

## بررسی نقش نیتروژن در بازده اپتیکی نانو ساختار InGaNAs به منظور به کارگیری آن در صنعت اپتوالکترونیک و مخابرات نوری

حمید هراتی زاده<sup>۱</sup> و مریم غلامی<sup>۱</sup>

۱. گروه فیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود، بلوار دانشگاه، شاهرود، ایران  
 ۲. انستیتوی فیزیک و تکنولوژی سنجش دانشگاه لیشوینگ، لیشوینگ، سوئد  
 پست الکترونیکی: hamha@walla.com

(دریافت مقاله: ۸۶/۵/۲۰؛ پذیرش: ۸۶/۱۱/۱)

### چکیده

در این مقاله سعی بر آن است که ضمن مطالعه نقش نیتروژن در فرآیندهای اپتیکی نیمه رسانای InGaNAs، روشهای بهبود بازده اپتیکی نانو ساختارهای این نیمه رسانا را به منظور به کارگیری آن در ساختمان دیودهای لیزری ناحیه IR تشریح کنیم و نشان دهیم که چگونه با وارد کردن نیتروژن به ساختار InGaAs طول موج گسیلی آن به ناحیه مطلوب منتقل می شود و چگونه ضمن رسیدن به طول موج مناسب می توان بهره اپتیکی را بهبود بخشید. تغییرات ایجاد شده در ساختار نوری به دلیل حضور نیتروژن با استفاده از مدل دافعه نوری قابل بررسی است و ایجاد این تغییرات در نتیجه دافعه بین تراز جایگزیده ناشی از نیتروژن و لبه نوار رسانش ماده میزبان (InGaAs) است. بر اساس مدل فوق، در نتیجه حضور نیتروژن گاف نوری نیمه رسانا کاهش می یابد و بدین ترتیب طول موج نور گسیلی از نمونه به منظور دستیابی به طول موجهای ناحیه مادون قرمز نیز قابل کنترل است. همچنین حضور نیتروژن از یک طرف باعث ایجاد افت و خیزهای پتانسیل در ساختار نوری نیمه رسانا می گردد که به عنوان مراکز تله عمل نموده و باعث جایگزینی اکسیژن می شوند که در نتیجه آن احتمال باز ترکیب اکسیژنی افزایش یافته و راندمان نوری بهبود می یابد، ولی از طرف دیگر حضور نیتروژن موجب ناهمواریهایی به ویژه در سطح مشترک چاه و سد در ساختارهای کوانتومی می شود که این ناهمواریها به عنوان مراکز باز ترکیب غیر نوری عمل می کنند.

**واژه های کلیدی:** نانو ساختارهای InGaNAs، نیمه رساناهای نیتروژن دار رقیق، مدل دافعه نوری، فتولومینسانس، مخابرات نوری، دیود لیزری مادون قرمز

### ۱. مقدمه

در سالهای اخیر شاهد گسترش چشمگیر تحقیقات انجام شده بر روی نیمه رساناهای III-V نیتروژن دار رقیق از جمله InGaNAs بوده ایم. حضور نیتروژن در InGaAs، به علت کرنش فشرده ای که ایجاد می نماید، آن را به منظور رشد بر روی GaAs مناسب می سازد [۱]. این گونه آلیاژها، وابسته به مقدار نیتروژنی که در ساختارشان مشارکت می کند، در سه گروه متفاوت دسته بندی می شوند:

رساناهای حاوی نیتروژن به میزان ۰/۱٪ تا ۲٪ که آنها را "نیمه رساناهای نیتروژن دار با میزان نیتروژن متوسط" گوئیم و دسته سوم آلیاژهایی که دارای نیتروژن بین ۲٪ تا ۵٪ می باشند. از جمله کاربردهای InGaNAs، به دلیل گسیل نور در ناحیه مادون قرمز (۱/۱ تا ۱/۶ میکرون)، استفاده از نانو ساختارهای آن به عنوان ناحیه فعال در دیودهای لیزری می باشد که در صنعت ارتباطات و مخابرات نوری به کار گرفته می شوند [۲]. در این سیستمها پس از تبدیل سیگنالهای الکتریکی به سیگنالهای اپتیکی، از دیودهای لیزری در فیبرهای نوری جهت انتقال اطلاعات استفاده

دسته اول "نیمه رساناهای نیتروژن دار فوق العاده رقیق" با درصد نیتروژن بین ۰/۱٪ تا ۰/۱٪، دسته دوم شامل نیمه



شکل ۱. طرح ساده‌ای از ساختار چاههای کوانتومی یگانه InGaAs/GaAs.

