



دانشکده فیزیک

پایان نامه کارشناسی ارشد فیزیک  
گرایش حالت جامد

# تغییرات ساختاری InGaNAs در طی فرآیند عملیات حرارتی

استاد راهنما:  
دکتر حمید هراتی زاده

نگارش:  
روح الله امیری دلویی

دی ماه ۱۳۸۵

بِسْمِ اللّٰهِ الرَّحْمٰنِ الرَّحِیْمِ

تقدیم به :

پدر و مادرم

که پایداری در برابر سختیها را به صبر،

و به ثمر نشستن میوههای باغ امیدشان را با فدا گشتن معنی کردند.

و به روح پاک خواهرم

که محبت را در برق چشمهای خسته‌اش دیدم و باور کردم. اما ...

## تقدیر و تشکر:

سیاس خدای راه سیاسی که بر دیگر سپاسها برتری داشته باشد؛ همانند برتری پروردگار بر مخلوقاتش. آنچه در پیش روی دارید ره‌آورد تمام جستجوهای من است که هر سطر آن تلاش بزرگوارانی است که بودن خویش را با من سرودند و سبزی حضورشان را به زردی انتظارم پیوند زدند و به من آموختند که " اگر نور نبود، منطق زنده پرواز دگرگون می‌شد". هرچند واژه را یارای آن نیست که لطف، محبت و بزرگواری آنانی که جرعه نوش دریای بیکران مهر و محبتشان بوده ام را به تصویر کشم، به رسم ادب و احترام بوسه بر دستانشان زده و به مصداق حدیث " من لم یشکر المخلوق لم یشکر الخالق " زحمات اعضای خانواده ام، مخصوصاً پدر و مادر مهربانم، معلمان، اساتید و دوستان دوران تحصیل را ارج نهاده و مراتب تشکر قلبی و باطنی خویش را از الطاف و مهربانیهای آنها ابراز می‌دارم. این پروژه حاصل کار عزیزانی است که بدون راهنمایی های آنها هیچگاه به نتیجه لازم نمی رسید و به قول خواجه شیراز:

### سعی نابرده در این راه به جایی نرسی      مزد اگر می‌طلبی طاعت استاد ببر

لازم می دانم از زحمات فراوان و کارگشای استاد فرزانه و بزرگوام آقای **دکتر حمید هراتی زاده** که با راهنمایی ها و نظرات ارزنده و گهربارشان و صبر و حوصله فراوان، نقش مهمی در به ثمر رسیدن این تحقیق داشته اند و روحیه تحقیق و پژوهش را در بین دانشجویان خود زنده کردند، صمیمانه تقدیر و تشکر نمایم. از خانم مریم غلامی که در یک گروه کوچک با تشکیل جلسات متعدد در راستای اهداف پایان نامه همکاری داشتیم، از گروه تحقیقاتی دکتر هام مار و دکتر اسپولاند از دپارتمان تحقیقاتی میکروالکترونیک و IT انستیتوی سلطنتی استکهلم سوئد که نمونه های مورد آزمایش را جهت اندازه گیری ها ساخته اند و جناب پروفیسور پر اولاف هولتز در انستیتوی تکنولوژی و سنجش دانشگاه لینشوپینگ سوئد بخاطر در اختیار گذاشتن داده های تجربی بررسی شده در این تز و استفاده از نتایج آزمایشهایی که با هدایت ایشان در دانشگاه لینشوپینگ سوئد انجام شده، از آقای دکتر محمد لامعی و سایر همکارانشان در آزمایشگاه واندوگراف سازمان انرژی اتمی که در آنالیز نمونه‌ها با باریکه یونی قبول زحمت فرمودند، کمال سپاسگزاری و تشکر را دارم. همچنین از هیئت محترم داوران جناب آقای دکتر قربانی و جناب آقای دکتر ایزدیفرد نیز که بررسی و داوری این پایان نامه را بر عهده داشتند، سپاسگزاری می‌نمایم. و در نهایت از تمام دوستان خود در دانشکده فیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود خصوصاً آقایان مرتضی اسمعیلی، محمود صابونی، مجید امیرفخریان، مرتضی آزاد، سید مسعود حسینی، حسین علی اکبری بیدختی، حسن پیرزاده و سرکار خانم مرجان توکلی تشکر می‌نمایم. و درود می فرستم بر همه آنان که ذهن ناتوانم یارای به خاطر آوردن محبت‌هایشان را ندارد.

## چکیده:

نیمرساناهای کم نیتروژن<sup>1</sup> (آلیاژهای سه تایی و چهار تایی III-V شامل نیتروژن به میزان کمتر از ده درصد) اخیراً به خاطر خواص ذاتی غیر عادیشان چون بازده بالا در لیزرهای مادون قرمز، دیودهای نوری گسیلنده در ناحیه مرئی، سلولهای خورشیدی چند پیوندی و ترانزیستورهای دوقطبی پیوند ناهمگون (HBTS) که برای قطعات مورد استفاده در ایتوالکترونیک و فوتونیک نوید بخشند، مورد توجه قرار گرفته اند. از بین این گروه از مواد نانو ساختارهای InGaNaNs/GaAs که نور گسیلی آن در محدوده ۱۳۰۰nm تا ۱۵۵۰nm قرار دارد، برای استفاده در مخابرات نوری و سلولهای خورشیدی چند پیوندی مناسبند. افزودن نیتروژن به InGaAs گرچه باعث کاهش گاف نواری ماده میزبان و رسیدن به این محدوده طول موجی می شود، اما خواص اپتیکی ساختار را به شدت کاهش می دهد. یکی از دلایل این موضوع، دمای رشد پایین آلیاژهای کم نیتروژن می باشد. دمای رشد پایین سبب ایجاد نقایص ساختاری فراوان در نمونه شده که منجر به افزایش مراکز باز ترکیب غیر نوری در ساختار می گردد. از سوی دیگر الکترون گاتیویته بالای نیتروژن و همچنین توزیع غیر یکنواخت آن در ساختار باعث بوجود آمدن ناهمواری در پتانسیل و افزایش پهنای طیف گسیلی می شود. اضافه بر این موارد شکل گیری پیوندهای N-H اتمهای نیتروژن را از لحاظ اپتیکی منفعل می نماید. با انجام فرآیندهای مختلف عملیات حرارتی روی نمونه می توان تا حد زیادی این مشکلات را از طریق بهبود خواص ساختاری رفع نمود. حرارت دهی به نمونه باعث می شود اتمهای نیتروژن در ساختار به صورت همگونی قرار گرفته و همچنین با شکسته شدن پیوندهای N-H و ایجاد پیوندهای In-N هم اتمهای نیتروژن از لحاظ نوری فعال شوند و هم از کرنشهای ساختاری کاسته شود. هدف این پایان نامه بررسی تاثیر عملیات حرارتی بر خواص ساختاری و اپتیکی چاههای کوانتومی InGaNaNs/GaAs می باشد. برای انجام اندازه گیریهای اپتیکی از تکنیک فتولومینسانس معمولی استفاده شده است. نتایج اندازه گیریهای ما نشان می دهد که در طیف PL تمام نمونه ها پیک گسیلی با انجام عملیات حرارتی به سمت انرژیهای بالاتر شیفت پیدا می کند. برای رسیدن به شرایط مطلوب می بایست پارامترهای مختلف چون نوع فرآیند عملیات حرارتی، دما و مدت زمان حرارت دهی به نمونه و ... کنترل شوند. نتایج کارهای انجام شده نشان می دهد دمای مطلوب عملیات حرارتی در گستره ۶۰۰C تا ۷۰۰C بوده و بهتر است برای جلوگیری از فرار نیتروژن از ترکیب، هنگام عملیات حرارتی نمونه ها توسط گاز N<sub>2</sub> با فشار مناسب احاطه شوند.

<sup>1</sup> Diluted Nitrogen

صفحه	عنوان
۱	تقدیر و تشکر .....
ب	چکیده .....
ت	فهرست مطالب .....
ح	فهرست شکل ها .....
ر	فهرست جداول .....
۱	مقدمه .....
<b>بخش اول</b>	
<b>فصل اول – مواد نیمه رسانا</b>	
۶	۱-۱- نیمرسانا چیست؟ .....
۷	۱-۲- دسته بندی نیمرسانا بر حسب نوع شبکه بلوری .....
۱۰	۱-۳- دسته بندی مواد نیمرسانا با توجه به جایگاه عناصر در جدول تناوبی .....
۱۰	۱-۳-۱- نیمرساناهای عنصری .....
۱۰	۱-۳-۲- ترکیبات دو تایی .....
۱۱	۱-۳-۳- اکسیدها .....
۱۱	۱-۳-۴- نیمرساناهای آلی .....
۱۱	۱-۳-۵- آلیاژهای نیمرسانا .....
۱۲	۱-۴- دسته بندی با توجه به نوع و انرژی گاف نواری $E_g$ .....
۱۴	۱-۵- فرآیندهای بازترکیب در نیمرساناها .....
۱۵	۱-۵-۱- بازترکیب نوری .....
۱۹	۱-۵-۲- بازترکیب غیرتابشی .....
۲۱	منابع .....
<b>فصل دوم: ساختارهای نانو، روشهای رشد و عملیات حرارتی</b>	
۲۴	۲-۱- ساختارهای نانو .....

۲۴	..... ۱-۱-۲ ساختارهای ناهمگون، چاههای کوانتومی و ابرشبکه‌های نیم‌رسانا
۲۸	..... ۲-۱-۲ نیم‌رساناهای شبه یک بعدی و صفر بعدی (سیمهای کوانتومی و نقاط کوانتومی)
۳۰	..... ۲-۲ روشهای رشد ساختارهای نانو
۳۲	..... ۱-۲-۲ روشنی فاز مایع LPE
۳۳	..... ۲-۲-۲ روشنی بخار شیمیایی CVD
۳۳	..... ۳-۲-۲ روشنی فاز بخار VPE
۳۵	..... ۴-۲-۲ روشنی پرتو مولکولی MBE
۳۷	..... ۳-۲ عملیات حرارتی
۳۷	..... ۱-۳-۲ بازپخت راکتور R
۳۸	..... ۲-۳-۲ بازپخت سریع RTA
۴۰	..... منابع

### فصل سوم: تکنیکهای تجربی و روشهای آزمایشگاهی

۴۳	..... ۱-۳ طیف نمایی فتولومینسانس
۴۶	..... ۱-۱-۳ کرایستات
۴۷	..... ۲-۱-۳ تکفام ساز
۴۸	..... ۳-۱-۳ آشکار ساز
۴۸	..... ۲-۳ آنالیز با باریکه یونی
۴۹	..... ۱-۲-۳ طیف سنجی پس پراکنی رادرفورد RBS
۴۹	..... ۲-۲-۳ روش آنالیز پیکسی PIXE
۵۱	..... منابع

### فصل چهارم: نیم‌رساناهای کم نیتروژن بویژه InGaNAs

۵۳	..... ۱-۴ ساختار بلوری
۵۵	..... ۲-۴ ساختار نواری و گاف انرژی
۵۸	..... ۳-۴ کاربردها و محدوده طول موجی آلیاژ InGaNAs
۶۰	..... ۴-۴ فرآیندهای باز ترکیب تابشی در آلیاژهای InGaNAs
۶۴	..... منابع

### فصل پنجم: بررسی و تحلیل داده‌های تجربی

۶۸	..... ۱-۵- معرفی نمونه های بررسی شده.....
۷۱	..... ۱-۱-۵- دسته اول.....
۷۱	..... ۱-۲-۵- دسته دوم.....
۷۲	..... ۱-۳-۵- دسته سوم.....
۷۲	..... ۱-۴-۵- دسته چهارم.....
۷۳	..... ۱-۵-۵- دسته پنجم.....
۷۳	..... ۲-۵- توزیع غیریکنواخت نیتروژن و ایجاد افت و خیزهای پتانسیلی.....
۷۶	..... ۳-۵- تغییر گسیل اپتیکی و جابجایی قله طیف PL پس از بازپخت.....
۷۸	..... ۴-۵- تأثیر مدت زمان بازپخت بر گسیل اپتیکی نمونه‌ها.....
۸۰	..... ۵-۵- شرایط بهینه بازپخت با توجه به ترکیب نمونه ها.....
۸۲	..... ۶-۵- اثر دما و اتمسفر نیتروژن هنگام بازپخت.....
۸۴	..... ۷-۵- تایید تجربی بر افزایش پهنای چاه کوانتومی پس از بازپخت در دماهای بالا.....
۸۶	..... ۸-۵- بازپخت چند مرحله‌ای.....
۹۰	..... ۹-۵- تغییرات ساختاری ایجاد شده در چاههای کوانتومی InGaNaNs/GaAs در اثر بازپخت.....
۹۲	..... ۱۰-۵- نتایج آنالیز توسط باریکه یونی (PIXE و RBS).....
۹۵	..... منابع.....

### بخش دوم

مقاله های ارائه شده به ژورنالهای بین المللی، کنفرانس های بین المللی و داخلی

..... مقاله اول - تاثیر عملیات حرارتی سریع بر خواص اپتیکی چاه کوانتومی یگانه InGaNaNs.....

..... مقاله دوم - Structural changes during annealing of InGaNaNs quantum well structures.....

..... مقاله سوم - افزایش گسیل اپتیکی چاههای کوانتومی InGaNaNs/GaAs تحت تاثیر عملیات

..... حرارتی سریع.....

..... مقاله چهارم - بهبود کیفیت اپتیکی چاههای کوانتومی چندگانه InGaNaNs/GaAs تحت انجام

..... عملیات حرارتی چند مرحله‌ای.....

..... Paper 5 - Photoluminescence study of  $In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}/GaAs$  quantum-well nanostructures with low nitrogen content.....



## فهرست شکل ها

شکل	فهرست شکل ها	صفحه
(۱-۱)	دسته‌بندی جامدات به رساناها، نیمرساناها و عایقها با توجه به نوارهای ظرفیت و رسانش.....	۷
(۲-۱)	الف- ترتیب اتمها در ساختار کریستالی زینک-بلند. ب- منطقه اول بریلوئن ساختار زینک بلند. برخی نقاط تقارن نشان داده شده است .....	۸
(۳-۱)	الف- ترتیب اتمها در ساختار ورتسایتس. ب- منطقه اول بریلوئن ساختار ورتسایتس.....	۹
(۴-۱)	ساختار نواری (الف) GaP و (ب) GaAs در ۳۰۰ K.....	۱۲
(۵-۱)	یک طرح شماتیک از فرآیند گسیل نور در نیمرسانای الف) مستقیم و ب) غیر مستقیم.....	۱۳
(۶-۱)	چگالی الکترونی در دره‌های $\Gamma$ ، L، XL و XP برای GaAs.....	۱۳
(۷-۱)	دیگرام انتقالهای نوری در نیمرساناها. انتقالهای نوار به نوار، و اکسیتون آزاد FE انتقالهای تابشی ذاتی و انتقالهای اکسیتون مقید BE ، حامل آزاد با مقید FB و جفت دهنده-پذیرنده DAP انتقالهای نوری غیر ذاتی می‌باشند. ....	۱۵
(۸-۱)	الف) گذارهایی که بین دو نوار ظرفیت و هدایت و ب) گذارهایی که بین زیرترازهای یک نوار(هدایت یا ظرفیت) در یک QW اتفاق می‌افتد.....	۱۶
(۹-۱)	شکل شماتیک یک اکسیتون فرنکل و یک اکسیتون وانیر- مات.....	۱۷
(۱۰-۱)	طرحی از یک اکسیتون جایگزیده در لایه GaAs بخاطر افت و خیزهای سطحی بین دو لایه.....	۱۸
(۱-۲)	انواع مختلف ساختارهای ناهمگون الف- نوع I ، ب- نوع II و ج- نوع III.....	۲۵
(۲-۲)	نوارهای انرژی و انفصال نواری برای ساختار ناهمگون نوع I ، چاه کوانتومی یگانه و چندگانه.....	۲۵
(۳-۲)	چگالی حالتها برای نیمرساناهای کپه‌ای (سه بعدی)، چاه کوانتومی (دو بعدی) و سیم کوانتومی (یک بعدی) .....	۲۹

۲۹	سرعت سوق الکترون در نیمرساناهای کپه‌ای (سه بعدی)، چاه کوانتومی (دو بعدی) و سیم کوانتومی (یک بعدی).....	(۴-۲)
۳۱	گاف نواری نیمرساناها بر حسب ثابت شبکه.....	(۵-۲)
۳۱	طرح شماتیکی از تغییر شکل الاستیکی به علت عدم انطباق شبکه در یک کریستال ...	(۶-۲)
۳۳	طرحواره‌ای از روش‌نشین‌ی فاز مایع برای GaAs و AlGaAs.....	(۷-۲)
۳۴	طرحی از یک واکنشگر فاز بخار برای رشد ترکیب‌هایی چون GaAs ، GaP و آلیاژ سه‌تایی GaAsP.....	(۸-۲)
۳۵	با تابش باریکه‌های Ga و As روی زیرلایه در رأکتور MBE لایه GaAs با کیفیت و خلوص بالا رشد داده می‌شود.....	(۹-۲)
۳۶	یک طرح شماتیک از سیستم رشد MBE.....	(۱۰-۲)
۳۶	سیستم رشد MBE.....	(۱۱-۲)
۳۸	طرحواره‌ای از رأکتور مربوط به عملیات حرارتی سریع.....	(۱۲-۲)
۴۵	طرح شماتیکی از آزمایش فوتولومینسانس معمولی.....	(۱-۳)
۴۵	طرح واقعی از آزمایش فوتولومینسانس معمولی.....	(۲-۳)
۴۷	شکل یک کرایستات که با هلیوم مایع کار می‌کند و در آزمایش‌های PL استفاده شده است.....	(۳-۳)
۵۰	سیستم آنالیز PIXE و RBS . باریکه یونی توسط ماشین واندوگراف تأمین می‌شود ..	(۴-۳)
۵۴	برای نسبت ایندیوم به نیتروژن مساوی با ۳ ، لایه InGaNs با لایه GaAs جور خواهد بود. اما برای مقادیر بیشتر در ساختار کرنش وجود خواهد داشت.....	(۱-۴)
۵۶	نوار رسانش به دلیل برهمکنش تراز انرژی نیتروژن با نوار رسانش ماده میزبان (InGaNs) به دو زیر نوار $E^+$ و $E^-$ شکسته می‌شود.....	(۲-۴)
۵۶	تغییر گاف نواری و جرم مؤثر الکترون با افزایش غلظت نیتروژن در InGaNs.....	(۳-۴)

۵۷	(۴-۴) گاف انرژی بر حسب پهنای چاه کوانتومی در ساختار InGaNAS/GaAs. تغییر کمیت Q با توجه به میزان ایندیوم موجود در ساختار در پنجره شکل نشان داده شده است...
۵۹	(۵-۴) ساختار شماتیک یک لیزر گسیلنده کاواک سطحی (VCSEL).....
۵۹	(۶-۴) ساختار شماتیک یک دیود لیزری. تصویر TEM ناحیه فعال (چاه کوانتومی InGaNAS/GaAs) نیز نشان داده شده است.....
۶۰	(۷-۴) طرحی از سلولهای خورشیدی سه و چهار پیوندی.....
۶۰	(۸-۴) وابستگی دمایی طیف فتولومینسانس و زمان بازترکیب InGaNAS. در پنجره شکل شدت بر حسب زمان نشان داده شده است.....
۶۱	(۹-۴) طیف گسیلی InGaNAS در دمای ۱۰K و شدتهای مختلف. با افزایش شدت نور تحریکی پیک گسیلی به سمت انرژیهای بیشتر جابجا شده و طیف نیز متقارنتر می شود.....
۶۲	(۱۰-۴) وابستگی دمایی طیف فتولومینسانس. پیک گسیلی در دماهای داده شده با خطوط عمودی روی طیف مشخص شده است.....
۶۹	(۱-۵) ساختار شماتیک نمونه های دسته اول.....
۷۰	(۲-۵) ساختار شماتیک نمونه های دسته سوم.....
۷۳	(۳-۵) تصویر سطح مقطع TEM مربوط به نمونه های الف (InGaAs/GaAs ، ب) InGaNAS/GaAs.....
۷۴	(۴-۵) تغییر چاه پتانسیل مربعی به مثلثی بواسطه میدان الکترکی داخلی ناشی از حضور ناهمگون نیتروژن و جابجایی ترازهای انرژی.....
۷۵	(۵-۵) طیف فتولومینسانس چاههای کوانتومی InGaAs/GaAs و InGaNAS/GaAs.....
۷۶	(۶-۵) قله طیف PL بر حسب دما مربوط به InGaAs و In <sub>0.41</sub> Ga <sub>0.59</sub> N <sub>y</sub> As <sub>1-y</sub> .....
۷۷	(۷-۵) طیف فتولومینسانس مربوط به نمونه ۱A در دماهای ۲K و ۱۵۰K در شدت تحریکی ۲۵mW.....

- (۸-۵) طیف فوتولومینسانس نمونه های دسته اول در دمای ۲ K ، دمای بازپخت ۹۰۰°C  
 ۷۸ ..... بوده و مدت زمان آن در شکل نشان داده شده است
- (۹-۵) الف) پیک انرژی و ب) FWHM طیف فوتولومینسانس  $In_{.۱۳۵۴}Ga_{.۱۶۴۶}N_{.۱۰۰۳۶}As_{.۱۹۹۶۴}$   
 ۷۹ ..... در  $T = ۲ K$  ، دمای بازپخت ۹۰۰°C می باشد
- (۱۰-۵) یک طرح شماتیک از نوارهای انرژی InGaNAS (الف) قبل، ب) بعد از بازپخت .....  
 ۷۹
- (۱۱-۵) طیف فوتولومینسانس نمونه های گروه دوم در دمای ۲K و شدت تحریک ۲۵mW ،  
 برای حالت های بازپخت نشده و بازپخت شده در دمای ۹۰۰°C و در مدت زمان های  
 ۸۰ ..... مختلف
- (۱۲-۵) پهنای طیف فوتولومینسانس نمونه های گروه دوم بر حسب مدت زمان بازپخت در  
 ۸۱ ..... ۹۰۰°C
- (۱۳-۵) طیف فتو لومینسانس الف- مربوط به دو نمونه ۲A و ۳B در دمای ۲K و شدت  
 تحریکی ۴mW و ب- مربوط به دو نمونه ۱A و ۱C در دمای ۲K و شدت تحریکی  
 ۸۲ ..... ۲۵mW
- (۱۴-۵) تغییرات شدت و پهنای طیف گسیلی بر حسب دمای بازپخت .....  
 ۸۴
- (۱۵-۵) تغییرات غلظت ایندیوم و پهنای چاه کوانتومی با دمای بازپخت .....  
 ۸۴
- (۱۶-۵) طیف فوتولومینسانس نمونه های دسته پنجم در دمای ۴K و شدت تحریکی ۲۵mW .....  
 ۸۵
- (۱۷-۵) طیف فوتولومینسانس نمونه های گروه سوم در دمای ۲K با شدت تحریکی ۴۰mW .....  
 ۸۷
- (۱۸-۵) طیف فوتولومینسانس دمای پایین نمونه های گروه سوم در شدت های ۴mW و ۴۰mW  
 الف) as grown ب) RTA ج) RTA+R د) RTA+R+RTA .....  
 ۸۹
- (۱۹-۵) شکل شماتیک ساختار GaAs .....  
 ۹۱
- (۲۰-۵) یک طرح شماتیک از نحوه قرارگیری اتم های N نسبت به Ga و In (الف) قبل و  
 ۹۱ ..... (ب) بعد از بازپخت نمونه
- (۲۱-۵) طیف پیکسی نمونه ۱A .....  
 ۹۳
- (۲۲-۵) طیف پس پراکندگی رادرفورد مربوط به نمونه ۱A .....  
 ۹۴

## فهرست جداول

صفحه	جدول
۱۴	(۱-۱) مشخصات برخی از نیمرساناها .....
۷۱	(۱-۵) مشخصات مربوط به عناصر و عملیات حرارتی دسته اول .....
۷۱	(۲-۵) مشخصات مربوط به عناصر و عملیات حرارتی دسته دوم .....
۷۲	(۳-۵) مشخصات مربوط به نمونه‌ها و عملیات حرارتی دسته سوم .....
۷۲	(۴-۵) مشخصات مربوط به نمونه‌ها و عملیات حرارتی دسته چهارم .....
۸۰	(۵-۵) پیک گسیلی، پهنای طیف و سطح زیر منحنی نرمالیزه شده مربوط به نمونه‌های دسته دوم .....
۸۳	(۶-۵) مقادیر مربوط به انرژی گسیلی، سطح زیر منحنی، شدت و پهنای طیف مربوط به نمونه‌های الف- ۳A و ۳B و ب- ۱A و ۱C .....
۸۵	(۷-۵) انرژی گسیلی، سطح زیر منحنی، شدت و پهنای طیف برای نمونه‌های دسته پنجم .....
۸۷	(۸-۵) انرژی و شدت پیک گسیلی، سطح زیر طیف و پهنای طیف (FWHM) برای شدت‌های تحریکی الف) ۴mW و ب) ۴۰mW .....

## مقدمه:

به علت نیاز ضروری به توسعه ارتباطات و مخابرات امروزه به دنبال ایجاد ظرفیت های بالا در انتقال اطلاعات هستیم و بنابراین بخشی از مطالعات اخیر صرف بر طرف کردن مشکلات موجود می شود. یک راه موثر استفاده از فیبر های نوری و قطعات اپتوالکترونیک در صنعت ارتباطات است. از جمله نیازهای ضروری مخابرات نوری استفاده از گسیلنده های نوری در ناحیه  $1.55\mu$  و  $1.3\mu$  و  $0.85\mu$  می باشد، زیرا اتلاف انرژی انتقالی توسط فیبر های نوری در این طول موجها مینیمم می باشد. نیمرساناهای کم نیتروژن<sup>i</sup> (آلیاژهای سه تایی و چهار تایی III-V شامل نیتروژن به میزان کمتر از ده درصد) اخیراً به خاطر خواص ذاتی غیر عادی شان و همچنین بازده بالا و قیمت ارزان در لیزرهای مادون قرمز، ترانزیستورهای دوقطبی پیوند ناهمگون که برای قطعات مورد استفاده در اپتوالکترونیک و فتونیک نوید بخشند، مورد توجه قرار گرفته اند. بیشترین مطالعه در زمینه آلیاژهای کم نیتروژن روی آلیاژ InGaNaNs متمرکز شده است چرا که این آلیاژ برای کاربرد در قطعات اپتیکی عمل کننده در محدوده طول موجی  $1300\text{nm}$  تا  $1550\text{nm}$  مناسب است. بنابراین با توجه به پیشرفتهای سریع در تکنولوژی ارتباطات و صنعت IT ضرورت تحقیق و درک فیزیکی صحیح فرآیندهای باز ترکیبی و عوامل موثر در آنها در جهت اصلاح ساختار و افزایش کارایی قطعات اپتوالکترونیکی اجتناب ناپذیر می باشد. در واقع با حضور نیتروژن و تغییرات ساختار نواری آن که منجر به کاهش گاف نواری آلیاژ می شود، می توان طول موج نور گسیلی ناشی از بازترکیب حاملها را در InGaNaNs با تغییر درصد عناصر، مورد کنترل قرار داد. اما از سوی دیگر حضور نیتروژن باعث ایجاد نقایص ساختاری شده که با افزایش مراکز بازترکیب غیر نوری، کاهش بازده گسیلی نمونه را در پی خواهد داشت. از عملیات حرارتی<sup>ii</sup> (شامل عملیات حرارتی راکتور<sup>iii</sup> و عملیات حرارتی سریع<sup>iv</sup>) می توان به عنوان یک ابزار کنترلی برای بهبود خواص کریستالی، اپتیکی و ... این نیمرساناها استفاده نمود، که در این پایان نامه تاثیر فرآیندهای مختلف عملیات حرارتی بر خواص اپتیکی و ساختاری آلیاژ InGaNaNs را مورد بررسی قرار داده ایم. چون فرآیند عملیات حرارتی پس از فرآیند رشد روی نمونه ها صورت گرفته و

<sup>i</sup> Diluted Nitrid

<sup>ii</sup> Thermal Annealing

<sup>iii</sup> Reactor Annealing

<sup>iv</sup> Rapid Thermal Annealing

برای یکنواختی متن از واژه «بازپخت» به جای عملیات حرارتی استفاده شده است گرچه عملیات حرارتی یک واژه عامتر است. نمونه هایی که در این پروژه مورد بررسی قرار گرفته اند توسط دکتر زارلیک و دکتر اسپولاند در دپارتمان تحقیقاتی میکروالکترونیک و IT انستیتوی سلطنتی استکهلم سوئد رشد داده شده و اندازه گیریهای فوتولومینسانس نمونه ها توسط آقای دکتر هرانی زاده (استاد راهنمای پروژه) و همکارانشان و با هدایت پروفیسور هولتز در دانشگاه لینشوپینگ سوئد انجام شده است. اندازه گیریهای مربوط به آنالیز توسط باریکه یونی (PIXE و RBS) در سازمان انرژی اتمی ایران و با همکاری دکتر محمد لامعی انجام شده است. داده های تجربی در دانشگاه صنعتی شاهرود با استفاده از نرم افزارهایی از قبیل Origin و Peakfit مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته اند.

این پایان نامه شامل دو بخش اصلی می باشد. بخش اول آن شامل ۵ فصل می باشد که در فصل اول مواد نیمرسانا به طور مختصر معرفی شده و در فصل دوم ساختارهای نانو شامل چاه های کوانتومی، سیم های کوانتومی<sup>i</sup> و نقاط کوانتومی<sup>ii</sup> و انواع آنها، روشهای رشد و عملیات حرارتی مورد بحث قرار می گیرد. در فصل سوم تکنیکهای تجربی و روشهای آزمایشگاهی مورد استفاده در پایان نامه شامل طیف نمایی فوتولومینسانس و آنالیز با باریکه یونی شرح داده شده است. در فصل چهارم خواص و کاربردهای نیمرساناهای کم نیتروژن بویژه InGaNAs بررسی شده اند. در فصل پنجم ساختار نمونه های مورد مطالعه و گزارش آنالیزهای انجام شده به همراه نتایج آنها تحت عنوان بررسی و تحلیل داده های تجربی ارائه شده و به طور مفصل در مورد تأثیر بازپخت بر بازده اپتیکی نمونه ها، تغییرات ساختاری آنها و ... بحث می شود.

بخش دوم پایان نامه شامل مقالاتی است که در ارتباط با موضوع پایان نامه به ژورنالهای بین المللی و داخلی و کنفرانس های بین المللی و داخلی ارائه شده است و مشتمل بر پنج مقاله می باشد. مقاله اول در دوازدهمین گردهمایی فیزیک ماده چگال که در مرکز تحصیلات تکمیلی در علوم پایه زنجان (۴-۵ خرداد ۱۳۸۵) برگزار شد، ارائه شده و مقاله دوم در کنفرانس زیر پذیرفته شده است:

International Conference on Superlattices, Nano-Structures and Nano-Devices, Istanbul, Turkey, July 30 - August 4, 2006

<sup>i</sup> Quantum Wire(QWi)

<sup>ii</sup> Quantum Dots(QDs)

مقاله سوم در کنفرانس سالیانه انجمن فیزیک ایران (۹-۶ شهریور ۱۳۸۵ - دانشگاه صنعتی شاهرود) پذیرفته و ارائه شده است. مقاله چهارم در هشتمین کنفرانس سالانه ماده چگال انجمن فیزیک ایران (۲۶-۲۵ بهمن ۱۳۸۵ - دانشگاه فردوسی مشهد) پذیرفته شده است. مقاله پنجم نیز برای چاپ به ژورنال *Advanced Materials* فرستاده شده است. مقاله « مطالعه فتولومینسانس نانو ساختارهای کم نیتروژن InGaNAs بازیخت شده » نیز برای ارسال به مجله پژوهش در دست نوشتن می‌باشد.



# بخش اول

---

# فصل اول

## مواد نیمرسانا

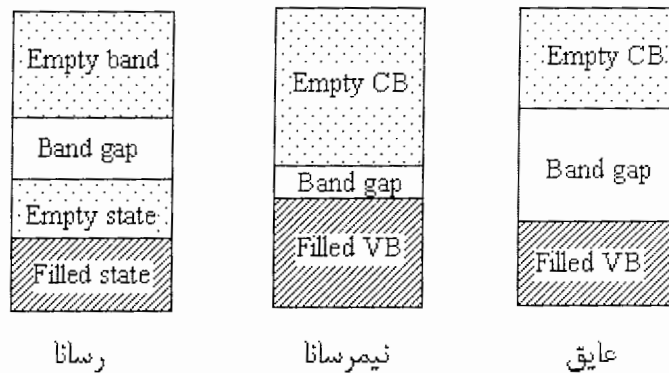
- نیمرسانا چیست؟
- دسته بندی نیمرسانا بر حسب نوع شبکه بلوری
- دسته بندی مواد نیمرسانا با توجه به جایگاه عناصر در جدول تناوبی
- دسته بندی با توجه به نوع گاف نواری  $E_g$  و انرژی گسیلی
- فرآیندهای باز ترکیب در نیمرساناها

نیمرساناها دسته‌ای از مواد هستند که رسانایی الکتریکی آنها بین عایقها و فلزات قرار می‌گیرد. ویژگی مهم این مواد آنست که رسانایی آنها با تغییر دما، برانگیختگی نوری و میزان ناخالصی به نحو قابل ملاحظه‌ای تغییر می‌کند. این قابلیت تغییر خواص الکتریکی در مقایسه با فلزات، مواد نیمه هادی را کاندیدای مناسبی برای کاربردهای الکترونیکی نموده است [۱]. با اختراع ترانزیستور در اوایل دهه ۱۹۵۰ میلادی، با بکاربردن قطعات الکترونیکی نیمه هادی به جای لامپهای خلاء انقلابی در علم الکترونیک بوقوع پیوست. [۱]. در عوض تا چند سال اخیر خواص نوری نیمرساناها در مقایسه با خواص الکترونیکی و دیگر ویژگیهای آنها به نسبت خیلی کمتری مورد مطالعه قرار گرفته بود. منتهی نشدن خواص اپتیکی به اندازه خواص الکترونیکی به موارد کاربردی (ساخت قطعات اپتیکی نیمرسانا) یکی از دلایل اصلی این مطلب بوده است. امروزه با توسعه روشهای مختلف رشد و امکان ساخت نیمرساناها ترکیبی با اندازه و ساختارهای مورد نظر شاهد تحقیقات وسیع و استفاده گسترده از قطعات اپتیکی نیمرسانا می‌باشیم.

### ۱-۱- نیمرسانا چیست؟

مواد جامد را با توجه به گاف نواری (اختلاف انرژی بین باند ظرفیت و رسانش) آنها می‌توان به سه دسته فلزات، نیمرساناها و عایقها دسته بندی کرد. در صفر کلوین همانطور که در شکل ۱-۱ به طور شماتیک نشان داده‌ایم، در فلزات آخرین نوار (نوار رسانش) نیمه پر می‌باشد، اما در نیمرساناها و عایقها نوار رسانش کاملاً خالی است. آنچه نیمرساناها را از عایقها متمایز می‌کند، کوچک بودن انرژی گاف نواری  $E_g$  آنهاست که با افزایش دما و یا سایر تحریکها، الکترونها باند ظرفیت به راحتی می‌توانند به باند رسانش رفته و در باند ظرفیت نیز حفره‌ها (جای خالی الکترونها) ایجاد شوند؛ که هم الکترونها باند رسانش و هم حفره‌های باند ظرفیت در رسانایی الکتریکی نیمرسانا سهیم می‌باشند.

الکترون تحریک شده باند رسانش در بازگشت به باند ظرفیت می‌تواند انرژی خود را به صورت گرمایی یا نوری از دست بدهد.



شکل ۱-۱- دسته‌بندی جامدات به رساناها، نیمرساناها و عایقها با توجه به نوارهای ظرفیت و رسانش

با توجه به اینکه انرژی الکترونیهای تحریک شده در گستره کوچکی از انرژی، حول و حوش گاف نواری می‌باشد، مواد نیمرسانا به عنوان کاندیداهای مناسبی برای ساخت قطعات اپتوالکترونیکی<sup>i</sup> در محدوده های طول موجی مختلف، مطرح می‌شوند. نیمرساناها را می‌توان با توجه به پارامترهای مختلف به چند دسته تقسیم بندی کرد که به برخی از این موارد بطور خلاصه اشاره می‌شود.

#### ۱-۲- دسته بندی نیمرسانا بر حسب نوع شبکه بلوری:

یک کریستال ماده‌ای است که یک نظم و ترتیب تناوبی از اتمها در سه جهت فضا دارد. اتمها ممکن است از یک نوع یا تکراری از نظم ترکیبی اتمهای از انواع گوناگون باشند. کریستال می‌تواند شامل دو قسمت جداگانه باشد: یک شبکه<sup>ii</sup> و یک پایه. شبکه یک ترتیب منظم از نقاط در فضا است. در صورتیکه پایه از ترتیبی مشابه از اتمها تشکیل شده که در هر نقطه در شبکه برآه برای ساختن کریستال تکرار شده است. بسیاری از نیمرساناها که برای کاربردهای اپتوالکترونیکی و الکترونیکی جالب هستند دارای ساختار مکعبی وجوه مرکزدار<sup>iii</sup> fcc با پایه دو اتمی می‌باشند، که اتمهای هر پایه

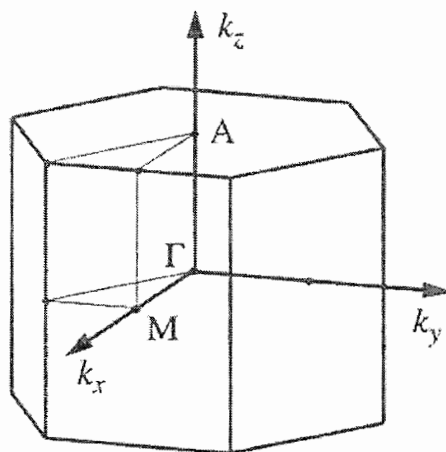
<sup>i</sup> Optoelectronic device

<sup>ii</sup> Lattice

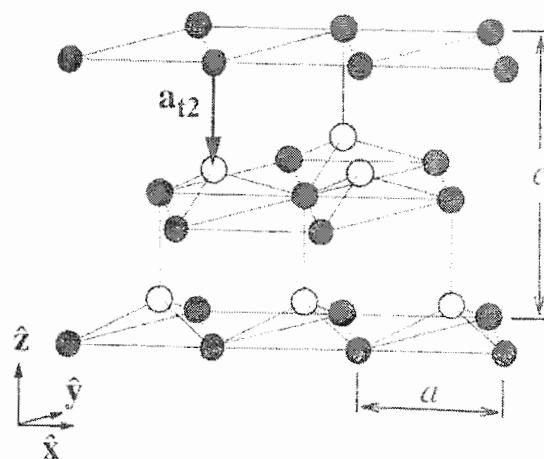
<sup>iii</sup> Face Centered Cubic

InN و GaN ، AIN که گروه تری نیتراید<sup>i</sup> نامیده می‌شوند، بیشتر ساختار ورتسایتس دارند، اما تحت شرایط خاصی می‌توانند در ساختار زنیک بلند بلوری شوند [۳]. در شرایط عادی، فاز پایدار ترمودینامیکی این نیمرساناها ساختار ورتسایتس است. در مقابل، ساختار زنیک بلند شبه پایدار (کم ثبات) است و ممکن است فقط در رشد ناهمگون لایه‌ها روی زیرلایه‌های سازش‌پذیر سطحی، به حالت پایدار برسد. ساختار ورتسایتس یک محور کریستالوگرافی یگانه دارد، که به عنوان محور c مشخص می‌شود. این ساختار از دو شبکه تنگ پکیده هگزاگونال (hcp<sup>ii</sup>) درهم فرورفته، هر کدام با اتمهای مختلف، که توسط  $\frac{3}{8}c\vec{z}$  بطور ایده‌آل از هم جدا شده‌اند، تشکیل شده است و شامل شش اتم از هر نوع در سلول واحد است (شکل ۱-۳-الف). منطقه اول بریلوئن این ساختار نیز در شکل ۱-۳-ب نشان داده شده است. نحوه چینش صفحه (۰۰۰۱) به صورت ABABAB در جهت  $\langle 0001 \rangle$  می‌باشد. ساختار ورتسایتس ایده‌آل یک سلول اولیه هگزاگونال با دو پارامتر شبکه a و c دارد که :

$$\frac{c}{a} = \sqrt{\frac{8}{3}} \approx 1.633$$



(ب)



(الف)

شکل ۱-۳-الف- ترتیب اتمها در ساختار ورتسایتس. ب- منطقه اول بریلوئن ساختار ورتسایتس

<sup>i</sup> III-Nitrides

<sup>ii</sup> Hexagonal close-packed

ساختار ورتسایتس با  $\frac{c}{a} < 1.633$  پایدار است، در صورتیکه با  $\frac{c}{a} > 1.633$  غیر پایدار است [۴]. عموماً، مواد ورتسایتس روی زیرلایه‌های هگزاگونال رشد می‌کنند؛ در صورتیکه ساختارهای زنیک بلند می‌توانند روی زیرلایه‌های مکعبی رشد داده شوند. ساختارهای پایه ورتسایتس و زنیک بلند بطور مشابه تشکیل می‌شوند، زیرا هر اتم بصورت چهارتایی توسط اتمهای با نوع شیمیایی دیگر احاطه شده‌اند.

