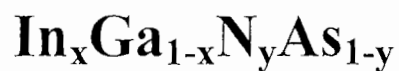




دانشکده فیزیک

پایان نامه کارشناسی ارشد فیزیک
گرایش حالت جامد

بررسی نقش نیتروژن در گسیل نوری



استاد راهنما:

دکتر حمید هراتی زاده

نگارش:

مریم غلامی مایانی

آذر ماه ۱۳۸۵

الله أكبر

تقدیم به:

عزیزانم

تکیه گاهم

آرام بخشم

شادیم

پدر و مادر فداکار

و

خواهر مهربانم

تشکر نامه:

آفتابیش در میان بینی

دل هر ذره را که بشکافی

شکر و سپاس خداوندی را سزااست که ما را به این مسیر و مقام هدایت فرمود که اگر هدایت او نبود، ما در این مسیر نبودیم.

پس خدایا! علم و بصیرتی ده که از حجاب پوست بگذریم و مغز ببینیم و در مغز، مغز را و از مغز به صنع برسیم و در نهایت صنع، ابداع و در نهایت لطافت، لطف و در نهایت زیبایی، جمال حضرت حق و کمال مطلق و جلال و رونق تو ببینیم و در حیرت حرکت، محرک و در دقت و نظم، ناظم را که ابتدا و انتها و ظاهر و باطن هر چیز اوست.

خدایا اگر سرگرم ظواهر گشته ام عذرم بپذیر که (همچون ماهی که در دریا به جستجوی آب امواج را در می نوردد) من هم به یاد تو و با نام تو و همراه تو، در جلب رضایت تو و تقرب جستن به تو و در محضر تو به جستجوی تو برخاسته ام. همانطور که در عظمت یک ذره بی نهایت کوچک، تمامی صفات الهی از جمله بصیرت، قدرت، حکمت و ... را می توان دید، جای بسی تشکر است که من هم در پی یافتن معرفت در لابلای تحقیق از یک اتم کوچک نیتروژن به آن معارف عظیم دست یافته ام.

از این رو وظیفه خود می دانم از کلیه کسانی که در انجام این پروژه راهنمای اینجانب بوده اند تشکر نمایم، به ویژه از استاد راهنمای بزرگوار و گرانقدر خود **جناب آقای دکتر حمید هراتی زاده** که بدون راهنماییهای ایشان هرگز دستیابی به این امر مهم میسر نبود و همچنین از آقای روح الله امیری که در گروه کوچکی با تشکیل جلسات متعدد در راستای اهداف پایان نامه با یکدیگر همکاری نمودیم و از گروه تحقیقاتی دکتر زارلیک و دکتر اسپولاند از دپارتمان تحقیقاتی میکروالکترونیک و IT انستیتوی سلطنتی استکهلم سوئد به علت تهیه نمونه های مورد بررسی و پرفسور هولتز از دانشگاه لینشوپینگ سوئد که در انجام آزمایشات مربوطه به ما یاری رسانده اند و همچنین از هیئت محترم داوران نیز که بررسی و داوری این پایان نامه را بر عهده داشتند، مراحل سپاسگذاری و قدردانی خود را اعلام می دارم.

علاوه بر این از پدر و مادر عزیزم و خواهر مهربانم که محیط را برای ترقی و تعالی آماده ساختند و همچنین از دوستان گرامی خود در گروه تحقیقاتی دیگری که در سال گذشته در راستای کار ما فعالیت داشته اند و با تجربیات خود رهنمودهای مفیدی نیز در زمینه پروژه مذکور ارائه داده اند، آقایان مرتضی اسماعیلی و محمود صابونی و خانم فروغ طبسی و باقی دوستانم در دانشگاه صنعتی شاهرود، خانمها مریم انصاری و زهرا حسینی و کلیه کسانی که در زمینه های مختلف به اینجانب یاری رسانده اند کمال تشکر و قدردانی را می نمایم. ضمن آرزوی موفقیت برای کلیه عزیزان.

با احترام و ادب، مریم غلامی مایانی

پاییز ۱۳۸۵

چکیده:

آلیاژهای III-V دارای N مانند GaInNAs در سالهای اخیر به علت کاربردهای بالقوه شان در صنعت اپتوالکترونیک بر پایه GaAs و با فعالیت در محدوده مادون قرمزⁱ مورد توجه زیادی قرار گرفته اند. از جمله این کاربردها می توان استفاده از آن در ساخت سلولهای خورشیدی، لیزرهای با کاواک عمودیⁱⁱ (VCSEL) و همچنین دیودهای لیزری با راندمان نوری بالا و با گسیل در محدوده طول موجهای ۱/۵۵-۱/۳ میکرون که در ارتباطات مخابراتی از طریق فیبرهای نوری مناسب می باشند را ذکر نمود.

در واقع حضور نیتروژن در ساختار InGaAs، تغییرات زیادی در ساختار نواری آن به وجود می آورد و خصوصیات جالب و مورد توجه این ساختار نیز به همین علت است. چنین تغییراتی با استفاده از مدل دافعه نواریⁱⁱⁱ مورد بحث و بررسی قرار داده می شود. بر اساس مدل فوق، حضور نیتروژن در ساختار InGaAs تراز جایگزیده ای در نوار رسانش این ساختار ایجاد می نماید، سپس برهمکنشی به صورت دافعه ای با پتانسیل V_{MN} بین این دو نوار نمایان می شود که باعث شکافگی نوار رسانش به دو زیر تراز E_{-} و E_{+} می گردد. با افزایش درصد نیتروژن (y) در ساختار $In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}$ مقدار این برهمکنش افزایش می یابد. بدین ترتیب مقدار گاف نواری (فاصله بین ماکزیمم نوار ظرفیت و زیر تراز E_{-}) کاهش می یابد. این موضوع در عمل با شیفت قرمز قله های طیف فتولومینسانس^{iv} قابل آشکارسازی و مطالعه می باشد.

علاوه بر این موارد، حضور نیتروژن در ساختار InGaAs ناهمواریها و افت و خیزهای پتانسیل را در نوار رسانش نمونه مورد نظر به وجود می آورد که باعث تشکیل مراکز تله می شود. لذا با حضور نیتروژن، اکسیتونها در این مراکز تله گیر افتاده و قبل از بازترکیب جایگزیده می شوند که این اثر در دماهای پایین با استفاده از تغییرات S شکل قله های طیفهای فتولومینسانس با دما، شیفت آبی طیفها با افزایش شدت نور تحریکی نمونه و همچنین عدم تقارن طیفهای فتولومینسانس در دما و شدتهای پایین به وضوح قابل مشاهده می باشد. اما با افزایش دما و یا افزایش شدت تحریکی، اکسیتونها انرژی جنبشی لازم را برای خروج از جایگزیدگی پیدا کرده و آزاد می گردند. در دماهای بالاتر نیز انرژی منتقل شده به اکسیتونها، بر انرژی بستگی آنها غلبه نموده و پیوندهای اکسیتونی شکسته شده و به الکترون و حفره آزاد تبدیل می شود.

بنابراین می توان گفت که با ورود N، می توانیم طول موج نور گسیلی ناشی از بازترکیب حاملها را کنترل نماییم، بطوریکه با کاهش گاف نواری، طیف گسیلی در محدوده IR قرار گیرد. از طرف دیگر نیز حضور نیتروژن با ایجاد افت و خیزها و نواقصی در شبکه و بنابراین جایگزیدگی اکسیتونها، باعث همپوشانی توابع موج الکترون حفره و کاهش زمان بازترکیب آنها می شود. در نتیجه این مسأله، باعث افزایش بازده گسیل و کاهش جریان آستانه در لیزرهای ساخته شده از این قطعات می گردد، اما از طرف دیگر مراکز تله باعث افزایش نواقص شبکه و بازترکیبهای غیر نوری و کاهش بازده گسیل می گردد که این اثرات در تغییرات پهنای طیفهای فتولومینسانس قابل مشاهده است و با استفاده از عملیات حرارتی می توان این نواقص را کاهش و کیفیت اپتیکی ساختار را افزایش داد.

همچنین قابل ذکر است که بر خلاف دیگر نیمه رساناها، در InGaNAS با حضور N و کاهش گاف نواری، جرم موثر افزایش می یابد که دلیل آن نیز خمشی نواری ایجاد شده در اثر حضور N می باشد که بر اساس مدل دافعه نواری توجیه می گردد. حضور N همچنین وابستگی گاف نواری InGaNAS را به فشار هیدروستاتیکی تغییر می دهد، بطوریکه در نمونه InGaAs مقدار گاف نواری با افزایش فشار به صورت خطی افزایش می یابد، اما در نمونه InGaNAS در فشارهای کم، گاف انرژی افزایش یافته و در مقادیر بالاتر، حالت اشباعی حاصل می گردد.