## ۲. نمونه‌ها و روش انجام آزمایش

نمونه‌های مورد بررسی در این مقاله شامل چند نمونه به صورت چاه کوانتومی یگانه و چندگانه  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$  با درصد‌های متفاوت نیتروژن می‌باشند. چاههای کوانتومی یگانه بر روی GaAs بدون آرایش در جهت (۰۰۱) رشد داده شده‌اند. بر روی زیر لایه یک لایه میانی GaAs بدون ناخالصی به ضخامت در حدود ۳۰۰ نانومتر و به دنبال آن ناحیه فعال شامل چاه کوانتومی یگانه‌ای با ضخامت حدود ۷ نانومتر رشد داده شده است و یک لایه پوششی  $\text{GaAs}^3$  با ضخامت ۱۰۰ نانومتر ناحیه فعال را محافظت می‌کند (شکل ۱). نمونه‌های فوق به روش HVPE و در دمای ۴۹۵K رشد یافته‌اند.

نمونه چاه کوانتومی چندگانه  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$  شامل ۵ لایه چاه متناوب می‌باشد، که بر روی زیر لایه GaAs در راستای (۰۰۱) رشد داده شده است و لایه محافظ در نمونه فوق دارای ضخامت ۵۰ نانومتر است (شکل ۲). این نمونه در دمای  $520^\circ\text{C}$  و با روش MOVPE رشد داده شده است.

در جدول ۱ ضخامت چاه کوانتومی، میزان ایندیوم (مقدار x) و میزان نیتروژن (مقدار y) نمونه‌ها داده شده است.

## ۳. بحث و نتایج

### ۳.۱. بررسی مدل دافعه نواری<sup>۲</sup>

در نیم‌رساناهای نیتروژن دار رقیق در اثر حضور درصد ناچیزی نیتروژن، ساختار نواری دستخوش تغییرات زیادی

می‌گردد و پس از جفت شدن سیگنالها به داخل فیبر نوری در انتهای مسیر توسط آشکارسازها، مجدداً این سیگنالها به پالسهای الکتریکی تبدیل می‌گردند [۳]. حداقل پراکندگی در طول موجهای ۱/۳ تا ۱/۵۵ میکرون در فیبرهای نوری، باعث شده است که تحقیقات گسترده‌ای جهت رشد نیم‌رساناها و تهیه ساختارهای کوانتومی آنها به منظور بکارگیری در این گستره طول موجی صورت پذیرد که در این میان از جمله نیم‌رساناهای مناسب InGaAs می‌باشد که امکان تغییر طول موج گسیلی آن به منظور رسیدن به طول موج مطلوب با تغییر درصد مواد تشکیل دهنده از جمله نیتروژن، وجود دارد. از طرفی امکان رشد InGaAs به روی زیر لایه GaAs به دلیل هماهنگی در ثابت شبکه آنها، شرایط ساخت لیزرهای با کاواک عمودی<sup>۱</sup> را فراهم می‌کند [۴ و ۵]. علاوه بر این، از جمله کاربردهای InGaAs استفاده از آن در ساختار سلولهای خورشیدی چند لایه است که جهت افزایش راندمان اپتیکی به کار گرفته می‌شود [۶].

دلیل اصلی خصوصیات جالب این گونه ساختارها، ایجاد تغییرات زیاد در ساختار نواری آنها به واسطه افزوده شدن نیتروژن است که با استفاده از مدل دافعه نواری قابل بررسی است. به علاوه حضور نیتروژن نقایص ساختاری و افت و خیزهایی در پتانسیل ایجاد می‌کند که باعث به دام اندازی و جایگزیدگی حاملها یا اکسیتونها می‌گردد. به دنبال این تغییرات، جرم مؤثر الکترون نیز در نمونه‌های فوق افزایش یافته و هم‌چنین انفصال بزرگی نیز در نوار رسانش ایجاد می‌شود [۷ و ۸].

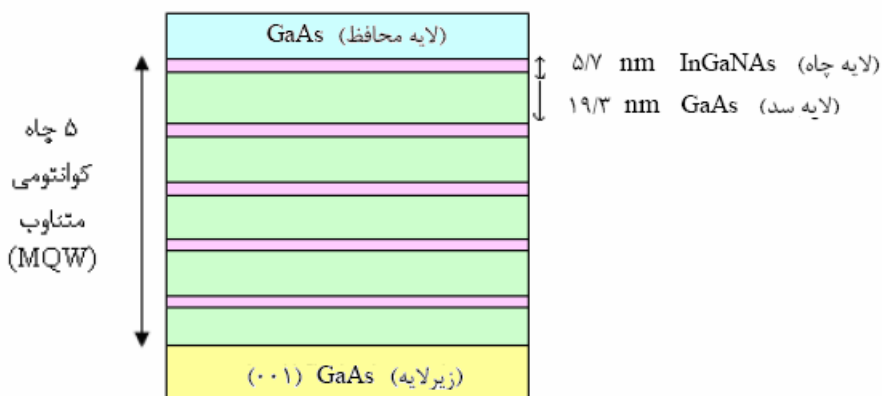
موارد ذکر شده با استفاده از روشهای مختلفی قابل بررسی می‌باشد که از جمله آنها طیف‌نمایی فتولومینسانس<sup>۲</sup> است. در این مقاله نیز با بهره‌گیری از این روش طیف‌نمایی در نمونه‌های مختلف، به بررسی نقش نیتروژن در بازده نوری نانوساختار InGaAs و عوامل مؤثر بر تغییر آن، خواهیم پرداخت.

