوشه‌های Si در محدوده‌ی ۱۰-۲ nm به روش شیمیایی سنتز شدند. در این روش از میسل‌های وارون^۱ به عنوان ظرف‌های واکنش برای تولید نانوبلورهای Si که از نظر یکنواختی اندازه قابل توجه هستند، استفاده شده است [۱۶]. نانوذرات به واسطه‌ی کاهش نمک‌های یونی بدون آب (مانند SiX_4 که X=Cl, Br, I) که در ناحیه‌ی داخلی آب‌دوست محلول‌های بدون آب میسل‌ها حل شده است، به دست می‌آید [۸, ۱۶]. از آن‌جا که نمک‌های یونی به طور کامل در محیط روغنی (مانند اکتان) استفاده شده حل می‌شوند، هسته‌سازی و رشد Si به داخل میسل که از ۱۰ nm- تغییر می‌کند، محدود می‌شود [۱۷]. بر خلاف روش فیزیکی که منجر به بلورک‌های ناخالص Si که شامل مقدار زیادی SiO_2 بر روی سطح است، این روش ذرات Si با سطح منتهی به هیدروژن را تولید می‌کند. ذرات Si تشکیل شده تنها در گلاو باکس و در حضور Ar، برای مدتی طولانی (۶ ماه تا یک سال) پایدار هستند. این ذرات اگر در معرض اکسیژن قرار گیرند، احتمالاً به علت اکسایش سطح، تخریب می‌شوند [۸].

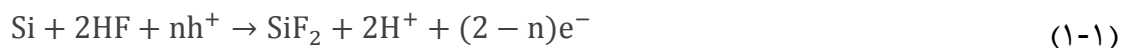


شکل ۱-۵: تصویر HRTEM^۲ بلورهای سیلیکونی تهیه شده به روش شیمیایی [۱۷].

^۱ Inverse micelle

^۲ High Resolution TEM

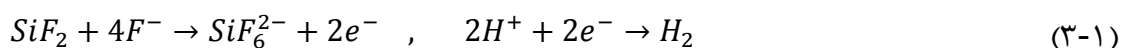
روش الکتروشیمیایی: بهترین روشی که تا کنون برای تولید ذرات پایدار منفعل شده به وسیله ی Si ایجاد شده است، پخش الکتروشیمیایی سیلیکون کپه ای است. سونش الکتروشیمیایی برای اولین بار در سال ۱۹۵۶ استفاده شد، اما به جای ساختار نانوماده منجر به الکتروپولیش شد. انحلال الکتروشیمیایی سیلیکون و در ادامه جدا کردن ذرات از هم به وسیله ی شکست فراصوتی، سوسپانسیون کلئیدی ذرات را در انواع حلال های آلی تولید می کند. این روش سونش فرایندی شامل انتقال دو الکترونی در کل واکنش الکتروشیمیایی شامل مولکول های HF است.



سپس، گونه های سیلیکون دو ظرفیتی تشکیل شده بر روی سطح طی یک واکنش کاهش در محلول، به یون های سیلیکون چهار ظرفیتی به شکل SiF_6^{2-} (محلول) اکسید می شوند:



با واکنش های جزئی زیر:



لایه ی متخلخل به دست آمده (شکل گرفته تحت آندی سازی الکتروشیمیایی ویفرهای Si بلوری در حمام الکترولیزی شامل HF) دارای یک معماری نانوساختار بسیار پیچیده شامل نانوسیم های بلوری یک بعدی و نانوبلورک های صفر بعدی است.

پخش فراصوتی ویفرهای Si سونش شده به روش الکتروشیمیایی در انواع حلال ها، منجر به سوسپانسیون کلئیدی نانوذرات Si می شود. توزیع اندازه ذرات به زمان آندی سازی و ترکیب محلول الکترولیت بستگی دارد.

۱-۳-۲ سیلیکون متخلخل

مشاهده‌ی فوتولومینسانس مرئی در دمای اتاق از سیلیکون متخلخل^۱ (PS) آماده شده در اسید هیدروفلوریک (HF)، به واسطه‌ی کاربرد در سلول‌های خورشیدی، دیودهای نورگسیل، حسگرهای گازی، حسگرهای رطوبتی، موجبرها و کاربردهای زیست دارویی، علاقه‌ی بسیاری از پژوهشگران را در سالهای اخیر به خود جلب کرده است. پیشرفت سیلیکون از یک ماده‌ی کلیدی برای میکروالکترونیک به یک ماده‌ی مورد توجه برای کاربردهای فوتونیک، نتیجه‌ی امکان کاهش ابعاد آن با روشی ارزان و ساده است. در واقع سونش الکتروشیمیایی Si تحت شرایط کنترل شده منجر به تشکیل Si نانو بلور می‌شود. ماده‌ی حاصل به واسطه‌ی مورفولوژی آن که شبکه‌ای نامنظم از منافذ^۲ است که به داخل Si وارد شده، سیلیکون متخلخل نامیده می‌شود. در این ساختار محدودیت کوانتومی نقش اساسی دارد. در واقع بسیاری از کاربردهای ممکن حاصل محدودیت کوانتومی (به عنوان مثال دیودهای نور گسیل) و یا واکنش پذیری بالای سطح آن (به عنوان مثال کاربردهای حسگری) است [۱۸]. اگر قطر حفره‌ها کمتر از ۲ nm باشد، لایه‌ی متخلخل میکرومتخلخل و اگر قطر حفره‌ها در محدوده‌ی ۵۰-۲ nm باشد، مزومتخلخل و اگر بزرگ‌تر از ۵۰ nm باشد، ماکرومتخلخل است [۱۹]. روش‌های رشد سیلیکون متخلخل عبارتند از سونش الکتروشیمیایی [۱۸]، سونش مرطوب [۲۰] و روش GLE^۳ [۲۱].

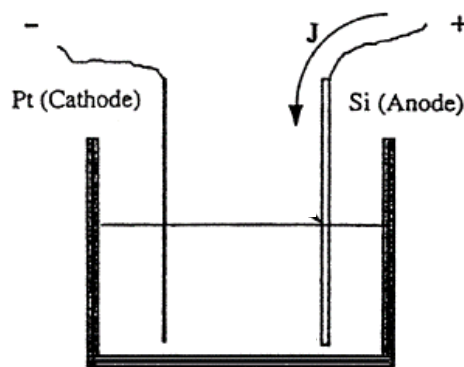
روش سونش الکتروشیمیایی: سونش الکتروشیمیایی Si در محلول HF، انجام می‌شود. در پی واکنش الکتروشیمیایی که در سطح Si رخ می‌دهد، انحلال جزیی Si آغاز می‌شود. عوامل متعددی از جمله الکترولیت، پتانسیل اعمالی و سلول سونش در این فرآیند موثر هستند. معمولاً HF در محلولی آبی که شامل حداکثر تا ۵۰٪ HF است، حل می‌شود. به خاطر ویژگی آب‌گریزی سطح Si تمیز، معمولاً اتانول

^۱ Porous Silicon

^۲ Pores

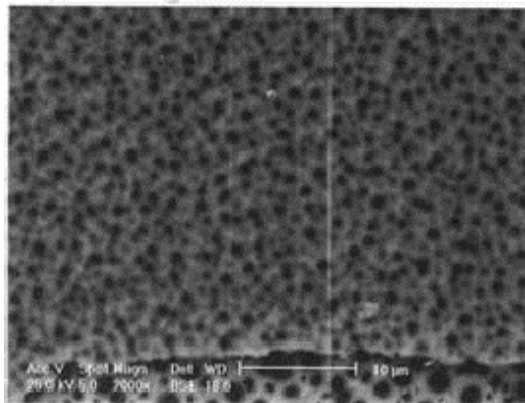
^۳ Gas-Lift Effect

خالص به محلول آبی اضافه می‌شود تا رطوبت‌پذیری (قابلیت خیسی) سطح PS را افزایش دهد. در واقع، محلول‌های اتانولی داخل حفره‌ها نفوذ می‌کنند، در حالیکه محلول‌های خالص آبی HF نفوذ نمی‌کنند. افزودن اتانول به محلول در همگنی جانبی و یکنواختی لایه ی PS در عمق، بسیار مهم است. به علاوه، در حین واکنش حباب‌های هیدروژن تشکیل می‌شود و در محلول‌های آبی خالص به سطح Si می‌چسبد، در حالی که اگر اتانول حضور داشته باشد، حباب‌ها سریعاً زدوده می‌شوند [۱۸]. همچنین، با کاهش دما یا افزودن گلیسرین به ترکیب محلول HF، ناهمگنی جانبی و ناهمواری سطح کاهش می‌یابد [۱۸]. انحلال Si با کنترل جریان آندی یا پتانسیل حاصل می‌شود. معمولاً کار با جریان ثابت ارجح است، زیرا کنترل بهتر میزان تخلخل و قابلیت ساخت مجدد لایه ی PS را ممکن می‌سازد [۱۸]. ساده‌ترین سلول الکتروشیمیایی یک ظرف تفلون است (شکل ۱-۶). ویفر Si مانند آند عمل می‌کند و کاتد اغلب از پلاتین یا سایر مواد رسانا و مقاوم در برابر HF است. بدنه‌ی سلول معمولاً از یک پلیمر مقاوم در برابر اسید مانند تفلون ساخته شده است. با استفاده از این سلول، PS بر روی همه‌ی سطح ویفر که در معرض HF قرار دارد، تشکیل می‌شود [۱۸]. شکل ۱-۷ تصویر SEM^۱ نمونه‌ی سنتز شده به روش سونش الکتروشیمیایی را نشان می‌دهد.



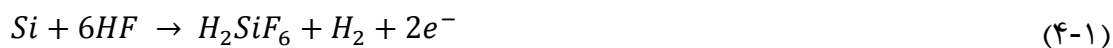
شکل ۱-۶: نمای مقطع عرضی یک سلول آندی‌سازی [۱۸].

^۱ Scanning Electron Microscopy



شکل ۱-۷: تصویر SEM نمونه‌ی سیلیکون متخلخل ساخته شده به روش سونش الکتروشیمیایی [۲۲].

شیمی انحلال^۱: شیمی انحلال دقیق Si هنوز مورد سوال است و سازوکارهای مختلفی پیشنهاد شده است. به هر حال، به طور کلی این مسئله مورد قبول است که برای تشکیل منافذ، حفره‌ها^۲ مورد نیاز هستند. در حین تشکیل منافذ، برای انحلال هر اتم Si توسط HF، دو اتم هیدروژن شکل می‌گیرد (معادله ی ۱-۴) [۲۳، ۲۴].



لمان^۳ و گسل^۴ [۲۵]، سازوکار انحلالی پیشنهاد کرده‌اند که به صورت طرح‌واره در شکل ۱-۸ نشان داده شده است.

روش سونش مرطوب: یک روش سنتی برای تولید کانال‌های عمیق در سیلیکون تک بلور،

استفاده از محلول‌های سونش قلیایی مانند KOH یا TMAH^۵ است. در این روش هندسه‌ی کانال

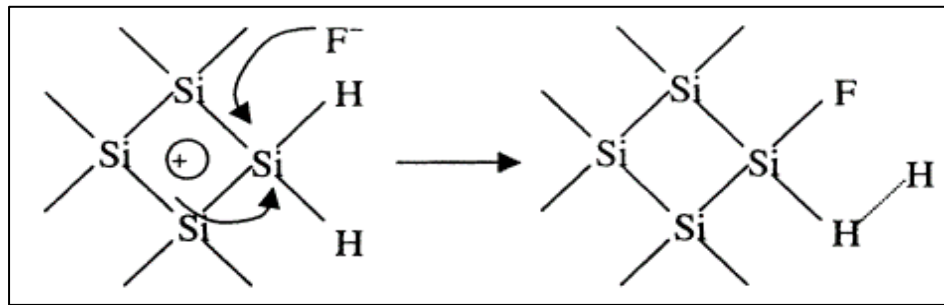
^۱ Dissolution chemistries

^۲ Holes

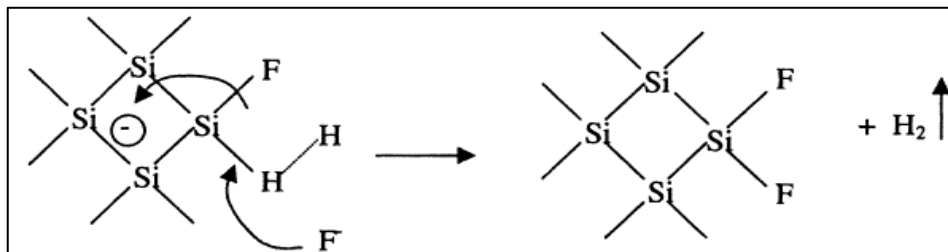
^۳ Lehmann

^۴ Gosele

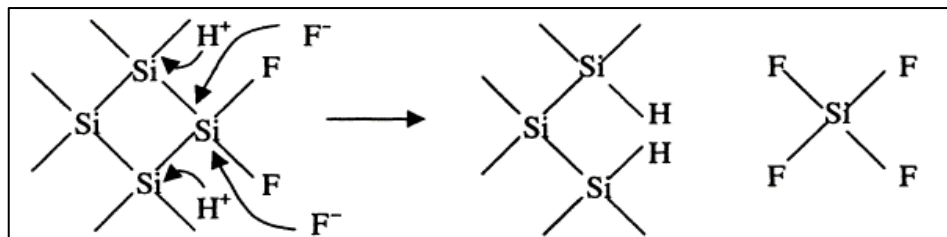
^۵ Tetra Methyl Ammonium Hydroxide (TMAH)



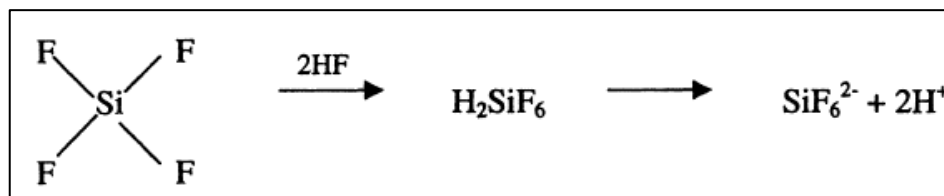
تزریق حفره و حمله‌ی یک یون فلورید به پیوند Si-H.



حمله‌ی دوم توسط یک یون فلورید با تولید هیدروژن و تزریق الکترون به زیرلایه.



حمله‌ی HF به پیوندهای پشتی Si-Si، اتمهای سطحی Si باقی‌مانده با اتمهای H پیوند دارند و یک مولکول سیلیکون تترافلورید تولید میشود.

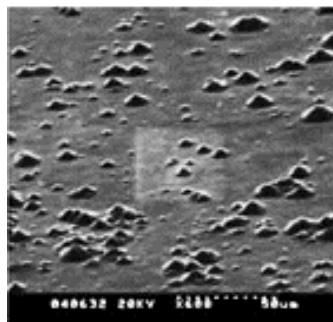


سیلیکون تترا فلورید با دو مولکول HF واکنش می‌دهد تا H_2SiF_6 بدهد و سپس یونیزه شود.

شکل ۸-۱: طرح‌واره‌ی انحلال سیلیکون [۱۸، ۲۵].

به‌وسیله‌ی صفحات بلور تعیین می‌شود [۲۶] و سونش همسانگرد و یا ناهمسانگرد است. در سونش همسانگرد آهنگ سونش در همه‌ی جهات یکسان است، به عبارت دیگر آهنگ سونش عرضی با آهنگ

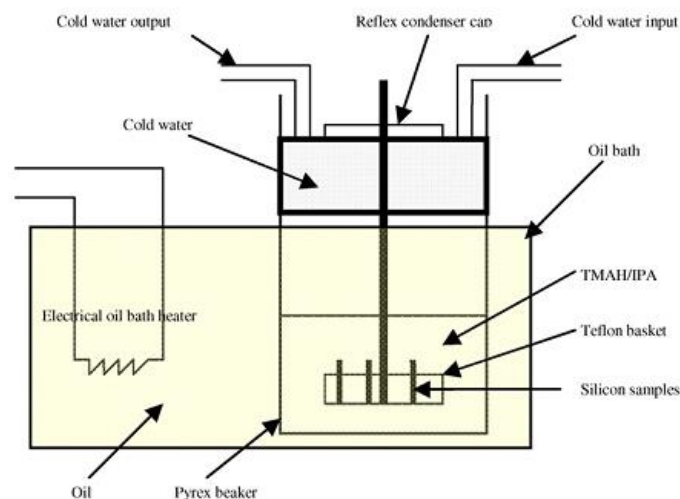
سونش عمودی یکسان است. اما در سونش غیرهمسانگرد آهنگ سونش به جهت صفحات بلوری بستگی دارد و آهنگ سونش عرضی با آهنگ سونش عمودی برابر نیست. این روش سونش فرآیند ارزان قیمتی است که در سونش سیلیکون تک بلوری بسیار استفاده می‌شود. معمولاً این فرآیند در محلول‌های قلیایی آبی که تا دمای $90-80^{\circ}\text{C}$ گرم شده است، انجام می‌شود. سونش به عواملی از جمله ترکیب، دما و غلظت محلول بستگی دارد. معمول‌ترین محلول KOH و TMAH است [۲۰]. آهنگ سونش در محلول شامل KOH و TMAH به شدت تحت تاثیر جهت گیری بلوری سیلیکون است. صفحه‌ی (۱۱۰) سریع‌ترین سطح سونش و صفحه‌ی (۱۱۱) کندترین صفحه‌ی سونش است. همچنین آهنگ سونش به شدت تابع دما است و به طور نمایی با دما تغییر می‌کند به طوری که در دماهای بالاتر، آهنگ سونش سریع‌تر است [۲۷]. شکل ۹-۱ تصویر SEM نمونه‌ی سنتز شده به روش سونش مرطوب را نشان می‌دهد [۲۸].



شکل ۹-۱: تصویر SEM سیلیکون متخلخل تهیه شده به روش سونش مرطوب [۲۸].

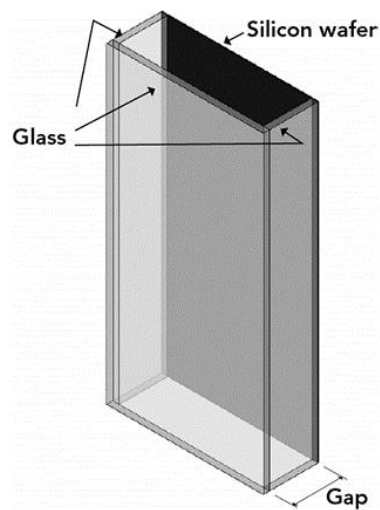
روش GLE: این اثر مانند یک سازوکار پمپاژ عمل می‌کند که حباب‌های هیدروژن را از سطح Si، با همان سرعتی که تولید می‌شوند، به سمت بالا و خارج از سیستم شتاب می‌دهد. در روش‌های دیگر زدودن هیدروژن با تاخیر انجام می‌شود، که منجر به اخلاص در فرآیند شیمیایی

الکل و Si می‌شود. استفاده از این روش برای سونش، مقدار^۱ IPA مورد نیاز را به ۵۰٪ و زمان سونش را بیش از ۶۰٪ کاهش داده است، که منجر به کاهش قابل ملاحظه‌ای در قیمت، همراه با افزایش بازده فرایند روآرایی، می‌شود. شکل ۱-۱۰ طرح‌واره‌ی دستگاه سونش را در این روش نشان می‌دهد. ظرف شیشه‌ای با TMAH، برای سونش نمونه‌های سیلیکونی، پر شده است. از سبد تفلونی برای نگهداری نمونه‌ها در داخل ظرف استفاده شده است. ظرف شیشه‌ای در حمام روغنی، به منظور ثابت نگه داشتن یکنواختی دمای محلول، قرار گرفته است. شکل ۱-۱۱ تکه شیشه‌ای را، با فاصله‌ی ۲ mm بین شیشه و ویفر سیلیکون، نشان می‌دهد که برای دست یافتن به GLE مورد استفاده قرار گرفته است [۲۱]. در این روش با توجه به قطر حباب‌های هیدروژن که حدود ۲mm است، فاصله‌ی مناسب بین شیشه و ویفر سیلیکون ۲mm است. این نکته حائز اهمیت است که افزایش دمای حمام روغنی نباید از نقطه‌ی تبخیر محلول الکترولیت بیشتر باشد [۲۱]. شکل ۱-۱۲ تصویر SEM نمونه‌ی سنتز شده به روش GLE را نشان می‌دهد [۲۹].

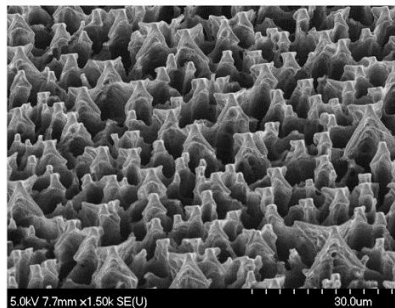


شکل ۱-۱۰: طرح‌واره‌ی دستگاه سونش با محلول سونش شامل TMAH [۲۱].

^۱ IsoPropyl Alcohol (C₃H₈O)



شکل ۱-۱۱: نمایش طرحواره‌ی نمونه‌ی GLE [۲۱].



شکل ۱-۱۲: تصویر SEM سیلیکون متخلخل تهیه شده به روش GLE [۲۹].

۳-۳-۱ نانوسیم‌های سیلیکونی

نانوسیم‌ها به طرز قابل توجهی الکترون‌ها، فوتون‌ها و فونون‌ها را در ابعادشان محدود می‌کنند [۳۰]. این مسئله منجر به تحولات کاربردی متنوع در نانو الکترونیک [۳۱]، اپتوالکترونیک [۳۲]، فوتولتایی [۳۳]، ذخیره‌ی انرژی، باتری‌های یون لیتیوم، [۳۴، ۳۵]، و حسگرهای بیوشیمیایی [۳۶] شده است. همچنین پنگ^۱ و همکاران [۳۷] گزارش دادند که آرایه‌های SiNWs جهت‌دار می‌توانند به طرز قابل توجهی

^۱ Peng

بازتاب نور در گستره طیفی وسیعی را کاهش داده و به عنوان پوشش ضد بازتاب برای کاربردهای سلول خورشیدی مبتنی بر Si به کار روند. نانوسیم‌های سیلیکونی به دلیل ذخایر فراوان، غیر سمی بودن، سازگاری با محیط زیست و تکنولوژی تولید بالغ، مورد توجه ویژه‌ای قرار گرفته‌اند [۳۸].

۱-۳-۳-۱ روش سونش شیمیایی به کمک فلز (MACE)

ساخت قابل کنترل نانوساختارهای سیلیکونی یک پیش‌نیاز برای کاربرد آن‌ها در قطعات است [۳۹]. رویکردهای بسیاری برای ساخت SiNWs توسعه یافته است که اغلب نیازمند تجهیزات گران قیمت، و شامل عملیات پیچیده، از جمله فرایند دما بالا و محیط با خلا بالا، است [۳۸، ۴۰]. در مقابل، سونش شیمیایی به کمک فلز (MACE)، روشی ساده، کم هزینه و مناسب برای تولید SiNWs در مقیاس ویفر است [۴۱، ۴۲]. این روش در دهه‌ی اخیر به طور فزاینده توجه علمی و فنی را به خود جلب کرده است [۳۸]. اخیراً این روش سنتز، SiNWs را برای پژوهش در ترموالکترونیک [۴۳]، فوتوولتایی [۴۴] و بیوحسگرها [۴۵] مورد توجه قرار داده است. در این روش کنترل ساختاری SiNWs از جمله قطر، طول، جهت، مورفولوژی و تخلخل بهتر انجام می‌شود. به طور کلی، کیفیت بلوری SiNWs حاصل از MACE زیرلایه‌ی تک بلوری بالا است [۳۹]. فرآیند MACE شامل دو مرحله‌ی متوالی است. در ابتدا زیرلایه‌ی Si با نانوذرات و یا لایه‌ی نازکی از یک فلز نجیب (مانند Au، Ag و یا Pt) پوشانده می‌شود. سپس در مرحله‌ی بعد زیرلایه سیلیکون در معرض محلول سونش شامل HF قرار می‌گیرد [۳۴، ۳۸، ۴۶]. با توجه به این که این دو مرحله به صورت هم‌زمان یا جداگانه یا رخ دهند، به MACE یک مرحله‌ای (1-MACE) و یا دو مرحله‌ای (2-MACE) طبقه‌بندی می‌شود. در روش ساده‌ی 1-MACE هسته سازی نانوذرات نقره و سونش به طور هم‌زمان در یک محلول آبی شامل HF، نمک فلز (AgNO_3) و H_2O_2 به عنوان عامل اکسید کننده رخ می‌دهد [۴۷]. در 2-MACE، ابتدا کاتالیست فلزی به صورت تصادفی در محلول

آبی و یا به صورت منظم با استفاده از الگوهایی روی سطح ویفر قرار می‌گیرد و سپس سونش ناهمسانگرد در محلول آبی HF شامل H_2O_2 یا $Fe(NO_3)_3$ رخ می‌دهد [۳۸]. معمولا SiNWs ساختارهای جامد بدون حفره دارند. SiNWs و سیلیکون متخلخل به ترتیب دارای ویژگی‌های برجسته‌ی ضدبازتاب و فوتولومینسانس هستند که منجر به توجه و مطالعه‌ی اختصاصی آن‌ها می‌شود [۳۶]. ترکیبی از این دو ویژگی و تشکیل یک نانوساختار ترکیبی جدید، نانوسیم‌های سیلیکونی متخلخل (p-SiNWs)، پیشنهاد شد. این ساختار جدید، در دهه‌ی گذشته، در نسل جدید اپتوالکترونیک مبتنی بر سیلیکون، استفاده شده است [۳۴، ۴۸، ۴۹]. اخیرا، نانو سیم‌های سیلیکونی با ساختارهای مزومتخلخل (اندازه‌ی حفره nm ۵۰-۲) با روش MACE به‌دست آمده‌اند. ^۱ mp-SiNWs کاربردهای گسترده‌ای به واسطه‌ی افزایش نسبت سطح به حجم و اثر محدودیت کوانتومی، دارد [۳۸]. به طور کلی، برای هر دو روش 1-MACE و 2-MACE، pSiNWs به راحتی از ویفرهای سیلیکون با آرایش متوسط و کم، به‌دست نمی‌آید [۵۰]. گزارش شده است که mp-SiNWs نوع n و p با روش 2-MACE می‌تواند تولید شود [۴۸، ۵۱]، و روش 1-MACE می‌تواند منجر به ساخت mp-SiNWs نوع p شود، اما SiNWs نوع n، بدون توجه به تراکم آرایش، با سطح زیر بدون حفره ایجاد می‌کند، [۳۸، ۴۰]. به طور کلی، نوع و میزان آرایش زیرلایه، روش ساخت، دما و زمان سونش تاثیر بسزایی بر روی مورفولوژی SiNWs ساخته شده دارند [۴۷].

سازوکار سونش: فرایند سونش شامل مجموعه‌ای از برهم‌کنش‌های الکتروشیمیایی به شرح زیر

است [۳۸، ۴۸، ۵۲]:



^۱ Mesoporous Silicon NanoWires (mp-SiNWs)



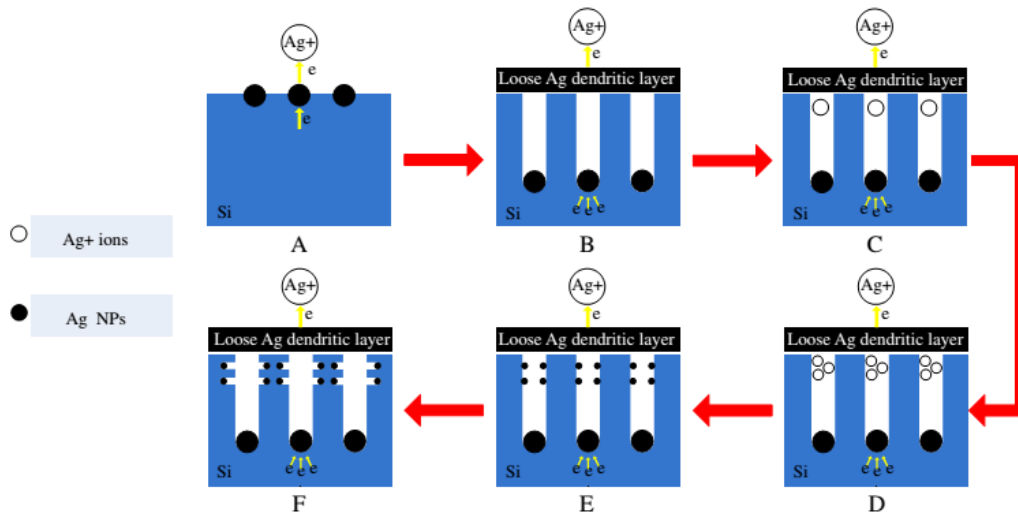
1-MACE در محلول آبی حاوی HF، AgNO₃ و H₂O₂ انجام می‌شود. AgNO₃ در فرایند سونش دو نقش دارد، یکی عامل اکسید کننده و دیگری فراهم کردن نانوذرات نقره که نقش کاتالیزور دارند [۴۸]. هنگامی که ویفر سیلیکون در محلول سونش غوطه‌ور می‌شود، سطح آن با لایه‌ی دندریت^۱ نقره پوشانده می‌شود. از آنجا که پتانسیل کاهش H₂O₂ (۱/۷۷ eV) بزرگ‌تر از پتانسیل کاهش Ag (eV) (۰/۷۸) است، دندریت‌های Ag تولید شده توسط H₂O₂ به یون‌های Ag⁺ اکسید می‌شوند (معادله‌ی ۱-۵). از آنجا که انرژی نوار رسانش سیلیکون در مقایسه با پتانسیل اکسایش-کاهش Ag ($E_{Ag^+/Ag}$) منفی‌تر است، الکترون‌ها ترجیحاً از سیلیکون به یون‌های Ag⁺ منتقل می‌شوند (یا در p-Si حفره‌ها به نوار رسانش سیلیکون تزریق می‌شوند). هسته‌های Ag واکنش‌های اکسایش-کاهش در سطح را تسریع می‌کنند [۳۸]. این انتقال الکترون منجر به هسته‌سازی نانوذرات نقره بر روی سطح ویفر و اکسایش سیلیکون می‌شوند (معادله‌های ۱-۶ و ۱-۷). SiO₂ اکسید شده توسط HF حل می‌شود (معادله‌ی ۱-۸). بنابراین نانوحفره‌هایی^۲ تشکیل می‌شود که نانو ذرات نقره^۳ (AgNPs) را به دام می‌اندازند و سبب سونش عمودی زیرلایه می‌شود [۳۸]. باقی‌مانده‌ی سیلیکون کپه‌ای به آرایه‌ای از SiNWs عمودی تبدیل می‌شود که ویژگی‌های ویفر اولیه را حفظ می‌کند. هسته‌سازی نانوذرات نقره معولاً در حالت‌های سطحی مانند پیوندهای معلق، نقص‌های بلوری و جایگاه‌های اطراف ناخالصی‌ها رخ می‌دهد [۳۸، ۴۸]. اکسایش یک اتم Si چهار الکترون تولید می‌کند و کاهش یک یون Ag⁺ فقط یک الکترون مصرف می‌کند. الکترون‌های اضافی آزاد شده از ویفر بر روی سطح AgNPs انباشته شده و یون‌های Ag⁺ را برای کاهش سوق می‌دهند. بنابراین اگر در الکترولیت ویفر کافی وجود داشته باشد، واکنش‌های ۱-۵ تا ۱-۸ همواره

^۱ Dendrite

^۲ Nanopits

^۳ Ag Nano Particles

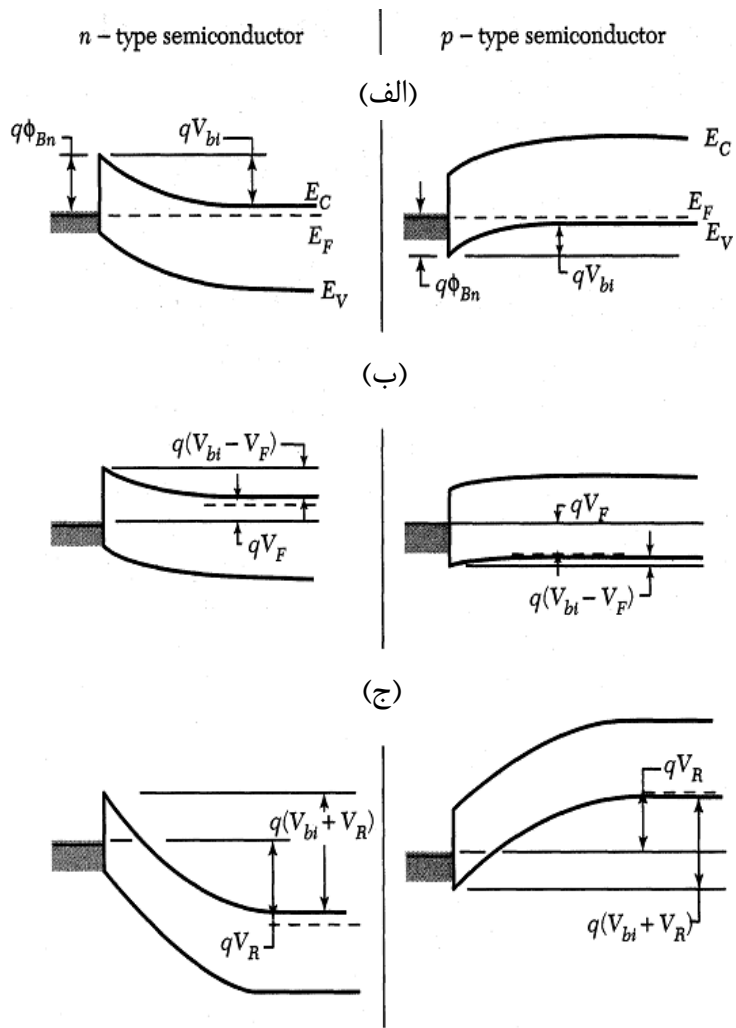
تکرار می‌شوند، در نتیجه ذرات Ag در داخل ویفر غوطه‌ور شده و هم‌زمان به دندریت تبدیل می‌شوند [۳۸, ۵۲, ۵۳]. شکل ۱-۱۳ طرح‌واره‌ی تشکیل نانوسیم‌های متخلخل طی فرایند 1-MACE را نشان می‌دهد.



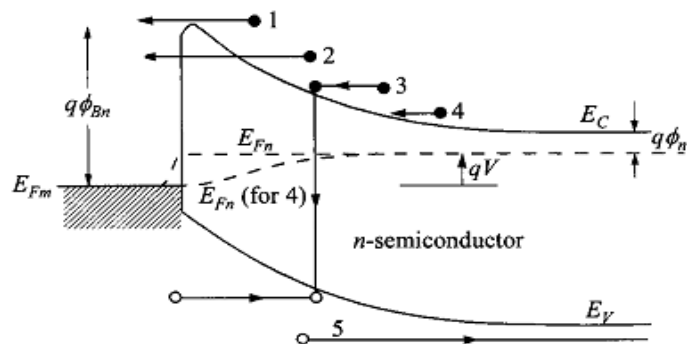
شکل ۱-۱۳: طرح‌واره‌ی تشکیل نانوسیم‌های متخلخل طی فرایند 1-MACE در محلول $\text{HF}/\text{AgNO}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ [۳۴].

۴-۱ اتصال فلز-نیمرسانا

هنگامی که بین یک فلز با یک نیمرسانا اتصال برقرار می‌شود به‌منظور هم‌ترازی سطوح فرمی در دو ماده، بارهای آزاد از نیمرسانا به فلز (و یا بالعکس) شارش می‌یابند. بر اثر این رخداد در محل فصل مشترک پیوندگاه سد پتانسیلی موسوم به سد شاتکی تشکیل می‌شود که مسئول کنترل چگالی جریان است. نمودار نوارهای انرژی در محل اتصال فلز-نیمرسانا (نوع n و p) در شکل ۱-۱۴ نمایش داده شده است. در این اتصالات غالباً جریان انتقالی به حامل‌های اکثریتی مربوط می‌شود، بر خلاف پیوندگاه p-n که حامل‌های اقلیتی مسئول مولفه‌های جریان هستند.



شکل ۱-۱۴: نمودار نوارهای انرژی اتصال فلز - نیمرسانا (نوع n و p) در شرایط الف) تعادل گرمایی، ب) بایاس مستقیم و ج) بایاس معکوس. [۵]



شکل ۱-۱۵: پنج فرایند اصلی انتقال تحت بایاس مستقیم. (۱) گسیل گرمایی، (۲) تونل زنی، (۳) بازترکیب، (۴) پخش الکترون‌ها، (۵) پخش حفره‌ها [۷].

شکل ۱-۱۵ پنج فرایند شارش حامل‌های بار تحت بایاس مستقیم یک اتصال شاتکی فلز-نیمرسانا نوع n را نشان می‌دهد (در بایاس معکوس فرایندهای معکوس رخ می‌دهد). این پنج فرایند عبارتند از:

- (۱) گسیل الکترون‌ها از نیمرسانا به فلز از بالای سد پتانسیل (فرایند غالب برای دیوده‌های شاتکی با نیمرساناهای با آرایش میانگین (در سیلیکون کم‌تر از 10^{17} cm^{-3}) که در دمای اتاق کار می‌کنند، (۲) تونل زنی الکترون‌ها از میان سد (برای نیمرساناهای با آرایش بالا مهم است و برای اغلب اتصالات اهمی)،
- (۳) بازترکیب در ناحیه بار فضایی (مشابه فرایند بازترکیب در پیوندگاه p-n)، (۴) پخش الکترون‌ها در ناحیه‌ی تهی و (۵) حفره‌های تزریق شده از فلز که داخل نیمرسانا پخش می‌شوند (معادل بازترکیب در ناحیه‌ی خنثی). بعلاوه، ممکن است جریان نشتی لبه^۱ به واسطه‌ی میدان الکتریکی بالا در حاشیه‌ی فلز-نیمرسانا یا جریان فصل مشترک به واسطه‌ی تله‌ها در فصل مشترک فلز - نیمرسانا نیز داشته باشیم [۷].

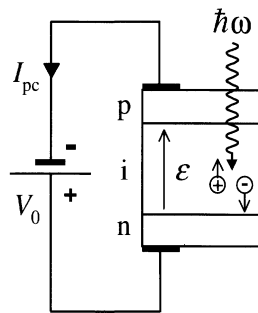
۱-۴-۱ آشکارسازهای نوری نیمرسانا

جذب قوی در نیمرساناها، اساس کار آشکارسازهای نیمرسانا است. نور با انرژی فوتون بیش از گاف نواری در نیمرسانا جذب می‌شود، و باعث ایجاد الکترون‌های آزاد در نوار رسانش و حفره‌های آزاد در نوار ظرفیت می‌شود. بنابراین حضور نور می‌تواند با اندازه‌گیری تغییر در مقاومت نمونه یا با اندازه‌گیری جریان الکتریکی در مدار خارجی آشکارسازی شود [۵۴].

فوتودیودها: شکل ۱-۱۶ طرح ساختار یک آشکارساز فوتودیود را نشان می‌دهد. این آشکارساز شامل یک پیوندگاه p-n با یک لایه‌ی نازک ذاتی (بدون آرایش) ساندویچ شده، می‌باشد، که یک ساختار p-i-n را تشکیل می‌دهد. غالباً دیوده‌های نوری در بایاس معکوس کار می‌کنند، که تضمین می‌کند هنگامی که

^۱ Edge leakage current

نوری حضور ندارد، فقط یک جریان بسیار کوچک در مدار است و یک میدان الکتریکی DC قوی \mathcal{E} در عرض ناحیه‌ی i اعمال می‌کند. فوتون‌هایی که در ناحیه‌ی i جذب می‌شوند، جفت الکترون-حفره تولید می‌کنند، که به سرعت توسط میدان الکتریکی از هم تفکیک و به سمت پایانه‌ها و در نتیجه در مدار خارجی شارش می‌یابد. جریان تولید شده به این طریق جریان نوری^۱ نامیده می‌شود [۵۴].



شکل ۱-۱۶: طرح واره‌ی یک فوتودیود p-i-n. فوتودیود در بایاس معکوس با ولتاژ V_0 عمل می‌کند. اعمال این ولتاژ یک میدان الکتریکی قوی DC در عرض ناحیه‌ی ذاتی (i) تولید می‌کند. فوتون‌هایی که در ناحیه‌ی i جذب می‌شوند و سبب تولید الکترون و حفره‌های آزاد شده که توسط میدان الکتریکی به ترتیب به سمت ناحیه‌ی n و p حرکت می‌کنند. حامل‌هایی که به نواحی آلائیده می‌رسند، در مدار خارجی شارش کرده و جریان نوری I_{pc} را تولید می‌کنند [۵۴].

از جمله مشخصه‌های یک دیود ضریب ایده‌آلی است. ضریب ایده‌آلی شامل همه‌ی آثار ناخواسته‌ای می‌شود که قطعه را از سازوکار جریان ایده‌آل دور می‌سازد. در یک دیود شاتکی چنان‌چه در تمام سطح پیوندگاه یکنواخت نباشد، وجود غیر یکنواختی ارتفاع سد در نقاط مختلف منجر به $n > 1$ می‌شود [۵۵].

معادله‌ی جریان بر حسب ولتاژ اعمالی برای یک پیوندگاه شاتکی واقعی توسط معادله‌ی ۱-۹ ارائه

^۱ Photocurrent

می‌شود [۵۶]:

$$I = I_S \exp\left(\frac{eV - IR_S}{nK_B T} - 1\right) \quad (۹-۱)$$

که در این رابطه e بار الکترون، V ولتاژ اعمالی، T دمای مطلق و n ضریب ایده‌آلی قطعه است. R_S مقاومت سری (مجموع مقاومت ماده و مقاومت اتصال در پیوندگاه) بوده و جمله IR_S ، افت پتانسیل در عرض مقاومت سری دیود شاتکی است. همچنین I_S جریان اشباع است که با رابطه‌ی ۱-۱۰ داده می‌شود [۵۷]:

$$I_S = AA^* T^2 \exp\left(\frac{-e\phi_b}{K_B T}\right) \quad (۱۰-۱)$$

در این رابطه A مساحت موثر قطعه، $A^* = 4\pi k^2 m^* / h^3 = 120(m^*/m) A/cm^2 \cdot K^2$ ، ثابت ریچاردسون و ϕ_b ارتفاع سد در بایاس صفر است. A^* برای سیلیکون نوع n و p به ترتیب برابر 110 و $32 A/cm^2 \cdot K^2$ است [۵۵، ۷]. با استفاده از رابطه‌ی جریان اشباع (معادله‌ی ۱-۱۰) می‌توان ارتفاع سد پتانسیل را از رابطه‌ی زیر محاسبه نمود:

$$\phi_b = \frac{kT}{q} \ln\left(\frac{AA^* T^2}{I_S}\right) \quad (۱۱-۱)$$

و با استفاده از معادله‌ی ۱-۹، ضریب ایده‌آلی (n) با رابطه‌ی ۱-۱۲ داده می‌شود [۵۷، ۵۸]:

$$n = \frac{e}{K_B T} \left(\frac{dV}{d \ln I}\right) \quad (۱۲-۱)$$

از شیب ناحیه‌ی خطی در ولتاژهای پایین ($V > k_B T / e$) در شرایط بایاس مستقیم در منحنی نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ، که در این ناحیه مقاومت سری قابل توجه نیست، محاسبه می‌شود. [۵۸،

[۵۹]. مشخصه‌ی جریان-ولتاژ در مقیاس نیم لگاریتمی در ولتاژ پایین خطی است اما در ولتاژهای بالاتر به واسطه‌ی اثر مقاومت سری از حالت خطی خارج می‌شود [۵۸]. یک قطعه که کاملاً با جریان پخش کنترل می‌شود $n=1$ خواهد داشت (دیود ایده آل)، در حالی که قطعه‌ای که جریان‌های وابسته به بازترکیب در آن غالب باشد دارای $n=2$ است [۶۰].

نسبت یکسوسازی^۱ (RR) به صورت نسبت جریان مستقیم به جریان معکوس در ولتاژ اعمالی معین تعریف می‌شود و به ولتاژ اعمالی وابسته است [۵۷، ۵۸]:

$$RR = \frac{I_F}{I_R} \quad (1-13)$$

قطعات رسانای نوری^۲: یک راه دیگر برای ساخت آشکارساز نوری، استفاده از تغییرات رسانندگی الکتریکی ماده، هنگامی که تحت تابش نور قرار می‌گیرد، است. رسانندگی با چگالی الکترون‌ها و حفره‌های آزاد متناسب است. بنابراین رسانندگی به واسطه‌ی تولید حامل‌های آزاد، پس از جذب فوتون‌ها با گذارهای بین نواری، افزایش می‌یابد. این قطعات شامل یک نمونه با اتصال‌هایی در دو انتها هستند، بنابراین یک جریان DC ثابت می‌تواند در نیمرسانای بین اتصال‌ها شارش کند. مقاومت بین اتصال‌ها تحت تابش نور کاهش می‌یابد، که باعث تغییر افت ولتاژ در عرض قطعه می‌شود و از این‌رو سازوکار آشکارسازی را میسر می‌سازد. ساختن آشکارسازهای رسانای نوری ساده‌تر از دیودهای نوری است، اما زمان پاسخ کندتری دارند [۵۴].

قطعات فوتولتایی: دیودهای نوری نیمرسانا می‌توانند در حالت فوتولتاییک هم عمل کنند. در این حالت، قطعه منبع تغذیه خارجی ندارد و هنگامی که در معرض تابش نور قرار بگیرد، ولتاژ نوری تولید

^۱ Rectification Ratio (RR)

^۲ Photoconductive devices

می‌شود، و بدین ترتیب نورخورشید را به توان الکتریکی تبدیل می‌کنند [۵۴].

۵-۱ مروری بر مقالات مرتبط با ساخت SiNWs

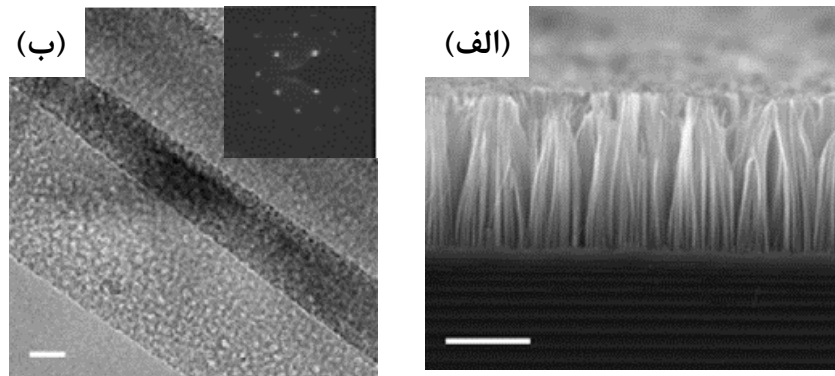
۱-۵-۱ سنتز SiNWs بر روی زیرلایه p-Si

بای^۱ و همکاران [۳۴] تاثیر غلظت H_2O_2 را در سونش یک مرحله‌ای p-Si با مقاومت ویژه‌ی $13 \Omega cm$ -۷ در محلول سونش $4/6 M HF/ 0/02 M AgNO_3$ در تاریکی و دمای اتاق بررسی کردند. غلظت H_2O_2 را در محلول سونش در بازه‌ی $0-0/5 M$ تغییر دادند، در محلول با غلظت $0/05 M H_2O_2$ آرایه‌ای از نانوسیم‌های متخلخل (p-NWs) عمود بر سطح طی فرایند 1-MACE در زمان سونش $45 min$ حاصل شد.

شکل ۱-۱۷ (الف) تصویر SEM نانوسیم‌های سنتز شده را نشان می‌دهد. با توجه به این تصویر SiNWs، با طول $20 \mu m$ ، ساختاری دسته‌مانند^۲ دارند که این ساختار به وضوح ناشی از نیروی واندروالس بین نانوسیم‌ها است. تصویر TEM یک نانوسیم (شکل ۱-۱۷ ب) نشان می‌دهد که حفره‌های متراکم و همگن بر روی دیواره‌ی نانوسیم توزیع شده‌اند. بعلاوه الگوی SAED (تصویر الحاقی شکل ۱-۱۷ ب) بیانگر ماهیت تک بلوری p-NWs است، که در توافق با ویفر سیلیکون اولیه است. این ساختار تک بلوری نانوسیم‌ها پیشنهاد می‌کند که یکپارچگی و تداوم شبکه سیلیکونی در حین فرایند سونش آسیب ندیده است.

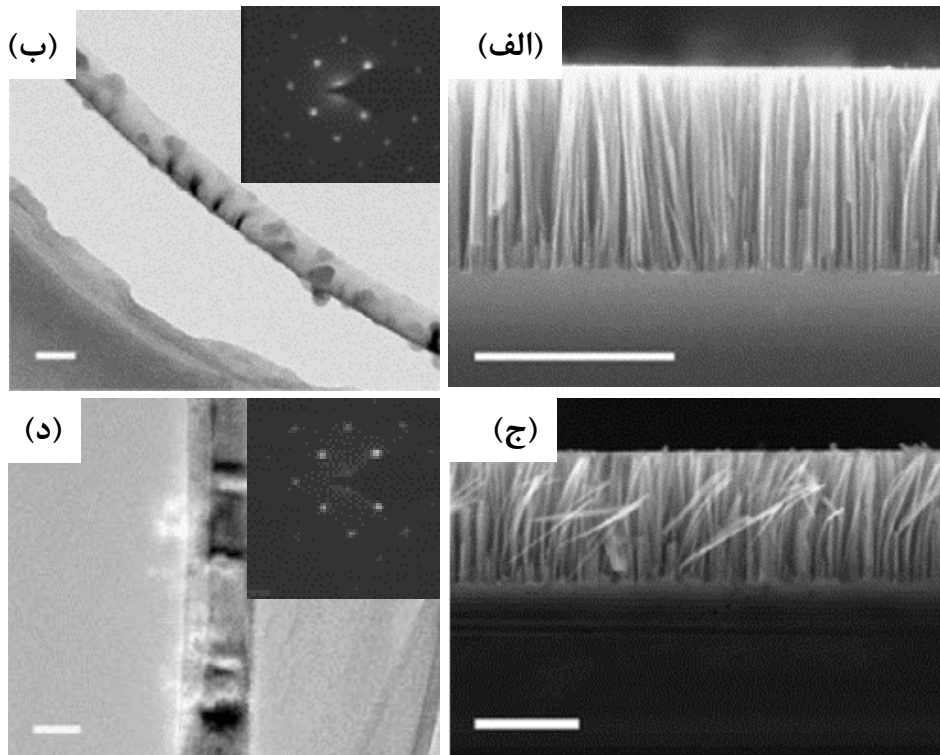
^۱ Bai

^۲ Bundle-like



شکل ۱۷-۱: تصویر الف) SEM آرایه‌های pNW (نوار مقیاس ۱۰ μm است) ب) TEM یک نانوسیم (نوار مقیاس ۲۰ nm است)، تصویر الحاقی الگوی SAED نانوسیم است [۳۴].

همانطور که می‌دانیم سنتز p-NWs از ویفر Si با آلیش سبک با روش سونش شیمیایی در محلول HF/AgNO_3 بسیار دشوار است [۴۰]. با توجه به تشکیل pNWs در محلول شامل H_2O_2 ، می‌توان نتیجه گرفت که تشکیل نانوسیم‌های متخلخل رابطه‌ی مستقیمی با حضور H_2O_2 در محلول سونش دارد [۳۴]. بنابراین در ادامه غلظت‌های مختلف H_2O_2 در محلول سونش مورد آزمون قرار گرفت. از سونش ویفر در محلول فاقد H_2O_2 نانوسیم‌های سیلیکونی عمود بر سطح به‌دست آمدند (شکل ۱-۱۸ الف). لکن تصویر TEM نمونه (شکل ۱-۱۸ ب) نشان می‌دهد که سطح این نانوسیم‌ها صاف و بدون تخلخل است. در غلظت پایین H_2O_2 (۰/۰۰۵ M) نانوسیم‌های عمودی تشکیل شده (شکل ۱-۱۸ ج) و سطح نانوسیم به‌طور قابل ملاحظه‌ای زیر است اما حفره‌ای ظاهر نشده است (شکل ۱-۱۸ د). هنگامی که غلظت H_2O_2 به ۰/۰۵ M افزایش می‌یابد، تشکیل pNWs حاصل می‌شود. با افزایش بیش‌تر غلظت H_2O_2 به ۰/۵ M، ساختار متخلخل بر روی دیواره‌ی تعداد کمی از نانوسیم‌ها مشاهده می‌شود، اما تعداد زیادی از آن‌ها به واسطه‌ی سونش بیش از اندازه تخریب شده‌اند. نتایج فوق نشان می‌دهد که حضور H_2O_2 تاثیر بسیار مهمی بر روی مورفولوژی سطح نانوسیم‌ها دارد و برای تشکیل pNWS بایستی H_2O_2 مقدار مشخصی داشته باشد.

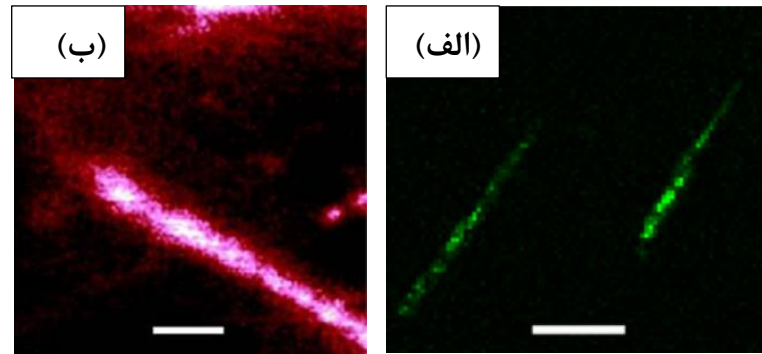


شکل ۱-۱۸: تصاویر SEM و TEM، SiNWs سونش شده در محلول الف و ب) فاقد H_2O_2 ، ج و د) H_2O_2 با غلظت $0.05M$ (تصاویر ضمیمه الگوی SAED نمونه است). نوار مقیاس SEM و TEM به ترتیب $10\mu m$ و $50nm$ است [۳۴].

جهت بررسی خواص لومینسانس نانوسیم‌های متخلخل و اطمینان از این که لومینسانس فقط ناشی از نانوسیم‌ها است، pNWS از زیر لایه‌ی سیلیکون خراشیده شده و یک نانوسیم مورد اندازه‌گیری قرار گرفته است (شکل ۱-۱۹ الف). بای و همکاران گزارش کردند که pSiNWs با آرایش سبک، تحت برانگیختگی نور با طول موج $488nm$ فلورسانس سبز قوی و تحت برانگیختگی نور با طول موج $514nm$ فلورسانس زرد ضعیف گسیل می‌کند. از آن‌جا که قطر میانگین نانوسیم‌ها بزرگ‌تر از مقدار آستانه‌ی اثر محدودیت کوانتومی است، گسیل PL نشات گرفته از نانوحفره‌های^۱ متراکم در نظر گرفته می‌شود. رنگ گسیل PL می‌تواند برای pSiNWs مختلف، متفاوت باشد (شکل ۱-۱۹). تفاوت رنگ ناشی از عوامل

^۱ Nanopores

مختلفی از جمله تراکم آرایش ویفر Si، تراکم تخلخل و پیوندهای معلق در سطح pSiNWs است [۳۴].
[۶۱].



شکل ۱-۱۹: تصاویر فوتولومینسانس pSiNW حاصل از ویفر p-Si با میزان تراکم آرایش‌های مختلف (الف) آرایش سبک (نوار مقیاس $1 \mu\text{m}$ است) و (ب) آرایش سنگین (نوار مقیاس $2 \mu\text{m}$ است) [۳۴].