کلمات کلیدی: GaInNAs، اپتوالکترونیک، ناحیه IR، طیف نمایی فتولومینسانس، مدل دافعه نواری، زیر تراز E_{+} و E_{-} ، گاف نواری، جایگزیدگی اکسیتونها، تغییرات S شکل، الکترون و حفره، بازده گسیل، جرم موثر، فشار هیدروستاتیکی

ⁱ Infrared (IR)

ⁱⁱ Vertical Cavity Surface Emitting Laser (VCSEL)

ⁱⁱⁱ Band Anticrossing

^{iv} Photoluminescence (PL)

فهرست مطالب

عنوان..... صفحه

تشکر نامه.....	ا
چکیده.....	ب
فهرست مطالب.....	ج
فهرست نمودارها و شکلها.....	ز
فهرست جداول.....	ک
مقدمه	۱

فصل اول- معرفی نیمه رساناها

مقدمه.....	۱-۱- ۵
ساختار بلوری.....	۱-۲- ۵
ساختار نواری نیمه رساناها.....	۱-۳- ۷
نیمه رسانای آلیاژی.....	۱-۴- ۱۰
ساختار های ناهمگون.....	۱-۵- ۱۱
چاه کوانتومی، سیم کوانتومی و نقطه کوانتومی.....	۱-۵-۱- ۱۲
ابر شبکه های نیمه رسانا.....	۱-۵-۲- ۱۴
انفصال نواری.....	۱-۵-۳- ۱۵
مراجع فصل اول.....	۱۷

فصل دوم- کاربردهای InGaNAs در ناحیه مادون قرمز

مقدمه	۱-۲- ۱۹
-------------	---------

۲۱	کاربرد های InGaNaS	۲-۲
۲۱	لیزرهای گسیل کننده سطحی دارای کاواک عمودی (VCSEL)	۲-۲-۱
۲۳	سلولهای خورشیدی (Solar Cells)	۲-۲-۲
۲۵	دیودهای نور گسیل (LED)	۲-۲-۳
۲۶	دیود های نور گسیل مادون قرمز	۲-۲-۱-۳
۲۹	مراجع فصل دوم	

فصل سوم- روش مطالعات اپتیکی ساختارهای InGaNaS

۳۲	مقدمه	۳-۱
۳۳	طیف نمایی فتولومینسانس چیست؟	۳-۲
۳۳	لومینسانس	۳-۲-۱
۳۳	تکنیک آزمایشی فتولومینسانس	۳-۲-۲
۳۶	لیزر	۳-۲-۲-۱
۳۶	آشکارسازهای طیف فتولومینسانس ناشی از InGaNaS	۳-۲-۲-۲
۳۷	فرآیند های باز ترکیب در نیمه رساناها	۳-۳
۳۷	باز ترکیبهای تابشی	۳-۳-۱
۴۰	اکسیتونهای جایگزیده	۳-۳-۲
۴۱	مراجع فصل سوم	

فصل چهارم- روشهای رشد ساختارهای InGaNaS

۴۳	تکنیکهای رشد به روش رو نشانی	۴-۱
۴۴	رونشانی در فاز بخار (VPE)	۴-۱-۱
۴۵	رونشانی به روش برخورد پرتوهای مولکولی (MBE)	۴-۱-۲
۴۷	رونشانی به روش بخار شیمیایی مواد آلی فلزی (MOCVD)	۴-۱-۳
۴۸	رونشانی در فاز بخار آلی فلزات (MOVPE)	۴-۱-۴

۴۹	روشنایی در فاز بخار همراه با ترکیبات هیدروژن دار (HVPE)
۵۱	مراجع فصل چهارم.....

فصل پنجم- بررسی ساختار نواری نیمه رساناهای نیتروژن دار رقیق از جمله InGaNAs

۵۳	مقدمه.....
۵۴	بررسی مدل دافعه نواری و خمش نواری ایجاد شده در آلیاژهای III-V-N.....
۵۴	۱-۲-۵ مدل دافعه نواری.....
۵۶	۲-۲-۵ خمش نواری و تعیین ضریب خمش در InGaNAs.....
۵۷	۳-۵ بررسی پارامترهای نواری آلیاژهای نیتروژن دار رقیق بر اساس مدل دافعه نواری.....
۶۴	مراجع فصل پنجم.....

فصل ششم- آنالیز و تحلیل داده های تجربی و نتایج بدست آمده مربوط به اثر نیتروژن بر

گسیل نوری ساختارهای $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$

۶۹	۱-۶ مقدمه.....
۷۲	۲-۶ نقش نیتروژن در تغییر ساختار نواری InGaNAs.....
۷۵	۱-۲-۶ بررسی تجربی نمونه های سری اول.....
۷۸	۲-۲-۶ بررسی تجربی نمونه های سری دوم.....
۷۹	۳-۶ نقش نیتروژن در تغییرات پهنا و شدت طیفهای فتولومینسانس.....
۸۲	۴-۶ نقش نیتروژن در انفصال نواری بزرگ ایجاد شده در نوار رسانش ساختارهای InGaNAs.....
۸۵	۵-۶ نقش نیتروژن در وابستگی گاف نواری به فشار هیدروستاتیکی.....
۸۷	۶-۶ نقش نیتروژن در جایگزیدگی اکسیتونها در ساختار InGaNAs.....
	۱-۶-۶ بررسی حضور جایگزیدگی با استفاده از تغییرات دمایی طیفهای فتولومینسانس
۸۸	نمونه ۴ ($\text{In}_{0.۳۶}\text{GaN}_{0.۰۶}\text{As/GaAs}$).....
۹۱	۱-۶-۶-۱ تغییرات دمایی پهنای طیفهای PL نمونه ۴.....

- شکل ۳-۳- اکسیتونهای فرنکل و مات-وانیر..... ۳۸
- شکل ۴-۳- اکسیتونهای جایگزیده در اثر حضور افت و خیزهای سطحی..... ۴۰
- شکل ۱-۴- ساختارهای مختلف رو آراستی شده..... ۴۳
- شکل ۲-۴- رو آراستی در فاز بخار..... ۴۵
- شکل ۳-۴- طرحی از رو آراستی به روش MBE..... ۴۵
- شکل ۴-۴- سیستم اندازه گیری RHEED..... ۴۷
- شکل ۵-۴- طرحی از سیستم رو آراستی MOCVD..... ۴۷
- شکل ۶-۴- سیستم رشد MOVPE..... ۴۹
- شکل ۷-۴- طرحی از سیستم HVPE..... ۴۹
- شکل ۱-۵- حضور دو زیر تراز $E_{\pm}$ در نوار رسانش و خمشی نواری ایجاد شده در اثر حضور نیتروژن..... ۵۵
- شکل ۲-۵- تغییرات گاف نواری آلیاژ GaNAs با مقدار نیتروژن..... ۵۸
- شکل ۳-۵- تغییرات گاف نواری بر حسب درصد نیتروژن..... ۵۸
- شکل ۱-۶- طرح ساده ای از ساختار نمونه های سری اول..... ۷۰
- شکل ۲-۶- طرح ساده ای از ساختار نمونه های سری دوم..... ۷۱
- شکل ۳-۶- دافعه نواری مشاهده شده بین E_N و E_M و کاهش گاف نواری..... ۷۲
- شکل ۴-۶- وابستگی انرژیهای انتقالی E_+ و E_- به درصد نیتروژن..... ۷۴
- شکل ۵-۶- طیف فتولومینسانس نمونه های ۱، ۲ و ۳ سری اول مربوط به چاه کوانتومی یگانه InGaNaAs/GaAs با درصدهای متفاوت نیتروژن و در دو دمای مختلف الف) ۲K و ب) ۱۵۰ K..... ۷۶
- شکل ۶-۶- طیف فتولومینسانس چاه های کوانتومی یگانه $Ga_{1/65}In_{1/35}N_{1/10}As_{1/99}$ و $Ga_{1/65}In_{1/35}As$ در دمای ۲K..... ۷۷
- شکل ۷-۶- طیف فتولومینسانس نمونه های سری دوم مربوط به تک لایه هایی با درصدهای متفاوت نیتروژن و در دمای ۲ K و در دو شدت تحریکی مختلف الف) ۴ mW و ب) ۴۰ mW..... ۷۸

- شکل ۶-۸- تصاویر TEM مربوط به الف) نمونه InGaAs بدون افت و خیزهای سطحی و ب) نمونه InGaAs همراه با افت و خیزهای ناشی از حضور نیتروژن (N)..... ۸۰
- شکل ۶-۹- انرژی فوونهای آزاد شده در الف) نمونه ای با افت و خیزهای سطحی ناشی از نیتروژن و در ب) سطح هموارتر..... ۸۱
- شکل ۶-۱۰- اصلاح کیفیت آلیاژ با انجام عملیات حرارتی..... ۸۲
- شکل ۶-۱۱- طرح شماتیکی از انتقالهای اپتیکی در ساختارهای InGaAs/GaAs..... ۸۳
- شکل ۶-۱۲- زیر ترازهای نوار رسانش و ظرفیت و خطوط جذبی آنها در نمونه $\text{Ga}_{0.96}\text{In}_{0.04}\text{As}_{0.99}\text{N}_{0.01}$ ۸۴
- شکل ۶-۱۳- جذب در لایه های GaAs و GaInAs..... ۸۵
- شکل ۶-۱۴- تغییرات گاف نواری نمونه های مختلف InGaAs به عنوان تابعی از فشار هیدروستاتیکی..... ۸۶
- شکل ۶-۱۵- مقایسه ای از نتایج تجربی بر اساس محاسبات مدل دفعه نوری شامل تغییرات E_M و E_N و همچنین زیر ترازهای E_+ و E_- در $\text{Ga}_{0.92}\text{In}_{0.08}\text{N}_{0.009}\text{As}_{0.991}$ و $\text{Ga}_{0.92}\text{In}_{0.08}\text{N}_{0.023}\text{As}_{0.977}$ ۸۷
- شکل ۶-۱۶- طیفهای فتولومینسانس نمونه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{N}_{0.006}\text{As}_{0.994}/\text{GaAs}$ در دماهای متفاوت..... ۸۸
- شکل ۶-۱۷- تغییر انرژی قله های طیف فتولومینسانس بر حسب دما الف) مربوط به نمونه دارای نیتروژن $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{N}_{0.006}\text{As}_{0.994}/\text{GaAs}$ و ب) نمونه بدون نیتروژن $\text{In}_{0.35}\text{Ga}_{0.65}\text{As}$ ۹۰
- شکل ۶-۱۸- تغییرات FWHM نمونه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{N}_{0.006}\text{As}_{0.994}$ بر حسب دما..... ۹۱
- شکل ۶-۱۹- تغییرات مساحت زیر طیفهای فتولومینسانس نمونه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{N}_{0.006}\text{As}_{0.994}$ بر حسب دما..... ۹۲
- شکل ۶-۲۰- تغییرات شدت طیف PL در دو نمونه $\text{C} : \text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$ و $\text{CN} : \text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$ بر حسب دما..... ۹۴
- شکل ۶-۲۱- طیفهای فتولومینسانس نمونه های الف) ۱ ب) ۴ ج) ۵ د) ۶ ه) ۷ در شدتهای مختلف..... ۹۵
- شکل ۶-۲۲- الف) حالت نامتقارن در طیف فتولومینسانس مربوط به نمونه چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{N}_{0.006}\text{As}_{0.994}/\text{GaAs}$ در $T = 10\text{ K}$ و $P = 5\text{ mW}$ و ب) مقارن بودن طیف در دماهای $T = 150\text{ K}$ و $P = 27\text{ mW}$ ۹۸