### ۱-۳-۳- دسته بندی مواد نیمرسانا با توجه به جایگاه عناصر در جدول تناوبی:

مواد نیمرسانا با توجه به جایگاهشان در جدول تناوبی به چند دسته تقسیم بندی می‌شوند. عناصر گروه IV جدول تناوبی نظیر Si و Ge نیمرسانا بوده که به آنها نیمرساناهای عنصری نیز گفته می‌شود. از ترکیب عناصر سایر گروهها مثل ترکیبات گروه سوم با پنجم نظیر GaAs، گروه دوم با ششم چون ZnS و ترکیبات دو عنصر از گروه چهارم مانند SiC و یا ترکیبات گروه چهارم با ششم چون PbS، نیمرساناهای ترکیبی دو تایی بوجود می‌آیند.

### ۱-۳-۱- نیمرساناهای عنصری:

عناصر گروه IV جدول تناوبی نظیر Si و Ge جزء اولین مواد نیمرسانای شناخته شده‌اند که همگی دارای ساختار الماسی می‌باشند. در این کریستالها پیوندها از نوع کوالانسی است و هر اتم دارای چهار همسایه نزدیک بوده که به هر اتم چهار کوئور دینانسی<sup>i</sup> گفته می‌شود. برخی عناصر از گروههای VI و VII جدول تناوبی مانند فسفر، سولفور، سلنیوم و تلوریم نیز نیمرسانا هستند [۵]. در این کریستالها اتمها می‌توانند سه‌تایی<sup>ii</sup> (مثل P)، دو تایی<sup>iii</sup> (S, Se, Te) یا چهار کوئور دینانسی باشند.

### ۱-۳-۲- ترکیبات دو تایی:

از ترکیب عناصر سایر گروهها مثل ترکیبات گروه سوم با پنجم نظیر GaAs، گروه دوم با ششم چون ZnS و ترکیبات دو عنصر از گروه چهارم مانند SiC و یا ترکیبات گروه چهارم با ششم چون

<sup>i</sup> Four-fold coordinated

<sup>ii</sup> Three-fold coordinated

<sup>iii</sup> Two-fold coordinated

PbS، نیمرساناهای ترکیبی دو تایی بوجود می‌آیند. در مورد ترکیبات III-V نوع پیوندها در مقایسه با نیمرساناهای عنصری یونی‌تر بوده که این مساله باعث ایجاد یک سری تغییر در خواص نیمرسانا می‌گردد. همچنین افزایش برهمکنش کولنی بین یونها باعث تغییر در ساختار نواری کریستال می‌شود. یونیده شدن پیوندها برای ترکیبات II-VI باز هم بیشتر می‌شود. به عنوان یک نتیجه بیشتر نیمرساناهای ترکیبی II-VI دارای گاف نواری بزرگتر از  $1\text{ eV}$  می‌باشند [۱]. ترکیبات دو تایی IV-VI مانند PbS بخاطر داشتن گاف نواری کوچک در آشکارسازهای مادون قرمز کاربرد دارند.

#### ۱-۳-۳- اکسیدها:

اگرچه بسیاری از اکسیدها عایقهای خوبی هستند، اما برخی از آنها مانند  $\text{CuO}$  و  $\text{Cu}_2\text{O}$  نیمرساناهای شناخته شده‌ای می‌باشند. همچنین اکسید برخی عناصر گروه دوم جدول تناوبی مثل ZnO نیز نیمرسانا می‌باشند که می‌توان آنها را در ترکیبات دو تایی II-VI نیز دسته بندی کرد.

#### ۱-۳-۴- نیمرساناهای آلی:

بسیاری از ترکیبات آلی مانند پلی‌استیلن  $[(\text{CH}_2)_n]$  و پلی‌دی‌استیلن نیمرسانا هستند. نیمرساناهای آلی هنوز در قطعات الکترونیکی بکار گرفته نشده‌اند. ترکیباتی نظیر  $\text{C}=\text{C}-\text{C}=\text{C}$  دارای غیر خطیهای بزرگ ایتیکی بوده و بنابراین در کاربردهای اپتوالکترونیکی می‌توانند مهم باشند. گاف نواری این مواد در مقایسه با غیرآلیها با تغییر فرمول شیمیایی آنها بسته به کاربردشان آسانتر قابل تغییر است.

#### ۱-۳-۵- آلیاژهای نیمرسانا:

برای تولید یک نیمرسانا با گاف انرژی مشخص و همچنین هنگام رشد لایه‌های مختلف نیمرسانا روی یکدیگر برای اینکه ثابت شبکه دو ساختار بهم نزدیکتر باشد از آلیاژهای سه تایی، چهارتایی و... می‌توان استفاده کرد. یک آلیاژ سه تایی  $A_xB_{1-x}C$  را می‌توان به صورت ترکیبی از دو نیمرسانای AC

با  $x$  درصد و نیمرسانای BC با  $(1-x)$  درصد در نظر گرفت که ثابت شبکه و گاف نواری این آلیاژ با توجه به ثابت شبکه و گاف نواری دو نیمرسانای AC و BC به صورت زیر بدست می‌آیند. برای ثابت شبکه از قانون ووگارد داریم [۶]:

$$a(A_xB_{1-x}C) = xa(AC) + (1-x)a(BC) \quad (1-1)$$

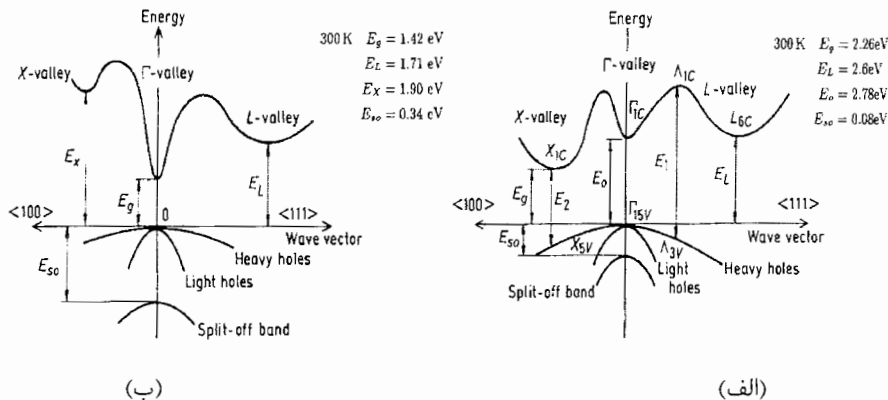
که  $a$  بیانگر ثابت شبکه نیمرسانای مورد نظر می‌باشد. و گاف نواری نیز از قانون ووگارد بدست می‌آید:

$$E_g(A_xB_{1-x}C) = xE_g(AC) + (1-x)E_g(BC) - bx(1-x) \quad (2-1)$$

که در آن  $b$  ضریب خمش بوده و برای آلیاژهای مختلف متفاوت است.

#### ۴-۱- دسته بندی مواد نیمرسانا با توجه به نوع و انرژی گاف نواری $E_g$ :

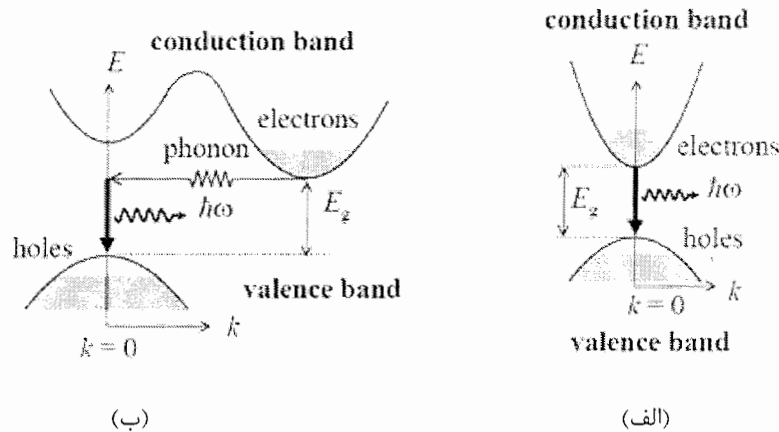
اختلاف انرژی بین بالاترین نقطه نوار ظرفیت با پایین ترین نقطه نوار رسانش به عنوان گاف نواری مشخص شده و با  $E_g$  نشان داده می‌شود. در دیاگرام ساختار نواری که انرژی بر حسب تکانه است، بالاترین نقطه باند ظرفیت به عنوان مبداء تکانه انتخاب می‌شود (نقطه  $\Gamma$ ). نیمرساناها با توجه به قرارگیری پایین ترین نقطه باند رسانش به دو دسته مستقیم و غیر مستقیم دسته بندی می‌شوند. در یک نیمرسانای مستقیم پایین ترین نقطه باند رسانش در نقطه  $\Gamma$  یعنی در  $k = 0$  قرار دارد. بنابراین در طی فرآیند باز ترکیب نوری حاملهای تحریک شده، تغییر تکانه صفر است. اما اگر پایین نوار رسانش در نقطه‌ای غیر از نقطه  $\Gamma$  باشد ( $k \neq 0$ )، با یک نیمرسانای غیر مستقیم سر و کار داریم. در این نوع نیمرساناها فرآیند باز ترکیب نوری مستلزم تغییر تکانه می‌باشد.



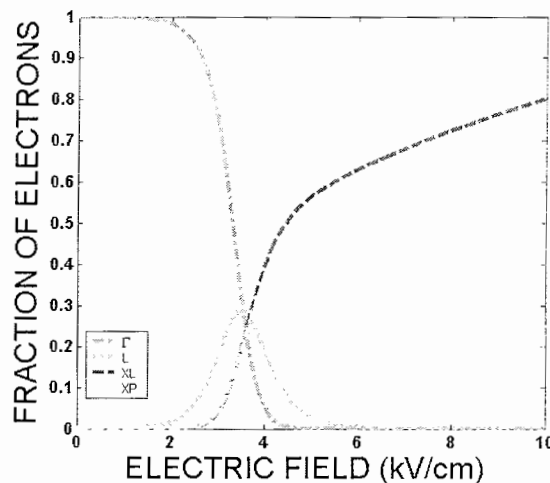
شکل ۴-۱: ساختار نواری (الف) GaP و (ب) GaAs در  $300\text{ K}$  [۷]



در شکل ۴-۱ الف ساختار نواری GaP که یک نیمرسانای غیر مستقیم و در ۴-۱-ب ساختار نواری GaAs که یک نیمرسانای مستقیم است را در دمای ۳۰۰ K مشاهده می‌کنید. نیمرساناهای مستقیم برای کاربردهای اپتوالکترونیکی مناسب‌ترند، زیرا باز ترکیب الکترون نوار رسانش با حفره در نوار ظرفیت مستلزم هیچ گونه تغییری در تکانه آن نمی‌باشد؛ در صورتی که در نیمرساناهای غیر مستقیم برای بقای تکانه، یک فونون نیز بایستی گسیل شود که این مسأله در شکل ۴-۱-۵ بطور شماتیک نشان داده شده است. شکل ۴-۱-۶ نیز چگالی الکترونها در نقاط  $\Gamma$ ، L و XL را برای GaAs برحسب میدان الکتریکی در ۳۰۰ K نشان می‌دهد.



شکل ۴-۱-۵ یک طرح شماتیک از فرآیند گسیل نور در نیمرسانای الف (مستقیم و ب) غیر مستقیم [۸]



شکل ۴-۱-۶ چگالی الکترونی در دره‌های  $\Gamma$ ، L، XL و XP برای GaAs [۹]

طول موج گسیلی و جذبی نیمرسانا حول و حوش گاف نواری آن می‌باشد. نور گسیلی برخی از نیمرساناها مانند InAs در محدوده مادون قرمز، GaN در ناحیه آبی و... می‌باشد. جدول ۱-۱ برخی از نیمرساناها و محدوده گسیلی آنها را نشان می‌دهد.

جدول ۱-۱: مشخصات برخی از نیمرساناها

نیمرسانا	ساختار بلوری	نوع گاف نواری	ثابت شبکه (Å)	انرژی گاف در ۳۰۰ K (eV)
InAs	زینک-بلند	مستقیم	۶/۰۶	۰/۳۶
GaSb	زینک-بلند	مستقیم	۶/۰۹	۰/۷۲
Si	الماسی	غیر مستقیم	۵/۴۳	۱/۱۲
GaAs	زینک-بلند	مستقیم	۵/۶۴	۱/۴۲
InN	ورتسایتس	مستقیم	۵/۶۹-۳/۵۳	۰/۷ - ۲/۱
GaP	زینک-بلند	غیر مستقیم	۵/۴۵	۲/۲۶
GaN	ورتسایتس	مستقیم	۵/۱۷-۳/۱۸	۳/۴۴

چون گاف نواری یک نیمرسانا تابع فاصله میانگین اتمهاست و این فاصله با تغییر دما و فشار تغییر می‌کند، گاف نواری تابعی از دما و فشار خواهد بود. در یک نیمرسانای کپه‌ای وابستگی گاف نواری به دما و فشار طبق رابطه تجربی ورشنی به صورت زیر می‌باشد:

$$\Delta E_g = \left( \frac{\partial E_g}{\partial P} \right)_T \Delta P + \left( \frac{\partial E_g}{\partial T} \right)_P \Delta T$$

که برای GaAs در دمای ۳۰۰K داریم [۱۰]:

$$\left( \frac{\partial E_g}{\partial T} \right)_P = -5.0 \times 10^4 \frac{eV}{K}$$

$$\left( \frac{\partial E_g}{\partial P} \right)_T = 11 \times 10^6 \frac{eV}{Bar}$$

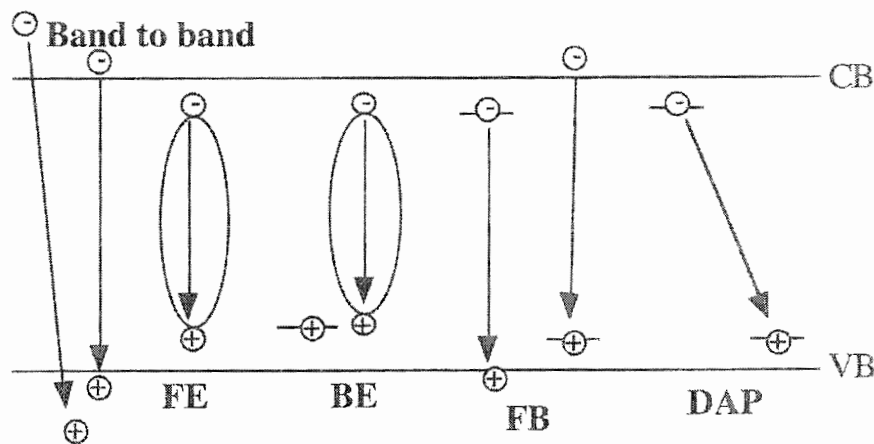
#### ۱-۵- فرآیندهای باز ترکیب در نیمرساناها:

باز ترکیب الکترونها و حفره‌ها در یک نیمرسانا نقش مهمی در رفتار الکتریکی و اپتیکی آنها بازی می‌کند. باز ترکیب الکترونها و حفره‌ها فرآیندی است که توسط نیستی هر دو حامل با یکدیگر می‌باشد؛ الکترون در یک یا چند مرحله به حالت خالی که مربوط به حفره است می‌افتد، و هر دو حامل در یک فرآیند نابود می‌شوند. اختلاف انرژی بین حالت‌های اولیه و نهایی الکترون آزاد می‌شود (ناپدید می‌شود).

این منجر به یک دسته بندی ممکن از فرآیندهای بازترکیب می‌شود: بازترکیب نوری و غیر نوری. برای بررسی فرآیندهای بازترکیب، یک نمونه تحت مطالعه ابتدا بایستی به یک حالت غیرتعادلی تحریک شود؛ برای مثال، با جذب نوری با انرژی فوتونی متجاوز از گاف نواری.

### ۱-۵-۱- بازترکیب نوری :

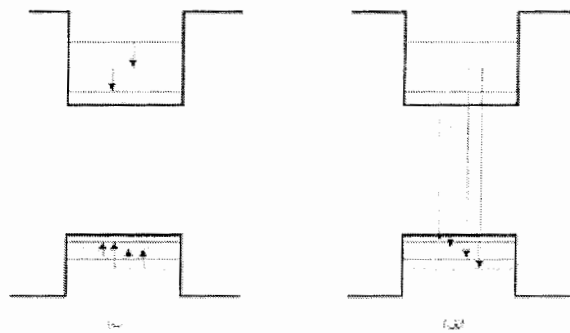
اگر الکترون موجود در نوار ظرفیت در یک نیمرسانا با کسب انرژی به نوار رسانش انتقال یابد و در جای خود یک حفره باقی گذارد، نیمرسانا به حالت برانگیخته رفته و با گذشت زمان کمی، الکترون موجود در نوار رسانش با حفره بجا مانده در نوار ظرفیت بازترکیب می‌نماید؛ که حاصل آن آزاد شدن انرژی کسب شده می‌باشد. اگر این انرژی به صورت فوتون ساطع گردد، بازترکیب نوری فوق را لومینسانس گویند. اگر تحریک اولیه توسط منبع نوری مانند لیزر انجام گیرد، فرآیند مورد نظر فتولومینسانس خوانده می‌شود و چنانچه حاملها توسط بمباران الکترونیهای با انرژی بالا تحریک شوند، مکانیزم، کاتدولومینسانس نامیده می‌شود؛ و اگر تحریک توسط اعمال جریان انجام شود، مکانیزم الکترومولومینسانس نامیده می‌شود. فرآیند بازترکیب نوری خود دارای مکانیزمهای مختلف و دسته بندیهای گوناگون است.



شکل ۱-۷- دیاگرام انتقالهای نوری در نیمرساناها. انتقالهای نوار به نوار، و اکسیتون آزاد FE انتقالهای تابشی ذاتی و انتقالهای اکسیتون مقید BE، حامل آزاد با مقید FB و جفت دهنده-پذیرنده DAP انتقالهای نوری غیر ذاتی می‌باشند.

یک دیاگرام شماتیک از تحریکهای الکترونی بسیار مهم با انتقالهای نوری مربوطه در شکل ۷-۱ نشان داده شده است. فرآیندهای نوری می‌توانند هم منشاء ذاتی<sup>i</sup> و هم منشاء غیر ذاتی<sup>ii</sup> داشته باشند. بازترکیب نوار به نوار<sup>iii</sup> و بازترکیب اکسیتون آزاد<sup>iv</sup> (FE) به عنوان انتقالهای تابشی ذاتی، و بازترکیب اکسیتون مقید<sup>v</sup> (BE)، بازترکیب حامل آزاد با مقید<sup>vi</sup> و بازترکیب جفت دهنده-پذیرنده<sup>vii</sup> (DAP) به عنوان انتقالهای تابشی غیر ذاتی شناخته می‌شوند. بازترکیب نوار به نوار بین یک الکترون از نوار رسانش (CB) و یک حفره در نوار ظرفیت (VB) اتفاق می‌افتد. این بازترکیب به چگالی الکترونها در دسترس (n) و چگالی حفره‌های در دسترس (p) وابسته است. چون به وجود هر دو حامل در فرآیند بازترکیب نیاز است، نسبت بازترکیب متناسب با حاصلضرب n و p خواهد بود.

در یک ساختار چاه کوانتومی (QW)، انتقالهای نوار به نوار می‌توانند منجر به بازترکیب intra-band یا inter-band شوند. انتقالهای intra-band بین حالت‌های متعلق به همان باند (CB یا VB) اتفاق می‌افتد، در صورتیکه انتقالهای inter-band بین حالت‌های CB و VB رخ می‌دهد. شکل ۸-۱ بازترکیبهای بین دو نوار و داخل یک نوار را نشان می‌دهد.



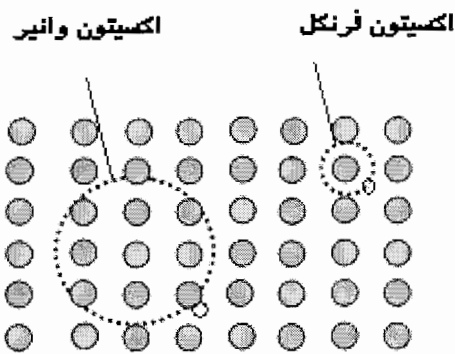
شکل ۸-۱- الف) گذارهایی که بین دو نوار ظرفیت و هدایت و ب) گذارهایی که بین زیرترازهای یک نوار(هدایت یا ظرفیت) در یک QW اتفاق می‌افتد [۱۱].

- <sup>i</sup> Intrinsic
- <sup>ii</sup> extrinsic
- <sup>iii</sup> Band-to-band
- <sup>iv</sup> Free Exiton
- <sup>v</sup> Bound Exiton
- <sup>vi</sup> Free-to-Bound Recombination
- <sup>vii</sup> Donor- Acceptor Pair Transition

باز ترکیب inter-band بین حالت‌های با عدد کوانتومی n در QW از قوانین انتخاب زیر پیروی می‌کند [۱۲]:

$$\Delta n = 0 \quad \Delta m_j = 0, \pm 1$$

که  $m_j$  عدد کوانتومی مغناطیسی مربوط به حالت‌های CB و VB است. الکترون‌ها و حفره‌های تحریک شده ممکن است به صورت ضعیف به فرم اکسیتون آزاد با برهمکنشی کولنی جاذب متقابل، مقید شوند که می‌تواند به صورت یک ماهیت (موجود) واحد در کریستال حرکت کند. انرژی باز ترکیب اکسیتون به اندازه انرژی قیدی اکسیتون<sup>i</sup> کاهش می‌یابد. بسته به گیراندازی<sup>ii</sup> ماده، اکسیتون می‌تواند دو نوع متفاوت باشد. زمانی که اکسیتون قویاً مقید شده باشد به عنوان اکسیتون فرنکل شناخته می‌شود [۱۳] که معمولاً در مورد کریستال‌های یونی این نوع اکسیتون دیده می‌شود. نوع دوم، اکسیتون‌های وانیر-مات هستند که به صورت ضعیف مقید شده‌اند و دارای یک تابع موج با گستردگی چندین اتم می‌باشند. اکسیتون وانیر-مات تحرک بالایی دارد و در نیمرساناها بیشتر این نوع اکسیتون مشاهده می‌شود انرژی قیدی اکسیتون وانیر-مات می‌تواند توسط تئوری جرم مؤثر مشخص شود [۲]. شکل ۹-۱ طرحی از اکسیتون‌های فرنکل و وانیر-مات را در مقایسه با فواصل اتمی نشان می‌دهد.

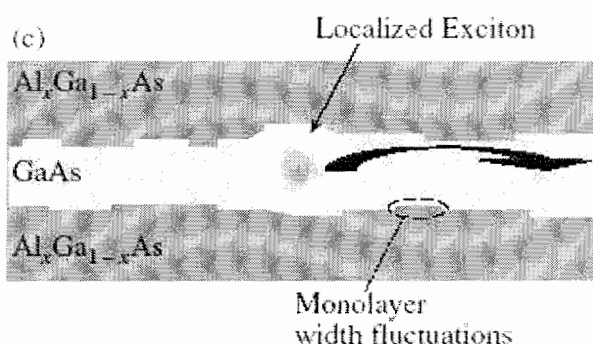


شکل ۹-۱- شماتیک یک اکسیتون فرنکل و یک اکسیتون وانیر-مات

<sup>i</sup> Exciton binding energy

<sup>ii</sup> Involve

اکسیتونهای آزاد ممکن است توسط ناهمواریهای پتانسیلی یا افت و خیزهای<sup>i</sup> بین دو لایه رشد داده شده جایگزیده گردند، که باعث کاهش انرژی گسیلی این نوع اکسیتونها به اندازه انرژی جایگزیدگی می‌شود. شکل ۱-۱۰ یک اکسیتون جایگزیده بواسطه افت و خیزهای سطح مشترک دو ماده را نشان می‌دهد.



شکل ۱-۱۰-۱- طرحی از یک اکسیتون جایگزیده در لایه GaAs بخاطر افت و خیزهای سطحی بین دو لایه

در حضور ناخالصیها یا نقایص، اکسیتونهای مقید BE ممکن است مشاهده شوند. شکل‌گیری BE می‌تواند از راه‌های مختلفی مثل گیراندازی پی در پی الکترونها و حفره‌ها در یک مرکز ناخالصی یا نقص منفرد، گیراندازی مستقیم FE، یا تحریک مستقیم در حالت‌های BE، انجام شود. در تمام حالتها جفت الکترون-حفره به صورت ضعیف به ناخالصی مقید خواهند بود. انرژی مقید بودن اکسیتون به نقص، انرژی بازترکیب BE نسبت به FE را کاهش می‌دهد. مشاهده انتقال BE می‌تواند دال بر حضور ناخالصی‌ها یا نقایص در ماده باشد؛ و همچنین می‌تواند اطلاعاتی درباره ساختار الکترونی آنها ارائه دهد [۴]. گسیل BE توسط یک پهنای طیفی باریک مشخص می‌شود، که اساساً از مورد مربوط به FE کوچکتر است. پهنای خط از مرتبه 0.1 meV برای اکسیتونهای مقید به ناخالصیهای کم عمق<sup>ii</sup> در GaAs دیده شده‌اند [۱۴]. اغلب، هر دو اکسیتون آزاد و مقید همزمان در یک ماده وجود دارند. گسیل PL حامل آزاد به مقید (Free-to-Bound) بخاطر بازترکیب یک الکترون (حفره) از CB (VB) به یک حالت پذیرنده (دهنده) است.

<sup>i</sup> Fluctuation

<sup>ii</sup> shallow

معمولاً، فقط حالت‌های پایه پذیرنده یا دهنده سهم قابل توجهی در فرآیندهای بازترکیب دارند. هنگامی که هردو ناخالصی دهنده و پذیرنده در یک نیم‌رسانا حضور دارند انتقال‌های تابشی بین حالت‌های مربوطه می‌تواند رخ دهد. برهمکنش کولنی بین آنها، انرژی‌های قیدی<sup>i</sup> را کاهش می‌دهد به صورتیکه جدایی انرژی حالت‌های جفت دهنده و پذیرنده می‌شود:

$$h\nu(R) = E_g - E_A - E_D + \frac{e^2}{4\pi\epsilon_0\epsilon_r R} + J(R)$$

که  $E_D$  و  $E_A$  به ترتیب انرژی قیدی پذیرنده و دهنده،  $R$  فاصله بین دهنده و پذیرنده،  $\epsilon_0$  گذردهی خلاء، و  $\epsilon_r$  ثابت دی‌الکتریک نسبی ماده است. ترم چهارم به برهمکنش کولنی بین دهنده و پذیرنده یونیزه شده اشاره دارد و آخرین جمله، یک ترم تصحیحی است، که شامل برهمکنش دوقطبی-دوقطبی بین اتم‌هاست (برهمکنش واندروالس). برای جفت‌های دور از هم ترم‌های برهمکنش کولنی و واندروالسی خیلی کوچکند و پایین‌ترین انرژی فوتون ممکن  $h\nu$  حاصل می‌شود.

#### ۱-۵-۲- بازترکیب غیرتابشی<sup>ii</sup>:

با توجه به اینکه موضوع اصلی این پایان‌نامه بر خواص اپتیکی و گسیل نوری نانوساختارهای InGaAs استوار است، بخش اصلی مورد بحث بازترکیب‌های نوری خواهند بود و ما به فرآیندهای بازترکیب غیر تابشی اشاره‌ای نمی‌کنیم، ولی در حد مختصر لازم است یادآوری گردد که یک جفت الکترون-حفره می‌توانند به صورت غیرتابشی بازترکیب کنند. انرژی اضافی می‌تواند به یک فونون یا تعداد بیشتر فونون منتقل می‌شود؛ یا توسط بازترکیب غیر تابشی اوژه<sup>iii</sup>، انرژی اضافی به صورت انرژی جنبشی به حامل دیگری داده شود. تمام فرآیندهای بازترکیب غیرتابشی باعث تولید گرما در داخل ماده می‌شوند. مطالعه تجربی فرآیندهای غیرتابشی موضوع مورد بحث ما نیست. بدیهی است که تلاش ما بر افزایش نسبت بازترکیب نوری به بازترکیب غیر نوری و در نتیجه افزایش راندمان اپتیکی نانوساختار مورد مطالعه خواهد بود؛ و در ادامه خواهیم دید که از جمله عوامل موثر در این زمینه

<sup>i</sup> Binding energies

<sup>ii</sup> Nonradiative recombination

<sup>iii</sup> Auger Recombination

فرآیندهای عملیات حرارتی می‌باشند که به طور چشمگیری راندمان نوری ساختارهای مورد نظر را افزایش می‌دهند.



- [۱] B.G. Streetman, *Solid State Electronic Devices*, Third Edition, Prentice-Hall (1990).
- [۲] C. M. Wolf, N. H. Holonyak, G. E. Stillman; *Physical Properties of Semiconductors*, Prentice-Hall, New Jersey, US (1989)
- [۳] H. Morkoc, S. Strite, G. B. Gao, M. E. Lin, B. Sverdlov, and M. Burns; *J. Appl. Phys.* **76**, 1363 (1994)
- [۴] M. Izadifard; *Optical Characterization of dilute nitride semiconductors and related quantum structures*; dissertation No.995, Linkoping University- IFM, (2006)
- [۵] Peter Y. Yu, and H.C. Manuel Cardona, *Fundamentals of Semiconductors*, Third Edition, Springer (2001)
- [۶] J. Singh, *Semiconductor Optoelectronics*, Mc Grow-Hill. Inc (1995)
- [۷] <http://www.ioffe.rssi.ru/SVA/NSM/Semicond/>
- [۸] Luminescence; phy375\_notes\_5.pdf
- [۹] V. K. Arora; Wilkes University, meet 050317
- [۱۰] مقدمه ای بر نورشناخت نیمه رساناها، ناصر پیغمبریان، استفان کوچ، آندره میزیروویچ، ترجمه دکتر حمید رضا مهاجری مقدم، دکتر حبیب تجلی، چاپ اول، انتشارات آستان قدس رضوی، (۱۳۸۰).
- [۱۱] T. Lundstrom; *Theoretical and optical investigation of some III-V based quantum wells and modulation doped heterostructures*; dissertation No.489, Linkoping University- IFM, (1996).
- [۱۲] R. Dingle, W. Wiegmann, and C. H. Henry; *Phys. Rev. Lett.* **33**, 827 (1974)
- [۱۳] J. Frenkel; *Phys. Rev.* **37**, 1276 (1931)
- [۱۴] M. A. Gilleo, P. T. Bailey, and D.E. Hill; *Phys. Rev.* **174**, 898 (1968)

## فصل دوم

### ساختارهای نانو، روشهای رشد و عملیات حرارتی

➤ ساختارهای نانو

➤ رشد رونشستی

➤ عملیات حرارتی

نانوساختارهای نیمرسانا (ابرشبکه‌ها،<sup>i</sup> چاههای کوانتومی<sup>ii</sup>، سیمهای کوانتومی<sup>iii</sup> و نقاط کوانتومی<sup>iv</sup>) به دلیل محدود کردن حرکت حاملها و در نتیجه افزایش همپوشانی توابع موج آنها که باعث افزایش قابل ملاحظه بازده اپتیکی در این مواد می‌شود، مورد توجه می‌باشند. پیشرفتهای فراوان در زمینه رشد مواد، قابلیت رشد لایه‌هایی با ضخامت در ابعاد چند نانومتر را فراهم ساخته است. شرایط رشد بلورهای نیمرسانا که برای قطعات الکترونیکی و اپتوالکترونیکی استفاده می‌شوند، بسیار دقیقتر و مشکلتر از شرایط سایر مواد است.

علاوه بر اینکه نیمرساناها باید به صورت تک بلورهای بزرگ در دسترس باشند، باید خلوص آنها نیز در محدوده بسیار ظریفی کنترل شود. مثلاً، تراکم ناخالصیهای مورد استفاده در بلورهای Si فعلی از یک قسمت در ده میلیارد کمتر است. چنین درجاتی از خلوص مستلزم دقت بسیار در استفاده و بکارگیری مواد در هر مرحله از فرآیند ساخت است. از هنگام اختراع ترانزیستور در سال ۱۹۴۸، پیشرفت تکنولوژی قطعات حالت جامد نه تنها به توسعه مفاهیم قطعات الکترونیکی بلکه به بهبود مواد نیز وابسته بوده است. برای مثال واقعیت توانایی کنونی در ساخت مدارهای مجتمع حاصل پیشرفت‌های علمی قابل ملاحظه در زمینه رشد سیلیسیم تک بلور در آغاز و میانه دهه ۱۹۵۰ بوده است [۱]. در این قسمت به بررسی نانوساختارهای نیمرسانا و روش رشد رونشستی<sup>v</sup> که یکی از مهمترین روشهای رشد مخصوصاً برای رشد نیمرساناهای ترکیبی است، می‌پردازیم. در ادامه نیز فرآیندهای مختلف عملیات حرارتی که در بهبود خواص اپتیکی و ساختاری نانو ساختارها اهمیت دارند را بررسی می‌کنیم.

---

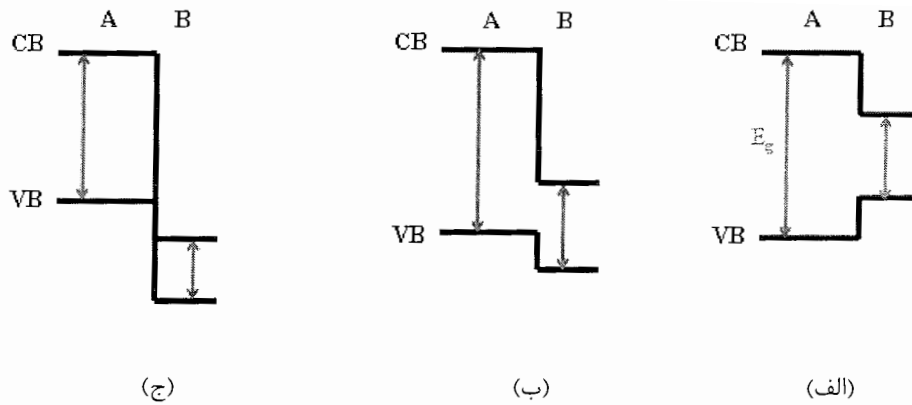
<sup>i</sup> Super Lattice  
<sup>ii</sup> Quantum Well (QW)  
<sup>iii</sup> Quantum Wire  
<sup>iv</sup> Quantum Dot  
<sup>v</sup> Epitaxial Growth

## ۲-۱- ساختارهای نانو:

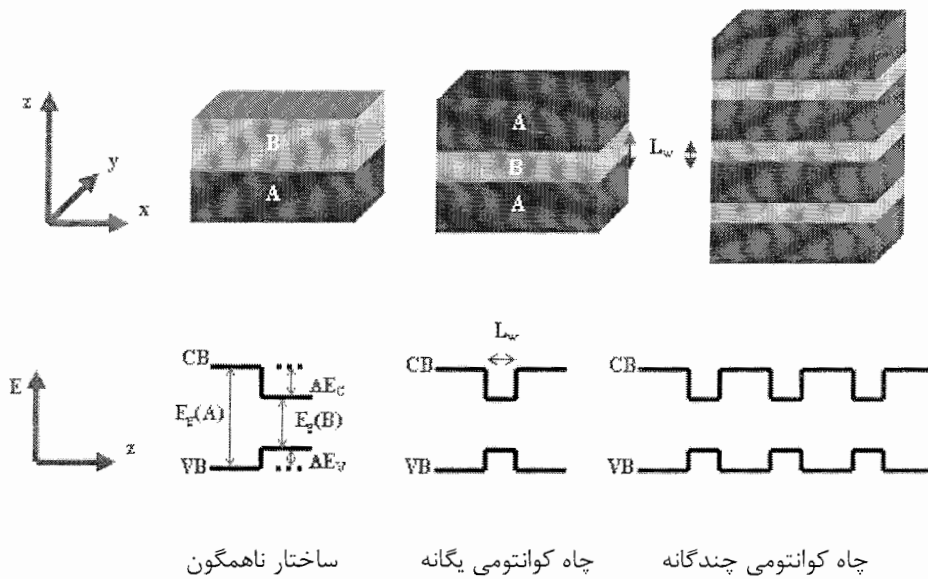
### ۲-۱-۱- ساختارهای ناهمگون<sup>۱</sup>، چاههای کوانتومی و ابرشبکه‌های نیمرسانا:

با ساخت یک نیمرسانا با بیش از یک ماده بصورتیکه تناوبی بودن کریستال حفظ شود، یک ساختار ناهمگون (HS) ایجاد می‌شود. کار روی اندازه‌های کوانتومی ساختارهای ناهمگون در ۱۹۶۹ زمانیکه خواص جدید مواد فوق نازک پیشگویی شده بود، شدت گرفت [۲]. روشهای مدرن رشد کریستال، چون MOCVD یا MBE نقش بزرگی در پیشرفت تکنولوژی برای ایجاد اتصالات ناهمگون (HJ) کیفیت بالا و ساختارهای چند لایه‌ای مثل چاههای کوانتومی QWs و ابر شبکه‌ها ایفا کردند. ساختارهای ناهمگون قادر به بهبود قابل توجه قطعات نیمرسانا می‌باشند. چون امکان طراحی قطعات اپتوالکترونیکی را می‌دهند، که در آنها محدودیت فضایی حاملها و در نتیجه همپوشانی بیشتر توابع موج الکترون و حفره باعث افزایش راندمان نوری قطعه می‌شود [۳]. دو پارامتر مهم در یک اتصال ناهمگون، انفعال نوار رسانش  $\Delta E_C$  و انفعال نوار ظرفیت  $\Delta E_V$  می‌باشد (شکل ۲-۲)، که به پارامترهایی از قبیل ترتیب رشد لایه‌ها، میدانهای پیزوالکتریک در نمونه، کرنش و ... وابسته است. مقادیر مورد نظر  $\Delta E_C$  و  $\Delta E_V$  با انتخاب نیمرساناهای با ترکیب متفاوت، حاصل می‌شود [۴]. گسستگی نواری نشان داده شده در شکل ۲-۱-الف به ترکیب نوع I اشاره دارد که گاف کوچک در داخل گاف انرژی بزرگتر واقع می‌شود. انواع دیگر ترتیب نواری هم رخ می‌دهند مانند پیکربندی نوع II و III نشان داده شده در شکل ۲-۱-ب و ۲-۱-ج. در نوع I ساختارهای ناهمگون، حاملها (الکترونها یا حفره‌ها) تحریک شده نزدیک سطح داخلی ناهمگون، جایگزیده خواهند بود و سرانجام در همان ناحیه از ساختار ناهمگون بازترکیب می‌کنند، که همپوشانی بزرگی از توابع موج حاملهای بازترکیبی ایجاد می‌کند. بنابراین، از نظر احتمال انتقال اپتیکی، پیکربندی نواری نوع I بهتر است، زیرا انتقال اپتیکی بین پایین‌ترین حالتها در ساختار نوع II از نظر فضایی غیرمستقیم است. چاه کوانتومی QW می‌تواند توسط دو اتصال ناهمگون (HJS) همسایه (کنار هم) ایجاد شود و چاههای کوانتومی چندگانه MQWS می‌تواند با رشد چندین سری، ایجاد شوند که در شکل ۲-۲ نشان داده شده است. حاملها در داخل محدوده چاه محدود خواهند شد و فقط در دو بعد آزادی حرکت دارند.