چانگ^۱ و همکاران [۶۲] از روش 1-MACE برای سونش زیرلایه‌ی p-Si (001) با مقاومت ویژه‌ی $8-12 \Omega\text{cm}$ در محلول شامل 4/6M HF و غلظت‌های ۲۰، ۳۰ و ۵۰ mM AgNO_3 در دمای اتاق، استفاده کردند.

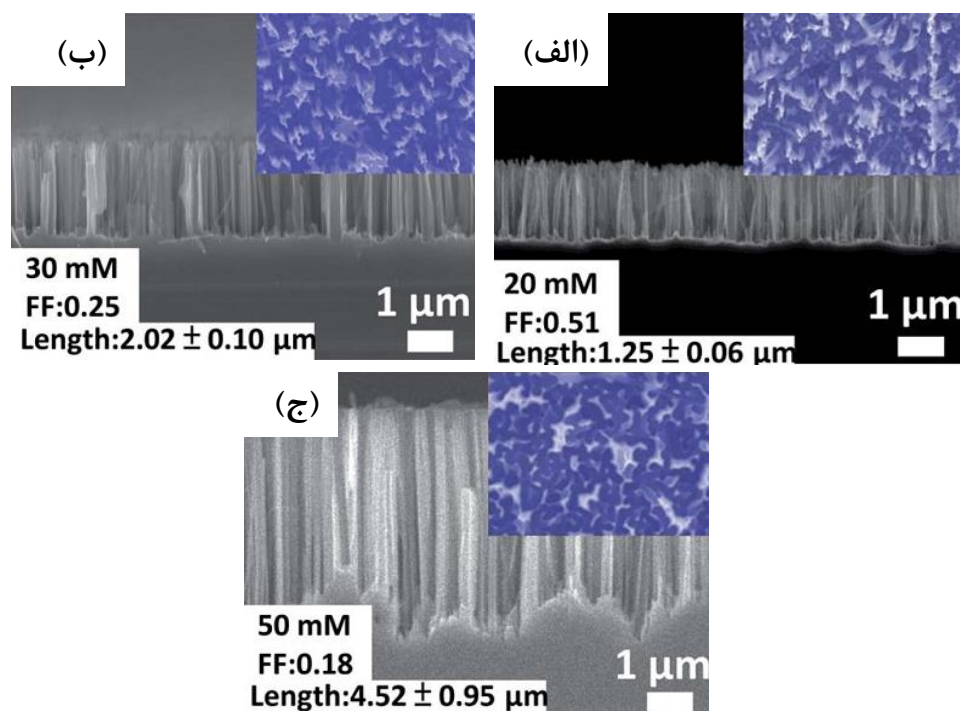
با توجه به شکل ۱-۲۰ (تصاویر SEM نمونه‌ها) تشکیل SiNWs در جهت [001] صورت گرفته و با افزایش غلظت AgNO_3 طول نانوسیم‌ها از $1/25 \mu\text{m}$ تا $4/52 \mu\text{m}$ افزایش یافته است. قطر (کم‌تر از 150 nm) و فاصله‌ی فضایی بین نانوسیم‌ها (کم‌تر از 300 nm) کوچک‌تر از طول موج‌های مرئی است. همچنین قطر نانوسیم‌ها از بالا به پایین افزایش یافته‌اند. ضریب پرشدگی حجم^۲ (FF) در فصل مشترک هوا و لایه‌ی NWs با افزایش غلظت AgNO_3 ، کاهش می‌یابد. FF کوچک در غلظت بالای AgNO_3 به کاهش قطر نانوسیم‌ها مربوط می‌شود. با افزایش غلظت AgNO_3 توزیع غیریکنواخت اندازه‌ی

^۱ Chang

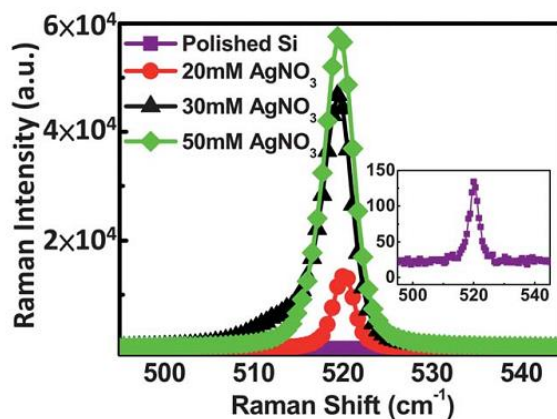
^۲ Volume Filling Factor

نانوخوشه‌های Ag حاصل می‌شود. توزیع تصادفی نانوخوشه‌های Ag با اندازه‌ی غیریکنواخت، منجر به غیریکنواختی طول به واسطه‌ی آهنگ سونش غیریکنواخت می‌شود.

شکل ۱-۲۱ طیف رامان نانوسیم‌های سنتز شده در غلظت‌های مختلف AgNO_3 را نشان می‌دهد. قله‌ی رامان برای Si سیقلی در 520 cm^{-1} قرار دارد، که ناشی از پراکندگی فونون‌های اپتیکی مرتبه‌ی اول است. با توجه به طیف‌های رامان، محل قله و شکل خط طیفی رامان با تغییر غلظت AgNO_3 ، تغییر نکرده، که نشان می‌دهد پس از سونش آسیب بلوری گسترده رخ نداده است. همچنین با افزایش طول NWs پراکندگی رامان شدیداً افزایش یافته است. برای نمونه‌ی سونش شده با AgNO_3 با غلظت ۵۰ mM شدت پراکندگی رامان بیش از ۴۰۰ بار قوی‌تر از شدت پراکندگی Si سیقلی است. این افزایش قابل توجه شدت پراکندگی پس از سونش را به کاهش بازتاب با افزایش غلظت AgNO_3 نسبت داده‌اند که منجر به افزایش شدت نور ورودی به نمونه‌ها می‌شود.

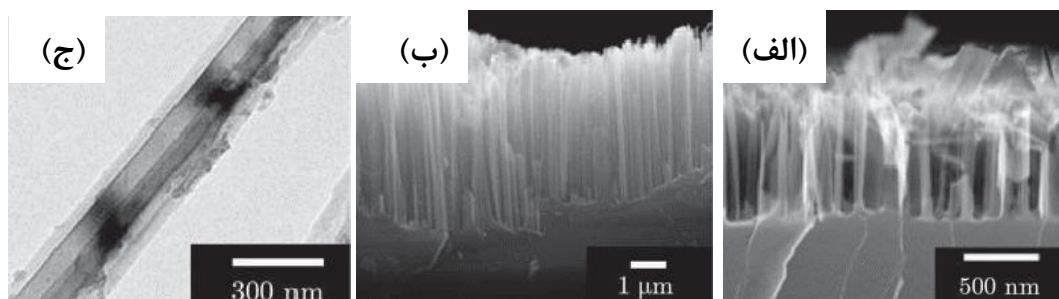


شکل ۱-۲۰: تصاویر SEM مقطع عرضی و نمای فوقانی SiNWs ساخته شده با غلظت‌های مختلف AgNO_3 شامل الف) ۲۰، ب) ۳۰ و ج) ۵۰ mM [۶۲].



شکل ۱-۲۱: طیف رامان SiNWs سونش شده در غلظت‌های مختلف AgNO_3 ، به همراه طیف مربوط به Si صیقلی (تصویر الحاقی) [۶۲].

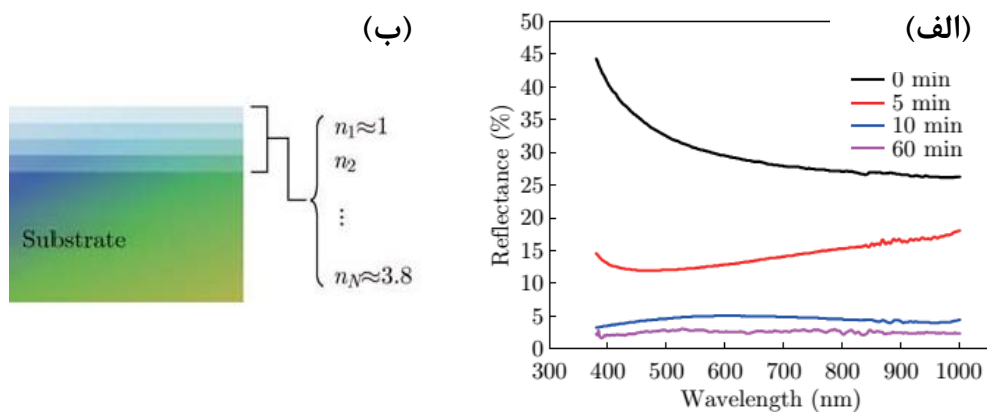
تانگ^۱ و همکاران [۶۳] از روش 2-MACE، بر روی زیرلایه‌ی p-Si (100) با مقاومت ویژه‌ی $1/5 \Omega\text{cm}$ در دمای 30°C و زمان‌های ۱۰ min و ۱ h، برای ساخت SiNWs استفاده کردند. با توجه به تصاویر FESEM نمونه‌ها (شکل ۱-۲۲ الف و ب)، آرایه‌ای از نانوسیم‌های عمودی در هر دو زمان سونش بر روی زیرلایه تشکیل شده است. تصویر TEM یک نانوسیم سنتز شده در زمان ۱ h (شکل ۱-۲۲ ج) نشان می‌دهد که قطر نانوسیم در حدود ۲۰۰ nm است و سطح آن صاف و بدون تخلخل است.



شکل ۱-۲۲: تصاویر FESEM نانوسیم‌های سنتز شده در زمان الف) ۱۰ min، ب) ۱ h، و ج) تصویر TEM نمونه‌ی سنتز شده در مدت زمان ۱ h [۶۳].

^۱ Tang

نمونه‌های با بافت آرایه‌ای از SiNWs دارای سطحی کاملاً سیاه هستند. شکل ۱-۲۳ (الف) طیف بازتاب آرایه‌ی SiNWs را نشان می‌دهد، که نشان‌دهنده‌ی تغییر بازتاب از حدود ۱۵٪ در نمونه‌ی با زمان سونش ۵ min تا حدود ۳٪ برای نمونه‌ی با زمان سونش ۱ h است. این اثرات ضدبازتابی مبتنی بر برهم‌کنش بین نور فرودی و آرایه‌ی SiNWs است. قطر و فاصله‌ی بین نانوسیم‌ها کوچک‌تر از طول موج نور مرئی فرودی است، بنابراین پراکندگی نور فرودی قوی است. نور در راستای یک مسیر منحنی در مخلوط ناهمگنی از زیرلایه‌ی Si و هوا در مقیاس زیرطول موج^۱، منتشر می‌شود. براساس نظریه‌ی محیط موثر (EMT^۲) که اولین بار توسط گارنت [۶۴] ارائه شد، آرایه‌ی SiNWs را می‌توان به عنوان یک محیط موثر چندلایه تقریب زد و ضریب شکست محیط موثر با کاهش کسر حجمی ماده، افزایش می‌یابد. بنابراین ضریب شکست آرایه‌ی SiNWs به تدریج از ۱ در بالا نزدیک هوا تا حدود ۳/۵ در پایین و نزدیک زیرلایه‌ی Si، به تدریج افزایش می‌یابد (شکل ۱-۲۳ ب). چنین موادی با گرادیان ضریب شکست، بازتاب را تا حد فوق‌العاده پایین کاهش می‌دهند. بنابراین بازتاب سطحی فوق‌العاده پایین و اثر ضدبازتابی توسط آرایه‌ی SiNWs با ضریب شکست تدریجی شده در مقیاس زیرطول موج انجام می‌شود [۶۳].

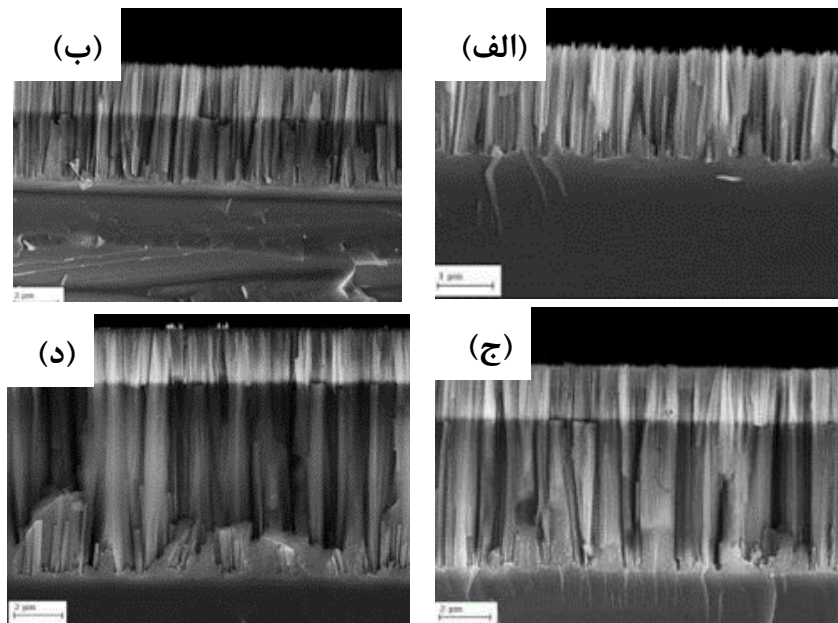


شکل ۱-۲۳: (الف) طیف بازتاب نمونه‌های سونش شده به روش 2-MACE در زمان‌های مختلف (ب) طرح‌واره‌ی نمونه‌های SiNWs بر اساس ضریب شکست تدریجی [۶۳].

^۱ Subwavelength

^۲ Effective Medium Theory

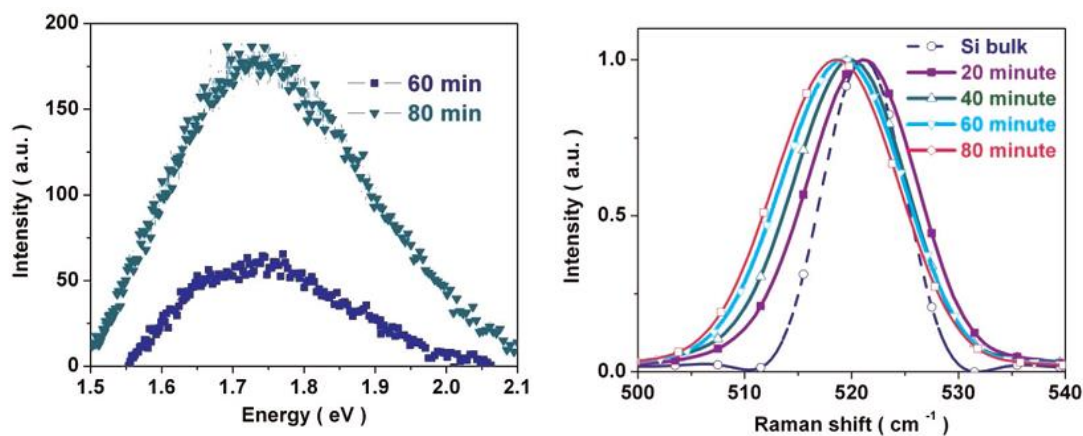
لاجوردی و همکاران [۶۵] برای ساخت SiNWs بر روی زیرلایه‌ی p-Si (100) با مقاومت ویژه‌ی $0.2-0.5 \Omega\text{cm}$ از روش 2-MACE استفاده نمودند. سونش در دمای اتاق و در زمان‌های ۲۰-۸۰ min انجام شد. با توجه به تصاویر FESEM (شکل ۱-۲۴)، با افزایش زمان سونش طول نانوسیم‌ها افزایش یافته و اندکی نازک‌تر شده‌اند.



شکل ۱-۲۴: تصاویر SEM نانوسیم‌های سنتز شده در زمان‌های الف) ۲۰، ب) ۴۰، ج) ۶۰ و د) ۸۰ min [۶۵].

شکل ۱-۲۵ الف) طیف رامان سیلیکون کپه‌ای به همراه SiNWs سنتز شده را نشان می‌دهد. طیف رامان سیلیکون کپه‌ای یک قله‌ی تیز در $521/1 \text{ cm}^{-1}$ دارد. برای نمونه‌های با زمان سونش مختلف جابه‌جایی موقعیت قله‌ی رامان مختلف است. این جابه‌جایی‌ها را می‌توان با اثر محدودیت کوانتومی بر روی فونون‌ها یا کرنش بر روی NWS توضیح داد. برخی مدل‌های تحلیلی نشان دادند که فقط اثر محدودیت کوانتومی باعث جابه‌جایی قرمز متقارن طیف نسبت به سیلیکون کپه‌ای در دمای اتاق، می‌شود

[۶۶]. همچنین ممکن است کرنش بلوری در NWs ثابت شبکه Si را تغییر داده، و یا حضور نانوبلورک‌های سیلیکونی^۱ (SiNCs) در نانوسیم‌ها منجر به این مشاهدات شده باشد [۶۵]. در این پژوهش با توجه به اندازه‌های SiNWs و زبری دیواره‌ی آن‌ها، منشا جابه‌جایی قله‌ی رامان به تشکیل SiNCs بر روی دیواره‌های نانوسیم‌ها نسبت داده شده‌اند [۶۵]. همچنین اندازه‌ی نانوبلورک‌ها بر حسب یک مدل تحلیلی که در بخش ۵-۵ به آن پرداخته شده است، محاسبه گردیده است (جدول ۱-۱).



شکل ۱-۲۵: طیف الف) رامان Si کپه‌ای به همراه SiNWs سنتز شده در زمان‌های سونش مختلف، و ب) طیف PL نانوسیم‌های سنتز شده در زمان‌های ۶۰ و ۸۰ min [۶۵].

جدول ۱-۱: جابه‌جایی قله‌ی رامان و اندازه‌ی SiNCs در نمونه‌های سونش شده در زمان‌های مختلف [۶۵].

Etching time (min)	Phonon frequency shift (cm ⁻¹)	Silicon crystallite size (± 0.1 nm)
20	-0.1	27
40	-1.1	6
60	-2	4
80	-2.4	3.8

^۱ Silicon NanoCrystals

در این تحقیق همچنین طیف PL نانوسیم‌های رشد یافته نیز مورد بررسی قرار گرفته است. اندازه‌گیری در دمای اتاق انجام شد و فقط نمونه‌های با زمان‌های سونش ۶۰ و ۸۰ min، گسیل PL داشتند. شکل ۱-۲۵ (ب) طیف PL نمونه‌ها را با قله‌ای واقع در ۷۱۱ nm نشان می‌دهد. پهنای کامل نیمه‌ی بیشینه ($FWHM^1$) برای SiNWs با زمان سونش ۶۰ و ۸۰ min به ترتیب حدود ۱۰۰ و ۱۲۰ nm است. با توجه به این که قطر SiNWs سنتز شده در زمان‌های سونش مختلف از ۱۰۰ تا ۲۰۰ nm تغییر کرده و این مقادیر در مقایسه با شعاع اکسیتونی بوهر در بلور Si (۵ nm) بزرگ است، در نتیجه هنگامی که اندازه‌ی بلورک‌ها به ابعاد اکسیتون‌های آزاد (۵ nm) نزدیک می‌شود، قله‌ی PL ظاهر می‌شود. سازوکارهای مختلفی برای توضیح منشا گسیل PL برای SiNWs پیشنهاد شده است، از جمله اثر محدودیت کوانتومی، و وجود نقص‌هایی در سطح SiO_x/Si [۶۷]. اخیراً قوش و همکاران [۶۸] نشان دادند که نانوبلورک‌های سیلیکونی بسته به سطح مقطع عرضی آن‌ها، منشا گسیل PL از SiNWs هستند. در این تحقیق با توجه به این که در نمونه‌های با زمان سونش ۲۰ و ۴۰ min، گسیل PL مشاهده نشده است، احتمالاً تفاوت در مورفولوژی سطح نانوسیم‌ها منجر به تفاوت در خواص اپتیکی آن‌ها شده است. بنابراین وجود SiNCs بر روی دیواره‌های SiNWs سبب محدودیت کوانتومی قوی و در نتیجه منشا PL مشاهده شده در دمای اتاق است [۶۵].

۱-۵-۲ سنتز SiNWs بر روی زیرلایه‌ی n-Si

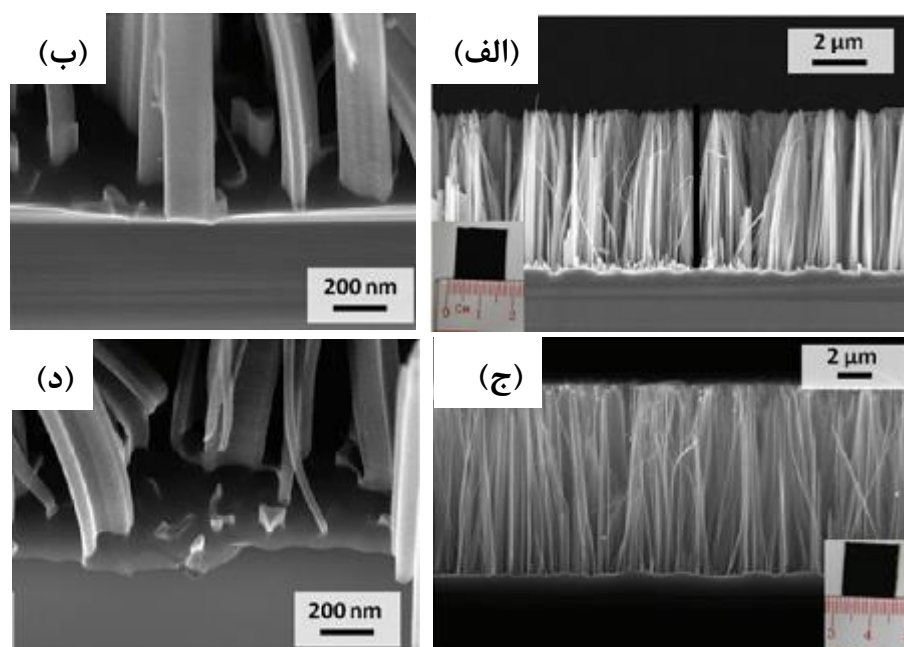
تو^۲ و همکاران [۳۸] گزارش کردند که 1-MACE n-Si (100) با مقاومت ویژه‌ی $\rho < 0.005 \Omega cm$ منجر به تشکیل mp-SiNWs شده است. در این گزارش جهت بررسی اثر میزان آرایش Si، از روش 1-MACE برای ساخت SiNWs بر روی زیرلایه‌های n-Si (100) با آرایش سبک ($\rho: 1 - 10 \Omega cm$)،

^۱ Full Width at Half Maximum

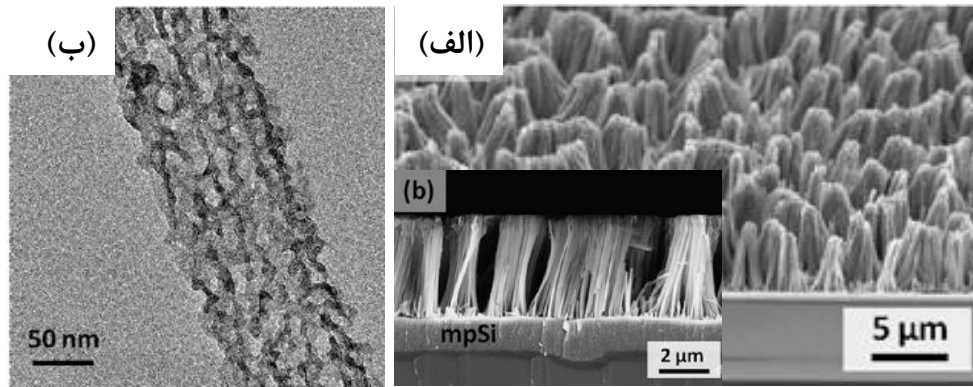
^۲ To

آلایش متوسط ($\rho: 8 - 20 m\Omega cm$) و آلایش سنگین ($\rho: 1 - 5 m\Omega cm$) استفاده شده است. سونش یک مرحله‌ای با قرار دادن قطعه‌های ویفر Si با ابعاد $1/5 \times 1/5 cm^2$ در ظرف تفلون حاوی محلول سونش $2/4 mol/L HF / 0/02 mol/L AgNO_3$ انجام شده است. سونش در تاریکی و در شرایط محیط بدون کنترل دما انجام شده است.

سونش یک مرحله‌ای (100) n-Si با آلایش سبک، متوسط و سنگین در زمان سونش 60 min منجر به تولید SiNWs عمود بر ویفر شده است (شکل‌های ۲۶-۱ الف و ج، و ۲۷-۱ الف). در ویفرهای با آلایش سبک و متوسط نانوسیم‌ها سطحی صاف و بدون تخلخل (شکل ۲۶-۱ ب و د) دارند و طول SiNWs در آن‌ها به ترتیب برابر ۶/۱ و $11/4 \mu m$ اما در ویفر با آلایش سنگین نانوسیم‌های رشد یافته ساختارهای مزومتخلخل با اندازه‌ی منفذ کوچک‌تر از 30 nm دارند (شکل ۲۷-۱ ب) و طول آن‌ها در حدود $5/6 \mu m$ است.



شکل ۲۶-۱: تصاویر SEM نانوسیم‌های رشد یافته بر روی n-Si (الف و ب) با آلایش سبک، و (ج و د) با آلایش متوسط، در زمان سونش 60 min [۳۸].



شکل ۱-۲۷: تصاویر الف (SEM)، و ب (TEM)، نانوسیم‌های رشد یافته بر روی n-Si با آلیش سنگین در زمان سونش ۶۰ min [۳۸].

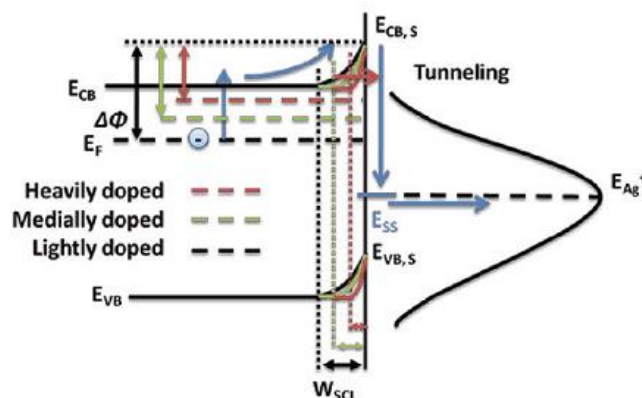
تو و همکاران برای توضیح ایجاد ساختار مزومتخلخل به بررسی بیشتر فرایند سونش پرداختند. معادله‌های ۱-۵ و ۱-۶ انتقال الکترون از n-Si به Ag^+ را نشان می‌دهند (در p-Si حفره‌ها، به جای الکترون‌ها، منتقل می‌شوند [۴۰]). الکترون‌ها در E_F با غلبه بر سد انرژی پتانسیل $\Delta\phi$ که شامل سد برانگیختگی^۱ ($E_{CB} - E_F$) و خمیدگی لبه‌ی نوار ($E_{CB,S} - E_{CB}$) در لایه‌ی بار فضایی (SCL^۲) است، به سطح مشترک و سپس به E_{Ag^+} منتقل می‌شوند (شکل ۱-۲۸).

آلیش سنگین E_F را به سمت E_{CB} جابه‌جا می‌کند و $\Delta\phi$ را کاهش می‌دهد. از طرفی افزایش سطح آلیش سبب کاهش پهنای SCL (W_{SCL}) و خمیدگی E_{CB} و E_{VB} در سطح مشترک می‌شود. خمیدگی تند، قویا میدان الکتریکی (یعنی شیب منحنی انرژی dE_{CB}/dx) را در SCL بزرگ می‌کند و الکترون را به تونل زنی از طریق SCL هدایت می‌کند [۳۸, ۶۹]. بنابراین مقدار زیادی از یون‌های Ag^+ بر روی سطح جمع می‌شوند و $[Ag^+]$ (تراکم یون‌های Ag^+) در الکترولیت شدیداً کاهش می‌یابد. $[Ag^+]$ پایین می‌تواند تنها بخشی از هسته‌های Ag را برای رشد و خراشیدن Si کپه‌ای پشتیبانی کند.

^۱ Excitation barrier

^۲ Space Charge layer

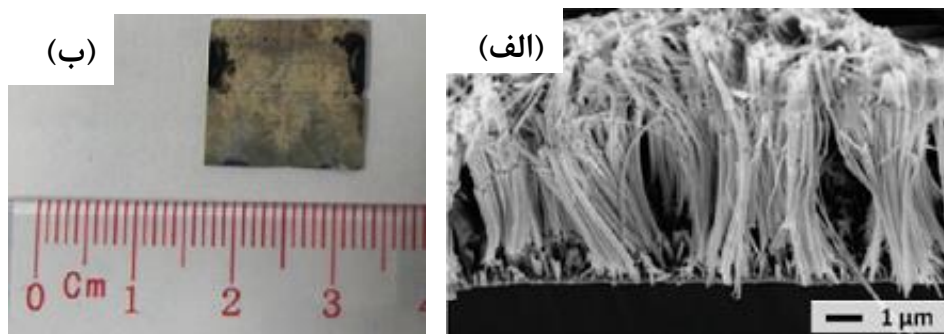
باقی مانده‌ی هسته‌های Ag به طور تصادفی در یک بازه‌ی زمانی کوتاه، غوطه ور شده و منجر به ایجاد مزوتخلخل با توزیع تصادفی می‌شود [۳۸, ۵۲]. در مقابل در ویفرهای با آرایش سبک و متوسط $\Delta\phi$ افزایش می‌یابد و مانع از مصرف شدید یون‌های Ag^+ الکترولیت می‌شود. $[Ag^+]$ بالا اساساً باعث می‌شود اکثر AgNPs رشد یافته و ویفر را خراشیده تا SiNWs تشکیل شوند و به طور موثر مانع از تخلخل می‌شود [۳۸, ۵۲].



۲۸-۱: نمودار انرژی در سطح مشترک سیلیکون-الکترولیت با تغییر سطح آرایش در n-Si(100). انرژی E_F فرمی، E_{VB} و E_{CB} به ترتیب لبه نوارهای رسانش و ظرفیت در سیلیکون کپه‌ای، $E_{VB,s}$ و $E_{CB,s}$ به ترتیب لبه نوارهای رسانش و ظرفیت در سطح مشترک، W_{SCL} پهنای لایه‌ی بار فضایی و $\Delta\phi$ سد انرژی بین $E_{CB,s}$ و E_F است. [۳۸].

این محققین در ادامه‌ی کار خود غلظت HF را از ۲/۴ به ۵ mol/L افزایش دادند. انحلال SiO₂ در HF (معادله‌ی ۱-۸) واکنشی گرمازا با آنتالپی منفی است. واضح است که فرایند MACE در راستای {100} ارجح است، زیرا این جهت کوچک‌ترین سد انرژی را برای سونش داشته و منجر به تشکیل SiNWs عمود بر Si(100) می‌شود [۷۰]. افزایش غلظت HF، گرمای بیشتری تولید کرده و ممکن است سبب سونش در راستای سایر جهت‌گیری‌ها شود (شکل ۱-۲۹ الف). دمای محلول در حین فرایند سونش در هر دو محلول ۵ و ۲/۴ mol/L HF مورد بررسی قرار گرفت. دمای هر دو محلول در حین سونش در دمای اتاق ثابت مانده است. بنابراین چنین تصور می‌شود که ۵ mol/L HF در مقایسه با

به صورت موضعی انحلال SiO_2 را شتاب می‌دهد و دمای سطح موضعی را افزایش داده تا سونش در راستاهای دیگر غیر (100) نیز ممکن شود. گرمای موضعی سبب سونش غیریکنواخت و رشد نانوساختارهای چندگانه شده است. به واسطه‌ی اتلاف گرما در محلول سونش، به سختی می‌توان تغییر دما در محلول سونش را اندازه‌گیری کرد.

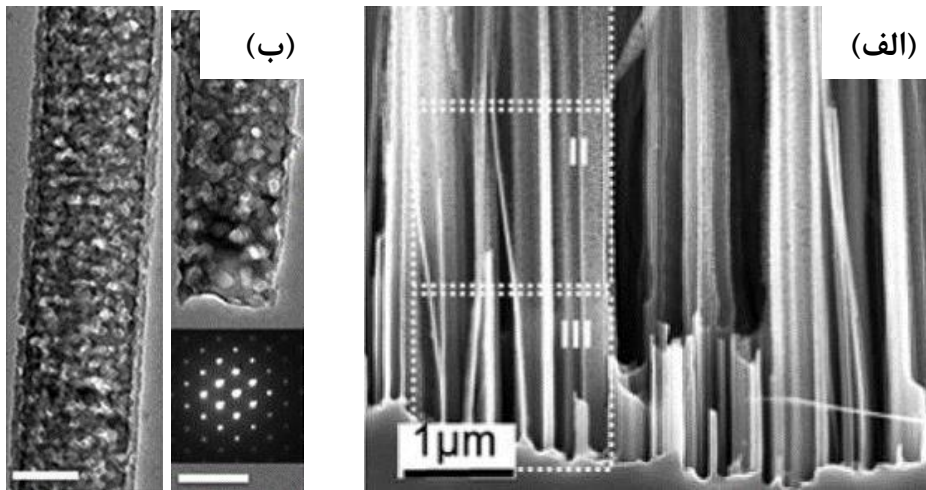


شکل ۱-۲۹: 1-MACE ویفر n-Si(100) با آلیش متوسط در محلول $5\text{mol/L HF}/0/02\text{ mol/L AgNO}_3$ در زمان ۱ h (تصویر الف) ویفر سونش شده، و (ب) SEM نانوسیم‌های تشکیل شده [۳۸].

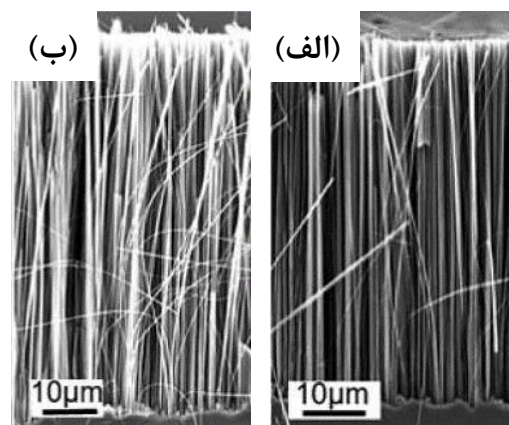
یوان^۱ و همکاران [۷۱] برای تولید mp-SiNWs با روش 1-MACE ویفر n-Si(100) با آلیش متوسط (مقاومت ویژه $0/01-0/02\ \Omega\text{cm}$)، دما را از دمای اتاق به $60\ ^\circ\text{C}$ و غلظت HF را از $0/02$ به $5\ \text{M}$ افزایش دادند. در زمان سونش ۵۰ min، آرایه‌ای عمودی از نانوسیم‌ها بر روی زیر لایه تشکیل شده است (تصویر SEM در شکل ۱-۳۱ الف). تصویر TEM (شکل ۱-۳۱ ب) نشان دهنده‌ی تشکیل نانوحفره‌ها بر روی سطح SiNWs است، که تراکم آن‌ها از ریشه به سمت نوک نانوسیم افزایش می‌یابد، همچنین الگوی SAED (تصویر الحاقی در شکل ۱-۳۱ ب) بیانگر ساختار تک بلوری نانوسیم است. همچنین در این کار از مقایسه‌ی نانوسیم‌های سنتز شده بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه‌های متفاوت

^۱ Yuan

(شکل ۱-۳۲) نشان دادند که در شرایط سونش یکسان، در سیلیکون با میزان آلودگی پایین تر طول نانوسیمها بیش تر و آهنگ سونش بالاتر است. همچنین در این کار، آنها دریافتند که برای فرایند سونش یک مرحله‌ای، نانوساختارها فقط در ویفر سیلیکون با مقاومت ویژه‌ی کوچکتر از $0.1 \Omega\text{cm}$ ظاهر می‌شوند و زبری سطح SiNWs با کاهش مقاومت، افزایش می‌یابد.

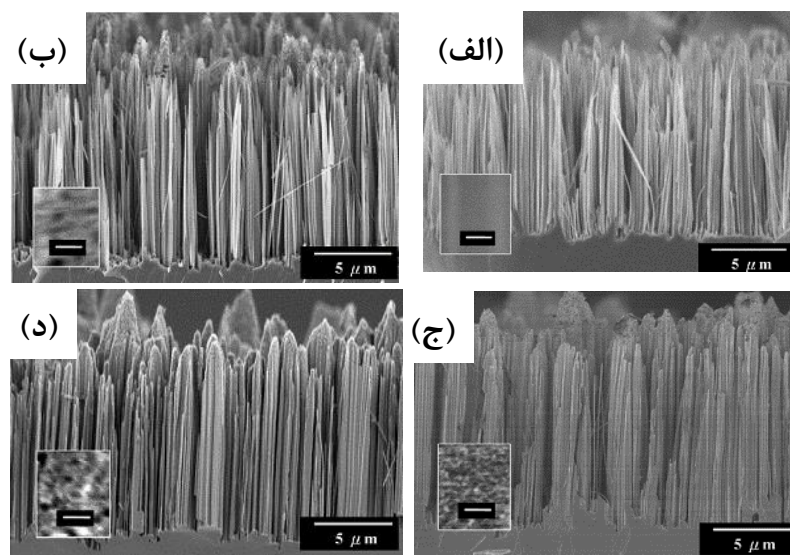


شکل ۱-۳۰: تصاویر SEM (الف) و TEM (ب) (نوار مقیاس ۵۰ nm است)، نانوسیمهای رشد یافته بر روی زیرلایه n-Si با آلودگی سبک ($0.01-0.02 \Omega\text{cm}$) [۷۱].



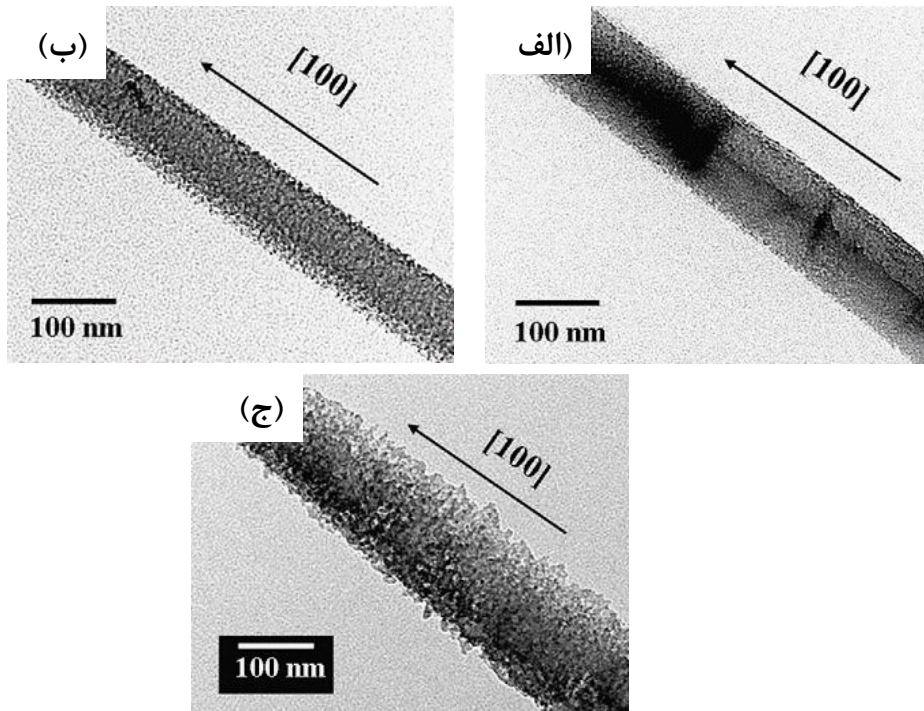
شکل ۱-۳۱: تصاویر SEM نانوسیمهای سیلیکونی سنتز شده در شرایط سونش یکسان بر روی زیرلایه‌های با مقاومت ویژه‌های (الف) $7-12 \Omega\text{cm}$ و (ب) بزرگتر از $10000 \Omega\text{cm}$ [۷۱].

وانگ^۱ و همکاران [۷۲] از روش 1-MACE برای سونش ویفر (100) n-Si با مقاومت ویژهی ۱-۵ Ωcm استفاده کردند. سونش در محلول 5 M HF/ 0/02 M AgNO₃/ 0/2 M H₂O₂ به مدت ۱ h انجام شد. آرایه‌ای از SiNWs با قطر میانگین حدود ۸۰ nm و طول ۱۳ μm بر روی زیرلایه تشکیل شد (شکل ۳۲-۱ الف). تصویر SEM با بزرگنمایی بالا (تصویر ضمیمه در شکل ۳۲-۱ الف) نشانگر سطح صاف و بدون تخلخل نانوسیم است. در ادامه‌ی فرایند سنتز، برای ایجاد نانوحفره‌ها در نانوسیم‌ها، سونش الکتروشیمیایی در سلول الکتروشیمیایی استاندارد دو الکترودی، با محلول آبی 3/2 M HF/ 3/2 M H₂O₂ به عنوان الکترولیت انجام شد. سونش الکتروشیمیایی در زمان‌های ۱-۳ min انجام شد. طول میانگین نانوسیم‌ها پس از فرایند الکتروشیمیایی ۱۳ μm باقی ماند (شکل ۳۲-۱ ب-د). اما با توجه به تصاویر SEM با بزرگنمایی بالا (تصاویر ضمیمه در شکل ۳۲-۱ ب-د) پس از فرایند الکتروشیمیایی سطح نانوسیم‌ها زبر و متخلخل شده است. تصاویر TEM (شکل ۳۳-۱) بیانگر افزایش میزان تخلخل سطح نانوسیم‌ها با افزایش زمان فرایند الکتروشیمیایی است.



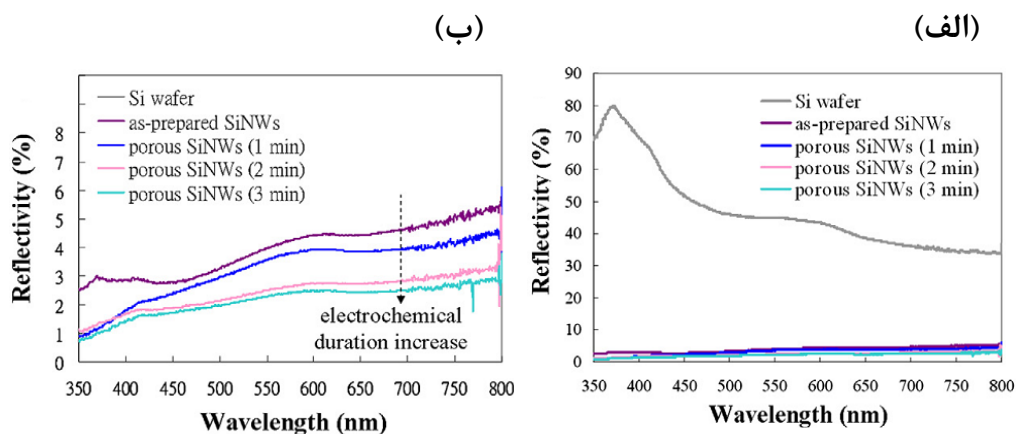
شکل ۳۲-۱: تصاویر SEM الف) آرایه‌های SiNWs، و آرایه‌های p-SiNWs تولید شده با فرایند الکتروشیمیایی در زمان‌های (ب) ۱ min، (ج) ۲ min و (د) ۳ min، در تصاویر SEM با بزرگنمایی بالا در ضمیمه، نوار مقیاس ۵۰ nm است [۷۲].

^۱ Wang



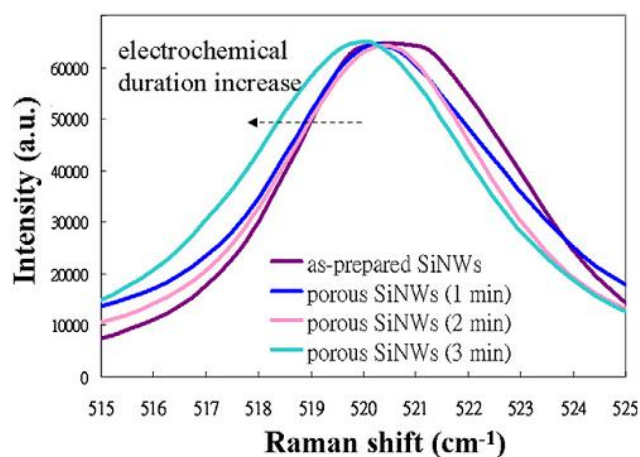
شکل ۱-۳۳: تصاویر TEM، p-SiNWs تولید شده با فرایند الکتروشیمیایی در زمان‌های الف (۱ min، ب) ۲ min و ج) ۳ min [۷۲].

ویفر Si به واسطه‌ی سطح صاف، بازتاب بالایی از ۸۰٪ تا ۳۶٪ در محدوده‌ی فرابنفش-مرئی دارد. SiNWs بدون تخلخل بازتاب بسیار کم ۵/۵-۲/۵٪ را در محدوده‌ی فرابنفش-مرئی نشان می‌دهند، که به دام افتادن نور بین NWs به دلیل گرادیان ضریب شکست ناشی از مورفولوژی مخروطی شکل SiNWs، نسبت داده می‌شود [۷۲، ۷۳]. با ایجاد ساختار متخلخل در نانوسیم‌ها، بازتاب بیشتر کاهش یافته است. با توجه به شکل ۱-۳۴ بازتاب هنگامی که زمان فرایند الکتروشیمیایی به ۳ min افزایش یافته، از ۰/۷٪ تا ۲/۶٪ در بازه‌ی طول موج ۸۰۰-۳۵۰ nm، کاهش یافته است، که رفتار ضد بازتاب بسیار خوبی را نشان می‌دهد. بهبود بیشتر اثرات ضد بازتاب، ممکن است به کاهش ضریب شکست و افزایش زبری سطح لایه‌های NW به واسطه‌ی تولید نانوحفره‌ها، مربوط شود [۷۲].



شکل ۳۴-۱: طیف بازتاب SiNWs و p-SiNWs آماده شده در زمان‌های مختلف فرایند الکتروشیمیایی [۷۲].

در این تحقیق، همچنین طیف رامان SiNWs و p-SiNWs را با Si کپه‌ای را مقایسه کردند (شکل ۳۵-۱). قله‌ی رامان SiNW رشد یافته‌ی بدون تخلخل در موقعیت قله‌ی Si کپه‌ای در cm^{-1} $520/7$ قرار دارد. با افزایش میزان تخلخل نانوسیم‌ها موقعیت قله از $520/2$ تا $519/7$ cm^{-1} جابه‌جا می‌شود. جابه‌جایی قرمز قله‌ی رامان اثر محدودیت کوانتومی فونون به واسطه‌ی تشکیل نانوبلورک‌های Si، را نشان می‌دهد [۷۲].



شکل ۳۵-۱: طیف رامان SiNW و p-SiNWs تهیه شده در فرایند الکتروشیمیایی با زمان‌های ۱، ۲ و ۳ min [۷۲].

کنترل جهت سونش AgNPs رشد یافته برای مهندسی جهت‌گیری بلوری سطح mp-SiNWs که نقش حیاتی در شیمی سطح دارند، امری ضروری است [۷۴, ۵۲]. سونش در راستای (۱۰۰) نیازمند شکستن دو پیوند پشتی^۱ Si-Si است در حالی که در راستای (۱۱۱) بایستی سه پیوند پشتی Si-Si شکسته شود. بنابراین سونش ترجیحا در راستای (۱۰۰) است، که به‌طور گسترده در سونش Si (100) ، Si (111) و Si (110) نشان داده شده است [۵۲]. این وابستگی به جهت‌گیری را می‌توان بر اساس پیکربندی شبکه‌ی سطح Si تفسیر کرد، به عنوان مثال، صفحه‌ی (۱۰۰) دو پیوند کووالانسی که به‌طور متقارن به سمت محلول است را ارائه می‌دهد، که منجر به هندسه‌ای می‌شود که به‌طور مستمر سونش اتم‌های Si در راستای (۱۰۰) را ترجیح می‌دهد [۷۰]. علاوه بر پیکربندی شبکه، جهت ترجیحی سونش [۱۰۰] را می‌توان با اثر غیر فعال بودن اتم‌های سیلیکون به H ختم شده^۲، نیز توضیح داد. آهنگ به H ختم شدن در صفحه‌های بلوری Si(111) سریع‌ترین و در صفحه‌های Si(100) کندترین است. از آن‌جا که برهم‌کنش پیوندهای آویزان با هیدروژن، تمایل دارد که سطح را غیر فعال کند، آهنگ به هیدروژن ختم شدن سطح، هسته‌سازی را تحت تاثیر قرار می‌دهد. بنابراین سونش در جهت صفحه‌های Si(111) متوقف می‌شود و در جهت ترجیحی [۱۰۰] رخ می‌دهد [۷۶, ۷۵, ۷۰].

۱-۵-۳ آشکارسازهای نوری مبتنی بر Si

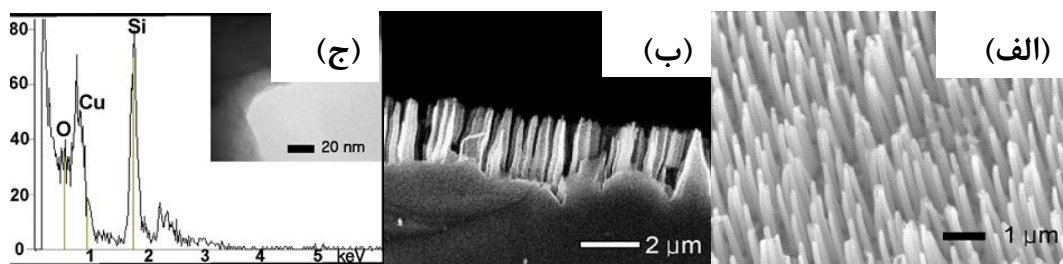
در کاربردهای فوتونیک، سیلیکون نقش مهمی در آشکارسازی نور و فوتولتایی دارد. بنابراین، گنجاندن SiNWS در آشکارسازهای نوری یا سلول‌های خورشیدی بر اساس Si، به واسطه‌ی افزایش برهم‌کنش نور-ماده، مورد توجه است [۷۷]. در مقایسه با لایه‌ی نازک Si، نانوسیم‌های سیلیکونی خاصیت ضد بازتابی موثری در محدوده‌ی گسترده‌ای از طول موج‌ها و زوایای فرودی دارند. این ویژگی ناشی از

^۱ Back bond

^۲ H-terminated

برهم‌کنش فوتون‌ها در محیط نانوسیم‌های متراکم است، که پراکندگی نور در مقیاس زیرطول‌موج می‌تواند به‌طور موثر فوتون‌ها را به دام بیندازد و در نتیجه منجر به افزایش جذب شود. این افزایش جذب توسط SiNWs می‌تواند تولید ارزان قیمت قطعات فوتونیک‌ی مانند آشکارسازهای نوری را ممکن سازد [۷۷].

باع^۱ و همکاران [۷۷] به منظور ساخت آشکارساز نوری مبتنی بر NWs، آرایه‌ای از SiNWs را با روش سونش شیمیایی به کمک الگو^۲ ساختند. زیر لایه n-Si (100) با مقاومت ویژه‌ی ۵-۳۰ Ωcm است. شکل ۱-۳۶ (الف و ب) تصاویر SEM آرایه‌ی SiNWs که به عنوان ساختار پایه برای آشکارسازهای NW به کار می‌روند، را نشان می‌دهد. آنالیز طیف سنجی^۳ EDS یک نانوسیم (شکل ۱-۳۶ ج) نشان دهنده‌ی لایه‌ی اکسید Si (ضخامت کم‌تر از ۲۰ nm) در سطح است. این لایه‌ی اکسید ناشی از مراحل تمیزسازی (قرار دادن ویفر در محلول NH₃/H₂O₂/H₂O 1:1:5 (v/v/v) در دمای ۹۰ °C به مدت ۹۰ min (۳۰) است.



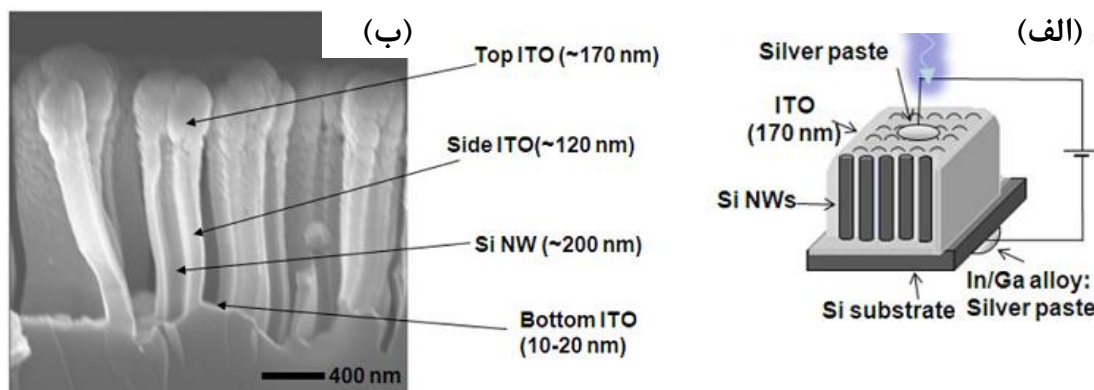
شکل ۱-۳۶: الف و ب) تصاویر SEM و ج) آنالیز EDS (تصویر الحاقی تصویر TEM)، آرایه‌ی SiNWs رشد یافته بر روی زیرلایه‌ی n-Si [۷۷].

^۱ Bae

^۲ Template-assisted chemical etching

^۳ Energy Dispersive X-ray

برای ساخت آشکارساز ITO-SiNW، بر روی نانوسیم‌های رشد یافته یک لایه‌ی نازک ITO به ضخامت ۱۷۰ nm لایه‌نشانی شد و قطعه در دمای ۳۵۰ °C، به منظور افزایش شفافیت لایه‌ی ITO، باز پخت شد. آلیاژ Ga/In به پشت قطعه متصل شد تا به عنوان یک تماس اهمی عمل کند. در قسمت بالای قطعه از چسب نقره برای ایجاد اتصال اهمی با یک سیم طلا، استفاده شد. طرح‌واره‌ی قطعه و تصویر SEM آشکارساز در شکل ۱-۳۷ نشان داده شده است.

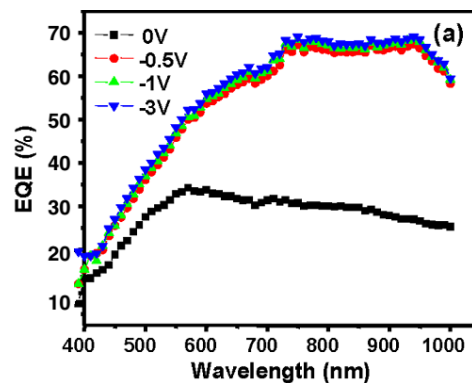


شکل ۱-۳۷: (الف) طرح‌واره، و (ب) تصویر SEM مقطع عرضی آشکارساز ITO/n-Si NW [۷۷].