- شکل ۶-۲۳- کاهش جرم مؤثر الکترون همراه با کاهش گاف نواری نیمه رسانا..... ۹۹
- شکل ۶-۲۴- وابستگی گاف نواری و جرم مؤثر الکترون به غلظت نیتروژن در ساختار
 $G_{0.77}In_{0.23}As$ ۱۰۱
- شکل ۶-۲۵- طیف فتولومینسانس نمونه $In_{0.354}Ga_{0.646}N_{0.0036}As/GaAs$ در شدت‌های تحریکی متفاوت و در
دمای $T=150\text{ K}$ ۱۰۲
- شکل ۶-۲۶- طیف فتولومینسانس $In_{0.354}Ga_{0.646}N_{0.0036}As/GaAs$ در شدت‌های تحریکی متفاوت در دمای
اتاق ۱۰۲
- شکل ۶-۲۷- طیف فتولومینسانس $In_{0.354}Ga_{0.646}N_{0.0036}As/GaAs$ در شدت‌های تحریکی متفاوت در دمای
 $T=150\text{ K}$ ۱۰۳
- شکل الف-۱ - فیبر نوری تک مدی..... ۱۰۸
- شکل الف-۲ - فیبرهای نوری الف) فیبر با ضریب شکست پله ای دارای مغزی با ضریب شکست بزرگتر
ب) فیبر با ضریب شکست تدریجی دارای مغزی با ضریب شکستی با تغییرات
سهمی گون..... ۱۰۹

فهرست جداول

عنوان	صفحه
جدول ۶-۱- درصد نیتروژن و ایندیوم و ضخامت چاه کوانتومی در نمونه های سری اول چاه کوانتومی یگانه	۷۰
جدول ۶-۲- درصد نیتروژن و ایندیوم و ضخامت تک لایه InGaAs در نمونه های سری دوم.....	۷۱
جدول ۶-۳- درصد نیتروژن و ایندیوم و ضخامت چاه کوانتومی در نمونه سری سوم.....	۷۱

مقدمه:

از سال ۱۹۹۰ تاکنون، تحقیقات وسیعی بر روی نیمه رساناهای حاوی نیتروژن به عمل آمده است که از جمله آنها نیمه رساناهای III-V-N با درصد نیتروژن بسیار کم است که اصطلاحاً آلیاژهای نیتروژن دار رقیق گفته می شوند. در واقع به علت الکترون گاتیویتهⁱ بالا و شعاع کوچک اتم نیتروژن، حضور آن در ساختارهای نیمه رساناهای III-V، تغییرات زیادی را در ساختار نواری آنها ایجاد می کند که بر اساس مدل دافعه نواریⁱⁱ به خوبی قابل بررسی می باشد.

به دلیل خصوصیات جالب و مورد توجه اینگونه آلیاژها مانند InGaNAS، کاربردهای زیادی از این ساختارها در صنعت اپتوالکترونیک، از جمله در ساخت دیودهای لیزری و دیودهای گسیل کننده نور در ناحیه مادون قرمز (IR: محدوده طول موجی: ۸۵۰-۱۵۰۰nm) و مناسب در ارتباطات مخابراتی با استفاده از فیبرهای نوری و همچنین لیزرهای دارای کاواک عمودی و سلولهای خورشیدی را می توان نام برد. در واقع با حضور نیتروژن و تغییرات ساختار نواری آن از جمله کاهش گاف نواری آلیاژ مورد نظر، می توان طول موج نور گسیلی ناشی از بازترکیب حاملها را در InGaNAS مورد کنترل قرار داد، بطوریکه در محدوده IR مورد استفاده قرار گیرند. همچنین با حضور نیتروژن و ایجاد افت و خیزهای پتانسیل و مراکز تله، اکسیتونها جایگزیده می شوند که این حالت از یک طرف به دلیل همپوشانی تابع موج الکترون و حفره و کاهش زمان بازترکیب مفید واقع می شود و اما از طرف دیگر به دلیل ایجاد مراکز بازترکیب غیر نوری بازده اپتیکی را کاهش می دهد که این مسأله باید از طریق بکارگیری عملیات حرارتی اصلاح گردد.

در این پایان نامه نیز نقش نیتروژن بر روی گسیل نوری آلیاژ InGaNAS با درصد کمی از نیتروژن را مورد بررسی قرار داده ایم. 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 اند و سپس توسط آقای دکتر هراتی زاده (استاد راهنمای پروژه) با هدایت پرفسور هوئتر در دانشگاه لینشوپینگ سوئد تحت آزمایش فتولومینسانس قرار

ⁱ Electronegativity
ⁱⁱ Band Anticrossing

گرفته اند و داده های تجربی حاصل از اندازه گیری های اپتیکی در دانشگاه صنعتی شاهرود مورد تجزیه و تحلیل و نتیجه گیری فیزیکی قرار گرفته است و در بسیاری از موارد با گزارشات ارائه شده از طرف محققین دیگر مقایسه و نشان داده شده که در مواردی نتایج بدست آمده با کارهای انجام شده در گروه های تحقیقاتی دیگر هماهنگی دارد و در مواردی نتایج متفاوت بدست آمده است که در هر مورد با ذکر مراجع، مقایسه و نتیجه گیری لازم انجام شده است.

این پایان نامه شامل ۶ فصل اصلی و دو ضمیمه الف و ب می باشد. مطالب اصلی مربوط به موضوع مورد مطالعه در فصل های اول تا ششم بیان شده است. فصل اول به معرفی نیمه رساناها و ساختارهای بلوری و نواری آنها می پردازد و در فصل دوم کاربردهای ساختار InGaAs در ناحیه مادون قرمز بیان شده است. در فصل سوم و چهارم به ترتیب تکنیک آزمایشی فتولومینسانس و روش های رشد نمونه های InGaAs معرفی شده است. همچنین در فصل پنجم مدل دافعه نواری و پارامترهای نواری چندین نمونه از نیمه رساناهای نیتروژن دار رقیق و از جمله InGaAs بر اساس مدل دافعه نواری بیان گردیده است و سپس در فصل ششم با آنالیز و تحلیل داده های تجربی و نتایج بدست آمده مربوط به اثر نیتروژن بر گسیل نوری ساختارهای $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ به بررسی نقش نیتروژن بر تغییرات ساختار نواری و گسیل نوری آلیاژ مورد نظر بر اساس مدل دافعه نواری و با استفاده از تکنیک فتولومینسانس^۱ پرداخته شده است.

در ضمیمه الف پایان نامه، فیبر نوری، انواع آن و همچنین مزایا و معایب استفاده از آن به طور خلاصه بیان گردیده است.

ضمیمه ب نیز شامل مقالات ارائه شده در مجلات و کنفرانس های بین المللی و داخلی می باشد. مقاله اول با عنوان "بررسی اثر نیتروژن در گسیل نوری چاه های کوانتومی InGaAs/GaAs در دوازدهمین گردهمایی فیزیک ماده چگال مرکز تحصیلات تکمیلی در علوم پایه زنجان در ۴ و ۵ خرداد ۱۳۸۵، ارائه گردیده است و مقاله دوم نیز با عنوان "نقش نیتروژن در کاهش گاف نواری نانو ساختار InGaAs" در کنفرانس فیزیک ایران و یازدهمین همایش دانشجویی فیزیک، ۶-۹ شهریور ۱۳۸۵، دانشگاه صنعتی شاهرود ارائه شده است و مقاله سوم با عنوان: "Role of Nitrogen on carrier Localization in InGaAs/GaAs SQW"

^۱ Photoluminescence (PL)

و همچنین مقاله چهارم با عنوان :

“Optical investigation of undoped GaAs/Al_{0.3}Ga_{0.7}As MQW”

در کنفرانس بین المللی ابر شبکه ها، نانو ساختارها و نانو قطعاتⁱ که از ۳۰ ژانویه تا ۴ اگوست ۲۰۰۶ در استانبول ترکیه برگزار شد، پذیرفته شده است. مقاله “بررسی تغییرات شدت تحریکی نور لیزر فرودی بر گسیل نوری آلیاژهای InGaAs با استفاده از تکنیک فتولومینسانس” به هشتمین کنفرانس ماده چگال انجمن فیزیک ایران در ۲۵ و ۲۶ بهمن ماه ۱۳۸۵ در دانشگاه فردوسی مشهد ارسال شده است و همچنین مقاله “تأثیر نیتروژن در بازده اپتیکی نانو ساختار InGaAs به منظور بکارگیری آن در صنعت اپتوالکترونیک و مخابرات فیبر نوری” نیز به منظور چاپ در مجله پژوهش فیزیک ایران در حال نوشتن می باشد.

ⁱ International Conference on Superlattices, Nano-Structures and Nano-Devices

فصل اول

معرفی نیمه رسانه‌ها

➤ مقدمه

➤ ساختار بلوری

➤ ساختار نواری نیمه رسانه‌ها

➤ نیمه رسانای آلیاژی

➤ ساختارهای ناهمگون

- چاه کوانتومی، سیم کوانتومی و نقاط کوانتومی

- ابر شبکه های نیمه رسانه

- انفصال نواری

۱-۱- مقدمه

به طور کلی مواد جامد در سه گروه متفاوت نارسانا (عایق)، نیمرسانا (نیمه هادی) و رسانا (هادی) دسته بندی می گردند. مطالعه مواد نیمرسانا از اوایل قرن نوزدهم شروع شده است و در طول سالها نیمرساناهای فراوانی مورد بررسی قرار گرفته اند، بطوریکه شامل دو دسته عنصری و مرکب می باشند. نیمه رساناهای عنصری از اتمهای منفرد، نظیر Si و Ge و نیمه رساناهای مرکب، از دو یا تعداد بیشتری عنصر تشکیل می گردند و به عنوان نمونه می توان GaN ، InAs ، GaAs ، GaInNAs ، GaNAs ، InP و.... را نام برد.