<sup>۱</sup> Heterostructure



شکل ۱-۲- انواع مختلف ساختارهای ناهمگون الف- نوع I ، ب- نوع II و ج- نوع III



شکل ۲-۲- نوارهای انرژی و انفصال نواری برای ساختار ناهمگون نوع I ، چاه کوانتومی یگانه و چندگانه .

چاه پتانسیل یگانه<sup>i</sup> SQW ، شامل یک لایه خیلی نازک ( $d \leq 100 \text{ \AA}$ ) از یک نیمرساناست که مابین دو لایه نازک از نیمرسانای دیگری با گاف انرژی پهنتر و با ثابت شبکه مشابه ساندویچ شده- است. اگر چندین لایه اینگونه بصورت متناوب از چاه و سد (با ضخامتی بیش از ضخامت چاه) رشد داده شود ساختار چاه کوانتومی چندگانه داریم. بطور ایده‌آل ساختارهای چاه کوانتومی چندتایی خواص نوری مشابهی با ساختار یک چاه کوانتومی منفرد را نمایش می‌دهند به جز اینکه مقدار چگالی

<sup>i</sup> Single Quantum Well (SQW)

نوری، در راستای محور رشد  $Z$  در عدد  $N$ ، تعداد کل تناوب ساختار، ضرب می‌شود [۵]. یکی دیگر از ساختارهای مهم لایه‌های نازک، ابر شبکه‌ها<sup>۱</sup> هستند، که در آنها هر دو لایه چاه و سد بینهایت نازک ساخته می‌شوند. در ابر شبکه‌ها توابع موج الکترونی در چاههای پتانسیلی مجاور روی هم افتادگی پیدا می‌کنند که به این علت خواص این ساختار با ساختار چاههای کوانتومی چندگانه تفاوت دارد. عنوان ابر شبکه در واقع این حقیقت را بیان می‌کند که یک تناوب جدید فضایی روی شبکه اصلی نیم‌رساناهای تشکیل‌دهنده در راستای محور رشد  $Z$ ، اعمال می‌شود. در ساختارهای چاه کوانتومی چندگانه که در آن سدهای پتانسیل به اندازه کافی ضخیم هستند، توابع موج در چاههای مجاور روی هم افتادگی پیدا نمی‌کنند. در عوض در ساختارهای ابر شبکه که دارای سد پتانسیل نازک هستند، توابع موج از چاههای پتانسیل مجاور روی هم می‌افتند. سد پتانسیل نازک اجازه تونل زدن ذرات از یک چاه به درون چاه مجاور را می‌دهد. برای  $N$  چاه پتانسیل، هر تراز تبهگن به  $N$  تراز می‌شکافد و با در نظر گرفتن اسپین، نوارهای انرژی که دارای  $2N$  حالت انرژی هستند، تشکیل می‌شود.

در یک چاه کوانتومی یگانه، محور  $Z$  را در راستای محور رشد (یعنی عمود بر سطح لایه نازک) در نظر می‌گیریم. بنابراین حرکت الکترون در جهت محور  $Z$  محدودیت دارد.

ترازهای انرژی متناظر با

$$V(z) = \begin{cases} 0 & -\frac{L_z}{2} < z < \frac{L_z}{2} \\ \infty & |z| > \frac{L_z}{2} \end{cases} \quad (1-2)$$

خواهند بود. حاملهای بار می‌توانند در صفحه  $xy$  آزادانه حرکت کنند. تصور می‌شود که نوارهای انرژی مربوط سهمی وار و ناتبهگن باشند. فرض می‌کنیم جرم موثر الکترون  $m_e$  و جرم موثر حفره  $m_h$  باشند. در غیاب اندرکنش کولنی الکترون - حفره از حل معادله شرودینگر داریم:

$$E_i = \frac{\hbar^2}{2m} (k_x^2 + k_y^2) \quad (2-2)$$

با در نظر گرفتن بالای نوار ظرفیت به عنوان مرجع انرژی صفر، مقادیر ویژه انرژی برای یک الکترون و یک حفره در صفحه  $xy$  می‌شود:

<sup>۱</sup> Super Lattice

$$E_e(k) = E_g + \frac{\hbar^2}{2m_e} (k_x^2 + k_y^2) \quad (3-2)$$

$$E_h(k) = -\frac{\hbar^2}{2m_e} (k_x^2 + k_y^2) \quad (4-2)$$

اما برای راستای z ها، مسأله ذره در چاه پتانسیل را داریم. برای حالت‌های زوج (+) و فرد (-) داریم :

$$E_z^+ = \frac{4 \left( j_e - \frac{1}{2} \right)^2 \pi^2 \hbar^2}{2mL_z^2} \quad j_e=1,2,3,\dots \quad (5-2)$$

$$E_z^- = \frac{4j_e^2 \pi^2 \hbar^2}{2mL_z^2} \quad (6-2)$$

و انرژی حالت پایه :

$$j_e=1 \quad E_{1z}^+ = \frac{\pi^2 \hbar^2}{2mL_z^2} \quad (7-2)$$

و انرژی کل می‌شود :

$$E = \frac{\hbar^2}{2m} \left[ \frac{j^2 \pi^2}{L_z^2} + k_x^2 + k_y^2 \right] \quad (8-2)$$

شکافتگی انرژی بین ترازهای انرژی حفره متوالی (زیرنوارها) معمولاً به علت جرم موثر بزرگتر حفره، کوچکتر هستند. اگر چاه پتانسیل دارای عمق  $V_0$  باشد :

$$V(z) = \begin{cases} 0 & -\frac{L_z}{2} < z < \frac{L_z}{2} \\ V_0 & |z| > \frac{L_z}{2} \end{cases} \quad (9-2)$$

معادلات (7-2 و 8-2) نشان می‌دهند که انرژی‌های کوانتیده حالت مقید با  $L_z$ ، بصورت  $\frac{1}{L_z^2}$

تغییر می‌کنند. لذا اگر  $L_z$  کاهش یابد، انرژی حالت‌های مقید به مقادیر بالاتر تغییر مکان می‌دهند. این پدیده جابجایی به سمت آبی بعلت محبس کوانتومی را " اثر اندازه کوانتومی<sup>1</sup> می‌گویند. چندین امکان

<sup>1</sup> Quantum Size Effect

برای یک اختلاف گاف انرژی،  $\Delta E_g = E_g^B - E_g^A$  بین مواد A و B که یک چاه کوانتومی را تشکیل می‌دهند وجود دارد.

در نیمرسانای نوع اول :

$$E_V^A - E_V^B = \Delta E_V > 0$$

$$E_C^A - E_C^B = \Delta E_C < 0$$

(۱۰-۲)

$$\Delta E_V, \Delta E_C < E_g^A - E_g^B$$

پارامتر  $Q = \frac{\Delta E_C}{\Delta E_V}$  چگونگی قرار گرفتن نوار ظرفیت و نوار هدایت را معین می‌کند. بطور کلی فرض

می‌شود که بیشتر جابجایی نوار انرژی بین نوارهای هدایت صورت می‌گیرد [۵].

## ۲-۱-۲- نیمرساناهای شبه یک بعدی و صفر بعدی (سیمهای کوانتومی<sup>i</sup> و نقاط کوانتومی<sup>ii</sup>):

اثرهایی که در چاههای پتانسیل مشاهده گردید، باعث شد که علاقه و توجه محققان به نیمرساناهایی با ابعاد کوچکتر و خواص حبس کوانتومی بیشتر، جلب شود. به ساختارهایی که در آنها حرکت زوج الکترون حفره در دو بعد فضایی محدود شده سیمهای کوانتومی می‌گویند. سیمهای کوانتومی مواد شبه یک بعدی هستند.

انرژی برای سیمهای کوانتومی به صورت زیر می‌باشد:

$$E = \frac{\hbar^2}{2m} \left( \frac{j_x \pi}{L_x} \right)^2 + \frac{\hbar^2}{2m} \left( \frac{j_z \pi}{L_z} \right)^2 + \frac{\hbar^2}{2m} k_y^2 \quad (۱۱-۲)$$

از نقاط کوانتومی QD یا جعبه‌های کوانتومی<sup>iii</sup> در تمام زیرساختارهای نیمرسانایی یاد می‌کنیم که حرکت زوج الکترون حفره ایجاد شده در تمام جهات فضا، در سه بعد محدود شده باشد (نیمرساناهای شبه صفر بعدی یا هیچ بعدی). شعاع یک نقطه کوانتومی معمولاً در حد چند ده آنگسترم است که با شعاع بوهر اکسیتون قابل قیاس است [۵] و ترازهای انرژی به صورت زیر بدست می‌آیند:

$$E^c = E_g + \frac{\hbar^2}{2m_e} \left[ \frac{\alpha_{ne} I_e^4}{R} \right]^2 \quad (۱۲-۲)$$

<sup>i</sup> Quantum Wire

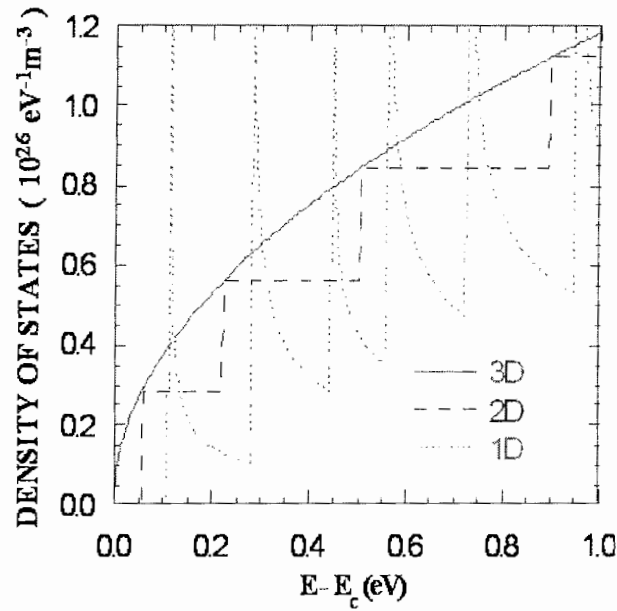
<sup>ii</sup> Quantum Dot

<sup>iii</sup> Quantum Boxes

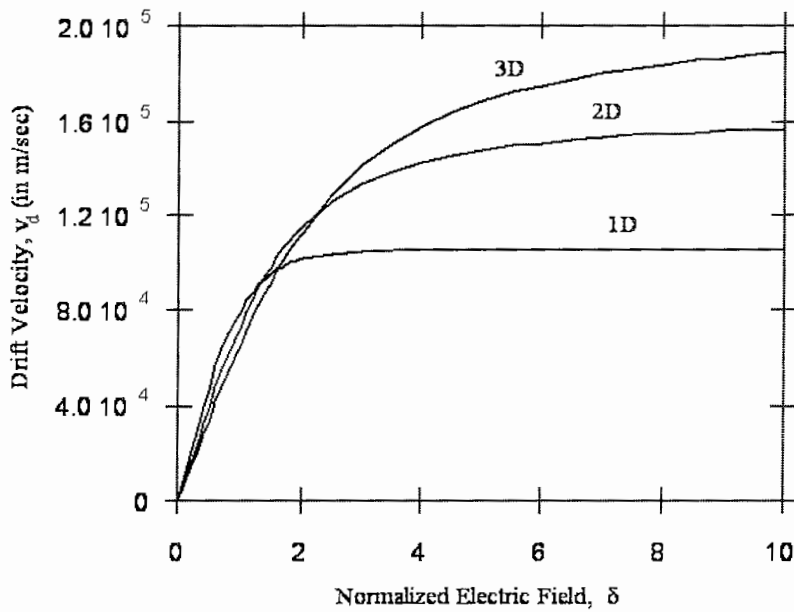


$$E^h = \frac{-\hbar^2}{2m_h} \left[ \frac{\alpha_{nh} l_h}{R} \right]^2$$

(۱۳-۲)



شکل ۲-۳- چگالی حالتها برای نیمرساناهای کپهای (سه بعدی)، چاه کوانتومی (دو بعدی) و سیم کوانتومی (یک بعدی) [۶]



شکل ۲-۴- سرعت سوق الکترون در نیمرساناهای کپهای (سه بعدی)، چاه کوانتومی (دو بعدی) و سیم کوانتومی (یک بعدی) [۶]

شکل ۲-۳ چگالی حالتها را برای چهار ساختار مختلف (کپه‌ای، چاه کوانتومی، سیم کوانتومی و نقطه کوانتومی) نشان می‌دهد. هرچه درجات آزادی سیستم کمتر شود سرعت سوق حاملها نیز کمتر خواهد شد. شکل ۲-۴ سرعت سوق الکترونها را برای سه حالت کپه‌ای، چاه کوانتومی و سیم کوانتومی بر حسب میدان الکتریکی نشان می‌دهد.

## ۲-۲- روشهای رشد ساختارهای نانو:

یکی از مهمترین و متنوعترین روشهای رشد بلور که در ساخت قطعات الکترونیکی و اپتیکی کاربرد دارد، رشد یک لایه نازک بلور روی زیرلایه‌ای از یک بلور همسان است. زیرلایه می‌تواند از همان ماده لایه رشد داده شده و یا ماده دیگری با شبکه بلوری مشابه باشد. نشانیدن لایه تک بلوری جهت دار روی زیرلایه، رشد رونشستی<sup>i</sup> نامیده می‌شود. رشد رونشستی را می‌توان در دماهای خیلی پایینتر از نقطه ذوب بلور (زیرلایه) انجام داد [۱].

روشهای مختلفی برای تامین اتمهای مورد نظر در لایه نشانی وجود دارد که عبارتند از:

۱- رونشانی بخار شیمیایی CVD<sup>ii</sup>

۲- رونشانی فاز بخار VPE<sup>iii</sup>

۳- رونشانی فاز مایع LPE<sup>iv</sup>

۴- رونشانی پرتو مولکولی MBE<sup>v</sup>

در بیشتر اوقات به لایه رونشستی‌ای نیاز است که تا حدی با زیرلایه متفاوت است. در صورت تطبیق شبکه بلوری و ثابت شبکه  $a$  برای دو ماده به سادگی می‌توان این کار را انجام داد. GaAs و AlAs هر دو دارای ساختار زینک بلند بوده و دارای ثابت شبکه تقریبی  $5/65 \text{ \AA}$  می‌باشند. در نتیجه لایه‌های رونشستی از آلیاژ سه‌تایی AlGaAs را می‌توان با کمی عدم تطبیق روی زیرلایه GaAs رشد داد. شکل ۲-۵ انرژی گاف نواری  $E_g$  را به صورت تابعی از ثابت شبکه برای ترکیبهای سه‌تایی III-V مختلف و با تغییر آنها در محدوده ترکیب نشان می‌دهد.

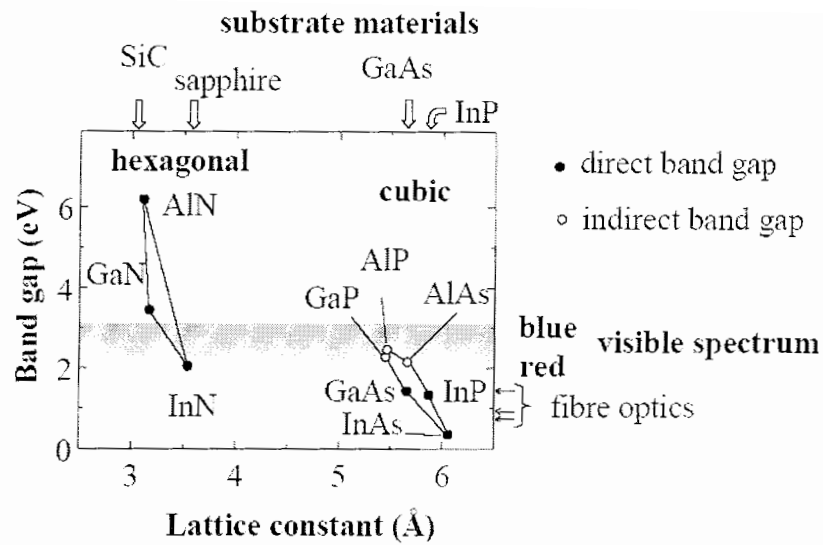
<sup>i</sup> Epitaxial Growth

<sup>ii</sup> Chemical Vapor Deposition

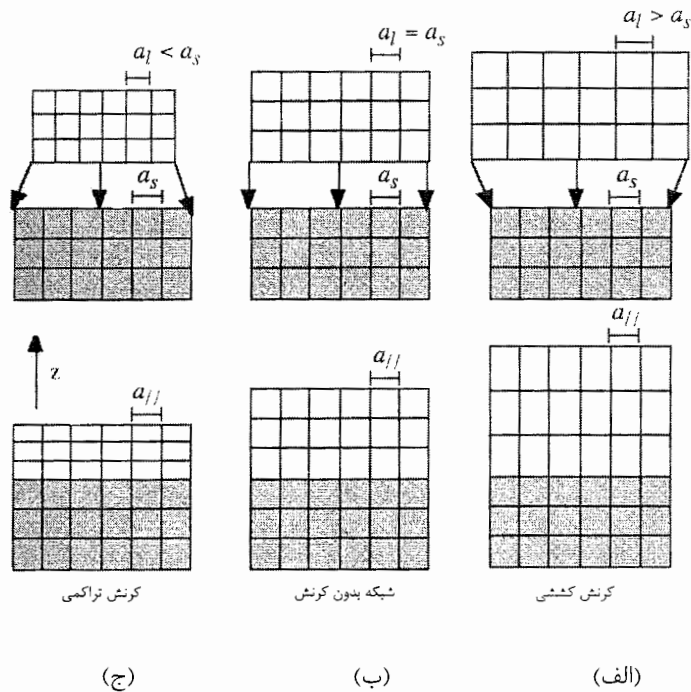
<sup>iii</sup> Vapor Phase Epitaxy

<sup>iv</sup> Liquid Phase Epitaxy

<sup>v</sup> Molecular Beam Epitaxy



شکل ۲-۵- گاف نواری نیم رساناها بر حسب ثابت شبکه [۷]



شکل ۲-۶- طرح شماتیکی از تغییر شکل الاستیکی به علت عدم انطباق شبکه در یک کریستال [۸]

برای مثال با تغییر میزان عنصر ستون III در ترکیبات سه تایی InGaAs از InAs تا GaAs ، گاف نواری از ۰/۳۶ eV تا ۱/۴۳ eV تغییر می کند، در حالی که ثابت شبکه بلور از ۶/۰۶ Å برای InAs تا

برای  $5/65\text{\AA}$  GaAs متغیر است. برای دستیابی به حوزه وسیعتری از ترکیبات آلیاژی رشد داده شده با تطبیق شبکه‌ای روی بسترهای خاص، بهتر است از آلیاژهای چهارتایی مانند InGaAs استفاده شود. تغییرپذیری ترکیبها در هر شبکه فرعی ستون III و V قابلیت انعطاف بیشتری در انتخاب یک گاف نواری خاص و در ضمن تطبیق شبکه با بسترهای دوتایی متداول مانند GaAs را فراهم می‌کند. شکل ۲-۶ حالت‌های مختلف کرنش لایه رشد داده شده را نشان می‌دهد. علاوه بر استفاده گسترده از لایه‌های رونشستی با تطبیق شبکه‌ای، روشهای پیشرفته رشد رونشستی که در ادامه به آنها اشاره می‌شود، امکان رشد لایه‌های خیلی نازک ( $\sim 100\text{\AA}$ ) از بلورهایی بدون تطبیق شبکه‌ای را فراهم می‌سازد. اگر عدم تطبیق تنها چند درصد و لایه نیز نازک باشد، لایه رونشستی با ثابت شبکه زیرلایه رشد می‌کند. لایه بدست آمده در هنگام تطبیق شبکه خود با زیرلایه در راستای صفحه سطحی تحت تراکم یا کشش قرار می‌گیرد. چنین لایه‌ای با نمود کاذب<sup>i</sup> نامیده می‌شود، زیرا تطبیق شبکه‌ای آن همراه تنش است. در صورت استفاده از لایه‌های نازک متناوب که دارای عدم تطابق اندکی هستند، می‌توان ابر شبکه با لایه تحت کرنش SLS<sup>ii</sup> رشد داد که در آن لایه‌های متناوب تحت کرنش و تراکم قرار دارند. ثابت شبکه کلی SLS، میانگین ثابت شبکه‌های دو توده ماده است [۱].

## ۲-۲-۱: روشانی فاز مایع LPE<sup>iii</sup>؛

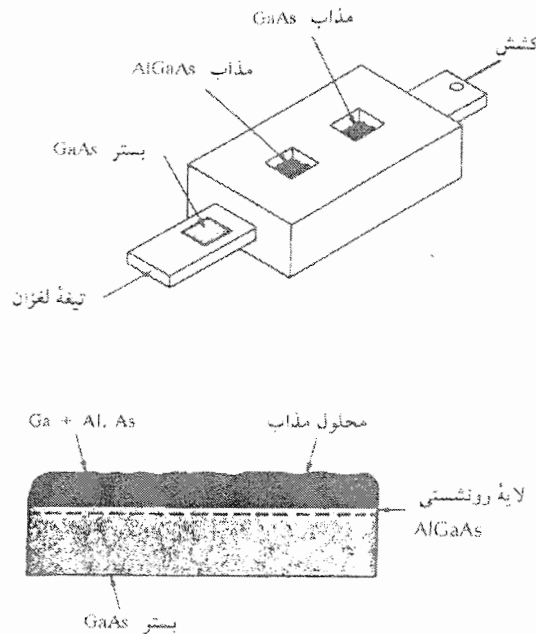
بسیاری از بلورهای نیمرسانا را می‌توان از یک محلول مایع در دماهای پایینتر از نقطه ذوب آنها رشد داد. چون مخلوط ماده مورد نظر برای نیمرسانا با یک عنصر دیگر می‌تواند در دمای پایینتری نسبت به خود آن ذوب شود. به عنوان مثال نقطه ذوب GaAs،  $1238\text{ }^{\circ}\text{C}$  بوده در حالیکه مخلوط GaAs با فلز Ga دارای نقطه ذوب خیلی کمتری است. می‌توان یک زیرلایه GaAs را در محلول Ga+GaAs نگه داشت به طوری که زیرلایه ذوب نشود. اگر محلول به آرامی سرد شود، لایه تک بلور GaAs روی زیرلایه رشد می‌کند. این روش برای ترکیبهای III-V که در آنها Ga یا In به عنوان عناصر گروه سوم عمل می‌کنند، سودمند است زیرا این فلزات در دماهای به اندازه کافی پایین تشکیل محلول می‌دهند.

<sup>i</sup> Pseudomorphic

<sup>ii</sup> Strained-Layer Superlattice

<sup>iii</sup> Liquid Phase Epitaxy

شکل ۲-۷ یک طرح از این روش رشد و لایه رشد داده شده برای GaAs و AlGaAs را نشان می‌دهد. چنین روشی، روشی فاز مایع LPE نامیده می‌شود.



شکل ۲-۷- طرحواره‌ای از روشی فاز مایع برای GaAs و AlGaAs [۱]

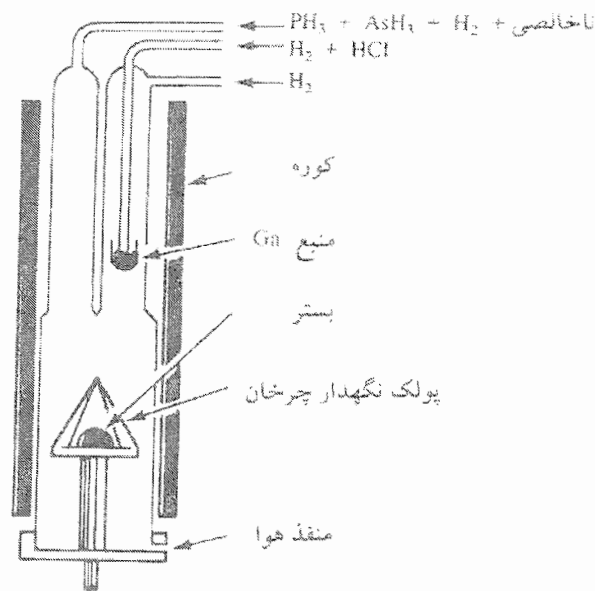
### ۲-۲-۲- روشی بخار شیمیایی CVD:

عبارت عام روشی بخار شیمیایی شامل روشی لایه‌هایی است که می‌توانند چند بلوری یا بی شکل باشند. در این روش بخار شیمیایی عناصر لازم روی زیرلایه مشخصی تابانده شده و با انجام واکنش شیمیایی عناصر روی زیرلایه، لایه مورد نظر رشد داده می‌شود. هنگامی که فرآیند CVD منجر به لایه رونشستی تک بلوری می‌شود، از واژه مشخصتر روشی فاز بخار VPE استفاده می‌شود [۱].

### ۲-۲-۳- روشی فاز بخار VPE:

مزایای دمای پایین و خلوص بالا که مشخصه رشد LPE است را می‌توان با رشد بلور از فاز بخار نیز بدست آورد. لایه‌های بلوری را می‌توان از بخار شیمیایی ماده نیمرسانا یا مخلوطی از بخارهای

شیمیایی حاوی عناصر مورد نظر روی یک زیرلایه رشد داد. VPE یک روش رشد مهم برای ساخت قطعات نیم‌رسانا می‌باشد. برخی از مواد مرکب چون GaAs را می‌توان توسط VPE با خلوص بهتر و نقص بلوری کمتر در مقایسه با سایر روشها رشد داد. این روش نیاز به یک محفظه برای ورود گازها و روشی برای گرم کردن زیرلایه دارد. به محفظه‌ای که واکنشهای شیمیایی در آن صورت می‌گیرد محفظه واکنش<sup>i</sup> یا به بیان ساده‌تر واکنشگر<sup>ii</sup> می‌گویند. زیرلایه روی یک پذیرشگر<sup>iii</sup> از جنس گرافیت یا سایر موادی که می‌توانند بوسیله سیم پیچ RF تا دمای واکنش گرم شوند، قرار داده می‌شود. معمولاً از مخلوط گازی هیدروژنه ترکیبات مورد نظر یا مخلوط کلرید آنها بهره‌گیری می‌شود که در حالت استفاده از مخلوطهای هیدروژنه به آن، روش رشد HVPE گفته می‌شود. شکل ۲-۸ شمای یک واکنشگر فاز بخار برای رشد ترکیبهایی چون GaAs، GaP و آلیاژ سه‌تایی GaAsP را نشان می‌دهد.

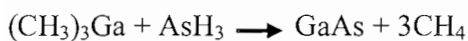


شکل ۲-۸- طرحی از یک واکنشگر فاز بخار برای رشد ترکیبهایی چون GaAs، GaP و آلیاژ سه‌تایی GaAsP [۱]

بسترها در دمای  $800^{\circ}\text{C}$  روی یک نگهدارنده چرخان قرار گرفته و گازهای فسفین، آرسین و کلرید گالیم مخلوط شده و از روی نمونه‌ها عبور داده می‌شوند. از واکنش HCl بدون آب با Ga مذاب داخل

<sup>i</sup> Reaction Chamber  
<sup>ii</sup> Reactor  
<sup>iii</sup> Suceptor

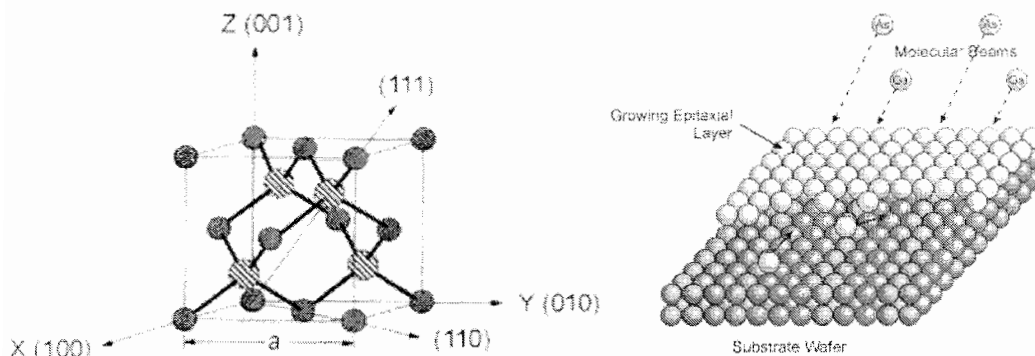
واکنشگر GaCl بدست می‌آید. تغییرات ترکیب بلوری برای GaAsP با تغییر مخلوط گازهای آرسین و فسفین کنترل می‌شود. روش مفید دیگر در رشد نیمرساناهای مرکب، روشینی فاز بخار فلز-آلی MOVPE<sup>۱</sup> (OMVPE) می‌باشد. مثلاً ترکیب فلز-آلی تری متیل گالیم را می‌توان با آرسین واکنش داد تا GaAs و متان را تشکیل دهد.



این واکنش در دمای تقریبی ۷۰۰°C انجام می‌شود.

### ۲-۲-۴- روشانی پرتو مولکولی MBE:

یکی از پرکاربردترین روشهای رشد لایه‌های روشنی پرتو مولکولی MBE است. در این روش زیرلایه در یک خلاء زیاد (فشار ۱۰<sup>-۱۱</sup> Torr) نگه داشته شده و در همان حال پرتوهای مولکولی یا اتمی عناصر به سطح آن برخورد می‌کند.

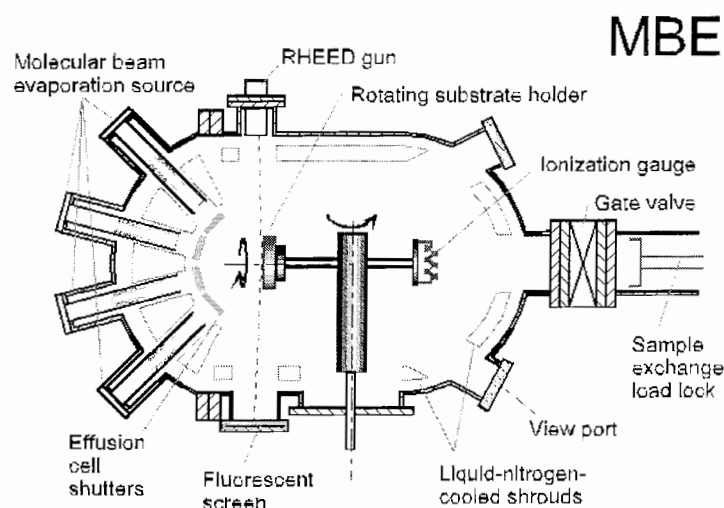


شکل ۲-۹- با تابش باریکه‌های Ga و As روی زیرلایه در رآکتور MBE لایه GaAs با کیفیت و خلوص بالا رشد داده می‌شود.

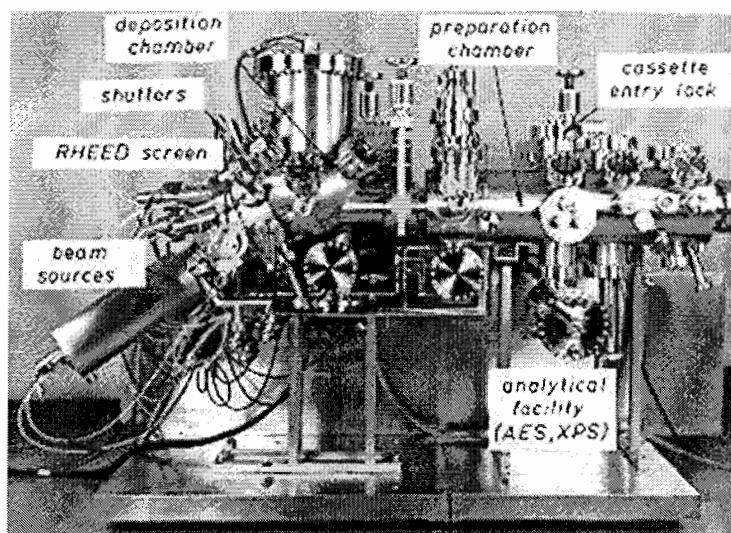
برای مثال در هنگام رشد لایه‌های AlGaAs روی زیرلایه‌های GaAs اجزای Al ، Ga و As در استوانه‌های جداگانه گرم می‌شوند. سپس پرتوهای موازی شده این اجزا به داخل خلاء کشیده و به طرف سطح زیر لایه می‌روند. سرعت برخورد این پرتوهای اتمی با سطح به دقت قابل کنترل بوده و حاصل آن رشد بلورهایی با کیفیت خیلی بالاست. در این فرآیند رشد، نمونه در دمای نسبتاً پایین

<sup>۱</sup> Metal Organic Vapor Phase Epitaxi (MOVPE)

(تقریباً  $580^{\circ}\text{C}$  برای GaAs) نگه داشته می‌شود. به دلیل خلاء زیاد و کنترل‌های دقیق، MBE نیاز به تجهیزات پیچیده‌تری دارد. با این حال، تنوع این روش آن را برای کاربردهای گسترده‌ای مناسب ساخته است. شکل ۲-۹ یک طرح شماتیک از طرز قرارگیری اتمهای Ga و As روی زیرلایه مورد نظر را نشان می‌دهد. باریکه‌های Ga و As وارد رآکتور MBE شده و به زیرلایه تابانده شده و در ساختار زینک-بلند بلوری می‌شوند. شکل ۲-۱۰ یک طرح شماتیک و شکل ۲-۱۱ طرحی واقعی از سیستم رشد MBE را نشان می‌دهند.



شکل ۲-۱۰- یک طرح شماتیک از سیستم رشد MBE



شکل ۲-۱۱- سیستم رشد MBE [۹]



## ۲-۳- عملیات حرارتی<sup>i</sup>:

به دلیل عدم امتزاج پذیری<sup>ii</sup> گاف نواری بین GaAs و GaN (InGaAs و InGaN) رشد نیمرساناهای کم نیتروژن فقط تحت شرایط غیر تعادلی در دماهای پایین امکان پذیر است [۱۰ و ۱۱]. رشد در دمای پایین و عدم جورشدگی باعث توزیع غیر یکنواخت نیتروژن و همچنین شکل گیری نقایص گوناگون شده که عملاً به عنوان مراکز بازترکیب غیر تابشی عمل کرده و باعث افت بازده اپتیکی و کاهش طول عمر حاملها می شود [۴]. از عملیات حرارتی (بازپخت) می توان به عنوان یک ابزار کنترلی برای بهبود خواص کریستالی، اپتیکی و ... نیمرساناهایی که تحت شرایط غیر تعادلی رشد داده شده اند، استفاده نمود. دمای رشد بالا و همچنین دمای رشد پایین و شرایط غیر تعادلی هنگام رشد، باعث رشد نامطلوب لایه مورد نظر می شود. برای کاهش معایب کریستالی و عدم یکنواختی عناصر در ترکیبهای آلیاژی کم نیتروژن که در رشد با دمای پایین اتفاق می افتد و همچنین از بین بردن تنشهای ساختاری، نمونه مورد نظر برای مدت زمان مشخص و در دمایی خاص حرارت داده می شود که این فرآیند را بازپخت می نامند. برای نمونه هایی که در دماهای بالا رشد داده شده اند، آنیل معمولاً در دمایی پایینتر از دمای رشد و برای نمونه هایی که در دماهای پایین رشد داده می شوند در دمایی بالاتر از دمای رشد نمونه، انجام می شود. دما و مدت زمان انجام بازپخت دو پارامتر مهم می باشند. چنانچه دمای بازپخت مناسب نباشد یا مدت زمان آن بهینه نباشد، می تواند باعث افت خواص اپتیکی نمونه شود که اصولاً مد نظر نمی باشد. اما برای هر ساختاری بایستی نوع و شرایط بازپخت را طوری انتخاب کرد که بتوان به بهینه های مورد نظر دست یافت. در این قسمت به دو نوع عملیات حرارتی (بازپخت) بطور خلاصه اشاره می کنیم.

## ۲-۳-۱- بازپخت راکتور R<sup>iii</sup>:

این نوع بازپخت در داخل همان راکتور مورد استفاده برای رشد نمونه انجام می شود و بجز دما سایر پارامترها معمولاً مشابه حالت مربوط به رشد در نظر گرفته می شود. برای نمونه هایی که در دماهای بالا رشد داده شده اند، هنگام سرد کردن نمونه، که کاهش دما با یک آهنگ ثابت انجام می -

<sup>i</sup> Anneal

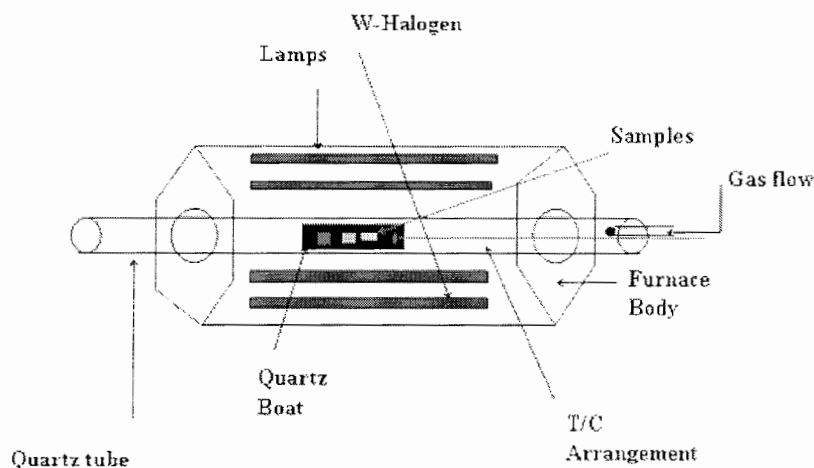
<sup>ii</sup> Imiscibility

<sup>iii</sup> Reactor Annealing

شود، اگر نمونه برای مدت زمان طولانی تری در یک دمای خاص قرار گیرد، از این نوع بازپخت استفاده شده است. نمونه‌هایی که در دماهای پایین رشد داده می‌شوند، پس از اتمام رشد مجدداً داخل راکتور رشد قرار گرفته و در دمایی بالاتر از دمای رشد برای مدت زمان معینی حرارت داده می‌شوند. زمان حرارت دهی نمونه در این نوع بازپخت در حدود چند دقیقه و گاهی اوقات چند ساعت می‌باشد.

### ۲-۳-۲- بازپخت سریع RTA<sup>i</sup>

این نوع بازپخت همانطور که از نامگذاری آن مشخص است برای مدت زمانهای کوتاه در حد چندین ثانیه و پس از اتمام فرآیند رشد نمونه انجام می‌شود. در این روش نمونه داخل راکتور مخصوصی قرار داده می‌شود. شکل ۲-۱۲ یک طرح از راکتور مربوط به بازپخت سریع را نشان می‌دهد. نمونه روی یک صفحه کوارتز در داخل یک تیوپ از جنس کوارتز جای می‌گیرد. لامپهای هالوژن که به صورت متقارن اطراف لوله کوارتز قرار گرفته‌اند باعث افزایش دما تا حالت مورد نظر در مدت زمان بسیار کوتاه و همچنین حرارت دهی همگون به کل نمونه می‌شوند. همچنین در طول انجام بازپخت روی نمونه گاز مورد نظر برای احاطه کردن نمونه از داخل لوله کوارتز عبور داده می‌شود.



شکل ۲-۱۲- طرحواره‌ای از راکتور مربوط به بازپخت سریع.

<sup>i</sup> Rapid Thermal Annealing

در مورد نیمرساناهای کم نیتروژن که در دماهای پایین رشد داده می‌شوند، بازپخت در دماهای بالا، اغلب باعث خروج نیتروژن از ترکیب می‌شود. بنابراین بهتر است بازپخت در حضور گاز  $N_2$  صورت پذیرد تا از خروج نیتروژن نمونه جلوگیری شود؛ که در فصل پنجم به بررسی این موضوع خواهیم پرداخت.