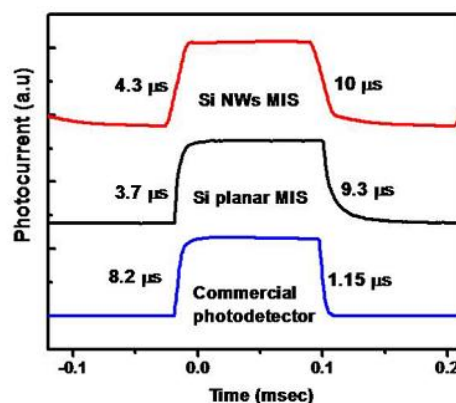
سازوکار پیش‌بینی شده برای تولید جریان نوری در این قطعه بر اساس تونل زنی حفره‌های تولید شده در اثر تابش نور از میان لایه‌ی نازک اکسید است تا به دريچه‌ی فلزی برسند، در حالی که الکترون‌ها از طریق فرایند سوق و پخش به سمت اتصال پایینی حرکت می‌کنند. مشخصه‌یابی قطعه با اندازه‌گیری طیف جریان نوری (با تابش لامپ هالوژن ۱۵۰ W، که طول موج آن با یک تک‌فام ساز جاروب شده است) انجام شده است. برای استخراج بازده کوانتومی خارجی^۱ (EQE) شدت لامپ هالوژن با استفاده

^۱ External Quantum Efficiency

از یک دیود نوری Si تجاری کالیبره شده است. شکل ۱-۳۸ پاسخ نوری قطعه بر حسب طول موج را در چهار ولتاژ بایاس مختلف نشان می‌دهد. حتی در بایاس صفر، جریان نوری قابل توجهی با EQE تخمینی ۳۵٪ در قله‌ی پاسخ در طول موج ۶۰۰ nm تولید شده است، که نشان می‌دهد جداسازی جفت‌های الکترون-حفره تولید شده در اثر تابش نور در ناحیه‌ی تهی توسط میدان داخلی رخ داده است. برخلاف دیود نوری Si استاندارد، قطعه‌ی ساخته شده یک پاسخ بهینه در بایاس معکوس ۰/۵ V- (با EQE ۷۰٪ در ۸۰۰ nm) دارد، که فراتر از آن جریان نوری با افزایش بیش‌تر بایاس، تقریباً در همان سطح باقی‌مانده است.



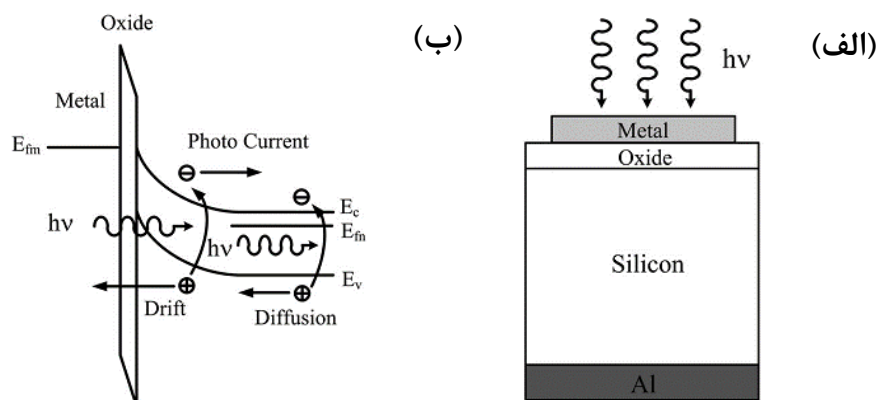
شکل ۱-۳۸: بازده کوانتومی آشکارساز نوری ITO/n-SiNW در بایاس صفر تا ۳ V- [۷۷].



شکل ۱-۳۹: زمان پاسخ آشکارساز SiNW، MIS مسطح Si و تجاری اندازه‌گیری شده با لیزر در بایاس صفر [۷۷].

مقایسه‌ی زمان پاسخ بین قطعه‌ی NW و آشکارساز MIS مسطح Si و آشکارساز Si p-i-n در شکل ۱-۳۹ نشان داده شده است. قطعه‌ی NW در مقایسه با قطعه‌ی تجاری و آشکارساز Si، زمان پاسخ سریعی دارد، که نشان می‌دهد افزایش مساحت سطح قطعه سرعت عملکرد قطعه را مهار نکرده است.

هو^۱ و همکاران [۷۸] به منظور ساخت آشکارساز MOS^۲ یک لایه اکسید ۳ nm ~ به روش RTO^۳ روی ویفر سیلیکون نوع n با مقاومت ویژه ۱۰-۱۰۰ Ωcm رشد دادند. پس از تشکیل اکسید، Ag و Au به ترتیب به منظور گزینش نور فرابنفش و نور سبز لایه‌نشانی شدند. به منظور ایجاد اتصال اهمی Al پشت زیر لایه‌ی Si تبخیر شده است. طرح‌واره‌ی ساختار آشکارساز MOS در شکل ۱-۴۰ (الف) نشان داده شده است.



شکل ۱-۴۰ (الف) طرح‌واره‌ی ساختار آشکارساز MOS و (ب) ساختار نواری سازوکار تشکیل جریان نوری. جفت الکترون-حفره‌های تولید شده نوری به وسیله‌ی میدان الکتریکی داخل ناحیه‌ی تهی از هم جدا می‌شوند [۷۸].

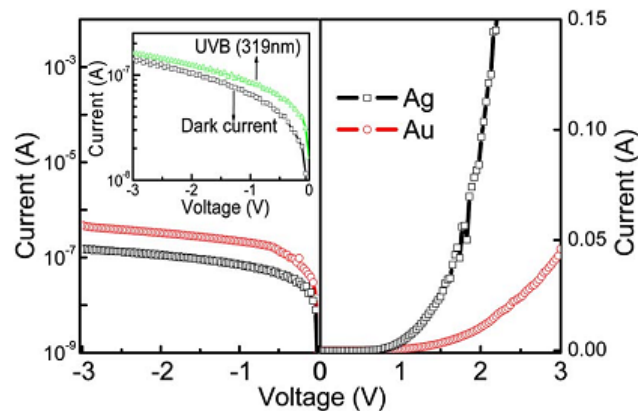
طیف پاسخ آشکارسازها در محدوده‌ی طول موج ۳۱۰-۶۰۰ nm و با استفاده از لامپ جیوه (Hg)

^۱ Ho

^۲ Metal-Oxide-Semiconductor

^۳ Rapid Thermal Oxidation (RTO)

با توان 100 W و یک تکفام ساز، اندازه‌گیری شده است. هنگامی که فوتون‌های فرودی به وسیله‌ی دریچه‌ی فلزی انتخاب شده و با انرژی بزرگتر از گاف نواری Si ($1/12\text{ eV}$) به الکتروود تابیده می‌شوند، جفت الکترون-حفره‌های تولید شده توسط نور در ناحیه‌ی تهی توسط میدان الکتریکی داخلی جدا می‌شوند (شکل ۱-۴۰ ب). حفره‌های تولید شده به وسیله‌ی نور که فاصله‌ی آن‌ها تا لبه‌ی ناحیه‌ی تهی به اندازه‌ی طول پخش^۱ است، هم می‌توانند به وسیله‌ی پخش به ناحیه‌ی تهی برسند. حفره‌ها از میان اکسید 3 nm ~ تونل زنی کرده و به دریچه‌ی فلزی می‌رسند، حال آنکه الکترون‌ها با فرآیند واهلش^۲ به سمت اتصال پشت ویفر حرکت می‌کنند. از آن جا که طول جذب نور فرابنفش در Si فقط چند نانومتر است (در طول موج 319 nm ، $7/6\text{ nm}$ ~)، ناحیه‌ی تهی بایستی تا حد امکان به سطح نزدیک باشد تا به پاسخ بهینه در ناحیه‌ی UV برسیم. آشکارساز MOS، به واسطه‌ی جفت الکترون-حفره‌های تولید شده در ناحیه‌ی تهی کم عمق ساختار تونلی MOS، می‌تواند بازده کوانتومی بیشینه داشته باشد.



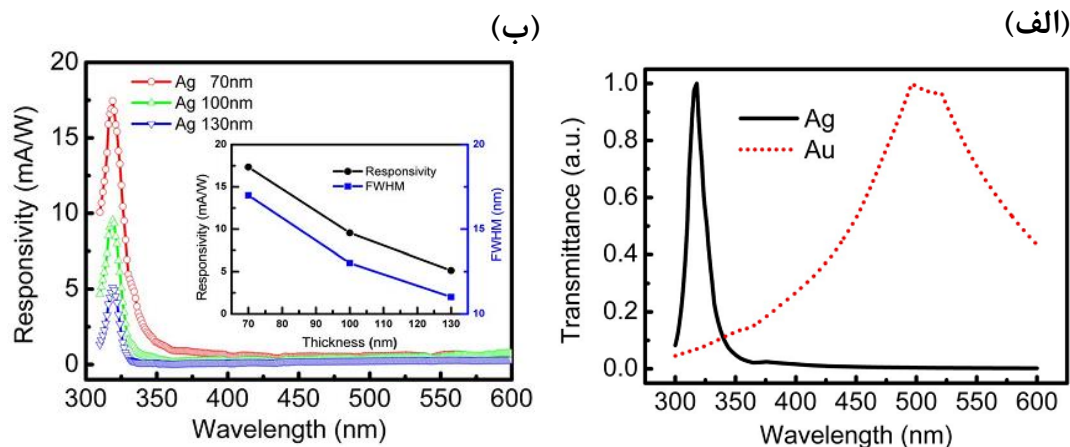
شکل ۱-۴۱: جریان‌های تاریکی آشکارسازهای MOS با الکتروودهای Ag و Au. نمودار ضمیمه مشخصه‌ی جریان-ولتاژ را در بایاس منفی تحت شرایط تاریکی و روشنایی (در طول موج 319 nm) برای قطعه‌ی Ag را نشان می‌دهد [۷۸].

شکل ۱-۴۱ منحنی‌های جریان-ولتاژ آشکارسازهای نوری با الکتروودهای دریچه‌ای Ag و Au، در

^۱ Diffusion length

^۲ Relaxation process

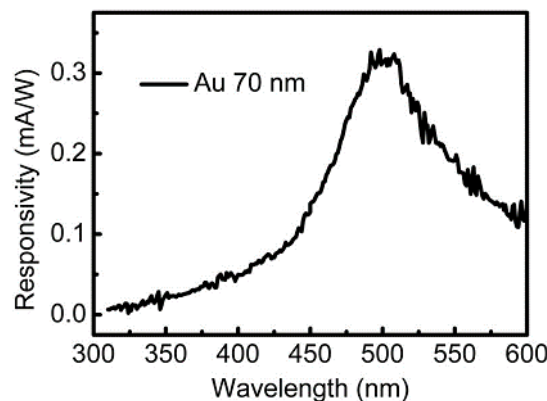
شرایط تاریکی را نشان می‌دهد. مساحت بزرگی برای الکتروود فلز (0.5 cm^2) به کار رفته، تا مطمئن شویم که همه‌ی نور فرودی از الکتروود عبور کرده است. جریان تاریکی در بایاس منفی (معکوس) اساساً دو مولفه دارد. یکی آهنگ تولید گرمایی حامل اقلیتی (حفره) در فصل مشترک Si/SiO_2 و در ناحیه‌ی تهی Si است، از این رو آهنگ تونل زنی حامل اقلیتی از میان لایه‌ی اکسید نازک ($\leq 3 \text{ nm}$)، از n-Si به الکتروود درپچه‌ای (اتصال بالایی) در بایاس بزرگ، به اندازه کافی بزرگ است. مولفه‌ی دیگر تونل زنی الکترون‌ها از الکتروود درپچه‌ای به n-Si است. به سبب اینکه تابع کار Au بیشتر از تابع کار Ag است، قطعه‌ی Au برای تونل زنی الکترون‌ها از فلز به n-Si ، ارتفاع سد بلندتری دارد. اگر تونل زنی فلز به Si بر جریان معکوس غالب باشد، با توجه به اینکه تابع کار Au بزرگتر است، احتمال تونل زنی برای آن کمتر است، بنابراین قطعه‌ی Ag بایستی جریان بزرگتری از قطعه‌ی Au داشته باشد، که این با داده‌های تجربی در تناقض است. بنابراین آهنگ تولید حامل اقلیتی غالب است [۷۸].



شکل ۴۲-۱: الف) طیف عبور فلز-اکسید-Si برای $\text{Ag}=130 \text{ nm}$ و $\text{Au}=70 \text{ nm}$ ، ب) طیف پاسخ آشکارساز نوری تونلی MOS با الکتروود Ag با ضخامت‌های ۷۰، ۱۰۰ و ۱۳۰ nm. نمودار ضمیمه FWHM و قله‌ی پاسخ بر حسب ضخامت فلز را نشان می‌دهد [۷۸].

طیف عبور محاسبه شده‌ی فلز-اکسید-Si برای $\text{Ag} = 130 \text{ nm}$ و $\text{Au} = 70 \text{ nm}$ در شکل ۴۲-۱

(الف) نشان داده شده است. یک قله در طیف عبور در طول موج های ۳۱۸ nm و ۴۹۶ nm به ترتیب برای نقره و طلا وجود دارد. برای Ag با ضخامت های ۷۰، ۱۰۰ و ۱۳۰ nm قله های پاسخ در ۳۱۹ nm = λ ، با مقادیر به ترتیب ۱۷/۳، ۹/۶ و ۵/۱ mA/W (شکل ۱-۴۲ ب) قرار دارند. قله ی طیف پاسخ در ۳۱۹ nm به قله ی عبور برای Ag در شکل ۱-۴۱ نزدیک است. با افزایش ضخامت لایه ی Ag پاسخ افت می کند، زیرا احتمال عبور فوتون ها کاهش می یابد. همچنین طیف پاسخ یک قطعه ی با الکتروود Ag با ضخامت ۷۰ nm، برای شدت های توان فرودی مختلف اندازه گیری شد. پاسخ قطعه مستقل از توان نور فرودی است. طیف پاسخ اندازه گیری شده برای نور سبز برای آشکارساز نوری MOS با الکتروود طلا در شکل ۱-۴۳ نشان داده شده است. قله ی طیف پاسخ در $\lambda = 500$ nm، با مقدار ۰/۳ mA/W قرار دارد، که به قله ی عبور Au در شکل ۱-۴۲ نزدیک است [۷۸].

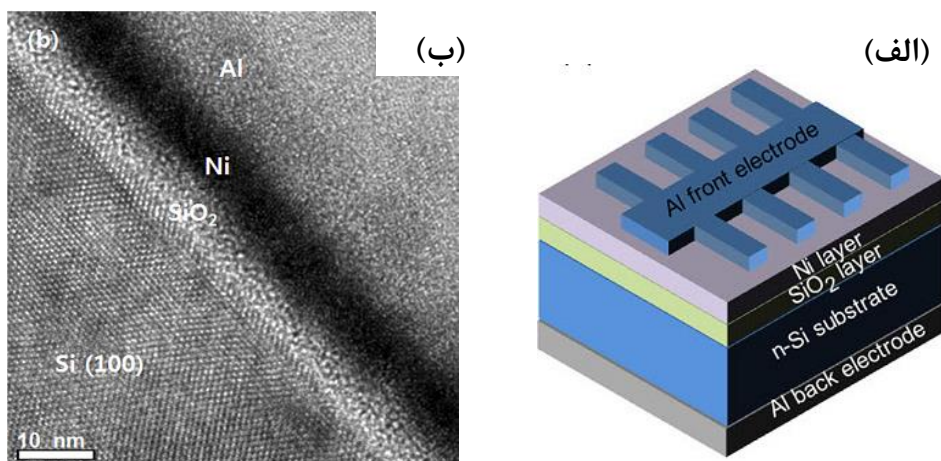


شکل ۱-۴۳: طیف پاسخ آشکارساز نوری با الکتروود طلا [۷۸].

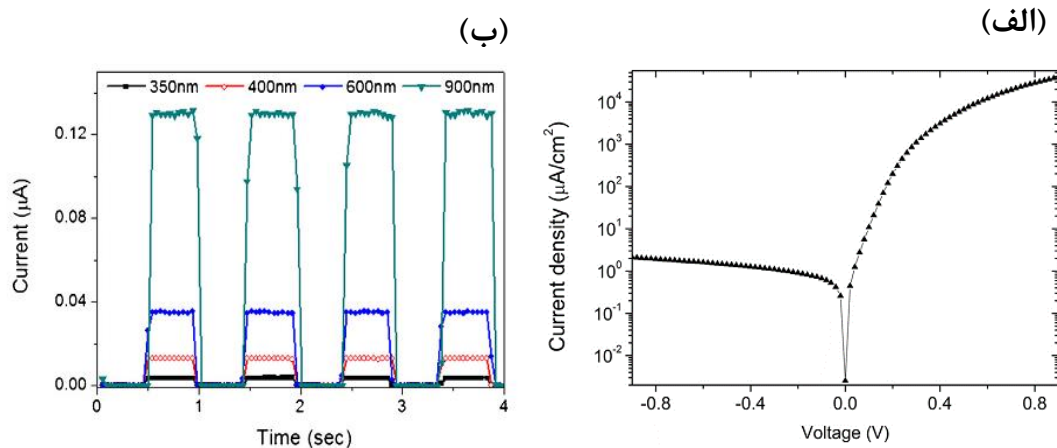
کیم^۱ و همکاران [۵۹] یک آشکارساز نوری بر اساس n-Si (100) تهیه کردند. در ابتدا ویفر تحت فرایند گرمایی سریع (RTO) در دمای ۶۰۰ °C به مدت ۲۰ min قرار گرفت تا یک لایه اکسید SiO₂

^۱ Kim

بر روی سطح آن تشکیل شود. اتصال شاتکی با لایه‌نشانی یک لایه‌ی نازک Ni به ضخامت ۵ nm، به روش کندوپاش DC با توان ۳۰ W در دمای اتاق و با شار گاز اکسیژن ۰/۵ sccm ایجاد شده است و آلومینیوم به عنوان اتصال بالایی و پایینی به روش کندوپاش لایه نشانی شده است (شکل ۱-۴۴). لایه‌ی عایق SiO₂ نقش بسیار مهمی در کاهش جریان نشتی سطحی دارد. به‌منظور بررسی خواص پیوندگاه آشکارساز ساخته شده، منحنی نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ در شرایط تاریکی رسم شد (شکل ۱-۴۵ الف). ویژگی یکسوسازی قطعه به کیفیت پیوندگاه بین n-Si و Ni مربوط می‌شود. جریان اشباع معکوس قطعه در ولتاژ ۱ V - کم‌تر از ۲/۵ μA است. ضریب ایده‌آلی قطعه از رابطه‌ی ۱-۱۲ محاسبه شده و مقدار آن برابر ۱/۱۴ است. نسبت یکسوسازی نیز که از رابطه‌ی ۱-۱۳ محاسبه شده، در ولتاژ ۱ V برابر ۱۹۵۶۰ است. این مقدار بالای RR نشان‌دهنده‌ی پتانسیل داخلی قوی در پیوندگاه و شارش سریع حامل‌های بار به سمت لایه‌ی فلزی است، که منجر به تقویت پاسخ قطعه می‌شود.



شکل ۱-۴۴: الف) طرح‌واره‌ی و ب) تصویر HRTEM مقطع عرضی، آشکارساز Ni/SiO₂/Si [۵۹].

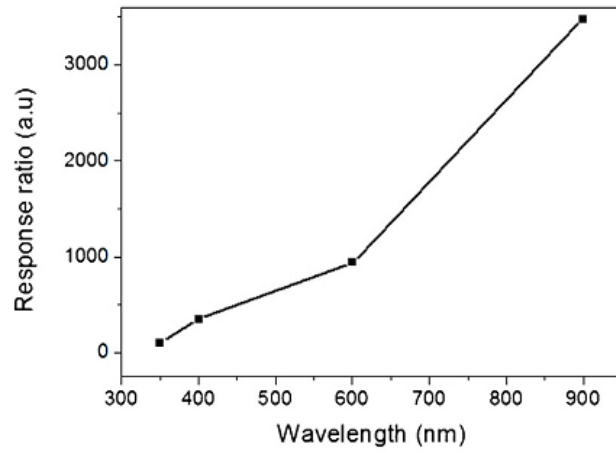


شکل ۱-۴۵: الف) منحنی نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ و ب): پاسخ نوری برای طول‌موج‌های ۳۵۰، ۴۰۰، ۶۰۰ و ۹۰۰ nm آشکارساز $[\text{Ni/SiO}_2/\text{Si}]$ [۵۹]

به طور کلی آشکارسازهای شاتکی به‌خاطر پاسخ نوری سریع و آشکارسازی گسترده‌ی وسیعی از طول‌موج‌ها، شناخته شده‌اند. پاسخ قطعه‌ی مورد نظر با در معرض نور فرودی با طول‌موج‌های مختلف قرار دادن، بررسی شد (شکل ۱-۴۵ ب). نور فرودی به صورت متناوب خاموش و روشن شده تا مقادیر جریان در بایاس صفر اندازه‌گیری شود. آشکارساز کم‌ترین پاسخ را در طول موج‌های ۳۵۰ و ۴۰۰ nm نشان داده است. با توجه به این که عمق نفوذ سیلیکون بسیار کم (کم‌تر از $1 \times 10^{-7} m$) است، در بازه‌ی طول‌موج زیر ۴۰۰ nm، فوتون‌های با انرژی بالا در نزدیکی سطح جذب می‌شوند، قبل از این که به پیوندگاه برسند، که منجر به پاسخ ضعیف در طول‌موج‌های پایین می‌شود. در طول موج ۹۰۰ nm، قطعه عملکرد بهتری دارد و جریان نوری برابر $0.13 \mu A$ است. بنابراین قطعه در فرورسرخ نزدیک پاسخ بسیار خوبی دارد [۵۹]. همچنین نسبت پاسخ نوری^۱ قطعه، که به صورت نسبت جریان ناشی از برهم‌کنش نور به جریان تاریکی تعریف می‌شود، محاسبه شده است (شکل ۱-۴۶). این مقدار برای طول‌موج‌های

^۱ Photoresponse ratio

۳۵۰، ۴۰۰، ۶۰۰ و ۹۰۰ nm به ترتیب برابر ۱، ۰/۵، ۳۴۸/۵ و ۹۴۰ است. ۳۴۸۰.



شکل ۱-۴۶: نسبت پاسخ نوری در طول موج‌های مختلف [۵۹].

فصل ۲. جزئیات مراحل آزمایشگاهی و روش‌های مشخصه‌یابی

۱-۲ مقدمه

در این فصل به شرح جزئیات کارهای آزمایشگاهی انجام شده در این رساله به ترتیب موضوعات زیر می‌پردازیم:

الف) مراحل سنتز نانوسیم‌های سیلیکونی به روش "سونس شیمیایی تک مرحله‌ای به کمک فلز" (1-MACE).

ب) اتصالات فلزی شامل الکترودهای پایینی (Al) و بالایی (Au).

ج) اندازه‌گیری خواص نوری فوتودیودهای ساخته شده به همراه مشخصه‌یابی دیودهای نورگسیل به عنوان چشمه‌های نور.

در ادامه به منظور بررسی مورفولوژی، خواص ساختاری، اپتیکی و الکتریکی نانوسیم‌های سنتز شده، روش‌های مختلف مشخصه‌یابی مورد استفاده قرار گرفتند. که به معرفی این روش‌ها می‌پردازیم.

۲-۲ سنتز نانوسیم‌های سیلیکونی

برای ساخت SiNWs از سه ویفر سیلیکون مختلف استفاده شد:

(۱) ویفر p-Si (100) با آرایش سبک و مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ ، با ضخامت $700 \mu\text{m}$.

(۲) ویفر p-Si (100) با آرایش سبک و مقاومت ویژه $1-10 \Omega\text{cm}$ ، با ضخامت $500 \mu\text{m}$.

(۳) ویفر n-Si (100) با آرایش سبک و مقاومت ویژه $0.22 \Omega\text{cm}$ ، با ضخامت $700 \mu\text{m}$.

در آغاز ویفرها به وسیله‌ی دستگاه برش دهنده‌ی ویفر^۱ در جهاد دانشگاهی دانشگاه صنعتی شریف به قطعات $1\text{ cm} \times 1\text{ cm}$ برش داده شدند. پیش از انجام فرایند سونش، مرحله‌ی تمیزسازی زیرلایه انجام شد که شامل مراحل ذیل می‌باشد:

(۱) ویفرها در استون و اتانول به ترتیب به مدت ۱۰ و ۵ min به روش فراصوتی در دمای اتاق تمیز و سپس چندین بار با آب مقطر شسته شدند.

(۲) نمونه‌ها در محلول $98\% \text{H}_2\text{SO}_4 / 30\% \text{H}_2\text{O}_2 = 3:1 \text{ v/v}$ (پیرانه‌های داغ^۲)، که به علت وقوع واکنش گرمازا با افزودن تدریجی و قطره قطره H_2O_2 به H_2SO_4 تهیه می‌شود، به مدت ۲۰ min قرار داده شدند.

(۳) سپس زیرلایه‌ها به مدت ۳ دقیقه در محلول هیدروفلوریک اسید رقیق ($\text{DI-H}_2\text{O} / \text{HF} = 10:1 \text{ v/v}$) غوطه ور شدند تا اکسیدهای ذاتی از سطح آن برداشته شوند. باید توجه شود که پس از مراحل ۲ و ۳ نمونه‌ها با آب مقطر شستشو داده شدند.

مرحله بعد، فرایند سونش شیمیایی به کمک فلز است. با توجه به این‌که در این تحقیق از روش سونش یک مرحله‌ای (1-MACE) استفاده شده است، دو مرحله‌ی هسته‌سازی کاتالیزور فلز Ag و همچنین سونش شیمیایی به طور هم‌زمان در محلول سونش انجام می‌شود.

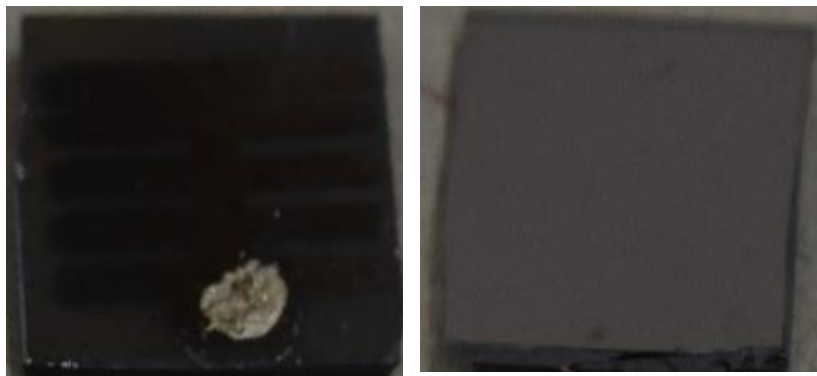
محلول آبی سونش شامل $\text{HF}/\text{H}_2\text{O}_2/\text{AgNO}_3$ است. در این محلول غلظت HF و H_2O_2 به ترتیب برابر $4/6 \text{ M}$ و $0/1 \text{ M}$ در نظر گرفته شده است. در مراحل آغازین تحقیق محلول AgNO_3 با دو غلظت متفاوت $0/015 \text{ M}$ و $0/02 \text{ M}$ تهیه شده است. به این منظور از نیترات نقره به جرم مولی $169/87 \text{ g/mol}$

^۱ Wafer Slicer

^۲ Hot Piranha

و چگالی $4/35 \text{ g/cm}^3$ ، اسید هیدروفلوریک 40% به جرم مولی $20/01 \text{ g/mol}$ و چگالی $1/13 \text{ g/cm}^3$ و هیدروژن پراکسید 30% (آب اکسیژنه) به جرم مولی $34/014 \text{ g/mol}$ و چگالی $1/11 \text{ g/cm}^3$ استفاده شد. جهت تهیهی 30 mL محلول سونش ابتدا $0/1019 \text{ gr}$ نترات نقره را در $23/6 \text{ mL}$ آب مقطر حل کرده و سپس $0/30 \text{ mL}$ هیدروژن پراکسید را به آن افزوده و در پایان $6/10 \text{ mL}$ اسید هیدروفلوریک را به محلول اضافه کردیم. لازم به ذکر است که چون محلول سونش حاوی HF می باشد، ظرف سونش بایستی از جنس پلاستیک باشد. تمام مراحل سونش در شرایط تاریکی و در مدت زمانهای 80 min - 30 و جهت بررسی تاثیر دمای سونش بر روی مورفولوژی و خواص فیزیکی نانوسیم‌های سنتز شده، دمای محلول سونش مقادیر دمای اتاق (25°C)، 50°C و 75°C انتخاب شد.

در مرحله‌ی پایانی، پس از پایان فرایند سونش نمونه‌ها به مدت 45 min در محلول رقیق HNO_3 و آب مقطر ($1:1 \text{ V:V}$) غوطه‌ور شدند تا املاح (دندریته‌های) نقره‌ی رسوب کرده بر روی سطح نمونه‌ها حل شود. پس از آن، نمونه‌ها با آب مقطر شستشو و سپس در شرایط محیط خشک شدند. شکل ۱-۲ تصویر یک نمونه را قبل و بعد از سونش نشان می‌دهد. چنانچه پیداست سطح نمونه قبل از سونش صیقلی و صاف بوده، اما پس از انجام عملیات سونش زبر و تیره شده است.



شکل ۱-۲ : تصویر یک نمونه سیلیکونی قبل (تصویر سمت راست) و بعد از سونش (تصویر سمت چپ).

۳-۲ اتصالات فلزی

به منظور ساخت یک فوتودیود به دو اتصال فلزی یکی در قسمت زیرین نمونه و دیگری در ناحیه‌ی بالایی جهت تشکیل پیوندگاه رسانا-نیمرسانا (اتصال شاتکی) نیازمندیم. در ادامه به شرح جزئیات اجرایی این الکترودها پرداخته‌ایم.

(۱) **اتصال پایینی:** پس از سنتز SiNWs لایه‌ی نازک آلومینیوم به ضخامت ۳۰۰ nm به عنوان الکتروده پایینی بر روی ویفر سیلیکون به روش تبخیر فیزیکی (PVD^۱) در خلا با فشار 3×10^{-5} mbar لایه‌نشانی شد. جهت لایه‌نشانی آلومینیوم، از قرص آلومینیوم استفاده شد و به منظور تخمین تقریبی مقدار جرم ماده‌ی مورد نیاز جهت لایه‌نشانی از رابطه‌ی ۱-۲ استفاده گردید [۷۹]:

$$d = \frac{M \cos\theta}{4\pi\rho R^2} \quad (۱-۲)$$

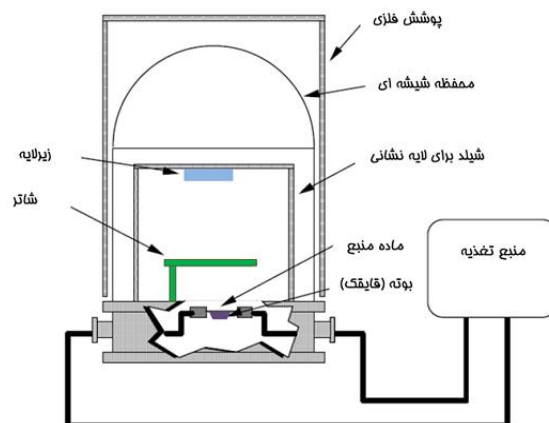
که در آن، d ضخامت لایه، M جرم آلومینیوم (برابر ۰/۲۳ g)، و ρ چگالی آلومینیوم (برابر ۲/۷ g/cm^۳)، R فاصله‌ی بین زیرلایه و بوته است (۱۵ cm)، و θ زاویه‌ی لایه‌نشانی است. ضخامت دقیق لایه از طریق ضخامت‌سنج دستگاه از جنس بلور کوارتز کنترل شد.

روش تبخیر فیزیکی: لایه‌نشانی فیزیکی بخار (PVD) از روش‌های لایه‌نشانی در خلا است که برای ایجاد پوشش‌هایی با کیفیت بالا استفاده می‌شود. تبخیر حرارتی مبتنی بر مقاومت الکتریکی، یکی از

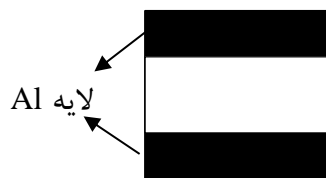
^۱ Physical Vapor Deposition

انواع روش‌های PVD محسوب می‌شود. لایه‌نشانی به روش تبخیر حرارتی فرایندی است که در محیط خلا و به کمک اعمال جریان الکتریکی برای تبخیر ماده منبع صورت می‌گیرد و هدایت و انتقال ماده تبخیر شده به سمت زیرلایه بر اساس اختلاف فشار بین محلی که ماده منبع و زیرلایه قرار دارد، اتفاق می‌افتد.

در این روش آلومینیوم در بوت‌هی (قایقک) تنگستنی قرار گرفت و با عبور جریان الکتریکی از بوت‌ه دمای آن افزایش داده شد تا نهایتاً آلومینیوم ذوب و سپس تبخیر شود. هنگامی که اتم‌ها، مولکول‌ها و خوشه‌هایی از مولکول‌ها که در فاز بخار هستند به زیرلایه می‌رسند، چگالیده شده و از حالت بخار به جامد تغییر فاز می‌دهند شکل ۲-۲ طرح‌واره‌ی محفظه‌ی خلا دستگاه لایه‌نشانی تبخیر فیزیکی را نشان می‌دهد.

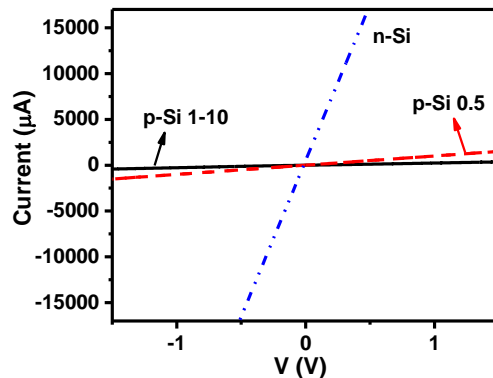


شکل ۲-۲: طرح‌واره‌ی محفظه‌ی خلا دستگاه لایه‌نشانی تبخیر فیزیکی



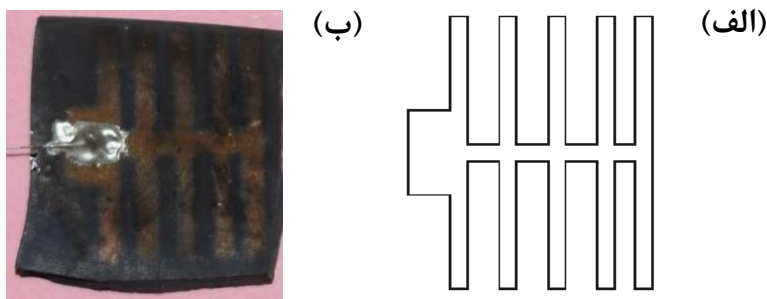
شکل ۲-۳: طرح‌واره‌ی ویفر سیلیکیون با اتصال‌های آلومینیوم در دو طرف آن.

جهت اطمینان از اهمی بودن اتصال آلومینیوم و سیلیکون لایه‌هایی با ضخامت ۳۰۰ nm در دوطرف ویفرهای سیلیکون مطابق شکل ۲-۳ لایه‌نشانی شدند. شکل ۲-۴ نتایج حاصل از این اندازه‌گیری‌ها را برای ویفرهای سیلیکونی n و p نشان می‌دهد.



شکل ۲-۴: منحنی جریان-ولتاژ لایه‌ی آلومینیوم بر روی ویفرهای سیلیکون با مشخصه اهمی.

۲) اتصال بالایی: در مرحله‌ی بعدی ساخت قطعه، الکتروود بالایی از جنس طلا لایه‌نشانی شد. لایه‌های نازک طلا یکی با ضخامت ۱۰ nm و دیگری با ضخامت ۳۰ nm به صورت پیوسته، و با ضخامت ۱۰۰ nm با الگوی شانه‌ای، که با استفاده از نرم افزار کرل در^۱ طراحی شده بود (شکل ۲-۵)، بر روی SiNWs رشد یافته به عنوان اتصال بالایی لایه‌نشانی شدند. در این الگو طول بازوها ۸ mm و پهنای آنها ۰/۵ mm بودند.



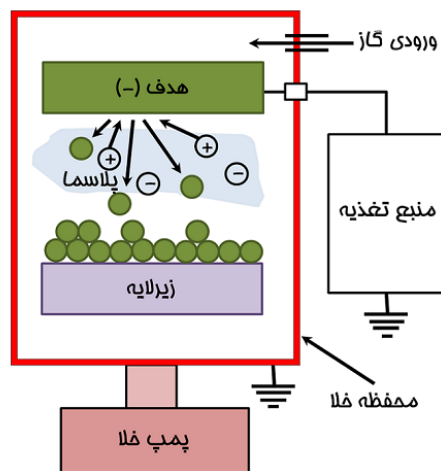
شکل ۲-۵: الف) الگوی استفاده شده جهت لایه‌نشانی لایه‌ی نازک طلا، ب) نمونه‌ی SiNWs با پوشش طلا به شکل

^۱ Corel DRAW

الگوی مورد نظر.

برای لایه‌نشانی لایه‌های نازک طلا از روش کندوپاش DC استفاده شد (شکل ۳-۶). در فرایند کندوپاش، در اثر تخلیه‌ی الکتریکی و یونیزاسیون گاز Ar که به داخل محفظه‌ی کندوپاش وارد شده است، یون‌های مثبت ایجاد می‌شوند. این یون‌ها به سطح هدف که به ولتاژ منفی (کاتد) متصل است برخورد کرده و با انتقال انرژی و تکانه به آن، اتم‌هایی را از سطح هدف جدا می‌کنند. این اتم‌ها در محیط خلا به سمت زیرلایه که به ولتاژ مثبت (آند) متصل است حرکت کرده و بر روی آن جمع می‌شوند و در نتیجه یک لایه نازک ایجاد می‌شود.

در لایه‌نشانی از قرص طلا با قطر ۲ اینچ و در خلا با فشار ۹۰ mTorr و توان ۳۰ W انجام شد.

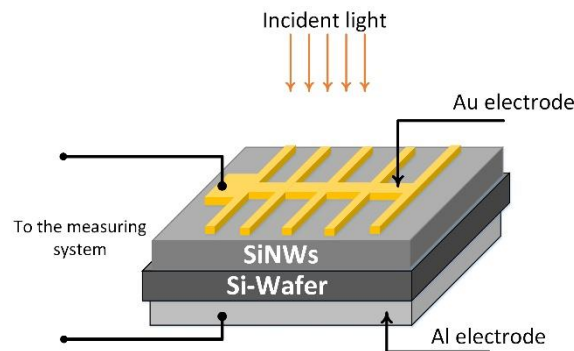


شکل ۲-۶: طرح‌واره‌ی سیستم لایه‌نشانی کندوپاش.

۲-۴ اندازه‌گیری خواص نوری فوتودیودهای ساخته شده

به منظور اندازه‌گیری خواص نوری فوتودیودهای ساخته شده، سیم‌های مسی با چسب نقره بر روی

الکترودهای آلومینیوم و طلا وصل شدند. طرح‌واره‌ی قطعه‌ی ساخته شده در شکل ۷-۲ ارائه شده است.



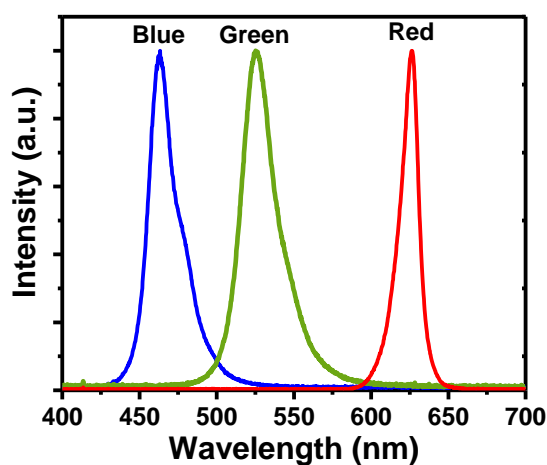
شکل ۷-۲: طرح‌واره‌ی فوتودیود ساخته شده.

جهت انجام مشخصه‌یابی جریان-ولتاژ دو سر نمونه‌ها به دستگاه آنالیز کننده الکترو شیمیایی پتانسیواستات متصل شد و تغییرات جریان - ولتاژ در شرایط تاریکی در بازه‌ی $\pm 1/5$ V اندازه‌گیری شد. نتایج این اندازه‌گیری‌ها در فصول ۴ و ۵ ارائه شده‌اند.

در ادامه، فوتودیودهای ساخته شده در مداری شامل ولت‌سنج جهت اعمال ولتاژ بایاس و مولتی‌متر جهت ثبت جریان الکتریکی در محفظه‌ای بسته (شکل ۸-۲) گذاشته و در معرض تابش LED هایی با رنگ‌های آبی، سبز و قرمز با توان الکتریکی $1/1$ W قرار گرفتند. شکل ۹-۲ طیف تابشی این چشمه‌های نوری که طول موج قله‌های مربوطه به ترتیب ۴۶۳ nm (آبی)، ۵۲۶ nm (سبز) و ۶۲۶ nm (قرمز) می‌باشد را نشان می‌دهد. با کمک این سامانه نه تنها تغییرات I-V بلکه تغییرات جریان-زمان (I-t) به ازای یک ولتاژ ثابت را برای قطعات ساخته شده اندازه‌گیری کردیم.



شکل ۲-۸: مجموعه‌ی استفاده شده جهت اندازه‌گیری جریان نوری بر حسب زمان.

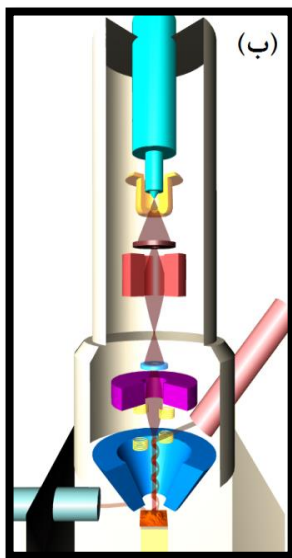


شکل ۲-۹: طیف LED های استفاده شده در اندازه‌گیری مشخصه‌ی جریان نوری فوتودیودهای ساخته شده.

۲-۵ میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM)

اساس کار در میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی گسیل میدانی اعمال یک میدان الکتریکی قوی برای تولید پرتو الکترونی مبتنی بر پدیده تونل‌زنی است. هر چه میدان اعمالی قوی‌تر باشد امکان شار الکترونی

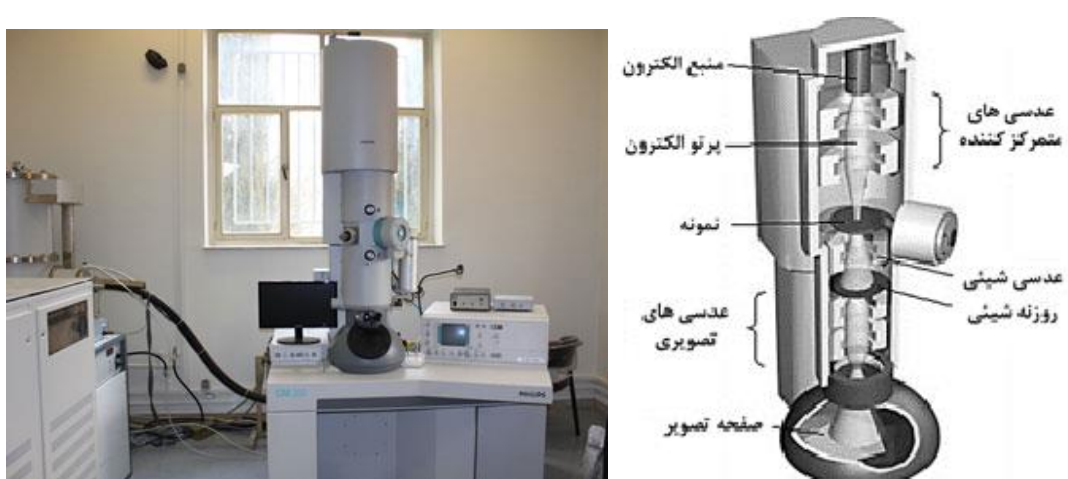
افزایش یافته و در نتیجه احتمال تونل‌زنی الکترون با توجه به کاهش سد پتانسیل افزایش می‌یابد. بدین ترتیب شار بزرگی از الکترون‌ها فراهم می‌گردد. معمولاً برای بدست آوردن بهره بیشتر برای تولید جریان الکتریکی از فلزی با نوک تیز استفاده می‌شود، که برای جلوگیری از اکسید شدن نوک آن به خلاء بالا نیاز است. پس از آن الکترون‌ها توسط دو آند شتاب‌دهی شده و به نمونه برخورد می‌کنند. با کانونی کردن پرتو الکترونی بر روی نمونه می‌توان تصویری با دقت و کیفیت بالا از دستگاه بدست آورد [۸۰، ۸۱]. شکل ۲-۱۰ (الف) نمایی از دستگاه FESEM مدل (FESEM Hitachi S.4160) واقع در دانشگاه تهران را نشان می‌دهد، که جهت بررسی مورفولوژی نانوسیم‌ها مورد استفاده قرار گرفته است. شکل ۲-۱۰ (ب) طرح‌واره‌ی ساختار داخلی میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی را نشان می‌دهد.



شکل ۲-۱۰: الف) میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی (FESEM) دانشگاه تهران، و ب) طرح‌واره‌ی ساختار داخلی میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM).

۲-۶ میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM)

اساس عملکرد میکروسکوپ الکترونی عبوری مشابه میکروسکوپ‌های نوری است با این تفاوت که به جای پرتوی نور از پرتوی الکترونی استفاده می‌شود. با استفاده از TEM می‌توان جسمی به اندازه چند آنگستروم را مشاهده کرد. در TEM پرتویی از الکترون‌ها از جسم عبور داده می‌شود. الکترون‌هایی که از جسم عبور می‌کنند به پرده فسفرسانس برخورد کرده، سبب ایجاد تصویری از جسم بر روی پرده می‌شوند. نواحی ضخیم‌تر یا چگال‌تر نمونه پراکنش قوی داشته و به دلیل اینکه عبور اتفاق نمی‌افتد، در تصویر به صورت تاریک ظاهر می‌شوند، و نواحی روشن‌تر، مکان‌هایی هستند که الکترون از آنها عبور کرده است (بخش‌های کم چگال‌تر). با این نوع میکروسکوپ حتی می‌توان نحوه قرار گرفتن اتم‌ها در یک ماده را بررسی کرد. با کمک یک تفنگ الکترونی در بالای میکروسکوپ، الکترون‌ها گسیل و منتشر می‌شوند. الکترون‌ها از لوله خلاء میکروسکوپ عبور می‌کنند. در TEM از عدسی‌های الکترومغناطیسی استفاده می‌شود تا الکترون‌ها را جمع و متمرکز ساخته به صورت یک پرتوی باریک گسیل نماید [۸۲]. شکل ۱-۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری دانشگاه تهران (CM30- 300kV) که جهت مشخصه یابی نمونه‌ها مورد استفاده قرار گرفت را به همراه طرحواره‌ی آن نشان می‌دهد.



شکل ۱-۲: میکروسکوپ الکترونی عبوری TEM دانشگاه تهران به همراه طرح واره‌ی آن.

پراش الکترونی ناحیه گزینشی^۱ (SAED): تکنیک‌های پراش الکترون، مبنای بسیاری از تحقیقات ماده محسوب می‌شوند. پراش الکترونی از مهم‌ترین پدیده‌ها در میکروسکوپ الکترونی عبوری می‌باشد که به منظور استخراج اطلاعات قابل اعتماد در بلورشناسی به کار می‌رود. این روش با استفاده از آنالیز توزیع فضایی الکترون‌های پراش یافته، می‌تواند اطلاعات نحوه قرار گیری اتم‌ها در نمونه را ارائه دهد. پراش الکترونی ناحیه گزینشی از سال ۱۹۶۰ به طور وسیعی مورد استفاده قرار گرفت. در پراش ناحیه‌ی گزینشی، بررسی نمونه با این مشخصه‌یابی به طور همزمان با آنالیز TEM انجام می‌شود. با قرار دادن دهانه کوچکی در سیستم عدسی میکروسکوپ، در ناحیه‌ای که پراش رخ می‌دهد، الگوی پراش SAED ایجاد می‌شود [۸۳].

الگوهای پراش حلقه‌ای زمانی ایجاد می‌شود که تعداد زیادی بلور با جهت‌گیری متفاوت نسبت به باریکه‌ی الکترونی تابیده شده قرار داشته باشند و پراش الکترونی نیز به طور همزمان رخ دهد. اگر صفحات یک بلور تقریباً موازی با پرتو الکترونی قرار بگیرند، الکترون‌ها پراش خواهد یافت. بنابراین اگر یک بلور به صورتی جهت‌گیری پیدا نماید که چندین مجموعه از سطوح آن موازی با پرتو الکترونی قرار گیرند، الگوی پراشی متشکل از آرایش منظم نقاط نورانی ایجاد خواهد کرد. اما اگر نمونه به صورت بس بلوری باشد، نقاط نورانی به طور تصادفی پراکنده شده و اما در حلقه‌هایی با شعاع ثابت قرار می‌گیرند. نقطه‌ی مرکزی در الگوی پراش مربوط به باریکه‌ی الکترونی عبوری است [۸۳].

۷-۲ طیف سنج نوری

میزان جذب هر ماده شیمیایی در طول موج‌های مختلف انرژی الکترومغناطیسی متفاوت می‌باشد. با

^۱ Selected Area Electron Diffraction (SAED)

توجه به این امر، هر ماده شیمیایی در طول موج خاصی از انرژی الکترومغناطیسی حداکثر جذب و حداقل عبور را خواهد داشت که این فرآیند در جهت تعیین ویژگی های آن ماده شیمیایی استفاده می شود. طیف سنجی نوری روشی کمی جهت تعیین میزان عبور، بازتاب و جذب ماده برحسب تابعی از طول موج است. با اطلاعات حاصل از این طیف سنج، می توان پارامترهای اپتیکی از جمله ضریب جذب و گاف نواری اپتیکی را محاسبه نمود

شکل ۲-۱۲ تصویری از دستگاه طیف سنج مدل Shimadzu UV-Vis. 1800 را که جهت مشخصه یابی طیف های عبور، بازتاب و جذب نمونه های سنتز شده از آن استفاده نموده ایم را نشان می دهد. این دستگاه شامل دو جایگاه است که اولی برای نمونه های سنتز شده (مرجع) و دیگری زیرلایه (شاهد) می باشد. این دستگاه در گستره طول موجی $300-1100$ nm اندازه گیری را انجام می دهد.



شکل ۲-۱۲: دستگاه طیف سنج نوری مدل (Shimadzu UV-Vis. 1800) واقع در دانشگاه صنعتی شاهرود.

۸-۲ طیف سنجی رامان

طیف سنجی رامان مطالعه نوعی از برهم‌کنش بین نور و ماده است که در آن نور دچار پراکندگی غیر الاستیک می‌شود. در آزمایش‌های طیف سنجی رامان، فوتون‌های تک طول موج روی نمونه متمرکز می‌شود و عموماً لیزر به عنوان چشمه تکفام شدت بالا به کار می‌رود. فوتون‌ها با مولکول‌ها برهم‌کنش می‌کنند و بازتابیده، جذب یا پراکنده می‌شوند. طیف سنجی رامان فوتون‌های پراکنده شده را مطالعه می‌کند. در پراکندگی رامان، فوتون فرودی با ماده برهم‌کنش می‌کند و طول موج آن به سمت طول موج‌های بیشتر و یا کمتر جابه‌جا می‌شود. جابه‌جایی به طول موج‌های بیشتر غالب است و این پراکندگی را پراکندگی استوکس می‌گویند. اتفاقی که در اینجا می‌افتد آن است که فوتون با ابر الکترونی پیوندهای گروه عاملی برهم‌کنش کرده و الکترون را به یک حالت برانگیخته ناپایدار تحریک می‌کند. سپس الکترون از این حالت به یک حالت ارتعاشی یا چرخشی برانگیخته واهلش می‌یابد. این باعث می‌شود که فوتون مقداری از انرژی خود را از دست بدهد و به صورت پراکندگی رامان استوکس آشکار سازی شود. انرژی از دست داده شده ارتباط مستقیمی با گروه عاملی، پیوندها در ساختار مولکولی متصل به آن، نوع اتم‌های مولکول و محیط آن دارد. طیف‌های رامان هر مولکول، منحصر به فرد است. از این رو می‌توان از آن مانند اثر انگشت در تشخیص ترکیبات مولکولی روی سطح، درون یک مایع یا در هوا استفاده کرد [۸۴-۹۰].

به منظور تهیه‌ی طیف رامان نمونه‌ها از دستگاه موجود در دانشگاه شهید بهشتی که طول موج لیزر آن ۵۳۲ nm است، استفاده شد. اندازه‌گیری‌ها با توان ۳ mW انجام شد.

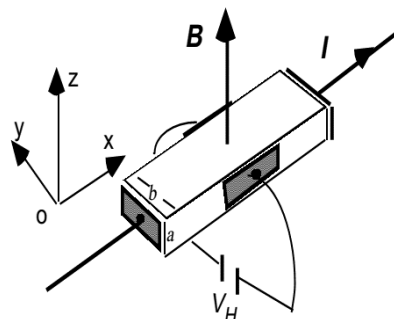
۹-۲ طیف سنجی فوتولومینسانس

فوتولومینسانس یکی از پرکاربردترین انواع لومینسانس است، که در آن برانگیختگی نمونه توسط فوتون ها انجام می‌شود. در آزمایش فوتولومینسانس یک منبع نور با انرژی‌های فوتون بزرگتر از گاف نواری برای تولید زوج الکترون و حفره استفاده می‌شود. الکترون‌ها و حفره‌ها، توسط گسیل فوتون‌ها به انرژی‌های پایین ترمی‌رسند. الکترون‌ها و حفره‌های بازترکیب شده، فوتون‌هایی را تولید می‌کنند که آشکارسازی می‌شوند [۹۱].

در این تحقیق برای اندازه‌گیری طیف PL نمونه‌ها از دستگاه موجود در پژوهشکده نانو دانشگاه صنعتی شریف و دانشگاه گرگان که به ترتیب طول موج لیزر آن‌ها ۴۰۰ nm و ۳۲۰ nm است، استفاده گردید.

۲-۱۰ دستگاه اندازه‌گیری اثر هال

اثر هال از حرکت ذرات باردار در دو میدان توأم الکتریکی و مغناطیسی ناشی می‌شود. وقتی یک جریان الکتریکی در طول یک رسانا یا نیم‌رسانای تیغه‌ای شکل برقرار باشد و این رسانا در یک میدانی مغناطیسی عمود بر جهت جریان الکتریکی قرار گیرد (شکل ۲-۱۳)، حامل‌های بار تحت تاثیر نیروی لورنتس ($q\vec{V} \times \vec{B}$) قرار گرفته و یک میدان عرضی در نمونه ایجاد می‌شود.



شکل ۲-۱۳: طرح‌واره‌ی یک رسانا در شرایط آزمایش هال.

از این مشخصه‌یابی می‌توان ضریب هال، مقاومت صفحه‌ای و نوع حامل‌ها را تعیین کرد. با استفاده از داده‌های ضریب هال (R_H) و از طریق رابطه‌ی (۲-۲) می‌توان تراکم الکترون‌های آزاد (n) را تعیین نمود [۹۲]:

$$R_H = \frac{1}{ne} \quad (2-2)$$

همچنین با استفاده از مقاومت سطحی (رابطه‌ی ۳-۲) می‌توان مقاومت ویژه‌ی نمونه را محاسبه نمود:

$$\rho = R_s t \quad (3-2)$$

که در آن ρ مقاومت ویژه، R_s مقاومت سطحی و t ضخامت لایه است.

همچنین تحرک حامل‌ها را می‌توان از رابطه‌ی زیر محاسبه نمود:

$$\frac{1}{\rho} = \mu ne \quad (4-2)$$

که در آن μ تحرک حامل، n تراکم حامل و e بار الکتریکی الکترون است.