۱-۲- ساختار بلوری:

بلورهای نیمه رسانا از اتمهایی تشکیل شده اند که به صورت تناوبی آرایش یافته اند. برای یک نیمرسانای معین، یک یاخته واحد وجود دارد که نماینده تمام شبکه است و با تکرار یاخته واحد در سرتاسر بلور، می توان تمام شبکه را ایجاد نمود.

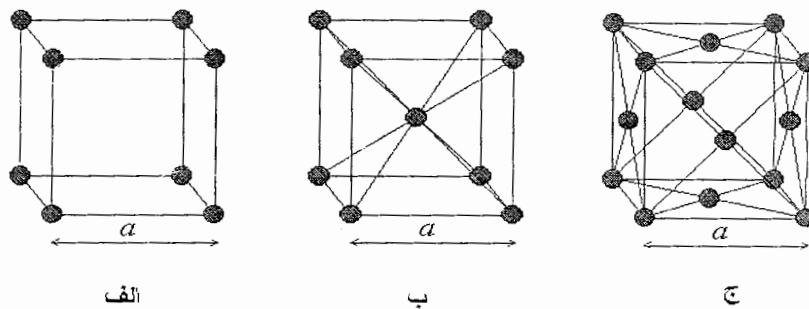
در شکل ۱-۱ بعضی یاخته های واحد بلور - مکعبی مشخص شده است. قسمت الف بلور مکعبی ساده ایⁱ را نشان می دهد و هر گوشه شبکه مکعبی با یک اتم اشغال می شود، لذا دارای ۶ اتم مجاور به نام نزدیکترین همسایه با فواصل برابر می باشد. شکل ۱-۱ (ب) بلور مکعبی مرکز حجمیⁱⁱ (bcc) است که در آن علاوه بر هشت اتم گوشه، یک اتم هم در مرکز آن واقع شده است. در یک شبکه مکعبی مرکز حجمی تعداد نزدیکترین اتمهای همسایه هر اتم هشت می باشد. شکل ۱-۱ (ج) یک بلور مکعبی مرکز سطحیⁱⁱⁱ (fcc) است که علاوه بر هشت اتم در گوشه ها، در هر یک

ⁱ Simple Cubic(SC)

ⁱⁱ Base Central Cubic(BCC)

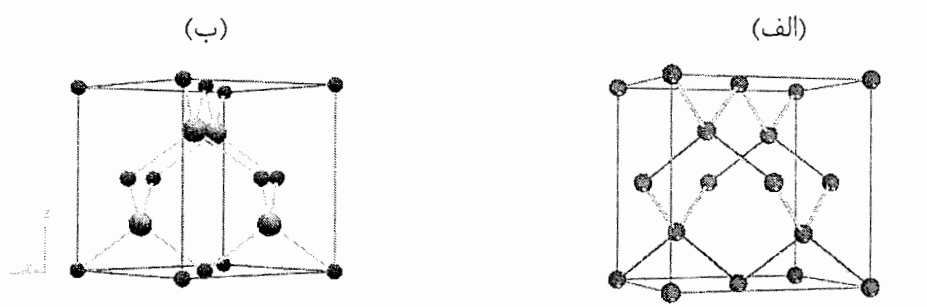
ⁱⁱⁱ Face Central Cubic (FCC)

از شش رخ مکعب نیز یک اتم وجود دارد. در چنین شبکه ای تعداد نزدیکترین اتمهای همسایه هر اتم برابر دوازده است.



شکل ۱-۱- سه یاخته واحد بلور مکعبی (الف) مکعبی ساده (ب) مکعبی مرکز حجمی (ج) مکعبی مرکز سطحی

نیمرساناهای عنصری C، Si و Ge، دارای یک ساختار شبکه الماسی نظیر آنچه در شکل ۱-۲-۱- الف نشان داده شده است می باشند. این ساختار به صورت دو زیر شبکه مکعبی مرکز سطحی است که در یکدیگر نفوذ کرده اند، بدین طریق که یک زیر شبکه به اندازه یک چهارم فاصله در راستای قطر مکعب (یعنی تغییر مکانی به اندازه $\frac{a\sqrt{3}}{4}$) نسبت به زیر شبکه دیگر جا به جا شده است. تمام اتمها در شبکه الماسی، با چهار نزدیکترین همسایه که با فاصله مساوی در گوشه های یک چهاروجهی قرار دارند، احاطه شده اند. بیشتر نیمرساناهای مرکب III-V (نظیر InP، GaN، GaAs،) دارای شبکه زینک بلند^۱ هستند، این ساختار نیز مانند شبکه الماسی است، بجز این که یک زیر شبکه مکعبی مرکز سطحی دارای اتمهای ستون III و دیگری دارای اتمهای ستون V می باشد [۲۱].



شکل ۱-۲-۱- الف) شبکه الماسی ب) شبکه زینک بلند

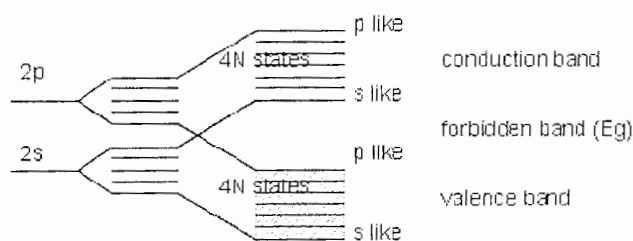
^۱ Zinblend

۳-۱- ساختار نواری نیمه رساناها:

همراه با اختراع ترانزیستور در اوایل سال ۱۹۵۰، بررسی خواص الکترونیکی نیمه رساناها به عنوان یکی از عناوین مهم در تحقیقات و امور مهندسی می باشد. تا کنون نیز مطالعات زیادی بر روی خواص الکترونیکی نیمه رساناها انجام گردیده اما در مقایسه با آن، خواص نوری آنها به مقدار کمی مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است، چون این خواص به موارد کاربردی و ساخت وسایل نوری نیمه رساناها به اندازه ساخت وسایل و ابزارهای الکترونیکی منتهی نشده است. البته لیزرهای نیمه رسانا از این مورد مستثنی هستند به علت اینکه در حال حاضر به طور انبوهی تولید می شوند و موارد استفاده صنعتی و تجاری آنها در حال افزایش می باشد [۳].

شناخت ساختار نواری نیمه رساناها در دستیابی به بسیاری از خصوصیات اپتیکی و الکترونیکی آنها موثر و مورد توجه می باشد. تکنولوژی اپتوالکترونیک بر پایه تشکیل نیمه رساناهای عنصری و مرکب است و همه مواد با توجه به نوع ساختار نواریشان، دارای خصوصیات مربوط به خود هستند.

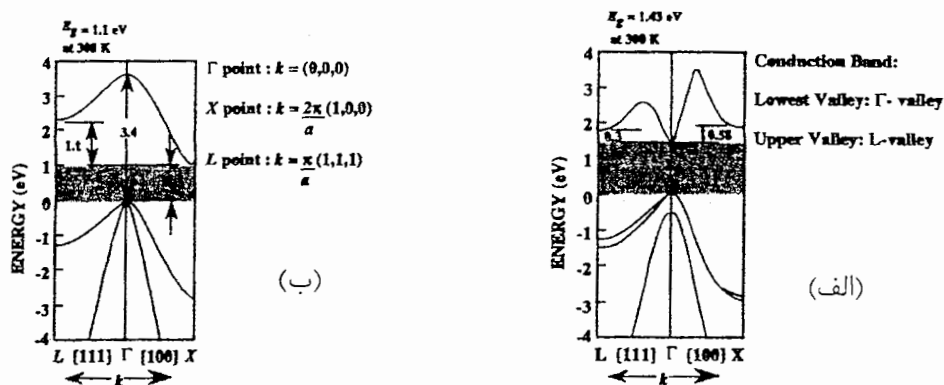
اصولاً نوار انرژی در مواد از طریق برهمکنش ترازهای خارجی اتم ها تشکیل می گردد و شامل دو نوع، نوار ظرفیت و نوار رسانش می باشند. به عنوان مثال اتم کربن دارای ۶ اتم و دارای ساختار $1S^2 2S^2 2P^2$ بوده و مطابق شکل زیر ساختار نواری آن شکل می گیرد [۱].



شکل ۳-۱- تشکیل ساختار نواری

همانگونه که مشاهده می کنیم پس از برهمکنش ترازهای خارجی، دو نوار رسانش با انرژی E_C و ظرفیت با انرژی E_V تشکیل می گردد که به فاصله $E_g = E_C - E_V$ یعنی یک گاف نواری از یکدیگر قرار گرفته اند.

فلزات، نیمه رساناها و عایقها نیز بر حسب ساختار نواری مواد دسته بندی می گردند. در یک فلز نواری رسانش و ظرفیت با یکدیگر همپوشانی دارند و گاف نواری بسیار ناچیز می باشد و همچنین هر دو نواری تا حدودی پر هستند، در یک نیمه رسانا در دمای $T=0^0K$ نواری ظرفیت پر و نواری رسانش خالی است اما با استفاده از عوامل تحریکی مختلف مانند افزایش دما، تابش نور، حضور جریان الکتریکی و ... حفره ها در نواری ظرفیت و الکترونها در نواری رسانش جای می گیرند، بنابراین به علت حضور الکترونها در نواری رسانش، رسانندگی بالا می رود. اما اگر در دمای $T=0^0K$ نواری ظرفیت کاملاً پر و نواری رسانش کاملاً خالی بوده و گاف نواری خیلی زیاد باشد این ماده عایق است. ساختار نواری نیمه رساناها با استفاده از یک دیاگرام نواری انرژی، بصورت انرژی الکترون بر حسب اندازه حرکت آن در دو جهت بلوری، مطابق شکل ۱-۴، مشخص می گردد.