## منابع:

- [۱] B.G. Streetman, *Solid State Electronic Devices*, Third Edition, Prentice-Hall (1990).
- [۲] L. Esaki, and R. Tsu; IBM Research note RC-2418 (1969)
- [۳] H. Kroemer; Jpn. J. Appl. Phys. **20**, 9 (1980)
- [۴] M. Izadifard; *Optical Characterization of dilute nitride semiconductors and related quantum structures*; dissertation No.995, Linkoping University- IFM, (2006)
- [۵] مقدمه ای بر نورشناخت نیمه رساناها، ناصر پیغمبریان، استفان کوچ، آندره میزیروویچ، ترجمه دکتر حمید رضا مهاجری مقدم، دکتر حبیب تجلی، چاپ اول، انتشارات آستان قدس رضوی، (۱۳۸۰).
- [۶] V. K. Arora; Wilkes University, meet 050317
- [۷] Luminescence; phy 375\_notes\_5.pdf
- [۸] J. Dalfors; Photoluminescence Studids of the electronic Structures in some III-V Quantum Structures; dissertation No.560, P. 8, Linkoping University- IFM, (1999).
- [۹] M. A. Herman; Molecular Beam Epitaxy (1996)
- [۱۰] K. Onabe; Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **449**, 23 (1997)
- [۱۱] J. N. Baillargeon, K. Y. Cheng, G. E. Hofelr, P. J. Pearah, and K. C. Hsieh; Appl. Phys. Lett. **60**, 2540 (1992)

# فصل سوم

## تکنیکهای تجربی و روشهای آزمایشگاهی

➤ طیف نمایی فتولومینسانس

➤ آنالیز با باریکه یونی

ذهن جستجوگر بشر همواره به دنبال علتها و دلایل آنچه در پیرامونش اتفاق می‌افتد، بوده است؛ که این مسأله علاوه بر افزایش فهم و آگاهی او از رویدادهای طبیعی، وی را در دستیابی به خواسته‌هایش یاری رسانده است. بنابراین مطالعه و بررسی فرآیندها و آنچه باعث اتفاق افتادن آنها می‌شود از مهمترین کارها محسوب می‌شود؛ که بسته به نوع سیستم مورد بررسی، لوازم و تجهیزات درخور خود را طلب می‌کند و طبیعی است که هرچه سیستم مورد بررسی دورتر از ابعاد معمولی (بزرگتر یا کوچکتر) باشد، دستگاههای مورد نیاز پیچیده‌تر خواهند بود. برای آگاهی از چگونگی و نوع فرآیندهای موثر در بازده یک سیستم می‌بایست از آزمایشات مختلفی استفاده کرد. در مورد نانو ساختارهای نیمرساناها و خصوصاً نیمرساناهایی که کاربرد اپتیکی دارند از طیف‌نمایی فتولومینسانس معمولی<sup>i</sup> و وابسته به زمان، بررسی طیفهای جذبی و بازتابی (PR<sup>ii</sup>)، پراش پرتو ایکس<sup>iii</sup>، نوسانات پراش الکترونیهای با انرژی بالای بازتاب شده (RHEED)<sup>iv</sup>، میکروسکوپ الکترونی عبوری<sup>v</sup> (TEM) و روشی<sup>vi</sup> (SEM)، آنالیز توسط باریکه یونی (پیکسی و پس پراکندگی رادرفورد)، طیف سنجی فوریه، اندازه گیری اثر هال و ... برای شناسایی پارامترهای مختلف ماده استفاده می‌شود. هر یک از این تکنیکها در تعیین جنبه های مخصوصی در ارتباط با ماده مفید است و هیچ کدام به تنهایی قادر به مشخص کردن کامل همه خصوصیات نیمرسانا نمی باشد. از میان این روشها تکنیکهای فتولومینسانس معمولی و آنالیز توسط باریکه یونی (پیکسی و پس پراکندگی رادرفورد) توضیح داده شده‌اند.

<sup>i</sup> PhotoLuminescence(PL)

<sup>ii</sup> Photo Reflectance(PR)

<sup>iii</sup> X-Ray Diffraction(XRD)

<sup>iv</sup> Reflection high-energy electron diffraction(RHEED)

<sup>v</sup> Transmission Electron Microscopy(TEM)

<sup>vi</sup> Scanning Electron Microscopy(SEM)

### ۳-۱- طیف‌نمایی فوتولومینسانس (PL)<sup>i</sup>

نور گسیل شده از یک نیمه هادی اطلاعات ارزشمندی را در مورد ساختار الکترونی و دیگر خواص اپتیکی و الکترونیکی ماده فراهم می‌کند. اصولاً به هر بازترکیب تابشی که از یک تراز الکترونی برانگیخته صورت می‌گیرد، بجز بازتاب، تابش جسم سیاه و لیزر، لومینسانس گفته می‌شود [۱]. برای برانگیختگی اپتیکی یک ماده روش‌های متفاوتی وجود دارد: برانگیختگی با یک منبع نور (فوتولومینسانس)، برانگیختگی با باریکه الکترونی (کاتدولومینسانس)، برانگیختگی توسط جریان الکتریکی (الکترومولومینسانس)، برانگیختگی با گرما (ترمولومینسانس) و غیره. طیف‌نمایی فوتولومینسانس یکی از تواناترین و مفیدترین تکنیک‌های مطالعه اپتیکی است. در این روش نیازی به عملیات ویژه‌ای روی نمونه، قبل از آزمایش نداریم. از طرفی روشی با حساسیت قابل ملاحظه بشمار می‌رود و اطلاعات دقیقی از ساختار الکترونی نیمه هادی مورد بررسی بدست می‌دهد. در این روش نمونه نیز مورد تخریب قرار نمی‌گیرد. روش آزمایشگاهی که در این پایان‌نامه از آن استفاده شده است، اسپکتروسکوپی فوتولومینسانس (PL) می‌باشد. و در ادامه شرح مختصری از سیستم آزمایشگاهی مورد استفاده و اصول اولیه آن آمده است.

سه تکنیک متفاوت اندازه‌گیری PL وجود دارد: الف) فوتولومینسانس معمولی (PL) ب) فوتولومینسانس جذبی<sup>ii</sup> (PLE) ج) فوتولومینسانس انتخابی<sup>iii</sup> (SPL). در PL معمولی مهمترین شرطی که باید فراهم شود، این است که انرژی برانگیختگی بالاتر از انرژی گاف نواری ماده‌ای که مورد تحریک قرار گرفته است، انتخاب شود. اغلب لیزری با طول موج ثابت استفاده می‌شود. ولی در روش SPL و PLE انرژی برانگیختگی به نحوی انتخاب می‌شود که هر فرآیند مورد دلخواه ثبت شود و لذا از لیزری با طول موج متغییر استفاده می‌شود [۲]. در یک آزمایش فوتولومینسانس نوعی یک منبع نور، معمولاً یک لیزر، برای تحریک نمونه بکار می‌رود. این برانگیختگی نوری، با فرستادن الکترون‌ها از نوار ظرفیت به نوار رسانش موجب تولید زوج‌های الکترون و حفره می‌نماید. با فرض اینکه در نمونه بازترکیب تابشی رخ دهد، وقتی که این زوج‌های الکترون-حفره با یکدیگر بازترکیب می‌کنند، انرژی اضافی به صورت گسیل فوتون‌ها ظاهر می‌شود. انرژی فوتونهای ساطع شده معرف حالت‌های انرژی

<sup>i</sup> Photoluminescence(PL) spectroscopy

<sup>ii</sup> PhotoLuminescence Excitation

<sup>iii</sup> Selective PhotoLuminescence

حاملها در نمونه می‌باشد و بنابراین اطلاعات مفیدی در مورد حالت های اکسیتونی، گاف نواری، مقدار و نوع نقایص و ناخالصی ها و انرژی محدودیت و... را بدست می دهد. نور یا لومینسانس ساطع شده از نمونه جمع آوری شده و شدت بر حسب تابعی از انرژی فوتون گسیلی ثبت می شود تا تولید یک طیف PL کند، و بدین ترتیب با تحلیل طیف PL بدست آمده به اطلاعاتی که در بالا اشاره شد، دست پیدا می کنیم. بازترکیب جفت های الکترون- حفره به طرق مختلف می تواند رخ دهد و هر کدام از این بازترکیب ها قله مخصوص به خود (که بعضی از آنها ضعیف و بعضی شدید هستند) در طیف فتولومینسانس دارند. در شکل ۱-۳ طرح شماتیک و در شکل ۲-۳ شمای واقعی یک سیستم فتولومینسانس نشان داده شده است.

قسمتهای اصلی این سیستم عبارتند از:

- منبع نور تحریک کننده (لیزر)
- کرایستات<sup>i</sup>
- تکفام ساز<sup>ii</sup>
- آشکارساز<sup>iii</sup>
- تقویت کننده
- کامپیوتر

اطلاعات در کامپیوتر ذخیره و تحلیل می‌شود و همچنین توسط آن تک فام ساز و طول موج لیزر برای برانگیختگی کنترل می شود. همانطور که اشاره شد، منبع تحریک کننده معمولاً یک لیزر است که یک منبع پایدار، تکفام و با شدت بالا می باشد. لیزرهای مختلفی چون لیزر هلیوم - کادمیم (He-Cd)، Nd-Vanadate، هلیوم نئون (He-Ne)، لیزر آرگون (Ar) و Ti-Sapphire معمولاً برای این منظور بکار گرفته می شوند. کرایستات حاوی هلیوم مایع و برای سرد کردن نمونه تا دماهای پایین بکار می رود و دارای دمای قابل تنظیم می باشد. آزمایش روی نمونه ها در دماهای پایین پیک های فتولومینسانس تیزتر و بهتری را به وجود می آورد و بازدهی بیشتر لومینسانس را موجب می شود و به این دلیل داشتن محفظه ای که دمای پایین را در آزمایش های فتولومینسانس ایجاد کند از اهمیت بالایی

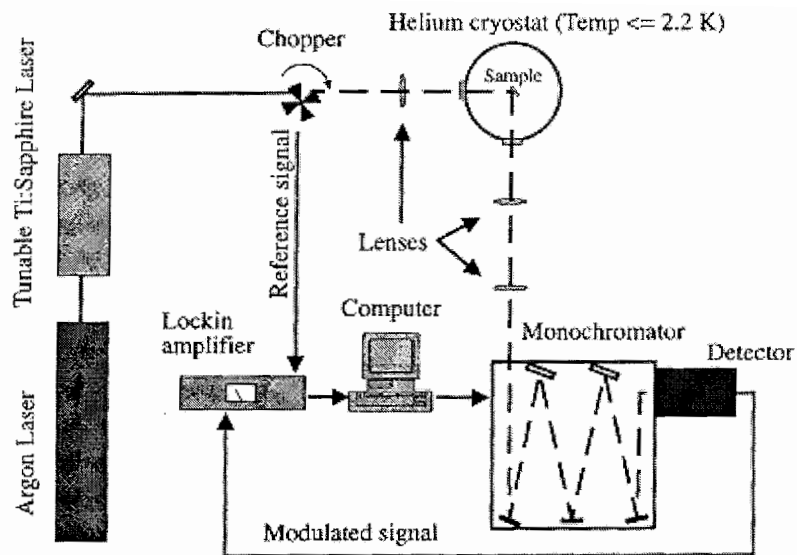
---

<sup>i</sup> Cryostat

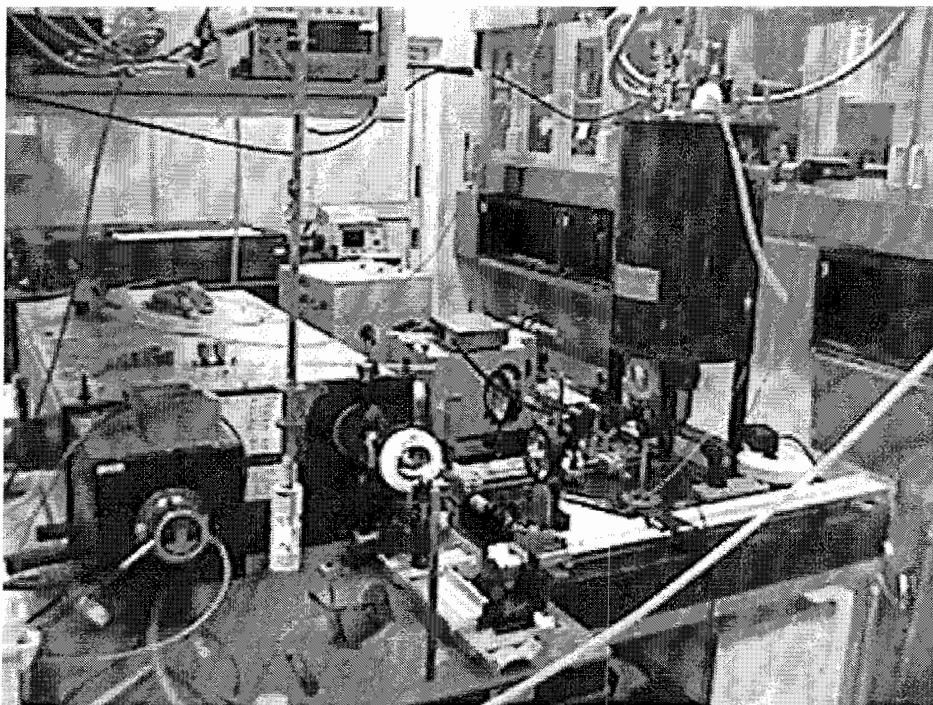
<sup>ii</sup> Monochromator

<sup>iii</sup> Detector





شکل ۳-۱- طرح شماتیکی از آزمایش فوتولومینسانس معمولی [۳]



شکل ۳-۲- طرح واقعی از آزمایش فوتولومینسانس معمولی

برخوردار می باشد. فوتولومینسانس حاصل از نمونه در دماهای بالا به خاطر برهم کنش قوی بین الکترون ها و نوسانات شبکه (فونونهای گرمایی) در نیمه هادیها پهن و گسترده می باشد و اطلاعات

مفیدی از آن نمی توان استخراج کرد. در دماهای بالا باز ترکیب های غیرتابشی موثرتر و بیشتر هستند و بنابراین شدت لومینسانس را کاهش می دهند. تکفام ساز طول موج مورد نظر را انتخاب می کند یعنی طول موج لومینسانسی که به آشکارساز در خروجی تکفام ساز خواهد رسید. طیف PL با جاروب طول موج آشکارسازی و تبدیل سیگنال لومینسانس به سیگنال الکتریکی توسط آشکارساز حاصل می گردد.

در مورد نمونه های مورد بررسی در این پایان نامه برای تحریک از لیزر پیوسته  $Ar^+$  با طول موج گسیلی  $514/5 \text{ nm}$  استفاده شده است. نور لیزر توسط مجموعه ای از عدسی ها بر روی نمونه متمرکز می گردد. نمونه در کرایستات با دمای قابل تنظیم در محدوده  $2K$  تا  $300K$  قرار می گیرد. سیگنال فوتولومینسانس توسط یک تکفام ساز پراشیده شده و سیگنال های منتخب در شکاف خروجی تکفام ساز توسط یک آشکارساز IR که با استفاده از نیتروژن مایع خنک می گردد، تا سیگنال های نویز به حداقل برسد، آشکارسازی می شود.

### ۳-۱-۱- کرایستات :

همان طور که پیشتر اشاره شد کرایستات محفظه ای است که نمونه برای اندازه گیری در دماهای پایین در آن قرار می گیرد و برای پایین آوردن دمای نمونه بکار می رود. برخی از کرایستات ها با نیتروژن مایع و برخی با هلیوم مایع (کمتر از  $2K$ ) سرد می شوند و برخی نیز بصورت سیستم بسته کار می کنند. در اینجا طرز کار یک نمونه از کرایستات با هلیوم مایع که در سیستم اندازه گیری فوتولومینسانس بکار گرفته شده است را به اختصار توضیح می دهیم. در اتاقک نمونه، خلاء ایجاد شده و نمونه توسط نگهدارنده نمونه که به یک تغییر دهنده دما متصل است، خنک می شود. از یک پمپ یخشی یا توربو مولکولار استفاده می شود تا فشار درون محفظه به حدود  $10^{-5} - 10^{-4} \text{ mbar}$  برسد. هلیوم مایع توسط یک شیر سوزنی وارد محفظه اصلی شده و با کنترل اختلاف فشار محفظه اصلی و مخزن هلیوم می توان سطح هلیوم مایع را در محفظه اصلی کنترل نمود. در عمل باید با حفظ تعادل فشار گاز هلیوم در مخزن از جوشیدن هلیوم مایع جلوگیری نمود تا دمای مخزن در حدود  $2K$  تثبیت گردد. با اعمال یک جریان الکتریکی ضعیف از طریق یک المنت حرارتی کوچک می توان دمای مخزن را تغییر داد که تا حدود  $4/2K$  هلیوم مایع در محفظه باقی می ماند (تعادل بین  $2K$  تا  $4/2K$  خوب

برقرار نمی‌شود و دما خیلی پایدار نیست ولی پس از آن یعنی بالاتر از  $4/2K$  کنترل دما به راحتی امکانپذیر است).



شکل ۳-۳- یک کرایستات که با هلیوم مایع کار می‌کند و در آزمایشهای PL استفاده شده است.

### ۳-۱-۲- تکفام ساز:

تکفام ساز که کارش تجزیه نور تابیده شده به آن است، شامل آینه‌های بازتابنده و توریهای پراش می‌باشد. لومینسانس حاصل از تحریک نمونه توسط لنزهای اپتیکی جمع‌آوری شده و روی دریچه تکفام ساز تابیده می‌شود. نور ورودی توسط آینه به توریهای پراش موجود در تکفام ساز رسیده و پراشیده می‌شود. در نهایت پرتوهای پراشیده شده به آشکارساز می‌رسند. توریهای پراش روی یک سری موتورهای پله‌ای<sup>i</sup> نصب بوده و برای اینکه طول موجهای مختلف آشکارسازی شوند، سرعت چرخش این موتورهای پله‌ای و در نتیجه زاویه‌ای که توریهای پراش با نور فرودی می‌سازند توسط کامپیوتر کنترل می‌شود. بنابراین با تغییر زاویه نور فرودی با توری پراش طول موجهای مختلف حاصل از تجزیه لومینسانس نمونه از مقابل آشکارساز عبور خواهند کرد. بنابراین با آشکارسازی طول موجهای مختلف طیف فتولومینسانس نمونه حاصل می‌شود. در آنالیزهای انجام شده روی نمونه‌های این پایان نامه از توریهای پراش  $600$  خطی استفاده شده است. طول تکفام ساز نیز در تجزیه طیف لومینسانس

---

<sup>i</sup> Step Motor

مهم است، و هرچه این طول بیشتر باشد پرتوهای پراشیده شده تفکیک پذیرتر خواهند بود. طول تکفام ساز مورد استفاده نیز ۱ متر بوده است.

### ۳-۱-۳- آشکارساز:

همانطور که گفته شد آشکارساز سیگنال ناشی از نور تابیده شده به آن را به سیگنال الکتریکی تبدیل می‌کند. سیگنالهای الکتریکی ایجاد شده در آشکارساز پس از تقویت شدن در تقویت کننده برای تجزیه و تحلیل به کامپیوتر فرستاده می‌شود. آشکارسازهای مورد استفاده در این سیستم، آشکارسازهای ناحیه مادون قرمز IR می‌باشند که توانایی آشکارسازی طول مجهای در محدوده ۱ تا ۱/۵۵ میکرون را دارند. آشکارسازهای استفاده شده، InGaAsP و Ge سرد شده با نیتروژن مایع می‌باشند.

### ۳-۲- آنالیز با باریکه یونی:

در این روش آنالیز، باریکه یونی (پروتون، هلیوم یا دوتریوم) با انرژی ۱ MeV تا ۴ MeV به سطح نمونه برخورد می‌کند. برای عناصر سنگین، سد کولنی بین پرتابه و هسته هدف، مانع هر واکنش هسته‌ای می‌شود؛ فقط فرآیندهای پراکندگی کشسان پرتابه و هدف (پس پراکندگی رادرفورد) و اندرکنش پرتابه با الکترونهای اتم هدف امکان پذیرند. با اندازه‌گیری شدت و انرژی ذرات پراکنده شده (روش<sup>i</sup> RBS) و یا شدت و انرژی پرتوهای ایکس گسیلی از هدف (روش<sup>ii</sup> PIXE) می‌توان به ماهیت و توزیع عناصر موجود در هدف پی برد. در مورد هسته‌های سبک، پرتابه می‌تواند با هسته هدف اندرکنش هسته‌ای داشته باشد؛ در این صورت واکنش هسته‌ای رخ می‌دهد و ذره‌ای متفاوت از پرتابه در واکنش تولید می‌شود. اندازه‌گیری انرژی این ذره متفاوت (که می‌تواند پرتوی گاما باشد)، معرف عنصر سبک موجود در نمونه و شدت آن بیانگر غلظت این عنصر سبک در نمونه است (روش<sup>iii</sup> PIGE یا NRA).

<sup>i</sup> Rutherford Backscattering Spectroscopy

<sup>ii</sup> Proton Induced X-Ray Emission

<sup>iii</sup> Proton Induced  $\Gamma$ -Ray Emission

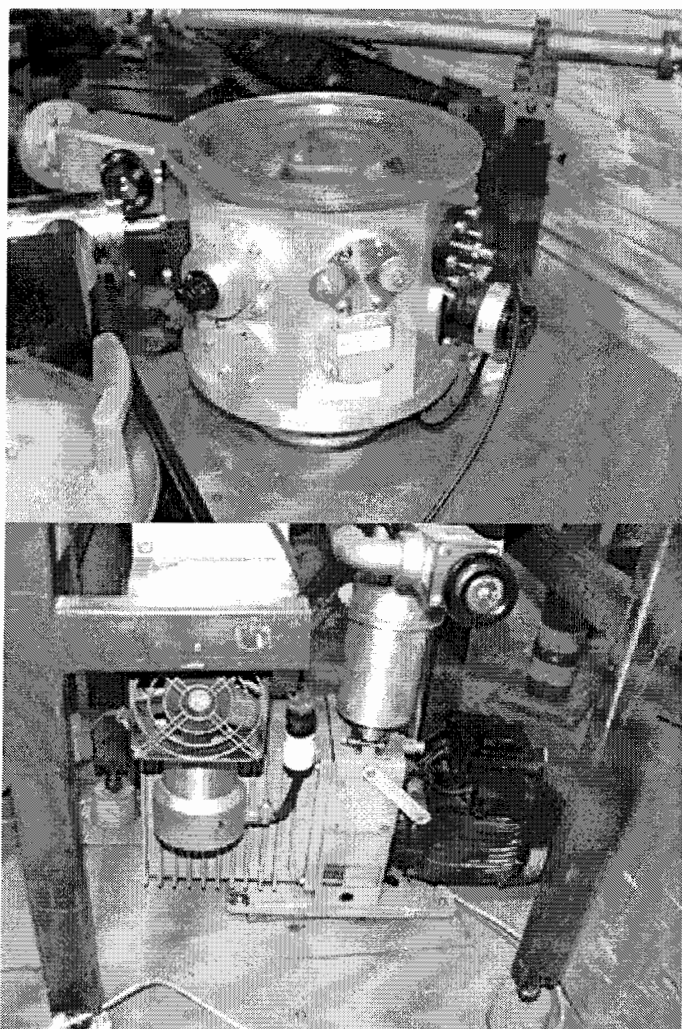
### ۳-۲-۱- طیف سنجی پس پراکنی رادرفورد (RBS):

یکی از روشهایی که در آنالیز لایه‌های نازک از اهمیت خاصی برخوردار است، روش *RBS* است. این تکنیک برای تعیین ساختار ماده، عمق توزیع، غلظت ناخالصی و تعیین ضخامت کاربرد دارد. این روش بر اساس پراکندگی الاستیک ذرات باردار در هنگام برخورد با یک هدف پایه‌گذاری شده است، که اولین بار تئوری آن توسط رادرفورد فرمول بندی شده است. امروزه این روش به عنوان یک تکنیک اساسی در آنالیز لایه‌های نازک استفاده می‌شود. در این روش، یون پرتابه پس از برخورد با یکی از اتمهای هدف به صورت کشسان به عقب پراکنده می‌شود. آشکارساز این ذره پس زده را آشکار کرده و انرژی آن را اندازه‌گیری می‌کند. هر چه جرم اتم هدف بیشتر باشد، انرژی ذره پس پراکنده شده بیشتر است. از طرفی هرچه اتم هدف در عمق بیشتری از لایه قرار داشته باشد، انرژی ذره پراکنده شده کمتر است. به این ترتیب با تحلیل طیف بدست آمده، می‌توان به جرم اتمهای هدف و نحوه توزیع آنها پی برد [۵].

### ۳-۲-۲- روش آنالیز پیکسی (PIXE):

پیکسی یا گسیل پرتو  $X$  بر اثر تابش پروتون روش توانمندی برای آنالیز غیر مخرب، سریع و بس عنصری نمونه‌های مختلف است [۶]. در این روش آنالیز، نمونه مورد بررسی تحت تابش پروتون با انرژی  $2-3\text{MeV}$  قرار می‌گیرد. در اثر برخورد پروتون با الکترونهای اتمهای هدف، پرتوهای  $X$  مشخصه‌ای گسیل می‌شود که انرژی پرتوهای  $X$ ، نوع عناصر موجود در نمونه و تعداد پرتوهای  $X$  با انرژی معین، غلظت عناصر موجود در نمونه را مشخص می‌کند. باریکه مورد استفاده در پیکسی متداول ابعادی در حدود  $2 \times 2$  میلی‌متر مربع دارد. اما با استفاده از عدسیهای الکترومغناطیسی میتوان قطر باریکه مورد استفاده در آنالیز را به کمتر از چند میکرون رساند. با استفاده از باریکه میکرونی از پروتون می‌توان تواناییها و قابلیت‌های آنالیز عنصری روش پیکسی را افزایش داد. آنالیز مواد با استفاده از باریکه یونی میکرونی روش میکروپیکسی نامیده می‌شود. با توجه به اندازه کوچک باریکه پروتون، با این روش آنالیز می‌توان فقط یک نقطه از نمونه را آنالیز کرد. همچنین می‌توان سطح نمونه را توسط باریکه میکرونی جاروب (اسکن) کرد و توزیع عناصر مربوط به هر نقطه را بدست آورد [۷]. به این

ترتیب تصویری از توزیع هر عنصر در نمونه بدست می‌آید. از این روست که این دستگاه را میکروسکوپ روبشی پروتون نامیده‌اند. شکل ۳-۴ محفظه مورد نظر برای آنالیز RBS و PIXE را به همراه سایر لوازم برای ایجاد خلاء مورد نیاز در محفظه نشان می‌دهد.



شکل ۳-۴- سیستم آنالیز PIXE و RBS. باریکه یونی توسط ماشین واندوگراف تأمین می‌شود.

- [١] G. D. Gilliland; *Photoluminescence Spectroscopy of Crystalline Semiconductors*; Materials Science and Engineering, **R18** Nos. 3-6 (1997).
- [٢] K. W. Boer; *Survey of Semiconductor Physics*; John Wiley&Sons Inc. Vol I, chapter39 (2002).
- [٣] T. Lundstrom; *Theoretical and optical investigation of some III-V based quantum wells and modulation doped heterostructures*; dissertation No.489, Linkoping University- IFM, (1996).
- [٤] F. Karlsson; *Single Quantum Dot Spectroscopy by Means of Micro-Photoluminescence with Resonant Excitation*; LiTH-IFM-EX-793; Linkoping University (1999).
- [٥] محمد لامعی رشتی، دوازدهمین کنفرانس ماده چگال زنجان (١٣٨٥)
- [٦] S.E.Johanson, Particle Induced X-Ray Emission Spectrometry(PIXE), 1995
- [٧] G.W.Grime and F.Watt, *NIM*, **B30**, 227-234, 1988

# فصل چهارم

## نیمرساناهای کم نیتروژن بویژه InGaNAs

- ساختار بلوری
- ساختار نواری و گاف انرژی
- کاربردها و محدوده طول موجی آلیاژ InGaNAs
- فرآیندهای باز ترکیب تابشی در InGaNAs



نیمرساناهای کم نیتروژن<sup>i</sup> (آلیاژهای سه‌تایی و چهارتایی III-V شامل نیتروژن به میزان کمتر از ده درصد) اخیراً به خاطر خواص ذاتی غیر عادی‌شان در لیزرهای مادون قرمز با بازده بالا، سلولهای خورشیدی چند پیوندی و ترانزیستورهای دوقطبی پیوند ناهمگون (HBTS) که برای قطعات مورد استفاده در اپتوالکترونیک و فتونیک نوید بخشند، مورد توجه قرار گرفته‌اند [۱]. نظر به اینکه افزودن نیتروژن و ایندیوم به GaAs باعث کاهش قابل ملاحظه گاف نواری می‌شود، آلیاژ InGaAs برای کاربرد در قطعات اپتیکی عمل کننده در محدوده طول موجی ۱۳۰۰nm تا ۱۵۵۰nm مناسب است [۳و۲]. در این فصل به بررسی برخی از خواص مربوط به این آلیاژ مهم می‌پردازیم.

#### ۴-۱- ساختار بلوری:

آلیاژ InGaAs که از افزودن درصد کمی نیتروژن به InGaAs حاصل می‌شود، در ساختار زینک-بلند بلوری می‌گردد. در این آلیاژ پیوند بین اتمهای گروه سوم (Ga یا In) با اتمهای گروه پنجم (As یا N) مخلوطی از کوالانسی و یونی می‌باشد. ثابت شبکه این آلیاژ از بسط قانون ووگارد برای آلیاژهای سه‌تایی طبق روابط زیر بدست می‌آید. از آنجا که ساختار بلوری آلیاژ، زینک-بلند می‌باشد، در این روابط ثابت شبکه‌های ساختار زینک-بلند نیمرساناهای GaN و InN مد نظر می‌باشد. از قانون ووگارد برای یک آلیاژ سه‌تایی داریم:

$$a[A_xB_{1-x}C] = xa[AC] + (1-x)a[BC] \quad (۱-۴)$$

که برای آلیاژ چهارتایی  $A_xB_{1-x}C_yD_{1-y}$  می‌شود:

$$\begin{aligned} a[A_xB_{1-x}C_yD_{1-y}] &= ya[A_xB_{1-x}C] + (1-y)a[A_xB_{1-x}D] \\ &= yxa[AC] + y(1-x)a[BC] + (1-y)xa[AD] + (1-y)(1-x)a[BD] \end{aligned} \quad (۲-۴)$$

<sup>i</sup> Dilute Nitride

$$= x \{a[AD] - a[BD]\} + y \{a[BC] - a[BD]\} + xy \{a[AC] + a[BD] - a[BC] - a[AD]\} + a[BD]$$

بنابراین برای  $In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}$  داریم:

$$a[In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}] = x \{a[InAs] - a[GaAs]\} + y \{a[GaN] - a[GaAs]\} + xy \{a[InN] + a[GaAs] - a[GaN] - a[InAs]\} + a[GaAs] \quad (3-4)$$

در دمای اتاق برای ثابت شبکه‌های  $InAs$ ،  $InN$ ،  $GaAs$ ،  $GaN$  داریم:

$$a[GaN] = 4/50 \text{ \AA}, a[GaAs] = 5/64 \text{ \AA}, a[InN] = 4/98 \text{ \AA}, a[InAs] = 6/06 \text{ \AA} \quad (4-4)$$

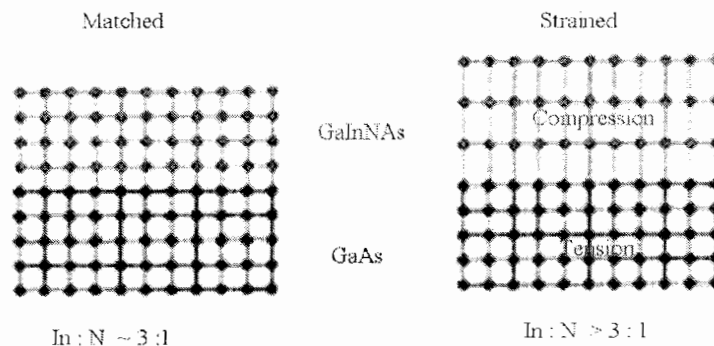
و ثابت شبکه این آلیاژ بسته به میزان  $x$  و  $y$  به صورت زیر تغییر خواهد کرد:

$$a[In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}] = x \{6/06 - 5/64\} + y \{4/50 - 5/64\} + xy \{4/98 + 5/64 - 4/50 - 6/06\} + 5/64 \quad (5-4)$$

لذا ثابت شبکه آلیاژ  $In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}$  در دمای  $300K$  از رابطه زیر قابل محاسبه خواهد بود.

$$a[In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}] = 0/42x + 0/06xy - 1/14y + 5/64 \quad (6-4)$$

تمام این محاسبات برای یک آلیاژ کامل که در آن عناصر به صورت یکنواخت توزیع شده باشند صادق است، در حالیکه معمولاً هنگام رشد، آلیاژ به صورت کاتوره‌ای رشد می‌کند. افزایش  $In$  به  $GaAs$  باعث کرنش تراکمی در ساختار شده در صورتی که  $N$  کرنش کششی ساختار را باعث می‌شود. آلیاژ  $In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}$  با  $x = 3y$  با  $GaAs$  از لحاظ شبکه‌ای جور خواهد بود. برای نسبت  $In$  به  $N$  بزرگتر از ۳ ساختار دارای کرنش خواهد بود. این موضوع بطور شماتیک در شکل ۴-۱ نشان داده شده است.



شکل ۴-۱- برای نسبت ایندیوم به نیتروژن مساوی با ۳، لایه  $InGaNaNAs$  با لایه  $GaAs$  جور خواهد بود. اما برای مقادیر بیشتر در ساختار کرنش وجود خواهد داشت

#### ۴-۲- ساختار نواری و گاف انرژی:

افزودن درصد کمی نیتروژن به ترکیبات III-V نظیر GaAs، InGaAs، GaP، InGaP و ... منجر به کاهش بزرگی در گاف نواری آلیاژهای III-N<sub>x</sub>-V<sub>1-x</sub> می‌شود [۴]. در GaAs<sub>1-x</sub>N<sub>x</sub> با ۱٪ نیتروژن کاهشی به بزرگی ۱۸۰ meV مشاهده شده است [۵ و ۶]. همینطور اثرات مشابهی در آلیاژهای GaNP [۷ و ۸]، InNP [۹ و ۱۰]، GaNSbAs [۱۱] و InNSb [۱۲] دیده شده است. بیشترین مطالعه آلیاژهای InGaNAS روی انتقال‌های اپتیکی در انرژیهای نزدیک به گاف نواری ذاتی متمرکز شده است، چرا که گاف انرژی این آلیاژ در محدوده ۱۳۰۰nm برای کاربردهای مخابراتی در انتقال اطلاعات از طریق فیبر نوری مناسب می‌باشد. برای توضیح کاهش گاف نواری بزرگ در GaNAS ساکائی<sup>i</sup> و همکارانش از مدل Phenomenological Dielectric که توسط Van Vechten و Bergstresser ارائه شده بود، استفاده کردند [۱۳]. مدل مورد نظر خمش گاف نواری خیلی بزرگی در تمام آلیاژهای III-N<sub>x</sub>V<sub>1-x</sub> پیشگویی می‌کند [۴]. در ترکیبات با نیتروژن زیاد، کاهش گاف نواری پیشگویی شده با مدل دی‌الکتریک خیلی بزرگتر از مقادیر تجربی است. با استفاده از مدل دافعه نواری BAC<sup>ii</sup> برای InGaNAS می‌توان بخوبی ساختار نواری را مشخص کرد. بخاطر برهمکنش نوار رسانش ماده میزبان InGaAs با تراز جایگزیده فضایی نیتروژن، نوار رسانش به دو زیرنوار شکسته می‌شود که به صورت زیر معین می‌شود:

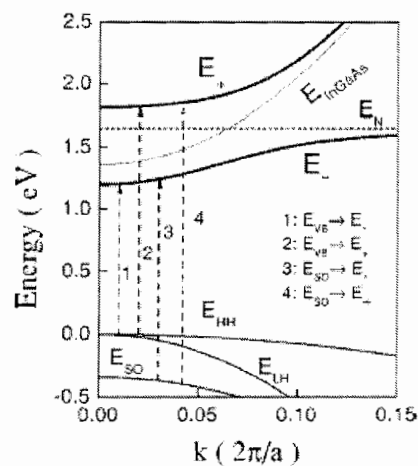
$$E_{\pm}(k) = \frac{1}{2} \left[ (E_m(k) + E_N) \pm \sqrt{(E_m(k) - E_N)^2 + 4x C_{MN}^2} \right] \quad (7-4)$$

که  $E_M(k)$  انرژی باند رسانش نیمرسانای میزبان،  $E_N$  محل انرژی تراز مربوط به نیتروژن،  $x$  ضریب مولی نیتروژن در ترکیب و  $C_{MN}$  المان ماتریس پیوندی است.  $E_N$  تقریباً مستقل از دماست ولی  $E_M(k)$  طبق رابطه ورشنی با دما تغییر می‌کند [۱۴]. بعداً O'Reilly و Lindsay مدل پیشرفته‌تری ارائه کردند که شامل یک برهمکنش باند رسانش و باند ظرفیت در تقریب K.P می‌شود [۱۵]. مدل BAC برای وابستگی به فشار انتقال‌های داخل نوار در آلیاژ GaNP [۱۶] و وابستگی به ترکیب انتقال‌های  $E_-$  و  $E_+$  در آلیاژهای AlGaNAS بسیار خوب جواب داده است. این مدل همچنین برای  $ZnS_xTe_{1-x}$

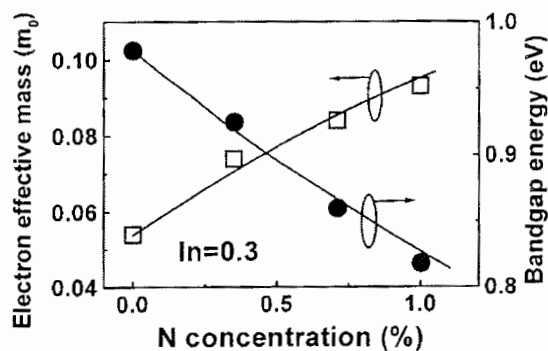
<sup>i</sup> Sakai

<sup>ii</sup> Band Anticrossing

به عنوان یک گروه جدید از نیمرساناهای II-VI با عدم جور شدگی<sup>i</sup> زیاد که پارامترهای خمش گاف نواری بزرگ و وابستگی به فشار غیر خطی قوی گاف نواری نشان می‌دهند، بکار برده می‌شود [۱۷]. بنابراین با افزودن درصد کمی نیتروژن به InGaAs، بخاطر برهمکنش بین نوار رسانش نیمرسانای میزبان یعنی InGaAs با تراز انرژی جایگزیده نیتروژن که در انرژی ۱/۶۵eV بالاتر از نوار ظرفیت و در نزدیکی لبه نوار رسانش می‌باشد، نوار رسانش به دو زیر نوار با انرژیهای E<sup>+</sup> و E<sup>-</sup> طبق رابطه ۴-۷ شکافته می‌شود. تراز جایگزیده نیتروژن تأثیری بر نوار ظرفیت ماده میزبان نمی‌گذارد. شکل ۴-۲ تغییرات ایجاد شده در ساختار نواری InGaAs بواسطه حضور نیتروژن را نشان می‌دهد.



شکل ۴-۲- نوار رسانش به دلیل برهمکنش تراز انرژی نیتروژن با نوار رسانش ماده میزبان (InGaAs) به دو زیر نوار E<sup>+</sup> و E<sup>-</sup> شکسته می‌شود [۴].

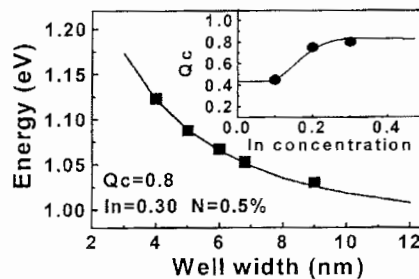


شکل ۴-۳- تغییر گاف نواری و جرم مؤثر الکترون با افزایش غلظت نیتروژن در InGaAs [۱۹]

<sup>i</sup> Mismatch

بر پایه روابط پراکندگی معادله ۴-۷ افزایش جرم موثر الکترون در آلیاژهای InGaNAS پیشگویی [۳۲] و از لحاظ تجربی تأیید شده‌اند [۱۸]. که این موضوع در شکل ۴-۳ مشاهده می‌شود.