به منظور انجام این مشخصه‌یابی از دستگاه اندازه‌گیری اثر هال واقع در دانشگاه صنعتی شاهرود استفاده شد. اندازه‌گیری‌های ما در لایه‌های فلزی (فصل ۳) در میدان مغناطیسی 0.5 T و جریان mA ۲۰ در دمای اتاق انجام شد.

فصل ۳. نتایج و بحث: لایه‌های نازک فلزی

۱-۳ مقدمه

همانطور که در فصل قبل اشاره شد، به منظور ساخت یک قطعه فوتودیود نیازمند فراهم‌سازی یک پیوندگاه یکسوساز هستیم. ما در این تحقیق برای دستیابی به یک پیوندگاه از ایده‌ی پیوندگاه شاتکی وابسته به اتصال فلز-نیمرسانا استفاده کرده‌ایم. لایه‌های نازک فلزی ممکن است ساختاری پیوسته یا ناپیوسته (جزیره‌ای) داشته باشند. لایه‌های نازک فلزات نجیب به واسطه‌ی پایداری و تکرار پذیری‌شان، به طور ویژه مورد توجه قرار دارند [۷۹].

در این فصل به بررسی خواص فیزیکی لایه‌های نازک طلا به عنوان اتصال بالایی شامل خواص اپتیکی لایه‌ها (طیف‌های عبور، جذب و بازتاب) و خواص الکتریکی آن‌ها (مقاومت سطحی، تراکم حامل‌ها، تحرک آن‌ها) به کمک آزمایش اثر هال، پرداخته‌ایم.

۲-۳ مبانی نظری لایه‌های نازک طلا

همانطور که می‌دانیم، رسانندگی الکتریکی در ماده وقتی در معرض یک میدان الکتریکی خارجی قرار گیرد بخشی از انرژی به آزاد شدن گرمای ژول منجر می‌شود. این فرایند برگشت‌ناپذیر و در طی آن انرژی الکترومغناطیسی به گرما تبدیل می‌گردد، به همین دلیل موج الکترومغناطیسی (نور) در رساناها (فلزات) میرا شده و این اثر میرایی به واسطه‌ی رسانندگی بالا، بسیار بزرگ است به طوری که عملاً در مورد لایه‌های ضخیم امکان گذر نور وجود نداشته و به صورت کدر هستند. همچنین در این مواد، جذب قوی نور با بازتاب بالا همراه است. بنابراین سطوح فلزی به عنوان آینه‌های عالی عمل می‌کنند. جذاب‌ترین اثرها در لایه‌های نازک فلزی با ضخامت بحرانی (ضخامت انتقال بین فیلم‌های پیوسته و جزیره‌ای) که

حدود ۱۰ nm است، مشاهده می‌شود. در این ضخامت، لایه در گستره‌ی فرابنفش نزدیک و نور مرئی، خواص اپتیکی غیر معمولی دارد.

بر اساس قانون بیر-لمبرت^۱، شدت نور در محیط به صورت نمایی مطابق معادله‌ی زیر کاهش می‌یابد [۷۹]:

$$I = I_0 (1 - R)e^{-\alpha x} \quad (۱-۳)$$

که در آن I_0 شدت نور فرودی، R داده‌ی طیف بازتاب، x ضخامت لایه و α ضریب جذب است که از رابطه‌ی زیر محاسبه می‌شود:

$$\alpha = \frac{1}{x} \ln\left(\frac{1 - R}{T}\right) \quad (۲-۳)$$

این کمیت به نوبه‌ی خود با عمق نفوذ (δ) نور درون لایه با رابطه [۵۴]:

$$\delta = \frac{2}{\alpha} \quad (۳-۳)$$

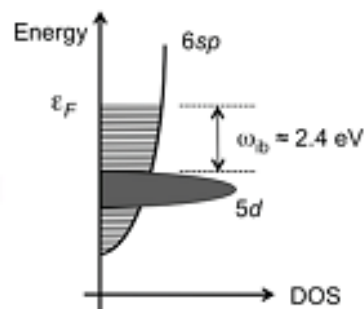
مرتبط است. لازم به ذکر است که عمق نفوذ^۲ به فاصله‌ای از سطح رسانا اطلاق می‌شود که دامنه‌ی شدت میدان الکتریکی در آن مکان به $\frac{1}{e}$ دامنه‌ی شدت فرودی نور می‌رسد ($E_0 e^{-x/\delta}$).

فلزات کپه‌ای به واسطه‌ی چگالی زیاد حامل‌های بار آزاد ($10^{28} - 10^{29} \text{ m}^{-3}$) [۵۴]، برای نور کدر هستند. اما در لایه‌های نازک رفتار فلزات متفاوت است، دانه‌ها یا زبری سطح ماکروسکوپی ممکن است حفره‌ها و یا ناپیوستگی‌هایی در حجم لایه‌ی فلزی ایجاد کند، خواص اپتیکی و الکتریکی لایه‌ها به بسامد

^۱ Beer-Lambert law

^۲ Penetration depth

موج الکترومغناطیسی (نور) فرودی بستگی دارد و برخی ویژگی‌های جدید مانند افزایش شفافیت در بسامدهای مشخص [۹۳]، یا بستگی بسامد جذب بیشینه به اندازه و شکل جزیره در مورد لایه‌های فلزی بسیار نازک، در آن‌ها پدیدار می‌شود [۹۴]. به‌طور کلی، موج الکترومغناطیسی فرودی بر فلز تحت تاثیر فرایند جذب با فلز برهم‌کنش دارد، در هر صورت با توجه به مقدار عمق نفوذ مقداری انرژی می‌تواند از لایه‌های نازک فلزی عبور کند که همین می‌تواند منشا شفافیت لایه‌های نازک فلزی باشد. اغلب سازوکارهای جذب نور در فلزات از طریق دو فرایند شامل: فرایندهای اپتیکی بین نواری^۱ و فرایند درون نواری^۲ کنترل می‌گردد. در فرایندهای درون نواری، الکترون‌ها و حفره‌ها به نوار انرژی یکسان تعلق دارند، اما فرایندهای بین نواری به انتقال الکترون‌ها و حفره‌ها از یک نوار به نوار دیگر مربوط می‌شوند. در طلا با توجه به ساختار نواری آن (شکل ۳-۱) انتقال بین نواری از نوار پر 5d به حالت‌های اشغال نشده‌ی نوار 6s بالای انرژی فرمی E_F با انرژی بزرگتر و یا مساوی eV ۲/۴ امکانپذیر است.



شکل ۳-۱: ساختار نواری طلا، E_F انرژی تراز فرمی و ω_{ib} بسامد زاویه‌ای آستانه‌ی جذب بین نواری طلا است [۹۵].

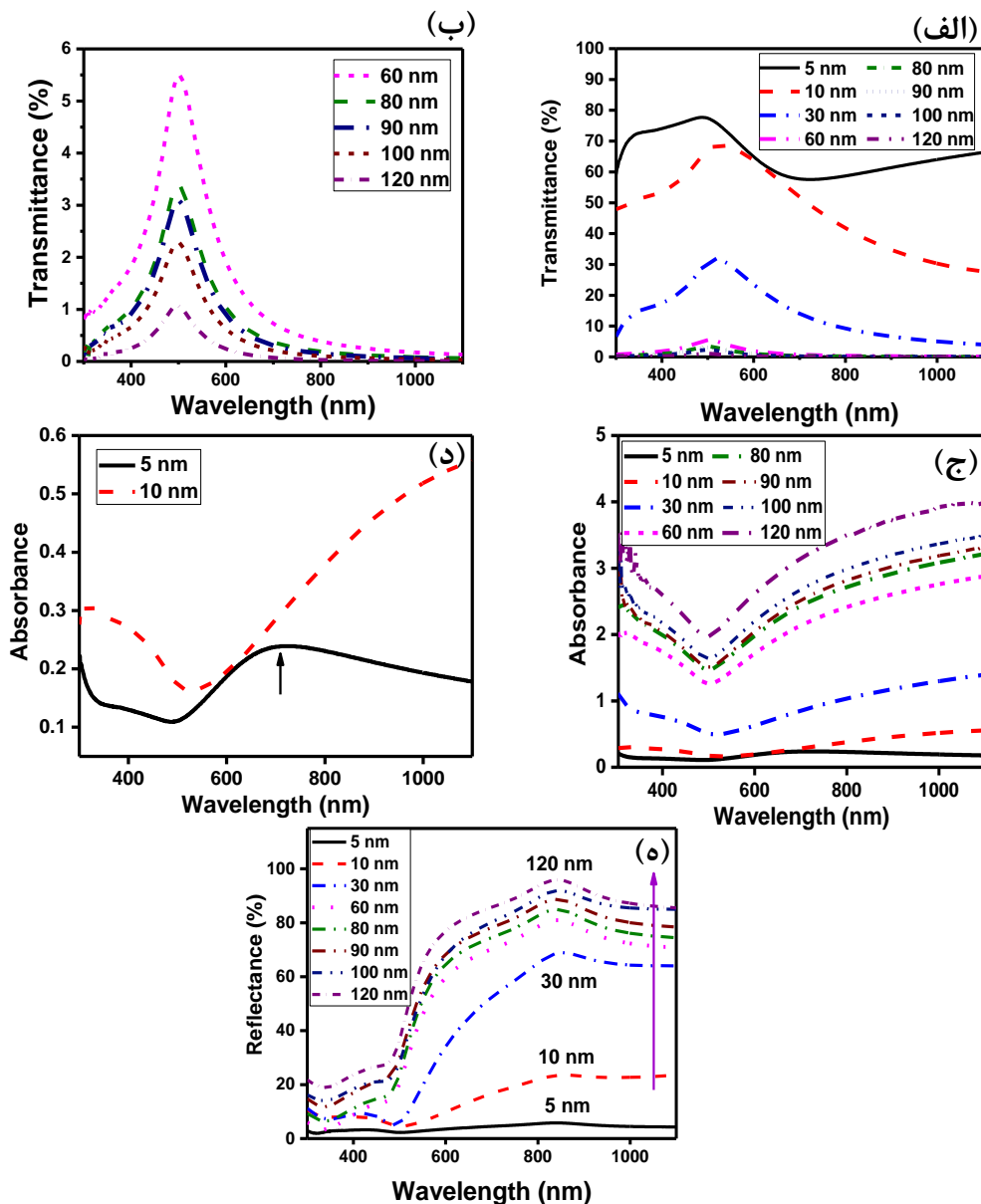
۳-۳ خواص اپتیکی

شکل ۳-۲ طیف عبور، جذب و بازتاب لایه‌های نازک فلز طلا با ضخامت‌های ۵، ۱۰، ۳۰، ۶۰، ۸۰، ۹۰،

^۱ Interband

^۲ Intraband

۱۰۰ و ۱۲۰ nm را نشان می‌دهد. با توجه به طیف عبور لایه‌ها (شکل ۳-۲ الف و ب)، لایه‌ی نازک طلا در ضخامت‌های ۵ و ۱۰ nm در ناحیه‌ی مرئی بیش از ۵۰٪ بوده و تا حد زیادی شفاف‌اند و دارای بیشینه‌ی قله‌ی عبور به ترتیب ۷۷/۷٪ و ۶۸/۶٪ در طول موج ۵۰۰ nm هستند. با افزایش ضخامت لایه میزان عبور کاهش و میزان جذب و بازتاب افزایش می‌یابد (شکل ۳-۲ و ۳-۳ الف).



شکل ۳-۲: الف) طیف عبور تمامی لایه‌ها، ب) طیف عبور لایه‌های با ضخامت‌های ۶۰ تا ۱۲۰ nm (ج) طیف جذب تمامی لایه‌ها، د) طیف جذب لایه‌های با ضخامت‌های ۵ و ۱۰ nm، ه) طیف بازتاب تمامی لایه‌ها در گستره‌ی ۳۰۰-

با توجه به داده‌های شکل ۲-۳ (الف) و (ب) طیف عبور لایه‌های طلا با ضخامت‌های مختلف دارای یک بیشینه در طول موج 500 nm $\approx \lambda$ هستند، که موقعیت طول موجی آن تنها به نوع فلز بستگی داشته و موقعیت آن مستقل از ضخامت لایه است. چنانچه ملاحظه می‌شود در طیف عبور (جذب) لایه‌ی ۵ nm یک کمینه (بیشینه) وجود دارد (شکل ۲-۳ الف و د) که به ضخامت لایه وابسته است و در گذار از حالت جزیره‌ای به حالت پیوسته این کمینه ناپدید می‌شود و در ضخامت‌های بیش‌تر از که لایه‌ها حالت پیوسته دارند این کمینه مشاهده نمی‌شود [۷۹]. بنابراین در طیف عبور لایه‌های نازک طلا شاهد دو پدیده هستیم، یکی بیشینه‌ی ثابت وابسته به طبیعت فلز و دیگری کمینه‌ی متغیر است که به ساختار لایه مربوط می‌شود و تنها در لایه‌های با ساختار جزیره‌ای مشاهده می‌شود. کمینه‌ی عبور (شکل ۱-۳ الف) را می‌توان با ظاهر شدن پلاسمون‌های جایگزیده با شدت و فرکانس متناسب با اندازه‌ی جزیره‌های لایه، توضیح داد. پلاسمون‌های سطحی جایگزیده رفتار جمعی الکترون‌های محدود شده به ذرات طلا را نشان می‌دهند. به عبارت دیگر، پلاسمون‌های سطحی نوسانات هماهنگ تراکم الکترون‌ها است که در سطح مشترک فلز - دی‌الکتریک یا فلز - هوا رخ می‌دهد [۷۹].

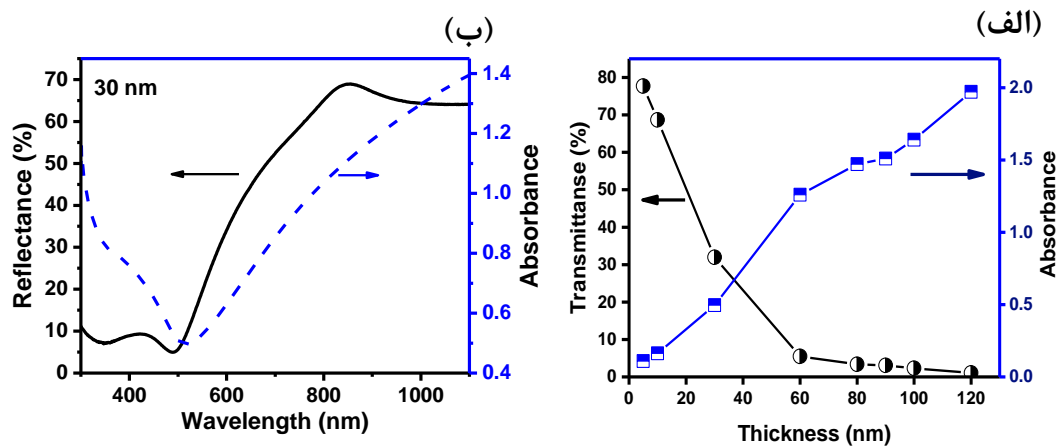
بر این اساس هم برای لایه‌های پیوسته (ضخامت‌های بیش‌تر از ۱۰ nm) و هم برای جزیره‌ای (۵ nm) بیشینه‌ی عبور در $500 \text{ nm} \approx \lambda$ آشکار می‌شود که مشابه گزارش دمیتراک^۱ و همکاران [۹۶] می‌باشد. برای طول موج‌های پایین‌تر از ۵۰۰ nm (انرژی بیشتر از ۲/۴ eV)، روند نزولی منحنی‌های عبور، به‌ویژه برای لایه‌های نسبتاً ضخیم (شکل ۲-۳ ب)، به جذب میان‌نواری مربوط می‌شود [۹۵، ۹۷].

شکل ۲-۳ (ج) و (د) طیف جذب لایه‌های نازک طلا با ضخامت‌های ۵، ۱۰، ۳۰، ۶۰، ۸۰، ۹۰، ۱۰۰ و ۱۲۰ nm را نشان می‌دهد. کمینه‌ی جذب لایه‌ها در محل بیشینه‌ی عبور قرار داشته و با افزایش

^۱ Dmitruk

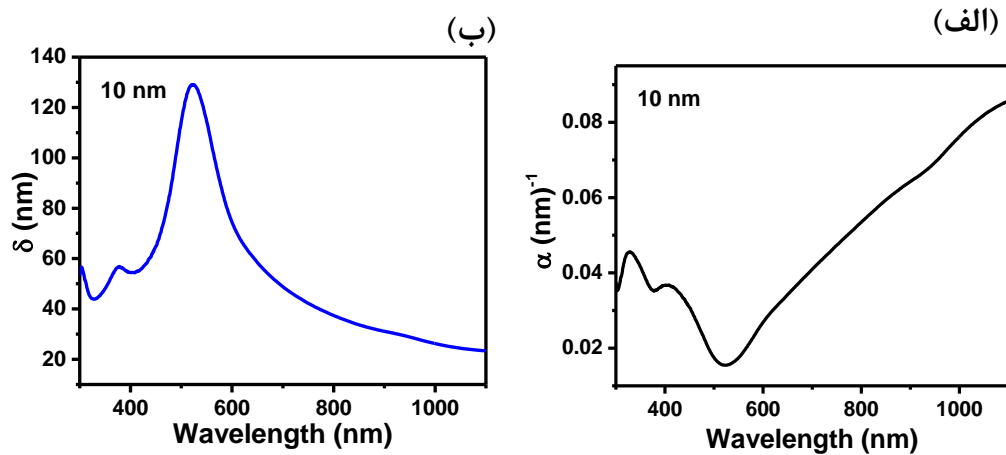
ضخامت لایه بر خلاف عبور، میزان جذب افزایش می‌یابد (شکل ۳-۳ الف). در لایه‌های با ضخامت ۵ و ۱۰ nm میزان جذب لایه بسیار پایین است. هنگامی که ضخامت لایه کمتر از عمق نفوذ در طول موج معینی باشد، جذب اپتیکی قابل چشم پوشی است، که اغلب در لایه‌های با ضخامت کمتر از ۱۰ nm قابل حصول است [۹۸].

شکل ۳-۲ (ه) طیف بازتاب نمونه‌ها را نشان می‌دهد، در طول موج کوچکتر از کمینه‌ی جذب، بازتاب نمونه‌ها از یک کمینه گذشته و به‌مرور با شیبی نسبتاً تند افزایش یافته و سرانجام در محدوده‌ی فرسرخ نزدیک ($\lambda > 700 \text{ nm}$) به حداکثر خود می‌رسد. بازتاب بالا در فلزات ناشی از برهم‌کنش نور با الکترون‌های آزاد موجود در فلزات تحت تاثیر پدیده‌ی نوسانات پلاسمایی است [۵۴]. همانطور که در بخش قبل گفته شد و همچنین با توجه شکل ۳-۳ (ب)، در لایه‌های نازک طلا جذب قوی با میزان بازتاب بالا همراه است.



شکل ۳-۳ الف: تغییرات بیشینه‌ی عبور و جذب در طول موج ۵۰۰ nm بر حسب ضخامت لایه‌های فلزی طلا. (ب) طیف جذب و بازتاب لایه‌ی نازک طلا با ضخامت ۳۰ nm.

با استفاده از داده‌های طیف بازتاب و عبور ابتدا مقدار ضریب جذب (α) (شکل ۳-۴ الف) و سپس عمق نفوذ (δ) برای لایه‌ی نازک طلا با ضخامت ۱۰ nm محاسبه شد (شکل ۳-۴ ب). با توجه به این نتایج در موقعیت طول موج حدود ۵۰۰ nm این لایه دارای بیش‌ترین عمق نفوذ و کم‌ترین ضریب جذب می‌باشد.



شکل ۳-۴: نمودار الف) ضریب جذب و ب) عمق نفوذ لایه‌ی نازک طلا با ضخامت ۱۰ nm بر حسب طول موج نور فرودی.

۳-۴ خواص الکتریکی

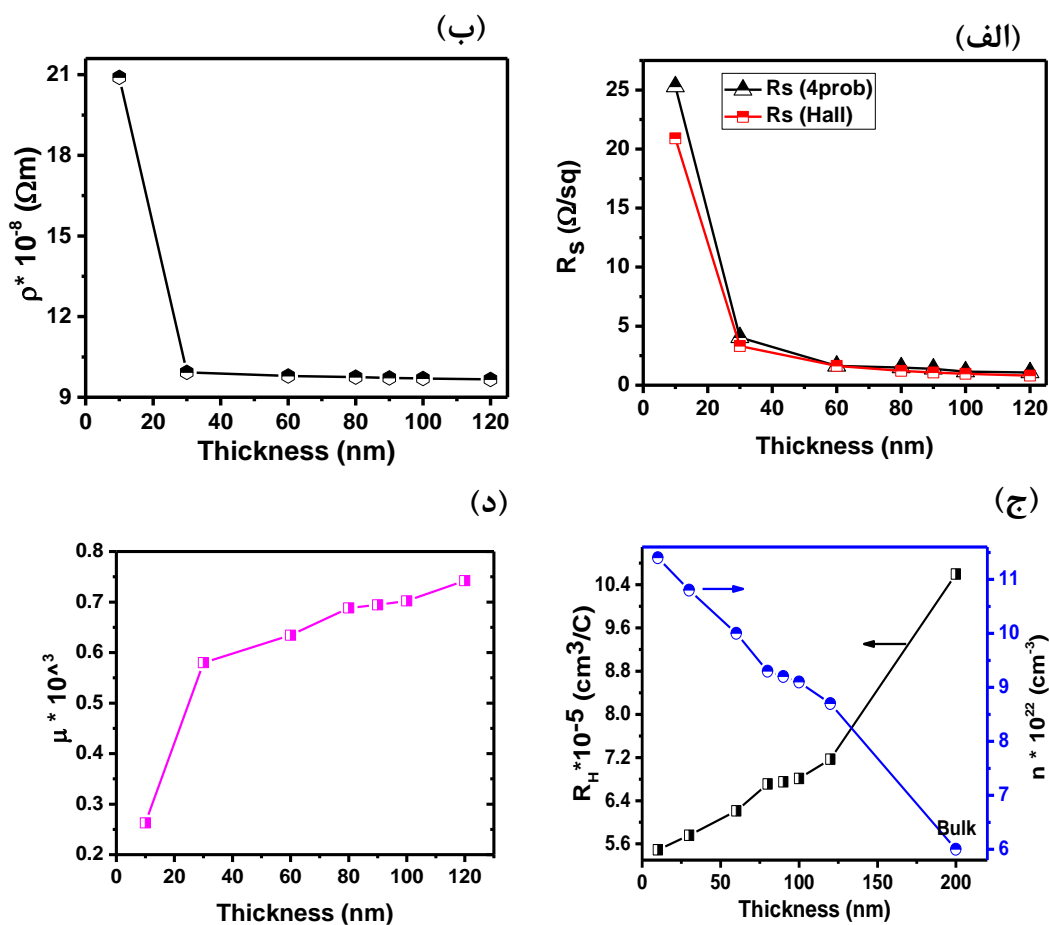
در این تحقیق مقاومت سطحی^۱ (R_s) لایه‌ها به دو روش چهار اتصالی^۲ و وان در پاو^۳ تعیین شده است، که داده‌های به‌دست آمده از هر دو روش با دقت خوبی در توافق با یکدیگرند (شکل ۳-۵ الف).

^۱ Sheet resistance

^۲ Four probe

^۳ Van der Pauw

این نتایج حاکی از آن است که با افزایش ضخامت لایه‌ها، مقاومت سطحی نمونه‌ها کاهش یافته است. منشا تغییرات مقاومت الکتریکی با توجه به گزارش قوش و همکاران [۹۸] به وجود ناخالصی‌ها و نقایص بلوری، ارتعاشات شبکه و کرنش و ناپیوستگی وابسته به مرزدانه‌ها، نسبت داده شده است. شکل ۳-۵ (ب) تغییرات مقاومت ویژه نمونه‌های مورد بررسی، مبتنی بر معادله‌ی (۲-۲) را نشان می‌دهد.



شکل ۳-۵: تغییرات الف) R_s ، ب) مقاومت ویژه، ج) R_H و n ، و د) تحرک حامل‌ها، بر حسب ضخامت لایه‌های نازک طلا.

خواص ذاتی مانند رسانندگی و مقاومت ویژه الکتریکی برای یک ماده‌ی کپه‌ای بایستی ثابت و مستقل از اندازه باشد، اما برای لایه‌های نازک چنین نیست. هنگامی که ضخامت لایه قابل مقایسه و یا

کوچک‌تر از مسافت آزاد میانگین الکترون در محیط (100 nm) باشد [۹۸]، مقاومت الکتریکی تحت تاثیر اندازه قرار می‌گیرد، به طوری که با افزایش ضخامت لایه کاهش می‌یابد. در این مورد مایاداس^۱ و همکاران [۹۹] نشان دادند که کاهش اندازه‌ی دانه منجر به افزایش قابل توجه در مقاومت الکتریکی می‌شود. به عبارت دیگر فواصل خالی بین جزیره‌ها^۲ هم در تعیین رفتار الکتریکی لایه‌های فوق نازک^۳ فلزی نقش دارند. به عنوان مثال لایه‌ی با ضخامت 5 nm که احتمالاً به صورت جزیره‌ای رشد یافته و منجر به لایه‌ی ناپیوسته می‌شود.

شکل ۳-۵ (ج)، تغییرات قدر مطلق ضریب هال (R_H) و تراکم الکترون‌های آزاد (n)، رابطه‌ی (۲)-۱، لایه‌های نازک طلا در دمای اتاق را برای لایه‌های فلزی با ضخامت‌های مختلف نشان می‌دهد. چنانچه پیداست با افزایش ضخامت لایه، این کمیت افزایش می‌یابد. لازم به ذکر است که با توجه به منفی بودن ضریب هال برای لایه‌ها، حامل‌های اکثریت در این لایه‌ها الکترون‌ها هستند. با توجه به این نمودار، با افزایش ضخامت لایه‌های نازک تراکم الکترون‌های آزاد به مقدار آن برای حالت کپه‌ای (ضخامت‌های بیش‌تر از 200 nm) که در حدود $5/9 \times 10^{22} \text{ cm}^{-3}$ می‌باشد [۵۴]، نزدیک می‌شود. همچنین مقاومت ویژه و تحرک پذیری حامل‌ها بر اساس روابط (۲-۲) و (۳-۲) محاسبه شده و در شکل ۳-۵ (ب) و (د) نشان داده شده است. با توجه به این نمودارها با افزایش ضخامت لایه، مقاومت ویژه کاهش و تحرک پذیری حامل‌ها افزایش می‌یابد.

نتیجه‌گیری: بدین ترتیب، با توجه به عبور اپتیکی به‌دست آمده، از لایه‌های با ضخامت‌های 10 nm و 30 nm به عنوان پوشش‌های فلزی پیوسته به عنوان الکتروود شفاف بالایی در ساخت فوتودیودها (بخش‌های ۴-۸ و ۵-۵) استفاده شد.

^۱ Mayadas

^۲ Voids

^۳ Ultra thin

فصل ۴. سنتز نانوسیم‌های سیلیکونی در ویفر
Si نوع p و خصوصیات فیزیکی
فوتودیودهای شاتکی وابسته

۱-۴ مقدمه

در این فصل ابتدا به بررسی خواص فیزیکی نانوسیم‌های سیلیکونی (SiNWS) سنتز شده بر روی ویفرهای سیلیکونی نوع p و سپس به بررسی فوتودیودهای ساخته شده می‌پردازیم. نانوسیم‌های سیلیکونی به روش سونش شیمیایی تک مرحله‌ای در محلول $\text{HF}/\text{AgNO}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ (شرح جزئیات در بخش ۲-۲ آمده است.) ساخته شدند.

ویفرهای سیلیکونی نوع p با جهت گیری (۱۰۰) و با دو مقاومت ویژه 0.5 و $5 \Omega\text{cm}$ مورد استفاده قرار گرفتند. عوامل کلیدی در فرایند سونش شیمیایی به کمک فلز عبارتند از: زمان سونش، تراکم نانوذرات نقره و مقاومت زیرلایه. نانو ذرات نقره در حالت‌های سطحی مانند مکان اتم‌های آلایشی هسته‌سازی و آهنگ سونش را افزایش می‌دهند. در مرحله نخست با تغییر غلظت AgNO_3 ، غلظت ایده‌آل برای رشد نانوسیم‌های سیلیکونی تعیین شد. در ادامه نمونه‌هایی با زمان‌های سونش ۳۰، ۶۰، ۸۰ و ۱۰۰ min از ویفرهای سیلیکون ساخته شد و تاثیر زمان سونش و مقاومت زیرلایه بر روی مورفولوژی نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفت. همچنین با توجه به طیف بازتاب، گاف اپتیکی نمونه‌ها محاسبه شد و طیف رامان و فوتولومینسانس نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفتند. در ادامه خواص الکتریکی و نورتایی نانوسیم‌های رشد یافته بررسی شد.

۲-۴ تاثیر غلظت AgNO_3

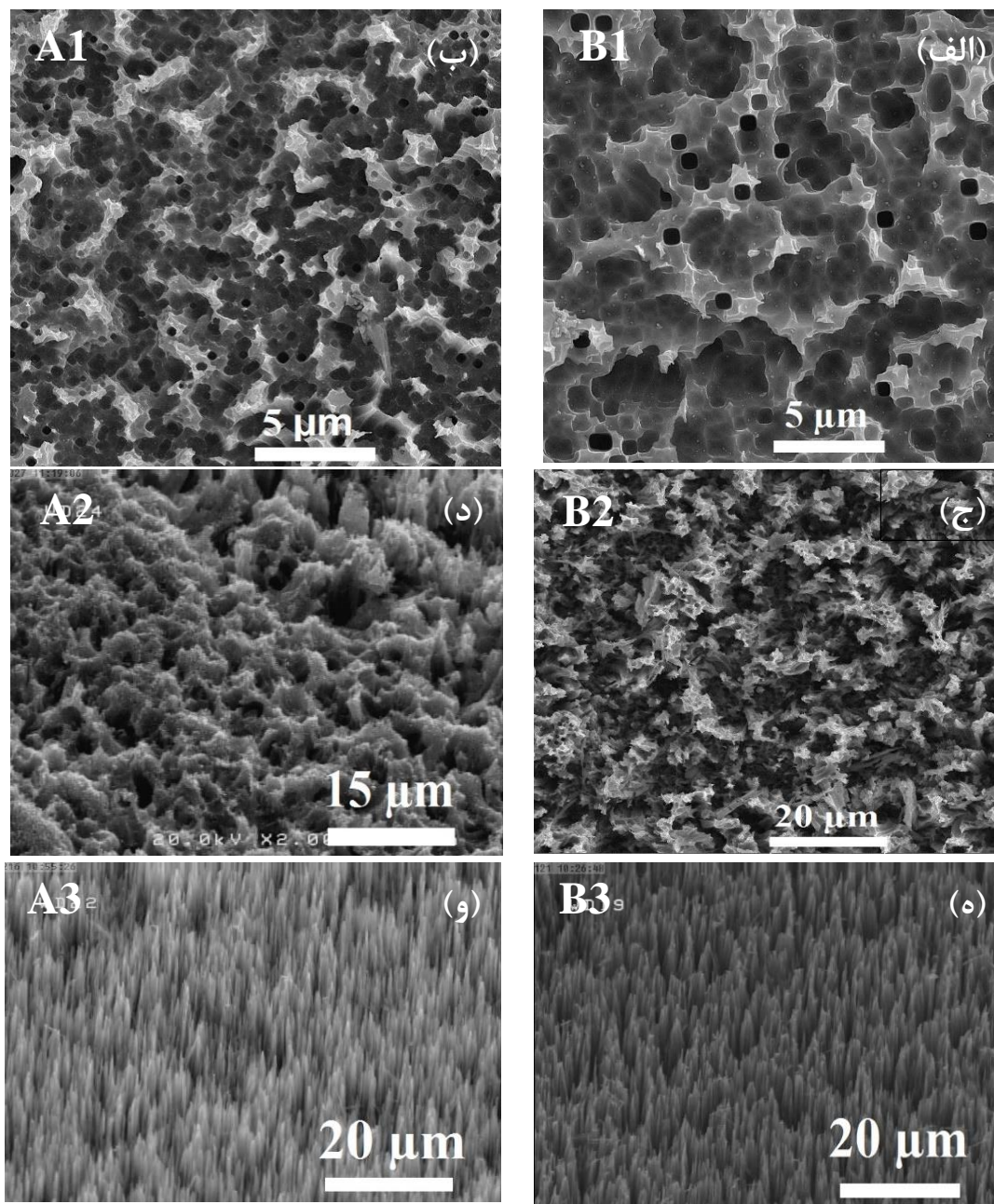
در این بخش تاثیر غلظت نیترات نقره بر روی مورفولوژی نمونه‌های آماده شده بر روی ویفرهای سیلیکون نوع p با مقاومت ویژه‌های 0.5 و $5-10 \Omega\text{cm}$ (به ترتیب گروه A و B) بررسی شده است. محلول سونش

شامل $4/6 \text{ M HF}$ و $0/1 \text{ M H}_2\text{O}_2$ و نیترات نقره با دو غلظت متفاوت $0/015 \text{ M}$ و $0/02 \text{ M}$ اختیار شده است. زمان سونش برای هر دو گروه 30 و 60 min است (جدول ۴-۱).

جدول ۴-۱: شرایط ساخت نمونه‌ها.

نمونه	غلظت HF (mol/L)	غلظت H ₂ O ₂ (mol/L)	غلظت AgNO ₃ (mol/L)	زمان سونش (min)	مقاومت ویژه زیرلایه (Ωcm)
A1	4/6	0/1	0/015	30	0/5
A2	4/6	0/1	0/015	60	0/5
A3	4/6	0/1	0/02	30	0/5
B1	4/6	0/1	0/015	30	1-10
B2	4/6	0/1	0/015	60	1-10
B3	4/6	0/1	0/02	30	1-10

شکل ۴-۱ تصاویر FESEM سطح نمونه‌ها را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود در نمونه‌های آماده شده در محلول شامل $0/015 \text{ M AgNO}_3$ در هر دو گروه A و B در زمان‌های سونش 30 (A1, B1) و 60 min (A2, B2)، بر روی سطح زیرلایه نانوسیم‌های عمودی تشکیل نشده است. اما با افزایش غلظت AgNO_3 در محلول به $0/02 \text{ M}$ آرایه‌ای منظم و عمودی از نانوسیم‌ها به طور یکنواخت در مساحتی بزرگ سطح را پوشانده است (نمونه‌های A3, B3). بنابراین در ادامه‌ی کار برای ساخت نمونه‌ها، از محلول سونش حاوی $0/02 \text{ M AgNO}_3$ استفاده شد.



شکل ۴-۱ : تصاویر FESEM نمونه‌های آماده شده در غلظت‌های مختلف AgNO_3 (الف-د) 0.015 M (ه-و) 0.02 M و زمان‌های سونش 30 و 60 min در دو گروه A و B.

۴-۳ تاثیر زمان سونش بر مورفولوژی و ساختار نانوسیم‌ها

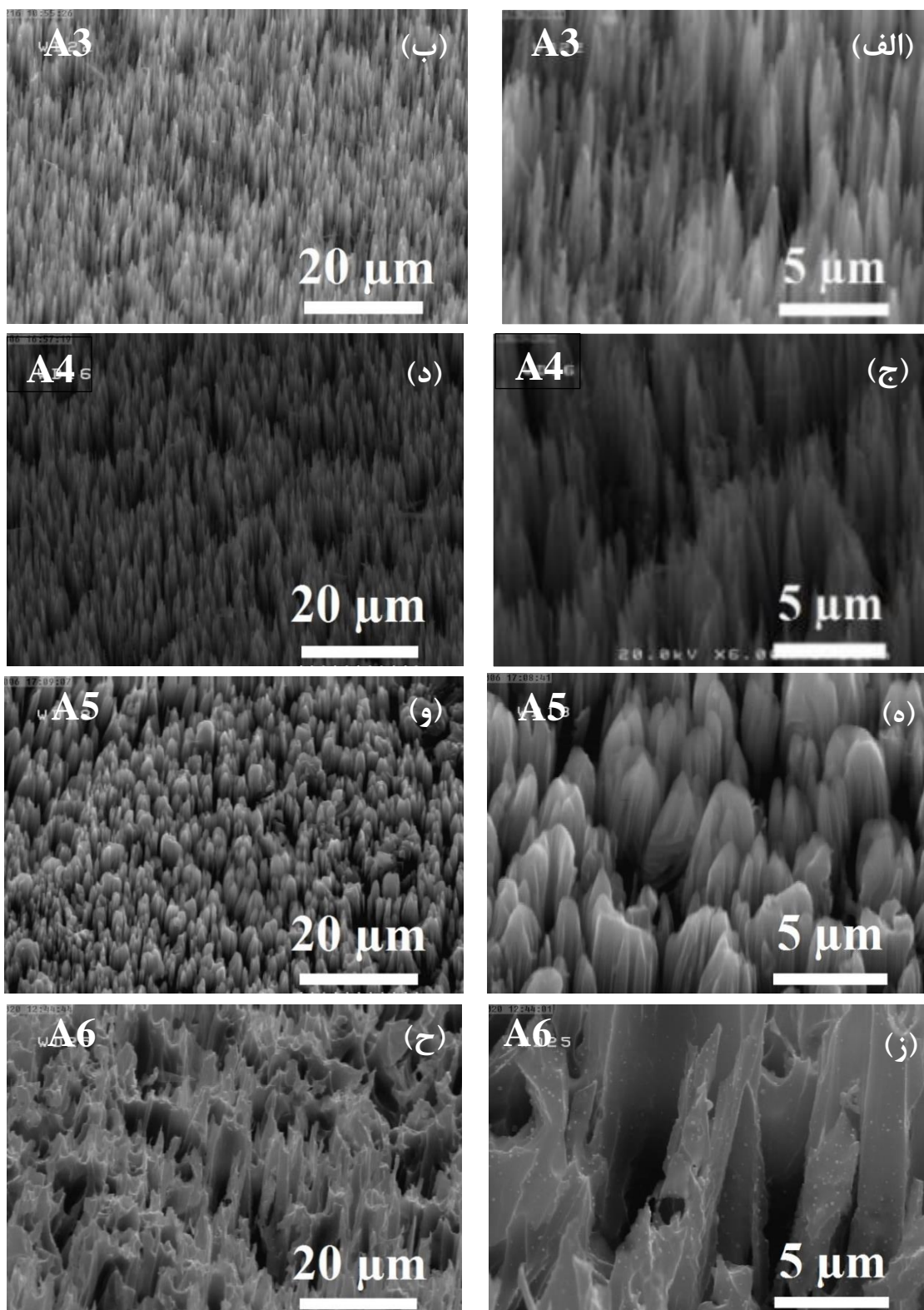
در این بخش سونش نمونه‌ها در محلول $0.01 \text{ M H}_2\text{O}_2 / 0.02 \text{ M AgNO}_3 / 0.04 \text{ M HF}$ در دمای اتاق

و در زمان‌های ۳۰ min (نمونه‌های A3 و B3)، ۶۰ min (نمونه‌های A4 و B4)، ۸۰ min (نمونه‌های A5 و B5) و ۱۰۰ min (نمونه‌های A6 و B6) بر روی ویفرهای با مقاومت‌ویژه‌های مختلف انجام شد (جدول ۲-۴).

جدول ۲-۴: شرایط ساخت نمونه‌ها.

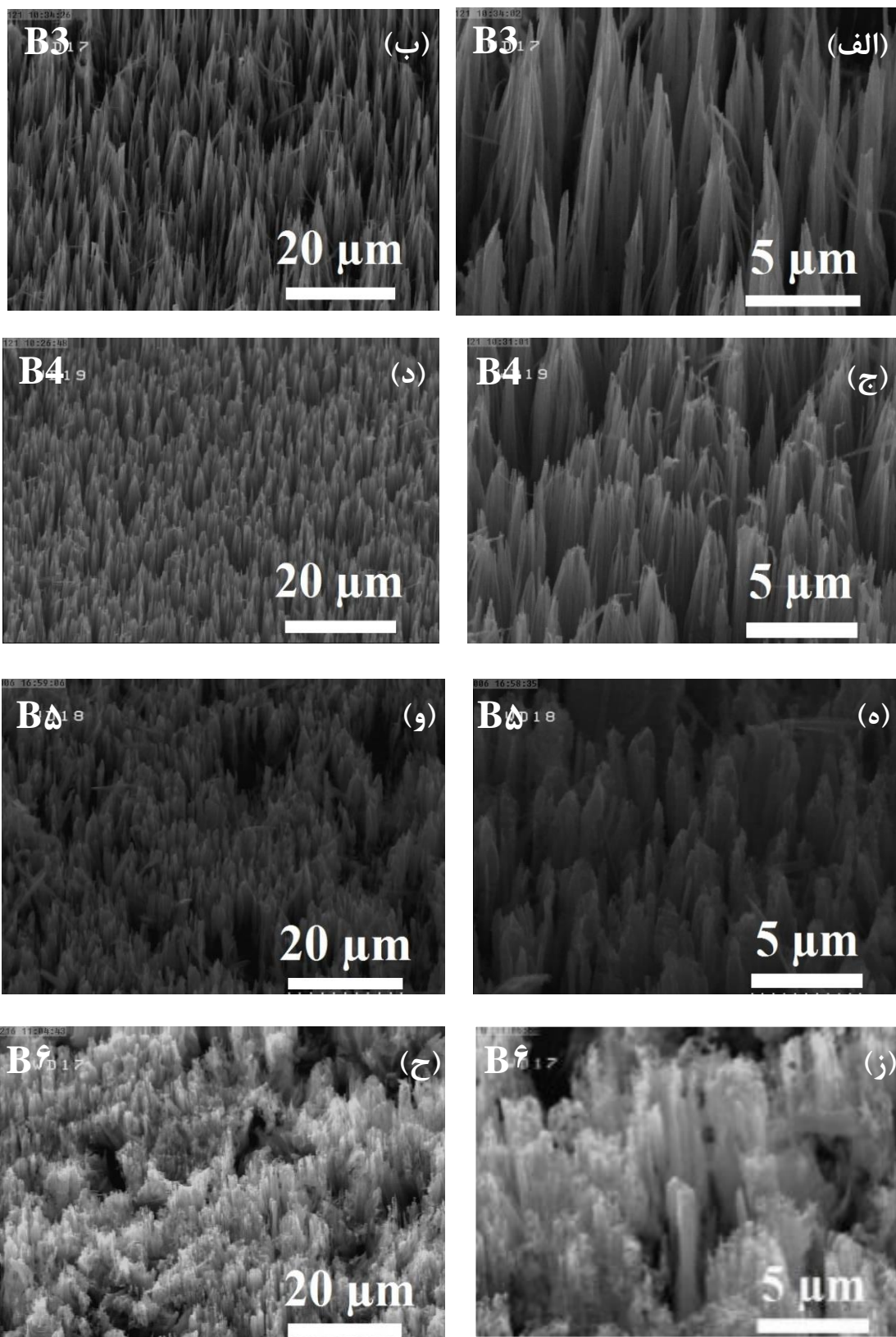
نمونه	زمان سونش (min)	مقاومت‌ویژه زیرلایه (Ωcm)
A3	۳۰	۰/۵
A4	۶۰	۰/۵
A5	۸۰	۰/۵
A6	۱۰۰	۰/۵
B3	۳۰	۱-۱۰
B4	۶۰	۱-۱۰
B5	۸۰	۱-۱۰
B6	۱۰۰	۱-۱۰

شکل‌های ۲-۴ و ۳-۴ به ترتیب تصاویر FESEM نمونه‌های تهیه شده از ویفرهای سیلیکونی با مقاومت‌ویژه‌های ۰/۵ و ۱-۱۰ Ωcm را نشان می‌دهد. با توجه به این تصاویر در هر دو گروه در زمان‌های ۳۰، ۶۰ و ۸۰ min آرایه‌های منظم و متراکم از نانوسیم‌های سیلیکونی عمودی، به طور یکنواخت سطح نمونه را پوشش داده است.

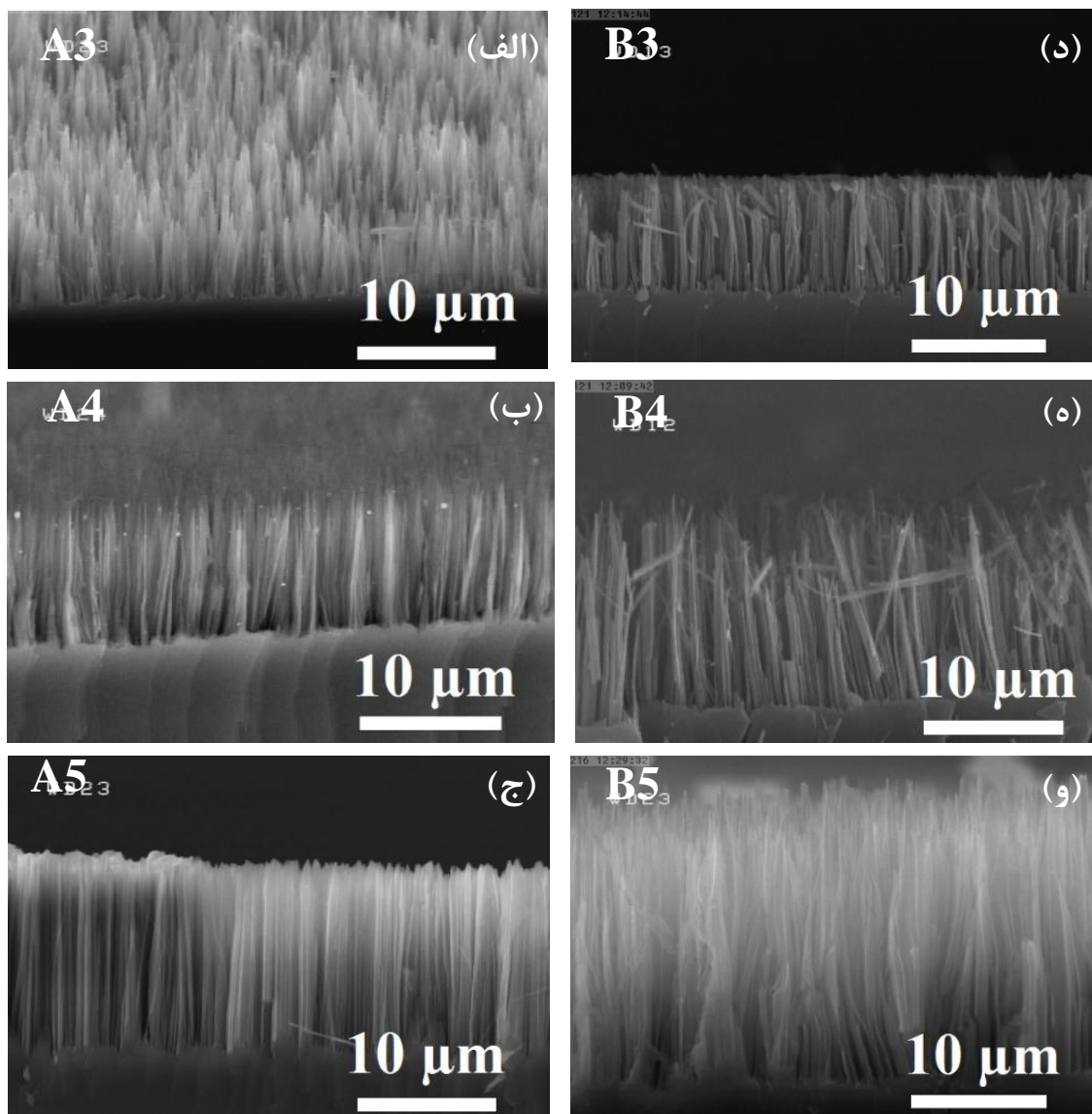


شکل ۴-۲: تصاویر FESEM نمونه‌های تهیه شده از ویفر با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ (گروه A) در زمان‌های سونش

(الف و ب) ۳۰ min، (ج و د) ۶۰ min، (ه و و) ۸۰ min و (ز و ح) ۱۰۰ min.

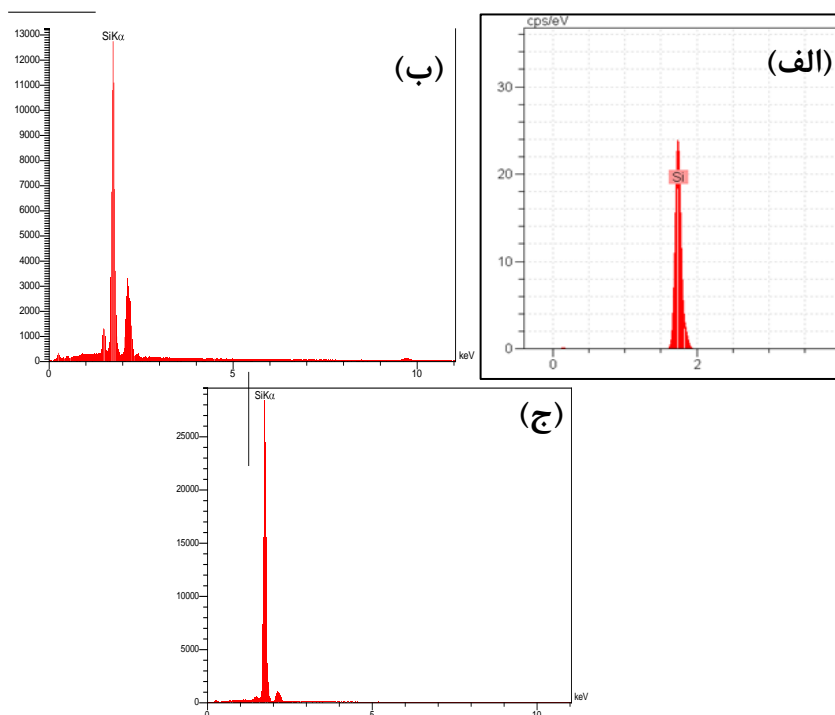


شکل ۴-۳: تصاویر FESEM نمونه‌های تهیه شده از ویفر با مقاومت ویژه $10-1 \Omega\text{cm}$ (گروه B) در زمان‌های (الف) و (ب) ۳۰ min، (ج و د) ۶۰ min، (ه) و (و) ۸۰ min، (ز و ح) ۱۰۰ min.



شکل ۴-۴: تصاویر FESEM مقطع عرضی نمونه‌های (الف) A3، (ب) A4، (ج) A5 و همچنین (د) B3، (ه) B4، و (و) B5.

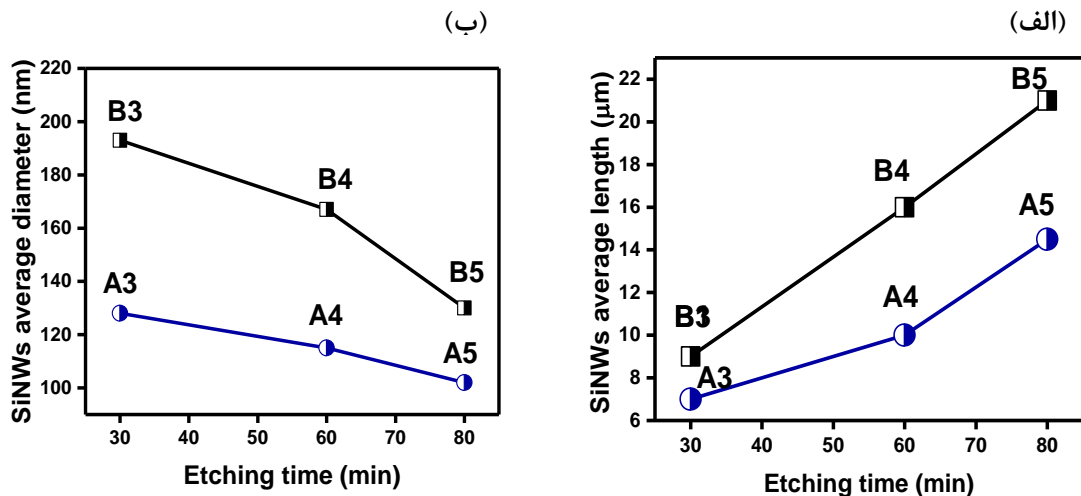
به منظور تحقیق در ترکیب شیمیایی نانوسیم‌های تشکیل شده طیف EDS نمونه‌ها تهیه شد. شکل ۴-۵ طیف EDS نمونه‌های B3، B4 و A3 را نشان می‌دهد. این شکل گویای آن است که نمونه‌های سنتز شده تنها شامل عنصر سیلیکون بوده و در حین فرایند سونش پیوند دیگری ایجاد نشده است.



شکل ۴-۵: طیف EDS نانوسیم‌های سنتز شده (الف) A3، (ب) B3، و (ج) B4.

از آن جا که جهت $\langle 100 \rangle$ وابسته به جهت‌گیری زیرلایه سیلیکونی (100) کوچک‌ترین سد پتانسیل را برای سونش دارد، فرایند MACE ترجیحا در این راستا رخ داده، و منجر به شکل‌گیری SiNWs عمود بر سطح $\text{Si}(100)$ می‌گردد [۳۸]. با توجه به تصاویر با مقیاس $5 \mu\text{m}$ در شکل‌های ۲-۴ و ۳-۴ واضح است که نانوسیم‌های رشدیافته در نوک به هم نزدیک شده و به هم چسبیده‌اند، که ناشی از نیروی واندروالس بین نانوسیم‌ها است [۳۴]، و ساختاری مخروطی شکل به خود گرفته‌اند. به عبارت دیگر قطر در نزدیکی نوک کوچک‌تر از ریشه است که می‌تواند متأثر از کاهش اندازه‌ی نانوذرات نقره در طی فرایند سونش باشد که منجر به شکل‌گیری مخروطی نانوسیم‌ها می‌گردد [۱۰۰]. با افزایش زمان سونش به 100 min (نمونه‌های A6 و B6)، تغییرات ساختاری قابل ملاحظه‌ای در نانوسیم‌های سیلیکونی رخ داده است. قسمت بالای نانوسیم‌ها به علت سونش بیش از اندازه تخریب شده اند که می‌تواند به دلیل تجمع بیش از اندازه نانو ذرات نقره در این ناحیه باشد.

با توجه به تصاویر مقطع عرضی (شکل ۴-۴) طول میانگین نانوسیم‌های سیلیکونی با استفاده از نرم‌افزار دیجی مایزر^۱ محاسبه شد. شکل ۴-۶ (الف) و (ب) نمودار تغییرات طول و قطر میانگین نانوسیم‌ها را در دو گروه A و B نشان می‌دهد. چنانچه پیداست در هر دو گروه، با افزایش زمان سونش طول نانوسیم‌ها افزایش و قطرشان کاهش یافته است، به طوری که در گروه A طول نانوسیم‌ها در بازه μm ۷-۱۵ و قطر آن‌ها در بازه nm ۱۲۸ تا ۱۰۲ در حالی که در گروه B طول نانوسیم‌ها در بازه μm ۹-۲۱ و قطر آن‌ها در بازه nm ۱۹۳ تا ۱۳۰ تغییر یافته است. این تغییرات با توجه به اینکه نانوذرات نقره در محل ناخالصی‌ها هسته‌سازی می‌شوند، در نمونه‌های با مقاومت زیرلایه کمتر (بیش‌تر)، یا میزان آرایش بیشتر (کم‌تر) قطر نانوسیم‌ها کوچک‌تر (بزرگ‌تر) و طول آن‌ها بزرگ‌تر (کوچک‌تر) است، سازگار می‌باشد.