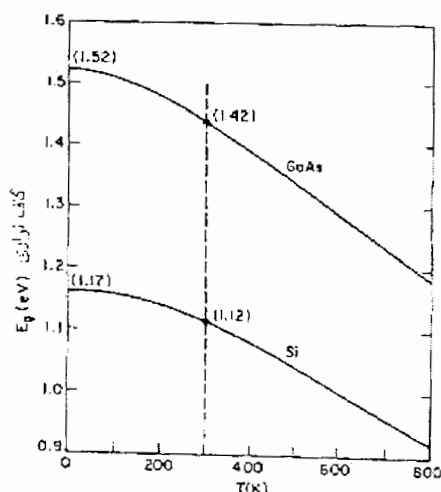
شکل ۱-۴- ساختار نواری نیمه رسانا الف (گاف نواری مستقیم GaAs) و ب (گاف نواری غیر مستقیم Si)

[۲۱]

شکل الف نیمه رسانایی را با گاف نواری مستقیم نشان می دهد، بطوریکه مینیمم نواری رسانش و ماکزیمم نواری ظرفیت در یک راستا قرار دارند و دارای اندازه حرکت یکسانی می باشند. بنابراین در این حالت یک الکترون بدون تغییری در اندازه حرکتش از نواری ظرفیت به نواری رسانش منتقل می گردد. رابطه E بر حسب K نیز منجر به یک سطح کروی شده و می تواند به صورت $E = \frac{\hbar^2 k^2}{2m}$ بیان گردد. به عنوان مثال InP, GaAs و InAs نیمه رساناهایی با گاف نواری مستقیم می باشند. اما در مقایسه، نمودار ب نشان دهنده ساختار نواری نیمه رسانایی با

نواری غیر مستقیم است، بطوریکه مینیمم نوار رسانش و ماکزیمم نوار ظرفیت در راستای یکسانی قرار ندارند و همچنین دارای اندازه حرکت متفاوتی هستند. ساختار نواری آنها نیز با رابطه $E(k) = \frac{\hbar^2 k_x^2}{2m_x^*} + \frac{\hbar^2 k_y^2}{2m_y^*}$ بیان می گردد که نشان دهنده سطح انرژی ثابت بیضوی می باشد. نیمه رساناهای دارای گاف نواری غیر مستقیم معمولاً دارای خصوصیات اپتیکی ضعیفی می باشند. دلیل این امر نیز این است که به علت بقای اندازه حرکت، نیاز به انتقالهای حاملها در جهت عمود بر k نیز می باشد، بدین دلیل فونونهایی نیز تولید شده یا جذب می گردند. به عنوان مثالی از نیمه رسانایی با گاف انرژی غیر مستقیم Si که دارای کاربردهای الکترونیکی مفیدی است، را می توان ذکر نمود [۱].

همچنین توجه به این نکته مهم است که گاف نواری نیمه رسانا با افزایش دما کاهش می یابد، بطوریکه این تغییرات نتایج بسیار مهمی در ساخت قطعات اپتوالکترونیکی و الکترونیکی دارد. چنین تغییراتی با رابطه تجربی ورنشی $E(g) = E(0) - \frac{\alpha T^2}{\beta + T}$ ^۱ قابل توجیه است که در آن $E(0)$ گاف انرژی در دمای صفر کلون و β و α نیز مقادیر ثابتی هستند که بسته به نوع ماده متفاوت می باشند [۲و۴].



شکل ۱-۵- تغییرات گاف نواری نیمه رسانا با دما [۲]

^۱ Varshni

۱-۴- نیمه رسانای آلیاژی:

آلیاژ کردن نیمه رساناها زمینه را برای ایجاد ساختارهای محدود شده کوانتومی و ساختارهای ناهمگون فراهم می کند. آلیاژها وابسته به تعداد عناصر تشکیل دهنده آنها شامل سه گروه دو تایی، سه تایی و چهارتایی می باشند. برای نمونه آلیاژ A_xB_{1-x} یک نوع دوتایی شامل دو نوع اتم است که به عنوان مثالی از آن می توان Ga_xAs_{1-x} را نام برد. آلیاژ سه تایی $A_xB_{1-x}C$ نیز مانند $Ga_xN_{1-x}As$ ، شامل سه نوع اتم A ، B و C می باشد. همچنین ساختار $A_xB_{1-x}C_yD_{1-y}$ بیان کننده یک آلیاژ با چهار عنصر مختلف بوده و نمونه ای از آن $In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}$ است.

پارامترهای مهم آلیاژها نیز به عناصر تشکیل دهنده آنها بستگی دارد. در آلیاژ دوتایی A_xB_{1-x} ثابت شبکه آلیاژ با استفاده از قانون وگارد با رابطه (۱-۱) و گاف انرژی آن نیز با رابطه (۱-۲) تعیین می گردد.

$$a_{\text{alloy}} = xa_A + (1-x)a_B \quad (1-1)$$

$$E_g^{\text{alloy}} = xE_g^A + (1-x)E_g^B \quad (2-1)$$

ثابت شبکه و گاف انرژی در یک آلیاژ سه تایی $A_xB_{1-x}C$ نیز به ترتیب با روابط (۱-۳) و (۱-۴) بیان می گردد.

$$a_{\text{alloy}} = xa_{AC} + (1-x)a_{BC} \quad (3-1)$$

$$E_g^{\text{alloy}} = xE_g^{AC} + (1-x)E_g^{BC} \quad (4-1)$$

گاهی نیز به علت ایجاد بی نظمی در حین ترکیب اتمها در شبکه، خمیدگی در گاف نواری نیمه رسانا به وجود می آید که به صورت جمله اضافی در تغییرات گاف نواری آلیاژ به وجود می آید که به صورت $E_g^{\text{alloy}} = xE_g^{AC} + (1-x)E_g^{BC} + x(1-x)C$ می باشد که در این رابطه C پارامتر خمش نام دارد. در یک آلیاژ چهارتایی $A_xB_{1-x}C_yD_{1-y}$ نیز ثابت شبکه و گاف نواری مشابه با حالتیهای قبل به صورت زیر بیان می گردد:

$$a(x,y) = xy a_{AC} + x(1-y)a_{AD} + y(1-x)a_{BC} + (1-x)(1-y)a_{BD} \quad (5-1)$$

$$E_g(x,y) = xy E_g^{AC} + x(1-y)E_g^{AD} + y(1-x)E_g^{BC} + (1-x)(1-y)E_g^{BD} \quad (6-1)$$

قابل توجه است که آلیاژهای مورد بررسی بلورهای کاملی نیستند. هر چند که شبکه کاملی دارند، اما اتمها دارای رفتار کاملاً تناوبی نیستند و قرارگیری آنها به صورت تصادفی می باشد [۱۵].

۱-۵- ساختارهای ناهمگونⁱ:

با استفاده از تکنیکهای رشد روآرآستی مختلف مانند برخورد پرتوهای الکترونⁱⁱ، بخار شیمیایی مواد آلی فلزیⁱⁱⁱ و بخار همراه با ترکیبات هیدروژن دار^{iv} و دیگر روشها می توان نیمه رساناهای مختلفی را بر روی هم رشد داد. اگر گاف انرژی دو نیمه رسانایی که بر روی یکدیگر رشد داده می شوند، یکسان باشد ساختار ایجاد شده همگون^v و در غیر این صورت ناهمگون است. به عنوان نمونه می توان نیمه رساناهای GaAs و InGaAs با گافهای نواری مختلف را نام برد که ثابتهای شبکه آنها هماهنگی خوبی با یکدیگر دارند و بنابراین به خوبی بر روی هم رشد داده می شوند. بطور کلی سه نوع سیستم شامل ساختار ناهمگون وجود دارد:

الف) ساختار ناهمگون نوع I:

در این حالت مطابق شکل ۱-۶ الف)، نیمه رسانای با گاف نواری باریکتر در کنار نیمه رسانایی با گاف عریض تر قرار می گیرد، بطوریکه با توجه به اینکه افزایش انرژی الکترونها به سمت بالاست و در مقابل افزایش انرژی حفره ها به سمت پایین می باشد، الکترونها و حفره ها در این حالت در نوار رسانش و ظرفیت مربوط به یک لایه نیمه رسانا جای می گیرند.

ب) ساختار ناهمگون نوع II:

در تشکیل این نوع ساختار مطابق شکل ۱-۶ ب) نیمه رساناهای با گاف انرژی متفاوت طوری در کنار همدیگر قرار می گیرند که الکترونها و حفره ها در دو لایه های مجاور جای داده شوند.

ج) ساختار ناهمگون نوع III:

این نوع ساختار تا حدودی با دو حالت قبل تفاوت دارد. بطوریکه مانند شکل ۱-۶ ج) گاف نواری دو نیمه رسانایی که در کنار هم قرار داده می شوند هیچگونه همپوشانی و یا روی هم افتادگی با یکدیگر ندارند و الکترونها و حفره ها نیز در دو لایه مجاور قرار می گیرند [۱].