برای محاسبه انفصال نواری چاه کوانتومی InGaNAS/GaAs ابتدا بایستی مشخص شود که چه میزان از اختلاف انرژی گاف نواری دو نیم‌رسانای InGaNAS و GaAs مربوط به نوارهای رسانش و چه میزان مربوط به نوارهای ظرفیت دو ماده است. همانطور که در قسمت ۲-۱ بیان شد، با مشخص شدن کمیت  $Q = \frac{\Delta E_c}{\Delta E_v}$  و همچنین در اختیار داشتن مقدار اختلاف انرژی گاف نواری دو ماده می‌توان انفصال نواری را برای نوارهای رسانش و ظرفیت محاسبه کرد. مقدار Q برای آلیاژ InGaNAS فقط به درصد ایندیوم وابسته بوده و به مقدار نیتروژن در حدود ۰/۳۵ درصد تا ۱ درصد، وابسته نمی‌باشد [۴ و ۲۰]. مقادیر Q بدست آمده برای میزان ایندیوم ۰/۱، ۰/۲ و ۰/۳، در چاه کوانتومی GaInNAS/GaAs، به ترتیب برابر ۰/۴۵، ۰/۷۵ و ۰/۸ بدست آمده است (پنجره شکل ۴-۴) که با مقادیر تعیین شده در نمونه های بدون نیتروژن InGaAs /GaAs با غلظتهای یکسان ایندیوم، برابر می‌باشد [۲۱].



۴-۴- گاف انرژی بر حسب پهنای چاه کوانتومی در ساختار InGaNAS/GaAs. تغییر کمیت Q با توجه به میزان ایندیوم موجود در ساختار در پنجره شکل نشان داده شده است [۱۹].

برای نمونه‌های مورد استفاده در این پایان نامه که دارای حدوداً ۳۰٪ ایندیوم می‌باشند با  $Q = 0.8$ ، مقدار انفصال نوارهای رسانش و ظرفیت به صورت زیر بدست می‌آید:

$$\Delta E_c = 0.8 \Delta E_g$$

$$\Delta E_v = 0.2 \Delta E_g \quad (4-8)$$

که  $\Delta E_g = E_g(\text{InGaNAS}) - E_g(\text{GaAs})$  اختلاف انرژی گاف نواری دو نیم‌رسانا می‌باشد.

### ۴-۳- کاربردها و محدوده طول موجی آلیاژ InGaAs :

مهمترین کاربردهای تکنولوژیکی کم نیتروژن‌ها روی آلیاژ چهارتایی  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$  که می‌تواند روی زیرلایه GaAs رشد داده شود، متمرکز است؛ چرا که این آلیاژ دریچه نوید بخشی برای دستیابی به لیزرهای مخابراتی با طول موج بلند، سلولهای خورشیدی<sup>i</sup> و فتوولتائیک گشوده است [۱۴].

GaNAs می‌تواند روی زیرلایه GaAs با هماهنگی شبکه‌ای با گاف نواری در محدوده  $0.9\text{eV}$  تا  $1.4\text{eV}$  رشد داده شود [۲۲]. همچنین این آلیاژ می‌تواند بصورت بی‌شکل<sup>ii</sup> روی GaAs رشد داده شود [۲۲]. این آلیاژ در بین ترکیبات دوتایی III - N و III - As دارای یک ضریب خمشی<sup>iii</sup> گاف نواری خیلی بزرگ ( $\sim 14\text{ eV}$ ) می‌باشد [۵]. همچنین انفصال نواری<sup>iv</sup> بزرگ باند رسانش InGaAs/GaAs منجر به محدودیت الکترونی قوی می‌شود که نتیجه آن بهبود کیفیت کارکرد قطعات گسیلنده در دمای بالا می‌باشد [۲۳].

گسترش ارتباطات و راحتی انتقال اطلاعات از طریق سیستم های انتقال و مخابرات فیبر نوری یکی از پر اهمیت ترین موارد مورد بحث در جهان امروز است. سرعت، دقت و تسهیل از مهمترین ویژگی های مخابرات فیبر نوری می باشد. یکی از پر اهمیت ترین موارد استفاده از مخابرات فیبر نوری آسانی انتقال در فرستادن سیگنال های حامل اطلاعات دیجیتالی است که قابلیت تقسیم بندی در حوزه زمانی را دارا می باشد. با توجه به منحنی پراشیدگی نور برحسب طول موج در فیبرهای اپتیکی که در مخابرات نوری بکاربرده می‌شود، طول موجهای  $850\text{nm}$ ،  $1300\text{nm}$  و  $1550\text{nm}$  دارای کمترین پراشیدگی می‌باشند. مینیمم بودن میزان پراش در طول موجهای ذکر شده خصوصاً  $1300\text{nm}$  باعث می‌شود، ارسال اطلاعات از طریق فیبرهای نوری به فواصل نسبتاً طولانیتری میسر شود. بنابراین در چند سال اخیر مطالعه و تحقیق روی این ماده (InGaAs) که نوید بخش دستیابی به طول موج  $1300\text{nm}$  می‌باشد، شدت یافته است.

همچنین رشد این آلیاژ روی زیرلایه GaAs برای لیزرهای گسیلنده سطحی کاواک عمودی<sup>v</sup> (VCSEL) با طول موج بلند مناسب است (شکل ۴-۵) [۲۴].

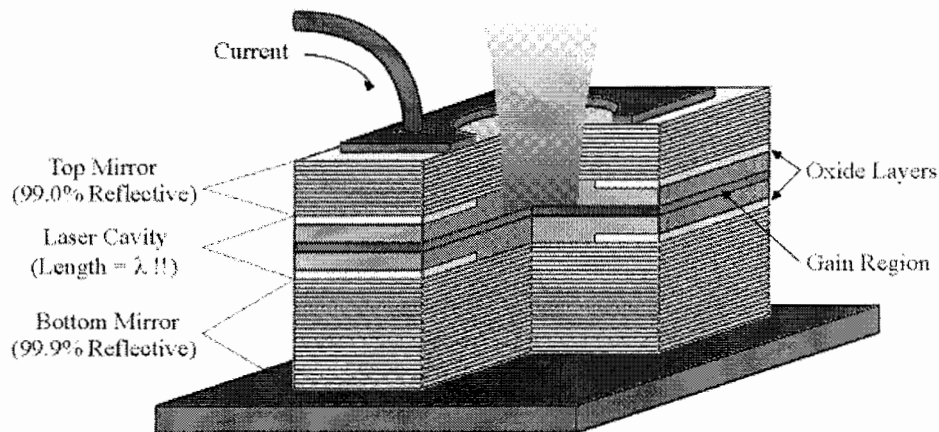
<sup>i</sup> Solar Cells

<sup>ii</sup> Pseudomorphically

<sup>iii</sup> Bowing Parameter

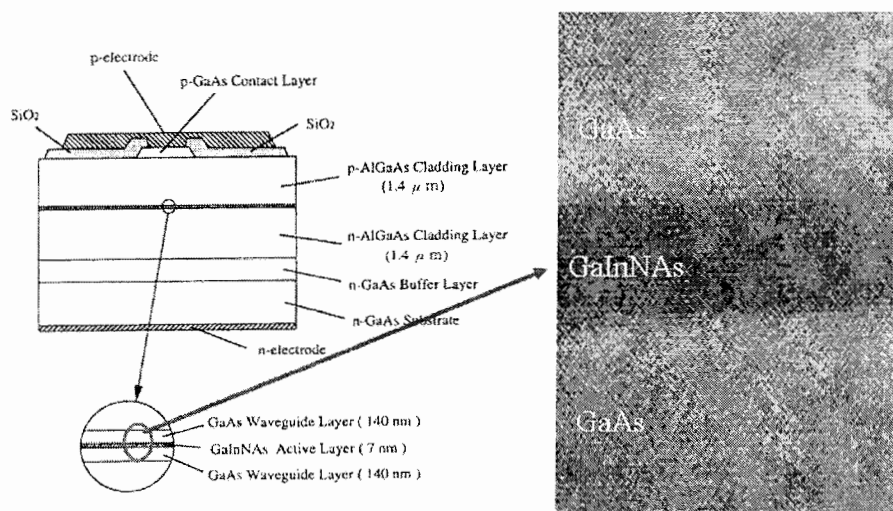
<sup>iv</sup> Band Offset

<sup>v</sup> Vertical Cavity Surface Emitting Laser



شکل ۴-۵- ساختار شماتیک یک لیزر گسیلنده کاواک سطحی (VCSEL) [۲۵].

اخیراً یک دیود لیزری InGaNAS(LD) گسیلنده در ناحیه طول موجی ۱/۳ میکرون با عمر بیش از ۱۰۰۰h ساخته شده است [۲۶]. شکل ۴-۶ ساختار شماتیک یک دیود لیزری را نشان می‌دهد، که ناحیه فعال آن چاه کوانتومی InGaNAS/GaAs می‌باشد.



شکل ۴-۶- ساختار شماتیک یک دیود لیزری. تصویر TEM ناحیه فعال (چاه کوانتومی InGaNAS/GaAs) نیز نشان داده شده است [۲۷].

از موارد دیگر کاربرد این آلیاژ می‌توان به سلولهای خورشیدی چند پیوندی (شکل ۴-۷) و آشکارسازهای ناحیه مادون قرمز اشاره کرد.

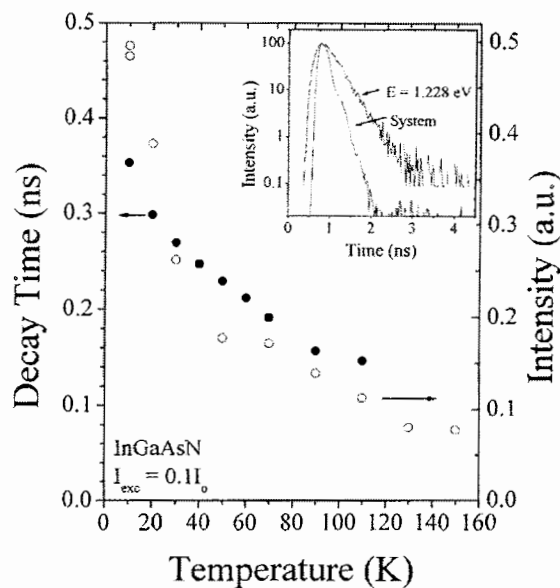
<b>GaInP</b> E > 1.85 eV
<b>GaAs</b> 1.85 eV > E > 1.4 eV
<b>GaInNAs</b> 1.4 eV > E > 1 eV
<b>Ge</b> 1 eV > E > 0.67 eV
Substrate GaAs or Ge

<b>GaInP</b> E > 1.85 eV
<b>GaAs</b> 1.85 eV > E > 1.4 eV
<b>GaInNAs</b> 1.4 eV > E > 1 eV
Substrate GaAs or Ge

شکل ۴-۷- طرحی از سلولهای خورشیدی سه و چهار پیوندی [۲۸]

#### ۴-۴- فرآیندهای باز ترکیب تابشی در آلیاژهای InGaAs

برای تشخیص نوع فرآیندهای باز ترکیب (که در مبحث ۱-۵ گفته شد) در یک نیم رسانا می بایست از روشهای آنالیز اپتیکی مختلفی چون طیف نمایی فتولومینسانس معمولی و وابسته به زمان و ... استفاده کرد. زمان باز ترکیب در آلیاژهای InGaAs در حدود چند نانو ثانیه می باشد.



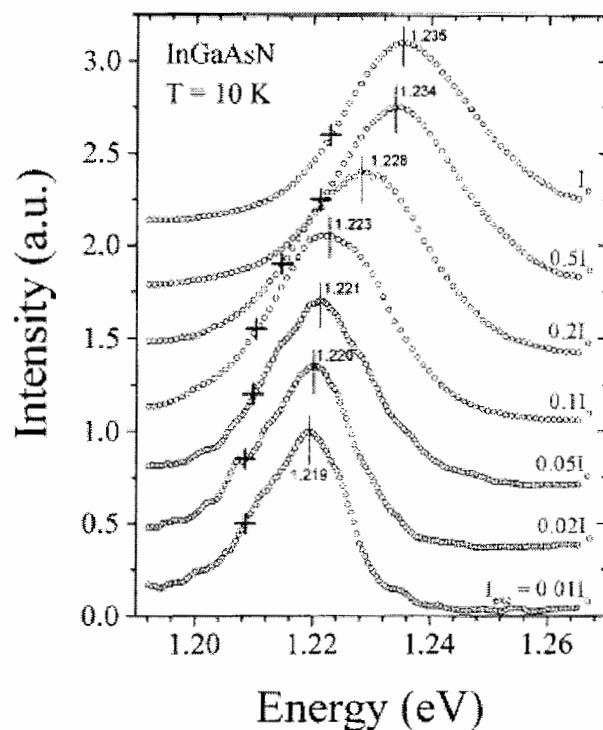
شکل ۴-۸- وابستگی دمایی طیف فتولومینسانس و زمان باز ترکیب InGaAs. در پنجره شکل شدت بر حسب زمان نشان داده شده است [۲۹].



مایر<sup>۱</sup> و همکارانش طول عمری برابر ۰/۳۴ نانوثانیه در دمای ۱۰K برای این آلیاژ بدست آورده‌اند، که این زمان بازترکیب مربوط به فرآیند بازترکیب اکسیتونی می‌باشد [۲۹] (شکل ۴-۸).

طیف PL این آلیاژ در دماهای پایین در محدوده طیفی نزدیک لبه نوار معمولاً نامتقارن می‌باشد. طیف PL نزدیک لبه نوار خواص ذاتی گوناگونی نشان می‌دهد [۵ و ۳۰ و ۳۱ و ۳۲] که برای مشخص کردن مکانیزم بازترکیب مربوطه مهم است [۱]، مانند شکل نامتقارن، وابستگی نسبتاً قوی به دمای اندازه‌گیری و شدت تحریکی. در حقیقت افزایش دما باعث کم‌شدن شدت PL و یک جابجایی به سمت قرمز قوی ماکزیمم PL می‌شود، که به تغییر دمایی گاف نواری GaNAs مانند تغییر بدست آمده از اندازه‌گیریهای PLE، مربوط نیست [۳۰].

از طرف دیگر افزایش در شدت نور تحریکی منجر به یک جابجایی به سمت آبی ماکزیمم PL و متقارن‌تر شدن طیف گسیلی می‌شود (شکل ۴-۹).

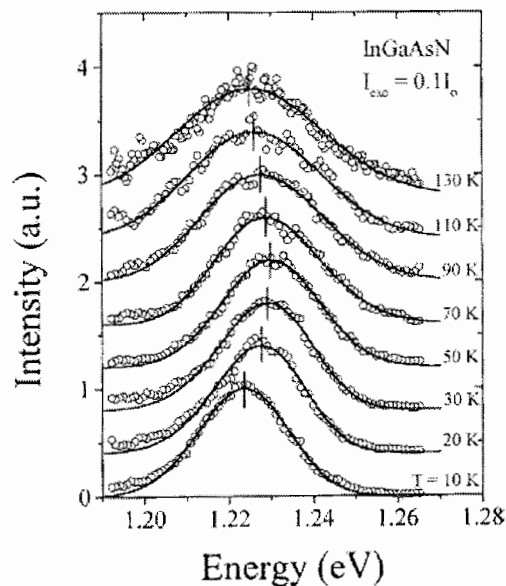


شکل ۴-۹- طیف گسیلی InGaAsN در دمای ۱۰K و شدتهای مختلف. با افزایش شدت نور تحریکی پیک گسیلی به سمت انرژیهای بیشتر جابجا شده و طیف نیز متقارنتر می‌شود [۲۹].

<sup>۱</sup> Mair

این خواص PL مربوط به InGaAs در دماهای پایین برحسب بازترکیب اکسیتونهای بدام افتاده توسط ناهمواریهای پتانسیل در لبه باند توضیح داده می‌شود [۳۰]. شکل طیفی گسیل اکسیتون جایگزیده (LE) نوعاً بسیار نامتقارن است. لبه انرژی پایین طیف می‌تواند با یک تابع نمایی تقریب زده شود، که منعکس‌کننده توزیع انرژی حالت‌های چگالی در دنباله نوار است. قطع‌شدگی تیز لبه با انرژی بالا به لبه تحرک‌پذیری<sup>۱</sup> (جداکننده حالت‌های جایگزیده و غیرجایگزیده) مربوط است. افزایش در شدت نور تحریکی باعث افزایش تعداد حامل‌های تحریکی می‌شود و قسمت اعظم گسیل مربوط به حامل‌های تحریک شده در ترازهای انرژی بالاتر می‌باشد؛ لذا با افزایش شدت تحریک پیک گسیلی به سمت انرژی‌های بیشتر، جابجا می‌شود. از طرف دیگر افزایش تعداد حامل‌های تحریکی باعث می‌شود افت و خیزهای پتانسیلی توسط میدان‌های پلاریزاسیون ایجاد شده، پوشش داده شده و از میزان جایگزیدگی کاسته شود. در حقیقت با افزایش حامل‌های تحریکی، نسبت بازترکیب اکسیتونهای جایگزیده نسبت به اکسیتونهای آزاد کاهش می‌یابد

رفتار دمایی گسیل PL گواهی بیشتری برای جایگزیدگی اکسیتونها ارائه می‌دهد (شکل ۴-۱۰).



شکل ۴-۱۰ وابستگی دمایی طیف فتولومینسانس. پیک گسیلی در دماهای داده شده با خطوط عمودی روی طیف مشخص شده است [۲۹].

<sup>۱</sup> mobility

با افزایش دما اکسیتونها می‌توانند قبل از بازترکیب درون ناهمواریهای پتانسیلی اشغال نشده قرار گیرند؛ و بنابراین انرژی گسیلی به سمت قرمز جابجا می‌شود. افزایش بیشتر دما باعث خروج اکسیتونها از مراکز تله و تبدیل اکسیتونها به جایگزیده به اکسیتونها آزاد شود، که در این حالت پیک گسیلی شیف‌ت آبی نشان خواهد داد. افزایش بیشتر دما باعث کاهش گاف نواری طبق رابطه ورشنی (رابطه ۴-۷) شده و در نتیجه انرژی گسیلی مجدداً به سمت انرژیهای کمتر جابجا خواهد شد بنابراین با افزایش دما تغییر محل ماکزیمم PL به صورت S شکل خواهد بود.

مراکز تله (نقایص ساختاری) ناشی از حضور نیتروژن در ساختار است، که علاوه بر جایگزیدگی باعث ایجاد مراکز بازترکیب غیر نوری در نمونه می‌شود؛ و بنابراین بازده گسیلی نمونه کاهش می‌یابد. در فصل بعد علاوه بر بررسی دلایل ایجاد این نقایص و تأثیرات آن بر گسیل اپتیکی InGaNAs به چگونگی بهبود کیفیت اپتیکی و تغییرات ساختاری ایجاد شده در ساختار با انجام فرآیندهای مختلف عملیات حرارتی روی نمونه خواهیم پرداخت.

- [١] M. Izadifard; *Optical Characterization of dilute nitride semiconductors and related quantum structures*; dissertation No.995, Linkoping University- IFM, (2006)
- [٢] Steven R. Kurtz, A. A. Allerman, E. D. Jones, J. M. Gee, J. J. Banas, and B. E. Hammons; *Appl. Phys. Lett.* **74**, 729 (1999)
- [٣] J. F. Geisz, D. J. Friedman, J. M. Olson, S. R. Kurtz, and B. M. Keyes, *J. Cryst. Growth* **195**, 401 (1998)
- [٤] C. Skierbiszewski, P. Perlin, P. Wisniewski, T Suski, J. F. Geisz, K. Hingerl, W. Jantsch, D. E. Mars, and W. Walukiewicz; *Phys. Rev. B*, **65**, 035207 (2001)
- [٥] M. Weyers, M. Sato, and H. Ando, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 2* **31**, L853 (1992)
- [٦] I.A. Buyanova, W.M. Chen, and B. Monemar, *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.* **6**, 2 (2001)
- [٧] N. Baillargeon, K. Y. Cheng, G. F. Hofler, P. J. Pearah, and K. C. Hsieh; *Appl. Phys. Lett.* **60**, 2540 (1992)
- [٨] W. G. Bi, and C. W. Tu; *Appl. Phys. Lett.* **69**, 3710 (1996)
- [٩] W.G. Bi and C.W. Tu; *J. Appl. Phys.* **80**, 1934 (1996)
- [١٠] K.M. Yu, W. Walukiewicz, J. Wu, J.W. Beeman, J.W. Ager, E.E. Haller, W. Shan, H.P. Xin, and C.W. Tu, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 1077 (2001)
- [١١] J.C. Harmand, G. Ungaro, J. Ramos, E.V.K. Rao, G. Saint-Girons, R. Teissier, G. Le Roux, L. Largeau, and G. Patriarche, *J. Cryst. Growth* (to be published).
- [١٢] B.N. Murdin, M. Karmal-Saadi, A. Lindsay, E.P. O'Reilly, A.R. Adams, G.J. Nott, J.G. Crowder, C.R. Pidgeon, I.V. Bradley, J-P.R. Wells, T. Burke, A.D. Johnson, and T. Ashley, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 1568 (2001).
- [١٣] S. Sakai, Y. Ueta, and Y Terauchi, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 1* **32**, 4413 (1993)
- [١٤] I. Vurgaftman, and J. R. Meyer; *J. Appl. Phys.* **94**, 6 (2003)
- [١٥] E. P. O'Reilly and A. Lindsay, *Phys. Status Solidi B* **216**, 131 (1999)
- [١٦] W. Shan, W. Walukiewicz, K.M. Yu, J. Wu, J.W. Ager III, E.E. Haller, H.P. Xin, and C.W. Tu, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 3251 (2000)

- [17] W. Walukiewicz, W. Shan, K.M. Yu, J.W. Auger III, E.E. Haller, I. Miotkowski, M.J. Seong, H. Alawadhi, and A.K. Ramdas, *Phys. Rev. Lett.* **85**, 1552 (2000)
- [18] C. Skierbiszewski, P. Perlin, P. Wisniewski, W. Knap, T. Suski, W. Walukiewicz, W. Shan, J.W. Ager, E.E. Haller, J.F. Geisz, D.J. Friedman, J.M. Olson, and S.R. Kurtz, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2409 (2000)
- [19] Z. Pan, L. H. Li, Y. W. Lin, B. Q. Sun, D. S. Jiang, W. K. Ge, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 15 (2001)
- [20] A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 2870 (2000)
- [21] M. Hetterich, M. D. Dawson, A. Yu. Egorov, D. Bernklau, H. Riechert, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 1030 (2000)
- [22] M. Kondow, K. Uomi, A. Niwa, T. Kitatani, S. Watahiki, and Y. Yazawa, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 1* **35**, 1273 (1996)
- [23] M. Reinhardt, M. Fisher, A. Forchel, ECR-MBE growth and patterning of GaInNAs/GaAs quantum wells for 1st order DBF lasers, *Physica E* **7** (2000) 919–923.
- [24] 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)
- [25] [www.ino.it/~gianni/VCSEL.gif](http://www.ino.it/~gianni/VCSEL.gif)
- [26] M. Kondow, T. Kitatani, K. Nakahara, and T. Tanaka, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 2* **38**, L1355 (1999)
- [27] Masahiko Kondow et al, *IEEE J. Selected topics in quantum electronics*, vol. **3** no. 3 (1997)
- [28] D.J. Friedman, J.F. Geisz, S.R. Kurtz, J.M. Olson, *1-eV GaInNAs Solar Cells for Ultrahigh-Efficiency Multijunction Devices*, Presented at the 2nd World Conference and Exhibition on Photovoltaic Solar Energy Conversion, 6-10 July (1998); Vienna, Austria.
- [29] R. A. Mair, J. Y. Lin, H. X. Jiang, E. D. Jones, A. A. Allerman, and S. R. Kurtz; *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2 (2000)

- [३०] S. Francoeur, G. Pozina, J. P. Bergman, W. M. Chen, H. P. Xin, and C. W. Tu ;  
Appl. Phys. Lett. **72**,1857 (1998)
- [३१] I. A. Bayonava, W. M. Chen, G. Pozina, J. P. Bergman, B. Monemar, H. P. Xin,  
and C. W. Tu; Appl. Phys. Lett. **75**, 501 (1999)
- [३२] H. Gruning, L. Chen, T. Hartmann, P. J. Klar, W. Heimbrodt, F. Hohnsdorf, J.  
Koch, and W. Stolz; Phys. Stat. Sol. B **215**, 39 (1999)

# فصل پنجم

## بررسی و تحلیل داده‌های تجربی

- معرفی نمونه‌های بررسی شده
- توزیع غیر یکنواخت نیتروژن و ایجاد افت و خیزهای پتانسیلی
- تغییر گسیل اپتیکی و جابجایی قله طیف PL پس از بازپخت
- تأثیر مدت زمان بازپخت بر گسیل اپتیکی نمونه‌ها
- شرایط بهینه بازپخت با توجه به ترکیب نمونه‌ها
- اثر دما و اتمسفر نیتروژن هنگام بازپخت
- تایید تجربی بر افزایش پهنای چاه کوانتومی پس از بازپخت در دماهای بالا
- بازپخت چند مرحله‌ای
- تغییرات ساختاری ایجاد شده در چاههای کوانتومی InGaNaNs/GaAs در اثر بازپخت
- نتایج آنالیز توسط باریکه‌یونی (PIXE و RBS)

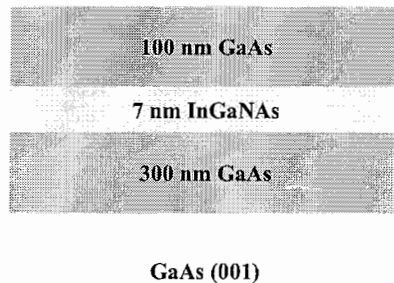
همانطور که در مباحث قبلی بیان شد افزودن درصد کمی نیتروژن به InGaAs باعث کاهش قابل ملاحظه گاف نواری این نیمرسانا می‌شود. علاوه بر این، نیتروژن افزوده شده باعث ایجاد افت و خیز در پتانسیل شده و شکل چاه پتانسیل را به طور محسوسی تغییر می‌دهد، که این موضوع با شواهد تجربی گوناگون از جمله عدم تقارن طیف فتولومینسانس PL در دمای پایین، رفتار S گونه قله‌های طیف بر حسب دما و ... تأیید می‌گردد. در این فصل با توجه به اطلاعات بدست آمده از بررسی نمونه‌ها توسط روشهای تجربی که در فصل چهارم بدان اشاره شده است (خصوصاً اطلاعات بدست آمده از طیف نمایی PL) ضمن توضیح منشاء این موارد به بررسی تأثیر انجام عملیات حرارتی در رفع این نقایص پرداخته و شرایط مختلف آن برای بهبود بخشیدن به ساختارهای مورد نظر را بررسی خواهیم کرد.

#### ۵-۱- معرفی نمونه‌های بررسی شده:

نمونه‌های مورد مطالعه در این پایان نامه نانو ساختارهای (چاههای کوانتومی یگانه و چندگانه) InGaAs می‌باشند. چهار نمونه با درصد عناصر مختلف در اختیار داریم که روی هریک بازیخت در شرایط متفاوتی (نوع فرآیند بازیخت، دما یا مدت زمان بازیخت، نوع و فشار گاز موجود در اطراف نمونه در مراحل مختلف بازیخت و...) انجام شده است. نمونه‌های شماره ۱ (شامل ۱A، ۱B، ۱C و ۱D) چاه کوانتومی یگانه  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$  با ۰/۳۶٪ نیتروژن و ۳۵/۴٪ ایندیوم وضخامت لایه چاه ۷nm می‌باشند که روی زیرلایه GaAs بدون آلاینش در جهت (۰۰۱) رشد داده شده و شامل یک لایه بافر (میانی) GaAs بدون آلاینش به ضخامت ۳۰۰ nm و یک لایه پوششی GaAs بدون آلاینش به ضخامت حدوداً ۱۰۰ nm می‌باشند که همگی در شرایط یکسان و دمای  $495^\circ\text{C}$  به روش HVPE رشد داده شده‌اند. سه نمونه از اینها پس از رشد برای مدت زمانهای متفاوت تحت بازیخت سریع در دمای  $900^\circ\text{C}$  قرار گرفته‌اند. نمونه ۱A بدون بازیخت است. نمونه ۱B به مدت ۵ثانیه، نمونه ۱C به



مدت ۱۵ ثانیه و نمونه ۱D به مدت ۳۰ ثانیه بازپخت شده‌اند. ترتیب لایه‌های رشد داده شده و ضخامت هر کدام بطور شماتیک در شکل ۵-۱ نشان داده شده است.



شکل ۵-۱- ساختار شماتیک نمونه‌های دسته اول

نمونه‌های شماره ۲ (شامل ۲A، ۲B، ۲C و ۲D) چاه کوانتومی یگانه  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$  با ۵۹/۰٪ نیترژن و ۳۷٪ ایندیوم و ضخامت لایه چاه ۷/۲nm بوده که روی زیرلایه GaAs بدون آرایش در جهت (۰۰۱) رشد داده شده‌اند؛ و شامل یک لایه بافر (میانی) GaAs بدون آرایش به ضخامت ۳۰۰ nm و یک لایه پوششی GaAs بدون آرایش به ضخامت حدوداً ۱۰۰ nm می‌باشد که همگی در شرایط یکسان و دمای  $495^\circ\text{C}$  به روش HVPE رشد داده شده‌اند. بازپخت روی این نمونه مشابه نمونه شماره ۱ انجام شده است. سه نمونه پس از رشد برای مدت زمانهای متفاوت تحت بازپخت سریع در دمای  $900^\circ\text{C}$  قرار گرفته‌اند. نمونه ۲A بدون بازپخت است. نمونه ۲B به مدت ۵ ثانیه، نمونه ۲C به مدت ۱۵ ثانیه و نمونه ۲D به مدت ۳۰ ثانیه بازپخت شده‌اند. ترتیب لایه‌های رشد داده شده مشابه نمونه شماره ۱ می‌باشد. نمونه‌های شماره ۳ (شامل ۳A، ۳B، ۳C و ۳D) چاههای کوانتومی چندگانه InGaAs/GaAs می‌باشند که در رآکتور MOVPE روی زیرلایه‌های GaAs در جهت (۰۰۱) با غلظت ۱/۵٪ نیترژن و ۳۰٪ ایندیوم در دمای  $520^\circ\text{C}$  رشد داده شده‌اند و شامل ۵ چاه کوانتومی InGaAs/GaAs متناوب با ضخامت سد ۱۹/۳nm و ضخامت چاه ۵/۷nm و یک لایه پوششی GaAs با ضخامت ۵۰nm می‌باشند. از چهار نمونه این گروه یکی بدون انجام بازپخت (نمونه ۳A) مورد مطالعه قرار گرفت. اما سه نمونه دیگر را در شرایط مختلف تحت بازپخت سریع قرار داده‌ایم

. نمونه ۳B را در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱۵s و در اتمسفر  $\text{N}_2$  تحت بازپخت سریع (RTA<sup>۱</sup>) قرار داده‌ایم. نمونه ۳C پس از آنکه مشابه نمونه دوم تحت بازپخت سریع قرار گرفت به مدت ۳۰ دقیقه درون راکتور MOVPE در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  و در اتمسفر  $\text{H}_2+\text{AsH}_3$  حرارت داده شده است (RTA + R). و نمونه ۳D نیز پس از اعمال شرایط مربوط به نمونه ۳C، مجدداً به مدت ۱۵s در اتمسفر  $\text{N}_2$  و دمای  $650^{\circ}\text{C}$  بازپخت سریع شده است (RTA + R + RTA). مشخصات مربوط به نمونه‌ها و بازپخت انجام شده روی آنها در جدول ۳-۵ آمده است. ترتیب لایه‌های رشد داده شده نیز در شکل ۲-۵ نشان داده شده است.

50 nm GaAs
5.7 nm InGaNAS
19.3 nm GaAs
5.7 nm InGaNAS
19.3 nm GaAs
5.7 nm InGaNAS
19.3 nm GaAs
5.7 nm InGaNAS
19.3 nm GaAs
5.7 nm InGaNAS
GaAs

#### GaAs (001)

شکل ۲-۵- ساختار شماتیک نمونه‌های دسته سوم

نمونه‌های شماره ۴ (شامل ۴A، ۴B، ۴C و ۴D) همانند نمونه‌های شماره ۱ بوده با این تفاوت که دارای ۰/۴۲٪ نیتروژن و ۳۰٪ ایندیوم می‌باشد. ترتیب لایه‌های رشد داده شده و عملیات حرارتی انجام شده روی این نمونه مشابه نمونه شماره ۱ می‌باشد. برای سادگی و انجام مقایسه بهتر در این مبحث، نمونه‌ها را بر حسب نتایج استنتاج شده از هر گروه در پنج دسته تقسیم بندی نموده‌ایم.

<sup>۱</sup> Rapid Thermal Annealing

### ۵-۱-۱- دسته اول:

این گروه مشتمل بر چهار نمونه ۱A، ۱B، ۱C و ۱D است که به طور کامل در قسمت قبل توصیف شده‌اند. مشخصات مربوط به نمونه‌ها در جدول ۵-۱ آمده است.

جدول ۵-۱- مشخصات مربوط به عناصر و عملیات حرارتی دسته اول

نمونه	ساختار	درصد نیتروژن	درصد ایندیوم	زمان بازپخت	دمای بازپخت
۱A	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	.	as grown
۱B	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	۵S	۹۰۰°C
۱C	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	۱۵S	۹۰۰°C
۱D	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	۳۰S	۹۰۰°C

### ۵-۱-۲- دسته دوم:

این دسته شامل نمونه‌های شماره ۱ (۱A، ۱B، ۱C و ۱D) و نمونه‌های شماره ۲ (۲A، ۲B، ۲C و ۲D) می‌باشد که ساختار و میزان عناصر نمونه‌های شماره ۲ نیز به صورت مفصلی توضیح داده شد. مشخصات مربوط به نمونه‌ها در جدول ۵-۲ آمده است.

جدول ۵-۲- مشخصات مربوط به عناصر و عملیات حرارتی دسته دوم

نمونه	ساختار	درصد نیتروژن	درصد ایندیوم	زمان بازپخت	دمای بازپخت
۱A	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	.	as grown
۱B	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	۵S	۹۰۰°C
۱C	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	۱۵S	۹۰۰°C
۱D	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	۳۰S	۹۰۰°C
۲A	SQW	۰/۵۹	۳۷	.	as grown
۲B	SQW	۰/۵۹	۳۷	۵S	۹۰۰°C
۲C	SQW	۰/۵۹	۳۷	۱۵S	۹۰۰°C
۲D	SQW	۰/۵۹	۳۷	۳۰S	۹۰۰°C

### ۳-۱-۵- دسته سوم:

در این دسته نمونه های شماره ۳ (۳A، ۳B، ۳C و ۳D) مورد مطالعه قرار می گیرند. مشخصات مربوط به نمونه ها و عملیات حرارتی انجام شده روی آنها در جدول ۳-۵ آمده است.

جدول ۳-۵- مشخصات مربوط به نمونه ها و عملیات حرارتی دسته سوم

نمونه	ساختار	درصد نیتروژن	درصد ایندیوم	ضخامت چاه (nm)	ضخامت سد (nm)	روش و دمای رشد	شرایط بازیخت
۳A	MQW	۱/۵	۳۰	۵/۷nm	۱۹/۳nm	MOVPE ۵۲۰°C	As grown
۳B	MQW	۱/۵	۳۰	۵/۷nm	۱۹/۳nm	MOVPE ۵۲۰°C	RTA
۳C	MQW	۱/۵	۳۰	۵/۷nm	۱۹/۳nm	MOVPE ۵۲۰°C	RTA + R
۳D	MQW	۱/۵	۳۰	۵/۷nm	۱۹/۳nm	MOVPE ۵۲۰°C	RTA + R + RTA

### ۴-۱-۵- دسته چهارم:

در این گروه دو نمونه جای دارد که هر دو برای مدت زمان مساوی ۱۵S اما در دماهای متفاوت تحت بازیخت سریع (RTA) قرار گرفته اند و مشخصاتشان در جدول ۴-۵ آورده شده است. نمونه ۱C در دمای ۹۰۰°C و بدون اتمسفر در هنگام بازیخت و نمونه ۳B در دمای ۶۵۰°C و در اتمسفر N<sub>2</sub> بازیخت سریع شده اند.

جدول ۴-۵- مشخصات مربوط به نمونه ها و عملیات حرارتی دسته چهارم

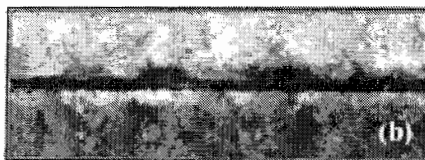
نمونه	ساختار	درصد نیتروژن	درصد ایندیوم	ضخامت چاه (nm)	ضخامت سد (nm)	روش و دمای رشد	زمان بازیخت	دمای بازیخت
۱A	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	۷nm	-	HVPE ۴۹۰°C	as grown	.
۱C	SQW	۰/۳۶	۳۵/۴	۷nm	-	HVPE ۴۹۰°C	۱۵S	۹۰۰°C
۳A	MQW	۱/۵	۳۰	۵/۷nm	۱۹/۳nm	MOVPE ۵۲۰°C	as grown	.
۳B	MQW	۱/۵	۳۰	۵/۷nm	۱۹/۳nm	MOVPE ۵۲۰°C	۱۵S	۶۵۰°C

## ۵-۱-۵- دسته پنجم:

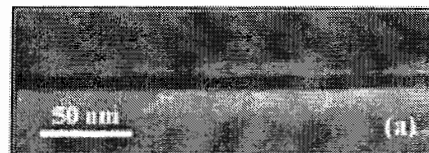
در این دسته نمونه‌های شماره چهار (شامل ۴A، ۴B، ۴C و ۴D) را برای بررسی در مبحث ۵-۷ آورده‌ایم.

### ۵-۲- توزیع غیر یکنواخت نیتروژن و ایجاد افت و خیزهای پتانسیلی:

چون رشد آلیاژهای کم نیتروژن<sup>i</sup> فقط در شرایط غیرتعادلی و دمای نسبتاً پایین امکان پذیر است [۱]، اتمهای نیتروژن در ترکیب به صورت ناهمگون توزیع شده و در یک سری نقاط به صورت توده‌ای<sup>ii</sup> جمع می‌شوند که این مسأله باعث افت و خیز در پهنای چاه کوانتومی (ضخامت لایه InGaAs) می‌شود. شکل ۳-۵ تصاویر TEM<sup>iii</sup> مربوط به دو نمونه چاه کوانتومی InGaAs/GaAs و InGaAs/GaAs را نشان می‌دهد.