۳. Cap Layer

۴. Band Anticrossing

۱. Vertical Cavity Surface Emitting Laser (VCSEL)

۲. Photoluminescence (PL)



شکل ۲. طرح ساده‌ای از ساختار نمونه‌های چاه کوانتومی پنج گانه InGaAs/GaAs.

جدول ۱. مقدار نیتروژن و ایندیوم و ضخامت چاه کوانتومی در نمونه‌های مختلف چاه کوانتومی  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$ .

شماره نمونه	نوع نمونه	ضخامت چاه کوانتومی (nm)	مقدار ایندیوم (x)	مقدار نیتروژن (y)
A	چاه کوانتومی یگانه	۷	۰/۳۵۴	۰/۰۰۳۶
B	“	۶/۹	۰/۳۰	۰/۰۰۴۲
C	“	۷/۲	۰/۳۷	۰/۰۰۵۹
D	“	۶/۷۵	۰/۳۶	۰/۰۰۰۶
E	چاه کوانتومی پنج گانه	۵/۷	۰/۳	۰/۰۱۵

$$E_{\pm} = \frac{E_N + E_M}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{E_N - E_M}{2}\right)^2 + V_{MN}^2} \quad (1)$$

قابل ذکر است که همه ترازها از بیشینه نوار ظرفیت سنجیده می‌شوند و  $V_{MN}$  مقدار پتانسیل برهمکنش بین نوار رسانش و تراز جایگزیده ناشی از حضور نیتروژن را بیان می‌کند که با افزایش درصد نیتروژن (y) به صورت زیر تغییر می‌کند [۱۰].

$$V_{MN} = C_{MN} \sqrt{y} \quad (2)$$

ضریب  $C_{MN}$  نیز وابسته به غلظت In (x) می‌باشد [۱۱]:

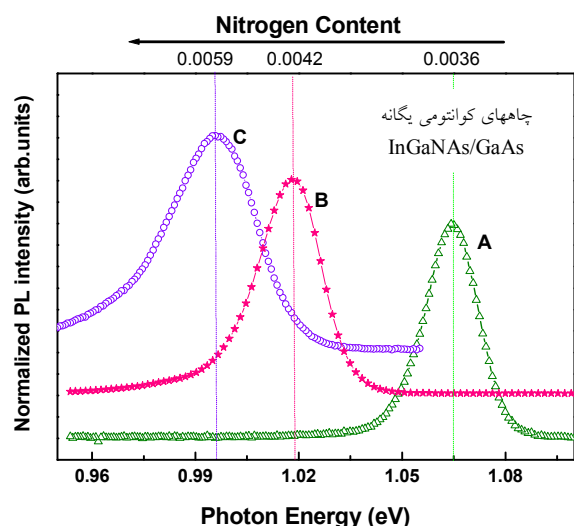
$$C_{MN} = 2/7(1-x) + 2x - 3/5x(1-x), \quad (3)$$

بنابراین بر اساس روابط به دست آمده و با محاسبه مقادیر  $V_{MN}$  در نمونه‌های A، B و C تحت بررسی با درصد نیتروژن متفاوت، مشاهده می‌شود که با افزایش غلظت نیتروژن در ساختار InGaAs، مقدار  $V_{MN}$  افزایش می‌یابد که مقدار آن برای نمونه‌های مختلف عبارت است از:

می‌گردد که علت آن الکترون‌گاتیویته زیاد و شعاع کوچک اتم نیتروژن است. از جمله تغییرات ساختار نوری به دنبال حضور نیتروژن، کاهش گاف انرژی نیمرسانا است که بحث تئوری آن بر اساس مدل دافعه نوری قابل ارائه می‌باشد.

بر اساس مدل دافعه نوری، با مشارکت درصد ناچیزی نیتروژن در ساختار InGaAs، تراز جایگزیده‌ای با مقدار انرژی  $E_N$  در نوار رسانش ( $E_M$ ) ایجاد می‌شود که در اثر برهمکنش بین کمینه راستای گامای نوار غیر جایگزیده رسانش ( $E_{\Gamma}$ ) و تراز جایگزیده وابسته به نیتروژن ( $E_N$ ) خمش نوری به وجود می‌آید و گاف نوری نیمرسانای InGaAs کاهش می‌یابد. علاوه بر این، جدایی نوار رسانش به دو زیر تراز  $E_+$  و  $E_-$  نیز نتیجه‌ای از برهمکنش فوق است (شکل ۳) [۹].