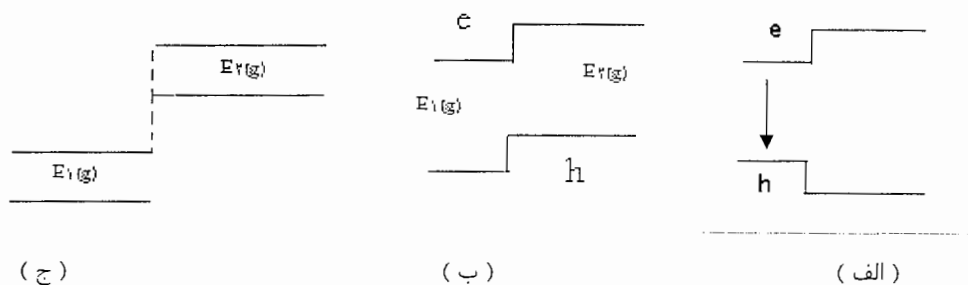
ⁱ Heterostructure

ⁱⁱ Molecular Beam Epitaxy(MBE)

ⁱⁱⁱ Metal-Organic Chemical Vapour Deposition (MOCVD)

^{iv} Hydride Vapor Phase Epitaxy (HVPE)

^v Homostructure



شکل ۱-۶- ساختارهای ناهمگون کوانتومی نوع الف (I و ب) II و ج) III

۱-۵-۱- چاه کوانتومیⁱ، سیم کوانتومیⁱⁱ و نقطه کوانتومیⁱⁱⁱ

بعضی از امکانات جالب کاربردهای نیمرساناها برای استفاده در پروژه های نوری و الکترونیکی بر این حقیقت استوار است که رشد این مواد را می توان به گونه ای دستکاری کرد که مجموعه ای از مواد جدید با ابعاد بسیار کوچک و خواص قابل پیش بینی به دست آید. پیشرفتهای اخیر در روشهای رشد بلور باعث شده است که ساختارهایی با ابعاد نانومتری^{iv}، که خواص نوری و الکترونیکی آنها در مقایسه با حالت بلوری کپه ای بسیار متفاوت است، تحقق یابند. در این ساختارهای نانومتری، توابع موج مکانیک کوانتومی الکترونها و حفره ها در داخل ماده محبوس بوده و موجب پدیداری اثرهایی با عنوان محبس کوانتومی^v می شوند.

رایجترین ساختارهای نیمرسانای نانومتری چاههای کوانتومی هستند که می توانند دارای ساختارهای ناهمگون مذکور I یا II یا III باشد. در یک چاه کوانتومی الکترونها و حفره ها در جهت رشد بلور محدود می شوند و قادر به حرکت آزاد نیستند، اما آنها براحتی قادر به حرکت در جهت عمود بر رشد بلور می باشند. در تشکیل چاه کوانتومی به عنوان نمونه InGaNAS/GaAs نیمه رسانای دارای گاف نواری باریک تر InGaNAS، در میان آرایه هایی از نیمه رسانایی با گاف انرژی پهن تر مانند GaAs، به عنوان سد پتانسیل، رشد داده می شوند. اگر این آرایش را در

ⁱ Quantum well

ⁱⁱ Quantum Wire

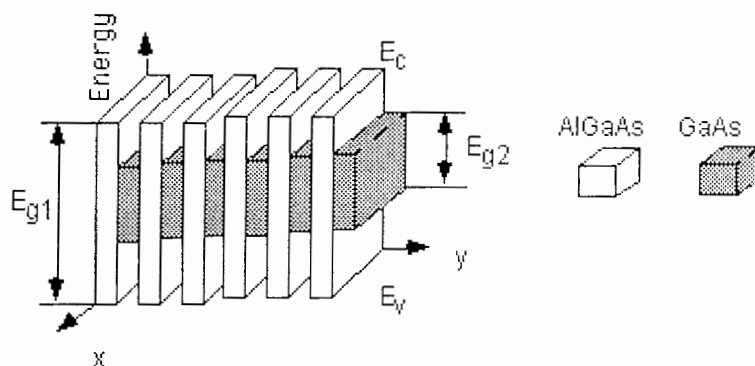
ⁱⁱⁱ Quantum Dots

^{iv} Semiconductor Nanostructure

^v Quantum Confinement

۱-۵-۲- ابر شبکه هایⁱ نیمه رسانا :

در اثر تکرار آرایش چاه پتانسیل، در حالیکه لایه های سد تا حدی نازک هستند که توابع موج چاههای پتانسیل مجاور روی هم می افتد، ابر شبکه تشکیل می شود. سد پتانسیل نازک اجازه تونل زدن ذرات از یک چاه به درون چاه مجاور را می دهد. همچنین در این حالت، تراز های مجزا در یک چاه کوانتومی، به صورت نوارهایی در می آیند که اصطلاحاً نوارهای کوچکⁱⁱ گفته می شوند. ابر شبکه ها در ساخت ترانزیستورهای اثر میدان و آشکارسازهای نوری و همچنین دیودهای گسیل نور به کار می روند. در شکل زیر نیز طرحی از یک ابر شبکه با لایه های چاه و سد با ساختارهای GaAs و AlGaAs نشان داده شده است [۷۳].



شکل ۱-۹- ابر شبکه AlGaAs-GaAs

۱-۵-۳- انفصال نواریⁱⁱⁱ :

یک پارامتر مهم در مساله چاه کوانتومی عدم پیوستگی لبه های نوار رسانش و ظرفیت دو نیمه رسانایی می باشد که در کنار هم قرار می گیرند. همانگونه که در شکل ۱-۱۰ نیز نشان داده شده است، قسمتی از عدم پیوستگی نواری ($E_g^A - E_g^B$) دو نیمه رسانای A و B در نوار رسانش و قسمت دیگر در نوار ظرفیت ظاهر می شود. عدم پیوستگی در نوار رسانش به صورت رابطه $\Delta E_c = e(\chi^B - \chi^A)$ بیان می گردد. تعیین مقادیر عدم پیوستگی نوارها در نیمه رسانا به طور دقیق قابل محاسبه نمی باشد اما محاسبات تجربی مختلفی انجام شده است. توجه به این نکته

ⁱ Supper Lattice

ⁱⁱ Miniband

ⁱⁱⁱ Band Offset

$\Delta E_g = E_g(InGaAs) - E_g(GaAs)$ ، مقدار ΔE_c و ΔE_v در نمونه های مورد بررسی در این پروژه با مقدار ایندیوم حدوداً ۳۰٪ به صورت زیر بدست می آید:

$$\Delta E_c = 0.18 \times \Delta E_g \quad (9-6)$$

$$\Delta E_v = 0.12 \times \Delta E_g \quad (10-6)$$

مراجع فصل اول:

^۱ J. Singh, *Semiconductor Optoelectronics*, Mc Grow-Hill. Inc (1995)

^۲ S. M. Sze; *Semiconductor Devices*, Physics and Technology (1985)

^۳ ناصر پیغمبریان، استفان کوچ، اندره میزیروویچ، مقدمه ای بر نور شناخت نیمه رساناها، ترجمه دکتر حمید رضا مهاجری مقدم، دکتر حبیب تجلی، چاپ اول، انتشارات آستان قدس رضوی، (۱۳۸۰)

^۴ G. D. Gilliland, photoluminescence Spectroscopy of Crystalline Semiconductors, *Material science and Engineering, R/8*(1997)

^۵ P. K. Basu, *Theory of Optical Processes in Semiconductors Bulk and Microstructures*, Institute of Radio Physics and electronics University of Cacutta, Clarendon Press Oxford (1997)

^۶ M. Hetterich, M. D. Dawson, A. Yu. Egorov, D. Bernklau, H. Riechert, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 1030(2000)

^۷ http://www.mtmi.vu.lt/pfk/funkc_dariniai/technology.htm

^۸ Z. Pan, L. H. Li, Y. W. Lin, B. Q. Sun, D. S. Jiang, W. K. Ge, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 2217(2001)

^۹ C. Skierbiszewski, P. Perlin, P. Wisniewski, and T. Suski, J. F. Geisz, K. Hingerl, W. Jantsch, D. E. Mars, W. Walukiewicz, *Phys. Rev. B* **65**, 035207(2001)

^{۱۰} A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 2870(2000)

فصل دوم

کاربردهای InGaNAs در ناحیه مادون قرمز (IR)

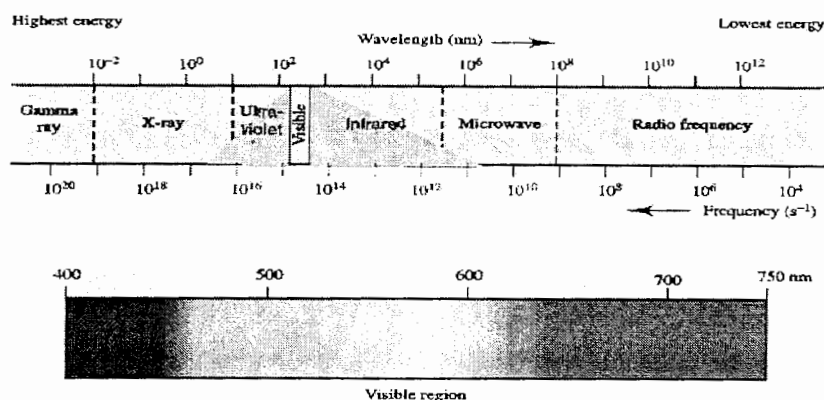
➤ مقدمه

➤ کاربردهای InGaNAs

- لیزرهای گسیل کننده سطحی دارای کاواک عمودی (VCSEL)
- سلولهای خورشیدی (Solar Cells)
- دیودهای نور گسیل (LED)

۲-۱- مقدمه

شکل زیر نمایی کلی از طیف امواج الکترومغناطیسی به همراه محدوده انرژی و طول موج آنها را نشان می دهد.