(ب)



(الف)

شکل ۳-۵- تصویر سطح مقطع TEM مربوط به نمونه های الف) InGaAs/GaAs ، ب) InGaAs/GaAs [۲]

از این تصاویر بوضوح تغییر در ضخامت لایه InGaAs و همچنین عدم توزیع یکنواخت نیتروژن در ساختار دیده می‌شود، که به علت الکترون‌گاتیویته بالا و شعاع کوچک نیتروژن باعث ایجاد افت و خیزهای پتانسیلی و شکل‌گیری ترازهای عمیق<sup>iv</sup> در نوار رسانش می‌شود [۳]. افت و خیزهای پتانسیلی علاوه بر بدام اندازی حاملها باعث تغییر شکل چاه پتانسیل مربعی شده و در نتیجه طبق اثر محدودیت کوانتومی استارک<sup>v</sup> طیف گسیلی نمونه به سمت انرژیهای کمتر جابجا می‌شود (شیفت قرمز). در حقیقت انباشته شدن اتمهای نیتروژن در ساختار باعث ایجاد میدان الکتریکی در ساختار

<sup>i</sup> Diluted Nitride

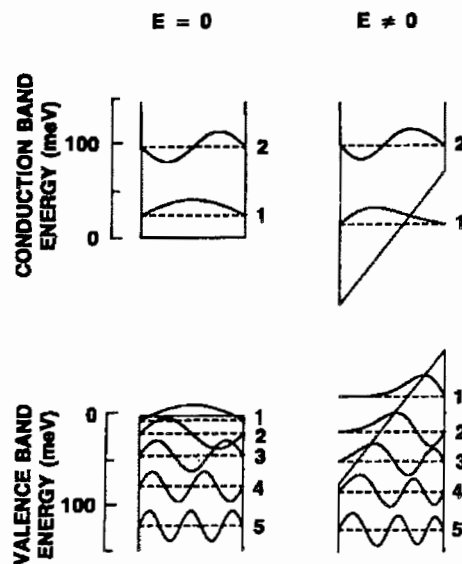
<sup>ii</sup> Cluster

<sup>iii</sup> Transmission Electron Microscopy

<sup>iv</sup> Deep Level

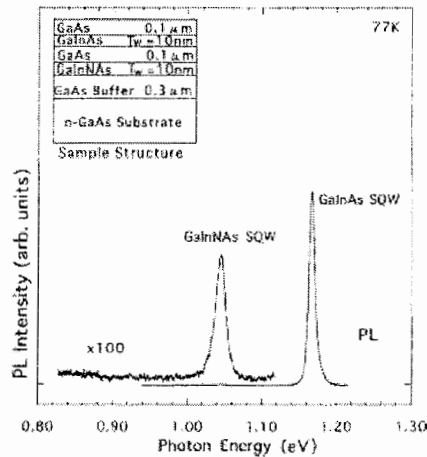
<sup>v</sup> Quantum Confined Stark Effect

گردیده و بنابراین شکل چاه پتانسیل از حالت مربعی به مثلثی تغییر می‌کند و همانطور که در شکل ۴-۵ مشاهده می‌شود با تغییر شکل چاه پتانسیل ترازهای انرژی الکترون و حفره به انرژیهای پایینتر منتقل شده و از فاصله بین ترازهای انرژی الکترون و حفره نسبت به حالت قبل کاسته می‌شود که این امر یکی از دلایل شیفت قرمز پیک گسیلی نمونه نیتروژندار نسبت به نمونه بدون نیتروژن است.



شکل ۴-۵- تغییر چاه پتانسیل مربعی به مثلثی بواسطه میدان الکترکی داخلی ناشی از حضور ناهمگون نیتروژن و جابجایی ترازهای انرژی [۴]

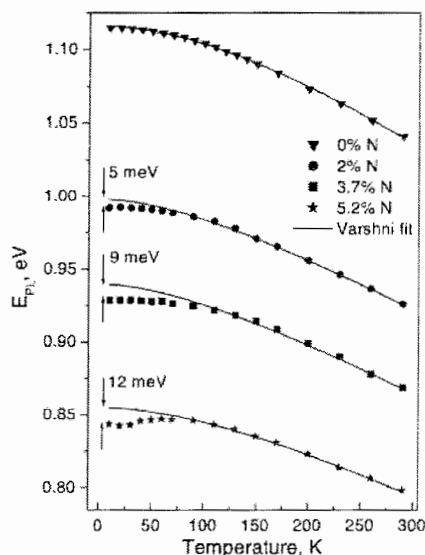
از طرفی ترازهای عمیق و چاهکهای پتانسیل می‌توانند به عنوان مراکز بازترکیب غیر تابشی عمل نموده و باعث کاهش بازده اپتیکی نمونه شوند. از سوی دیگر وجود افت و خیز در پهنای چاه کوانتومی (ضخامت لایه InGaNaNAs) باعث ایجاد ترازهای انرژی با مقادیر مختلف شده و بنابراین شاهد افزایش پهنای پیک گسیلی نمونه نیتروژندار خواهیم بود. شکل ۵-۵ طیف PL مربوط به دو نمونه InGaAs و InGaNaNAs را نشان می‌دهد، که می‌توان این سه موضوع (شیفت قرمز، کاهش شدت و افزایش پهنای پیک) را بخوبی مشاهده کرد.



شکل ۵-۵- طیف فتولومینسانس چاههای کوانتومی InGaAs/GaAs و InGaNAs/GaAs [۵]

رفتار S گونه قله‌های طیف PL بر حسب دما دال بر جایگزیدگی حاملهاست. در دماهای پایین فرآیند بازترکیب از نوع اکسیتونی جایگزیده می‌باشد. با افزایش دما اکسیتونها انرژی جنبشی لازم را کسب کرده و قبل از بازترکیب در مینیمم‌های پتانسیل قرار می‌گیرند که این مسأله سبب شیفت قرمز اولیه می‌گردد. با افزایش مجدد دما اکسیتونهای جایگزیده قبل از بازترکیب انرژی لازم برای فرار از مراکز جایگزیدگی را بدست آورده و تبدیل به اکسیتونهای آزاد می‌شوند. بنابراین در طیف گسیلی شاهد شیفت آبی خواهیم بود. اما دلیل شیفت قرمز مجدد با افزایش دما، کاهش گاف نواری است که طبق رابطه ورشنی  $E_g(T) = E_g(0) - \frac{\alpha T^2}{\beta + T}$  بیان می‌شود. انرژی گسیلی طیف PL بر حسب دما را برای نمونه‌های چاه کوانتومی  $\text{In}_{0.41}\text{Ga}_{0.59}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$  با  $y$ های مختلف نشان می‌دهد. در نمونه بدون نیتروژن رفتار S گونه‌ای<sup>۱</sup> مشاهده نمی‌شود که این موضوع بیانگر آنست که جایگزیدگی بواسطه حضور نیتروژن می‌باشد.

<sup>۱</sup> S Shape



شکل ۵-۶- قله طیف PL برحسب دما مربوط به  $\text{In}_{0.41}\text{Ga}_{0.59}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$  و  $\text{InGaAs}$  [۶]

با انجام بازیخت روی نمونه با انتخاب شرایط مناسب می‌توان نقایص را برطرف کرده و بازده اپتیکی نمونه را افزایش داد. بازیخت باعث کاهش مراکز جایگزیدگی و هموارتر شدن پتانسیل می‌گردد. برای دستیابی به شرایط بهینه آنیل یک نمونه، در ادامه این فصل به تغییرات پارامترهای اپتیکی نمونه از قبیل انرژی، شدت و پهنای طیف ( $\text{FWHM}^{\text{I}}$ ) گسیلی، سطح زیر طیف، تقارن طیف و... با توجه به شرایط مختلف بازیخت چون نوع بازیخت، دما و مدت زمان بازیخت، اتمسفر اطراف نمونه هنگام بازیخت و ... برای نمونه‌هایی با ساختار و درصد عناصر مختلف می‌پردازیم.

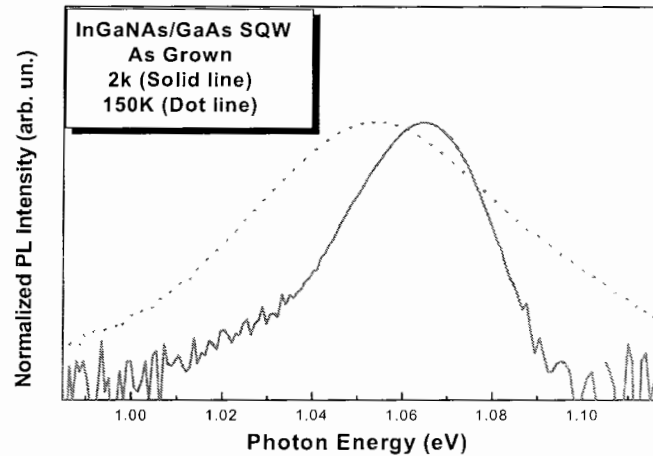
### ۵-۳- تغییر گسیل اپتیکی و جابجایی قله طیف PL پس از بازیخت:

در دماهای پایین فرآیند بازترکیب در آلیاژهای  $\text{InGaNAS}$  اکسیتونی است [۷]، لبه بالایی انرژی طیف تیز تر از لبه پایینی انرژی آن می‌باشد که این عدم تقارن پیک گسیلی بیانگر بازترکیب اکسیتونی جایگزیده است. علت جایگزیدگی اکسیتونها وجود افت و خیز در پتانسیل ناشی از حضور نیتروژن می‌باشد. در شکل ۵-۷ طیف فتولومینسانس مربوط به نمونه  $1\text{A}$  در دماهای  $2\text{K}$  و  $150\text{K}$  نشان داده شده است. عدم تقارن طیف در دمای پایین که نشانگر بازترکیب اکسیتونهای جایگزیده

<sup>I</sup> Full Width at Half Maximum



است به خوبی دیده می‌شود. با افزایش دما (150K) اکسیتونها انرژی لازم برای خروج از مراکز جایگزیدگی را کسب کرده و شاهد تقارن بیشتر طیف گسیلی خواهیم بود.



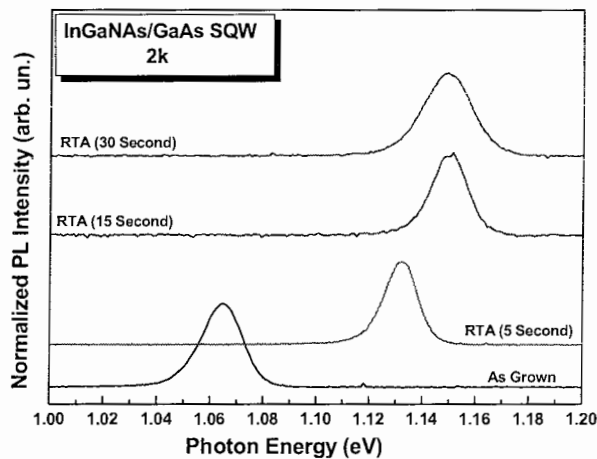
شکل ۵-۷- طیف فتولومینسانس مربوط به نمونه 1A در دماهای 2K و 150K در شدت تحریکی 25mW

همچنین با انجام عملیات حرارتی مناسب شاهد متقارنتر شدن طیف گسیلی خواهیم بود که بیانگر کاهش مراکز جایگزیدگی در ساختار است معمولاً برای تمام نمونه‌هایی که تحت هر کدام از انواع عملیات حرارتی قرار گرفته‌اند جابجایی پیک گسیلی به سمت انرژی‌های بیشتر (شیفت آبی) و تغییر در میزان گسیل مشاهده می‌شود، که بسته به شرایط ممکن است بیشتر یا کمتر شود. در هر دو نوع بازپخت شاهد شیفت آبی طیف هستیم. در یک سری حالتها با انجام بازپخت شیفت قرمز نیز مشاهده می‌شود که در قسمت ۵-۸ راجع به آن بحث شده است. یکی دیگر از مسائلی که هنگام رشد نیمرساناهای کم نیتروژن اتفاق می‌افتد، ایجاد پیوندهای N<sub>2</sub> و N-H است که باعث منفعل شدن نیتروژن از نظر اپتیکی شده [۸] و در نتیجه از شدت طیف گسیلی کاهش می‌یابد. عملیات حرارتی با شکستن این نوع پیوندها و تشکیل پیوندهای Ga-N و خصوصاً In-N باعث فعال شدن نیتروژن و افزایش گسیل اپتیکی می‌شود. سارا کورتز<sup>۱</sup> و همکارانش با استفاده از طیف سنجی فوریه FTIR بر روی نمونه InGaAs بازپخت نشده و یک نمونه بازپخت شده نشان داده‌اند که با انجام عملیات حرارتی از تعداد پیوندهای N-H کاسته شده و نیتروژن بیشتر با ایندیوم پیوند برقرار خواهد کرد [۹].

<sup>۱</sup> Sarah Kurtz

#### ۴-۵- تأثیر مدت زمان بازپخت بر گسیل اپتیکی نمونه‌ها:

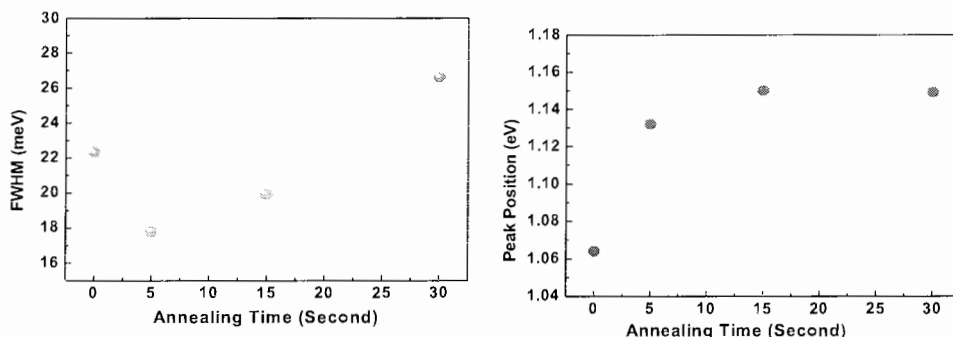
شکل ۵-۸ طیف فوتولومینسانس مربوط به نمونه‌های ۱A، ۱B، ۱C و ۱D را در دمای ۲ K نشان می‌دهد. پیک گسیلی نمونه ۱A در دمای ۲ K در انرژی  $1.063\text{ eV}$  بوده و برای نمونه‌های ۱B، ۱C و ۱D به ترتیب دارای مقادیر  $1.131\text{ eV}$ ،  $1.150\text{ eV}$  و  $1.148\text{ eV}$  می‌باشد. با انجام عملیات حرارتی به مدت ۵ ثانیه (نمونه ۱B) یک شیفت آبی  $68\text{ meV}$  رخ می‌دهد. برای نمونه ۱C میزان جابجایی  $87\text{ meV}$  بوده و برای نمونه ۱D شاهد  $85\text{ meV}$  شیفت آبی در انرژی گسیلی می‌باشیم. بنابراین معمولاً با افزایش زمان بازپخت شیفت آبی پیک گسیلی نیز بیشتر خواهد بود. اما بیشترین مقدار شیفت آبی را در همان ۵ ثانیه اول بازپخت مشاهده می‌کنیم.



شکل ۵-۸- طیف فوتولومینسانس نمونه‌های دسته اول در دمای ۲ K، دمای بازپخت  $900^\circ\text{C}$  بوده و مدت زمان آن در شکل نشان داده شده است

شکل (۵-۹-الف) ماکزیمم انرژی گسیلی و (۵-۹-ب) پهنای طیف PL در نیمه ماکزیمم را در دمای ۲K نشان می‌دهد. پهنای طیف برای نمونه ۱A،  $22\text{ meV}$  است که برای نمونه ۱B به  $17\text{ meV}$  کاهش می‌یابد. با افزایش زمان بازپخت پهنای طیف PL شروع به افزایش مجدد می‌کند، بطوری که FWHM برای نمونه ۱C برابر  $20\text{ meV}$  و در نمونه ۱D،  $21.5\text{ meV}$  می‌شود. برای نمونه ای که به مدت ۵ ثانیه بازپخت شده تنش‌های موجود در نمونه کاهش یافته، لذا با کاهش میدانهای الکتریکی و در نتیجه کاهش اثر محدودیت کوانتومی استارک انرژی گسیلی شیفت آبی خواهد داشت. در این

نمونه با همگون تر شدن توزیع نیتروژن در ترکیب، از مراکز جایگزیدگی نیز کاسته می گردد و به همین دلیل حداقل پهنای طیف در همین نمونه مشاهده می شود (شکل ۵-۹-ب).

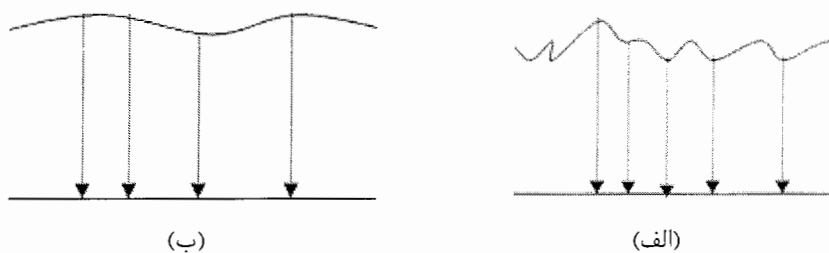


(ب)

(الف)

شکل ۵-۹- الف) پیک انرژی و ب) FWHM طیف فتولومینسانس  $\text{In}_{0.354}\text{Ga}_{0.646}\text{N}_{0.036}\text{As}_{0.964}$  در  $T = 2\text{ K}$ ، دمای بازپخت  $900^\circ\text{C}$  می باشد.

برای مدت زمانهای بیشتر از ۵ ثانیه بازپخت درصد کمی از اتمهای نیتروژن انرژی لازم برای فرار از ترکیب را بدست می آورند. بنابراین دوباره شاهد یک شیفت آبی خواهیم بود. اما با خروج نیتروژن از ترکیب و ایجاد نقاط تهی در شبکه دوباره مراکز جایگزیدگی افزایش می یابد که باعث بزرگتر شدن اختلاف بین انرژی اکسیتونهای جایگزیده و در نتیجه بزرگتر شدن پهنای طیف می شود. شکل ۵-۱۰ یک طرح شماتیک از پتانسیل را قبل و بعد از بازپخت نشان می دهد. با کاهش افت و خیزهای پتانسیلی پس از انجام بازپخت، اختلاف انرژی فوتونهای گسیلی کوچکتر شده و بنابراین طیف گسیلی تیزتر خواهد شد.



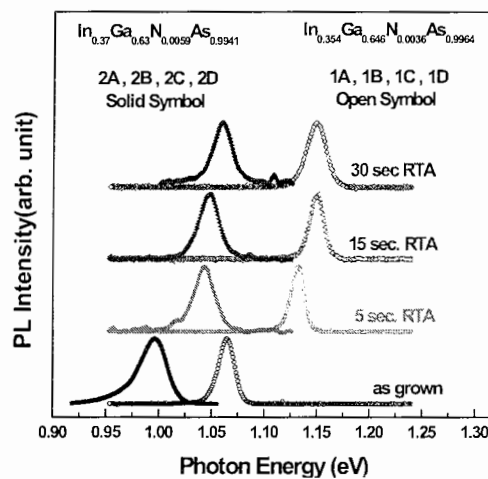
(ب)

(الف)

شکل ۵-۱۰- یک طرح شماتیک از نوارهای انرژی InGaNAS الف) قبل، ب) بعد از بازپخت

### ۵-۵- شرایط بهینه بازپخت با توجه به ترکیب نمونه‌ها:

شکل ۵-۱۱ طیف فتولومینسانس نمونه های گروه دوم را در دمای ۲K و شدت تحریکی ۲۵mW نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود عدم تقارن در طیف گسیلی که بیانگر میزان جایگزیدگی است، برای نمونه با میزان نیتروژن بالاتر، بیشتر است. پیک گسیلی، پهنای طیف (FWHM) و سطح زیر منحنی مربوط به نمونه‌ها در جدول ۵-۵ آمده است.



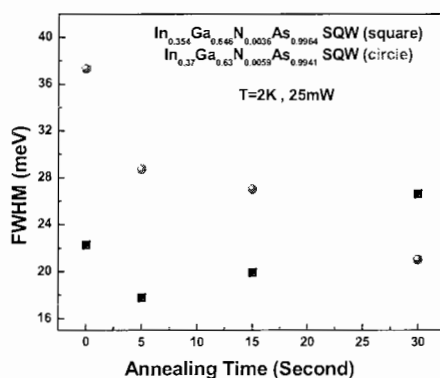
شکل ۵-۱۱- طیف فتولومینسانس نمونه های گروه دوم در دمای ۲K و شدت تحریک ۲۵mW ، برای حالت‌های بازپخت نشده و بازپخت شده در دمای ۹۰۰ °C و در مدت زمان‌های مختلف.

جدول ۵-۵- پیک گسیلی، پهنای طیف و سطح زیر منحنی نرمالیزه شده مربوط به نمونه‌های دسته دوم

Sample	۱A	۱B	۱C	۱D	۲A	۲B	۲C	۲D
Peak position(eV)	۱/۰۶۴	۱/۳۲۲	۱/۱۵۱	۱/۱۴۹	۰/۹۹۵	۱/۰۴۳	۱/۰۴۷	۱/۰۵۹
FWHM (meV)	۲۲	۱۷	۲۰	۲۱	۳۷	۲۸	۲۷	۲۱
Normalized PL Integrated Intensity	۱	۰/۶	۰/۳۴	۰/۵۶	۱	۰/۵	۰/۰۳	۰/۰۲

پیک گسیلی نمونه با نیتروژن بیشتر هم به دلیل شکافتگی بیشتر دو زیرنوار  $E^-$  و  $E^+$  ناشی از برهمکنش تراز انرژی مربوط به نیتروژن با نوار رسانش InGaAs (با توجه به آنچه در فصل چهارم بیان شد) و هم به خاطر بیشتر بودن کرنش در این ساختار نسبت به نمونه با نیتروژن کمتر، در انرژیهای

پایینتری قرار دارد. در هر دو نمونه با انجام بازپخت به مدت ۵ ثانیه پیک گسیلی به میزان قابل ملاحظه ای به سمت انرژیهای بالاتر جابجا می شود (در نمونه با نیتروژن کمتر ۶۸meV و در نمونه با نیتروژن بیشتر ۴۷meV)، که نشاندهنده کاهش قابل توجه کرنش ساختار است. با افزایش زمان بازپخت تا ۱۵ ثانیه باز هم شاهد شیفیت آبی در هر دو نمونه خواهیم بود، در حالی که برای نمونههای بازپخت شده در مدت ۳۰ ثانیه فقط در پیک گسیلی نمونه با نیتروژن بیشتر شیفیت آبی مشاهده می شود. لذا زمان بهینه بازپخت برای نمونههای با نیتروژن بیشتر، بزرگتر از زمان مربوط به نمونههای با نیتروژن کمتر خواهد بود، که این موضوع با مطالعه FWHM نمونه ها قابل تایید می باشد. همانگونه که می دانیم ترازهای عمیق ایجاد شده در پتانسیل توسط حضور ناهمگون اتمهای نیتروژن باعث بدام اندازی اکسیتونها شده و چون دارای مقادیر با اختلاف زیاد می باشند، طیف گسیلی پهنی مشاهده می کنیم. شکل ۵-۱۲ پهنای طیف دو نمونه در  $T=2K$  را بر حسب زمان بازپخت نشان می دهد.



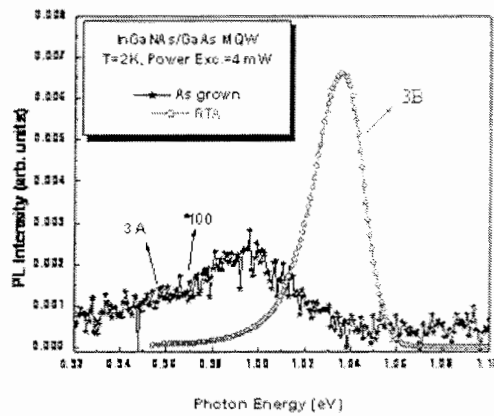
شکل ۵-۱۲- پهنای طیف فتولومینسانس نمونه های گروه دوم بر حسب مدت زمان بازپخت در  $900^{\circ}C$

انجام بازپخت روی نمونه ها باعث متقارن تر شدن طیف گسیلی شده که بیانگر کاهش مراکز جایگزیدگی است. با کاهش مراکز جایگزیدگی پهنای طیف گسیلی کاهش می یابد. در نمونه با نیتروژن کمتر با ۵ ثانیه بازپخت به کمترین مقدار در پهنای طیف می رسیم و با افزایش زمان بازپخت انرژی لازم برای خروج مقداری از نیتروژن ترکیب فراهم می گردد که باعث افزایش مجدد نقایص شبکه و ایجاد مراکز جایگزیدگی می شود و پهنای طیف دوباره افزایش می یابد. اما برای نمونه با نیتروژن بیشتر به زمان بازپخت بیشتری نیاز است تا اتمهای نیتروژن به صورت همگونی در ترکیب

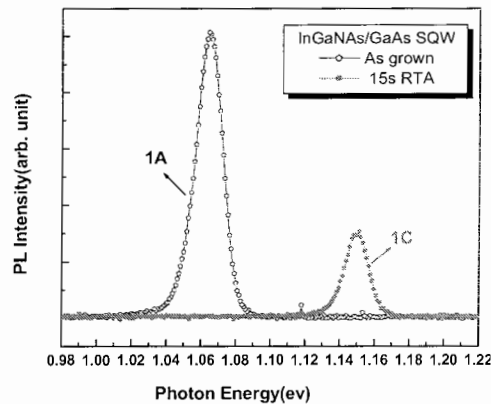
پخش شوند و همانگونه که مشاهده می‌شود، با افزایش زمان بازپخت مرتباً پهنای طیف گسیلی کاهش می‌یابد.

#### ۵-۶- اثر دما و اتمسفر نیتروژن هنگام بازپخت:

شکل ۵-۱۳- الف طیف فتو لومینسانس مربوط به دو نمونه ۳A و ۳B را در دمای ۲K و شدت تحریکی ۴mW نشان می‌دهد. شکل ۵-۱۳- ب نیز طیف فتولومینسانس مربوط به دو نمونه ۱A و ۱C را در دمای ۲K و شدت تحریکی ۲۵mW نشان می‌دهد. (نمونه‌های دسته چهارم)



(الف)



(ب)

شکل ۵-۱۳- الف- طیف فتو لومینسانس مربوط به دو نمونه ۳A و ۳B در دمای ۲K و شدت تحریکی ۴mW و ب- مربوط به دو نمونه ۱A و ۱C در دمای ۲K و شدت تحریکی ۲۵mW

مقادیر مربوط به انرژی گسیلی، سطح زیر منحنی، شدت و پهنای طیف مربوط به هر دو دسته در جدولهای ۵-۶-الف و ۵-۶-ب آمده است.

جدول ۵-۶- مقادیر مربوط به انرژی گسیلی، سطح زیر منحنی، شدت و پهنای طیف مربوط به نمونه‌های الف- ۳A و ۳B و ب- ۱A و ۱C (الف)

Sample	Peak Position (eV)	Normalized PL Intensity	Normalized PL Integrated Intensity	FWHM(meV)
۳A	۰/۹۹۵	۱	۱	۵۸
۳B	۱/۰۳۴	۲۳۶	۶۸	۳۲

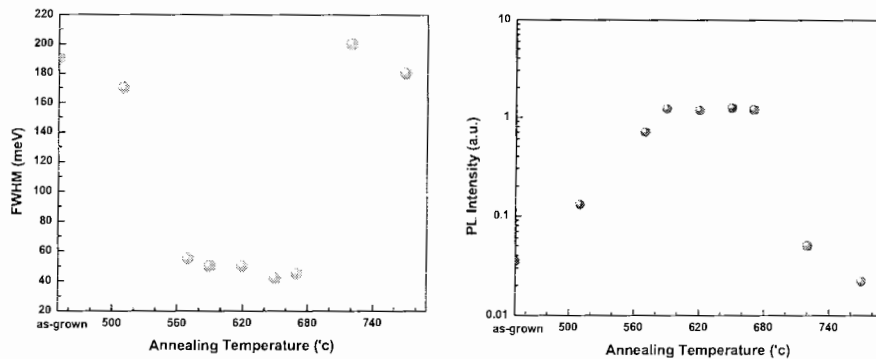
(ب)

Sample	Peak Position (eV)	Normalized PL Intensity	Normalized PL Integrated Intensity	FWHM (meV)
۱A	۱/۰۶۴	۱	۱	۲۲
۱C	۱/۱۵۱	۰/۳	۰/۳۲	۲۰

در هر دو نمودار شیفیت آبی انرژی گسیلی پس از بازیخت مشاهده می‌شود. برای بازیخت در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  یعنی نمونه ۳B نسبت نمونه ۳A شدت طیف و همچنین سطح زیر منحنی به اندازه دو مرتبه بزرگی افزایش نشان می‌دهد و پهنای طیف نیز به میزان قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد. اما برای نمونه آنیل شده در دمای  $900^{\circ}\text{C}$  (نمونه ۱C) شدت طیف و سطح زیر طیف به یک سوم مقدار مربوط به نمونه ۱A کاهش می‌یابد و تغییر چشمگیری در پهنای طیف گسیلی مشاهده نمی‌شود.

بازیخت در دماهای بالاتر از  $700^{\circ}\text{C}$  باعث کاهش شدت طیف گسیلی و سطح زیر طیف شده و کاهش پهنای طیف نیز کمتر است [۱۰]. شکل ۵-۱۴ نمودار تغییرات شدت طیف گسیلی و تغییرات پهنای طیف برحسب دمای بازیخت برای نمونه‌هایی که به مدت زمان ۱۰ دقیقه بازیخت شده‌اند را نشان می‌دهد. پارامتر دیگری که می‌بایست در هنگام بازیخت به آن دقت کرد، اتمسفر نمونه هنگام بازیخت است. با انجام بازیخت روی نمونه، اتمها انرژی جنبشی کسب کرده و احتمال خروج اتمها خصوصاً اتمهای نیتروژن بخاطر کوچک بودنشان از ساختار افزایش می‌یابد. این خروج اتمها از ساختار باعث ایجاد مجدد نواقص شبکه‌ای شده و مجدداً مراکز جایگزیدی در ساختار را افزایش می‌دهد که این امر

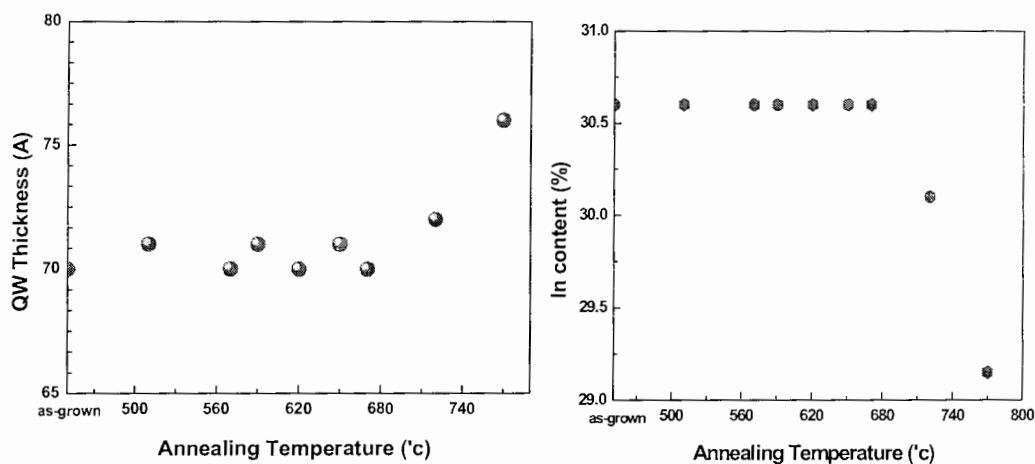
باعث می‌شود طیف گسیلی پهنتر گردد. یکی از روشهای جلوگیری از این موضوع بازپخت نمونه در حضور گاز  $N_2$  می‌باشد.



شکل ۵-۱۴- تغییرات شدت و پهنای طیف گسیلی بر حسب دمای بازپخت

#### ۵-۷- تایید تجربی بر افزایش پهنای چاه کوانتومی پس از بازپخت در دماهای بالا:

اگر دمای بازپخت بالا باشد، انرژی لازم برای فرار اتمهای نیتروژن و حتی اتمهای ایندیوم از لایه چاه فراهم شده و با نفوذ این اتمها به ناحیه سد (GaAs) ضخامت لایه  $InGaNaNs$  (پهنای چاه کوانتومی) افزایش می‌یابد. در واقع قسمتهایی که این اتمها در آنها نفوذ می‌کنند، جزئی از ناحیه فعال چاه کوانتومی می‌شوند.

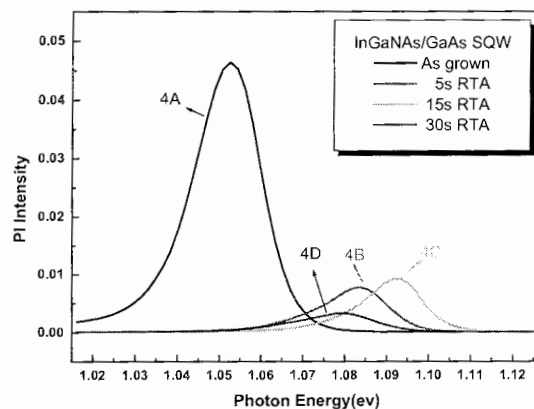


شکل ۵-۱۵- تغییرات غلظت ایندیوم و پهنای چاه کوانتومی با دمای بازپخت



*T. Ishizuka* و همکارانش با بررسی نمونه‌های چاه کوانتومی یگانه InGaNaS/GaAs با ۱٪ نیتروژن و ۳۴٪ ایندیوم رشد داده شده در دمای ۵۱۰°C به روش MOVPE که در دماهای مختلف از ۵۱۰°C تا ۷۷۰°C به مدت ۱۰ دقیقه بازپخت شده‌اند، به این نتیجه رسیدند که در دماهای بالاتر از ۶۷۰°C از غلظت In کاسته شده و پهنای چاه شروع به افزایش می‌کند. غلظت ایندیوم و پهنای چاه برحسب دمای بازپخت در شکل ۵-۱۵ آمده است.

افزایش پهنای چاه در مورد نمونه‌های دسته پنجم (نمونه‌های ۴A، ۴B، ۴C و ۴D) که در دمای ۹۰۰°C بازپخت شده‌اند به خوبی مشهود است. شکل ۵-۱۶ طیف فتولومینسانس این نمونه‌ها را در دمای ۴K برای شدت تحریکی ۲۵mW نشان می‌دهد.



شکل ۵-۱۶- طیف فتولومینسانس نمونه‌های دسته پنجم در دمای ۴K و شدت تحریکی ۲۵mW

مقادیر مربوط به انرژی گسیلی، سطح زیر منحنی، شدت و پهنای طیف برای هر کدام از نمونه‌ها در جدول ۵-۷ آمده است.

جدول ۵-۷- انرژی گسیلی، سطح زیر منحنی، شدت و پهنای طیف برای نمونه‌های دسته پنجم

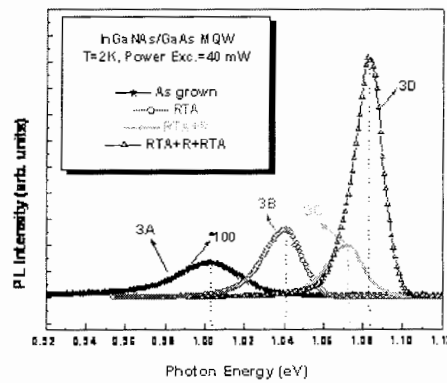
Sample	۴A	۴B	۴C	۴D
Peak position	۱/۰۵۲	۱/۰۸۳	۱/۰۹۳	۱/۰۸۰
Normalized PL Intensity	۱	۰/۱۷	۰/۲	۰/۰۷
Normalized PL Integrated Intensity	۱	۰/۱۸	۰/۱۹	۰/۰۹
FWHM	۱۷	۱۶	۱۷	۲۲

با ۵s بازپخت (نمونه ۴B نسبت به نمونه ۴A) به اندازه ۳۱meV شیفت آبی در انرژی گسیلی مشاهده می‌کنیم. با بیشتر کردن زمان بازپخت تا ۱۵s (نمونه ۴C) باز هم شیفت آبی رخ می‌دهد. اما برای نمونه ۴D که به مدت ۳۰s بازپخت شده، یک شیفت به قرمز ۱۳meV نسبت به نمونه ۴C می‌بینیم. مشاهده می‌کنیم که با افزایش زمان بازپخت تا ۱۵s انرژی گسیلی به سمت انرژیهای بالاتر جابجا می‌شود اما برای زمانهای طولانیتر مجدداً پیک گسیلی به سمت انرژیهای پایینتر میل می‌کند. با توجه به مقادیر جدول ۵-۸ با افزایش زمان بازپخت شاهد کاهش شدت و سطح زیر طیف خواهیم بود. همانطور که در قسمتهای قبلی بیان شد با همگونتر شدن توزیع نیتروژن در ساختار، پیک گسیلی شیفت آبی خواهد داشت. اما در این دما همزمان اثرات دیگری نیز رخ می‌دهد. اتمهای ایندیوم و نیتروژن با کسب انرژی لازم از ناحیه چاه خارج شده و در ناحیه سد نفوذ کرده و باعث افزایش پهنای چاه کوانتومی می‌شوند. با افزایش پهنای چاه کوانتومی ترازهای انرژی مربوط به الکترون و حفره به سمت انرژیهای کمتر (ته چاه کوانتومی) جابجا شده و از اختلاف انرژی ترازهای انرژی الکترون و حفره کاسته می‌شود. لذا در طیف گسیلی شاهد یک شیفت قرمز خواهیم بود، که این شیفت قرمز پیک گسیلی و شیفت آبی بیان شده در مباحث قبلی در طول بازپخت با هم در رقابتند. بنابراین پس از اینکه نیتروژن تا حد امکان در ساختار یکنواخت شد، شیفت قرمز خود را نشان می‌دهد. از طرف دیگر با افزایش پهنای چاه کوانتومی فاصله فضایی حاملهای تحریک شده (الکترون و حفره) افزایش یافته و از همپوشانی توابع موج آن دو کاسته می‌گردد. لذا از احتمال بازترکیب تابشی حاملها کاسته شده و هم شدت طیف گسیلی و هم سطح زیر طیف کاهش می‌یابد که این مسأله را از همان ابتدا مشاهده می‌کنیم.

#### ۵-۸- بازپخت چند مرحله‌ای:

در این قسمت با توجه به نمونه های دسته سوم به بررسی بازپخت چند مرحله‌ای می‌پردازیم. نمونه ۲A بدون بازپخت و نمونه ۲B در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  به مدت ۱۵ s و در اتمسفر  $\text{N}_2$  بازپخت سریع (RTA) شده است. نمونه ۳C ابتدا مشابه نمونه ۲B بازپخت سریع شده و پس از آن درون راکتور MOVPE در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  و در اتمسفر  $\text{H}_2+\text{AsH}_3$  به مدت ۳۰ دقیقه حرارت داده شده است (RTA + R). نمونه ۳D پس از بازپخت شدن مشابه نمونه ۳C به مدت ۱۵s در اتمسفر  $\text{N}_2$  و دمای

$650^{\circ}\text{C}$  بازپخت سریع شده است (RTA + R + RTA). طیف فتولومینانس این نمونه‌ها در دمای  $2\text{K}$  و شدت تحریکی  $40\text{mW}$  در شکل ۱۷-۵ نشان داده شده‌است. مقادیر مربوط به انرژی گسیلی، سطح زیر منحنی، شدت و پهناهای طیف برای نمونه‌های ۳A (آنیل نشده) ، نمونه ۳B (RTA) ، نمونه ۳C (RTA + R) و نمونه ۳D (RTA + R + RTA) در شدت‌های  $4\text{mW}$  و  $40\text{mW}$  در جدول‌های ۵-۸-الف و ۵-۸-ب آمده است.



شکل ۱۷-۵- طیف فتولومینانس نمونه‌های گروه سوم در دمای  $2\text{K}$  با شدت تحریکی  $40\text{mW}$

جدول ۵-۸- انرژی و شدت پیک گسیلی، سطح زیر طیف و پهناهای طیف (FWHM) برای شدت‌های تحریکی ۴۰mW (الف) و ۴mW (ب) (الف)

FOR 4 mw	As grown	RTA	RTA+R	RTA+R +RTA
N. Integrated PL Intensity	۱	۶۶	۵۲	۱۸۷
Peak position	۰/۹۹۵ eV	۱/۰۳۵eV	۱/۰۶۸ eV	۱/۰۸۱۹ eV
N. PL Intensity	۱	۲۳۶	۱۸۹	۹۲۰
FWHM ( meV)	۵۸	۳۲	۲۸	۲۱

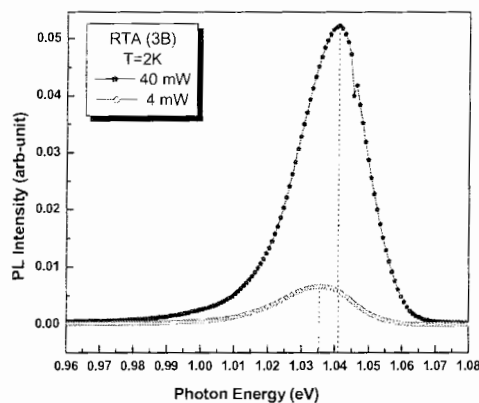
(ب)

FOR 40mW	As grown	RTA	RTA+R	RTA+R +RTA
N. Integrated PL Intensity	۱	۸۳	۶۱	۲۱۷
Peak position	۱/۰۰۳ eV	۱/۰۴۱ eV	۱/۰۷۲ eV	۱/۰۸۱۹ eV
N. PL Intensity	۱	۱۹۲	۱۴۵	۶۷۶
FWHM ( meV)	۴۹	۳۲	۲۷	۲۲

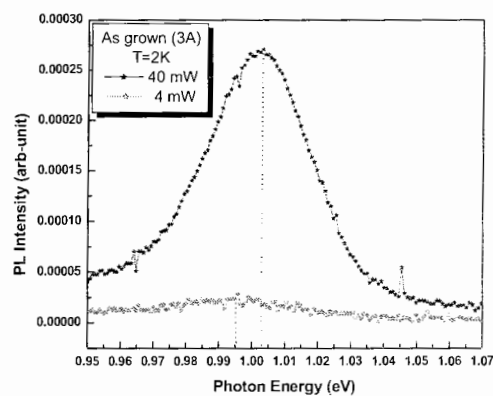
در هر دو شدت تحریکی  $4\text{mW}$  و  $40\text{mW}$  شیفیت آبی طیف گسیلی و کاهش FWHM را برای هر مرحله بازپخت نسبت به نمونه قبلی مشاهده می‌کنیم. اما تغییرات سطح زیر منحنی و شدت طیف به این صورت نمی‌باشد. مشاهده می‌شود که پس از یکبار بازپخت سریع (نمونه ۳B نسبت به نمونه ۳A) شدت طیف PL به اندازه دو مرتبه بزرگی افزایش نشان می‌دهد. اما با بازپخت مجدد درون راکتور (نمونه ۳C) شدت طیف اندکی کاهش می‌یابد و برای نمونه ۳D شدت طیف افزایشی به اندازه یک مرتبه بزرگی نشان می‌دهد که نسبت به نمونه بازپخت نشده سه مرتبه بزرگی بیشتر است. برای سطح زیر منحنی همین روند تغییر مشاهده می‌شود.