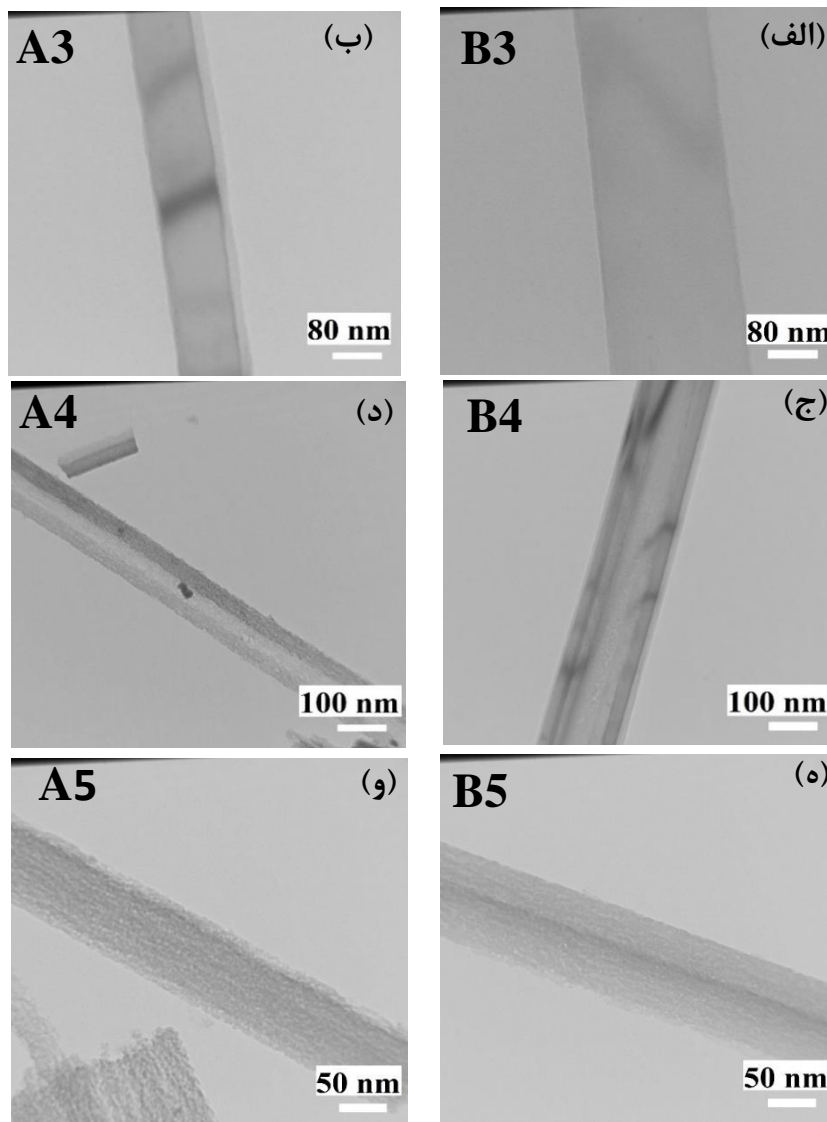


شکل ۴-۶. تغییرات (الف) طول و (ب) قطر میانگین SiNWs بر حسب زمان سونش (۳۰، ۶۰، ۸۰ min).

شکل ۴-۷ تصاویر TEM نانوسیمی از نمونه‌های A3، A4، A5، B3، B4 و B5 را نشان می‌دهد. همانطور که واضح است، در نمونه‌های تهیه شده در زمان ۳۰ min (نمونه‌های A3 و B3)

^۱ Digimizer

نانوسیم‌ها سطحی صاف دارند، در حالی که در زمان‌های ۶۰ min (نمونه‌های A4 و B4) و ۸۰ min (نمونه‌های A5 و B5) نانوسیم‌های رشد یافته ساختاری متخلخل و زیر دارند، به طوری که میزان زبری و تخلخل با افزایش زمان سونش افزایش یافته است.

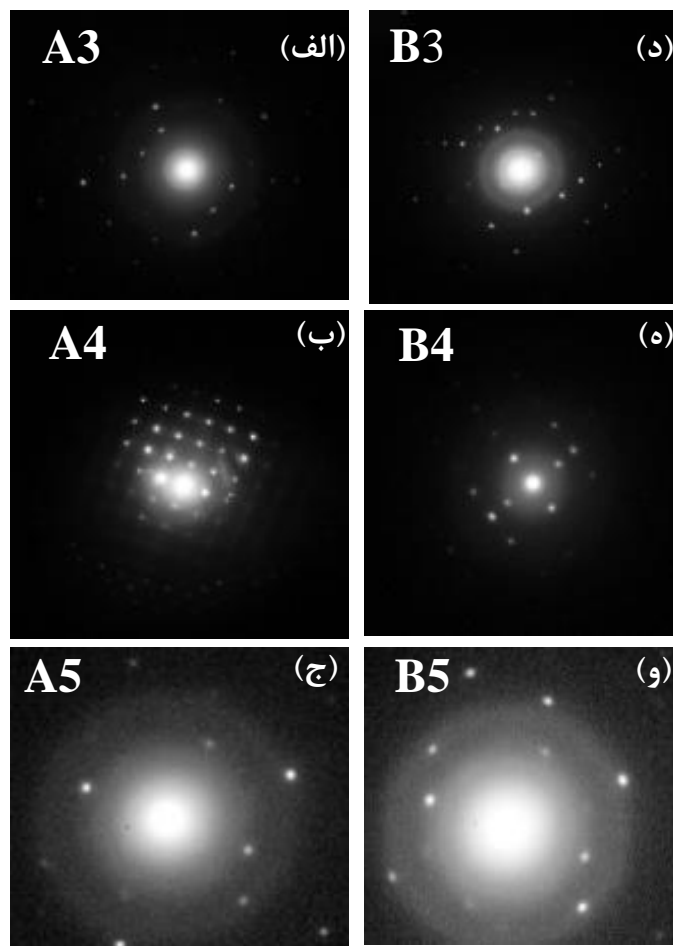


شکل ۴-۷. تصاویر TEM یک نانوسیم نوعی از نمونه‌های الف (B3، ب (A3، ج (B4، د (A4، ه (B5 و A5).

بنابر گزارش ژونگ^۱ و همکاران [۱۰۰] حفره‌های تشکیل شده روی نانوسیم‌ها می‌تواند ناشی از

^۱ Zhong

نانوذرات کوچک نقره باشد که بر روی دیواره‌ها هسته‌سازی شده و نقطه‌ی شروع سونش برای تشکیل حفره‌ها هستند. هنگامی که زمان سونش افزایش می‌یابد، تعداد زیادی یون‌های Ag^+ در محلول سونش تولید می‌شود که بخشی از آن‌ها به نانو ذرات نقره تبدیل شده و در سونش عمودی مشارکت می‌کنند. مابقی یون‌ها در بین نانوسیم‌ها پخش شده و با تشکیل نانو ذرات نقره بر روی سطوح این نانوسیم‌ها منجر به سونش افقی و متعاقبا تشکیل p-SiNWs می‌شود، که جداری آن‌ها با نانوبلورک‌های سیلیکونی (SiNCs^۱) پوشانده شده است.



شکل ۴-۸: الگوی پراش SAED از نانوسیم‌های سنتز شده الف) A3 ، ب) A4 ، ج) A5 ، د) B3 ، ه) B4 ، و) B5.

^۱ Si Nanocrystals

به منظور مطالعه‌ی خواص ساختاری نانوسیم‌های سنتز شده از الگوی پراش SAED (شکل ۴-۸) استفاده شده است. با توجه به نقاط روشن در این تصاویر، نانوسیم‌های رشد یافته در همه‌ی نمونه‌ها ساختار تک بلوری ویفر سیلیکون اولیه را حفظ کرده و فرایند 1-MACE بر ساختار بلوری نانوسیم‌ها تاثیر چندانی نداشته است.

۴-۴ تاثیر مقاومت ویژه الکتریکی زیرلایه ویفر سیلیکون بر

مورفولوژی نانوسیم‌ها

با توجه به تصاویر FESEM حالت مایل (شکل‌های ۴-۲ و ۴-۳) از سطح نانوسیم‌های رشد یافته بر روی زیرلایه با مقاومت کم $0.5 \Omega\text{cm}$ (10^{16}cm^{-3}) و مقاومت زیاد $10-1 \Omega\text{cm}$ (10^{15}cm^{-3})، (به ترتیب گروه A و B)، مشاهده می‌شود، تراکم نانوسیم‌ها در گروه با مقاومت کم‌تر (آلایش بیشتر) بیشتر است. همچنین تصاویر مقطع عرضی (شکل ۴-۴ و ۴-۶) نشان می‌دهد که در نمونه‌ها طول SiNWs رشد یافته با افزایش مقاومت افزایش می‌یابد، میانگین طول نانوسیم‌ها در گروه A، $7-15 \mu\text{m}$ و در گروه B، $9-21 \mu\text{m}$ است. همچنین میانگین قطر نانوسیم‌ها با افزایش مقاومت (کاهش میزان آلایش) از $102-128 \text{nm}$ در گروه A به $130-193 \text{nm}$ در گروه B افزایش یافته است (شکل ۴-۷) و میزان تخلخل سطح نانوسیم‌ها نیز با افزایش میزان آلایش (کاهش مقاومت)، افزایش یافته است.

یکی از عوامل مهم در تشکیل حفره^۱ در حین فرایند سونش، تراکم آلایش ویفر اولیه است و تاثیر آن بسیار پیچیده است [۱۰۰]. مقدار نقره‌ای که در ابتدا بر روی زیرلایه‌ی سیلیکون رسوب می‌کند به

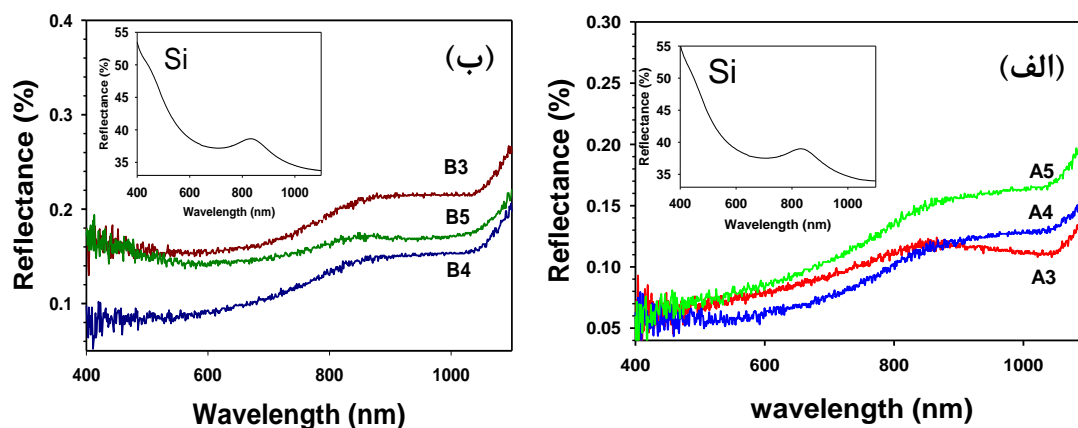
^۱ Pore

تراکم آلاینش بستگی دارد [۴۸]. با افزایش میزان آلاینش آهنگ سونش عمودی کاهش می‌یابد [۱۰۰]. در نتیجه طول نانوسیم‌ها نیز کاهش می‌یابد. نقره‌ای که بر روی ویفر سیلیکون رسوب می‌کند، در فرایند سونش هم نقش کاتد را دارد و هم کاتالیزور [۳]. به عنوان کاتالیزور، نقره ممکن است بر روی محل نقص‌ها بر روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها دوباره هسته سازی شود. برای ویفر با میزان آلاینش بالا محل‌های نقص (نزدیک آلاینده‌ها) بیشتر است، بنابراین ممکن است نانوذرات نقره‌ی بیشتری روی نانوسیم‌ها تشکیل شود و به عنوان نقاط جدید برای تشکیل حفره عمل کنند. در حالی که برای ویفر با آلاینش کم‌تر و محل‌های آلاینده‌ی کمتر، ممکن است نانو ذرات نقره‌ی کم‌تری بر روی نانوسیم‌ها نشسته و در نتیجه میزان تخلخل کم‌تر است [۱۰۰]. همچنین با توجه به این که هسته سازی و متعاقباً تشکیل حفره در حالت‌های سطحی مانند محل‌های اطراف ناخالصی‌ها رخ می‌دهد [۱۱]. بعلاوه، افزایش میزان آلاینش منجر به کاهش سد انرژی که بارها بایستی در حین تزریق در سطح سیلیکون بر آن غلبه کنند، می‌شود. نوارهای الکترونی سیلیکون که بر اساس تماس با محلول تعادل می‌یابند، یک سد شاتکی را تشکیل می‌دهند که مانع ترابری بار در سراسر سطح مشترک می‌شوند (شکل ۱-۲۹) [۱۰۱]. تراز انرژی فرمی (EF) سیلیکون و پتانسیل کاهش Ag^+/Ag^0 ، هنگامی که سیلیکون داخل محلول سونش قرار می‌گیرد، تمایل دارند که هم‌ردیف شوند [۳]. از آنجاکه پتانسیل کاهش Ag^+/Ag^0 پایین‌تر از نوار ظرفیت سیلیکون قرار می‌گیرد، هنگامی که سطح آلاینش افزایش می‌یابد (سطح فرمی پایین‌تر) خمیدگی نوار کم‌تر می‌شود و عرض ناحیه‌ی تهی و پتانسیل سد انرژی در سطح مشترک کاهش می‌یابد. بنابراین شارش بار افزایش می‌یابد و منجر به افزایش زبری و تشکیل نانوسیم‌های باریک در ویفر سیلیکون با مقاومت پایین‌تر می‌شود [۳، ۱۰۱].

۴-۵ خواص اپتیکی

شکل ۴-۹ طیف بازتاب نمونه‌های سنتز شده در گروه‌های A و B به همراه سیلیکون کپه‌ای مربوطه را

جهت مقایسه، نشان می‌دهد. میانگین بازتاب در نمونه‌های گروه A در محدوده‌ی مرئی (۷۰۰ nm-۴۰۰) حدود ۰/۰۷٪ و در گروه B اندکی بالاتر (۰/۱۵-۰/۰۸) است. در حالی که در ویفر سیلیکون اولیه میزان بازتاب در گستره‌ی نور مرئی در حدود ۴۰ تا ۴۵ درصد می‌باشد. این بازتاب بسیار پایین از سطح تیره رنگ نمونه‌ها ناشی از تشکیل نانوسیم‌های متراکم بر روی سطح ویفر سیلیکون است. با تشکیل آرایه‌ای از نانوسیم‌ها بر روی سطح، میزان پراکندگی افزایش یافته و در نتیجه بازتاب به شدت کاهش و جذب فوتون‌ها افزایش می‌یابد، که می‌تواند منجر به افزایش تولید حامل‌ها در سلول‌های خورشیدی و دیگر قطعات اپتوالکترونیکی وابسته می‌شود [۱۰۲].



شکل ۴-۹: طیف بازتاب نمونه‌ها (به همراه ویفر Si مربوطه جهت مقایسه) با مقاومت ویژه الف) $0.5 \Omega \text{cm}$ و ب) $0.1 \Omega \text{cm}$.

تعیین گاف نواری اپتیکی (E_g) نمونه‌ها:

روش ۱: استفاده از طیف بازتاب و به کارگیری معادله‌ی کوبلکا-مانک

در این روش بایستی از طریق داده‌های طیف بازتاب و با استفاده از معادله‌ی کوبلکا - مانک^۱ (معادله‌ی

^۱ Kubelka- Munk

۱-۴) ضریب جذب اپتیکی (α) محاسبه شود و سپس از طریق معادله‌ی مات و دیویس^۱ (معادله‌ی ۴-۱) (۲) گاف نواری اپتیکی را محاسبه نمود [۱۰۳, ۱۰۴]:

$$\alpha = F(R) = \frac{(1 - R)^2}{2R} \quad (1-4)$$

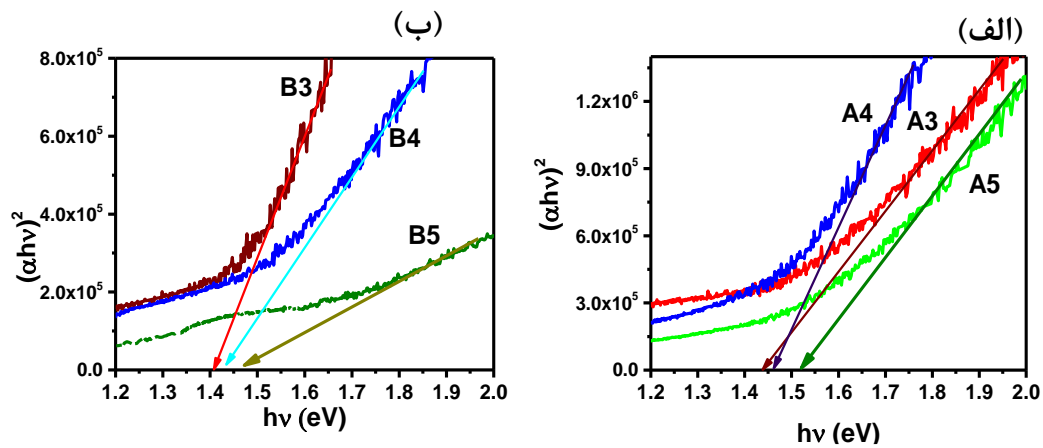
$$[ah\nu]^n = A (h\nu - E_g) \quad (2-4)$$

که در آن R داده‌های طیف بازتاب، $h\nu$ انرژی فوتون فرودی، A مقداری ثابت، E_g گاف نواری اپتیکی نمونه‌ها است و n شاخصی است که به فرایند جذب اپتیکی مربوط است. این پارامتر برای گذارهای مجاز مستقیم و غیر مستقیم به ترتیب برابر ۲ و $\frac{1}{2}$ است. گاف نواری نمونه را می‌توان با برون‌یابی بخش خطی داده‌ها با محور انرژی به ازای $\alpha = 0$ به دست آورد [۱۰۳-۱۰۵].

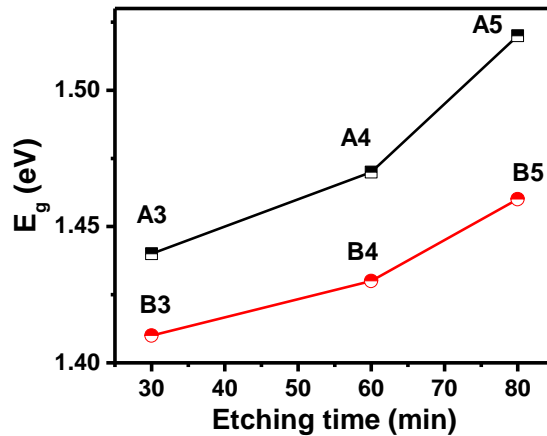
سیلیکون در شرایط کپه‌ای گذارهای گاف نواری غیر مستقیم دارد. بنابه گزارش سولمون^۲ و همکاران [۱۰۶] هنگامی که سیلیکون به مقیاس نانومتری کوچک می‌شود، گاف انرژی بین بالاترین اوربیتال مولکولی اشغال شده و پایین‌ترین اوربیتال مولکولی اشغال نشده افزایش می‌یابد و بنابراین بر اثر محدودیت کوانتومی گذار غیر مستقیم به مستقیم تغییر پیدا می‌کند. مطالعات نظری نشان داده است که گاف نواری نانوسیم‌های سیلیکونی می‌تواند هر دو حالت مستقیم و یا غیرمستقیم را داشته باشد [۱۰۷]. شکل ۴-۱۰ منحنی $(ah\nu)^2$ بر حسب $h\nu$ را نشان می‌دهد. با برون‌یابی قسمت خطی منحنی‌ها، گاف نواری نمونه‌ها محاسبه شد. این مقدار برای نمونه‌های A3، A4 و A5 به ترتیب برابر ۱/۴۴، ۱/۴۷ و ۱/۵۲ eV است. همچنین برای نمونه‌های B3، B4 و B5 به ترتیب برابر ۱/۴۱، ۱/۴۳ و ۱/۴۶ eV است (شکل ۴-۱۱). علت این تغییرات در بخش‌های ۴-۶ و ۴-۷ مورد بررسی قرار گرفته است.

^۱ Mott and Davis

^۲ Solomon



شکل ۴-۱۰: محاسبه‌ی گاف نواری مبتنی بر معادلات (۵-۱) و (۵-۲) برای SiNWs رشد یافته بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه‌های الف (۰/۵ Ωcm) و ب (۱۰ Ωcm).



شکل ۴-۱۱: نمودار تغییرات گاف نواری با زمان سونش برای نانوسیم‌های گروه A و B.

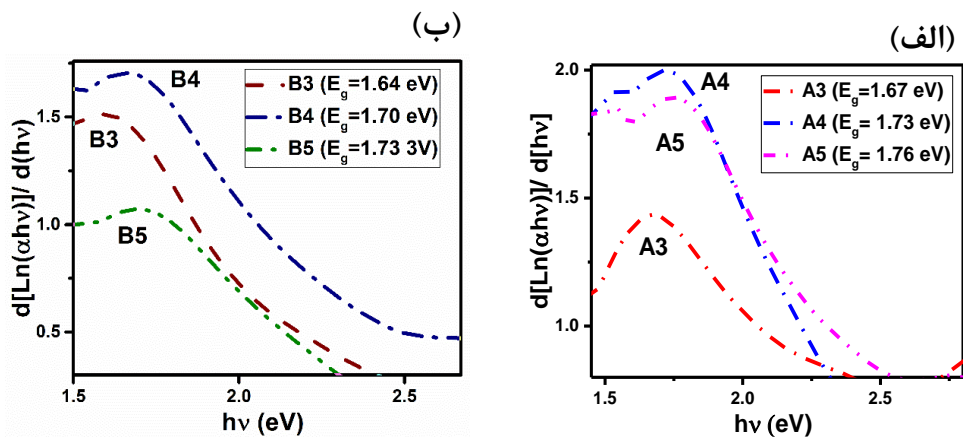
روش ۲: استفاده از طیف بازتاب و به کارگیری موقعیت قله در نمودار گرادیان

در این مورد خرمی و همکاران [۱۰۵, ۱۰۸] روشی را برای محاسبه گاف نواری پیشنهاد کرده‌اند که به مقدار n بستگی ندارد. بر این اساس با توجه به معادله‌ی ۴-۲ می‌توان نوشت:

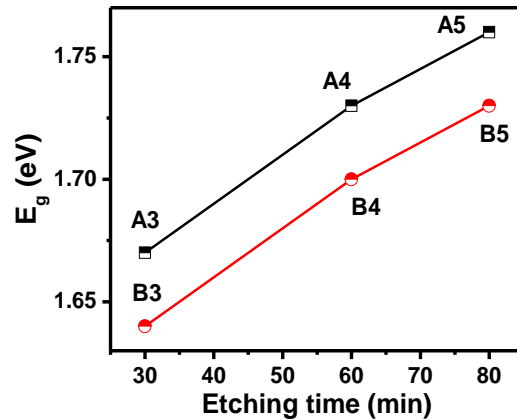
$$\ln(\alpha h\nu)^n = \ln(h\nu - E_g) \quad (۴-۳)$$

$$\frac{d[\text{Ln}(\alpha h\nu)]}{d(h\nu)} = \frac{1}{n(h\nu - E_g)} \quad (4-4)$$

هرگاه تغییرات $d[\text{Ln}(\alpha h\nu)]/d[h\nu]$ بر حسب $h\nu$ رسم شود، نقطه‌ی بیشینه می‌تواند متناظر با مقدار E_g مربوط باشد. شکل ۵-۱۲ نمودار $d[\text{Ln}(\alpha h\nu)]/d[h\nu]$ بر حسب $h\nu$ را برای SiNWs رشد یافته در گروه‌های A و B را نشان می‌دهد. با توجه به این تحلیل موقعیت بیشینه برای نمونه‌های A3، A4 و A5 به ترتیب برابر ۱/۶۷، ۱/۷۳ و ۱/۷۶ eV و در نمونه‌های گروه B برای B3، B4 و B5 به ترتیب برابر ۱/۶۴، ۱/۷۰ و ۱/۷۳ eV است (شکل ۴-۱۳). مشاهده می‌شود در هر دو گروه گاف نواری نمونه‌ها نسبت به گاف نواری سیلیکون کپه‌ای در دمای اتاق (۱/۱۲ eV) با افزایش مدت زمان سونش، افزایش یافته است که می‌تواند ناشی از وقوع محدودیت کوانتومی متاثر از نانوبلورک‌های ایجاد شده در نانوسیم‌های سنتز شده باشد که در بخش بعدی بدان پرداخته‌ایم. برای نتایج به‌دست آمده از گاف نواری با این دو روش ملاحظه می‌شود که اگر چه روند تغییرات مقادیر در هر دو روش با هم یکسان هستند، اما مقادیر وابسته قدری با هم متفاوت‌اند. چنانچه در ادامه در بخش ۴-۷ خواهیم دید، نتایج به‌دست آمده به روش دوم با دقت بیشتری هم‌خوانی دارد.



شکل ۴-۱۲: نمودارهای وابسته به تغییرات $d[\text{Ln}(\alpha h\nu)]/d[h\nu]$ بر حسب $h\nu$ به منظور تعیین گاف نواری اپتیکی (E_g) نانوسیم‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌های سیلیکونی با مقاومت ویژه الف) $0.5 \Omega\text{cm}$ و ب) $10-1 \Omega\text{cm}$.



شکل ۴-۱۳: نمودار تغییرات گاف نواری با زمان سونش برای نانوسیم‌های گروه A و B.

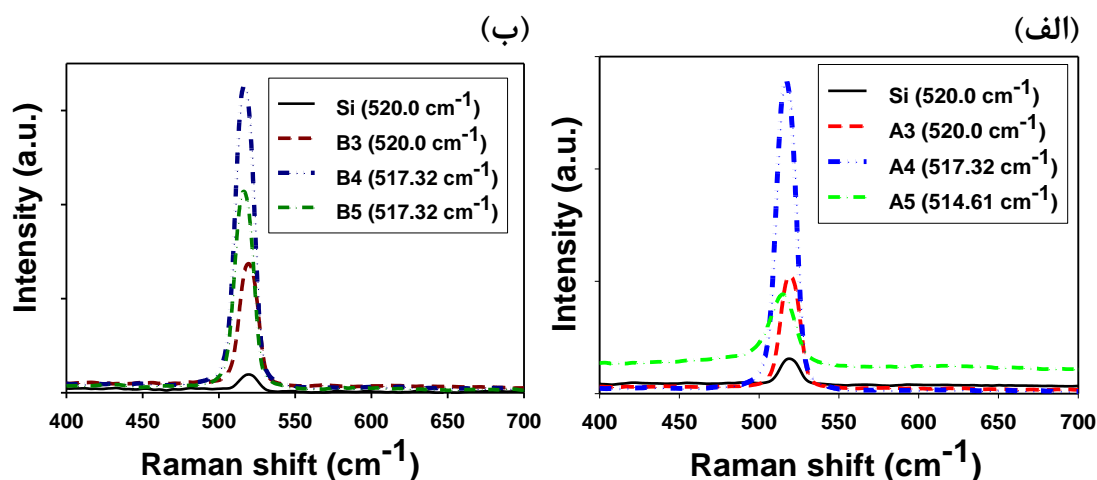
۴-۶ طیف رامان

شکل ۴-۱۴ طیف رامان نانوسیم‌های رشد یافته به همراه سیلیکون کپه‌ای مربوطه را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است، پس از فرایند سونش شدت پراکندگی قله رامان افزایش قابل توجهی پیدا کرده است. این افزایش قابل توجه در شدت قله‌های رامان نمونه‌ها پس از انجام عملیات سونش به میزان بازتاب نمونه‌ها مرتبط است. بازتاب کم‌تر از سطح نمونه می‌تواند منجر به افزایش شدت نور ورودی به نمونه و در نتیجه برهم‌کنش بیشتر نور و ماده شود [۶۲]. بنابه گزارش نیو^۱ و همکاران [۱۰۹] قله‌های با شدت زیاد و تقارن خوب و باریک می‌تواند ناشی از قطر یکنواخت نانوسیم‌ها و نشانگر تبلور بالا در نانوسیم‌های تهیه شده باشد.

چنانچه پیداست در طیف رامان سیلیکون کپه‌ای قله‌ای در 520 cm^{-1} مشاهده می‌شود، که ناشی

از پراکندگی مرتبه اول فونون‌ها است [۶۲, ۶۵]. برای نمونه‌های با زمان سونش ۳۰ min (نمونه‌های

^۱ Niu



شکل ۴-۱۴: طیف رامان سیلیکون کپه‌ای و SiNWS رشد یافته در دو گروه الف) A، و ب) B به همراه موقعیت قله‌های مربوط به هر نمونه.

A3 و B3)، قله‌ی طیف همچنان در 520 cm^{-1} قرار داشته و جابه‌جایی درموقعیت آن رخ نداده، که بیانگر این است که آسیب بلوری گسترده‌ای در حین فرایند سونش رخ نداده است [۶۲]، که در توافق با تصاویر TEM این دو نمونه است، به‌طوری که سطح نانوسیم‌ها صاف و بدون تخلخل است. اما برای نمونه‌های A4 و B4 (زمان سونش ۶۰ min) و B5 (زمان سونش ۸۰ min) محل قله در $517/32 \text{ cm}^{-1}$ و برای نمونه‌ی A5 در $514/61 \text{ cm}^{-1}$ است. جابه‌جایی قله‌ی پراکندگی رامان به عوامل گوناگونی نسبت داده شده است. قوش^۱ و همکاران [۶۸] گزارش کردند که با کاهش اندازه ماده از حالت کپه‌ای به ابعاد نانومتری، تابع موج ویژه‌ی فونون اپتیکی^۲ محدود شده و اثر محدودیت فونونی^۳ منجر به جابه‌جایی قرمز^۴ قله‌های رامان می‌شود. علاوه بر این، بنابه گزارش قوش و همکاران [۶۸] کرنش شبکه نیز در جابه‌جایی

^۱ Gosh

^۲ Special wave function of the optical phonon

^۳ Phonon confinement effect

^۴ Red-shift

قله‌های طیف رامان ($\Delta\omega$) موثر است. $\Delta\omega$ برای کرنش تراکمی مثبت (جابه‌جایی آبی^۱) و برای کرنش انبساطی منفی (جابه‌جایی قرمز) است. همچنین آن‌ها گزارش کردند که منشا این جابه‌جایی در قله، ممکن است ناشی از تشکیل نانو بلورک‌های سیلیکونی (SiNC) بر روی دیواره‌های نانوسیم‌ها و نیز حضور یک لایه‌ی نازک SiO_x باشد [۶۵, ۶۸]. با توجه به تصاویر TEM که نشان دهنده‌ی سطح زبر و متخلخل نانوسیم‌ها است و طیف EDS نمونه‌ها که نشان می‌دهد نمونه‌های سنتز شده فقط شامل عنصر Si هستند، و همچنین تحلیل داده‌های طیف رامان که در ادامه بدان پرداخته‌ایم، این جابه‌جایی قله در نمونه‌ها را به تشکیل نانوبلورک‌های سیلیکونی بر روی دیواره‌های نانوسیم‌ها نسبت داده‌ایم.

بر اساس یک مدل تحلیلی ساده (معادله‌ی ۴-۵)، اندازه‌ی نانوبلورک‌های سیلیکونی را می‌توان با توجه به جابه‌جایی قله‌ی رامان محاسبه کرد [۶۵, ۱۱۰, ۱۱۱]:

$$\Delta\omega = -A \left(\frac{a}{L}\right)^\gamma \quad (۵-۴)$$

که در آن a ($=0.543 \text{ nm}$) ثابت شبکه‌ی سیلیکون، L اندازه‌ی بلورک‌های سیلیکون و $\Delta\omega$ جابه‌جایی بسامد رامان است. همچنین A مقدار ثابت و برابر $۵۲/۳$ و $\gamma = 1.586$ است. بر این اساس اندازه‌ی نانوبلورک‌های محاسبه شده در جدول ۴-۳ ارائه شده است.

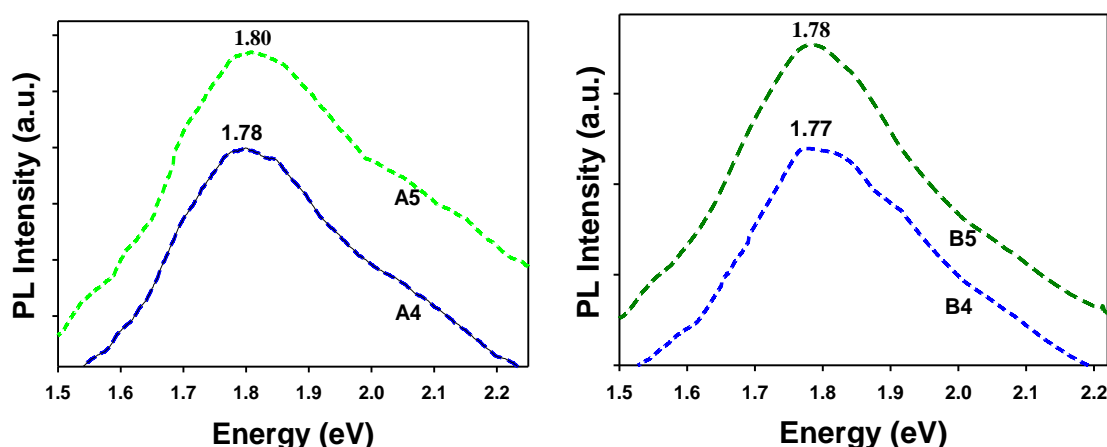
جدول ۴-۳: اندازه‌ی نانوبلورک‌های سیلیکونی نمونه‌ها مبتنی بر معادله‌ی (۵-۴).

نمونه	$\Delta\omega$ (cm^{-1})	اندازه SiNC (nm)
A4	-۲/۶۸	۳/۵۴۹
A5	-۵/۳۹	۲/۲۸۰
B4	-۲/۶۸	۳/۵۴۹
B5	-۲/۶۸	۳/۵۴۹

^۱ Blue shift

۷-۴ طیف فوتولومینسانس (PL)

شکل ۱۵-۴ طیف فوتولومینسانس نمونه‌های تهیه شده در زمان‌های سونش ۶۰ min (A4 و B4) و ۸۰ min (A5 و B5) در دمای اتاق را نشان می‌دهد. لازم به ذکر است که برای نمونه‌های با زمان سونش ۳۰ min، گسیل PL مشاهده نشد و فقط در نمونه‌های با زمان‌های سونش بالاتر گسیل مشاهده گردید. محل قله‌ی PL برای نمونه‌های A4، A5، B4 و B5 به ترتیب در ۱/۷۷، ۱/۸۰، ۱/۷۸ eV و ۱/۷۸ eV قرار دارد (جدول ۴-۴).



شکل ۱۵-۴. طیف فوتولومینسانس SiNWS رشد یافته در گروه A و B. جدول ۴-۴. محل قله‌ی PL و پهنای کامل نیمه‌ی بیشینه (FWHM).

نمونه	λ_p (nm)	E_p (eV)	FWHM (nm)
A4	۶۹۳	۱/۷۸	۱۳۰
A5	۶۸۶	۱/۸۰	۱۵۰
B4	۶۹۹	۱/۷۷	۱۲۰
B5	۶۹۶	۱/۷۸	۱۲۰

^۱ Full Width Half Maximum

به منظور توجیه گسیل PL از SiNWs سازوکارهای متفاوتی از جمله اثر محدودیت کوانتومی^۱ (QC) [۶۷] و همچنین نقایص سطح مشترک SiO_x/Si مطرح شده است [۶۵, ۶۷]. اساساً لزوم وقوع QC آن است که یک اندازه مشخصه در ماده‌ی رشد یافته کوچک‌تر از شعاع اکسیتونی بوهر در سیلیکون کپه‌ای باشد [۵۲]. از آنجا که ابعاد نانوسیم‌های تشکیل شده در نمونه‌های سنتز شده بزرگ‌تر از شعاع بوهر اکسیتون‌ها در بلورهای سیلیکون (5 nm) است [۴۶, ۶۵]، و این که در نمونه‌های با زمان سونش ۳۰ min علیرغم تشکیل نانوسیم‌ها گسیل فوتولومینسانس مشاهده نشده است، می‌توان نتیجه گرفت که نانو سیم‌ها نمی‌توانند منشا گسیل PL باشند. از طرفی قوش و همکاران نشان دادند که لایه‌ی SiO_x روی نانوبلورک‌های سیلیکون و نانوسیم‌های سیلیکونی در فوتولومینسانس مرئی و فرسرخ نزدیک (NIR) در دمای اتاق نقشی نداشته و نشان دادند که نانوبلورک‌هایی با ابعاد کوچکتر از شعاع بوهر اکسیتون‌ها منشا PL مرئی هستند [۶۸]. از طرفی یانگ و همکاران [۴۰] اخیراً نشان داده‌اند که اگرچه نمی‌توان به طور کامل احتمال گسیل از حالت‌های سطحی و نقص‌ها در اکسید سطحی را حذف کرد، فوتولومینسانس گسیل شده در طول موج ۶۸۰ nm، با نانوبلورک‌های سیلیکونی با قطر ۳-۴ nm سازگار است. بنابراین می‌توان منشا گسیل PL مرئی در دمای اتاق از نمونه‌های مورد بررسی را با توجه به اینکه اندازه‌ی نانوبلورک‌ها کوچکتر از ۵ nm است (جدول ۳-۴)، به اثر محدودیت کوانتومی در نانوبلورک‌های تشکیل شده بر روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها نسبت داد. همچنین با توجه به طیف‌های PL نمونه‌ها، مشاهده می‌شود که در هر دو گروه نمونه‌ها (A و B) با افزایش زمان سونش و میزان تخلخل نانوسیم‌ها، شدت طیف PL افزایش و محل قله‌ی آن به سمت انرژی بالاتر جابه‌جا شده است.

نتیجه‌گیری: برای رشد نانوسیم‌های سیلیکونی در محلول شامل: HF با غلظت ۴/۶ M، H₂O₂ با غلظت ۰/۱ M، به یک غلظت بحرانی نیترات نقره نیاز داریم. در محلول شامل ۰/۱۵ M نیترات نقره،

^۱ Quantum Confinement

نانوسیم‌های سیلیکونی عمودی تشکیل نشد، اما با افزایش غلظت آن به 0.02 M آرایه‌ای منظم و عمودی از نانوسیم‌ها بر روی سطح زیرلایه‌های p-Si با مقاومت‌های پایین ($0.5\ \Omega\text{cm}$) و بالا ($10\text{--}1\ \Omega\text{cm}$) (به ترتیب گروه‌های A و B) تشکیل شدند. با توجه به الگوی SAED نانوسیم‌های رشد یافته ساختار تک بلوری زیرلایه اولیه خود را حفظ کرده‌اند. بررسی تصاویر FESEM و TEM نیز نشان داند که با افزایش زمان سونش در هر دو گروه، قطر نانوسیم‌ها کاهش و طول آن‌ها افزایش یافته، و در هر دو گروه نمونه‌های با زمان سونش 60 و $80\ \text{min}$ نانوسیم‌ها از تخلخل سطحی نیز برخوردار شده‌اند، اما با افزایش زمان سونش به $100\ \text{min}$ ، به علت تجمع بیش از اندازه نانوذرات نقره، نوک نانوسیم‌ها تخریب شده‌اند. طیف بازتاب از سطح نمونه‌ها حاکی از آن است که تشکیل نانوسیم‌ها و در نتیجه افزایش پراکندگی نور فرودی در نمونه‌ها منجر به کاهش چشم‌گیر بازتاب در محدوده‌ی نور مرئی از حدود 45% درصد در سیلیکون کپه‌ای تخت به کمتر از 0.1% درصد در گروه A و 0.2% درصد در گروه B می‌شود، که به عنوان لایه‌ی ضد بازتاب و لایه‌ی با جذب بالای فوتون در سلول‌های خورشیدی و قطعات اپتوالکترونیکی مورد استفاده قرار گیرد. همچنین دریافتیم که گسیل PL در ناحیه‌ی مرئی و در دمای اتاق تنها در نمونه‌هایی که در زمان سونش 60 و $80\ \text{min}$ رشد یافته‌اند، مشاهده شد، که منشا آن نانوبلورک‌های روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها است. شواهد حاصل از تصاویر TEM، طیف رامان و طیف PL گسیل شده از این نانوسیم‌ها ایجاب می‌کند که این نانوسیم‌ها متشکل از نانوبلورک‌های سیلیکون با ابعاد به اندازه‌ی کافی کوچک هستند.

۸-۴ مطالعه‌ی تاثیر پیکربندی‌های مختلف الکتروود فوقانی طلا بر

عملکرد دیود و فوتودیودهای وابسته

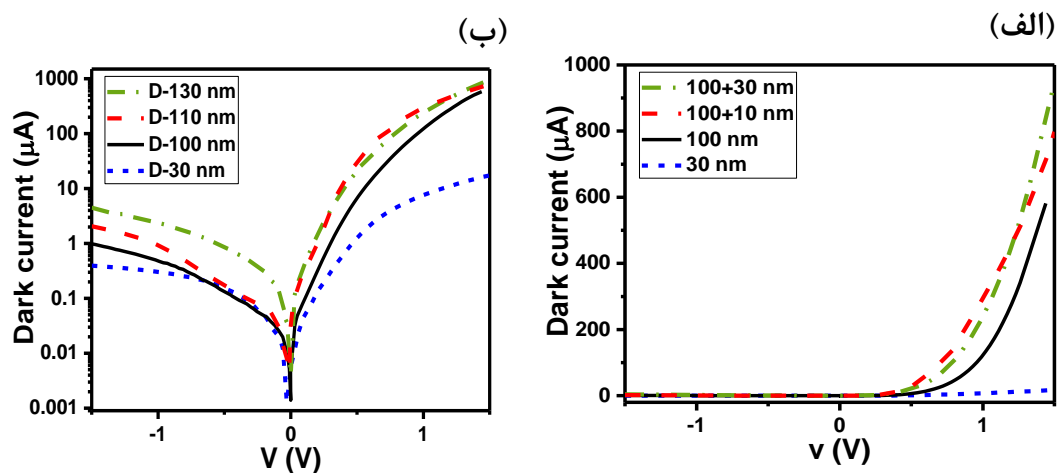
در ابتدا جهت تعیین پیکربندی الکتروود بالایی مناسب پنج پیکربندی متفاوت از لایه‌ی نازک طلا بر روی نمونه‌ی A3 مورد بررسی قرار گرفت، که شرایط هندسی آن‌ها در این قطعات در جدول ۵-۵ ارائه شده است. در نمونه‌ی D-30 الکتروود فوقانی (طلا) تنها شامل یک لایه پیوسته به ضخامت ۳۰ nm و نمونه‌ی D-100 تنها شامل یک الکتروود شانه‌ای به ضخامت ۱۰۰ nm می‌باشد. نمونه‌های D-110 و D-130 هم شامل لایه‌ی پیوسته و هم لایه‌ی شانه‌ای با ضخامت‌های ذکر شده هستند. لازم به ذکر است که خواص اپتیکی این لایه‌ها در شرایط پیوسته قبلا در بخش ۳-۲-۱ ارائه گردیده است.

جدول ۵-۴: شرایط ساخت قطعه‌های با انواع پیکربندی‌ها برای الکتروود طلا.

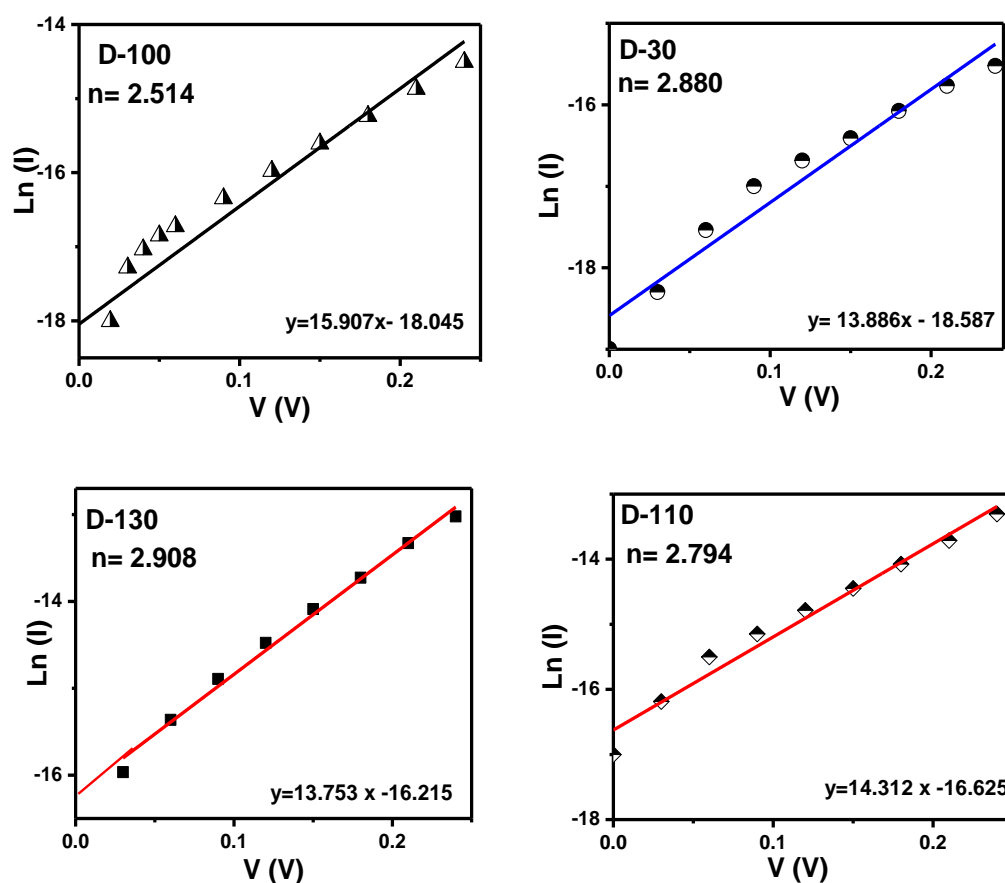
نمونه	ضخامت لایه‌ی پیوسته طلا (nm)	ضخامت لایه‌ی طلا با الگوی شانه‌ای (nm)
D-30	۳۰	-
D-100	-	۱۰۰
D-110	۱۰	۱۰۰
D-130	۳۰	۱۰۰

شکل ۴-۱۶ مشخصه یابی جریان - ولتاژ این قطعات را در شرایط تاریکی به صورت خطی و نیم

لگاریتمی (شکل ۴-۱۶ الف و ب) برای انواع مختلف الکتروودهای بالایی طلا (جدول ۵-۴) در دمای اتاق نشان می‌دهد. این نتایج نشانگر رفتار یکسوکندگی قطعات ساخته شده است.



شکل ۴-۱۶: منحنی جریان-ولتاژ برای نمونه‌ی A3 در شرایط تاریکی با انواع پیکربندی‌های الکتروود بالایی طلا به صورت الف) خطی و ب) نیم‌لگاریتمی.



شکل ۴-۱۷: تحلیل داده‌های جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده آلی (n) و جریان اشباع (I_s) در شرایط تاریکی در نمونه A3 با انواع پیکربندی‌های الکتروود بالایی طلا.

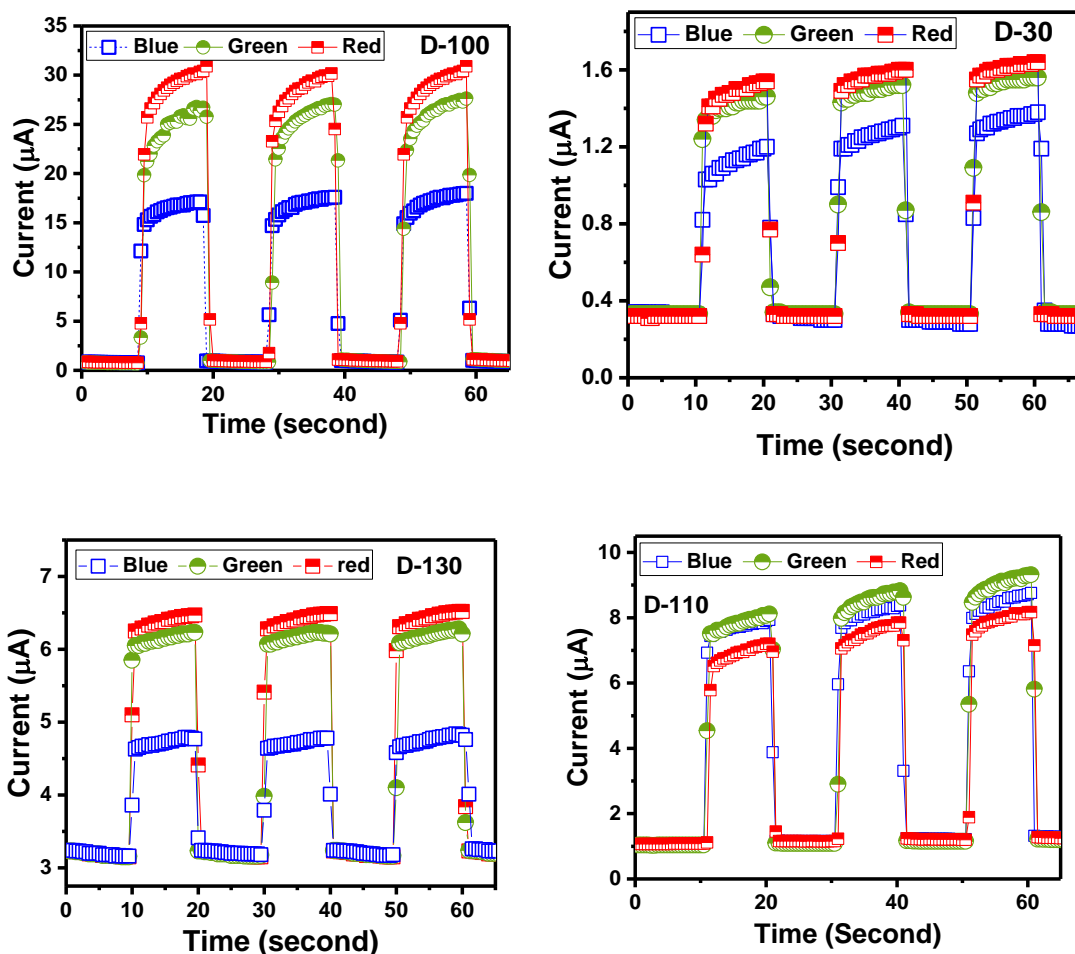
با استفاده از این داده‌ها و به کمک نظریه‌های وابسته به دیویدهای یکسوساز شاتکی (بخش ۱-۴-۱) پارامترهای نسبت یکسوسازی (RR) بر اساس معادله‌ی (۱-۱۳) به ازای $V = \pm 1/5$ V، ضریب ایده‌آلی (n) بر اساس معادله‌ی (۱-۱۲) و جریان اشباع (I_s) بر اساس معادله‌ی (۱-۱۰) را به دست آوردیم. شکل ۵-۱۷ تغییرات $\ln I-V$ را به ازای ولتاژهای اعمال شده پایین (کوچک‌تر از ۰/۲۵ V) را نشان می‌دهد. با برازش داده‌ها در این ناحیه می‌توان به کمک شیب نمودار ضریب ایده‌آلی و با استفاده از موقعیت عرض از مبدا به ازای $V=0$ مقدار جریان اشباع را تعیین کرد. نتیجه این محاسبات در جدول ۴-۶ ارائه شده است.

جدول ۴-۶: ضریب ایده‌آلی، نسبت یکسوسازی و جریان اشباع در نمونه A3 با پیکربندی‌های مختلف الکتروود طلا.

نمونه	n	RR	$I_s \times 10^{-8}$ (A)
D-30	۲/۸۸	۴۴	۰/۸۵
D-100	۲/۵۱	۶۲۵	۱/۴۰
D-110	۲/۷۹	۳۸۹	۶/۰۳
D-130	۲/۹۰	۲۱۲	۹/۰۹

با توجه به این نتایج ملاحظه می‌شود که بیش‌ترین مقدار نسبت یکسوسازی متعلق به نمونه‌ی با الکتروود شانه‌ای D-100 و کم‌ترین مقدار مربوط به نمونه‌ی با الکتروود پیوسته D-30 است. نسبت یکسوسازی بالا نشان دهنده‌ی پتانسیل داخلی قوی در محل پیوندگاه و شارش سریع‌تر حامل‌های بار به سمت لایه‌ی فلزی است، که منجر به تقویت پاسخ قطعه می‌شود [۵۹].

در ادامه به بررسی پاسخ نوری، نمونه‌های با پیکربندی‌های متفاوت اتصال بالایی به تابش LED هایی با نور فرودی آبی، سبز و قرمز (بخش ۲-۴) به ترتیب با بیش‌ترین شدت در طول موج‌های ۴۶۳، ۵۲۶ و ۶۲۶ nm در شرایط بایاس معکوس ۱/۵ V پرداختیم. بازه‌ی زمانی نورتابی و خاموشی یکسان و برابر ۱۰ S اختیار شد.



شکل ۴-۱۸. نمودار جریان-زمان نمونه‌ی A3 با پیکربندی‌های مختلف الکتروود بالایی طلا، در شرایط بایاس معکوس

شکل ۴-۱۸ منحنی جریان-زمان ($I-t$) نمونه‌ها را نشان می‌دهد. چنانچه پیداست با آغاز نورتابی جریان به سرعت افزایش و با قطع نورتابی جریان به سرعت کاهش یافته و به حالت اولیه بازمی‌گردد. بر اساس اندازه‌گیری‌های انجام شده نمونه‌ی D-100 تحت تابش نور از بیش‌ترین جریان نوری (I_{ph}) برخوردار است، به طوری که بر اثر تابش نورهای قرمز، سبز و آبی جریان از $0.98 \mu A$ در شرایط تاریکی به ترتیب به حدود $3.0/9.3$ ، $26/686$ و $17/120 \mu A$ رسیده است. به استثنای نمونه‌ی D-110، پاسخ نوری سایر نمونه‌ها به نور با طول موج بلندتر (قرمز) بیشتر و به نور با طول موج کوتاه‌تر (آبی) کم‌تر

است. به عبارت دیگر با افزایش طول موج نور فرودی پاسخ نوری نیز افزایش یافته است. در نمونه‌ی D-110، از آن‌جا که بیشینه‌ی عبور لایه‌ی فلزی طلا با ضخامت 10 nm در طول موج 504 nm و نزدیک به نور سبز و سپس آبی است، چنانچه انتظار می‌رود بیشینه‌ی جریان نوری ایجاد شده مربوط به این دو طول موج و سپس نور قرمز است.