شکل ۲-۱- امواج الکترومغناطیسی

از آنجا که گاف نواری نیمه رساناها، تعیین کننده نور گسیلی و یا جذبی از آنها می باشد، بنابراین امروزه با پیشرفت علم و تکنولوژی قطعات نیمه رسانایی با کاربردهای زیاد ساخته شده اند که گاف نواری آنها در محدوده ماوراء بنفشⁱ، نور مرئیⁱⁱ و مادون قرمزⁱⁱⁱ قرار دارند. به عنوان مثال، چند نمونه از نیمه رساناهای فعال در محدوده ماورا بنفش (۴۰۰ - ۵۰ nm)، GaN با گاف نواری به ترتیب ۳/۴۴ eV و نمونه های دیگری از نیمه رساناها در محدوده نور مرئی (۷۵۰ - ۴۰۰ nm) شامل GaP، با گاف نواری ۲/۲۶ eV و Si دارای گاف انرژی ۱/۱۲ eV می باشند که در ساخت قطعات اپتوالکترونیک از جمله آشکارسازهای نوری در این حدود و دیودهای نوری، لیزری

ⁱ Ultra-Violet (UV)

ⁱⁱ Visible-Light

ⁱⁱⁱ Infra-red (IR)

و همچنین دیودهای گسیل کننده سطحی کاربردهای بسیار زیادی دارند. علاوه بر این، آلیاژهای زیادی نیز وجود دارند که شامل قطعات مختلف اپتوالکترونیکی با کاربرد در ناحیه مادون قرمز و به طور عمده در محدوده طول موجی $1500 - 850 \text{ nm}$ و به منظور استفاده در صنایع ارتباطات و مخابرات، مورد نظر در این پروژه، می باشند. اکثر آلیاژهای ساخته شده با فعالیت در این محدوده، شامل ترکیبات III-V می باشند که از جمله آنها آلیاژ InGaAs با گاف نواری 0.8 eV و ساختارهای ایجاد شده از InGaAs که با InP نیز پوشانده شده است، را می توان نام برد که در ساختن آشکارسازهایی با بازده تقریباً بالا در محدوده $1/6 - 1$ میکرون مورد استفاده قرار می گیرد [۲۱].

همچنین، از جمله قطعات فعال در محدوده طول موجهای بلند ذکر شده در ناحیه مادون قرمز و با سرعت بالا می توان آلیاژ InP/InGaAsP/InGaAs رشد یافته توسط روش روآراستی پرتو شیمیاییⁱⁱ را نام برد، که دارای بازده بسیار خوبی در حدود ۹۰٪ در محدوده $1/3$ میکرون می باشد [۲].

ساختارهای GaInAsP/InP نیز در ساخت لیزرهای پیوندی، دیودهای گسیل کننده نورⁱⁱⁱ، ترانزیستورهای اثر میدان^{iv} و ساخت مولفه هایی بر اساس فعالیت در ارتباطات مخابراتی از طریق فیبرهای نوری^v در محدوده طول موجی $1/6 - 1/1$ میکرون موثر می باشند [۳].

آلیاژهای GaInP که با زیر لایه GaAs هماهنگی خوبی دارند، کاربردهای زیادی در محدوده طول موجی $1/55 - 1/3$ میکرون و به منظور ساخت قطعات اپتوالکترونیک و همچنین فوتونیک مانند سلولهای خورشیدی^{vi}، لیزرهای با پیوند ناهمگون^{vii} و همچنین ترانزیستورهای دوقطبی با پیوندهای ناهمگون^{viii} به کار می رود.

ⁱ Surface Emitting Diode

ⁱⁱ Chemical Vapour Deposition (CVD)

ⁱⁱⁱ Light Emitting Diode(LED)

^{iv} Field Effect Transistor (FET)

^v Optical Fiber

^{vi} Solar Cell

^{vii} Heterojunction Lasers

^{viii} Heterojunction Bipolar Transistor

به علاوه قابل ذکر است که با اضافه نمودن نیتروژن به این ساختار و تشکیل GaInNP تغییرات زیادی در ساختارهای الکترونی آلیاژ شکل گرفته ایجاد می گردد. مشارکت نیتروژن به هر حال روی کیفیت آلیاژ و همچنین خصوصیات انتقالی حاملها و فرایندهای بازترکیب آنها اثرات زیادی دارد[۴].

نیمه رساناهای $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ نیز امروزه به علت کاربردهای زیادشان در صنعت اپتوالکترونیک و از جمله در ساخت دیودهای لیزری با راندمان نوری بالا و نیز گسیل در محدوده طول موجهای $1/55 - 1/3$ میکرون، که در ارتباطات مخابراتی از طریق فیبرهای نوری^۱ و ساخت سلولهای خورشیدی از اهمیت خاصی برخوردار است، مورد توجه زیادی قرار گرفته اند. از طرف دیگر به دلیل هماهنگی بین ثابت شبکه InGaNaS و GaAs و سهولت رشد این نیمه رسانا به روی GaAs، امکان ساخت لیزرهای با کاواک عمودی (VCSEL)^۲ میسر می گردد[۵-۸].

با توجه به اینکه در این پروژه ساختارهای InGaNaS بررسی می گردند، بنابراین کاربردهای مهم آن به صورت مختصر مورد بحث قرار خواهد گرفت.

۲-۲- کاربرد های InGaNaS

۲-۲-۱- لیزرهای گسیل کننده سطحی دارای کاواک عمودی (VCSEL)

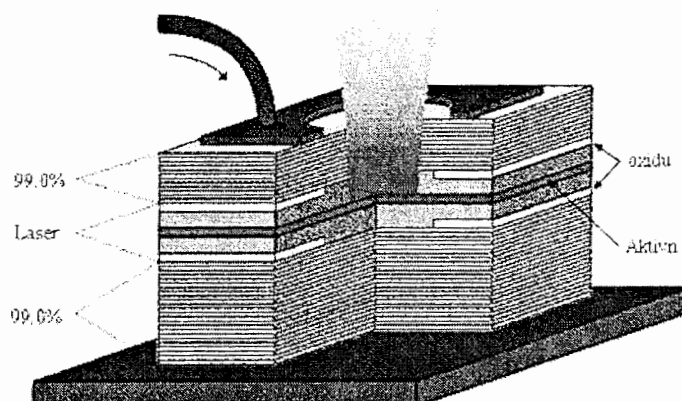
لیزرهای گسیل کننده سطحی دارای کاواک عمودی (VCSEL) نسبت به لیزرهای گسیل کننده از لبه فواید بسیار بیشتری دارند. از جمله کاربردهای زیاد آنها در ارتباطات از طریق فیبرهای نوری (ضمیمه الف) می باشد که قابلیت انتقال در مسافتهای طولانی با سرعت زیاد را دارا می باشند. طراحی اینگونه لیزرها طوری است که ورقه های ساخته شده بر روی یک ویفر ساده قرار می گیرند، اما لیزرهایی هایی مناسب تر می باشند که بر پایه GaAs رشد داده شوند. در این

^۱ ضمیمه الف

^۲ Vertical Cavity Surface Emitting Laser(VCSEL)

بخش ساختار و طرز فعالیت این قطعات و چگونگی طراحی آنها را تا حدودی مورد بررسی قرار داده شده است.

اولین لیزر دارای کاواک عمودی در سال ۱۹۶۵ ساخته شده بود که شامل یک قطعه n^+pp^+ از InSb بود. این قطعه در دمای ۱۰K سرد می شود و سپس با قرار گرفتن در یک میدان مغناطیسی به منظور محدود نمودن حاملها، تابش همفازی در محدوده طول موجی ۵/۲ میکرون را گسیل می دارد. پس از آن در سال ۱۹۷۹ لیزرهای دیگری با گسیل در محدوده مادون قرمز و در طول موجهای ۱/۵ میکرون نیز، در موسسه تکنولوژی توکیو گزارش شد. اینگونه لیزرهای دارای کاواک عمودی، شامل آینه های فلزی با چگالیهای جریان آستانه بالایی در حدود 44 KA/cm^2 هستند و با استفاده از نیتروژن مایع سرد می گردند. در سال ۱۹۸۳ نیز ساختارهای GaAs/AlGaAs در ساختن لیزرهای با کاواک عمودی مطابق شکل ۲-۲ معرفی شدند که دارای جریان آستانه پایین در حدود $40 \mu A$ و بازتاب در حدود ۹۹٪ بودند.



شکل ۲-۲- لیزر گسیل کننده سطحی با کاواک عمودی (VCSEL)

چنین بازتاب بزرگی در حدود ۹۹٪ با استفاده از آینه های فلزی ایجاد نمی شود، بلکه در اینگونه لیزرها بازتابهای براگ توزیع شده^۱ ایجاد می گردد. در این حالت از طریق رشد به روش رونشانی بلور، دو ردیف آینه ای شامل لایه های متناوبی از نیمرسانا یا ماده دی الکتریک با ضرایب بازتاب

^۱ Distributed Bragg Reflectors(DBR)

مختلف، ایجاد می گردد. همچنین به منظور کاربردهای آن در فیبرهای نوری، لازم است که مینیمم پراکندگی وجود داشته باشد. بنابراین لازم است اختلاف کمی در ضریب بازتاب مواد نیمه رسانایی که به منظور تولید بازتابهای براگ مورد استفاده قرار می گیرد، وجود داشته باشد. به علت اینکه لایه های ایجاد کننده بازتابهای براگ حامل جریان در قطعه هستند، حضور لایه های بیشتر مقاومت را افزایش می دهد و به دنبال آن اگر قطعه به طور ضعیفی طراحی گردد، گرمای ایجاد شده در اثر افزایش مقاومت می تواند مشکل ایجاد نماید [۹-۱۲].

همانگونه که ذکر شد، لیزرهای کاربردهای تجاری بیشتری دارند که بر پایه GaAs رشد داده شوند و بدین ترتیب به منظور دستیابی به طول موجهای ناحیه مادون قرمز، ابتدا GaAs/AlGaAs مورد استفاده قرار گرفت که در محدوده ۰/۸۵ میکرون بود، اما با پیشرفتهای بیشتر دستیابی به طول موجهای موثرتر ۱/۳ میکرون نیز از طریق به کارگیری InGaAs/GaAs حاصل گردید. از آنجا که در این نوع لیزرها، پراکندگی پالسهای نوری مخصوصاً در طول موجهای ۱/۳ میکرون وجود ندارد، در فیبرهای نوری نیز مورد استفاده قرار می گیرند. همچنین به دلیل جذب پایینتر فیبرها در طول موجهای ۱/۳ میکرون نسبت به ۰/۸۵ میکرون، در این محدوده طول موجی توان نوری نیز بالاتر می باشد و بنابراین فاصله انتقالی در این حالت افزایش می یابد. بنابراین در نتیجه می توان گفت که مناسبترین قطعات لیزر با کاواک عمودی بر پایه GaAs، مواد نیمه رسانای InGaAs، مورد استفاده در ناحیه فعال لیزر می باشند [۱۳].