شیفیت آبی انرژی گسیلی و کاهش متناوب FWHM نشانگر کاهش کرنش ساختار و همچنین کاهش افت و خیزهای پتانسیلی بوده که در اثر باز بهنجارشدن ساختار و توزیع همگونتر نیتروژن در ترکیب اتفاق می‌افتد. اما نمودارهای سطح زیر منحنی طیف و شدت طیف PL بیانگر تغییرات فرآیندهای بازترکیب خواهند بود. بازپخت سریع که برای مدت زمان کوتاهی انجام می‌گیرد باعث می‌شود اتمها به صورت بهتری در نقاط شبکه جای گرفته و بنابراین از تعداد دررفتگیها و یا اتمهای بین نشین در ساختار که به عنوان مراکز بازترکیب غیر تابشی عمل می‌کنند کاسته شود. بنابراین RTA هم از طریق کاهش اتمهای بین نشین و هم از طریق کاهش نقاط تهی در شبکه باعث کاهش مراکز بازترکیب غیر تابشی شده و بهره نوری ساختار را به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش خواهد داد، که این مساله را به خوبی در مورد نمونه B مشاهده می‌کنیم. بنابراین با یکبار RTA کردن نمونه بسیاری از مراکز بازترکیب غیر تابشی به مراکز بازترکیب تابش تبدیل می‌شوند. بازپخت درون راکتور (R) چون برای مدت زمان طولانیتری انجام می‌شود انرژی لازم برای حرکت اتمهای نیتروژن در نمونه را تامین کرده و باعث توزیع همگونتر نیتروژن در ترکیب می‌شود. بنابراین از کرنش ساختار کاسته شده و به خاطر کاهش اثر محدودیت کوانتومی استارک انرژی گسیلی نمونه شیفیت آبی خواهد داشت. این شیفیت آبی را در مورد نمونه ۳C مشاهده می‌کنیم اما هر دو مقدار مربوط به شدت PL و سطح زیر منحنی برای نمونه ۳C نسبت به نمونه ۳B کوچکتر شده‌است. اگر به شرایط RTA و R دقت کنیم می‌بینیم که RTA در اتمسفر  $\text{N}_2$  و R در اتمسفر  $\text{H}_2+\text{AsH}_3$  صورت گرفته است. بنابراین در حالت R احتمال خروج نیتروژن از ترکیب بیش از حالت RTA می‌باشد. در حالت R، مقداری از نیتروژن ترکیب خارج شده و باعث شکل گیری یک سری نقاط خالی در شبکه می‌شوند. بنابراین در این حالت

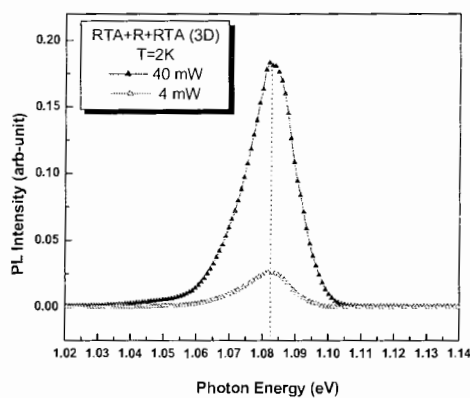
تعدادی از مراکز بازترکیب تابشی به مراکز بازترکیب غیرتابشی تبدیل شده است اما نیتروژن به صورت همگونتری در ساختار (نمونه ۳C) توزیع شده است. حال انجام مجدد بازیخت سریع با کاهش تعداد نقاط تهی و تعداد اتمهای بین نشین در ساختار، باعث تبدیل مراکز بازترکیب غیرتابشی به مراکز بازترکیب تابشی شده و بهره نوری ساختار را به اندازه یک مرتبه بزرگی دیگر افزایش می‌دهد. در نهایت برای نمونه ۳D (RTA + R + RTA) شدت پیک گسیلی به اندازه سه مرتبه بزرگی بیشتر از شدت پیک نمونه آئیل نشده (۳A) می‌باشد. شکل ۵-۱۸ طیفهای PL نمونه‌ها را برای دو شدت تحریکی ۴mW و ۴۰mW در دمای ۲K نشان می‌دهد.



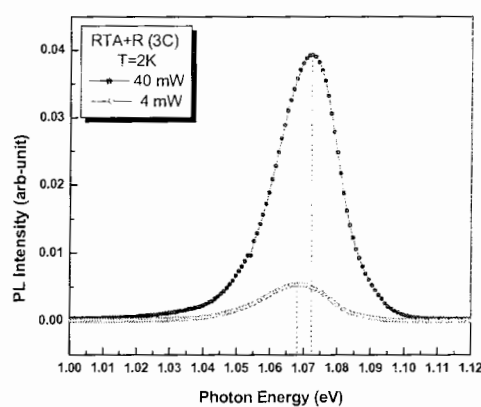
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

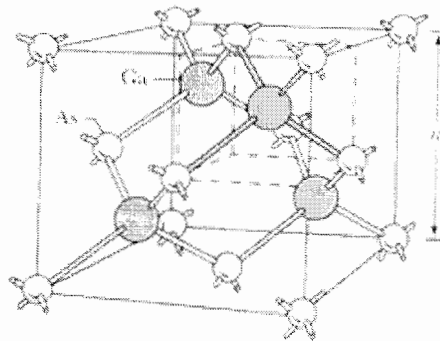
شکل ۵-۱۸- طیف فتولومینسانس دمای پایین نمونه‌های گروه سوم در شدتهای ۴۰mW و ۴mW (الف) as grown (ب) RTA (ج) RTA + R (د) RTA + R + RTA

انرژی گسیلی نمونه‌ها برای شدت تحریکی  $4\text{mW}$  و  $40\text{mW}$  میزان جابجایی متفاوتی نشان می‌دهند. با افزایش شدت در نمونه بازیخت نشده ( $3\text{A}$ )  $8\text{meV}$ ، در نمونه  $3\text{B}$  به اندازه  $6\text{meV}$  و در نمونه  $3\text{C}$  به مقدار  $4\text{meV}$  شیفت آبی اتفاق می‌افتد. اما برای نمونه  $3\text{D}$  هیچگونه جابجایی در انرژی گسیلی مشاهده نمی‌شود. افزایش شدت تحریکی با افزایش دادن تعداد حاملها باعث می‌شود افت و خیزهای پتانسیلی توسط میدانهای پلاریزاسیون پوشیده شده و انرژی گسیلی به سمت انرژیهای بالاتر جابجا شود. در واقع افزایش شدت نور تحریکی باعث افزایش حاملهای تحریکی می‌شود. بنابراین افت و خیزهای پتانسیلی توسط کسر اندکی از حاملهای ایجاد شده پر گردیده و قسمت اعظم گسیل مربوط به سایر حاملها خواهد بود. در این ساختار و در دماهای پایین که فرآیند بازترکیب اکسیتونی می‌باشد، افزایش شدت تحریکی با افزایش اکسیتونها باعث می‌شود نسبت اکسیتونهای جایگزیده به اکسیتونهای آزاد به طور چشمگیری کاهش یابد. میزان اختلاف انرژی در شدتهای مختلف معیاری برای بررسی مراکز جایگزیدگی در ساختار است. کاهش متناوب اختلاف انرژی گسیلی در شدتهای متفاوت ( $4\text{mW}$  و  $40\text{mW}$ ) نشان دهنده کاهش مراکز جایگزیدگی با انجام هر مرحله از عملیات حرارتی روی نمونه است، بطوریکه اختلاف انرژی گسیلی در مورد نمونه بازیخت نشده  $8\text{meV}$  بوده ولی برای نمونه  $3\text{D}$  ( $\text{RTA} + \text{R} + \text{RTA}$ ) این اختلاف به صفر می‌رسد، که نشانگر کاهش چشمگیر مراکز بداماندازی در ساختار می‌باشد.

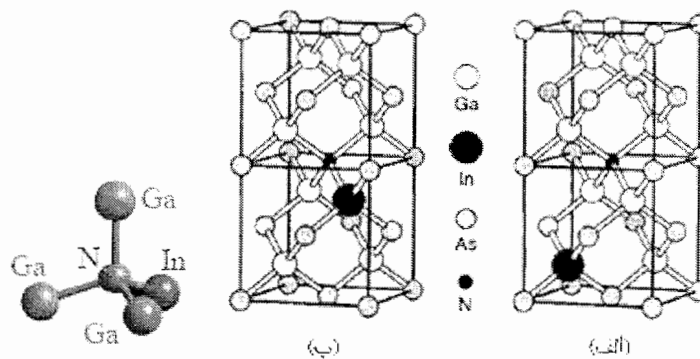
#### ۵-۹- تغییرات ساختاری ایجاد شده در چاههای کوانتومی InGaNAS/GaAs در اثر بازیخت:

حال می‌خواهیم ببینیم بازیخت روی نمونه اصولاً باعث ایجاد چه تغییراتی در ساختار و همچنین نحوه توزیع نیتروژن در ترکیب می‌شود. ساختار InGaAs مشابه GaAs ساختار زینک-بلند می‌باشد. افزودن مقدار کمی N به این ساختار باعث ایجاد کرنش در ساختار می‌شود که علت آن تفاوت طول تعادلی پیوندهای مربوط به نیتروژن با طول تعادلی پیوند GaAs می‌باشد. طول تعادلی پیوندهای GaAs، InN (زینک-بلند) و GaN (زینک-بلند) به ترتیب  $2/45$ ،  $2/14$  و  $1/95$  آنگسترم می‌باشد [۱۱]. اکثر اتمهای نیتروژن طوری در ترکیب قرار می‌گیرند که با چهار اتم Ga احاطه شده‌اند. بیشتر بودن نسبی تعداد اتمهای Ga و همچنین دمای رشد پایین، که عملاً انرژی جنبشی لازم برای همگونی در پیوندهای نیتروژن را برای آن فراهم نمی‌کند، از دلایل این موضوع است. کوچکتر بودن

طول پیوند Ga-N از طول پیوند Ga-As باعث کشیدگی در پیوند Ga-N و در نتیجه ایجاد کرنش در ساختار می‌شود. کرنش ساختاری نیز طبق اثر محدودیت کوانتومی استارک باعث شیفت قرمز طیف PL می‌شود. همچنین انباشته شدن اتمهای نیتروژن به صورت توده‌ای کسر قابل ملاحظه‌ای از نیتروژن‌ها با یکدیگر پیوند برقرار کرده و به صورت  $N_2$  یا N-H باشند که در این حالت همانطور که بیان شد این اتمها از لحاظ اپتیکی منفعل می‌باشند. انجام عملیات حرارتی در دماهایی بالاتر از دمای رشد با دادن انرژی لازم به اتمهای نیتروژن این امکان را می‌دهد که با تشکیل پیوندهای In-N، محیط اطراف نیتروژن از  $Ga_4N$  به  $InGa_3N$  یا  $In_2Ga_2N$  و... تغییر یابد. در این حالت به خاطر اختلاف کمتر بین طول تعادلی پیوند In-N و Ga-As نسبت به حالت قبلی (Ga-As و Ga-N) از کرنش ایجاد شده در ساختار کاسته می‌شود که این موضوع می‌تواند یکی از دلایل شیفت آبی طیف PL پس از انجام عملیات حرارتی باشد.



شکل ۵-۱۹- شکل شماتیک ساختار GaAs.



شکل ۵-۲۰- یک طرح شماتیک از نحوه قرارگیری اتمهای N نسبت به Ga و In (الف) قبل و (ب) بعد از بازپخت

نمونه

از طرفی ایجاد پیوندهای In-N و شکسته شدن پیوندهای N-H باعث فعال شدن اتمهای نیتروژن شده و بازده اپتیکی به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. شکل ۵-۲۰ یک طرح شماتیک از نحوه قرارگیری اتمهای نیتروژن در ترکیب را قبل و بعد از بازپخت نشان می‌دهد.

پس از انجام بازپخت بیشتر اتمهای نیتروژن در خوشه‌هایی به شکل  $Ga_3InN$  یافت می‌شوند. تشکیل خوشه‌های In-N باعث کاهش کرنش ساختاری می‌شود که آن را به جابجایی اتمهای نیتروژن در ترکیب نسبت می‌دهند. علاوه بر این با تأمین انرژی جنبشی لازم و جابجایی اتمهای نیتروژن، این اتمها در ترکیب به صورت همگوتتری درآمده و باعث کاهش افت و خیزهای پتانسیلی می‌شود. اما شرایط بازپخت بر تغییرات ایجاد شده در ساختار تأثیر فراوانی می‌گذارد. اگر دمای بازپخت و مدت زمان آن بیش از حد بهینه باشد می‌تواند باعث نفوذ نیتروژن از ناحیه فعال (چاه) به ناحیه سد و یا خروج آن از ترکیب شده و باعث شکل‌گیری نقاط تهی گردیده که به عنوان نقایص شبکه‌ای کاهش گسیل اپتیکی را از طریق تبدیل مراکز بازترکیب تابشی به مراکز بازترکیب غیر تابشی در پی خواهد داشت. بنابراین بهتر است بازپخت در اتمسفر  $N_2$  انجام شود که تا حد امکان از خروج نیتروژن از ترکیب جلوگیری شود. نفوذ نیتروژن و همچنین ایندیوم از ناحیه چاه InGaAs به ناحیه سد GaAs که در دماهای بالا اتفاق می‌افتد باعث افزایش پهنای ناحیه چاه می‌گردد. با افزایش پهنای چاه ترازهای انرژی به سمت انرژیهای کمتر جابجا شده و از اختلاف انرژی بین ترازهای انرژی مربوط به الکترون و حفره کاسته می‌شود. بنابراین در طیف گسیلی یک شیفت قرمز اتفاق می‌افتد. از طرف دیگر افزایش پهنای چاه باعث کاهش همپوشانی توابع موج الکترون و حفره شده و کاهش شدت طیف گسیلی را در پی خواهد داشت. در دماهای پایین اتمهای ایندیوم انرژی لازم برای نفوذ در ناحیه سد را نخواهند داشت و از آنجا که میل ترکیبی نیتروژن با ایندیوم بیش از دیگر عناصر موجود در ترکیب می‌باشد با تشکیل خوشه‌های In-N، نفوذ نیتروژن به ناحیه سد نیز رخ نداده و پهنای چاه افزایشی نخواهد داشت.

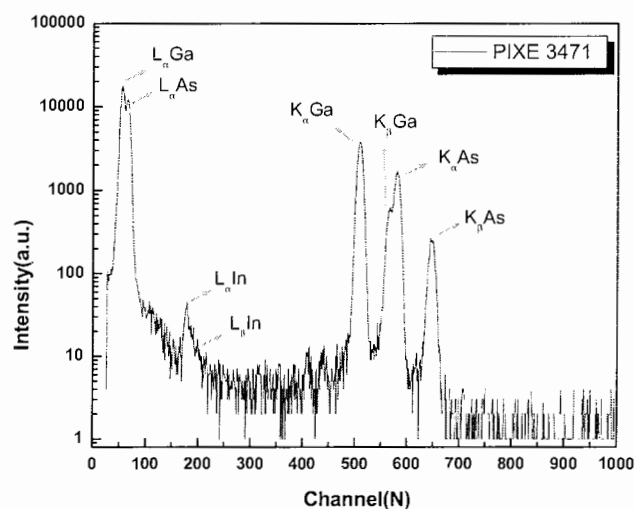
#### ۵-۱۰- نتایج آنالیز توسط باریکه‌یونی (PIXE و RBS)

برای شناخت بهتر و داشتن تصویری روشنتر از تغییرات ساختاری (تغییر درصد عناصر ترکیب خصوصاً نیتروژن، توزیع عناصر در ترکیب و...) که در اثر بازپخت نمونه اتفاق می‌افتد، می‌توان از



آنالیزهای دیگر چون TEM ، آنالیز توسط باریکه یونی (پیکسی، میکروپیکسی و پس پراکندگی رادرفورد) و ... استفاده کرد. پیگیریها برای تهیه تصویر TEM از نمونه‌ها به دلیل عدم توانایی در آماده سازی سطح مقطع از نمونه‌های نیمرسانای با ساختار چاه کوانتومی در مراکز تحقیقاتی و دانشگاهی داخل ایران که دارای این میکروسکوپ بودند، بی نتیجه ماند. در این مورد با دانشگاه می جی ژاپن (گروه پروفیسور آمانو) تماس گرفته شد و احتمالاً ایشان در آماده سازی نمونه‌ها برای تصویرگیری TEM همکاری لازم را با ما در آینده خواهند داشت.

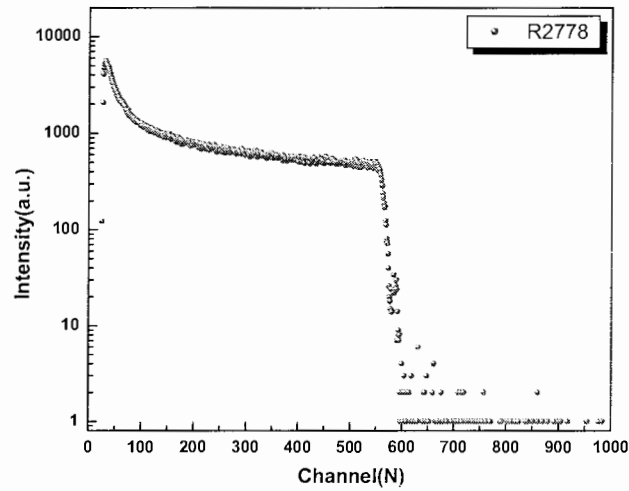
آنالیز با باریکه یونی نیز که در سازمان انرژی اتمی ایران روی نمونه‌ها انجام شد ما را در رسیدن به نتایج مطلوب یاری نکرد که یکی از مهمترین دلایل آن معیوب بودن سیستم آنالیز میکروپیکسی بود. اما در مورد آنالیز پیکسی و پس پراکندگی رادرفورد که انجام شد نیز مهمترین عنصر مورد نظر در ترکیب یعنی نیتروژن آشکارسازی نشد. امید است در آینده‌ای نه چندان دور بتوانیم با تکیه بر امکانات داخل اینگونه آنالیزها را انجام دهیم. آنالیزهای پیکسی و پس پراکندگی رادرفورد در دمای اتاق و در فشار  $7/5 \times 10^{-5}$  tor انجام شده است، که نتیجه آن در شکل‌های ۵-۲۱ و ۵-۲۲ ملاحظه می‌گردد.



شکل ۵-۲۱- طیف پیکسی نمونه ۱A

شکل ۵-۲۱ نمودار آنالیز پیکسی را برای نمونه ۱A نشان می‌دهد. پیکهای  $L_{\alpha}$  ،  $L_{\beta}$  ،  $K_{\alpha}$  و  $K_{\beta}$  مربوط به عناصر Ga، In و As در شکل مشخص شده‌اند. ولی بدلیل درصد کم نیتروژن در ساختار، این عنصر قابل تشخیص نیست.

در مورد پس پراکندگی رادرفورد RBS نیز به علت قطر زیاد باریکه طیف مربوط به تک تک عناصر موجود در ترکیب تفکیک نشد.



شکل ۵-۲۲- طیف پس پراکندگی رادرفورد مربوط به نمونه ۱A

شکل ۵-۲۲ طیف پس پراکندگی رادرفورد برای نمونه ۱A را نشان می‌دهد. باریکه فرودی پروتون بوده که به صورت عمود بر سطح نمونه تابانده شده و پروتونهای پس پراکنده شده توسط آشکارساز سد سطحی سیلیکون در زاویه ۱۶۵ درجه نسبت به راستای باریکه فرودی آشکار شده‌اند.

- [١] M. Izadifard, I. Buyanova, J. P. Bergman, W. M. Chen, A. Utsumi, Y. Furukawa, A. Wakahara, H. Yonzu; *Semicond. Sci. Technol.* **20**, 353 (2005)
- [٢] L. Grenouillet, C. Bru-Chevallier, G. Guillot, P. Gilet, P. Duvaut, C. Vannuffel, A. Million, and A. Chenevas-Paule; *Appl. Phys. Lett.* **76**, 16 (2000)
- [٣] L. Grenouillet, C. Bru-Chevallier, G. Guillot, P. Gilet, P. Duvaut, C. Vannuffel, A. Million, and A. Chenevas-Paule; *Appl. Phys. Lett.* **76**, 16 (2000)
- [٤] [http://www.stanford.edu/class/ee243/ee243\\_02\\_sec7.pdf](http://www.stanford.edu/class/ee243/ee243_02_sec7.pdf)
- [٥] Sho Shirakata, M. Kondow, and T. Kitatani; *Appl. Phys. Lett.* **71**, 1 (2001)
- [٦] J. Misiewicz, P. Sitarek, K. Ryczko, R. Kudrawiec, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel; *Microelectronics Journal* **34** (2003) 737–739
- [٧] R. A. Mair, J. Y. Lin, H. X. Jiang, E. D. Jones, A. A. Allerman, and S. R. Kurtz; *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2 (2000)
- [٨] M. Sato, S. J. Pearton, *GaN and Related Materials* **32**, Gordon and Breach Science publishers, The Netherlands (1997)
- [٩] Sarah Kurtz, J. Webb, L. Gedvilas, D. Friedman, J. Geisz, J. Olson, R. King, D. Joslin, and N. Karam; *Appl. Phys. Lett.* **78**, 6 (2001)
- [١٠] T. Ishizuka, Y. Iguchi, T. Yamada, T. Katsuyama, S. Takagishi, M. Murata, J. Hashimoto and A. Ishida; *Proc. of the International Conference on Indium Phosphide and related Materials*; Santa Barbara, California; USA; 12-16 May; P273-276;(2003).
- [١١] Sarah Kurtz, J. Webb, L. Gedvilas, D. Friedman, J. Geisz, J. Olson, R. King, D. Joslin, and N. Karam; *Appl. Phys. Lett.* **78**, 6 (2001)

# بخش دوم

---

مقالات ارائه شده به ژورنالهای بین المللی، کنفرانس های بین المللی و داخلی

مقاله اول

تأثیر عملیات حرارتی سریع بر خواص اپتیکی چاه کوانتومی یگانه InGaNAs

امیری، روح الله، هراتی زاده، حمید، هولتزر. پر اولاف

دوازدهمین گردهمایی فیزیک ماده چگال ایران، مرکز تحصیلات تکمیلی در علوم پایه زنجان

۴ و ۵ خرداد ماه ۱۳۸۵ صفحه ۳۳ مقاله نامه

## تأثیر عملیات حرارتی سریع بر خواص اپتیکی چاه کوانتومی یگانه InGaNAs

امیری، روح الله<sup>۱</sup>؛ هراتی زاده، حمید<sup>۱،۲</sup>؛ هولتز، پر اولاف<sup>۲</sup>

<sup>۱</sup> دانشکده فیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود، بلوار دانشگاه، شاهرود

<sup>۲</sup> انستیتیوی فیزیک و تکنولوژی سنچش دانشگاه لیشویینگ، لیشویینگ، سوئد

### چکیده

طیف نمایی فوتولومینسانس برای مطالعه تأثیر انجام عملیات حرارتی سریع (آنیل) بر خواص اپتیکی چاه کوانتومی یگانه InGaNAs در دماهای ۲ K و ۱۵۰ K انجام شده است. در این مطالعه مدت زمان انجام عملیات حرارتی و تأثیر آن بر خواص اپتیکی نمونه مورد بررسی قرار گرفته است. در نمونه آنیل شده یک جابجایی به سمت انرژیهای بالاتر (شیفت آبی) در پیک گسیلی مشاهده می شود که نشانگر کاهش تنش ناشی از حضور نیتروژن و با استمرار عملیات حرارتی خروج نیتروژن از ساختار InGaNAs می باشد.

### مقدمه

نیمرسانای InGaNAs یک ماده مناسب برای کاربردهای اپتوالکترونیکی بویژه قطعات اپتیکی و لیزرهای با طول موج بلند در محدوده ۱۳۰۰ nm می باشد [۱]، که قابلیت رشد آن مخصوصاً روی زیر لایه GaAs از ویژگیهای ممتاز این ماده است. استفاده از ساختارهای کوانتومی این ماده بویژه ساختار چاه کوانتومی آن بدلیل ایجاد اثر محدودیت کوانتومی حاملها و در نتیجه افزایش همپوشانی توابع موج الکترون و حفره باعث افزایش قابل ملاحظه راندمان اپتیکی آن می گردد که در کاربردهای اپتوالکترونیکی از اهمیت خاصی برخوردار است [۲]. با افزودن مقدار کمی نیتروژن به InGaAs انرژی گسیلی به مقدار قابل ملاحظه ای به سمت انرژیهای کمتر جابجا می شود. حضور نیتروژن افزوده شده به ترکیب باعث افزایش مراکز بازترکیب غیر تابشی در نمونه از طریق ایجاد نواقص شبکه ای می گردد. که این امر موجب کاهش خواص اپتیکی InGaNAs می شود و در نتیجه استفاده از گسیلنده های نوری ناحیه IR که بویژه در سیستمهای مخابراتی و فیبر نوری بکار می روند را محدود می سازد [۳]. در این مقاله گزارشی از انجام عملیات حرارتی برای کاهش مراکز بازترکیب غیر نوری و در نتیجه افزایش راندمان اپتیکی ارائه می گردد و نشان داده می شود که با انجام عملیات حرارتی روی نمونه با انتخاب صحیح دمای آنیل کردن و مدت زمان آن بسته به نوع ترکیب می توان این مشکل را برطرف نمود.

### نمونه ها و روش تجربی

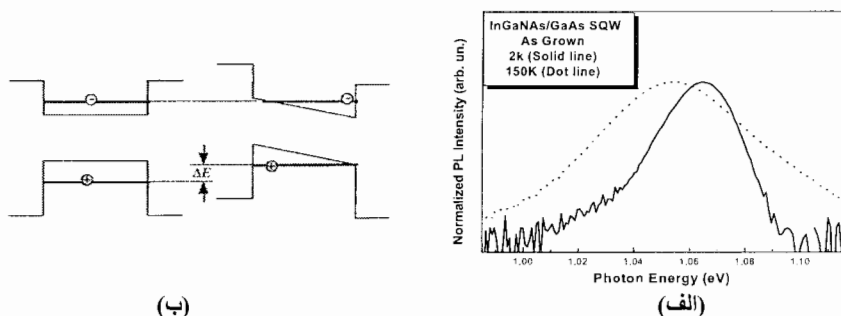
نمونه های مورد مطالعه دارای ساختار چاه کوانتومی یگانه  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$  با  $۳۵/۴$ ٪ ایندیوم و  $۰/۳۶$ ٪ نیتروژن و ضخامت لایه چاه ۷ nm می باشند که روی زیرلایه GaAs بدون آرایش در جهت (۰۰۱) رشد داده شده اند. این نمونه ها شامل یک لایه بافر GaAs بدون آرایش به ضخامت ۳۰۰ nm و یک لایه پوششی GaAs بدون آرایش به ضخامت حدوداً ۱۰۰ nm می باشند. تمام نمونه ها در شرایط یکسان و در دمای  $۴۹۵^\circ\text{C}$  رشد یافته اند، ولی در دمای  $۹۰۰^\circ\text{C}$  و در مدت زمانهای متفاوت (۵، ۱۵ و ۳۰ ثانیه) روی نمونه ها عملیات حرارتی سریع (RTA) صورت

گرفته است و فتولومینسانس در دماهای ۲ K و ۱۵۰ K با استفاده از طول موج لیزری ۵۱۴/۵ nm صورت پذیرفته است.

## بحث و تحلیل نتایج

به علت اختلاف زیاد بین گاف انرژی GaAs با GaN (و به طور مشابه برای InGaAs با InGaN) رشد ترکیبات کم نیتروژن فقط تحت شرایط غیر تعادلی در دمای پایین امکانپذیر است [۴]. دمای رشد پایین و ناهمبندی بزرگ شبکه ای باعث ناهمسانی شدید در توزیع N و همچنین شکل گیری نقایص گوناگون شده، که به عنوان مراکز غیر تابشی عمل کننده منجر به پایین آمدن بازده اپتیکی می شوند. برای افزایش بازده اپتیکی و تبدیل مراکز بازترکیب غیر نوری به مراکز بازترکیب نوری می توان با انجام عملیات حرارتی (آنیل کردن) به روی InGaNAs این امکان را بوجود آورد که تنشهای ناشی از حضور ناهمگون اتمهای نیتروژن آزاد گشته، در نتیجه از نواقص شبکه ای کاسته و مراکز بازترکیب غیر نوری تبدیل به مراکز بازترکیب نوری گردند، که حاصل آن افزایش راندمان اپتیکی نیم رساناست. در عمل دست یافتن به دمای مناسب و زمان مورد نیاز برای آنیل کردن نمونه ها به عنوان پارامترهای مهم مطرح می- باشند. در این مقاله ما با مطالعه اپتیکی نمونه های مختلف که تحت شرایط متفاوت عملیات حرارتی شده اند، به مقایسه طول موج نور گسیلی و پهنای باند گسیلی حاصل از نمونه های InGaNAs می پردازیم.

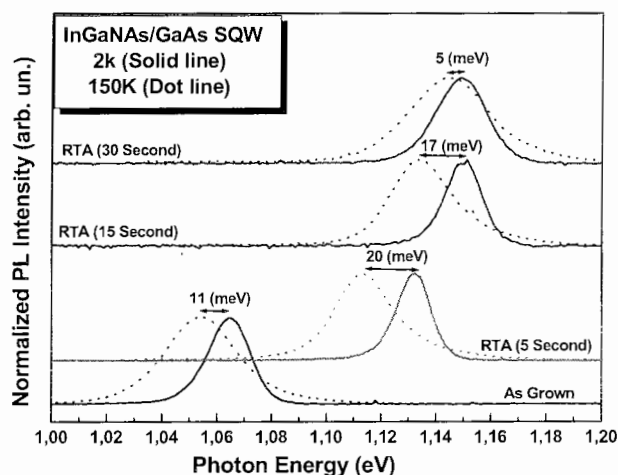
شکل ۱ الف) یک نمودار نیمه لگاریتمی از طیف PL نمونه بدون آنیل در دو دمای ۲ K و ۱۵۰ K را نشان می دهد. فرآیند بازترکیب از نوع اکسیتونی است. در شکل عدم تقارن در دنباله انرژی پایین طیف در دمای ۲ K به خوبی مشاهده می شود که بیانگر جایگزیدگی اکسیتونهاست. اما طیف PL در دمای ۱۵۰ K کاملاً متقارن بوده و بازترکیب از نوع اکسیتون آزاد است زیرا به دلیل افزایش دما، اکسیتونها انرژی لازم برای خروج از مراکز جایگزیدگی را بدست آورده اند. مراکز جایگزیدگی در واقع همان افت و خیزهای ته چاه پتانسیل می باشد که بیشتر ناشی از تنشهای حاصل از افزودن نیتروژن است.



شکل ۱: الف) نمودار نیمه لگاریتمی طیف فتولومینسانس مربوط به  $\text{In}_{0.352}\text{Ga}_{0.646}\text{N}_{0.0024}\text{As}_{0.9964}$  آنیل نشده در دماهای ۲ K و ۱۵۰ K (ب) طرح شماتیک از خمش ته چاه پتانسیل مربعی بخاطر اثر محدودیت کوانتومی استارک

بخاطر اثر محدودیت کوانتومی استارک به علت حضور تنشهای ناشی از نیتروژن و ایجاد میدان الکتریکی ناشی از این تنشها ته چاه پتانسیل مربعی نمونه ها خمیده (تبدیل به چاه مثلثی) می شود، که به طور شماتیک در شکل ۱ ب نشان داده شده است. اثر محدودیت کوانتومی استارک موجب جابجایی پیک انرژی PL به سمت انرژیهای کمتر (شیفت قرمز) می شود. با اعمال عملیات حرارتی تنشهای موجود در نمونه ها آزاد گشته و میدان الکتریکی ایجاد شده کاهش می یابد، در نتیجه از اثر محدودیت کوانتومی استارک رفته رفته کاسته شده و انرژی گسیلی به سمت انرژیهای

بیشتر انتقال می یابد (شیفت آبی). شکل ۲ طیف فوتولومینسانس مربوط به نمونه آنبیل نشده و سه نمونه آنبیل شده در  $900^{\circ}\text{C}$  در مدت زمانهای ۱۵، ۳۰ و ۱۵۰ ثانیه در  $2\text{ K}$  و  $150\text{ K}$  را نشان می دهد، در این شکل شیفت آبی برای نمونه ای که ۵ ثانیه آنبیل شده را بخوبی می بینیم. همچنین پیک مربوط به این نمونه از تقارن بهتری نسبت به نمونه بدون آنبیل برخوردار است که نشانگر کاهش جایگزیدگی است. پیک مربوط به نمونه آنبیل نشده در  $2\text{ K}$  در انرژی  $1.06\text{ eV}$  می باشد که با انجام عملیات حرارتی به مدت ۵ ثانیه یک شیفت آبی  $68\text{ meV}$  رخ می دهد.

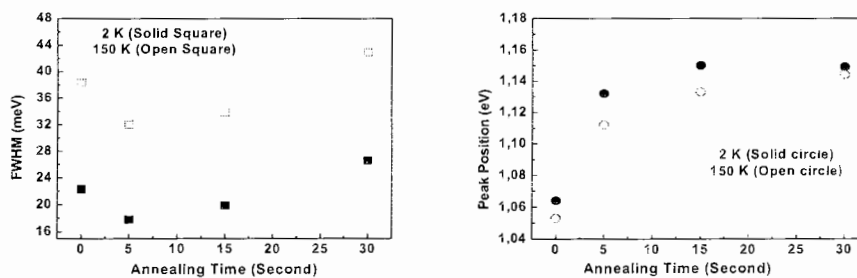


شکل ۲: طیف فوتولومینسانس نمونه ها در دماهای  $2\text{ K}$  و  $150\text{ K}$ ، دمای عملیات حرارتی  $900^{\circ}\text{C}$  بوده و مدت زمان آن در شکل نشان داده شده است.

شکل ۳ (الف) ماکزیمم انرژی گسیلی و (ب) پهنای طیف PL در نیمه ماکزیمم را در دماهای  $2\text{ K}$  و  $150\text{ K}$  نشان می دهد. برای نمونه ای که به مدت ۵ ثانیه آنبیل شده تنشهای موجود در نمونه کاهش یافته که در نتیجه به علت کاهش میدانهای الکتریکی و اثر کوانتومی استارک انرژی گسیلی شیفت آبی خواهد داشت و همچنین انرژی جایگزیدگی نیز کاسته می گردد بنابراین قله مربوط به این نمونه شیفت آبی بیشتری در مقایسه با نقطه مربوط به دمای  $150\text{ K}$  از خود نشان می دهد (شکل ۳ الف) و به همین دلیل نیز حداقل پهنای پیک در همین نمونه مشاهده می شود (شکل ۳ ب).

شکل ۳ (ب) نشان می دهد که ابتدا پهنای طیف در  $2\text{ K}$  برای نمونه بدون آنبیل  $22/3\text{ meV}$  است که با ۵ ثانیه آنبیل به مقدار  $17/8\text{ meV}$  کاهش می یابد. با افزایش زمان آنبیل پهنای طیف PL شروع به افزایش مجدد می کند. برای دمای  $150\text{ K}$  هم همین رفتار را در پهنای طیف PL مشاهده می کنیم. برای مدت زمانهای بیشتر از ۵ ثانیه عملیات حرارتی درصد کمی از اتمهای نیتروژن انرژی لازم برای فرار از ترکیب را بدست می آورند. بنابراین دوباره شاهد یک شیفت آبی خواهیم بود. اما با خروج نیتروژن از ترکیب دوباره مراکز جایگزیدگی افزایش می یابد که باعث بزرگتر شدن اختلاف بین انرژی اکسیتونهای جایگزیده و در نتیجه بزرگتر شدن پهنای طیف می شود.





شکل ۳: الف) پیک انرژی و ب) FWHM طیف فتولومینسانس  $\text{In}_{0.354}\text{Ga}_{0.646}\text{N}_{0.004}\text{As}_{0.9964}$  در  $T = 2\text{ K}$  و  $T = 150\text{ K}$ ، دمای عملیات حرارتی  $900^\circ\text{C}$  می باشد.

### نتیجه گیری

در این گزارش ما نشان داده‌ایم که عملیات حرارتی سریع در زمان ۵ ثانیه در دمای  $900^\circ\text{C}$  برای چاه کوانتومی یگانه  $\text{In}_{0.354}\text{Ga}_{0.646}\text{N}_{0.004}\text{As}_{0.9964}$  پهنای انرژی گسیلی را به مقدار مینیمم رسانده و انرژی گسیلی را به مقدار  $68\text{ meV}$  به سمت انرژیهای بیشتر جابجا می کند. افزایش مدت زمان عملیات حرارتی مجدداً باعث افزایش پهنای انرژی گسیلی و افزایش میزان جابجایی انرژی گسیلی به سمت انرژیهای بالاتر می گردد. جهت افزایش راندمان نوری قطعات در دمای اتاق نیاز به عملیات حرارتی چند مرحله ایست که نتایج آن در آینده نزدیک ارائه می شود.

### سپاسگزاری

مولفان از آقایان دکتر هام مار از شرکت زارلیک سوئد و دکتر اسپلاند از دپارتمان میکرو الکترونیک و IT انستیتو سلطنتی استکهلم سوئد به خاطر کمک در تهیه نمونه ها و از دکتر باسکار از دپارتمان میکرو الکترونیک و IT انستیتو سلطنتی استکهلم سوئد بخاطر کمک در انجام مراحل عملیات حرارتی سپاسگزاری می نمایند.