با در نظر گرفتن نیتروژن به عنوان عامل اختلال در سیستم و پس از حل معادله ویژه مقداری هامیلتونی، مقادیر این دو زیر تراز به صورت زیر تعیین می‌گردند:



شکل ۴. طیف فتولومینسانس نمونه‌های A، B و C مربوط به چاه کوانتومی یگانه InGaNaNs/GaAs با در صداهای متفاوت نیتروژن.

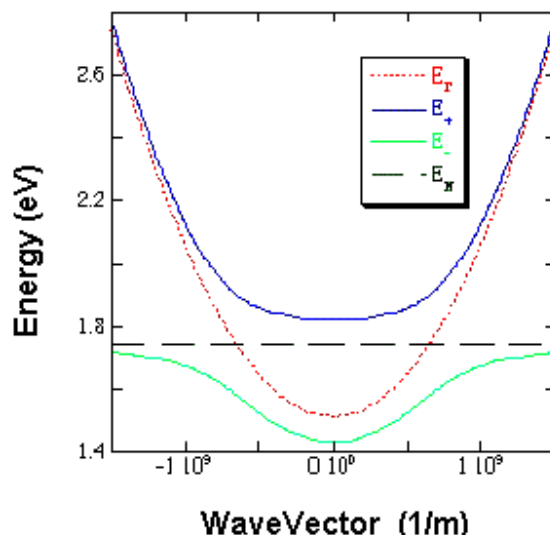
شکل ۴. طیف فتولومینسانس نمونه‌های A، B و C مربوط به چاه کوانتومی یگانه InGaNaNs/GaAs با در صداهای متفاوت نیتروژن.

$$E(g) = E_- = \sqrt{\frac{1}{2} \{ E_N + E_M - [(E_N - E_M)^2 + 4V_{MN}^2]^{1/2} \}}$$

کاهش بیشتری پیدا می‌کند. این موضوع بر اساس آزمایشهای مختلف از جمله طیف نمایی فتولومینسانس نیز قابل تأیید است. همان گونه که در شکل ۴ ملاحظه می‌گردد طیف فتولومینسانس نمونه‌های A، B و C؛ کاهش گاف نواری (انتقال به قرمز) را با افزایش درصد نیتروژن در نمونه‌ها نشان می‌دهد.

با توجه به شکل ۴ مشاهده می‌شود که به ازای افزودن ۰/۲۵ درصدی نیتروژن، کاهش در حدود ۶۰ meV در گاف نواری نمونه‌ها حاصل می‌گردد. بدین ترتیب با افزایش درصد نیتروژن، توانایی دستیابی به طول موجهای ۱/۳-۱/۵۵ میکرون به منظور استفاده این نیمرسانا در ناحیه فعال دیودهای لیزری در صنعت اپتوالکترونیک و مخابرات نوری امکان پذیر می‌گردد. در نمونه‌های بررسی شده در این مقاله، با افزایش نیتروژن از ۰/۰۳۶ تا ۰/۰۵۹، طول موج نور گسیلی از ۱/۱ میکرون به حدود ۱/۳ میکرون می‌رسد که همان طول موج مطلوب در فیبرهای نوری است، زیرا پراکندگی در انتقال اطلاعات از طریق فیبرهای نوری در طول موجهای ۱/۳ میکرون به حداقل می‌رسد، بنابراین ساخت دیودهای لیزری در طول موج فوق قابل توجه می‌باشد [۵].

از طرفی حضور نیتروژن در ساختار InGaNaNs باعث



شکل ۳. دافعه نواری مشاهده شده بین تراز جایگزیده وابسته به نیتروژن ( $E_N$ ) و راستای گامای نوار رسانش ( $E_T$ ) و در نتیجه کاهش گاف نواری [۹].