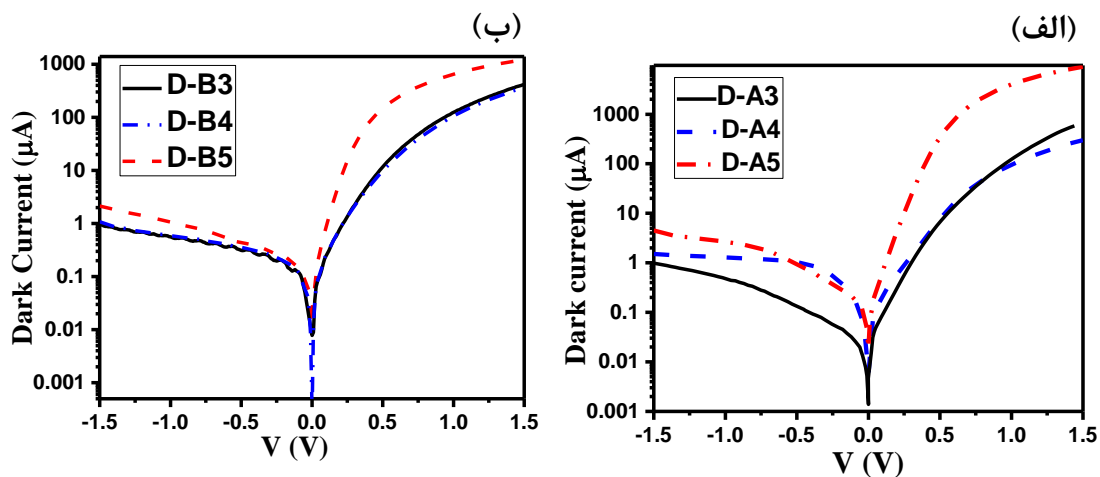
نتیجه‌گیری: با توجه به ضریب ایده آلی و نسبت یکسوسازی که برای نمونه‌ی A3 با پیکربندی‌های مختلف الکتروود بالایی طلای 30 nm پیوسته، 100 nm شانه‌ای، 10 nm پیوسته بعلاوه‌ی 100 nm شانه‌ای و 30 nm پیوسته بعلاوه‌ی 100 nm شانه‌ای (جدول 4-6)، محاسبه شد. دریافتیم که در نمونه‌ی با الکتروود طلای شانه‌ای با ضخامت 100 nm (D-100) بیش‌ترین جریان نوری حاصل شده است. بنابراین در ادامه‌ی کار برای سایر نمونه‌ها از این پیکربندی برای الکتروود بالایی استفاده شد.

۹-۴ فوتودیود شاتکی مبتنی بر نانوسیم‌های سیلیکونی نوع p

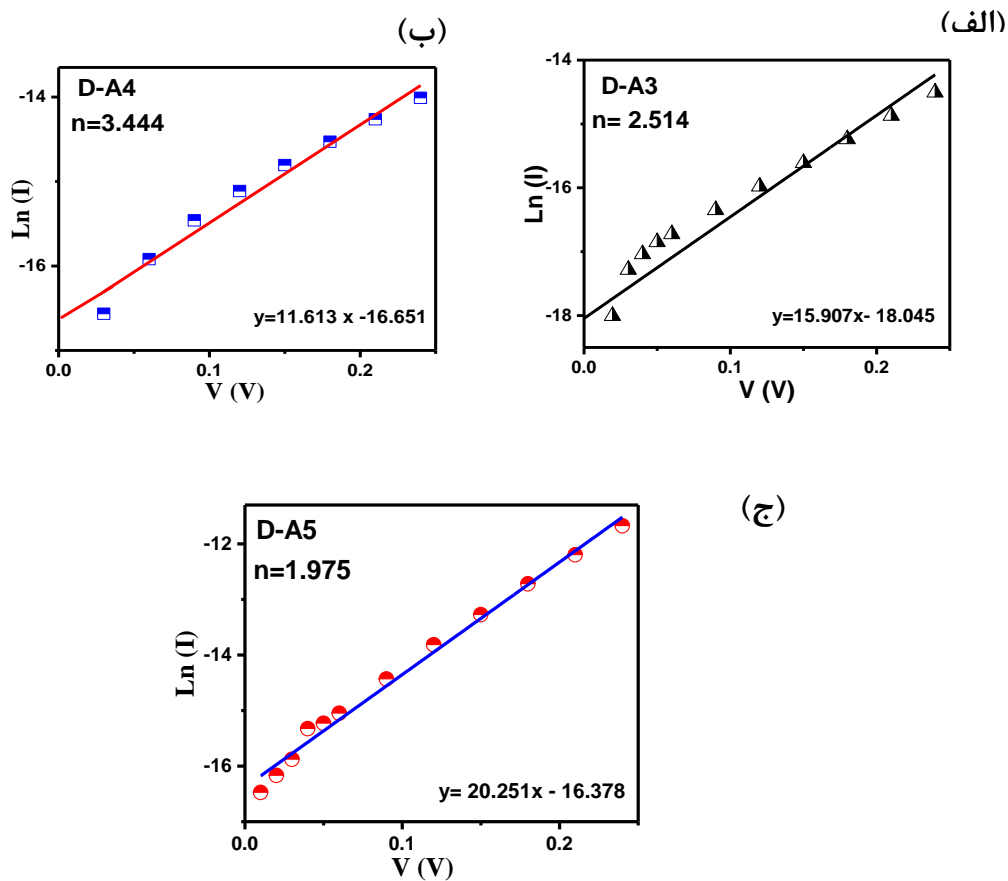
در این بخش با ایجاد الکتروود آلومینیوم به عنوان اتصال پایینی (بخش ۲-۳) و الکتروود طلا به عنوان اتصال بالایی (بخش ۲-۳) خواص الکتریکی در شرایط تاریکی (دید) و تحت تابش (فوتودیود) قطعات ساخته شده مورد بررسی قرار گرفته است.

۱-۹-۴ مشخصه یابی I-V فوتودیودهای شاتکی ساخته شده از SiNWs در شرایط تاریکی

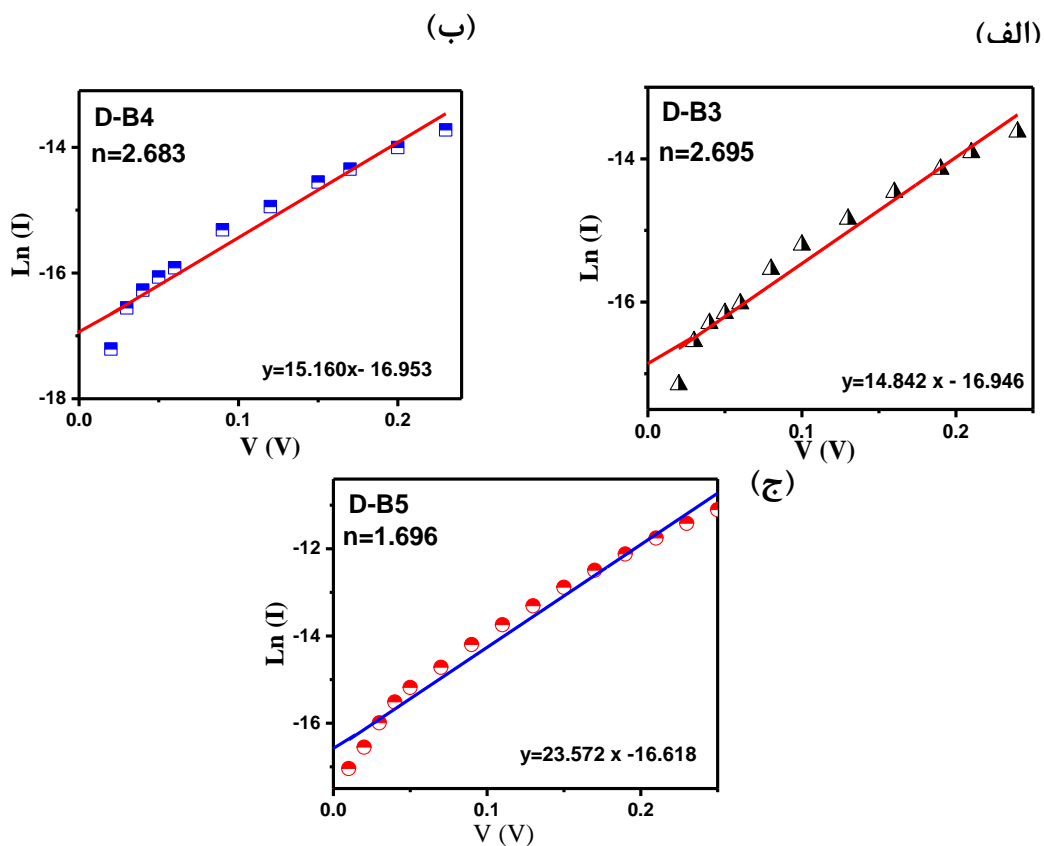
با توجه به نتایج بخش قبل برای همه‌ی نمونه‌ها، الکتروود بالایی طلا به صورت شانه‌ای و با ضخامت nm ۱۰۰ انتخاب شد. مشخصه‌یابی جریان-ولتاژ نمونه‌های ساخته شده با زیرلایه‌ی سیلیکون با مقاومت ویژه‌ی ۰/۵ (گروه A) و $1-10 \Omega\text{cm}$ (گروه B)، در بایاس مستقیم و معکوس در دمای اتاق و در شرایط تاریکی به ترتیب در شکل ۵-۱۸ (الف) و (ب) نشان داده شده است. این مشخصه‌یابی نشانگر آن است که این قطعات دارای رفتار یکسوکنندگی بوده که متأثر از تشکیل لایه‌ی بار فضایی در فصل مشترک نیمرسانا-فلز می‌باشد [۵۸]. در شرایط بایاس مستقیم جریان در ولتاژهای پایین به صورت نمایی افزایش می‌یابد، به عبارت دیگر منحنی $\ln(I)-V$ در این ناحیه خطی است و می‌توان از افت ولتاژ ناشی از مقاومت متوالی قطعه در این ناحیه به علت کوچکی جریان عبوری چشم‌پوشی کرد [۵۸، ۱۱۲]. با افزایش ولتاژ جریان به کندی افزایش می‌یابد و به حالت اشباع نمی‌رسد. این رفتار جریان می‌تواند متأثر از ارتفاع سد شاتکی و یا حضور لایه‌ی عایق در فصل مشترک فلز-نیمرسانا باشد [۱۱۲].



شکل ۴-۱۹. نمودار تغییرات جریان-ولتاژ در قطعات دیودی ساخته شده از نانوسیم‌های سیلیکونی رشد یافته بر روی زیرلایه‌های سیلیکون با مقاومت ویژه الف) $0.5 \Omega\text{cm}$ و ب) $1-10 \Omega\text{cm}$ در شرایط تاریکی.



شکل ۴-۲۰. تحلیل داده‌های جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده آلی (n) و جریان اشباع (I_s) در شرایط تاریکی در نمونه‌های آماده شده بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$.



شکل ۴-۲۱: تحلیل داده‌های جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده آلی (n) و جریان اشباع (I_s) نمونه‌های آماده شده بر روی زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $10-1 \Omega\text{cm}$ ، در شرایط تاریکی.

جدول ۴-۷. کمیت‌های استخراج شده از منحنی جریان-ولتاژ قطعات ساخته شده از زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ ، در شرایط تاریکی.

نمونه	n	RR	$I_s \times 10^{-8}$ (A)	ϕ_B (V)
D-A3	۲/۵۱۴	۶۲۵	۱/۴۰	۰/۷۸۶
D-A4	۳/۴۴۴	۱۹۱	۵/۸۷۹	۰/۷۵۰
D-A5	۱/۹۷۵	۲۰۱۳	۸/۷۲۴	۰/۷۴۰

جدول ۴-۸. کمیت‌های استخراج شده از منحنی جریان-ولتاژ قطعات ساخته شده از زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $10-1 \Omega\text{cm}$ ، در شرایط تاریکی.

نمونه	n	RR	$I_s \times 10^{-8}$ (A)	ϕ_B (V)
D-B3	۲/۶۹۵	۳۱۴	۴/۳۷۷	۰/۷۵۷
D-B4	۲/۶۳۸	۲۶۰	۴/۳۴۶	۰/۷۵۷
D-B5	۱/۶۹۶	۶۲۹۱	۶/۰۷۶	۰/۷۴۹

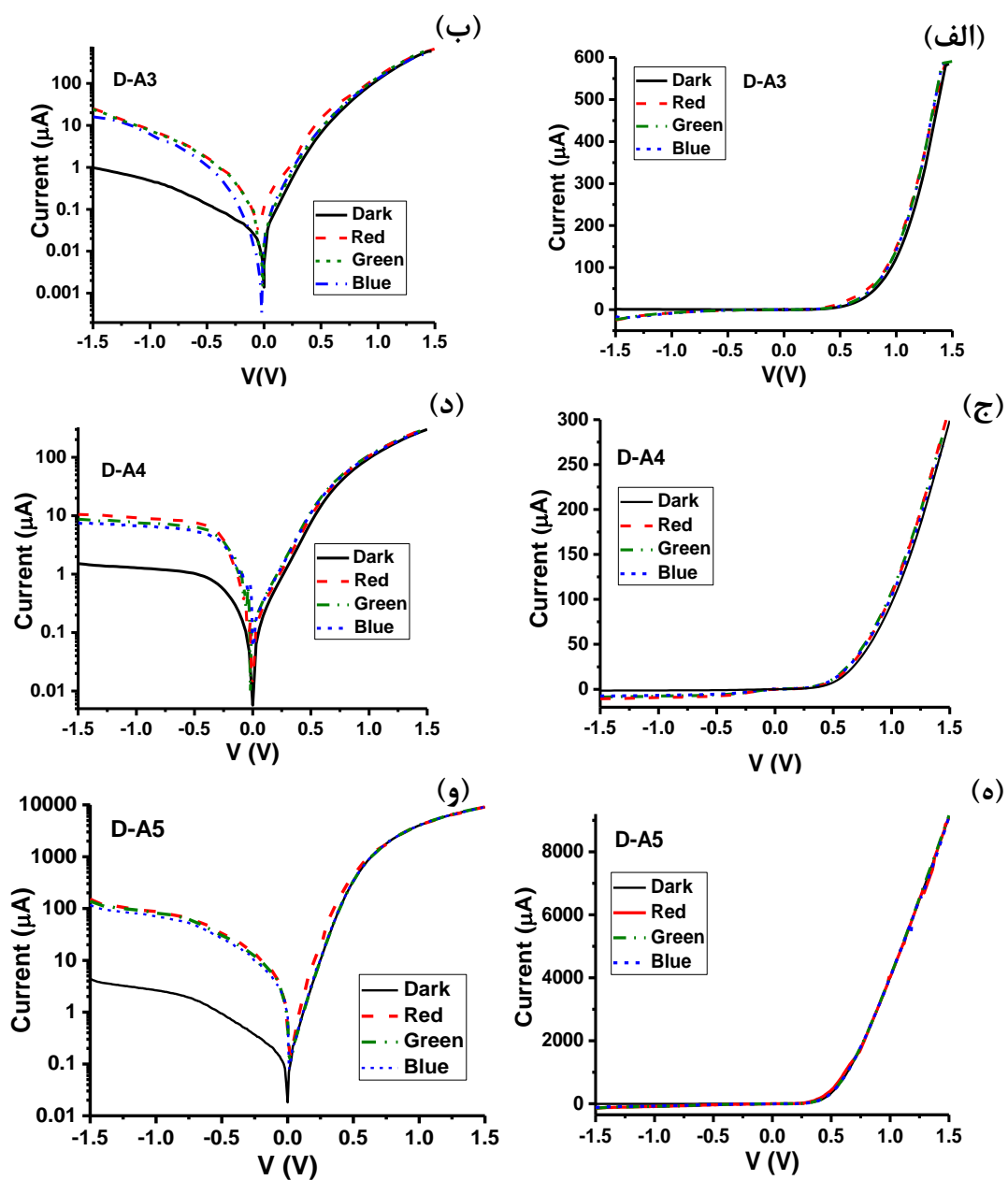
به منظور تحلیل داده‌ها، همان‌طور که در بخش ۱-۴-۱ گفته شد، با استفاده از شیب ناحیه‌ی خطی بایاس مستقیم منحنی $\ln(I)-V$ و رابطه‌ی (۱۲-۱) ضریب ایده آلی (n) و با برون‌یابی خط برازشی با محور قائم جریان اشباع (I_s) و به کمک معادله‌ی (۱۱-۱) مقدار ϕ_B نمونه‌ها را به‌دست آورد. این نتایج به همراه مقدار نسبت یکسوسازی در ولتاژ $\pm 1/5 V$ ، معادله‌ی (۱۳-۱)، در شکل‌های ۴-۲۰ و ۴-۲۱ و نتایج حاصل در جدول‌های ۴-۷ و ۴-۸ ارائه شده است.

با توجه به نتایج به‌دست آمده، در تمامی نمونه‌های رشد یافته مقدار ضریب ایده آلی بزرگ‌تر از ۱ است و دیودها رفتار غیر ایده آلی دارند. دلایل مختلفی برای انحراف از مقدار ۱ وجود دارد از جمله: اثر مقاومت‌های سری و موازی، جریان‌های نشتی، تشکیل لایه‌ی عایق بین فلز و نیم‌رسانا، بازترکیب الکترون‌ها و حفره‌ها در تهی لایه، حالت‌های سطحی، ضخامت لایه عایق در ناحیه‌ی فصل مشترک و وقوع سازوکار تونل زنی [۵۷، ۵۸، ۱۱۲]. در هر دو گروه A و B، بیشترین مقدار RR و کمترین ضریب ایده آلی مربوط به نمونه‌های D-A5 و D-B5 که در زمان سونش ۸۰ min تهیه شده‌اند، می‌باشد.

نتایج وابسته به سد پتانسیل نشان می‌دهد که با افزایش زمان سونش، سد پتانسیل کاهش می‌یابد. همچنین از مقایسه‌ی سد پتانسیل نمونه‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌ی با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ (گروه A) و $1-10 \Omega\text{cm}$ (گروه B) مشاهده می‌شود با افزایش میزان آلایش (کاهش مقاومت) سد پتانسیل کاهش نیز می‌یابد. لاسبرگ و همکارانش [۱۱۳] به صورت تجربی و محاسباتی نشان دادند که آلایش زیرلایه‌ی سیلیکون ارتفاع سد شاتکی را به واسطه‌ی سازوکار نیروی بار تصویری کاهش می‌دهد.

۴-۹-۲ مشخصه‌یابی I-V و I-t فوتودیودهای شاتکی ساخته شده از SiNWs، در شرایط نورتابی

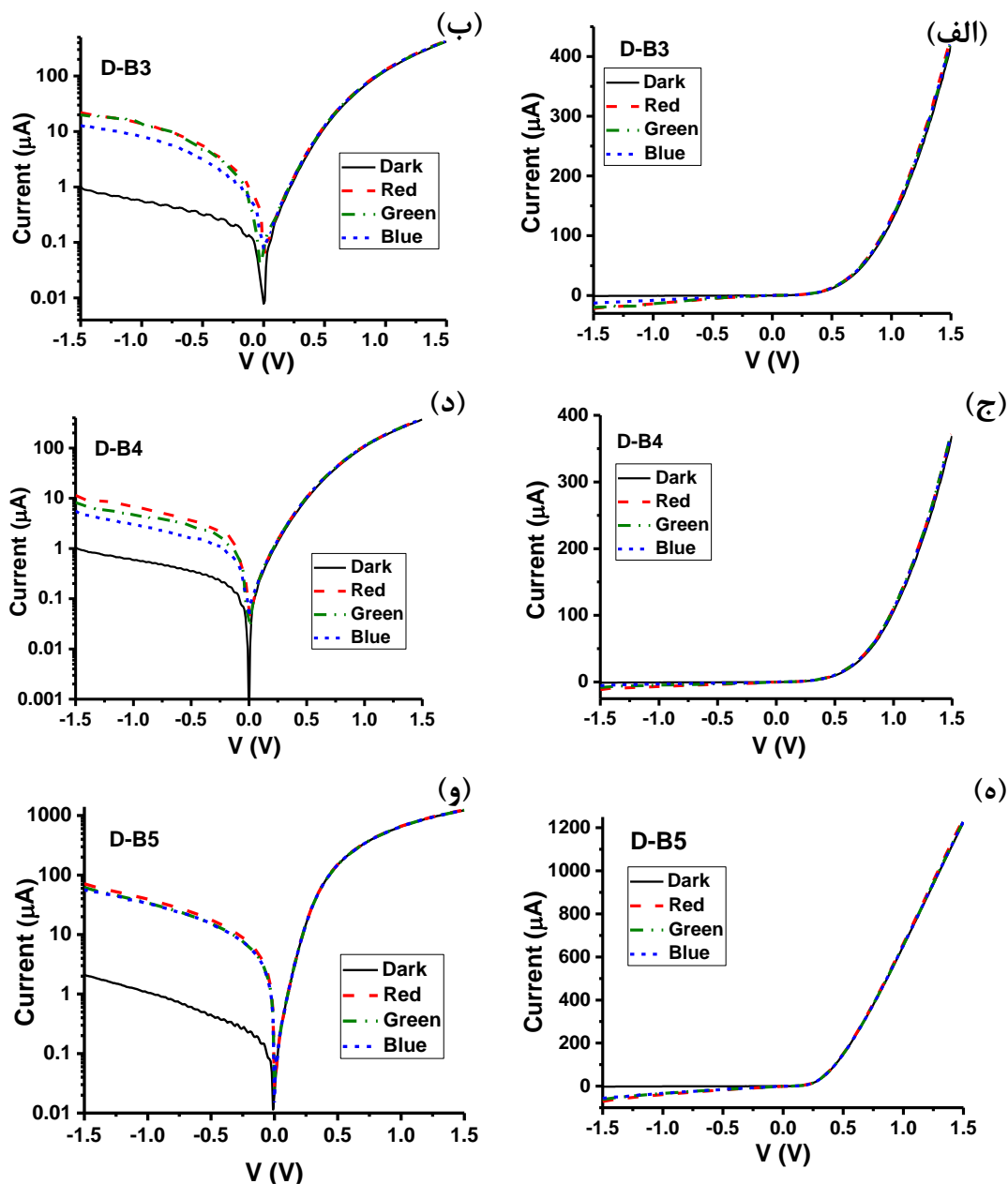
الف) مشخصه I-V: مشخصه‌یابی I-V نمونه‌های سنتز شده در زمان‌های ۳۰، ۶۰ و ۸۰ min بر روی



شکل ۴-۲۲: منحنی خطی و نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ برای نمونه‌های سنتز شده در زمان‌های (الف و ب) ۳۰ min، (ج و د) ۶۰ min، (ه) و (و) ۸۰ min، بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه $0.5 \Omega \text{cm}$.

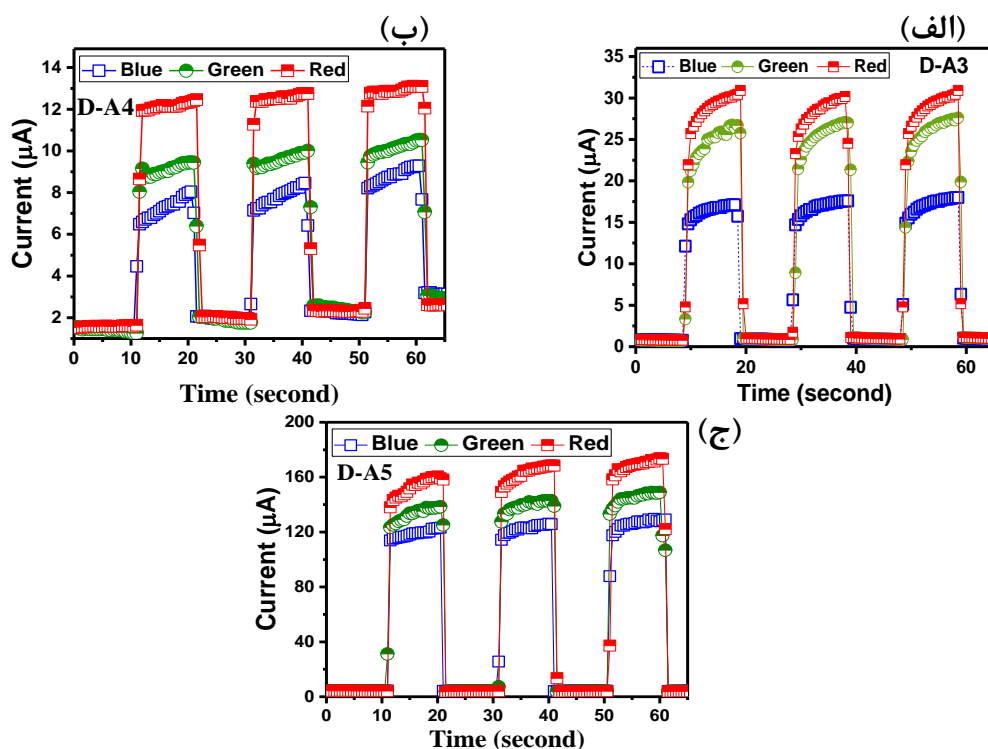
زیرلایه‌های با مقاومت ویژه‌های 0.5 و $10-1 \Omega \text{cm}$ به ترتیب گروه A و B، در شرایط بایاس مستقیم و معکوس در دمای اتاق و در شرایط نور آبی، سبز و قرمز (با طول موج‌های ۴۶۳، ۵۲۶ و ۶۲۶ nm) انجام شد. شکل‌های ۴-۲۲ و ۴-۲۳ نمودارهای خطی و نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ را برای نمونه‌ها نشان

می‌دهد. همانطور که از داده‌های ضریب ایده‌آلی و نسبت یکسوسازی قطعات در شرایط تاریکی انتظار می‌رود، نمونه‌های تهیه شده در زمان ۸۰ min در مقایسه با سایر قطعات از جریان نوری بیشتری بهره‌مند هستند.



شکل ۴-۳: منحنی خطی و نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ برای نمونه‌های سنتز شده در زمان‌های (الف و ب) ۳۰ min، (ج و د) ۶۰ min، (ه و و) ۸۰ min، بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه ۱۰-۱ Ωcm .

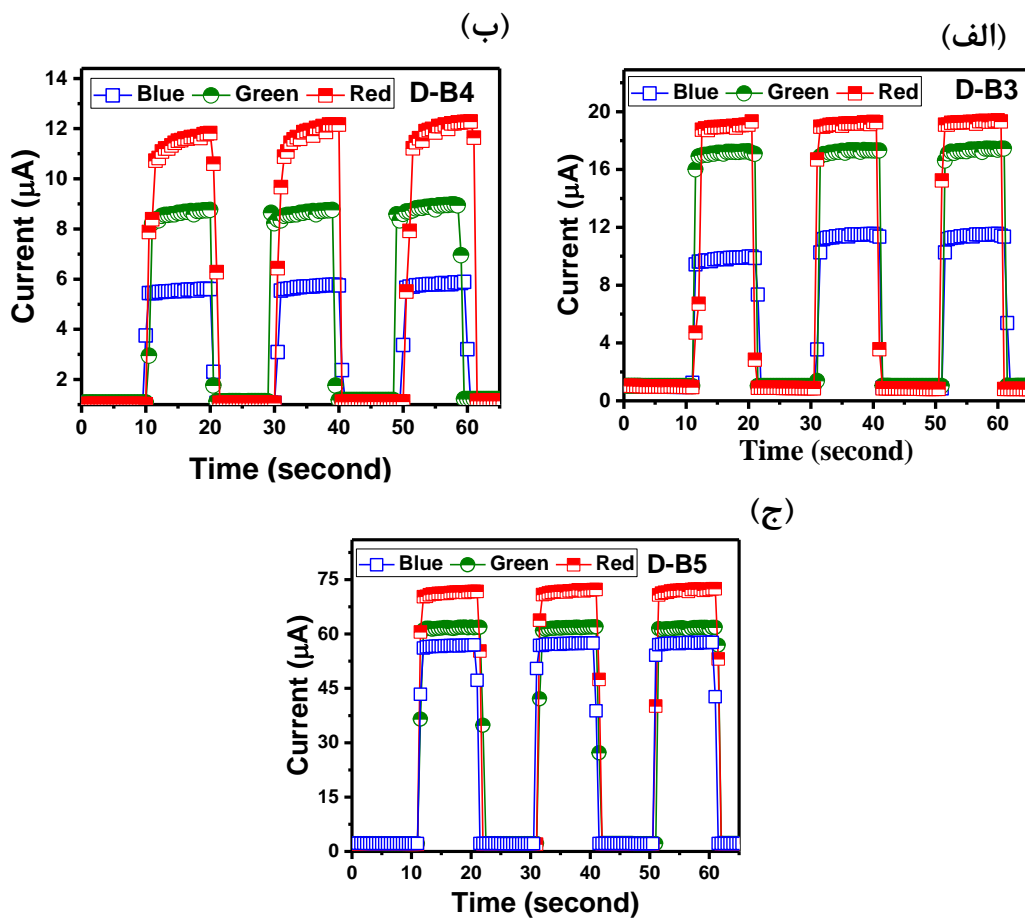
(ب) مشخصه I-t: در ادامه پاسخ نوری نمونه‌های رشد یافته با قرار دادن نمونه‌ها در معرض نور فرودی با طول موج‌های مختلف (قرمز ۶۲۶nm، سبز ۵۲۶nm و آبی ۴۶۳nm) مورد بررسی قرار گرفت. شکل‌های ۲۴-۴ و ۲۵-۴ نتایج مشخصه‌یابی I-t را برای نمونه‌های گروه A و B نشان می‌دهند. لازم به ذکر است که در اندازه‌گیری مشخصه‌ی I-t نور فرودی مورد نظر به صورت متناوب با دوره‌ی زمانی یکسان ۱۰ ثانیه روشن و خاموش شد و مقدار جریان الکتریکی در بایاس معکوس ۱/۵V اندازه‌گیری شد. چنانچه پیداست جریان نوری در مدت زمان کوتاهی به شدت افزایش می‌یابد و پس از قطع تابش، جریان به سرعت کاهش یافته و به حالت اولیه می‌رسد، به عبارت دیگر زمان پاسخ^۱ و زمان بازیابی^۲ بسیار کوتاه است.



شکل ۲۴-۴: نمودار جریان-زمان فوتودیودهای ساخته شده بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه $0.5 \Omega \text{cm}$ در زمان‌های سونش الف) ۳۰ (ب) ۶۰ و ج) ۸۰ min در شرایط بایاس معکوس.

^۱ Response time

^۲ Recovery time



شکل ۴-۲۵. نمودار جریان-زمان فوتودیویدهای ساخته شده بر روی زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $10-1 \Omega\text{cm}$ در زمان‌های سونش الف (۳۰ ب) ۶۰ و ج) ۸۰ min در شرایط بایاس معکوس.

با توجه به نمودار جریان-زمان این خروجی‌ها تکرارپذیر و پایدار هستند. پاسخ نوری سریع نمونه‌ها را می‌توان به سطح فعال نوری گسترده و با کیفیت بالای نمونه‌ها نسبت داد [۱۱۴]. افزایش جریان با اعمال تابش می‌تواند به واسطه‌ی افزایش در تعداد حامل‌های بار تولید شده توسط نور در حالت‌های سطحی باشد، برخی از این حامل‌ها بلافاصله بازترکیب می‌شوند و بقیه به سمت فصل مشترک رانده می‌شوند [۵۷، ۱۱۵]. کاهش سریع جریان پس از قطع تابش می‌تواند به واسطه‌ی بازترکیب و گذار دوباره‌ی حامل‌های بار تولید شده توسط نور به ترازهای اولیه است [۵۷، ۱۱۶].

چنانچه پیداست جریان نوری در نمونه‌ها با افزایش طول موج افزایش می‌یابد. این بدان معنی است که در طول موج‌های بلند تعداد زیادی از فوتون‌های فرودی به سمت پیوندگاه رانده شده و در نتیجه حامل‌های بار از هم جدا شده و به سرعت به سمت الکتروود حرکت می‌کنند [۵۹]. بنابراین نمونه‌های آماده شده پاسخ نسبتاً خوبی در طول موج ۶۲۶ nm (رنگ قرمز) در ناحیه‌ی مرئی، نسبت به دو طول موج دیگر دارند.

نسبت پاسخ نوری^۱ که به صورت نسبت جریان ناشی از برهم‌کنش نور به جریان تاریکی اولیه تعریف می‌شود، متناظر با طول موج‌های مختلف برای هر نمونه محاسبه شد. مقادیر محاسبه شده در جدول ۴-۹ ارائه شده‌اند. چنانچه پیداست نمونه‌های D-A5 و D-B5 در گروه‌های وابسته از بیشترین نسبت پاسخ نوری برخوردارند. علت این موضوع می‌تواند ناشی از مورفولوژی نانوسیم‌های سیلیکونی و همچنین بهینگی یکسوسازی در این قطعات باشد.

جدول ۴-۹. نسبت پاسخ نوری نوری قطعات ساخته شده از زیرلایه p-Si با مقاومت ویژه $0.5 \Omega\text{cm}$ در طول موج‌های مختلف.

نمونه	۴۶۳ nm	۵۲۶ nm	۶۲۶ nm
D-A3	۱۶/۲۶	۲۴/۴	۲۸/۷۷
D-A4	۴/۸۱	۵/۷۹	۶/۹۷
D-A5	۲۶/۱۱	۳۰/۳۱	۳۳/۵۹
D-B3	۱۲/۹۸	۲۰/۰۶	۲۱/۸۴
D-B4	۵/۱۴	۷/۹۱	۱۰/۶۵
D-B5	۲۶/۶۷	۲۹	۳۳/۴۴

^۱ Photoresponse Ratio

نتیجه گیری: نانوسیم‌های رشد یافته در زمان‌های سونش ۳۰، ۶۰ و ۸۰ min بر روی زیرلایه‌های با مقاومت ویژه‌ی متفاوت ۰/۵ و $1-10 \Omega\text{cm}$ دارای ضریب ایده‌آلی بزرگتر از 1 هستند. کمترین ضریب ایده‌آلی و بیش‌ترین نسبت یکسوسازی برای نمونه‌های با زمان سونش ۸۰ دقیقه (نمونه‌های D-A5 و D-B5) است، که در این نمونه‌ها نسبت سطح به حجم به دلیل ساختار متخلخل نانوسیم‌ها بیش‌تر است. در این دو نمونه نسبت پاسخ نوری نیز بیش‌تر از سایر نمونه‌ها است. در همه‌ی نمونه‌ها بیش‌ترین نسبت پاسخ نوری ناشی از نور قرمز (طول موج ۶۲۶ nm)، و کم‌ترین نسبت پاسخ نوری ناشی از تابش نور آبی (طول موج ۴۶۳ nm) است که می‌تواند ناشی از تفاوت عمق نفوذ آن‌ها در Si باشد.

فصل ۵. سنتز نانوسیم‌های سیلیکونی در ویفر
سیلیکون نوع n و خصوصیات فیزیکی
فوتودیودهای شاتکی وابسته

۵-۱ مقدمه

در این فصل ابتدا به بررسی خواص فیزیکی نانوسیم‌های سیلیکونی (SiNWs) سنتز شده بر روی ویفر n-Si با مقاومت ویژه $0.22 \Omega\text{cm}$ و سپس به بررسی فوتودیودهای ساخته شده می‌پردازیم. SiNWs به روش سونش شیمیایی تک مرحله‌ای (1-MACE) در محلول شامل $\text{HF}/\text{H}_2\text{O}_2/\text{AgNO}_3$ تهیه شد. از جمله عوامل تاثیرگذار در بر روی ساختار نانوسیم‌های حاصل از فرایند سونش، زمان و دمای محلول سونش است. سونش در زمان‌های مختلف (۳۰، ۶۰، ۸۰ و ۱۰۰ min) و دماهای محلول مختلف (۵۰ و 75°C) انجام شد و تاثیر این عوامل بر روی مورفولوژی و خواص فیزیکی نمونه‌های رشد یافته شامل: طیف‌های بازتاب، رامان و فوتولومینسانس مورد بررسی قرار گرفتند. در ادامه خواص الکتریکی و نورتایی نانوسیم‌های رشد یافته بررسی شد.

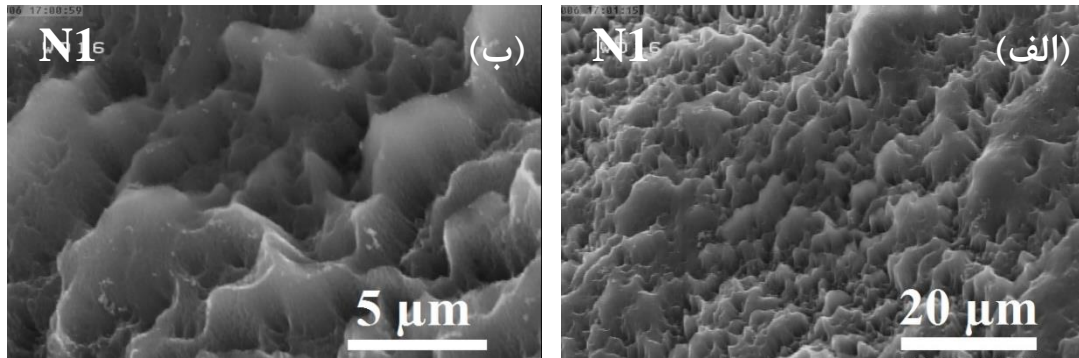
۵-۲ تاثیر زمان سونش بر مورفولوژی و ساختار نمونه‌ها

در این بخش نمونه‌ها به روش سونش شیمیایی تک مرحله‌ای در محلول $4/6 \text{ M HF}/0/02 \text{ M AgNO}_3$ بر روی زیر لایه‌ی سیلیکون نوع n با مقاومت ویژه $0.22 \Omega\text{cm}$ در دمای اتاق (RT^1) و در زمان‌های مختلف ۳۰ min (نمونه‌ی N1)، ۶۰ min (نمونه‌ی N2)، ۸۰ min (نمونه‌ی N3) و ۱۰۰ min (نمونه‌ی N4) آماده شدند.

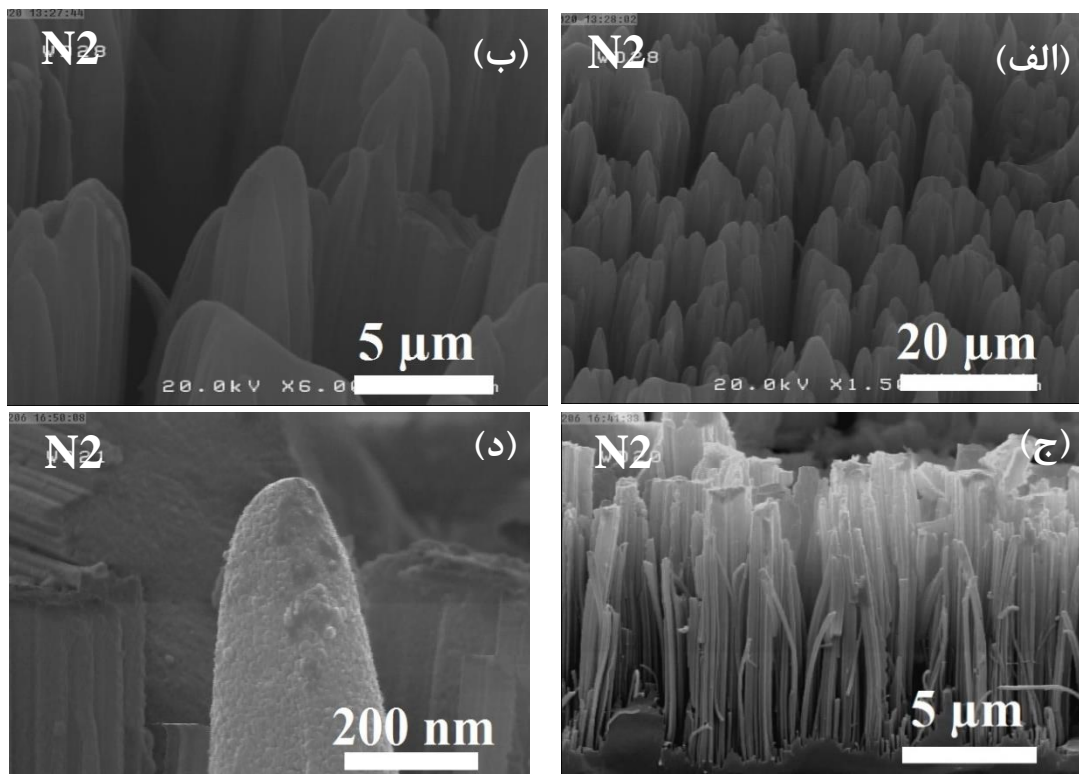
شکل ۵-۱ تصاویر FESEM نمونه‌ی با زمان سونش ۳۰ min (نمونه‌ی N1) در حالت مایل را با دو بزرگنمایی مختلف نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود در این نمونه نانوسیمی تشکیل نشده و فقط ساختار متخلخل حاصل شده است. اما با افزایش زمان سونش به ۶۰ min (نمونه‌ی N2) و ۸۰ min

¹ Room Temperature

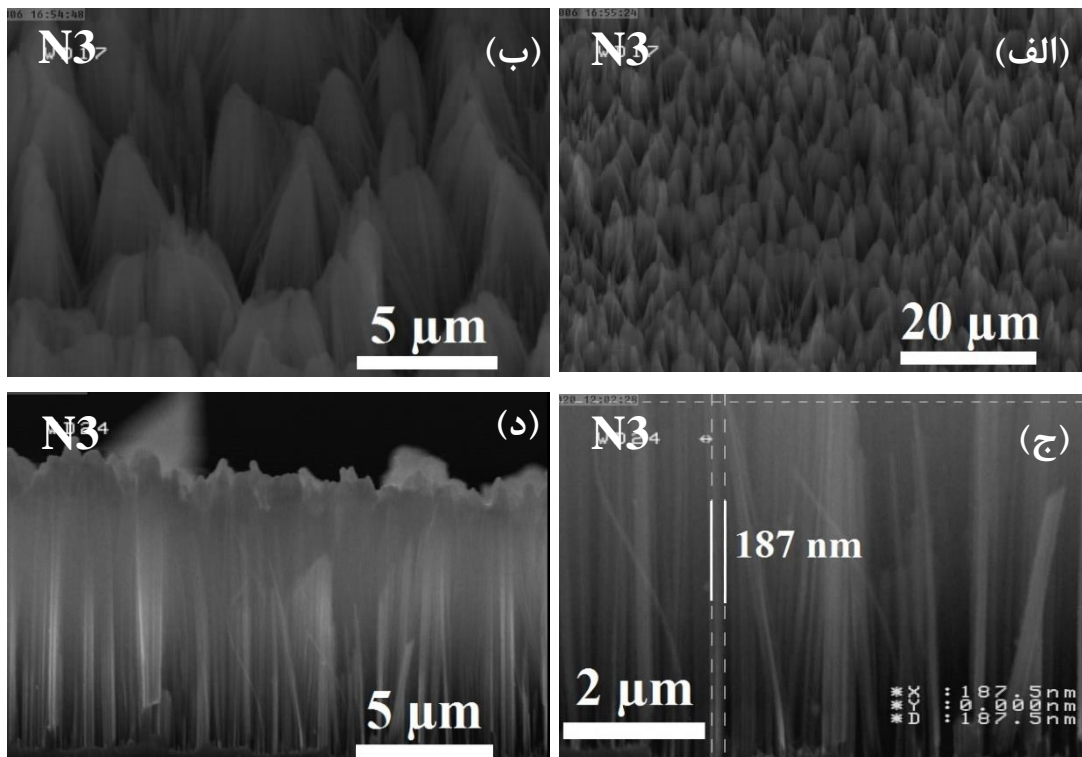
(نمونه‌ی N3)، آرایه‌ای منظم، متراکم و یکنواخت از نانوسیم‌های عمودی بر سطح زیرلایه تشکیل شده است (شکل‌های ۲-۵ الف و ب، و ۳-۵ الف و ب). بنابراین برای ایجاد نانوسیم‌ها، یک زمان بحرانی لازم است.



شکل ۵-۱: تصاویر FESEM نمونه‌ی N1 تهیه شده در دمای اتاق و زمان سونش ۳۰ min با مقیاس‌های الف) ۲۰، و ب) ۵ μm



شکل ۵-۲: تصاویر FESEM نمونه‌ی N2 (الف و ب) حالت مایل، و (ج و د) مقطع عرضی، تهیه شده در دمای اتاق و زمان سونش ۶۰ min.

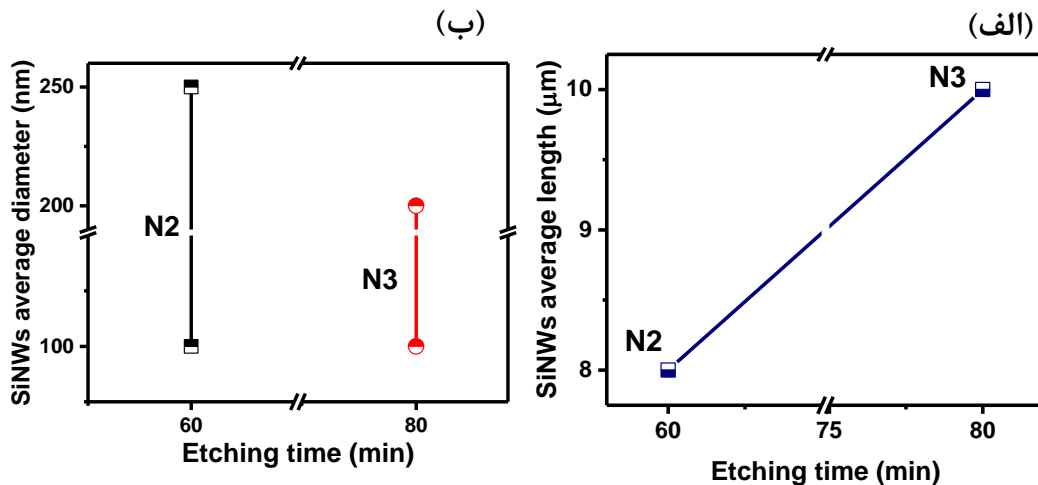


شکل ۵-۳: تصاویر FESEM نمونه‌ی N3 (الف و ب) حالت مایل، (ج و د) مقطع عرضی نمونه تهیه شده در دمای اتاق و زمان سونش ۸۰ min.

از آن جا که جهت (100) کوچک‌ترین سد پتانسیل را برای سونش دارد تشکیل SiNWs در راستای عمود بر Si (100) منجر شده است [۳۸]. چنانچه پیداست در این نمونه‌ها نوک نانوسیم‌ها به طرف هم جمع شده‌اند که می‌تواند ناشی از حضور نیروی واندروالسی بین نانوسیم‌ها باشد [۳۴]. همچنین کوچک‌تر شدن قطر نانوسیم‌ها در نوک نسبت به ریشه را می‌توان به کاهش اندازه‌ی نانوذرات نقره در حین فرایند سونش نسبت داد [۱۰۰].

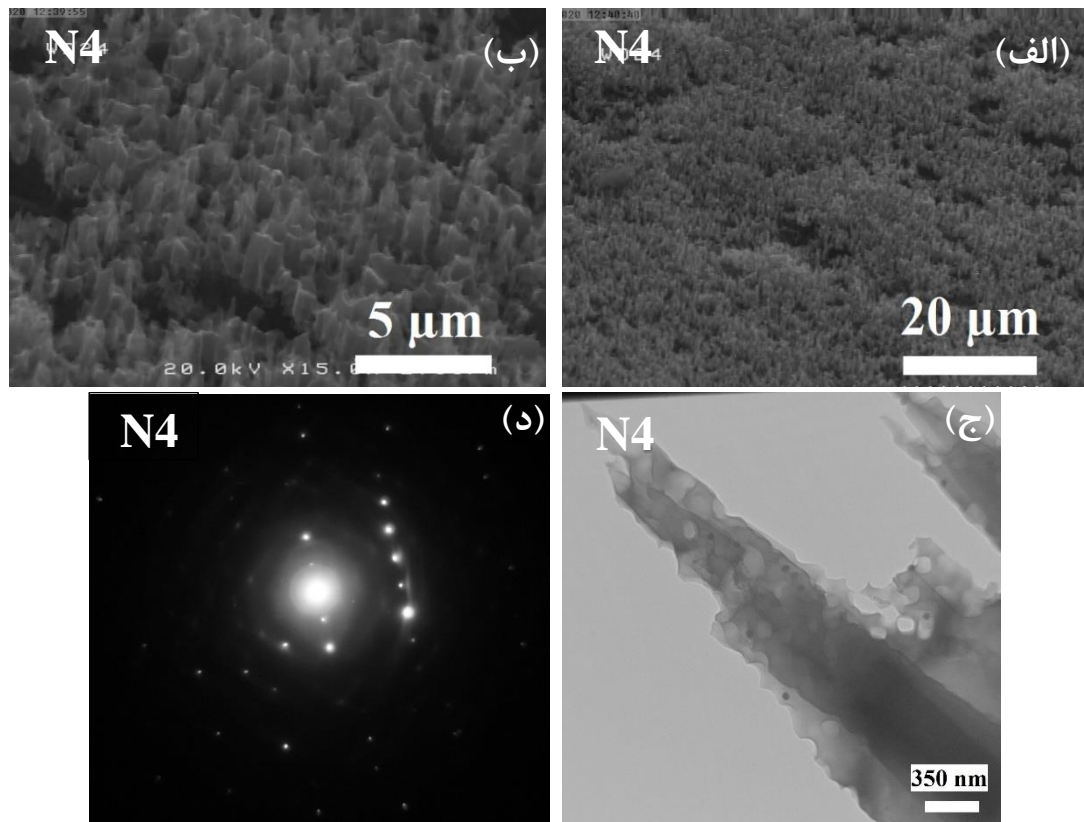
تصاویر FESEM مقطع عرضی (شکل‌های ۵-۲ ج و د، و ۵-۳ ج و د) نشان می‌دهد که با افزایش زمان سونش از ۶۰ به ۸۰ min طول میانگین نانوسیم‌ها که با نرم افزار دیجی-مایزر تعیین شده‌اند، از ۸ به ۱۰ μm افزایش یافته است (شکل ۵-۴ الف). قطر نانوسیم‌ها برای نمونه‌ی N2 در بازه‌ی ۲۵۰ nm-

۱۰۰ و برای نمونه‌ی N3 در بازه‌ی ۱۰۰-۲۰۰ nm است، که بیانگر کاهش قطر نانوسیم‌ها با افزایش زمان سونش است (شکل ۴-۵ ب).



شکل ۴-۵: تغییرات الف) طول میانگین، و ب) قطر میانگین SiNWs در نمونه‌های N2 و N3 سنتز شده در دمای اتاق.

با توجه به تصاویر FESEM نمونه‌ی N4 (در زمان سونش ۱۰۰ min)، شکل ۵-۵ الف و ب)، مشاهده می‌شود که بر اثر طولانی شدن مدت سونش، قسمت بالایی نانوسیم‌ها تخریب شده است. به منظور بررسی دقیق‌تر در شکل ۵-۵ ج) تصویر TEM نانوسیمی از این نمونه ارائه شده است. با توجه به این تصویر مشاهده می‌شود که نانوسیم‌ها آسیب دیده و قسمت بالای آن‌ها از ساختار ماکرومتخلخل (با اندازه حفره‌های بزرگ‌تر از ۵۰ nm) برخوردارند. همچنین الگوی SAED (شکل ۵-۵ د) نشان می‌دهد که در نانوسیم‌های این نمونه همچنان ساختار تک بلوری زیرلایه حفظ شده است.



شکل ۵-۵: الف و ب) تصاویر FESEM نمونه‌ی N4 در دو مقیاس ۲۰ و ۵ μm، و ج) تصویر TEM و د) الگوی SAED.

۵-۳ تاثیر دمای محلول سونش بر مورفولوژی نانوسیم‌ها

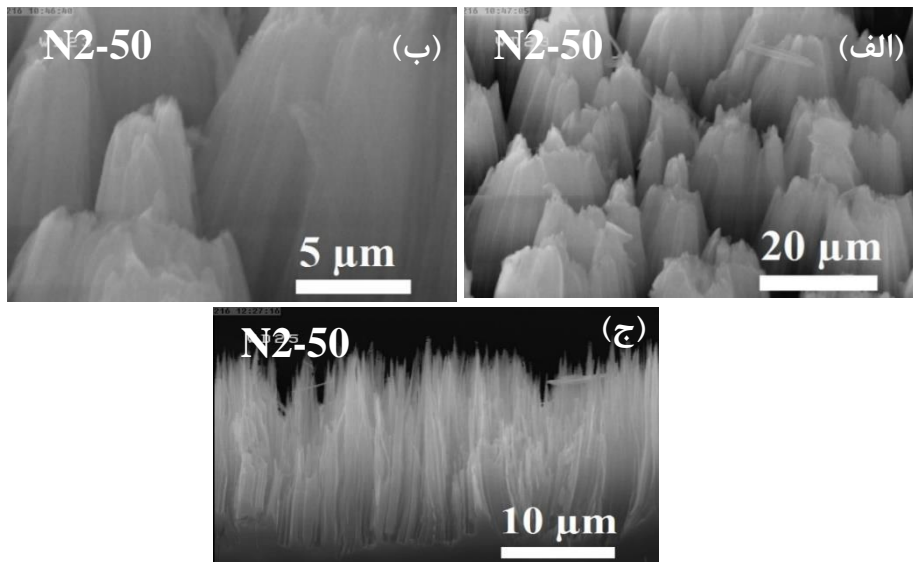
در این بخش جهت بررسی تاثیر دمای محلول سونش بر مورفولوژی نانوسیم‌ها، نمونه‌هایی با زمان سونش ۶۰ min در محلول با دمای ۵۰ °C (نمونه‌ی N2-50) و در زمان سونش ۸۰ min، در محلول‌هایی با دماهای ۵۰ و ۷۵ °C (به ترتیب نمونه‌های N3-50 و N3-75) تهیه شد. که به اختصار در جدول ۵-۱ ارائه شده است.

شکل ۵-۶ تصاویر FESEM نمونه‌ی N2-50 از دید مایل در دو مقیاس ۲۰ و ۵ μm (الف و ب) و

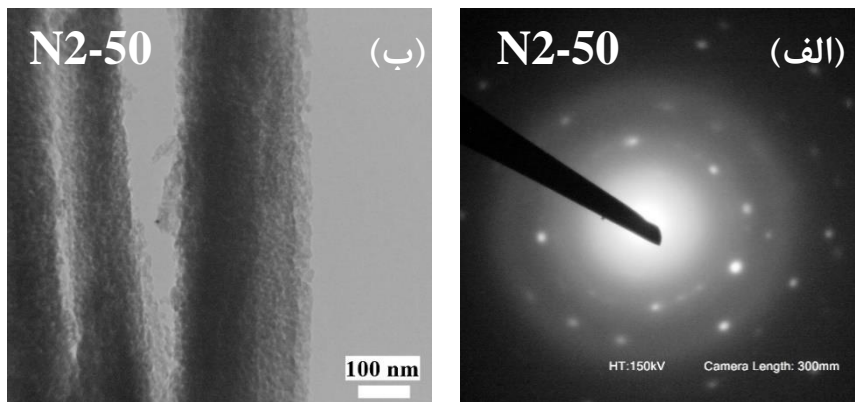
جدول ۵-۱: شرایط رشد نانوسیم‌ها در زمان و دماهای مختلف.