### مراجع

1. H. P. Xin and C. W. Tu ; Appl. Phys. Lett. **72** , 2442 (1998).
2. M. Kondow, S. Nakahara, M. C. Larson and M. Okai ; Jpn. J. Appl. Phys. , vol. 35, pp.5711-5713 , 1996
1. M. Kawaguchi, T. Miyamoto, E. Gouardes, D. Schlenker, T. Kondo, F. Koyama and K. Iga ;
2. Jpn. J. Appl. Phys. , vol. 40 , pp. L744-L746 , 2001
3. Onabe K 1997 ; Mater. Res. Soc. Symp Proc. 449 23

مقاله دوم:

**Structural changes during annealing of InGaNAs  
quantum well structures**

**H. Haratizadeh, R. Amiri, P.O. Holtz**

**International Conference on Superlattices, Nano-Structures and  
Nano-Devices, Istanbul, Turkey, July 30 - August 4, 2006**

## Structural changes during annealing of InGaNAs quantum well structures

H. Haratizadeh<sup>1,2</sup>, R. Amiri<sup>1</sup>, P.O. Holtz<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Physics Department, Shahrood University of Technology, 3619995161, P.O. Box 316, Shahrood, Iran

<sup>2</sup>Department of Physics and Measurements Technology, Linköping University, 581 83 Linköping, Sweden

The InGaNAs semiconductor is promising for high performance long wavelength laser diodes (LDs). It can be grown pseudomorphically on GaAs and is a light-emitting material with a band gap energy that is suitable for optical fiber communications [1]. InGaNAs/GaAs multiple quantum wells (MQWs) have been studied by means of photoluminescence (PL) which provides information about the structural changes that occur when annealed. Thermal annealing is very effective to improve optical quality of InGaNAs crystal grown by MOVPE [2]. The samples are grown on undoped (001) oriented GaAs substrates with 1.5% nitrogen concentration and include 5 period of InGaNAs/GaAs MQW with the barrier thickness 19.3 nm and well thickness 5.7nm and a 50nm capping layer of GaAs in the outermost of structure. Our data show that thermal annealing processes including 15 sec. rapid thermal annealing (RTA) at 650°C in N<sub>2</sub> atmosphere followed by 30 min MOVPE reactor annealing (R) at the same temperature and second RTA, increase the PL intensity by two order of magnitude and decrease the FWHM from 45 meV to 22 meV as well as 79 meV blueshift correspond to as grown one at low temperature.

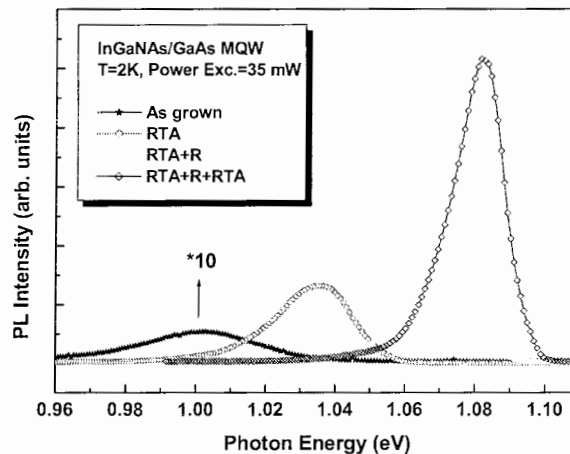


Fig. 1- PL spectra of InGaNAs/GaAs MQW samples with different thermal annealing conditions.

### References:

- [1]. M. Kondow, K. Umoi, A. Niva, T. Kitanani, S. Watahiki and Y. Yazawa, Jpn. J. Appl. Phys., Part1 **33**,1273 (1996.)
- [2]. T. Ishizuka, Y. Iguchi, T. Yamada, T. Katsuyama, S. Takagishi, M. Murata, J. Hashimoto and A. Ishida; Proc. of the International Conference on Indium Phosphide and related Materials; Santa Barbara, California; USA; 12-16 May; P273-276;(2003).

مقاله سوم

افزایش گسیل اپتیکی چاههای کوانتومی InGaNAs/GaAs تحت تاثیر  
عملیات حرارتی سریع

امیری، روح الله، هراتی زاده. حمید، هولتزر. پر اولاف

کنفرانس سالیانه فیزیک ایران، دانشگاه صنعتی شاهرود، شاهرود، ۶-۹ شهریور (۱۳۸۵)

صفحه ۳۷۳ مقاله نامه ۱۳۸۵

## افزایش گسیل اپتیکی چاههای کوانتومی InGaNAS/GaAs تحت تاثیر عملیات حرارتی

سریع

امیری، روح اله<sup>۱</sup>؛ هراتی زاده، حمید<sup>۲</sup>؛ هولتز، پر اولاف<sup>۲</sup>

<sup>۱</sup> دانشکده فیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود، بلوار دانشگاه، شاهرود

<sup>۲</sup> انستیتوی فیزیک و تکنولوژی سنجش دانشگاه لینشوپینگ، لینشوپینگ، سوئد

### چکیده

در این گزارش تاثیر عملیات حرارتی سریع بر خواص اپتیکی چاه کوانتومی یگانه InGaNAS با استفاده از طیف نمایی فتولومینسانس بررسی شده است. عملیات حرارتی (آنیل) روی نمونه ها باعث کاهش کرنش ایجاد شده توسط نیتروژن در ساختار می شود. همچنین اثر مدت زمان انجام عملیات حرارتی برای نمونه های دارای درصد متفاوتی از نیتروژن مورد مطالعه قرار گرفته است. برای تمام نمونه ها با انجام عملیات حرارتی یک جابجایی به سمت انرژیهای بالاتر (شیفت آبی) در پیک گسیلی مشاهده می شود، که مقدار آن برای نمونه با درصد نیتروژن بیشتر، کوچکتر است. همچنین پهنای طیف گسیلی در نمونه های آنیل شده کاهش می یابد که نشانگر کاهش در افت و خیزهای پتانسیل ناشی از حضور نیتروژن با انجام عملیات حرارتی می باشد.

## Enhancement of the optical emission of InGaNAS/GaAs quantum wells under rapid thermal annealing (RTA)

Amiri, Roohollah<sup>1</sup>; Haratizadeh, Hamid<sup>1,2</sup>; Holtz, P. O.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Physics Department, Shahrood University of Technology, 3619995161, P.O. Box 316, Shahrood, Iran

<sup>2</sup> Department of Physics and Measurements Technology, Linkoping University, 581 83 Linkoping, Sweden

### Abstract

In this report, the effect of rapid thermal annealing (RTA) on the optical properties of InGaNAS single quantum wells has been investigated by means of photoluminescence. RTA reduces the local strain created by nitrogen. Effect of annealing time also has been studied for different samples with various nitrogen concentrations. By annealing process a blue shifted emission can be observed for all samples which is smaller for the sample with higher nitrogen concentration. The full width at half maximum (FWHM) of the annealed samples decreases due to the reduction of fluctuation potential.

PACS No.78, 81

### مقدمه

کمی نیتروژن به InGaAs پیک گسیلی به میزان قابل توجهی به

سمت انرژیهای

کمتر جابجا می شود [۲]، اما کاهش خواص اپتیکی به خاطر ایجاد

تقایص ساختاری و تنشهای ناشی از حضور نیتروژن استفاده از آن

ساختارهای کوانتومی نیم رسانای InGaNAS بخاطر گسیل

در محدوده طول موجی ۱۳۰۰nm برای کاربردهای

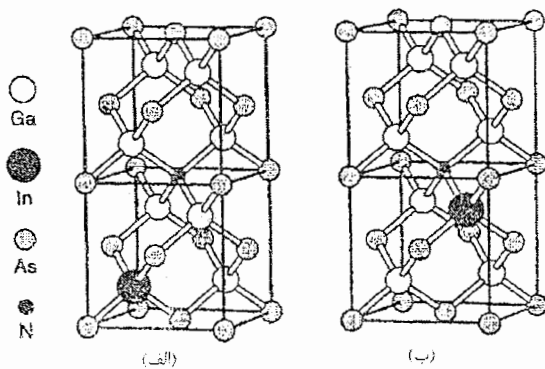
اپتوالکترونیکی بویژه در ساخت قطعات اپتیکی و لیزرهای باطول

موج بلند از اهمیت ویژه ای برخوردار است [۱]. با افزودن مقدار

GaAs بدون آرایش به ضخامت  $100\text{nm}$  می باشند که در شرایط یکسان و در دمای  $495\text{C}$  رشد داده شده اند، و در دمای  $900\text{C}$  و در مدت زمانهای متفاوت (۵، ۱۵ و ۳۰ ثانیه) تحت عملیات حرارتی سریع قرار گرفته اند. اندازه گیری فتولومینسانس در دمای  $2\text{K}$  با استفاده از تحریک لیزری به طول موج  $514/5\text{nm}$  و شدت  $25\text{mW}$  انجام شده است.

### تحلیل نتایج و بحث

افزودن نیتروژن به InGaAs بواسطه حضور ناهمگون اتمهای نیتروژن و همچنین الکترونگاتیویته بالای آن باعث افت و خیز در پتانسیل و ایجاد ترازهای عمیق<sup>[۴]</sup> در باند رسانش می گردد که بعضاً به عنوان مراکز بازترکیب غیر تابشی باعث کاهش بازده اپتیکی نمونه می شوند. طول تعادلی پیوندهای GaN، GaAs و InN به ترتیب  $2/45$ ،  $1/95$  و  $2/14$  آنگستروم می باشد[۵]. شکل ۲ یک طرح شماتیک از نحوه قرارگیری اتمهای نیتروژن قبل و بعد از انجام عملیات حرارتی را نشان می دهد.

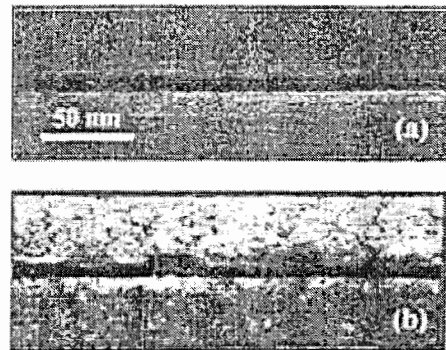


شکل ۲: یک طرح شماتیک از نحوه قرارگیری اتمهای N نسبت به Ga و In (الف) قبل و (ب) بعد از انجام عملیات حرارتی روی نمونه

هنگام رشد InGaAs اتمهای نیتروژن طوری قرار گرفته که با چهار اتم Ga احاطه می شوند، کوچکتر بودن طول پیوند Ga-N از طول پیوند GaAs باعث کشیدگی در پیوند GaN و ایجاد کرنش در ساختار می شود. کرنش ایجاد شده در ساختار به همراه

را محدود می سازد[۳]. با انجام عملیات حرارتی روی نمونه می توان این مشکل را بر طرف نمود.

شکل ۱ یک تصویر TEM از نمونه های InGaAs/GaAs و InGaAs/GaAs را قبل از انجام عملیات حرارتی نشان می دهد، که براحتی عدم یکنواختی ساختار و در نتیجه وجود افت و خیزهای پتانسیل در نمونه دارای نیتروژن قابل استنباط است.



شکل ۱: تصویر سطح مقطع TEM مربوط به نمونه های آبل نشده (a) - InGaAs/GaAs (b)، InGaAs/GaAs [۴]

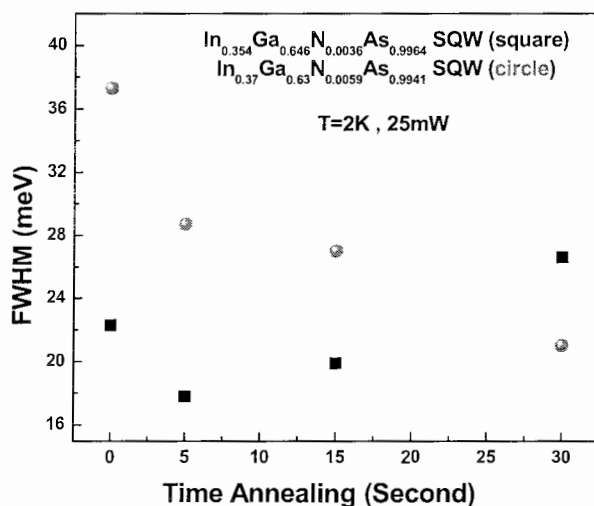
در این مقاله گزارشی از تاثیر عملیات حرارتی بر طیف گسیلی نمونه هایی با میزان نیتروژن متفاوت ارائه می شود. و نشان داده می شود که با انجام صحیح عملیات حرارتی و انتخاب مناسب مدت زمان انجام آن و از طریق کاهش کرنش ساختاری و تبدیل مراکز بازترکیب غیر تابشی به مراکز بازترکیب تابشی خواص اپتیکی نمونه ها بهبود می یابد.

### نمونه ها و آزمایش

نمونه های مورد بررسی دارای ساختار چاه کوانتومی یگانه  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$  با  $0/36$  درصد نیتروژن و  $35/4$  درصد ایندیوم برای لایه چاه به ضخامت  $7\text{nm}$  و دارای  $0/59$  درصد نیتروژن و  $37$  درصد ایندیوم برای لایه چاه به ضخامت  $7/2\text{nm}$  می باشند که روی زیر لایه GaAs بدون آرایش در جهت (۰۰۱) رشد داده شده اند. نمونه ها شامل یک لایه بافر GaAs بدون آرایش به ضخامت  $300\text{nm}$  و یک لایه پوششی

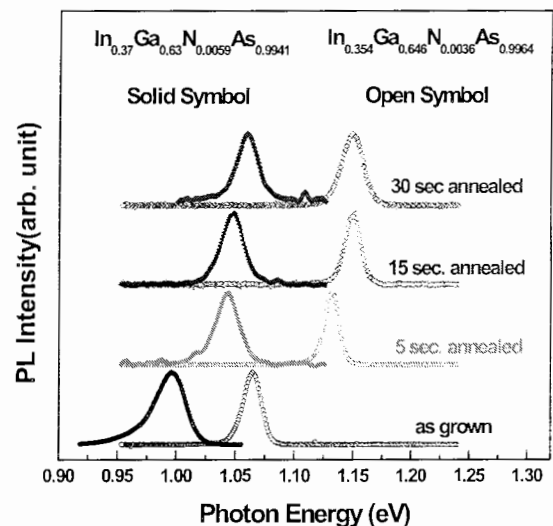
حضور نیتروژن می باشد و همانطور که در شکل ۳ مشاهده می شود این عدم تقارن در طیف (جایگزیدگی) برای نمونه با میزان نیتروژن بالاتر، بیشتر است. همچنین پیک گسیلی نمونه با نیتروژن بیشتر به خاطر بیشتر بودن کرنش در این ساختار نسبت به نمونه با نیتروژن کمتر، در انرژیهای پایینی قرار دارد.

در هر دو نمونه با انجام عملیات حرارتی به مدت ۵ ثانیه پیک گسیلی به میزان قابل ملاحظه ای به سمت انرژیهای بالاتر جابجا می شود (در نمونه با نیتروژن کمتر  $6\text{meV}$  و در نمونه با نیتروژن بیشتر  $4\text{meV}$ )، که نشاندهنده کاهش قابل توجه کرنش ساختار است. با افزایش زمان آنیل تا ۱۵ ثانیه باز هم شاهد شیفت آبی در هر دو نمونه خواهیم بود، در حالی که برای نمونه های آنیل شده در مدت ۳۰ ثانیه فقط در پیک گسیلی نمونه با نیتروژن بیشتر شیفت آبی مشاهده می شود که نشانگر آنست که مدت زمان انجام عملیات حرارتی با توجه به میزان نیتروژن کمتر از ۳۰ ثانیه می باشد و این موضوع توسط مطالعه FWHM نمونه ها قابل تایید می باشد. همانگونه که می دانیم ترازهای عمیق ایجاد شده در پتانسیل توسط حضور ناهمگون اتمهای نیتروژن باعث بدام اندازی اکسیتونها شده و چون دارای مقادیر با اختلاف زیاد می باشند، طیف گسیلی پهنی مشاهده می کنیم. شکل ۴ پهنای طیف دو نمونه در  $T=2\text{K}$  را بر حسب زمان آنیل  $900^\circ\text{C}$  نشان می دهد.



تنش ناشی از حضور ناهمگون اتمهای نیتروژن طبق اثر محدودیت کوانتومی استارک پیک گسیلی را به مقدار قابل ملاحظه ای به سمت انرژیهای کمتر جابجا می کند (شیفت قرمز). هنگام انجام عملیات حرارتی (آنیل کردن) خوشه هایی به فرم In-N که به جابجایی نیتروژن در ترکیب ربط داده می شود، شکل می گیرد. در این حالت به خاطر اختلاف کمتر بین طول تعادلی پیوند In-N و Ga-As نسبت به حالت قبلی (GaAs و GaN) از کرنش ایجاد شده در ساختار کاسته می گردد. بنابراین با انجام عملیات حرارتی شاهد یک شیفت آبی در طیف فتولومینسانس خواهیم بود.

شکل ۳ طیف فتولومینسانس نمونه های  $\text{In}_{0.37}\text{Ga}_{0.63}\text{N}_{0.0059}\text{As}_{0.9941}$  و  $\text{In}_{0.354}\text{Ga}_{0.646}\text{N}_{0.0036}\text{As}_{0.9964}$  در حالت آنیل نشده و آنیل شده در دمای  $900^\circ\text{C}$  و در مدت زمانهای ۵، ۱۵ و ۳۰ ثانیه را نشان می دهد.



شکل ۳: طیف فتولومینسانس نمونه ها در دمای  $2\text{K}$  و شدت تحریک  $25\text{mW}$ ، برای حالت های آنیل نشده و آنیل شده در دمای  $900^\circ\text{C}$  و در مدت زمانهای مختلف نشان داده شده است.

با توجه به اینکه فرآیند بازترکیب از نوع اکسیتونی است، لبه بالایی انرژی طیف تیز تر از لبه پایینی انرژی آن می باشد که این عدم تقارن پیک گسیلی بیانگر بازترکیب اکسیتونی جایگزیده است. علت جایگزیدگی اکسیتونها وجود افت و خیز در پتانسیل ناشی از

شکل ۴: پهنای طیف فتولومینسانس نمونه ها بر حسب مدت زمان انجام عملیات حرارتی ۹۰۰C

می یابیم اما برای نمونه دارای نیتروژن بیشتر به زمان بیشتری (۳۰ ثانیه) آنیل نیاز است. پیک گسیلی نمونه با مقدار نیتروژن بیشتر به دلیل بزرگتر بودن کرنش ساختاری آن نسبت به نمونه دیگر در انرژیهای پایینتر می باشد.

#### سپاسگزاری

مولفان از آقایان دکتر هام مار از شرکت زارلیک سوئد و دکتر اسپلانند و دکتر باسکار از دپارتمان میکرو الکترونیک و IT انستیتو سلطنتی استکهلم سوئد سپاسگزاری می نمایند.

#### مرجعها

- [۱] H. P. Xin and C. W. Tu ; Appl. Phys. Lett. **72** , 2442 (1998).  
 [۲] S. Tomic, E.P. Oreilly, ODM Optoelectronic Devices and Materials Research Group (2001)  
 [۳] D. J. Friedman, J. F. Geisz, S. R. Kurtz and J. M. Olson; J. Cryst. Growth 195, 409 (1998)  
 [۴] L. Grenouillet, C. Bru-Chevallier, G. Guillot, P. Gilet, P. Duvant, C. Vannuffel, A. Million and A. Chenevas-Paule; Appl. Phys. Lett. **76**, No. 16 (2000)  
 [۵] Sarah Kurtz, J. Webb, L. Gedvilas, D. Friedman, J. Geisz, J. Olson, R. King, D. Joslin and N. Karam; Appl. Phys. Lett. **78**, No. 6 (2001)

انجام عملیات حرارتی روی نمونه ها باعث متقارنتر شدن طیف گسیلی شده که بیانگر کاهش مراکز جایگزیدگی است. با کاهش مراکز جایگزیدگی پهنای طیف گسیلی کاهش می یابد. در نمونه با نیتروژن کمتر با ۵ ثانیه آنیل به کمترین مقدار در پهنای طیف می رسیم و با افزایش زمان آنیل انرژی لازم برای خروج مقداری از نیتروژن ترکیب فراهم می گردد که باعث افزایش مجدد نقایص شبکه و ایجاد مراکز جایگزیدگی می شود و پهنای طیف دوباره افزایش می یابد. اما برای نمونه با نیتروژن بیشتر به زمان آنیل بیشتری نیاز است تا اتمهای نیتروژن به صورت همگونی در ترکیب پخش شوند و همانطور که در شکل ۴ مشاهده می شود با افزایش زمان آنیل مرتباً پهنای طیف گسیلی کاهش می یابد.

#### نتیجه گیری

مطالعه اپتیکی چاههای کوانتومی InGaAs/GaAs نشان می دهد که انجام عملیات حرارتی روی نمونه باعث بازبهنجار شدن ساختار InGaAs شده و مراکز جایگزیدگی را کاهش می دهد. بنابراین بسته به غلظت نیتروژن نمونه ها با انتخاب مدت زمان مناسب برای انجام عملیات حرارتی می توان پهنای طیف گسیلی را به کمترین مقدار رساند. که در این پروژه برای نمونه با ۰/۳۶ درصد نیتروژن با ۵ ثانیه آنیل در دمای ۹۰۰ به این مهم دست

<sup>i</sup> Rapid Thermal Annealing (RTA)

<sup>ii</sup> Deep Levels



مقاله چهارم

بهبود کیفیت اپتیکی چاههای کوانتومی چندگانه InGaNAs/GaAs تحت انجام  
عملیات حرارتی چند مرحله‌ای

امیری، روح الله، هراتی زاده. حمید، هولتزر. پر اولاف

هشتمین کنفرانس ماده چگال انجمن فیزیک ایران، دانشگاه فردوسی مشهد، ۲۵ - ۲۶ بهمن (۱۳۸۵)

# بهبود کیفیت اپتیکی چاههای کوانتومی چندگانه InGaNAs/GaAs تحت انجام عملیات حرارتی

## چند مرحله‌ای

امیری، روح اله<sup>۱</sup>؛ هراتی زاده، حمید<sup>۱،۲</sup>؛ هولتز، پر اولاف<sup>۲</sup>

<sup>۱</sup> دانشکده فیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود، بلوار دانشگاه، شاهرود

<sup>۲</sup> انستیتوی فیزیک و تکنولوژی سنجش دانشگاه لینشوپینگ، لینشوپینگ، سوئد

## چکیده

این گزارش بر اساس ادامه مطالعات قبلی و به دنبال گزارشات ارائه شده در دو مقاله قبل در زمینه تأثیر عملیات حرارتی بر نانو ساختارهای نیم رسانای InGaNAs می‌باشد. در اینجا چاههای کوانتومی چند گانه مورد بررسی قرار می‌گیرند و خواص اپتیکی آنها با استفاده از طیف نمایی فتولومینسانس در شرایطی صورت می‌گیرد که برخلاف گزارشات قبلی عملیات حرارتی در حضور گاز نیتروژن صورت پذیرفته است در این گزارش رفتار نوری چاههای کوانتومی چندگانه در دمای پایین برای نمونه‌های بدون عملیات حرارتی و نمونه‌هایی که تحت عملیات حرارتی سریع (RTA) در حضور گاز  $N_2$  و عملیات حرارتی راکتور (Reactor Annealing) در حضور  $H_2+AsH_3$  مورد بحث و بررسی قرار می‌گیرد. تأثیر عملیات حرارتی با حضور نیتروژن و بدون حضور نیتروژن در انرژی و شدت سور گسیلی و پهنای طیف گسیلی (FWHM) مورد بحث قرار گرفته است.

## Improvement of the optical quality of InGaNAs/GaAs quantum wells under multiple thermal annealing processes

Amiri, Roohollah<sup>1</sup>; Haratizadeh, Hamid<sup>1,2</sup>; Holtz, Per Olof<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Physics Department, Shahrood University of Technology, 3619995161, P.O. Box 316. Shahrood, Iran

<sup>2</sup> Department of Physics and Measurements Technology, Linkoping University, 581 83 Linkoping, Sweden

## Abstract

As the following of the earlier studies, the effect of thermal annealing on the structural changes of InGaNAs nano-structures have been investigated by means of photoluminescence (PL) spectroscopy. In this report, InGaNAs/GaAs multiple quantum wells (MQWs) have been thermal annealed under the nitrogen atmosphere contrary to the earlier project. Optical properties of MQW samples have been investigated at low temperature under the rapid thermal annealing (RTA) process at the presence of  $N_2$  gas as well as reactor annealing (RT) process at the presence of  $H_2+AsH_3$  gas. Effect of thermal annealing with and without  $N_2$  on the PL spectra energy emission as well as the full width at half maximum (FWHM) have been investigated.

PACS No. 78, 55

اهمیت خاصی برخوردار است [۱-۳] استفاده از نانو ساختارهای این ماده بویژه ساختار چاه کوانتومی چند گانه آن بدلیل ایجاد اثر محدودیت کوانتومی حاملها و در نتیجه افزایش همپوشانی توابع موج الکترون و حفره باعث افزایش قابل ملاحظه راندمان اپتیکی

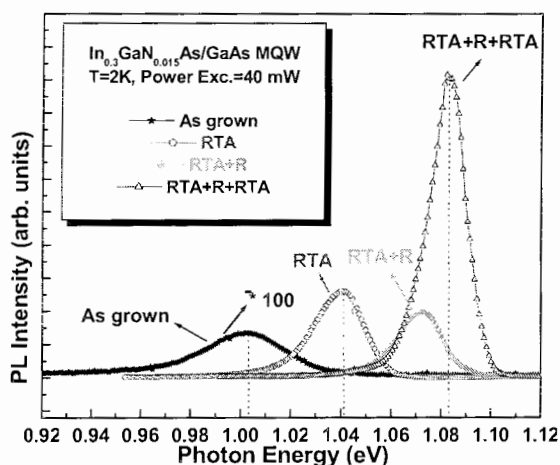
## مقدمه

نیمه رسانای  $In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}$  به خاطر گسیل در محدوده طول موجی  $1/3$  تا  $1/55$  میکرون، و کاربردهای آن در ساخت دیودهای لیزری و قطعات اپتوالکترونیکی بکار رفته در صنایع مخابراتی از

در اتمسفر  $N_2$  و دمای  $650^\circ C$  آنیل شده است (RTA+ RTA). نمونه‌ها توسط تکنیک فتولومینسانس در دمای پایین و برای دو شدت تحریکی  $4mW$  و  $40mW$  مطالعه شده‌اند.

### تحلیل نتایج و بحث

طیف فتولومینسانس چهار نمونه معرفی شده در قسمت قبل در دمای  $2K$  و شدت تحریکی  $40mW$  در شکل ۱ نشان داده شده‌است.



شکل ۱- طیف فتولومینسانس نمونه‌های مندرج در جدول ۱ در دمای  $2K$  با شدت تحریکی  $40mW$

مقادیر مربوط به انرژی گسیلی، سطح زیر منحنی، شدت و پهنای طیف برای نمونه A (آنیل نشده)، نمونه B (RTA)، نمونه C (RTA + R) و نمونه D (RTA + R + RTA) در شدتهای  $4mW$  و  $40mW$  در جدول ۲ (الف) و (ب) به ترتیب آمده است.

Excitation power= $4mW$	As grown	RTA	RTA+R	RTA+R+RTA
Normalized Integrated PL Intensity	1	66	52	187
Peak position	0.995 eV	1.035 eV	1.068 eV	1.0819 eV
Normalized PL Intensity	1	236	189	920
FWHM	58meV	32 meV	28 meV	21 meV

(الف)

قطعه می‌گردد [۴]. اما کاهش خواص اپتیکی به خاطر ایجاد نقایص ساختاری و تنشهای ناشی از حضور نیتروژن در این نیمرسانا استفاده از آن را محدود می‌سازد [۵]. با انجام عملیات حرارتی با شرایط مناسب و در مراحل مختلف می‌توان تا اندازه‌ای این نقایص را رفع کرد.

### نمونه‌ها و آزمایش

نمونه‌های مورد مطالعه در این مقاله چاههای کوانتومی چندگانه InGaAs/GaAs می‌باشند. نمونه‌ها در راکتور MOVPE روی زیرلایه‌های GaAs در جهت (۰۰۱) با غلظت 1.5% نیتروژن و 30% ایندیوم در دمای  $520^\circ C$  و با همکاری کالج سلطنتی استکهلم سوئد رشد داده شده‌اند و شامل ۵ چاه کوانتومی InGaAs/GaAs متناوب با ضخامت سد  $19.3\text{ nm}$  و ضخامت چاه  $5.7\text{ nm}$  و یک لایه پوششی GaAs با ضخامت  $50\text{ nm}$  می‌باشند.

Sample	Structure	Annealing
A	5period	None (as grown)
B	$In_{0.3}Ga_{0.7}N_{0.015}As_{0.985}/GaAs$	RTA
C	MQW + 50nm GaAs cap;	RTA+R
D	Well:5.7nm, Barrier:19.3nm	RTA+R+RTA

RTA = Rapid Thermal Annealing,  $650^\circ C$ , 15s in  $N_2$  atmosphere, capped with Si or GaAs wafer.

R = Reactor annealing, in MOVPE reactor,  $650^\circ C$ , 30min in  $H_2+AsH_3$  atmosphere.

جدول ۱- مشخصات نمونه‌های بررسی شده

چهار نمونه با این مشخصات در اختیار داریم که یکی از آنها را برای آنالیز به همین صورت نگه داشته‌ام اما سه نمونه دیگر را در شرایط مختلف تحت عملیات حرارتی قرار می‌دهیم. نمونه دوم را در دمای  $650^\circ C$  به مدت ۱۵ s و در اتمسفر  $N_2$  تحت عملیات حرارتی سریع (RTA) قرار داده‌ایم. نمونه سوم پس از آنکه مشابه نمونه دوم تحت عملیات حرارتی سریع قرار گرفت به مدت ۳۰ دقیقه درون راکتور MOVPE در دمای  $650^\circ C$  و در اتمسفر  $H_2+AsH_3$  حرارت داده شده است (RTA + R). و نمونه چهارم نیز پس از اعمال شرایط مربوط به نمونه سوم مجدداً به مدت ۱۵ s

Excitation power=40 mw	As grown	RTA	RTA+R	RTA+R+RTA
Normalized Integrated PL Intensity	1	83	61	217
Peak position	1.003 eV	1.041 eV	1.072 eV	1.0819 eV
Normalized PL Intensity	1	192	145	676
FWHM	49meV	32 meV	27 meV	22 meV

(ب)

جدول ۲- انرژی و شدت پیک گسیلی، سطح زیر طیف و پهنای طیف (FWHM) برای شدتهای تحریکی الف (4mW) و ب (40mW)

در هر دو شدت تحریکی 4mW و 40mW شیفت آبی طیف گسیلی و کاهش FWHM را برای هر مرحله آنیل نسبت به نمونه قبلی مشاهده می‌کنیم. اما تغییرات سطح زیر منحنی و شدت طیف به این صورت نمی‌باشد. مشاهده می‌شود که پس از یکبار آنیل سریع (نمونه B نسبت به نمونه A) شدت طیف PL به اندازه دو مرتبه بزرگی افزایش نشان می‌دهد. اما با آنیل مجدد درون راکتور (نمونه C) شدت طیف اندکی کاهش می‌یابد و برای نمونه D شدت طیف افزایشی به اندازه یک مرتبه بزرگی نشان می‌دهد که نسبت به نمونه آنیل نشده سه مرتبه بزرگی بیشتر است. برای سطح زیر منحنی همین روند تغییرات با افت کمتر مشاهده می‌شود.

شیفت آبی انرژی گسیلی و کاهش متناوب FWHM نشانگر کاهش کرنش ساختار و همچنین کاهش افت و خیزهای پتانسیلی بوده که در اثر بازبهنجارشدن ساختار و توزیع همگونتر نیتروژن در ترکیب اتفاق می‌افتد. اما نمودارهای سطح زیر منحنی طیف و شدت طیف PL بیانگر تغییرات فرآیندهای بازترکیب خواهند بود. عملیات حرارتی سریع که برای مدت زمان کوتاهی انجام می‌گیرد باعث می‌شود اتمها به صورت بهتری در نقاط شبکه جای گرفته و بنابراین از تعداد دررفتگیها و یا اتمهای بین نشین در ساختار که به عنوان مراکز بازترکیب غیر تابشی عمل می‌کنند کاسته شود. بنابراین RTA هم از طریق کاهش اتمهای بین نشین و هم از طریق کاهش نقاط تهی در شبکه باعث کاهش مراکز بازترکیب غیر تابشی شده و بهره نوری ساختار را به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش خواهد داد. که این مساله را به خوبی در مورد نمونه B مشاهده می‌کنیم. بنابراین با یکبار RTA کردن نمونه بسیاری از مراکز بازترکیب

غیرتابشی به مراکز بازترکیب تابش تبدیل می‌شوند. عملیات حرارتی درون راکتور (R) چون برای مدت زمان طولانیتری انجام می‌شود انرژی لازم برای حرکت اتمهای نیتروژن در نمونه را تامین کرده و باعث توزیع همگونتر نیتروژن در ترکیب می‌شود. بنابراین از کرنش ساختار کاسته شده و به خاطر کاهش اثر محدودیت کوانتومی استارک انرژی گسیلی نمونه شیفت آبی خواهد داشت [۶]. این شیفت آبی را در مورد نمونه C مشاهده می‌کنیم اما هر دو مقدار مربوط به شدت PL و سطح زیرمنحنی برای نمونه C نسبت به نمونه B کوچکتر شده‌است. اگر به شرایط RTA و R دقت کنیم می‌بینیم که RTA در اتمسفر N<sub>2</sub> و R در اتمسفر H<sub>2</sub>+AsH<sub>3</sub> صورت گرفته است. بنابراین در حالت R احتمال خروج نیتروژن از ترکیب بیش از حالت RTA می‌باشد. در حالت R، مقداری از نیتروژن ترکیب خارج شده و باعث شکل‌گیری یک سری نقاط خالی در شبکه می‌شوند. بنابراین در این حالت تعدادی از مراکز بازترکیب تابشی به مراکز بازترکیب غیرتابشی تبدیل شده است اما نیتروژن به صورت همگونتری در ساختار (نمونه C) توزیع شده است. حال انجام مجدد عملیات حرارتی سریع با کاهش تعداد نقاط تهی و تعداد اتمهای بین نشین در ساختار، باعث تبدیل مراکز بازترکیب غیرتابشی به مراکز بازترکیب تابشی شده و بهره نوری ساختار را به اندازه یک مرتبه بزرگی دیگر افزایش می‌دهد. در نهایت برای نمونه D (RTA + R + RTA) شدت پیک گسیلی به اندازه سه مرتبه بزرگی بیشتر از شدت پیک نمونه آنیل نشده (A) می‌باشد. طیفهای PL نمونه‌ها را برای دو شدت تحریکی 4mW و 40mW در دمای ۲ K در شکل ۲ نشان داده شده است.

انرژی گسیلی نمونه‌ها برای شدت تحریکی 4mW و 40mW میزان جابجایی متفاوتی نشان می‌دهند. با افزایش شدت در نمونه آنیل نشده (A) 8meV، در نمونه B به اندازه 6meV و در نمونه C به مقدار 4meV شیفت آبی اتفاق می‌افتد. اما برای نمونه D هیچگونه جابجایی در انرژی گسیلی مشاهده نمی‌شود. افزایش شدت تحریکی منجر به افزایش تعداد حاملها شده و باعث می‌شود افت و خیزهای پتانسیلی توسط حاملها پر شود و در نتیجه انرژی گسیلی به سمت انرژیهای بالاتر جابجا شود.

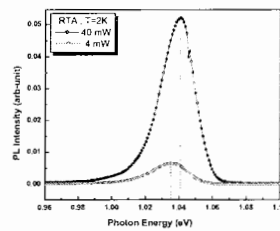
کوانتومی چند گانه InGaNAs/GaAs و انتخاب شرایط مناسب بازده اپتیکی نمونه را به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش داد.

### سپاسگزاری

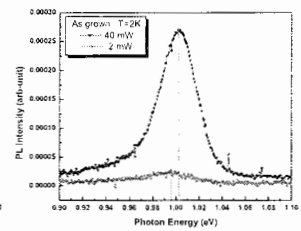
مولفان از دکتر هام مار، دکتر اسپلاند و دکتر باسکار از دپارتمان میکرو الکترونیک و IT انستیتو سلطنتی استکهلم سوئد سپاسگزاری می نمایند.

### مرجع‌ها

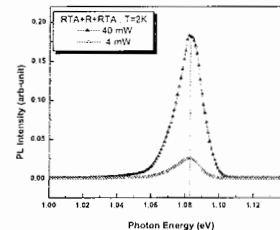
- [1] M. Kondow, K. Umoi, A. Niva, T. Kitanani, S. Watahiki and Y. Yazawa, Jpn. J. Appl. Phys. , Part1 33,1273 (1996.)
  - [2] Sho Shirakata, Masahiko Kondow and Takeshi Kitatani, Appl. Phys. Lett. 79,54 (2001).
  - [3] A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Ficscher, M. Reinhardt, A. Forchel, Phys Rev. Lett 63, 195320 (2001).
  - [4] M. Kondow, S. Nakahara, M. C. Larson and M. Okai ; Jpn. J. Appl. Phys. , vol. 35, pp.5711-5713 , 1996
  - [5] D. J. Friedman, J. F. Geisz, S. R. Kurtz and J. M. Olson; J. Cryst. Growth 195, 409 (1998)
- [6] امیری، روح‌اله ؛ هراتی‌زاده، حمید؛ هولتز، پراولاف؛ کنفرانس سالانه انجمن فیزیک ایران تابستان ۱۳۸۵ (شاهرود).



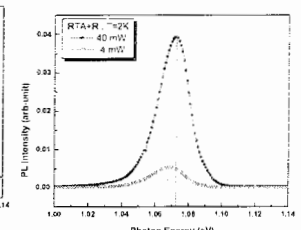
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل ۲- طیف فتولومینسانس دمای پایین نمونه‌ها در شدت‌های 40mW و 4mW (الف) as grown (ب) RTA (ج) RTA+R (د) RTA+RTA

میزان اختلاف انرژی در شدت‌های مختلف معیاری برای بررسی مراکز جایگزیدگی در ساختار است. کاهش متناوب اختلاف انرژی گسیلی در شدت‌های متفاوت (40mW و 4mW) نشان‌دهنده کاهش مراکز جایگزیدگی با انجام هر مرحله از عملیات حرارتی روی نمونه است. بطوریکه اختلاف انرژی گسیلی در مورد نمونه آنیل نشده 8meV بوده ولی برای نمونه D (RTA + R + RTA) این اختلاف به صفر می‌رسد، که نشانگر کاهش چشمگیر مراکز تله در ساختار می‌باشد.

### نتیجه گیری:

عملیات حرارتی سریع (Rapid Thermal Annealing) در حضور نیتروژن باعث کاهش نواقص شبکه کریستال شده و بنابراین بسیاری از مراکز بازترکیب غیر نوری به مراکز بازترکیب نوری تبدیل می‌شود. همچنین انجام عملیات حرارتی رآکتور (Reactor Annealing) با یکنواخت‌تر کردن توزیع عناصر خصوصاً نیتروژن کرنشهای ساختاری را کاهش می‌دهد. بنابراین می‌توان با انجام عملیات حرارتی چند مرحله‌ای روی چاههای

## **Abstract**

Dilute Nitride Semiconductor (low nitrogen-containing ternary and quaternary alloys) have recently attracted much attention due to their fundamental properties promising for device applications in optoelectronics and photonics such as highly efficient near infrared lasers, multi-junction solar cells, as well as heterojunction bipolar transistors (HBTs).

Among these alloys, InGaNAs/GaAs nanostructures emitted in 1300 -1550 nm are suitable for optical telecommunication and multi-junction solar cells. However incorporation of a few percent of nitrogen causes reduction of band gap to reach to this wavelength range, reduces optical qualities intensively. Low temperature growth leads to structural defects and causes increasing in nonradiative centers. In other hands non uniform distribution of nitrogen causes potential fluctuation and increase in full width at half maximum (FWHM). Also formation of N-H bands neutralizes optical influence of nitrogen. Various thermal annealing processes remove these problems by modification in structure. Thermal annealing leads to uniform distribution of nitrogen and breaking of N-H bands, forming In-N bands, reduction in structural strains and activation in optical influence of nitrogen. This thesis focused on the effect of thermal annealing on optical and structural qualities of GaInNAs/GaAs QWs. The thesis is mainly based on experimental investigation by using the photoluminescence (PL) technique. The results of measurement reveal emission peak blueshifted in all samples by thermal annealing. To reach suitable conditions, various parameters like thermal annealing process type, annealing temperature and time, etc. should be controlled. Findings illustrate that suitable thermal annealing temperature range is 600-700c, and it's better to avoid escaping of nitrogen from compound during annealing, by surrounding samples with N<sub>2</sub> gas.



*Shahrood University of Technology  
Physics Department*

*Master of Science Thesis  
In  
Solid State Physics*

*Structural Changes during Annealing  
of InGaNAs*

*Supervisor:  
Dr. Hamid Haratizadeh*

*By:  
Roohollah Amiri Delouei*

*January 2007*