#### الف) نمونه A

$$(y=0/0036 \text{ و } x=0/354) \text{ In}_{0.354}\text{GaN}_{0.0036}\text{As}$$

$$C_{MN} = 2/7(0/646) + 2(0/354) - 3/5(0/354)(0/646) = 1/65,$$

$$V_{MN} = 1/65 \times (0/0036)^{0.5} = 0/099 \text{ eV}.$$

#### ب) نمونه B

$$(y=0/0042 \text{ و } x=0/3) \text{ In}_{0.3}\text{GaN}_{0.0042}\text{As}$$

$$C_{MN} = 2/7(0/7) + 2(0/3) - 3/5(0/3)(0/7) = 1/755,$$

$$V_{MN} = 1/755 \times (0/0042)^{0.5} = 0/1137 \text{ eV}.$$

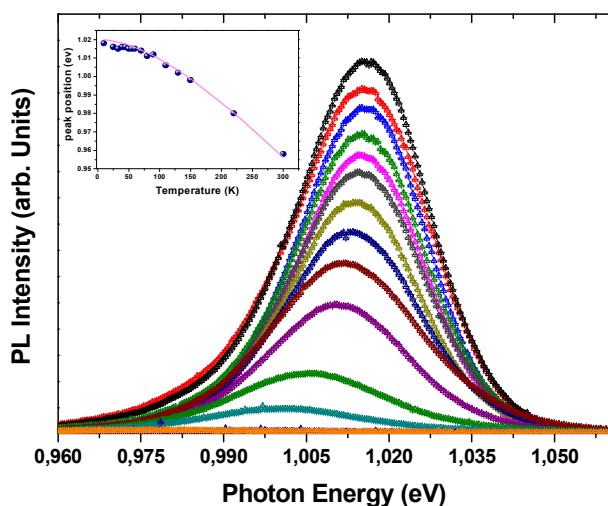
#### ج) نمونه C

$$(y=0/0059 \text{ و } x=0/37) \text{ In}_{0.37}\text{GaN}_{0.0059}\text{As}$$

$$C_{MN} = 2/7(0/63) + 2(0/37) - 3/5(0/63)(0/37) = 1/625,$$

$$V_{MN} = 1/625 \times (0/0059)^{0.5} = 0/125 \text{ eV}.$$

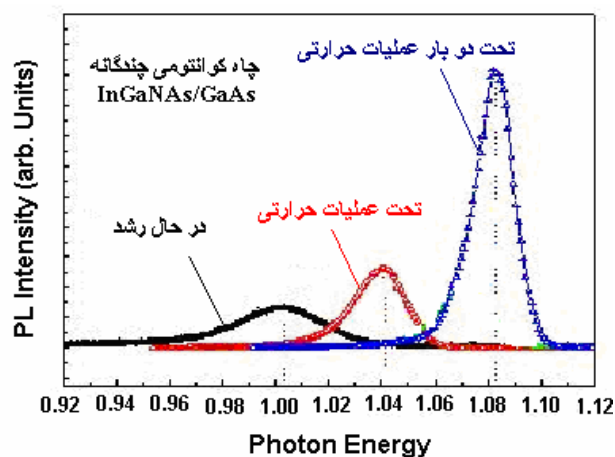
با توجه به مقادیر به دست آمده مشاهده می‌گردد که با افزایش درصد نیتروژن، پتانسیل برهمکنش نیز افزایش می‌یابد، بنابراین گاف نواری یعنی فاصله بین ماکزیمم نوار ظرفیت و زیر تراز E بر اساس رابطه



شکل ۶. الف: طیفهای فتولومینسانس چاه کوانتومی یگانه  $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$  (نمونه D) در دماهای متفاوت، ب: تغییرات S- شکل قله‌های طیف فتولومینسانس بر حسب دما.

افزایش توان خروجی دیودهای لیزری می‌گردد. همانگونه که ذکر شد، با انجام عملیات حرارتی به نحو مؤثری می‌توان مراکز بازترکیب غیر نوری را غیر فعال نمود به نحوی که به عنوان مثال در برخی از نمونه‌ها با انجام عملیات حرارتی تا ۶۰۰ مرتبه میزان نور گسیلی افزایش می‌یابد [۱۲]. همان گونه که قبلاً اشاره شد، حضور نیتروژن می‌تواند ایجاد مراکز تله برای جایگزیدگی اکسیتونها نماید که جهت اثبات حضور این مراکز جایگزیدگی و تعیین انرژی جایگزیدگی آنها می‌توان از تغییرات دمایی طیف فتولومینسانس کمک گرفت. به عنوان مثال در نمونه D ( $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$ ) حضور مراکز جایگزیدگی با استفاده از رفتار S- شکلی که از تغییرات انرژی مربوط به قله‌های طیف فتولومینسانس نمونه فوق با دما مطابق شکل ۶ به دست آمده است نیز تأیید می‌گردد (شکل ۶ الف).

به کمک منحنی ورشنی که در نمودار ۶- ب بر نقاط تجربی برازش شده است، میزان انرژی جایگزیدگی در این نمونه ۲۷meV به دست می‌آید و نیز نشان داده شده که دمای خروج اکسیتونها از مراکز جایگزیدگی ۷۷K است.



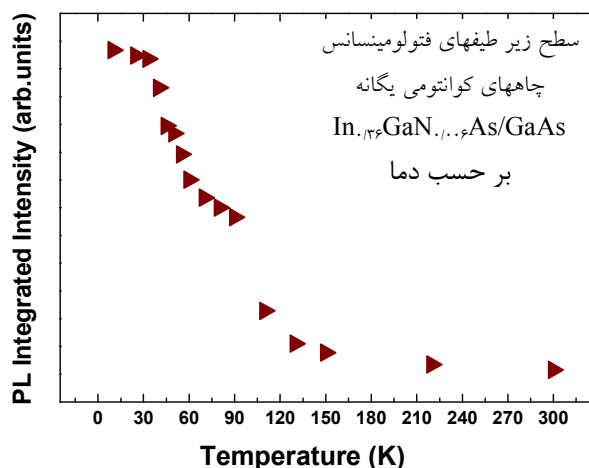
شکل ۵. اصلاح کیفیت آلیاژ با انجام عملیات حرارتی [۱۲].