نمونه	زمان سونش (min)	دمای سونش (°C)
N2-50	۶۰	۵۰
N3-50	۸۰	۵۰
N3-75	۸۰	۷۵

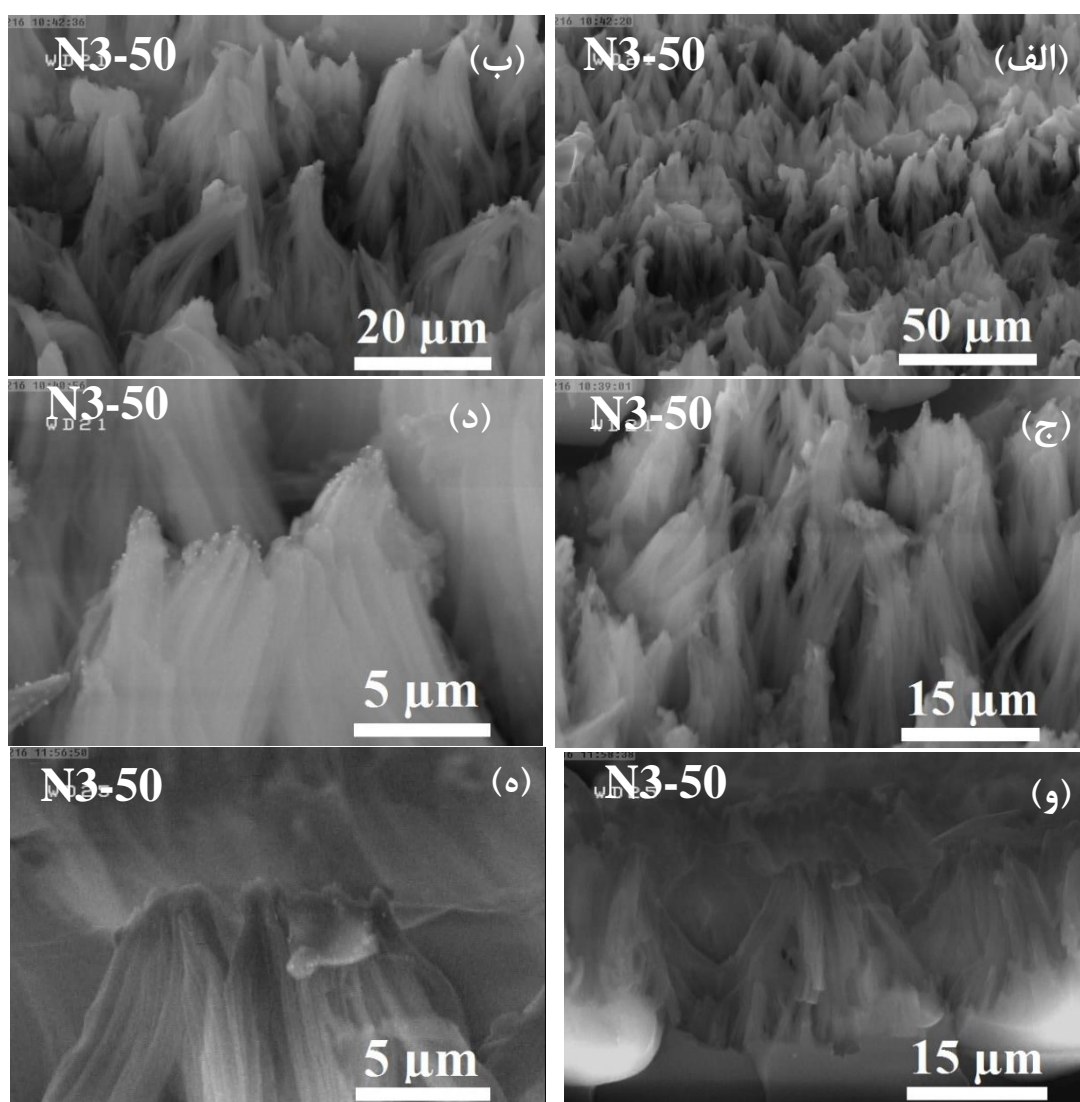
همچنین مقطع عرضی (ج) را نشان می‌دهد. این تصاویر گویای آن است که پس از انجام فرایند سونش، سطح نمونه از سیم‌هایی با طول میانگین $20\ \mu\text{m}$ و قطری در محدوده‌ی $150\text{--}250\ \text{nm}$ پوشیده شده است. این تصاویر گویای آن است که در مقایسه با نمونه‌ی مشابه در همین زمان اما در دمای اتاق (نمونه‌ی N2)، شکل ۲-۵، طول میانگین نانوسیم‌ها در حدود دو برابر افزایش یافته لکن در قطر آن‌ها تغییر چندانی حاصل نشده است. شکل ۵-۷ تصویر TEM به همراه الگوی پراش SAED نانوسیمی از نمونه‌ی N2-50 را نشان می‌دهد. این شکل بیانگر سطح متخلخل نانوسیم‌ها و تشکیل ساختار mp-SiNWs است. الگوی SAED این نمونه گویای ساختار تک بلوری در نانوسیم‌های سنتز شده است.



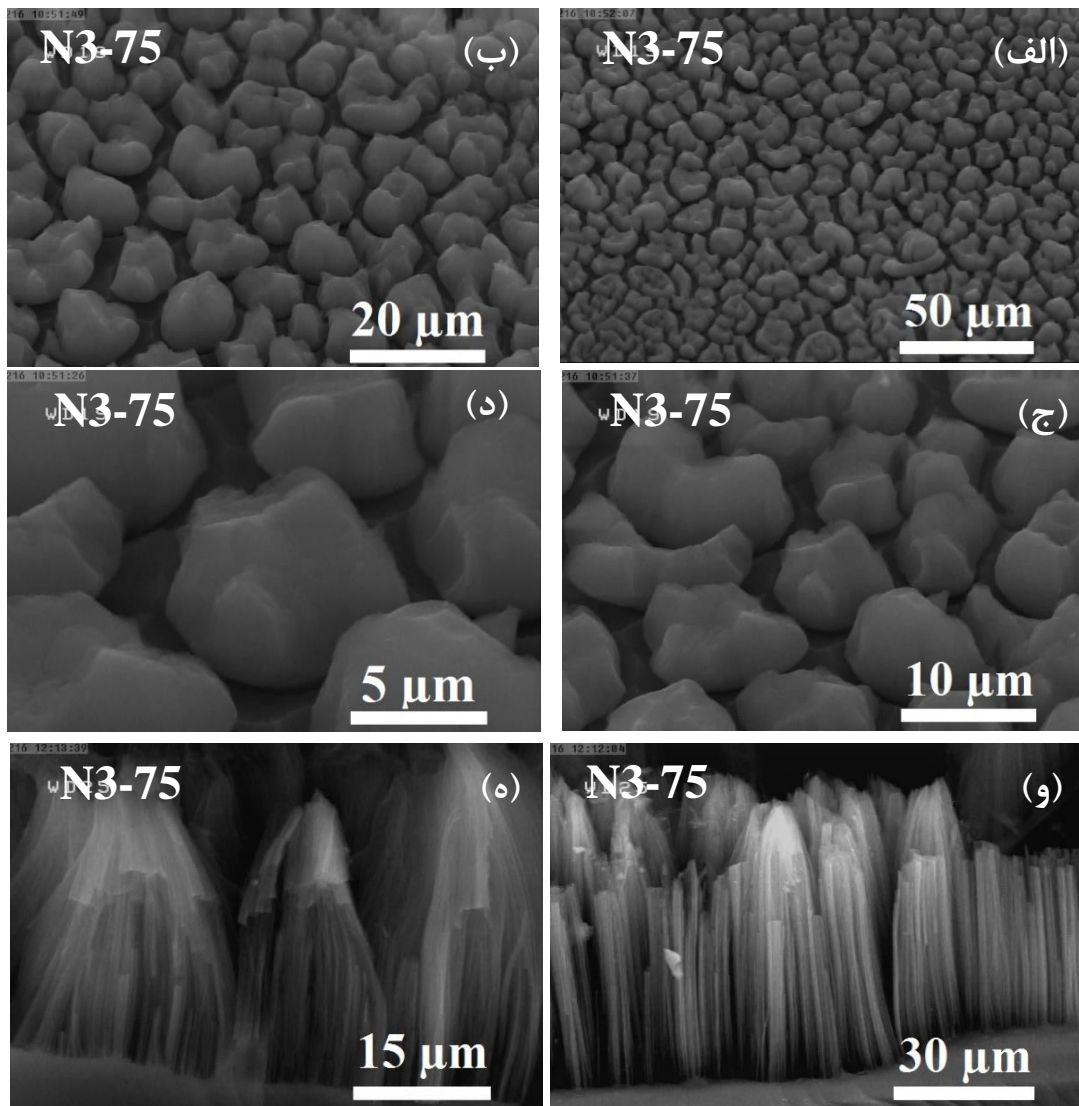
شکل ۵-۶: تصاویر FESEM نمونه N2-50 سنتز شده در زمان $60\ \text{min}$ و دمای $50\ ^\circ\text{C}$ (الف و ب) حالت مایل با مقیاس‌های $5\ \mu\text{m}$ و $20\ \mu\text{m}$ ، و (ج) مقطع عرضی.



شکل ۵-۷: الف) الگوی پراش SAED و ب) تصویر TEM، نمونه‌ی ساخته شده در زمان ۶۰ min و دمای ۵۰ °C.



شکل ۵-۸: تصاویر FESEM نمونه N3-50 سنتز شده در زمان ۸۰ min و دمای ۵۰ °C (الف-د) حالت مایل، (و) و (ه) مقطع عرضی.

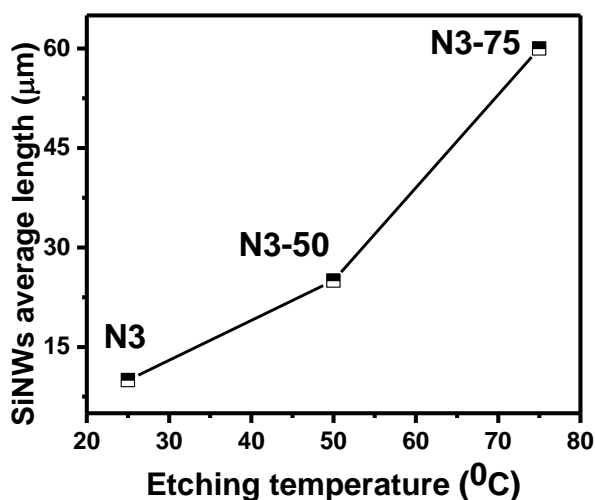


شکل ۵-۹: تصاویر FESEM نمونه N3-75 سنتز شده در زمان ۸۰ min و دمای ۷۵ °C (الف-د) حالت مایل و (و) - (ه) مقطع عرضی.

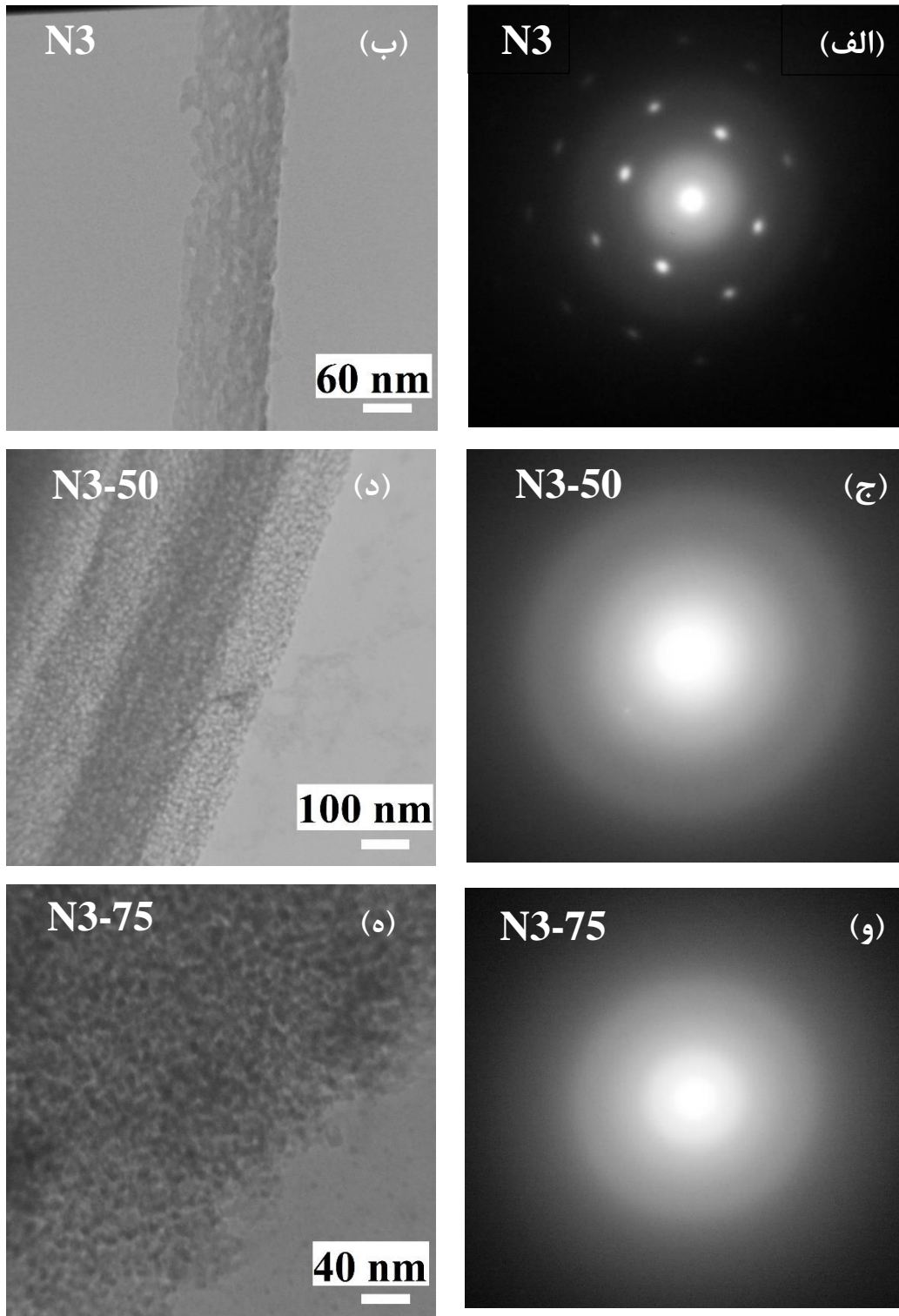
شکل‌های ۵-۸ و ۵-۹ تصاویر FESEM به ترتیب نمونه‌های N3-50 و N3-75 را نشان می‌دهند. با توجه به این نتایج می‌توان دریافت با افزایش دمای محلول سونش از دمای اتاق به ۵۰ °C و سپس ۷۵ °C اگر چه قطر نانوسیم‌های تشکیل شده تغییر چندانی نداشته اما طول نانوسیم‌ها به تدریج از حدود ۱۰ μm در نمونه‌ی N3 در دمای اتاق به ۲۵ μm در نمونه‌ی N3-50 و ۶۰ μm در نمونه‌ی N3-75

75 افزایش یافته است (شکل ۵-۱۰). علت این تغییرات باتوجه به گزارش هوانگ و همکاران [۵۲] می‌تواند ناشی از این امر باشد که با افزایش دمای سونش فرآیندهای ۱-۶ و ۱-۸ از لحاظ گرمایی برانگیخته شده و نیز در دمای بالاتر از دمای اتاق، یون‌های SiF_6^{-2} به گاز فرار SiF_4 تجزیه شده‌اند، که منجر به سونش سریع‌تر می‌شود [۱۱۷]. بدین ترتیب، آهنگ سونش عمودی افزایش یافته و منجر به تشکیل نانوسیم‌های بلندتر می‌شود.

بنابه گزارش لی و همکاران [۳۸] هسته‌سازی اتم‌های Ag معمولا در حالت‌های سطحی و عمدتاً در نزدیکی جایگاه‌های ناخالصی‌های ویفر Si آرایش شده اتفاق می‌افتد و به همین خاطر قطر SiNWs ارتباط نزدیکی با فاصله‌ی بین ذرات فلز Ag و همچنین زمان سونش در محلول HF دارد [۲]. از آنجا که میزان آرایش ویفر Si در همه‌ی نمونه‌های سنتز شده یکسان است، بنابراین قطر نانوسیم‌ها به زمان سونش وابسته است اما تغییرات آن با دما ناچیز است.



شکل ۵-۱۰: تغییرات طول میانگین SiNWs در نمونه N3 (با زمان سونش ۸۰ min) در محلول‌های دماهای مختلف: اتاق، ۵۰ و ۷۵ °C.



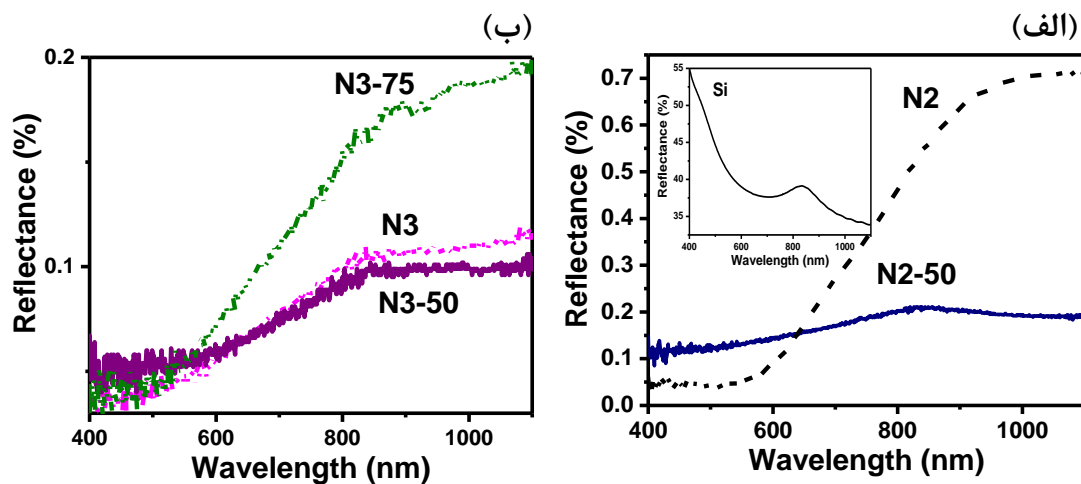
شکل ۵-۱۱: الگوهای پراش SAED (سمت راست) و تصاویر TEM (سمت چپ) نمونه‌های (الف و ب) N3، (ج و د) N3-50، (ه و و) N3-75.

شکل ۵-۱۱ تصاویر TEM یک نانوسیم نوعی از نمونه‌های آماده شده در زمان سونش ۸۰ min در دماهای مختلف اتاق، ۵۰ و ۷۵ °C را به همراه الگوی SAED آن‌ها نشان می‌دهد. چنانچه پیداست سطح این نانوسیم‌ها از تخلخل‌هایی با قطر ۲-۵۰ nm پوشیده شده که منجر به تشکیل ساختارهای نانو و مزومتخلخل شده است. با توجه به این که الگوهای SAED نمونه‌های سنتز شده در دمای بالاتر از دمای اتاق (N3-50 و N3-75) (شکل ۵-۱۱ ج) و (و) به صورت حلقه‌ای هستند، ساختار آن‌ها به صورت بس بلوری در آمده است، در حالی که با توجه الگوی مربوط به نمونه‌ی سنتز شده در دمای اتاق (N3) شکل ۵-۱۱ الف)، حضور لکه‌های روشن بیانگر ساختار تک بلوری در این نانوسیم‌ها است. بدین ترتیب می‌توان گفت افزایش دما علاوه بر افزایش طول نانوسیم‌ها منجر به تخلخل بیش‌تر آن‌ها شده که می‌تواند به تشکیل نانوبلورک‌ها بر روی سطح آن‌ها منجر شود که در ادامه به آن پرداخته‌ایم.

۵-۴ طیف بازتاب

شکل ۵-۱۲ الف) و ب) به ترتیب طیف بازتاب نمونه‌های سنتز شده در زمان‌های ۶۰ و ۸۰ min در دماهای سونش مختلف متشکل از نانوسیم‌های سیلیکونی را در بازه‌ی طول موجی ۴۰۰-۱۱۰۰ nm به همراه طیف بازتاب ویفر سیلیکون اولیه (تصویر ضمیمه) نشان می‌دهد. اگر چه میانگین بازتاب برای سیلیکون قبل از عملیات سونش در بازه‌ی نور مرئی (۴۰۰-۷۰۰ nm) در حدود ۴۵٪ است، این مقدار در نمونه‌های حاوی نانوسیم‌های رشد یافته در زمان ۶۰ min و در دمای اتاق (نمونه‌ی N2) در محدوده‌ی ۰/۲۵-۰/۰۵٪ و در نمونه‌ی سنتز شده در دمای ۵۰ °C (نمونه‌ی N2-50) کمتر از ۰/۱۵٪ است. همچنین میانگین بازتاب در محدوده‌ی مرئی برای کلیه نمونه‌های رشد یافته در زمان سونش ۸۰ min حدود ۰/۰۷٪ و در ناحیه‌ی فروسرخ نزدیک به حدود ۰/۱٪ می‌رسد. این افت قابل توجه در بازتاب را می‌توان

به افزایش پراکندگی فوتون‌ها به واسطه‌ی تشکیل نانوسیم‌های عمودی بر روی سطح ویفر Si نسبت داد، به طوری که پس از فرایند سونش سطح نمونه‌ها به رنگ تیره در می‌آید. این کاهش شدید بازتاب و متعاقباً جذب بالا در ناحیه‌ی مرئی تا فرورسرخ نزدیک، که با پوشش‌های ضد بازتاب معمول در دسترس نیست، می‌تواند برای کاربرد در سلول خورشیدی مبتنی بر Si مناسب باشد [۶۲].



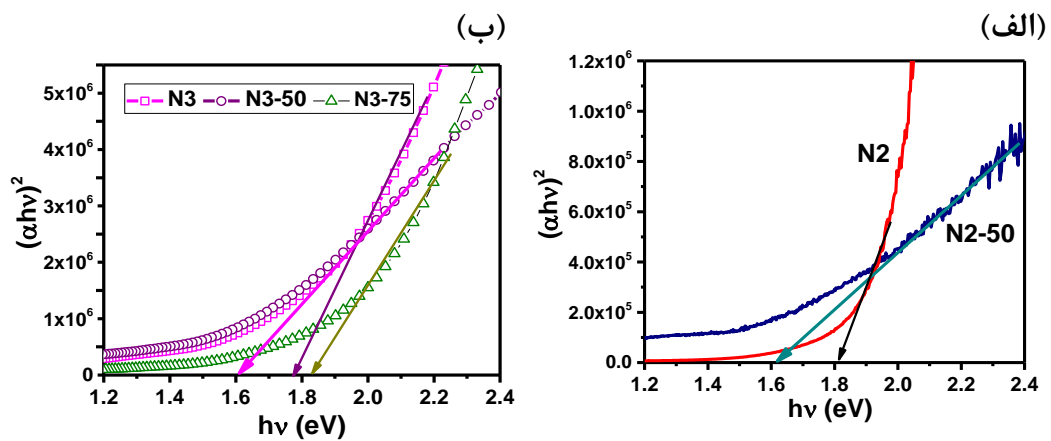
شکل ۵-۱۲: طیف بازتاب (الف) نانوسیم‌های رشدیافته در زمان‌های الف) ۶۰ min ، ب) ۸۰ min و دماهای سونش مختلف (دمای اتاق، ۵۰ °C و ۷۵ °C). نمودار ضمیمه در شکل (الف) نشان‌دهنده‌ی طی بازتاب ویفر سیلیکون کپه‌ای است.

در ادامه به دو روش گاف نواری اپتیکی (E_g) نمونه‌ها محاسبه شد.

روش ۱: استفاده از طیف بازتاب و به کارگیری معادله‌ی کوبلکا-مانک

در این روش با استفاده از معادله‌ی کوبلکا - مانک (معادله‌ی ۴-۱) ضریب جذب اپتیکی (α) محاسبه شود و سپس از طریق معادله‌ی مات و دیویس (معادله‌ی ۴-۲) گاف نواری اپتیکی را محاسبه نمود [۱۰۳، ۱۰۴]. با رسم نمودار $(\alpha h\nu)^n$ بر حسب $h\nu$ ، که n برای گذارهای مجاز مستقیم و غیر مستقیم به ترتیب برابر ۲ و $\frac{1}{2}$ است، گاف نواری نمونه‌ها با برون‌یابی بخش خطی داده‌ها با محور انرژی به ازای

$\alpha = 0$ به دست آمد. نتایج این تحلیل در جدول ۲-۵ ارائه شده است. شکل ۵-۱۳ این نمودار را برای نمونه‌های سنتز شده در زمان ۶۰ min و دماهای اتاق (N2) و ۵۰ °C (N2-50) نشان می‌دهد.



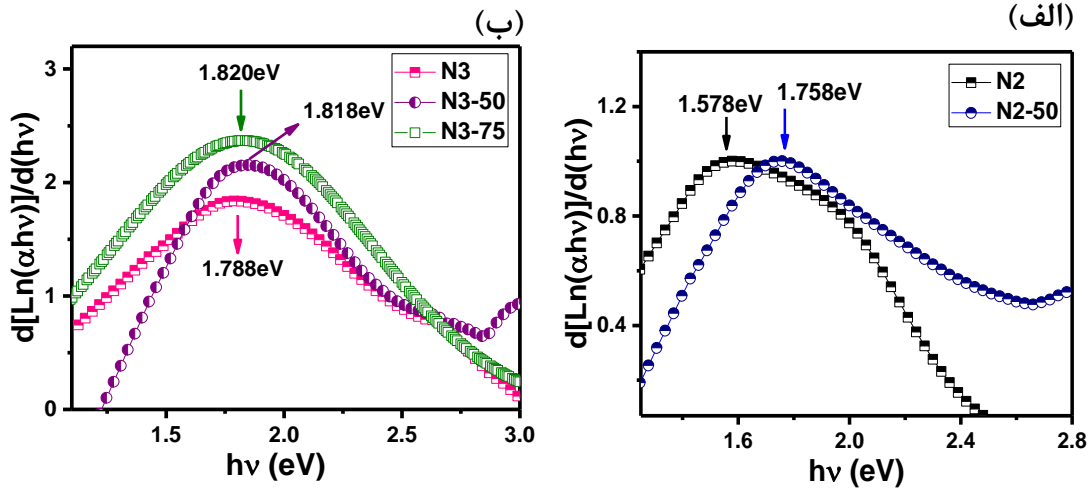
شکل ۵-۱۳: محاسبه‌ی گاف نواری مبتنی بر معادلات (۱-۵) و (۲-۵) برای SiNWs رشد یافته (الف) در زمان ۶۰ min و دمای اتاق، (ب) در زمان ۶۰ min و دمای ۵۰ °C، و (ج) در زمان ۸۰ min و دماهای اتاق، ۵۰ °C و ۷۵ °C.

جدول ۲-۵: مقادیر گاف نواری نمونه‌های سنتز شده.

نمونه	روش ۱: گاف نواری مبتنی بر معادله‌ی (۲-۴) (eV)	روش ۲: گاف نواری مبتنی بر معادله‌ی (۴-۴) (eV)
N2	۱/۸۱	۱/۵۷۸
N2-50	۱/۶۱۶	۱/۷۵۸
N3	۱/۷۷۹	۱/۷۸۸
N3-50	۱/۶۱۰	۱/۸۱۸
N3-75	۱/۸۳۰	۱/۸۲۰

روش ۲: استفاده از طیف بازتاب و به کارگیری موقعیت قله در نمودار گرادیان

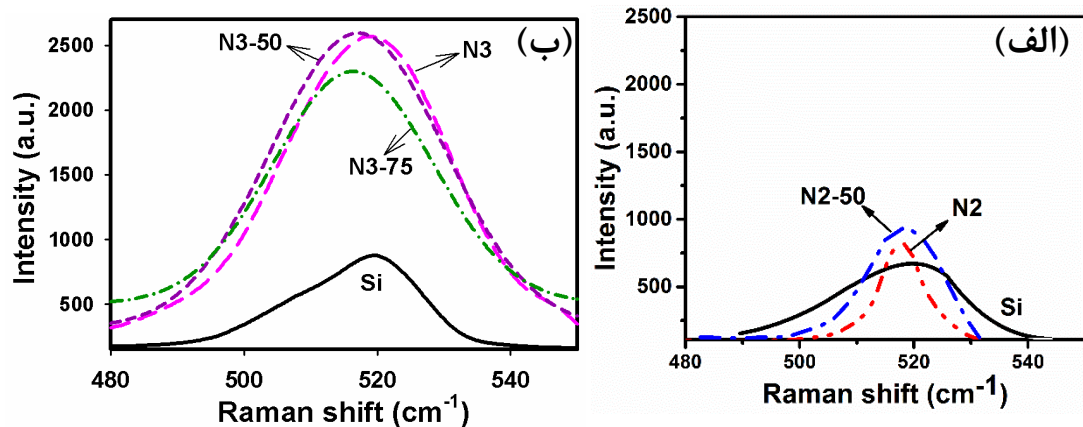
در این روش با رسم نمودار $d[Ln(\alpha h\nu)]/d[h\nu]$ بر حسب $h\nu$ ، بر اساس معادله ی (۴-۴)، محاسبه ی گاف نواری SiNWs رشد یافته به مقدار n بستگی نداشته و با تحلیل موقعیت بیشینه می توان گاف نواری نمونه ها را تخمین زد (شکل ۵-۱۴). نتایج این تحلیل در جدول ۵-۳ ارائه شده است. لازم به ذکر است که نتایج هر دو روش تا حدودی با یکدیگر قابل مقایسه بوده و با مقادیر حاصل از طیف فوتولومینسانس نمونه ها (بخش ۵-۶) سازگار است. با توجه به نتایج به دست آمده گاف نواری نمونه ها نسبت به گاف نواری سیلیکون کپه ای در دمای اتاق (۱/۱۲ eV) با افزایش زمان و دمای سونش، افزایش یافته است. این افزایش می تواند ناشی از وقوع محدودیت کوانتومی متأثر از نانوبلورک های ایجاد شده بر روی دیواره ی نانوسیم های سنتز شده باشد که در بخش بعد به آن پرداخته ایم.



شکل ۵-۱۴: نمودارهای وابسته به تغییرات $d[Ln(\alpha h\nu)]/d[h\nu]$ بر حسب $h\nu$ به منظور تعیین گاف نواری اپتیکی (E_g) نانوسیم های رشد یافته در زمان های سونش الف) ۶۰ min، و ب) ۸۰ min، در دماهای مختلف.

۵-۵ طیف رامان

شکل ۵-۱۵ طیف رامان نانوسیم‌های رشد یافته به همراه سیلیکون کپه‌ای مربوط را نشان می‌دهد. در تمام نمونه‌های آماده شده شدت پراکندگی رامان نسبت به سیلیکون کپه‌ای مربوط افزایش یافته است، که مقدار افزایش برای نمونه‌های آماده شده در زمان سونش ۸۰ min (شکل ۵-۱۳ ب) نسبت به نمونه‌های آماده شده در زمان ۶۰ min (شکل ۵-۱۳ الف) بیش‌تر است. این افزایش قابل توجه در شدت قله‌های رامان نمونه‌ها پس از فرایند سونش، به میزان بازتاب نمونه‌ها مرتبط است، به این صورت که برای نمونه‌ی با میزان بازتاب کم‌تر، شدت بیش‌تر است. بازتاب کم‌تر می‌تواند منجر به افزایش شدت نور ورودی به نمونه و در نتیجه افزایش برهم‌کنش نور و ماده شود [۶۲]. با توجه به گزارش نیو^۱ و همکاران تقارن طیف رامان می‌تواند نشان دهنده‌ی قطر یکنواخت نانوسیم‌های تهیه شده باشد [۱۰۹]. چنانچه پیداست در طیف رامان سیلیکون کپه‌ای قله‌ای در $519/890 \text{ cm}^{-1}$ قراد دارد، که ناشی از پراکندگی



شکل ۵-۱۵: طیف رامان سیلیکون کپه‌ای n-Si و SiNWs رشد یافته در زمان‌های الف) ۶۰ min و ب) ۸۰ min، در دماهای سونش: اتاق، ۵۰ و ۷۵ °C.

^۱ Niu

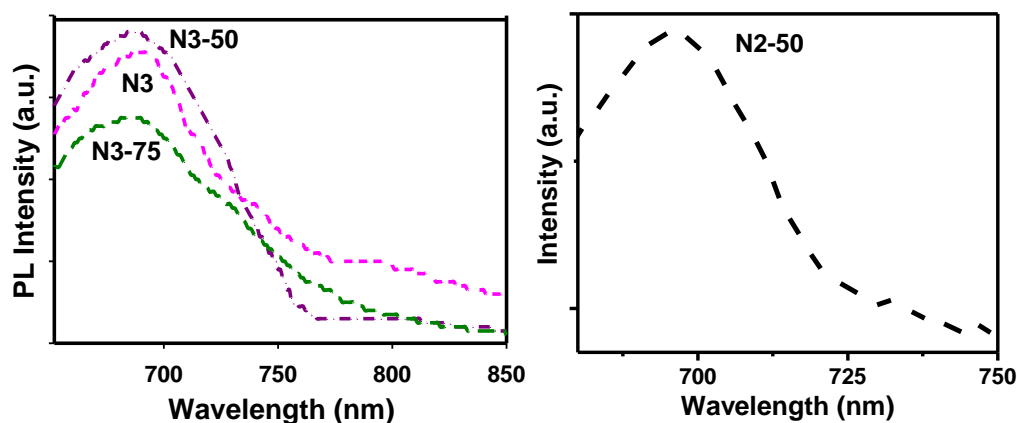
مرتبه‌ی اول فونون‌های اپتیکی است [۶۲, ۶۵]، اما موقعیت این قله در نمونه‌های تشکیل شده از SiNWs دارای جابه‌جایی به سوی قرمز است. این جابه‌جایی‌ها با توجه به گزارش‌های منتشر شده را می‌توان به عوامل گوناگونی از جمله اثر محدودیت کوانتومی فونون‌های اپتیکی، کرنش بر روی نانوسیم‌ها و یا تشکیل نانوبلورک‌های سیلیکونی بر روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها و نیز لایه‌ی نازک اکسید SiO_x نسبت داد [۶۵, ۶۶, ۶۸]. با توجه به سطح زبر و متخلخل نانوسیم‌ها و همچنین تحلیل داده‌های طیف رامان که در ادامه به آن پرداخته‌ایم، این جابه‌جایی در قله‌ی طیف نمونه‌ها با تشکیل نانوبلورک‌های سیلیکونی بر روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها سازگار است. براساس مدل تحلیلی ارائه شده در بخش ۵-۶ (معادله‌ی ۵-۵) اندازه‌ی نانوبلورک‌های سیلیکونی را می‌توان محاسبه کرد. موقعیت قله و اندازه‌ی نانوبلورک‌ها در جدول ۵-۳ ارائه شده است. با توجه به نتایج به دست آمده ملاحظه می‌شود که با افزایش زمان و دمای سونش، که با توجه به تصاویر TEM منجر به افزایش میزان تخلخل نانوسیم‌ها می‌شود، اندازه‌ی نانوبلورک‌های تشکیل شده بر روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها کاهش یافته است. در نمونه‌ی N2-50، و نمونه‌های سنتز شده در زمان ۸۰ min، اندازه‌ی SiNCs کوچک‌تر از شعاع بوهر اکسیتون‌های آزاد در سیلیکون کپه‌ای (nm) [۶۵] است. تاثیر این مقادیر در بخش بعدی مورد بررسی قرار گرفته است.

جدول ۵-۳: موقعیت عدد موج قله طیف رامان، میزان جابه‌جایی آن نسبت حالت سیلیکون کپه‌ای و تخمین اندازه‌ی نانوبلورک‌های سیلیکونی بر روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها، مبتنی بر معادله‌ی ۵-۵.

نمونه	موقعیت قله (cm^{-1})	$\Delta\omega$ (cm^{-1})	L (nm)
N2	۵۱۹/۲۸۹	-۰/۶۰۱	۹/۰۸۰
N2-50	۵۱۸/۲۷۹	-۱/۶۱۱	۴/۸۹۱
N3	۵۱۸/۰۸۹	-۱/۸۰۱	۴/۵۵۲
N3-50	۵۱۷/۱۰۰	-۲/۷۹۰	۳/۴۴۹
N3-75	۵۱۶/۴۰۱	-۳/۴۸۹	۲/۹۹۹

۵-۶ طیف فوتولومینسانس (PL)

شکل ۵-۱۶ طیف فوتولومینسانس نمونه‌های تهیه شده را در زمان‌های سونش ۶۰ و ۸۰ min و دماهای اتاق (N3)، ۵۰ °C (N2-50 و N3-50) و ۷۵ °C (N3-75) را نشان می‌دهد. محل قله‌ی PL به همراه انرژی وابسته به فوتون‌های وابسته برای نمونه‌ها در جدول ۵-۴ ارائه شده است.



شکل ۵-۱۶: طیف فوتولومینسانس SiNWs رشد یافته (الف) در زمان سونش ۶ min و دمای محلول ۵۰ °C، (ب) در زمان سونش ۸۰ min و دماهای محلول مختلف شامل: دمای اتاق، ۵۰ و ۷۵ °C.

به منظور توجیه گسیل PL از SiNWs ساز و کارهای متفاوتی از جمله QC و همچنین نقص‌های سطح مشترک SiO_x/Si مطرح شده است [۶۵]. اساساً لزوم وقوع QC آن است که یک اندازه‌ی مشخصه در ماده‌ی رشد یافته، کوچک‌تر از شعاع اکسیتونی بوهر (۵ nm) در سیلیکون کپه‌ای باشد [۴۶، ۵۲، ۶۵]. از آن‌جا که ابعاد (قطر و طول) نانوسیم‌های رشد یافته بزرگ‌تر از شعاع اکسیتونی بوهر در بلورهای سیلیکون است، انتظار می‌رود که نانوسیم‌ها خود منشا گسیل قله PL نیستند. از طرفی قوش و

همکارانش نشان دادند که لایه‌ی SiO_x بر روی نانوبلورک‌ها و نانوسیم‌های سیلیکونی در طیف PL در نواحی مرئی و فروسرخ نزدیک در دمای اتاق نقشی نداشته اما تشکیل نانوبلورک‌هایی با ابعاد کوچک‌تر از شعاع اکسیتونی بوهر می‌تواند منشا گسیل PL در ناحیه مرئی باشد [۶۸]. بنابراین می‌توان منشا گسیل فوتولومینسانس مرئی در دمای اتاق در این نمونه‌ها را با توجه به اینکه اندازه‌ی SiNC تشکیل شده بر روی دیواره‌ی نانوسیم‌های سیلیکونی نمونه‌های رشد یافته کوچک‌تر از ۵ nm هستند (جدول ۴-۵)، به اثر محدودیت کوانتومی نسبت داد.

جدول ۴-۵: موقعیت طول موج قله‌ی PL به همراه انرژی فوتون‌های وابسته برای SiNWs رشد یافته در زمان ۶۰ و min ۸۰ و دماهای مختلف.

نمونه	λ_p (nm)	E_p (eV)
N2-50	۶۹۵	۱/۷۸۴
N3	۶۸۶	۱/۸۰۳
N3-50	۶۸۴	۱/۸۱۳
N3-75	۶۸۱	۱/۸۲۱

با توجه به نتایج ارائه شده در جدول ۴-۵ مشاهده می‌شود که موقعیت طول موج قله‌ی PL نمونه‌ها با افزایش دمای محلول و زمان سونش از طول موج ۶۹۵ به ۶۸۱ nm، کاهش می‌یابد، که متناظر با کاهش ابعاد نانوبلورک‌های تشکیل شده بر روی نانوسیم‌ها (جدول ۳-۵) می‌باشد.

نتیجه‌گیری: برای تشکیل نانوسیم‌های سیلیکونی بر روی زیر لایه‌ی n-Si با مقاومت ویژه‌ی Ωcm ۰/۲۲ در دمای اتاق (RT) و در محلول 4/6M HF/ 0/1M H_2O_2 / 0/02M AgNO_3 ، به زمان سونش

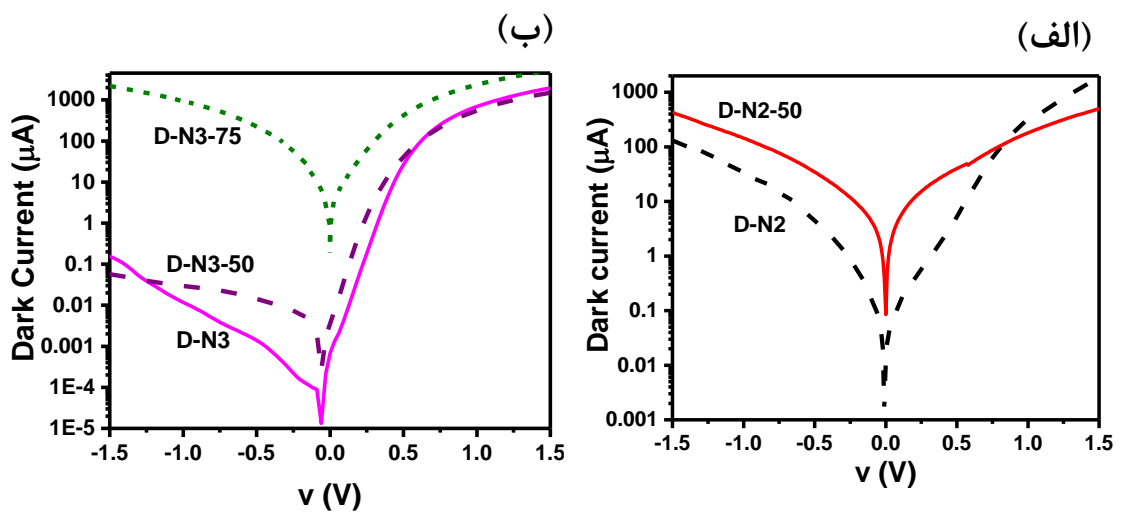
بحرانی نیاز داریم. در زمان سونش ۳۰ min بر روی زیر لایه نانوسیمی تشکیل نشد اما با افزایش زمان سونش به ۶۰ min آرایه‌ای منظم، یکنواخت و عمودی از SiNWs در سطحی گسترده بر روی زیرلایه تشکیل شدند. با افزایش زمان سونش به ۸۰ min قطر نانوسیم‌ها کاهش و طول آن‌ها افزایش می‌یابد. اما در زمان سونش ۱۰۰ min به دلیل تراکم بیش از اندازه نانوذرات نقره، نانوسیم‌ها تخریب شده‌اند. همچنین در زمان سونش ۸۰ min با افزایش دمای سونش از RT به ۵۰ و ۷۵ °C طول نانوسیم‌های سیلیکونی از ۱۰ به ۲۵ و ۶۰ μm افزایش یافت، اما تغییرات قطر ناچیز است. همچنین با افزایش زمان سونش میزان تخلخل سطحی نانوسیم‌ها افزایش یافت. الگوهای این نمونه‌ها نشانگر این است که نمونه‌ی آماده شده در دمای اتاق ساختار تک بلوری زیرلایه‌ی اولیه را حفظ نموده اما نمونه‌های آماده شده در دماهای بالاتر ساختار بس بلوری دارند. به واسطه‌ی تشکیل mp-SiNWs بازتاب در نمونه‌ها در مقایسه با سیلیکون کپه‌ای تخت به شدت کاهش یافته است. در نمونه‌ی آماده شده در زمان ۶۰ min و دمای ۵۰ °C و همچنین نمونه‌های سنتز شده در زمان سونش ۸۰ min گسیل PL در ناحیه‌ی مرئی مشاهده شد. که با توجه به جابه‌جایی موقعیت قله‌ی طیف رامان و محاسبه‌ی اندازه‌ی SiNCs بر اساس آن، و این که اندازه‌ی آن‌ها کوچکتر از شعاع اکسیتونی بوهر در بلورهای سیلیکون است، می‌توان این SiNC تشکیل شده بر روی دیواره‌ی نانوسیم‌ها را منشا گسیل PL دانست.

۷-۵ فوتودیود شاتکی مبتنی بر نانوسیم‌های سیلیکونی نوع n

در این بخش الکتروُد آلومینیوم به عنوان اتصال پایینی (بخش ۳-۳) و الکتروُد طلا با الگوی شانه‌ای موزد نظر (بخش ۴-۳) به عنوان اتصال بالایی نمونه‌ها انتخاب شدند و خواص الکتریکی در شرایط تاریکی (دیود) و نیز تحت تابش نور (فوتودیود) قطعات ساخته شده مورد بررسی قرار گرفت.

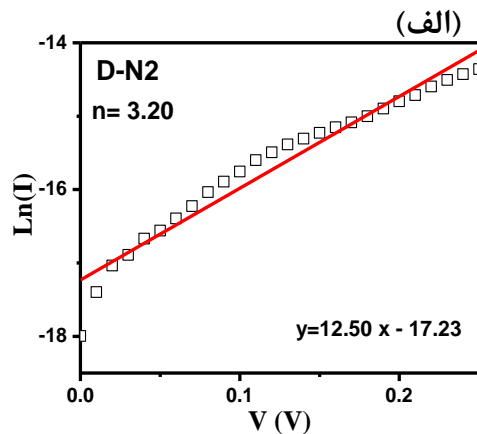
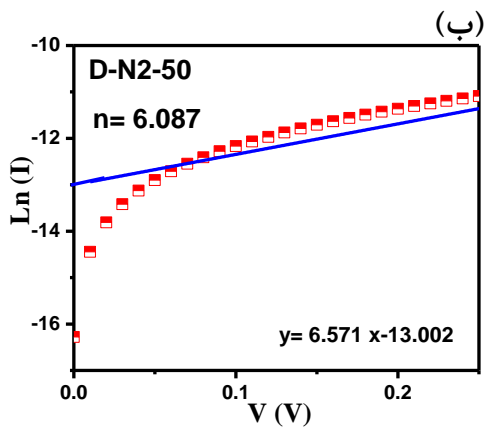
۷-۵-۱ مشخصه‌یابی I-V فوتودیودهای شاتکی ساخته شده از SiNWs، در شرایط تاریکی

مشخصه‌یابی جریان-ولتاژ نمونه‌های ساخته شده در زمان سونش ۶۰ min و در دماهای RT و ۵۰ °C (به ترتیب نمونه‌های D-N2 و D-N2-50) و ۸۰ min و در دماهای RT، ۵۰ °C و ۷۵ °C (به ترتیب نمونه‌های D-N3، D-N3-50 و D-N3-75) در شرایط بایاس مستقیم و معکوس در دمای اتاق و در شرایط تاریکی به ترتیب در شکل ۵-۱۷ (الف) و (ب) نشان داده شده است. این مشخصه‌یابی نشانگر آن است که این قطعات دارای رفتار یکسوکنندگی بوده که متأثر از تشکیل لایه‌ی بار فضایی در محل فصل مشترک فلز-نیمرسانا می‌باشد [۱۱۲]. در شرایط بایاس مستقیم جریان در ولتاژهای پایین به صورت نمایی افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر منحنی $\ln(I)-V$ در این ناحیه خطی است و می‌توان از افت ولتاژ ناشی از مقاومت سری قطعه در این ناحیه به علت کوچک بودن جریان عبوری چشم‌پوشی کرد [۵۸، ۱۱۲]. در حالی که در بایاس معکوس جریان به کندی افزایش یافته و به حالت اشباع نمی‌رسد. این رفتار در جریان معکوس ممکن است به واسطه‌ی کاهش ارتفاع سد شاتکی در اثر نیروی بار تصویری و یا حضور لایه‌ی عایق در محل فصل مشترک فلز-نیمرسانا باشد [۱۱۲]. در بین این نمونه‌ها، نمونه‌ی D-N2-50 در شرایط بایاس معکوس از شیب کمتری برخوردار است و به شرایط ایده‌آل نزدیک‌تر است.

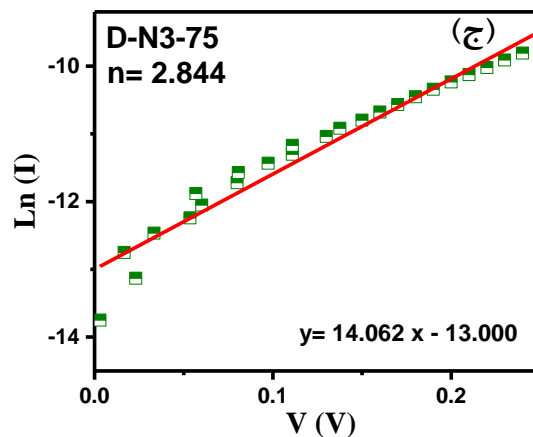
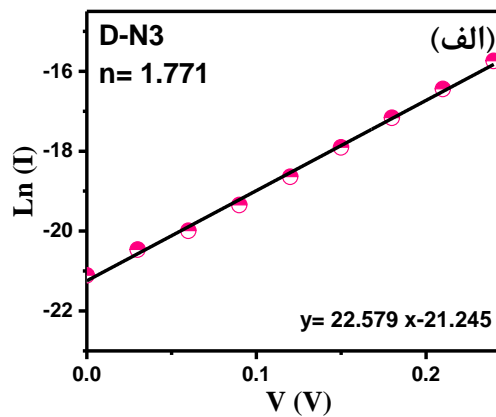
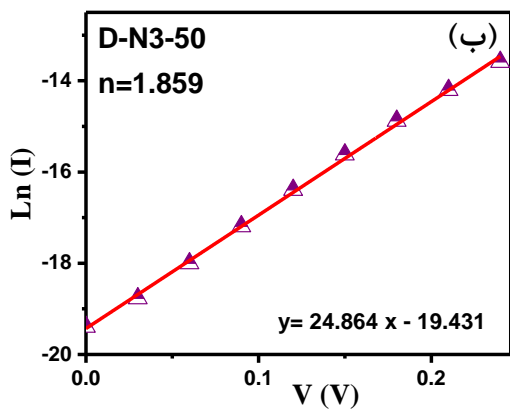


شکل ۵-۱۷: منحنی نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ در قطعات دیودی ساخته شده از نانوسیم‌های سیلیکونی رشد یافته در زمان‌های (الف) ۶۰ min و (ب) ۸۰ min، و در دماهای مختلف، در شرایط تاریکی.

با استفاده از داده‌های منحنی نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ و به کمک نظریه‌های وابسته به دیودهای یکسوساز شاتکی (بخش ۱-۴-۱)، پارامترهای ضریب ایده آلی (n)، جریان اشباع (I_s) و ارتفاع سد ϕ_B را به دست آوردیم. شکل ۵-۱۸ و ۵-۱۹ تغییرات $\ln I-V$ را به ازای ولتاژهای اعمال شده پایین ($> 0/25V$) که شرط $V > k_B T/q$ را برآورده کنند، برای نمونه‌های سنتز شده نشان می‌دهد. با برازش داده‌ها در این ناحیه می‌توان به کمک شیب نمودار و رابطه‌ی (۱-۱۲)، ضریب ایده آلی و با استفاده از موقعیت عرض از مبدا به ازای $V=0$ مقدار جریان اشباع و به کمک رابطه‌ی (۱-۱۱) مقدار ϕ_B را تعیین کرد. همچنین نسبت یکسوسازی (RR) در ولتاژهای $\pm 1/5$ ، رابطه‌ی ۱-۱۳، محاسبه گردید. نتایج به دست آمده در جدول ۵-۵ ارائه شده است.



شکل ۵-۱۸: برازش داده‌ها در ناحیه‌ی خطی منحنی نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع معکوس (I_s) در نمونه‌های سنتز شده در زمان سونش ۶۰ min و محلول‌های سونش با دماهای: الف) RT و ب) 50°C ، در شرایط تاریکی. معادله‌ی خط راست برازشی در هر نمودار ذکر شده است.



شکل ۵-۱۹: تحلیل داده‌های جریان-ولتاژ جهت محاسبه‌ی ضریب ایده‌آلی (n) و جریان اشباع معکوس (I_s) در نمونه‌های سنتز شده در زمان سونش ۸۰ min و دماهای الف) RT، ب) 50°C و ج) 75°C ، در شرایط تاریکی. معادله‌ی خط راست برازشی در هر نمودار ذکر شده است.

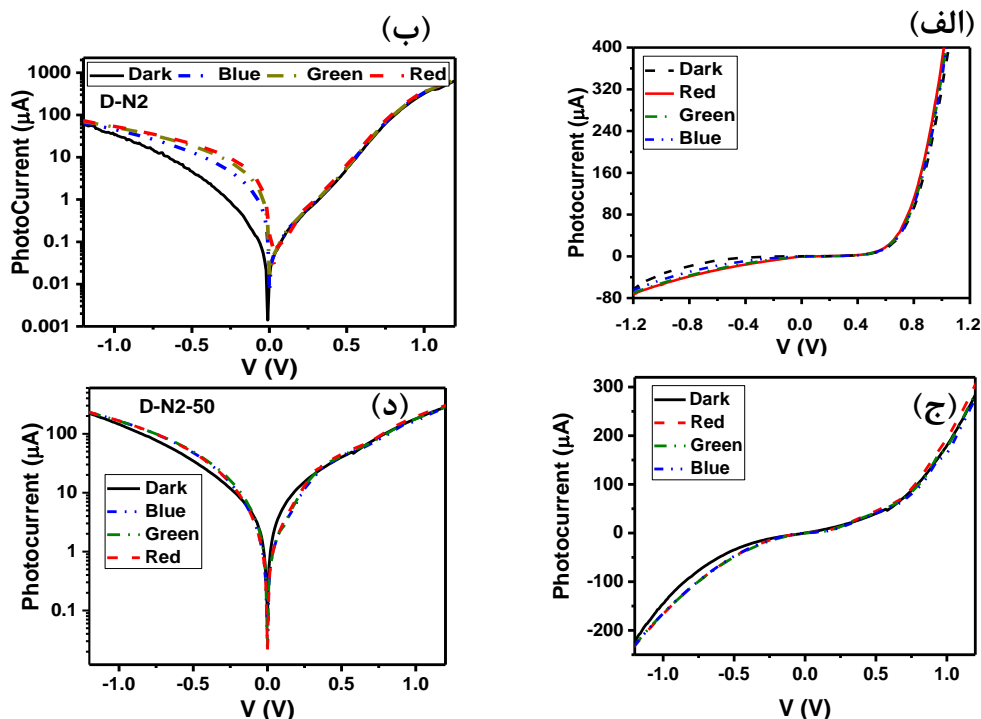
جدول ۵-۵: کمیت‌های استخراج شده از منحنی جریان-ولتاژ قطعات ساخته شده در زمان‌ها و محلول‌های سونش با دماهای مختلف، در شرایط تاریکی.