ایجاد افت و خیزهای پتانسیل و ناهمواریهایی در سطح مشترک نواحی سد و چاه در نمونه می‌شود که این ناهمواریها و افت و خیزهای پتانسیل موجب می‌شود که لومینسانس و به دنبال آن بازده اپتیکی کاهش یابد. جهت غلبه بر این مشکل می‌توان از عملیات حرارتی<sup>۱</sup> در هنگام رشد نمونه‌ها و یا پس آن استفاده نمود که موجب تغییرات ساختاری و نیز تغییراتی در پیوندهای بین اتمی شده و در نهایت، افزایش بازترکیب نوری را به دنبال دارد. این حالت با افزایش شدت طیفهای فتولومینسانس مربوط به چاه کوانتومی پنج گانه  $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}/\text{GaAs}$  (نمونه E) در شکل ۵ قابل مشاهده است [۱۲].

بحث مفصل راجع به اتفاقاتی که در حین انجام عملیات حرارتی رخ می‌دهد و یا انواع فرآیندهای حرارتی که می‌تواند برای اصلاح نقص ناشی از ایجاد مراکز بازترکیب غیر نوری ناشی از حضور نیتروژن بکار رود در گزارشات قبلی آمده است [۱۲ و ۱۳].

حضور نیتروژن در این ساختار، علی‌رغم ایجاد مراکز بازترکیب غیرنوری که قابل اصلاح می‌باشند، به دلیل ایجاد مراکز جایگزیدگی برای اکسیتونها، می‌تواند به نحو مؤثری به بهبود راندمان اپتیکی کمک نماید. زیرا جایگزیدگی اکسیتونها باعث افزایش همپوشانی توابع موج الکترون-حفره و در نتیجه کاهش زمان بازترکیب خواهد شد که این موضوع منجر به

۱. Annealing

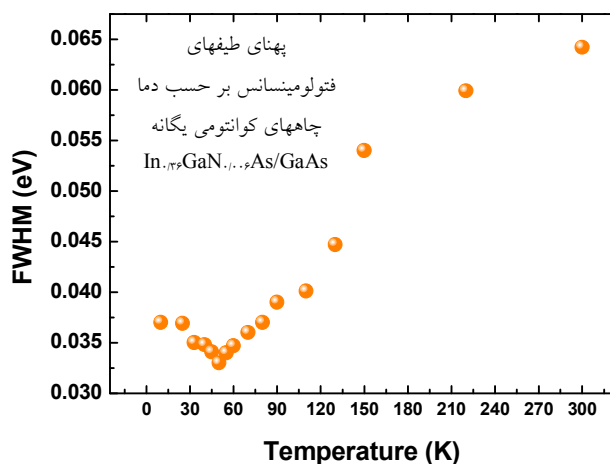


شکل ۸. تغییرات میزان انرژی کل گسیلی چاه کوانتومی یگانه  $\text{In}_{0.36}\text{GaN}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$  (نمونه D) بر حسب دما.

کاهش می‌یابد. اما با توجه به شکل ۷، همراه با افزایش بیشتر دما از  $50\text{ K}$ ، پهنای طیفها افزایش شدیدی را نشان می‌دهند. دلیل این امر نیز افزایش انرژی جنبشی اکسیتونها با دما می‌باشد که باعث تبدیل اکسیتونهای جایگزیده به اکسیتونهای آزاد می‌گردد. در دماهای بالاتر از  $70\text{ K}$  نیز جایگزیدگی وجود ندارد و پیوندهای اکسیتونی شکسته شده و الکترون و حفره آزاد به وجود می‌آید. به این ترتیب در دماهای بالاتر از  $70\text{ K}$  بازترکیبهای غالب ناشی از الکترون و حفره‌های آزاد می‌باشند، و بدین ترتیب پهنای طیفهای مشاهده شده افزایش بیشتری می‌یابد.

بدیهی است که با افزایش دما تعداد فونونها افزوده شده و در نتیجه بازترکیبهای غیر تابشی به وجود آمده ناشی از افزایش فونونها در دماهای بالا، بازده گسیل را کاهش می‌دهند. این موضوع در کاهش میزان انرژی کل گسیلی که متناسب است با سطح زیر منحنی فتولومینسانس، قابل مشاهده می‌باشد (شکل ۸).

اگرچه حضور نیتروژن در ساختار فوق، به علت ایجاد نواقص شبکه، ایجاد مراکز بازترکیب غیر تابشی می‌کند، اما به دلیل محدودیت بیشتر حاملها در اثر حضور نیتروژن در چاه کوانتومی  $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$ ، این‌گونه مراکز بازترکیب غیر نوری در دماهای بالاتر حالت پایداری پیدا می‌کنند [۱۴] و با



شکل ۷. تغییرات پهنای طیفهای فتولومینسانس چاه کوانتومی یگانه  $\text{In}_{0.36}\text{GaN}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$  (نمونه D) بر حسب دما.

تغییرات پهنای طیفهای فتولومینسانس با دما نیز حاکی از حضور افت و خیزها و ناهمواریهای سطحی در نمونه به علت حضور نیتروژن است که با افزایش دما از میزان آنها کاسته می‌شود. تغییرات دمایی پهنای طیفهای فتولومینسانس رسم شده در شکل ۶ مربوط به چاه کوانتومی یگانه  $\text{In}_{0.36}\text{GaN}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$  (نمونه D) در شکل ۷ رسم شده است.

همان گونه که در شکل ۷ مشاهده می‌کنیم با افزایش دما از  $10\text{ K}$  تا حدود  $50\text{ K}$  پهنای طیفهای فتولومینسانس کاهش یافته و سپس از  $50\text{ K}$  تا  $300\text{ K}$  افزایش می‌یابد. با توجه به مطالب گذشته، تغییرات پهنای بر اساس توزیع نیتروژن در ساختار است که حضور آن باعث ایجاد افت و خیزهای پتانسیل و مراکز جایگزیدگی می‌گردد و از آنجا که در دماهای پایین افت و خیزها بیشتر است بنابراین طیفها نیز پهن‌تر هستند؛ به عنوان مثال در نمونه  $\text{In}_{0.36}\text{GaN}_{0.64}\text{As}$  مقدار پهنای در دمای  $10\text{ K}$  حدوداً  $37\text{ meV}$  است و با افزایش دما و در نتیجه کاهش ناهمواریها و ایجاد سطوح هموارتر در ساختار، جایگزیدگی نیز کاهش می‌یابد، لذا شاهد کاهش پهنای و ایجاد قله‌های تیزتری در طیف فتولومینسانس می‌باشیم، به طوری که در نمونه فوق با افزایش دما از  $10\text{ K}$  تا  $50\text{ K}$  پهنای نیز از  $37\text{ meV}$  تا  $34\text{ meV}$

۱. Full Width at Half Maximum (FWHM)

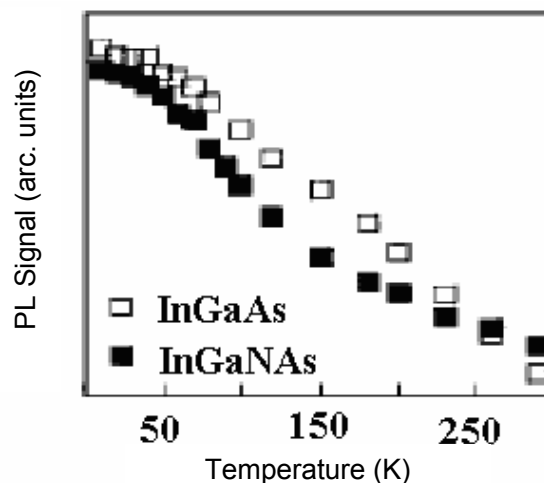
آلیاژ InGaAs نسبت به InGaAs در دمای اتاق است که همان گونه که ذکر شد به دلیل حالت پایداری مراکز بازترکیب غیر نوری در دماهای بالاست.

#### ۴. نتیجه گیری

آلیاژهای III-V نیتروژن دار رقیق از جمله InGaAs به علت امکان گسیل اپتیکی در گستره مورد نیاز در مخابرات نوری مورد توجه زیادی قرار دارند. ساختار نواری این آلیاژ به واسطه حضور نیتروژن تغییرات زیادی می‌کند. حضور نیتروژن از یک طرف با کاهش گاف نواری نیمرسانا، نقش مؤثری در دستیابی به طول موجهای مطلوب برای قطعات گسیل کننده نور دارد و همچنین با ایجاد مراکز جایگزینی اکسیتونها به بازده اپتیکی آنها کمک می‌نماید، اما از طرف دیگر به دلیل افزایش بازترکیبهای غیر تابشی در نتیجه افت و خیزها و تنشها و ناهمواریهای سطحی به وجود آمده، باعث کاهش بازده گسیل می‌شود. ولی خوشبختانه انجام عملیات حرارتی به نحو مؤثری موجب کاهش نقایص و ناهمواریهای پتانسیل و در نتیجه افزایش بازده گسیل می‌گردد و بدین ترتیب پتانسیل به کارگیری از ساختار InGaAs را در قطعات اپتوالکترونیکی به ویژه دیوهای لیزری ناحیه مادون قرمز افزایش می‌دهد.