نمونه	RR	n	$I_s \times 10^{-8} (A)$	$\phi_B (V)$
D-N2	۱۴	۳/۲۰۰	۳/۴۶۶	۰/۷۹۴
D-N2-50	۱/۱۴	۶/۰۸۷	۲۳۴/۷۱۰	۰/۶۸۸
D-N3	۸۳۴۰	۱/۷۷۱	۰/۰۶۳	۰/۸۹۴
D-N3-50	۲۹۰۰۸	۱/۶۰۸	۰/۳۸۶	۰/۸۴۹
D-N3-75	۲/۴۰	۲/۸۴۴	۲۳۵/۱۷۹	۰/۶۸۸

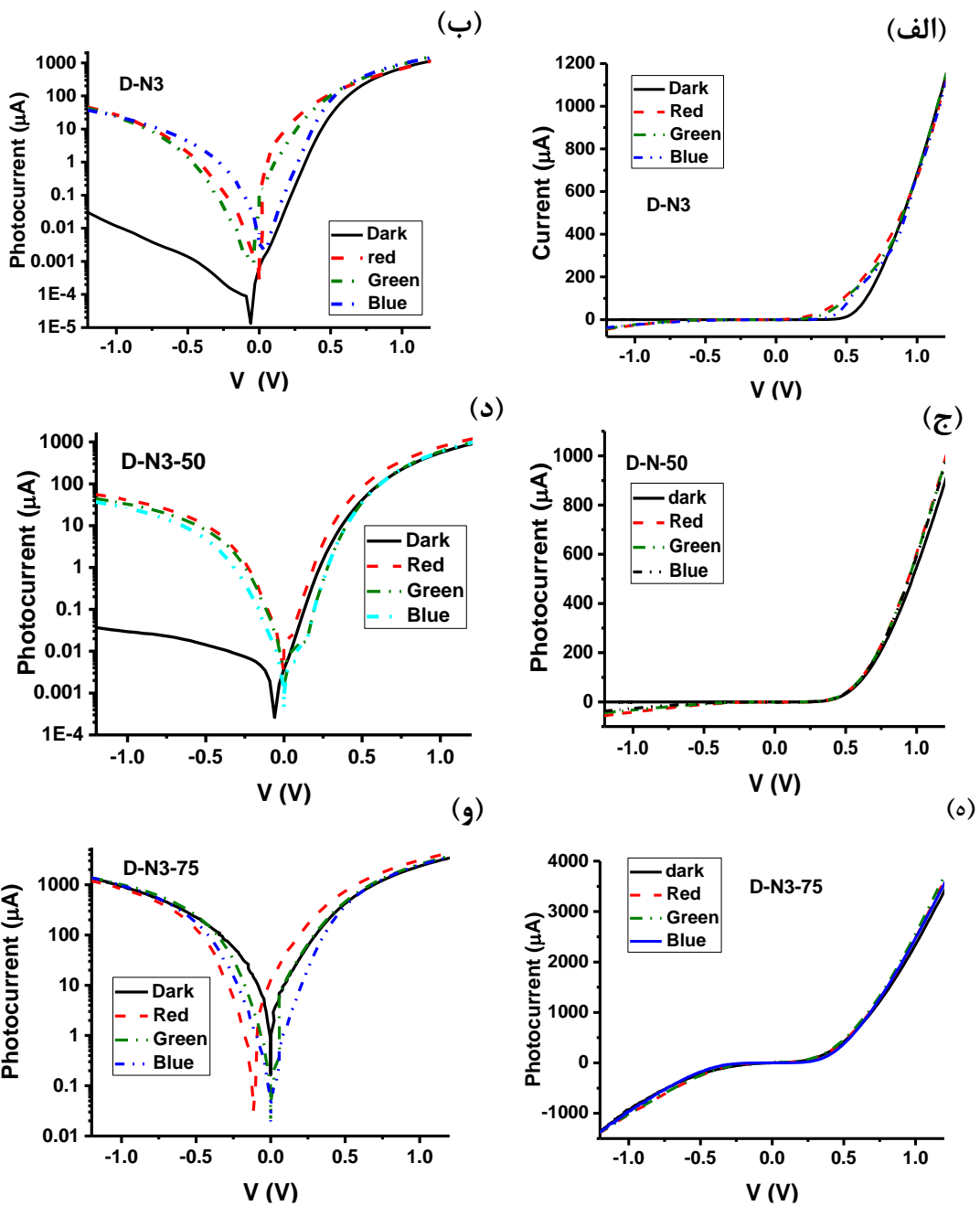
با توجه به نتایج به دست آمده در جدول ۵-۵ ملاحظه می‌شود در بین نمونه‌های مورد مطالعه، نسبت یکسوسازی (RR) نمونه‌های D-N3 و D-N3-50 از بالاترین مقادیر و D-N3-75 از کمینه مقدار برخوردار است. نسبت یکسوسازی بالا نشان‌دهنده‌ی پتانسیل داخلی قوی در پیوندگاه و شارش سریع حامل‌های بار به سمت لایه‌ی فلزی است، که در معرض تابش نور می‌تواند منجر به تقویت پاسخ قطعه شود [۵۹]. علاوه بر این با توجه به نتایج به دست آمده در جدول ۵-۵ اگر چه مقدار n برای دیود ایده‌آل برابر ۱ است، اما در قطعات ما این مقدار بزرگ‌تر از واحد است و دیود رفتاری غیر ایده‌آل دارد. جالب توجه آنکه تغییرات این کمیت (RR) و ضریب ایده‌آلی قطعات رابطه معکوس داشته به طوری که نمونه با بیشترین RR دارای کمترین مقدار n می‌باشد مقادیر بزرگتر از واحد برای ضریب ایده‌آلی می‌تواند متاثر از عوامل مختلفی از جمله اثر مقاومت‌های سری و موازی، جریان‌های نشتی، تشکیل لایه‌ی عایق بین فلز و نیم‌رسانا، باز ترکیب الکترون‌ها و حفره‌ها در تهی لایه، حالت‌های سطحی، ضخامت لایه در فصل مشترک و سازوکار تونل زنی ارائه شده است [۵۷، ۵۸، ۱۱۲]. با توجه به نتایج به دست آمده، مشاهده می‌شود که ضریب ایده‌آلی نمونه‌های سنتز شده در زمان سونش ۸۰ min کوچکتر از ضریب ایده‌آلی در نمونه‌های سنتز شده در زمان سونش ۶۰ min است.

۲-۷-۵ مشخصه‌یابی I-V و I-t فوتودیودهای شاتکی ساخته شده از SiNWS، در شرایط نورتابی

الف) مشخصه I-V: مشخصه‌یابی I-V نمونه‌های ساخته شده در زمان‌های ۶۰ و ۸۰ min با محلول‌های سونش در دماهای مختلف، در شرایط بایاس مستقیم و معکوس در دمای اتاق و در شرایط تابش نور آبی، سبز و قرمز (طول موج‌های ۴۶۳، ۵۲۶ و ۶۲۶ nm) انجام شد. شکل‌های ۲۰-۵ و ۲۱-۵ نمودارهای خطی و نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ را برای نمونه‌ها نشان می‌دهد. همانطور که از داده‌های ضریب ایده‌آلی و نسبت یکسوسازی قطعات در شرایط تاریکی انتظار می‌رود، نمونه‌های D-N3-50 و D-N3 که از شرایط ایده‌آل‌تری از نظر دیودی در مقایسه با سایر قطعات برخوردارند از میزان جریان نوری بیشتری نیز بهره‌مند هستند.



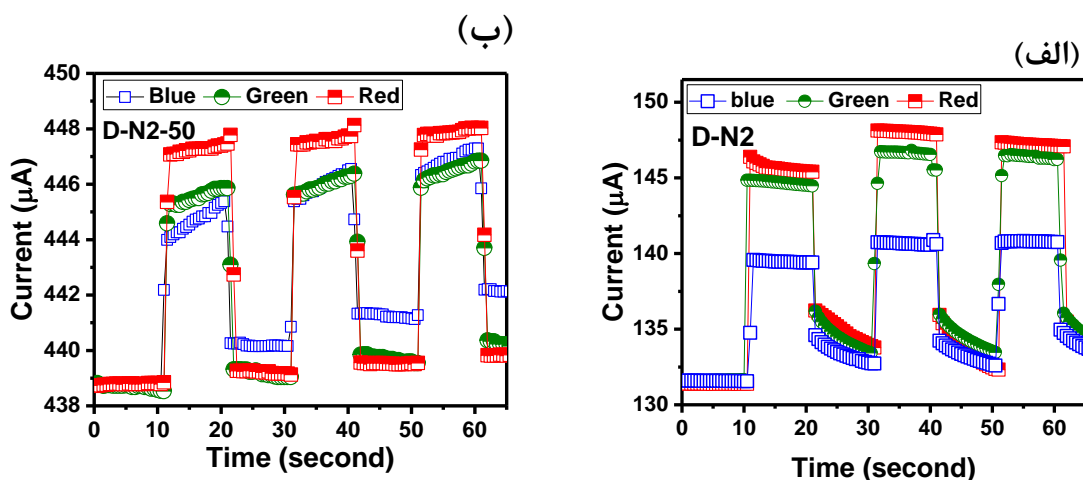
شکل ۲۰-۵: منحنی جریان-ولتاژ برای نمونه‌های ساخته شده در زمان ۶۰ min و دماهای (الف و ب) دمای اتاق، و (ج و د) ۵۰ °C در شرایط در معرض تابش نور با طول موج‌های مختلف.



شکل ۵-۲۱: منحنی خطی و نیم‌لگاریتمی جریان-ولتاژ برای نمونه‌های ساخته شده در زمان ۸۰ min و دماهای (الف) و (ب) دمای اتاق، (ج و د) 50°C و (ه) 75°C ، در شرایط در معرض تابش نور با طول موج‌های مختلف.

(ب) مشخصه $I-t$: در ادامه به منظور تعیین پاسخ نوری قطعات ساخته شده از نانوسیم‌های سیلیکونی نمونه‌ها در معرض لامپ‌های LED با طول موج‌های مختلف (بخش ۳-۴) و در بایاس معکوس V ۱/۵-

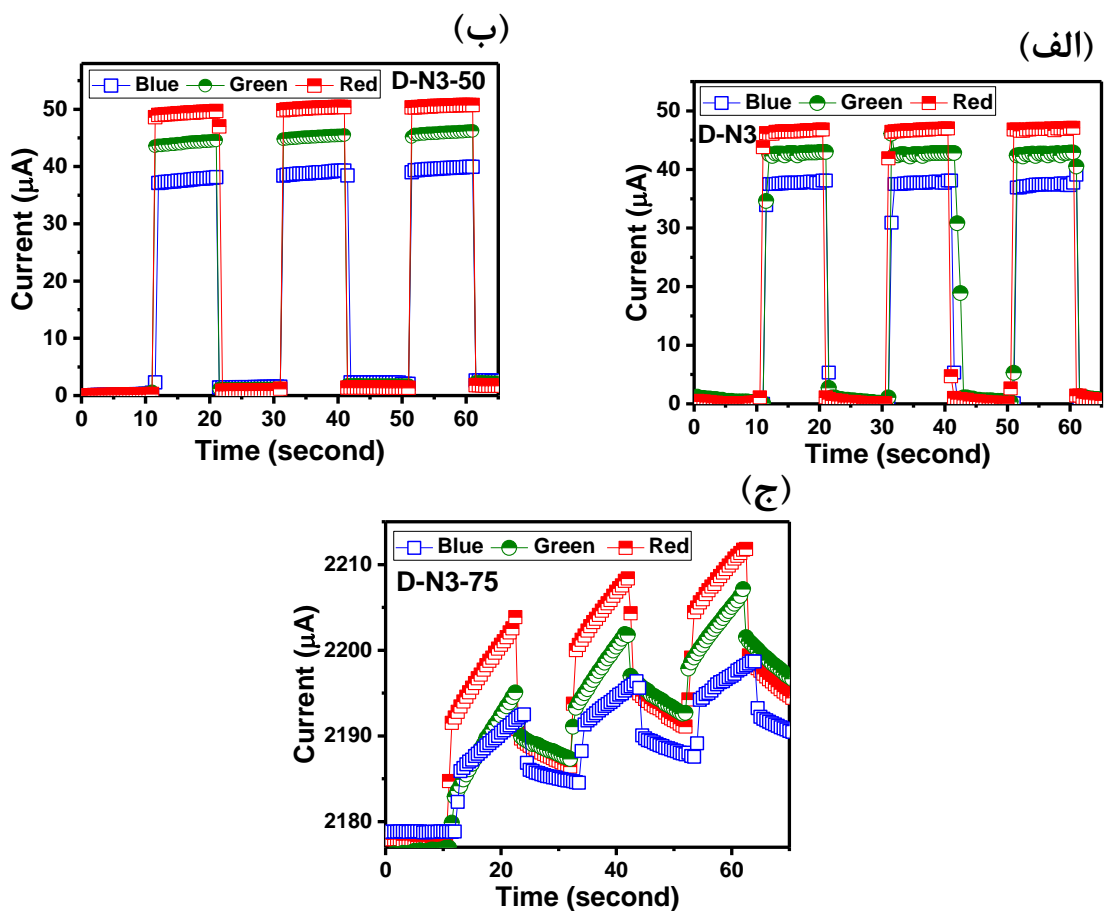
، قرار گرفتند. شکل‌های ۲۲-۵ و ۲۳-۵ پاسخ جریان بر حسب زمان را در تاریکی و تابش نور به صورت متناوب با دوره‌ی زمانی یکسان ۱۰ s روشن و ۱۰ s خاموش بوده است را نشان می‌دهد. چنانچه پیداست پس از آن که نمونه‌ها در معرض تابش قرار گرفته‌اند جریان نوری در مدت زمان کوتاهی افزایش یافته و پس از قطع تابش، جریان به سرعت کاهش یافته و به حالت اولیه (شرایط تاریکی) رسیده است. زمان پاسخ و زمان بازیابی برای نمونه‌ی D-N2 و D-N3-50 برابر ۰/۵ s و برای سایر نمونه‌ها برابر ۱ s است. با توجه به نمودار جریان-زمان این خروجی‌ها تکرارپذیر و پایدار هستند. پاسخ نوری سریع نمونه‌ها را می‌توان به سطح فعال نوری گسترده و با کیفیت بالای نمونه‌ها نسبت داد [۱۱۴]. افزایش جریان با اعمال تابش می‌تواند به واسطه‌ی افزایش در تعداد حامل‌های بار تولید شده توسط نور در نانوسیم‌های سیلیکونی و انتقال آن‌ها به سوی اتصالات فلزی تحت تاثیر میدان الکتریکی اعمال شده باشد. بنا به گزارش یاداو^۱ [۱۱۵] و مخلوف^۲ [۵۷] پس از تابش برخی از این حامل‌های نوری (الکترون‌ها و حفره‌ها) بلافاصله بازترکیب شده و بقیه به سمت فصل مشترک رانده می‌شوند.



شکل ۲۲-۵: نمودار جریان-زمان در فوتودیودهای ساخته شده از SiNWs سنتز شده در زمان ۶۰ min و دماهای الف) و ب) ۵۰ °C.

^۱ Yadav

^۲ Makhoulf



شکل ۵-۲۳: نمودار جریان-زمان در فوتودیودهای ساخته شده از SiNWs سنتز شده در زمان ۸۰ min و دماهای: (الف) RT و (ب) ۵۰ °C و (ج) ۷۵ °C.

بر این اساس با توجه به داده‌های نشان داده شده در شکل‌های ۵-۲۲ و ۵-۲۳ جریان نوری در نمونه‌ها با افزایش طول موج افزایش یافته است. علت این امر می‌تواند ناشی از این امر باشد که در طول موج‌های بلندتر به علت جذب کمتر تعداد بیشتری از فوتون‌های فرودی به پیوندگاه رسیده و پس از جدایی بارهای آزاد (الکترون و حفره) به سمت الکترودها حرکت کرده و در جریان الکتریکی خروجی شرکت نموده‌اند. [۵۹].

نسبت پاسخ نوری که به صورت نسبت جریان ناشی از برهم‌کنش نور به جریان تاریکی اولیه

تعریف می‌شود [۵۹]، متناظر با طول موج‌های مختلف برای هر نمونه محاسبه شد. مقادیر محاسبه شده در جدول ۵-۶ ارائه شده‌اند. این نتایج بیانگر بیشینه‌ی نسبت پاسخ نوری برای نمونه‌ی D-N3-50 است، که علت آن می‌تواند متأثر از مورفولوژی سطح نمونه و همچنین بهینگی شرایط یکسوسازی در این قطعه باشد.

جدول ۵-۶: نسبت پاسخ نوری نوری قطعات ساخته شده از زیرلایه n-Si با مقاومت ویژه $0.22 \Omega\text{cm}$ در طول موج‌های مختلف.

نمونه	۴۶۳ nm	۵۲۶ nm	۶۲۶ nm
D-N2	۱/۰۶	۱/۱۰	۱/۱۰۸
D-N2-50	۱/۰۱۰	۱/۰۱۵	۱/۰۱۹
D-N3	۱۶۰/۹۵	۱۸۲/۶۷	۱۹۸/۴۶
D-N3-50	۷۱۶/۰۳	۸۳۹/۷	۹۴۰/۶۵
D-N3-75	۱/۰۰۵	۱/۰۰۵	۱/۰۰۹

نتیجه‌گیری: آشکارسازهای نوری تهیه شده از SiNWs سنتز شده در زمان سونش 80 min از ضریب ایده‌آلی نزدیکتر به واحد و نسبت یکسوسازی بیشتری برخوردارند. کمترین ضریب ایده‌آلی و بیشترین نسبت یکسوسازی مربوط به نمونه‌ی D-N3-50 بوده و همچنین در بین نمونه‌های سنتز شده این نمونه از نسبت پاسخ نوری مناسب‌تری در مقایسه با دیگر نمونه‌ها برخوردار می‌باشد. علت این امر می‌تواند متأثر از مورفولوژی سطح با تخلخل بیش‌تر و در نتیجه سطح برهم‌کنشی بیشتر نور و ماده، همچنین جریان تاریکی کوچک‌تر در ولتاژ کار ($-1/5 \text{ V}$) و همچنین بهینگی شرایط یکسوسازی در این قطعه باشد. در همه‌ی نمونه‌ها جریان نوری ناشی از تابش نور قرمز (با طول موج 626 nm) به علت عمق نفوذ بزرگ‌تر، بیشتر از سایر تابش‌های نوری (سبز و آبی) است.

فصل ۶ نتیجه‌گیری و پیشنهادات

۶-۱ تاثیر غلظت AgNO_3 بر روی مورفولوژی نمونه‌های سنتز شده

به روش 1-MACE

بررسی‌ها نشان داد در نمونه‌های آماده شده در محلول سونش شامل $4/6 \text{ M HF} / 0/1 \text{ M H}_2\text{O}_2$ ، به یک غلظت بحرانی نیترات نقره نیاز داریم. در محلول شامل $0/015 \text{ M AgNO}_3$ در زمان‌های سونش ۳۰ و ۶۰ min، بر روی سطح زیرلایه‌های نوع p، نانوسیم‌های عمودی تشکیل نشد. اما با افزایش غلظت AgNO_3 در محلول به $0/02 \text{ M}$ ، آرایه‌ای منظم و عمودی از نانوسیم‌ها به طور یکنواخت در مساحتی بزرگ سطح زیرلایه‌های p-Si با مقاومت‌های پایین و بالا را پوشانده است. بنابراین در ادامه‌ی کار برای ساخت نانوسیم‌ها، از محلول سونش $4/6 \text{ M HF} / 0/1 \text{ M H}_2\text{O}_2 / 0/02 \text{ M AgNO}_3$ استفاده شد.

۶-۲ تاثیر زمان سونش بر مورفولوژی و ساختار نانوسیم‌ها

سونش در دمای اتاق زیرلایه‌های n-Si در زمان ۳۰ min منجر به تشکیل نانوسیم‌های عمودی بر روی زیرلایه نشد، و با افزایش زمان سونش به ۶۰ min آرایه‌ی از نانوسیم‌های عمودی بر روی سطح زیر لایه تشکیل شد. اما در زیرلایه‌های p-Si در زمان ۳۰ min، نانوسیم‌های عمودی متراکم سطح زیر لایه را پوشانده‌اند.

با افزایش زمان سونش به ۶۰ و ۸۰ min قطر نانوسیم‌ها کاهش و طول آن‌ها افزایش می‌یابد. همچنین نانوسیم‌های رشدیافته که دارای ساختاری مخروطی شکل هستند، ساختار تک بلوری زیرلایه اولیه‌ی خود را حفظ کرده‌اند. در نمونه‌های با زمان سونش ۶۰ و ۸۰ min نانوسیم‌ها از تخلخل سطحی برخوردار شده‌اند. اما با افزایش زمان سونش به ۱۰۰ min، نوک نانوسیم‌ها تخریب شده‌اند.

تشکیل نانوسیم‌ها بر روی سطح زیرلایه منجر به کاهش چشم‌گیر بازتاب در محدوده‌ی نور مرئی

(400-700 nm) از حدود ۲۵ درصد در سیلیکون کپه‌ای به کمتر از ۰/۱ درصد در نمونه‌های با زیر لایه p-Si 0/5 Ωcm ، ۰/۲ درصد در نمونه‌های با زیر لایه p-Si 1-10 Ωcm و بازه‌ی ۰/۲۵-۰/۰۵ درصد در نمونه‌های با زیر لایه n-Si 0/22 Ωcm می‌شود.

در نمونه‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌های p-Si، تنها در نمونه‌هایی که در زمان سونش ۶۰ و ۸۰ min رشد یافته‌اند و در نمونه‌های رشد یافته بر روی زیرلایه‌های n-Si، تنها در نمونه‌ی با زمان سونش ۸۰ min گسیل PL در ناحیه‌ی مرئی و در دمای اتاق مشاهده شد. که با توجه به جابه‌جایی موقعیت قله‌ی طیف رامان و اندازه‌ی SiNCs محاسبه شده، و این‌که اندازه‌ی آن‌ها کوچکتر از شعاع اکسیتونی بوهر در بلورهای سیلیکون است، می‌توان را منشا گسیل PL دانست.

۳-۶ تاثیر مقاومت ویژه‌ی الکتریکی ویفر سیلیکون بر مورفولوژی

نانوسیم‌ها

نتایج بررسی نشان می‌دهد که تراکم نانوسیم‌های رشد یافته بر روی زیرلایه با مقاومت ویژه کم‌تر (آلایش بیشتر) بیشتر است. همچنین با افزایش مقاومت (کاهش میزان آلایش) طول و قطر میانگین SiNWs افزایش و میزان تخلخل سطح آن‌ها کاهش می‌یابد.

۴-۶ تاثیر دمای محلول سونش بر مورفولوژی نانوسیم‌ها

این بررسی نشان می‌دهد که با افزایش دمای محلول سونش طول نانوسیم‌ها افزایش یافته اما در قطر آن‌ها تغییر چندانی حاصل نشده است. در نمونه‌ی با زمان سونش ۶۰ min و دمای ۵۰ °C، نانوسیم‌ها ساختار تک بلوری زیرلایه را حفظ کرده‌اند اما در نمونه‌های با زمان سونش ۸۰ min در دماهای بالاتر

از دمای اتاق، ساختار نانوسیم‌ها به صورت بس بلوری در آمده است. همچنین با افزایش دما منجر به تخلخل بیشتر نانوسیم‌ها شده است.

۵-۶ تاثیر پیکربندی الکتروود فوقانی طلا بر عملکرد دیود و

فوتودیودهای مبتنی بر SiNWs

بررسی پنج پیکربندی مختلف نشان می‌دهد که ضریب ایده آلی و نسبت یکسوسازی برای نمونه‌ی با پیکربندی الکتروود طلای شانه‌ای نسبت به سایرین به ترتیب دارای کمترین و بیشترین مقادیر هستند. همچنین در این نمونه بیشترین جریان نوری در همه‌ی طول موج‌ها حاصل شده است.

۶-۶ فوتودیودهای شاتکی بر پایه نانوسیم‌های سیلیکونی نوع p

نتایج بررسی‌ها نشان می‌دهد که این قطعات دارای رفتار یکسوکنندگی بوده و در تمامی نمونه‌های رشد یافته مقدار ضریب ایده آلی بزرگتر از ۱ است. بیشترین مقدار نسبت یکسوسازی و کمترین ضریب ایده آلی مربوط به نمونه‌هایی است که در زمان سونش ۸۰ min تهیه شده‌اند. در این دو نمونه نسبت پاسخ نوری نیز بیشتر از سایر نمونه است. در همه‌ی نمونه‌ها بیشترین نسبت پاسخ نوری ناشی از تابش نور قرمز (طول موج ۶۲۶ nm) و کمترین نسبت پاسخ نوری ناشی از تابش نور آبی (طول موج ۴۶۳ nm) است. همچنین با افزایش زمان سونش و میزان آرایش زیر لایه سیلیکون سد پتاسیل کاهش می‌یابد.

۷-۶ فوتودیودهای شاتکی بر پایه نانوسیم‌های سیلیکونی نوع n

نتایج بررسی‌ها نشان می‌دهد که قطعات ساخته شده از نانوسیم‌های سنتز شده در زمان سونش min ۸۰ از ضریب ایده آلی نزدیکتر به واحد و نسبت یکسوسازی بیشتری برخوردارند. در بین این نمونه‌ها

نمونه‌ی تهیه شده در دمای °C ۵۰ از کمترین ضریب ایده آلی و بیشترین نسبت یکسوسازی برخوردار است. همچنین از نسبت پاسخ نوری مناسب‌تری در مقایسه با دیگر نمونه‌ها برخوردار می‌باشد. در تمامی نمونه‌ها جریان نوری ناشی از تابش نور قرمز بیشتر از سایر تابش‌های نوری (سبز و آبی) است.

۸-۶ پیشنهادات برای مطالعات آتی

موارد زیر برای ادامه تحقیقات در زمینه نانوسیم‌های سیلیکونی پیشنهاد می‌شود:

- ۱- بررسی تاثیر تابش نور در حین فرایند سونش بر روی مورفولوژی و ساختار نانوسیم‌ها
- ۲- ساخت حسگرهای گازی مبتنی بر نانوسیم‌های سیلیکونی
- ۳- ساخت سلول‌های خورشیدی مبتنی بر نانوسیم‌های سیلیکونی
- ۴- ساخت حسگرهای رطوبتی بر اساس تغییر ظرفیت خازنی، مبتنی بر نانوسیم‌های سیلیکونی

مراجع

- [١] H. Han, Z. Huang, and W. Lee, "Metal-assisted chemical etching of silicon and nanotechnology applications," *Nano Today*, vol. 9, pp. 271-304, 2014.
- [٢] K. Peng, J. Hu, Y. Yan, Y. Wu, H. Fang, Y. Xu, *et al.*, "Fabrication of single-crystalline silicon nanowires by scratching a silicon surface with catalytic metal particles," *Advanced Functional Materials*, vol. 16, pp. 387-394, 2006.
- [٣] K. Peng, H. Fang, J. Hu, Y. Wu, J. Zhu, Y. Yan, *et al.*, "Metal-particle-induced, highly localized site-specific etching of Si and formation of single-crystalline Si nanowires in aqueous fluoride solution," *Chemistry-A European Journal*, vol. 12, pp. 7942-7947, 2006.
- [٤] F. Bai, W.-K. To, and Z. Huang, "Porosification-induced back-bond weakening in chemical etching of n-Si", (١١١) *The Journal of Physical Chemistry C*, vol. 117, pp. 2203-2209, 2013.
- [٥] S. M. Sze, *Semiconductor devices: physics and technology*: John Wiley & Sons, 2008.
- [٦] Ashcroft, Mermin "Solid state physics" Harcourt College Publishers.
- [٧] S. M. Sze and K. K. Ng, *Physics of semiconductor devices*: John wiley & sons, 2006.
- [٨] V. Kumar, *Nanosilicon*: Elsevier, 2011.
- [٩] M. Nayfeh, S. Rao, N. Barry, J. Therrien, G. Belomoin, A. Smith, *et al.*, "Observation of laser oscillation in aggregates of ultrasmall silicon nanoparticles," *Applied Physics Letters*, vol. 80, pp. 121-123, 2002.
- [١٠] A. Smith, G. Belomoin, M. Nayfeh, and T. Nayfeh, "Spatially selective electrochemical deposition of composite films of metal and luminescent Si nanoparticles," *Chemical physics letters*, vol. 372, pp. 415-418, 2003.
- [١١] K. Abderrafi, R. I. García Calzada, M. B. Gongalsky, I. Suárez, R. Abarques, V. S. Chirvony, *et al.*, "Silicon nanocrystals produced by nanosecond laser ablation in an organic liquid," *The Journal of Physical Chemistry C*, vol. 115, pp. 5147-5151, 2011.
- [١٢] A. Fojtik and A. Henglein, "Luminescent colloidal silicon particles," *Chemical Physics Letters*, vol. 221, pp. 363-367, 1994.
- [١٣] H. Takagi, H. Ogawa, Y. Yamazaki, A. Ishizaki, and T. Nakagiri, "Quantum size effects on photoluminescence in ultrafine Si particles," *Applied Physics Letters*, vol. 56, pp. 2379-2380, 1990.
- [١٤] R. Okada and S. Iijima, "Oxidation property of silicon small particles," *Applied Physics Letters*, vol. 58, pp. 1662-1663, 1991.
- [١٥] S. Berger, L. Schächter, and S. Tamir, "Photoluminescence as a surface-effect in nanostructures," *Nanostructured materials*, vol. 8, pp. 231-242, 1997.
- [١٦] J. Wilcoxon and G. Samara, "Tailorable, visible light emission from silicon nanocrystals," *Applied physics letters*, vol. 74, pp. 3164-3166, 1999.
- [١٧] J. Wilcoxon, G. Samara, and P. Provencio, "Optical and electronic properties of Si nanoclusters synthesized in inverse micelles," *Physical Review B*, vol. 60, p. 2704, 1999.

- [١٨] O. Bisi, S. Ossicini, and L. Pavesi, "Porous silicon: a quantum sponge structure for silicon based optoelectronics," *Surface science reports*, vol. 38, pp. 1-126, 2000.
- [١٩] R. B. Wehrspohn, *Ordered porous nanostructures and applications*: Springer, 2005.
- [٢٠] R. Walczak and J. A. Dziuban, "Microwave enhanced wet anisotropic etching of silicon utilizing a memory effect of KOH activation—A remote E2MSi process," *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 116, pp. 161-170, 2004.
- [٢١] M. Amouzgar and M. Kahrizi, "A new approach for improving the silicon texturing process using gas-lift effect," *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 45, p. 105102, 2012.
- [٢٢] S. D. Milani, R. Dariani, A. Mortezaali, V. Daadmehr, and K. Robbie, "The correlation of morphology and surface resistance in porous silicon ", *Journal of optoelectronics and advanced materials*, vol. 8, p. 1216, 2006.
- [٢٣] C. Pickering, M. Beale, D. Robbins, P. Pearson, and R. Greef, "Optical studies of the structure of porous silicon films formed in p-type degenerate and non-degenerate silicon ", *Journal of Physics C: Solid State Physics*, vol. 17, p. 6535, 1984.
- [٢٤] M. Eddowes, "Anodic dissolution of p-and n-type silicon: Kinetic study of the chemical mechanism," *Journal of electroanalytical chemistry and interfacial electrochemistry*, vol. 280 ,pp. 297-311, 1990.
- [٢٥] V. Lehmann and U. Gösele, "Porous silicon formation: A quantum wire effect," *Applied Physics Letters*, vol. 58, pp. 856-858, 1991.
- [٢٦] M. Bauhuber, A. Mikrievskij, and A. Lechner, "Isotropic wet chemical etching of deep channels with optical surface quality in silicon with HNA based etching solutions," *Materials Science in Semiconductor Processing*, vol. 16, pp. 1428-1433, 2013.
- [٢٧] M. H. Jones and S. H. Jones, "Wet-chemical etching and cleaning of silicon," *Fredericksburg, Va :.Virginia Semiconductor*, 2003.
- [٢٨] I. Zubel and M. Kramkowska, "Etch rates and morphology of silicon (hkl) surfaces etched in KOH and KOH saturated with isopropanol solutions," *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 115, pp. 549-556, 2004.
- [٢٩] B. Yaghootkar, M. Amouzgar, and M. Kahrizi, "A novel and low-cost multi-stage approach for the fabrication of silicon nano-structures," *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 199, pp. 209-215, 2013.
- [٣٠] P. Yang, R. Yan, and M. Fardy, "Semiconductor nanowire: what's next?," *Nano letters*, vol. 10, pp. 1529-1536, 2010.
- [٣١] V. Schmidt, H. Riel, S. Senz, S. Karg, W. Riess, and U. Gösele, "Realization of a silicon nanowire vertical surround-gate field-effect transistor," *small*, vol. 2, pp. 85-88, 2006.
- [٣٢] A. Zhang ,S. You, C. Soci, Y. Liu, D. Wang, and Y.-H. Lo, "Silicon nanowire detectors showing phototransistive gain," *Applied Physics Letters*, vol. 93, p. 121110, 2008.
- [٣٣] B. Tian, X. Zheng, T. J. Kempa, Y. Fang, N. Yu, G. Yu, *et al.*, "Coaxial silicon nanowires as solar cells and nanoelectronic power sources," *nature*, vol. 449, p. 885, 2007.
- [٣٤] F. Bai, M. Li, D. Song, H. Yu, B. Jiang, and Y. Li, "One-step synthesis of lightly doped porous silicon nanowires in HF/AgNO₃/H₂O₂ solution at room temperature," *Journal of Solid State Chemistry*, vol. 196, pp. 596-600, 2012.

- [۳۵] C. K. Chan, H. Peng, G. Liu, K. McIlwrath, X. F. Zhang, R. A. Huggins, *et al.*, "High-performance lithium battery anodes using silicon nanowires," in *Materials for Sustainable Energy: A Collection of Peer-Reviewed Research and Review Articles from Nature Publishing Group*, ed: World Scientific, 2011, pp. 187-191.
- [۳۶] F. Patolsky, B. P. Timko, G. Yu, Y. Fang, A. B. Greytak, G. Zheng, *et al.*, "Detection, stimulation, and inhibition of neuronal signals with high-density nanowire transistor arrays," *Science*, vol. 313, pp. 1100-1104, 2006.
- [۳۷] K.-Q. Peng, X. Wang, X.-L. Wu, and S.-T. Lee, "Platinum nanoparticle decorated silicon nanowires for efficient solar energy conversion," *Nano letters*, vol. 9, pp. 3704-3709, 2009.
- [۳۸] W.-K. To, C.-H. Tsang, H.-H. Li, and Z. Huang, "Fabrication of n-type mesoporous silicon nanowires by one-step etching," *Nano letters*, vol. 11, pp. 5252-5258, 2011.
- [۳۹] Z. Huang, N. Geyer, P. Werner, J. De Boor, and U. Gösele, "Metal-Assisted Chemical Etching of Silicon: A Review: In memory of Prof. Ulrich Gösele," *Advanced materials*, vol. 23, pp. 285-308, 2011.
- [۴۰] A. I. Hochbaum, D. Gargas, Y. J. Hwang, and P. Yang, "Single crystalline mesoporous silicon nanowires," *Nano letters*, vol. 9, pp. 3550-3554, 2009.
- [۴۱] J.-Y. Jung, Z. Guo, S.-W. Jee, H.-D. Um, K.-T. Park, M. S. Hyun, *et al.*, "A waferscale Si wire solar cell using radial and bulk p-n junctions," *Nanotechnology*, vol. 21, p. 445303, 2010.
- [۴۲] D. Kumar, S. K. Srivastava, P. Singh, K. Sood, V. Singh, N. Dilawar, *et al.*, "Room temperature growth of wafer-scale silicon nanowire arrays and their Raman characteristics," *Journal of Nanoparticle Research*, vol. 12, pp. 2267-2276, 2010.
- [۴۳] A. I. Hochbaum, R. Chen, R. D. Delgado, W. Liang, E. C. Garnett, M. Najarian, *et al.*, "Enhanced thermoelectric performance of rough silicon nanowires," *Nature*, vol. 451, p. 163, 2008.
- [۴۴] S.-C. Shiu, J.-J. Chao, S.-C. Hung, C.-L. Yeh, and C.-F. Lin, "Morphology dependence of silicon nanowire/poly (3, 4-ethylenedioxythiophene): poly (styrenesulfonate) heterojunction solar cells," *Chemistry of Materials*, vol. 22, pp. 3108-3113, 2010.
- [۴۵] M.-L. Zhang, C.-Q. Yi, X. Fan, K.-Q. Peng, N.-B. Wong, M.-S. Yang, *et al.*, "A surface-enhanced Raman spectroscopy substrate for highly sensitive label-free immunoassay," *Applied Physics Letters*, vol. 92, p. 043116, 2008.
- [۴۶] M. Lajvardi, H. Eshghi, M. Izadifard, M. Ghazi, and A. Goodarzi, "Effects of silver and gold catalytic activities on the structural and optical properties of silicon nanowires," *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*, vol. 75, pp. 136-143, 2016.
- [۴۷] S. Niauzorau, K. Girel, A. Sherstnyov, E. Chubenko, H. Bandarenka, and V. Bondarenko, "Fabrication of nanocomposites based on silicon nanowires and study of their optical properties," *physica status solidi (c)*, vol. 13, pp. 146-150, 2016.
- [۴۸] Y. Qu, L. Liao, Y. Li, H. Zhang, Y. Huang, and X. Duan, "Electrically conductive and optically active porous silicon nanowires," *Nano letters*, vol. 9, pp. 4539-4543, 2009.
- [۴۹] Y. Qu, H. Zhou, and X. Duan, "Porous silicon nanowires," *Nanoscale*, vol. 3, pp. 4060-4068, 2011.
- [۵۰] S. Li, W. Ma, Y. Zhou, X. Chen, Y. Xiao, M. Ma, *et al.*, "Fabrication of porous silicon

- nanowires by MACE method in HF/H₂O/AgNO₃ system at room temperature," *Nanoscale research letters*, vol. 9, p. 196, 2014.
- [۵۱] C. Chiappini, X. Liu, J. R. Fakhoury, and M. Ferrari, "Biodegradable porous silicon barcode nanowires with defined geometry," *Advanced functional materials*, vol. 20, pp. 2231-2239, 2010.
- [۵۲] Z. Huang and J. Liu, "Silicon nanowires with mesopores: Fabrication and optical properties," *JSM Nanotechnology & Nanomedicine*, vol. 3, pp. 1035-1, 2015.
- [۵۳] K. Peng, A. Lu, R. Zhang, and S. T. Lee, "Motility of metal nanoparticles in silicon and induced anisotropic silicon etching," *Advanced Functional Materials*, vol. 18, pp. 3026-3035, 2008.
- [۵۴] M. Fox, "Optical properties of solids," ed: AAPT, 2002.
- [۵۵] D. K. Schroder, *Semiconductor material and device characterization*: John Wiley & Sons, 2006.
- [۵۶] S. Karadeniz, N. Tuğluoğlu, and T. Serin, "Substrate temperature dependence of series resistance in Al/SnO₂/p-Si (111) Schottky diodes prepared by spray deposition method," *Applied surface science*, vol. 233 ,pp. 5-13, 2004.
- [۵۷] M. Makhlof, M. El-Nahass, and M. Zeyada, "Fabrication, temperature dependent current-voltage characteristics and photoresponse properties of Au/ α -PbO₂/p-Si/Al heterojunction photodiode," *Materials Science in Semiconductor Processing* ,vol. 58, pp. 68-75, 2017.
- [۵۸] Z. Ahmad and M. Sayyad, "Electrical characteristics of a high rectification ratio organic Schottky diode based on methyl red," *Optoelectronics and Advanced Materials-Rapid Communication*, vol. 3, pp. 509-512, 2009.
- [۵۹] H. Kim, M. D. Kumar, and J. Kim, "Highly-performing Ni/SiO₂/Si MIS photodetector for NIR detecting applications," *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 233, pp. 290-294, 2015.
- [۶۰] Z. Yuan, "A photodiode with high rectification ratio and low turn-on voltage based on ZnO nanoparticles and SubPc planar heterojunction," *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*, vol. 56, pp. 160-164, 2014.
- [۶۱] L. Lin, X. Sun, R. Tao, J. Feng, and Z. Zhang, "The synthesis and photoluminescence properties of selenium-treated porous silicon nanowire arrays," *Nanotechnology*, vol. 22, p. 075203, 2011.
- [۶۲] H.-C. Chang, K.-Y. Lai, Y.-A. Dai, H.-H. Wang, C.-A. Lin, and J.-H. He, "Nanowire arrays with controlled structure profiles for maximizing optical collection efficiency," *Energy & Environmental Science*, vol. 4, pp. 2863-2869, 2011.
- [۶۳] J. Tang, J. Shi, L. Zhou, and Z. Ma, "Fabrication and optical properties of silicon nanowires arrays by electroless Ag-catalyzed etching," *Nano-Micro Letters*, vol. 3, pp. 129-134, 2011.
- [۶۴] J. M. Garnett, "VII. Colours in metal glasses, in metallic films, and in metallic solutions.—II," *Phil. Trans. R. Soc. Lond. A*, vol. 205, pp. 237-288, 1906.
- [۶۵] M. Lajvardi, H. Eshghi, M. Ghazi, M. Izadifard, and A. Goodarzi, "Structural and optical properties of silicon nanowires synthesized by Ag-assisted chemical etching," *Materials Science in Semiconductor Processing*, vol. 40, pp. 556-563, 2015.

- [٤٤] S. Piscanec, M. Cantoro, A. Ferrari, J. Zapien, Y. Lifshitz, S. Lee, *et al.*, "Raman spectroscopy of silicon nanowires," *Physical Review B*, vol. 68, p. 241312, 2003.
- [٤٧] A. Najar, A. Slimane, M. N. Hedhili, D. Anjum, R. Sougrat, T. Ng, *et al.*, "Effect of hydrofluoric acid concentration on the evolution of photoluminescence characteristics in porous silicon nanowires prepared by Ag-assisted electroless etching method," *Journal of Applied Physics*, vol. 112, p. 033502, 2012.
- [٤٨] R. Ghosh, P. Giri, K. Imakita, and M. Fujii, "Origin of visible and near-infrared photoluminescence from chemically etched Si nanowires decorated with arbitrarily shaped Si nanocrystals," *Nanotechnology*, vol. 25, p. 045703, 2014.
- [٤٩] X. Zhang, "Mechanism of pore formation on n-type silicon," *Journal of the Electrochemical Society*, vol. 138, pp. 3750-3756, 1991.
- [٧٠] C. Y. Chen, C. S. Wu, C. J. Chou, and T. J. Yen, "Morphological Control of Single-Crystalline Silicon Nanowire Arrays near Room Temperature," *Advanced Materials*, vol. 20, pp. 3811-3815, 2008.
- [٧١] G. Yuan, R. d. Mitdank, A. Mogilatenko, and S. F. Fischer, "Porous nanostructures and thermoelectric power measurement of electro-less etched black silicon," *The Journal of Physical Chemistry C*, vol. 116, pp. 13767-13773, 2012.
- [٧٢] R.-C. Wang, C.-Y. Chao, and W.-S. Su, "Electrochemically controlled fabrication of lightly doped porous Si nanowire arrays with excellent antireflective and self-cleaning properties," *Acta Materialia*, vol. 60, pp. 2097-2103, 2012.
- [٧٣] W. Xie, J. Oh, and W. Shen, "Realization of effective light trapping and omnidirectional antireflection in smooth surface silicon nanowire arrays," *Nanotechnology*, vol. 22, p. 065704, 2011.
- [٧٤] Z. Huang, T. Shimizu, S. Senz, Z. Zhang, X. Zhang, W. Lee, *et al.*, "Ordered arrays of vertically aligned [110] silicon nanowires by suppressing the crystallographically preferred <100> etching directions," *Nano letters*, vol. 9, pp. 2519-2525, 2009.
- [٧٥] M. Christophersen, J. Carstensen, A. Feuerhake, and H. Föll, "Crystal orientation and electrolyte dependence for macropore nucleation and stable growth on p-type Si ", *Materials Science and Engineering: B*, vol. 69, pp. 194-198, 2000.
- [٧٦] M. Christophersen, J. Carstensen, S. Rönnebeck, C. Jäger, W. Jäger, and H. Föll, "Crystal orientation dependence and anisotropic properties of macropore formation of p-and n-type silicon," *Journal of The Electrochemical Society*, vol. 148, pp. E267-E275, 2001.
- [٧٧] J. Bae, H. Kim, X.-M. Zhang, C. H. Dang, Y. Zhang, Y. J. Choi, *et al.*, "Si nanowire metal-insulator-semiconductor photodetectors as efficient light harvesters," *Nanotechnology*, vol. 21, p. 095502, 2010.
- [٧٨] W. Ho, C.-H. Lin, T.-H. Cheng, W. Hsu, Y.-Y. Chen, P.-S. Kuo, *et al.*, "Narrow-band metal-oxide-semiconductor photodetector," *Applied Physics Letters*, vol. 94, p. 061114, 2009.
- [٧٩] A. Axelevitch, B. Gorenstein, and G. Golan, "Investigation of optical transmission in thin metal films," *Physics Procedia*, vol. 32, pp. 1-13, 2012.
- [٨٠] J. Humphreys, R. Beanland, and P. J. Goodhew, *Electron microscopy and analysis*: CRC Press, 2014.
- [٨١] P. Sriamornsak and N. Thirawong, "Use of back-scattered electron imaging as a tool for

- examining matrix structure of calcium pectinate," *International journal of pharmaceutics*, vol. 267, pp. 151-156, 2003.
- [۸۲] D. B. Williams, C. B. Carter, and P. Veyssiere, *Transmission electron microscopy: a textbook for materials science*: Springer, 1998.
- [۸۳] م. ر. آرا، "مبانی کاربرد میکروسکوپ های الکترونی روبشی و روش های آنالیز پیشرفته"، مشهد، ارسلان، ۱۳۸۴.
- [۸۴] P. Vandenabeele, *Practical Raman spectroscopy: an introduction*: John Wiley & Sons, 2013.
- [۸۵] D. Skoog, F. Holler, and S. Crouch, "Principles of instrumental analysis Thomson," *Belmont, Calif*, p. 18, 2007.
- [۸۶] E. Smith and G. Dent, *Modern Raman spectroscopy: a practical approach*: John Wiley & Sons, 2013.
- [۸۷] B. Dragnea, "Near-Field Scanning Optical Microscopy: Chemical Imaging," *Dekker Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology*, vol. 3, pp. 3371-3379, 2004.
- [۸۸] H. Hallen, E. Ayars, and C. Jahncke, "The effects of probe boundary conditions and propagation on nano-Raman spectroscopy," *Journal of microscopy*, vol. 210, pp. 252-254, 2003.
- [۸۹] N. Hayazawa, Y. Inouye, Z. Sekkat, and S. Kawata, "Near-field Raman imaging of organic molecules by an apertureless metallic probe scanning optical microscope," *The Journal of chemical physics*, vol. 117, pp. ۱۳۰۱-۱۲۹۶, ۲۰۰۲.
- [۹۰] N. Hayazawa, T. Yano, H. Watanabe, Y. Inouye, and S. Kawata, "Detection of an individual single-wall carbon nanotube by tip-enhanced near-field Raman spectroscopy," *Chemical Physics Letters*, vol. 376, pp. 174-180, 2003.
- [۹۱] J. Singh, *Electronic and optoelectronic properties of semiconductor structures*: Cambridge University Press, 2007.
- [۹۲] R. Henriquez, S. Oyarzun, M. Flores, M. A. Suarez, L. Moraga, G. Kremer, *et al.*, "Size effects on the Hall constant in thin gold films," *Journal of Applied Physics*, vol. 108, p. 123704, 2010.
- [۹۳] Y. P. Bliokh, "Plasmon mechanism of light transmission through a metal film or a plasma layer," *Optics communications*, vol. 259, pp. 436-444, 2006.
- [۹۴] O. Guilatt, B. Apter, and U. Efron, "Light absorption enhancement in thin silicon film by embedded metallic nanoshells," *Optics letters*, vol. 35, pp. 1139-1141, 2010.
- [۹۵] G. V. Hartland, "Optical studies of dynamics in noble metal nanostructures," *Chemical reviews*, vol. 111, pp. 3858-3887, 2011.
- [۹۶] N. Dmitruk and A. Korovin, "Physical nature of anomalous optical transmission of thin absorptive corrugated films," *JETP letters*, vol. 89, p. 68, 2009.
- [۹۷] M. Khan and A. Reza, "Optical and electrical properties of optimized thin gold films as top layer of MIS solar cells," *Applied Physics A*, vol. 54, pp. 204-207, 1992.
- [۹۸] D. S. Ghosh, "Basics of ultrathin metal films and their use as transparent electrodes," in *Ultrathin Metal Transparent Electrodes for the Optoelectronics Industry*, ed: Springer , pp. 11-32, 2013.

- [٩٩] A. Mayadas and M. Shatzkes, "Electrical-resistivity model for polycrystalline films: the case of arbitrary reflection at external surfaces," *Physical review B*, vol. 1, p. 1382, 1970.
- [١٠٠] X. Zhong, Y. Qu, Y.-C. Lin, L. Liao, and X. Duan, "Unveiling the formation pathway of single crystalline porous silicon nanowires," *ACS applied materials & interfaces*, vol. 3, pp. 261-270, 2011.
- [١٠١] G. Oskam, J. Long, A. Natarajan, and P. Searson, "Electrochemical deposition of metals onto silicon ", *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 31, p. 1927, 1998.
- [١٠٢] V. H. Velez, R. G. Mertens, and K. B. Sundaram, "Investigation on the reflectance properties on silicon nanowires grown by electroless etching," *Materials Research Express*, vol. 2, p. 105006, 2015.
- [١٠٣] H. Eshghi and M. T. Goodarzi, "Synthesis of CuO nanowires on Cu-foil using thermal oxidation method, a novel annealing process," *Modern Physics Letters B*, vol. 30, p. 1650039, 2016.
- [١٠٤] M. Azim-Araghi and R. Sahebi, "Investigation in morphology and optical properties of electron beam gun evaporated nanostructured Bromoindium phthalocyanine thin films," *Physica B: Condensed Matter*, vol. 433, pp. 165-169, 2014.
- [١٠٥] G. H. Khorrami, A. Kompany, and A. K. Zak, "Structural and optical properties of KNN nanocubes synthesized by a green route using gelatin," *Functional Materials Letters*, vol. 8, p. 1550030, 2015.
- [١٠٦] S. Hailemariam, G. Melese, and T. Badassa, "Photoluminescence from Silicon Nanostructures," 2015.
- [١٠٧] C. Harris and E. O'Reilly, "Nature of the band gap of silicon and germanium nanowires," *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*, vol. 32, pp. 341-345, 2006.
- [١٠٨] G. H. Khorrami, M. Mousavi, S. Khayatian, A. Kompany, and A. Khorsand Zak, "Green synthesis and characterization of ANbO₃ (A= Na, K) nanopowders fabricated using a biopolymer," *International Journal of modern physics B*, vol. 31, p. 1750194, 2017.
- [١٠٩] J. Niu, J. Sha, and D. Yang, "Silicon nanowires fabricated by thermal evaporation of silicon monoxide," *Physica E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*, vol. 23, pp. 131-134, 2004.
- [١١٠] V. Paillard, P. Puech, M. Laguna, R. Carles, B. Kohn, and F. Huisken, "Improved one-phonon confinement model for an accurate size determination of silicon nanocrystals," *Journal of applied physics*, vol. 86, pp. 1921-1924, 1999.
- [١١١] C. M. Hessel, J. Wei, D. Reid, H. Fujii, M. C. Downer, and B. A. Korgel, "Raman spectroscopy of oxide-embedded and ligand-stabilized silicon nanocrystals," *The journal of physical chemistry letters*, vol. 3, pp. 1089-1093, 2012.
- [١١٢] A. Tataroğlu and Ş. Altındal, "Analysis of interface states and series resistance of MIS Schottky diodes using the current–voltage (I–V) characteristics," *Microelectronic Engineering*, vol. 85, pp. 233-23.٢٠٠٨, ٢٠٠٨.
- [١١٣] G. Lousberg, H. Yu, B. Froment, E. Augendre, A. De Keersgieter, A. Lauwers, *et al.*, "Schottky-barrier height lowering by an increase of the substrate doping in PtSi Schottky barrier source/drain FETs," *IEEE electron device letters*, vol. 28, pp. 123-125, 2007.
- [١١٤] K. M. Chahrour, N. M. Ahmed, M. Hashim, N. G. Elfadill, and M. Bououdina, "Self-assembly of aligned CuO nanorod arrays using nanoporous anodic alumina template by

- electrodeposition on Si substrate for IR photodetectors," *Sensors and Actuators A: Physical*, vol. 239, pp. 209-219, 2016.
- [١١٥] A. Yadav and P. Agarwal, "Persistent photoconductivity studies in a-Si: H/nc-Si: H thin film superlattices," *Superlattices and Microstructures*, vol. 85, pp. 776-783, 2015.
- [١١٦] M. A. Rafea, A .Farag, O. El-Shazly, E. El-Wahidy, and N. Roushdy, "Crystallite size estimation and photosensitivity characterization of nanocrystalline Zn_{1-x}Cd_xS (0 ≤ x ≤ 0.9) based heterojunctions prepared by simple dip-coating," *Microelectronic Engineering*, vol. 122 ,pp. 40-45, 2014.
- [١١٧] M.-L. Zhang, K.-Q. Peng, X. Fan, J.-S. Jie, R.-Q. Zhang, S.-T. Lee, *et al.*, "Preparation of large-area uniform silicon nanowires arrays through metal-assisted chemical etching," *The Journal of Physical Chemistry C*, vol. 112, pp. 4444-4450, 2008.

Abstract

In this research work, synthesis and characterization of silicon nanowires (SiNWs) were investigated for Au/Si Schottky photodiodes applications. For this purpose we have used two kinds of Si wafers: p-Si (100) 0.5 and 1-10 Ωcm ; and n-Si (100) 0.22 Ωcm . SiNWs were fabricated through one-step Metal Assisted Chemical Etching (1-MACE) process in HF/ $\text{AgNO}_3/\text{H}_2\text{O}_2$ aqueous solution.

In the first step, the optimum concentration of AgNO_3 for etching of p-Si wafers was determined. For this purpose, solutions with different AgNO_3 concentrations (0.015 and 0.020 M) were used. The FESEM images confirmed the formation of ordered and uniform arrays of nanowires in the higher concentration of AgNO_3 (i.e. 0.020 M). Then in continue, the effect of etching time on samples morphologies using FESEM and TEM images were examined. These results showed that with increasing the etching time the average lengths of the NWs are increased while their diameters are decreased. Also we found that mesoporous silicon nanowires (mp-SiNWs) were obtained only through the etching durations of 60 and 80 minutes. In studying the influence of substrate resistivity, the FESEM and TEM images indicated that with increasing the resistivity of Si wafers, the average lengths and diameters of NWs are increased while the porosity is decreased. According to SAED patterns, nanowires still preserved the single crystalline structure of the starting Si wafers. The reflectance spectra of the etched samples revealed their very low reflectance (less than 0.1%) in the visible range. Such a substantially low reflectance in visible up to near infrared range, which is not achievable with the conventional anti-reflecting coatings, is suitable for the Si-based solar cell applications. Raman spectra of the samples indicated the red-shifted peak position. The downshifts are attributed to the formation of silicon nano-crystallites (SiNCs) within the NWs. Using photoluminescence (PL) measurements it was revealed that the corresponding spectra only appears in samples etched for 60 and 80 min in which the SiNCs are decorated on the sidewalls of the NWs. The fabricated photodiodes (Au/p-SiNWs/Al) were exposed to LED lamps with 463, 526 and 626 nm wavelengths (blue, green and red lights respectively). In dark conditions the I-V data of the samples showed rectifying behavior; and under illumination indicated considerable variations in electrical current in reverse bias condition. Also, I-t characterizations of the samples showed a fast response to the incident lights, while the

highest photocurrent was achieved for the red light illumination. We found out that samples with etching duration of 80 min have the highest photo-response ratio among these samples.

In n-Si (100) etched samples, at room temperature only the 80 minutes etched sample showed the formation of mp-SiNWs. Furthermore, the effect of etching solution temperature on the morphological properties of nanowires were investigated. The FESEM and TEM images showed that the lengths of NWs are increased by increasing etching temperature from room temperature to 50 and 75 °C, but the diameter changes are slight. Also the SAED patterns indicated that the SiNWs prepared at room temperature (RT) have single crystal structure, while those prepared at higher temperatures have polycrystalline structure. In addition, the reflectance spectra of the samples showed a significant reduction after NWs formation on Si wafer. The Fabricated Schottky photodiodes (Au/n-SiNWs/Al) were exposed to blue, green and red LED lamps. In all samples, I-t characterizations showed fast response to the incident lights and the highest photocurrent was occurred for red illumination. We found out that sample prepared during 80 min etching at 50 °C has the highest photo-response ratio.

Key words: One-step Metal Assisted Chemical Etching (1-MACE), SiNWs, n and p type silicon wafers, Schottky photodioes.



Shahrood University of Technology

Faculty of Physics and Nuclear Engineering

Ph.D. Thesis in Solid State Physics

**Synthesis and characterization of silicon nanostructures and its
application in conductor – semiconductor contact based devices**

By: Somayeh Ashrafabadi

Supervisor:

Dr. Hosen Eshghi

September 2018