#### سپاسگزاری

مؤلفان از آقایان پرفسور هولتز از انستیتوی فیزیک و تکنولوژی سنجش دانشگاه لینشوپینگ سوئد به علت کمک در انجام آزمایشهای فتولومینسانس و همچنین دکتر هاممار و دکتر کارل اسپلاند از دپارتمان میکروالکترونیک و IT و آزمایشگاه رشد بلور کالج سلطنتی استکهلم و شرکت زارلیک سوئد به دلیل همکاری جهت تهیه و رشد نمونه‌ها سپاسگزاری می‌نمایند.



شکل ۹. تغییرات شدت طیف فتولومینسانس دو نمونه بدون نیتروژن:  $\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$  و نیتروژن دار:  $\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$  بر حسب دما [۱۴].

افزایش دما احتمال افزایش آنها به حداقل می‌رسد، لذا در دمای  $150\text{K}$  و بالاتر، سیگنالهای لومینسانس با افزایش دما تغییر قابل ملاحظه‌ای ندارند و بنابراین سطح زیر منحنی طیفهای فتولومینسانس یا همان انرژی کل گسیلی در دماهای بالاتر به حالت اشباع می‌رسند، بدین ترتیب حضور نیتروژن موجب پایداری گسیل نوری در دماهای بالاتر از  $150\text{K}$  می‌گردد ولی در نمونه‌های بدون نیتروژن حالت پایداری و اشباع مشاهده نمی‌شود (شکل‌های ۸ و ۹).

بر اساس آزمایشهای انجام شده توسط پولیمینی و همکارانش [۱۴]، با مقایسه بین دو نمونه دارای نیتروژن ( $\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$ ) و بدون نیتروژن ( $\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$ ) رسم تغییرات سطح زیر طیفهای فتولومینسانس آنها بر حسب دما (شکل ۹)، مشاهده می‌شود که در دماهای پایین مقدار سطح زیر طیفهای فتولومینسانس نمونه نیتروژن دار کمتر از نمونه بدون نیتروژن است اما در دماهای بالاتر (حدود دمای اتاق) این حالت معکوس می‌باشد و نشان دهنده عدم تغییرات دمایی سیگنالهای لومینسانس و همچنین بازده بالاتر

## مراجع

- (2001) 2.
9. W Walukiewicz, et al., "Nitrogen-induced modification of the electronic structure of group III-N-V alloys", Proc. 195<sup>th</sup> Meeting of the Electrochem Soc., Seattle, WA, May2-6, (1999); in " Photovoltaic for the 21st Century", **99-11** (1999) 190.
  10. W Shan, W Walukiewicz, J W AgerIII, E E Haller, J F Geisz, D J Friedman, J M Olson, S R Kurtz, *Phys. Rev. Lett.* **82** (1999) 1221.
  11. S A Choulis, S Tomic, E P O'Reilly and T J C Hosea, *Solid State Commun.* **125** (2003) 155.
  12. R Amiri, H Haratizadeh, P O Holtz, *Improvement of the optical quality of InGaNs/GaAs quantum wells under multiple thermal annealing processes*, the 8<sup>th</sup> Conference of Condensed Matter and 2<sup>nd</sup> Vacuum Conferences, February 14-15 th, Ferdousi University of Mashhad, Mashhad, Iran (2006).
  13. S R Kurtz, A A Allerman, E D Jones, J M Gee, J J Banas, B E Hammons, *Appl. Phys. Lett.* **74** (1999) 729
  14. A Polimeni, M Capizzi, M Geddo, M Fischer, M Reinhadt, A Forchel, *Appl. Phys. Lett.* **77** (2000) 2870.
  1. S Ben Bouzid, F Bousbih, R Chtourou, J C Harmand, P Voisin, *Sensors and Actuators, A* **113** (2004) 365.
  2. A Polimeni, M Capizzi, M Geddo, M Fischer, M Reinhadt, A Forchel, *Phys. Rev. B* **63** (2001) 195320.
  3. S M Sze, *Physics of Semiconductor Devices*, John willy & Sons, New York (1981).
  4. Sho Shirakata, Masahiko Kondow, Takeshi. Kitatani, *Appl. Phys. Lett.* **79** (2001) 54.
  5. H Riechert, L Geelhaar, G Ebbinghaus, A Lima, A. Ramakrishnan, G. Steinle, 1.3  $\mu\text{m}$  VCSELs for Fiber-Optical Communication Systems, Infineon Technologies, Corporate Research Photonic and Communications, Fiber Optics, Munich, Germany (2003).
  6. D J Friedman, J F Geisz, S R Kurtz, J M Olson, *1-eV GaInNs Solar Cells for Ultrahigh-Efficiency Multijunction Devices*, Presented at the 2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion, 6-10 July; Venna, Austria (1998).
  7. L Grenouillet, C Bru-Chevallier, G Guillot, P Gilet, P Duvaut, C Vannuffel, A Million and A Chenevas-Paule, *Appl. Phys. Lett.* **76** (2000) 2241.
  8. I A Buyanova, W M Chen and B Monemar, *MRS Internet Journal. Nitride Semiconductor Research.* **6**