۲-۲-۲- سلولهای خورشیدی (Solar Cells)

سلولهای خورشیدی چند پیوندی GaInP/GaAs با زیر لایه GaAs یا Ge، دارای کاربردهای فتوولتایک خوبی در الکترونیکهای مخابراتی و ساخت لیزرها و دیودهای گسیل کننده نور هستند، بطوریکه با اضافه نمودن یک پیوند Ge به عنوان یک لایه فعال، یک قطعه سه پیوندی ایجاد می گردد که دارای بازده بالایی نیز می باشد. اما به منظور دستیابی به قطعات دارای بازده بالاتر گاف انرژی Ge برای پیوند سوم مطلوب نیست و احتیاج به یک ماده با گاف نواری در حدود ۱/۳ میکرون (۱eV) است که از جمله آنها می توان ماده InGaAs را ذکر نمود.

در شکل زیر سیر تکاملی از سلولهای خورشیدی چند پیوندی با شروع از یک سلول دو

پیوندی با زیر لایه Ge یا GaAs و به دنبال آن قطعات سه و چهار پیوندی با لایه فعال InGaAs

نشان داده شده است.

دو پیوندی

پیوند اول GaInP $E > 1.85 \text{ eV}$ نور جذبی
پیوند دوم GaAs $1.85 \text{ eV} > E > 1.4 \text{ eV}$
زیر لایه GaAs یا Ge

سه پیوندی

پیوند اول GaInP $E > 1.85 \text{ eV}$ نور جذبی
پیوند دوم GaAs $1.85 \text{ eV} > E > 1.4 \text{ eV}$
پیوند سوم Ge $1.4 \text{ eV} > E > 0.67 \text{ eV}$
زیر لایه Ge

چهار پیوندی

پیوند اول GaInP $E > 1.85 \text{ eV}$ نور جذبی
پیوند دوم GaAs $1.85 \text{ eV} > E > 1.4 \text{ eV}$
پیوند سوم GaInNAs $1.4 \text{ eV} > E > 1 \text{ eV}$
پیوند چهارم Ge $1 \text{ eV} > E > 0.67 \text{ eV}$
زیر لایه GaAs یا Ge

سه پیوندی

پیوند اول GaInP $E > 1.85 \text{ eV}$ نور جذبی
پیوند دوم GaAs $1.85 \text{ eV} > E > 1.4 \text{ eV}$
پیوند سوم GaInNAs $1.4 \text{ eV} > E > 1 \text{ eV}$
زیر لایه GaAs یا Ge

شکل ۲-۳- طرحی از سلولهای خورشیدی چند پیوندی [۱۴]

با توجه به آنچه که در فصلهای آینده توضیح داده خواهد شد، خمش نواری بزرگی در آلیاژ

InGaAs با اضافه نمودن درصد ناچیزی از نیتروژن ایجاد می شود و بدین ترتیب گاف نواری در

حدود چند الکترون ولت کاهش می یابد. علاوه بر این در غلظت‌های ناچیزی از نیتروژن، آلیاژ InGaAs با GaAs یا Ge هماهنگ می گردد. بدین دلیل این مواد به عنوان یک لایه فعال که معمولاً لایه سوم می باشد، در ساخت سلول‌های خورشیدی در محدوده ۱eV، به کار می روند. در شکل‌های بالا نیز می توان این مورد را مشاهده نمود [۱۴-۱۶]

از جمله پیشرفتهایی که امروزه در ساخت سلول‌های خورشیدی حاصل گردیده است، کاهش قیمت در فرآیند ساخت آنها می باشد به طوریکه از قطعات اپتیکی ارزانتر استفاده می گردد. همچنین با استفاده دوباره از زیر لایه با بکارگیری تکنیک‌های رشد روآراستی و بکارگیری روش‌های خودکار در لایه نشانی نیز می توان هزینه ساخت را کاهش داد. از جمله پیشرفتهای بیشتر نیز می توان افزایش بازده گسیل را ذکر نمود، که با استفاده از کاهش گاف نواری GaAs با اضافه نمودن In و همچنین استفاده از GaInAs در ایجاد سلول‌های ۱eV همانگونه که توضیح داده شد، این امر محقق می گردد. علاوه بر اینها ایجاد سلول‌های خورشیدی به صورت ساختارهای چاه کوانتومی و یا نقاط کوانتومی و همچنین محدودیت فوتون با استفاده از بازتاب‌های براگ را نیز می توان ذکر نمود [۱۴ و ۱۵].

۲-۲-۳- دیودهای نور گسیل (LED)ⁱ

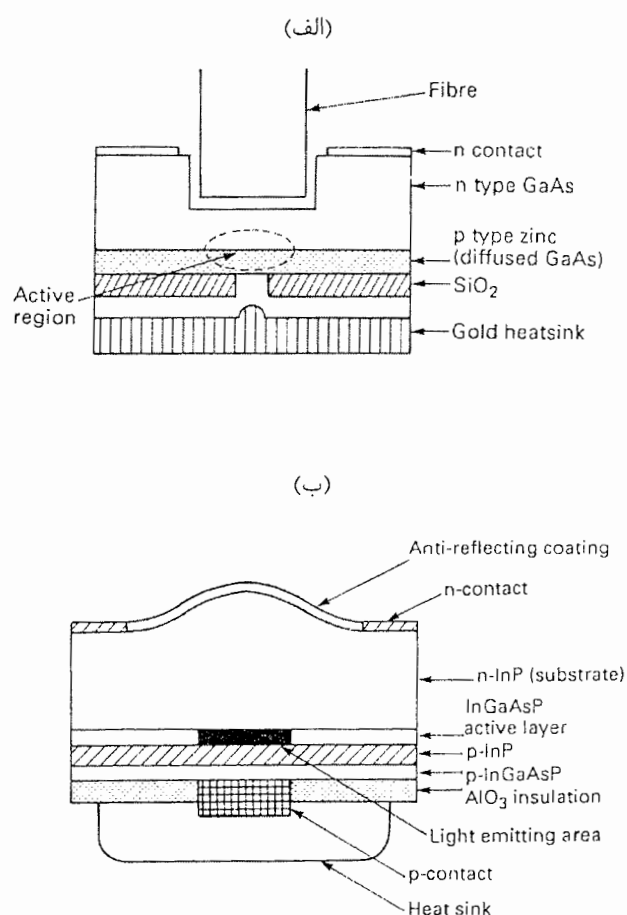
دیود نور گسیل، عکس عمل دیود نوری را انجام می دهد، یعنی انرژی الکتریکی را به نورانی تبدیل می کند. اینگونه دیودها، پیوندگاه‌های p-n هستند که می توانند تابش خودبخودی را در ناحیه ماوراء بنفش، مرئی یا مادون قرمز گسیل کنند. دیود نور گسیل مرئی به صورت یک حلقه اطلاعاتی بین ابزارهای الکترونی و استفاده کننده های آنها دارای کاربردهای فراوانی است. اما دیود مادون قرمز در مجزا کننده های نوری و برای صنعت ارتباطات با استفاده از فیبرهای نوری مفید می باشند [۱۷]. در پیوند p-n بایاس مستقیم شده، حامل‌های اقلیت در طول پیوند تزریق و در نواحی p و n پخش می شوند، سپس این حامل‌های اقلیت پخش شونده با حامل‌های اکثریت بازترکیب می شوند. اگر پیوند p-n با استفاده از نیمرسانایی با گاف نواری مستقیم مانند GaAs

ⁱ Light Emitting Diode(LED)

ایجاد شود، این باز ترکیب منجر به گسیل نور می گردد. نور گسیل شده از طرف دیود نور گسیل با تعداد باز ترکیبهای صورت گرفته متناسب است که این تعداد خود متناسب با جریان مستقیم دیود می باشد [۱۸-۲۰].

۲-۳-۱-۲-۲ دیود های نور گسیل مادون قرمز

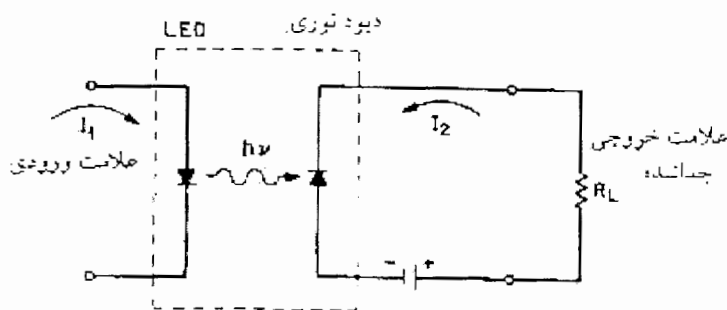
دیودهای مادون قرمز شامل دیودهای GaAs با گسیل نور نزدیک به 0.9 میکرون و همچنین بسیاری از ترکیبات III-V نظیر دیودهای چهارتایی GaInAsP و GaInNAs می باشند، که در محدوده مادون قرمز از $1/1$ تا $1/6$ میکرون نور گسیل می دارند. ساختار یک دیود نور گسیل GaAs و InGaAsP در شکل ۴-۲ نشان داده شده است.



شکل ۴-۲- ساختار یک دیود نور گسیل (الف) یک دیود GaAs و (ب) دیود InGaAsP [۱۸]

برای تهیه اینگونه دیودها نیز امروزه از روشهای متفاوت رشد بلور مانند روآراستی در فاز بخارⁱ و یا روش برخورد پرتوهای الکترونⁱⁱ معمولاً استفاده می کنند [۱۸].

کاربرد مهم دیودهای گسیل کننده نوری مادون قرمز، در جداکننده های نوری است، که در آنجا سیگنال، کنترل و یا ورودی از خروجی جدا می شود. شکل ۲-۵ جداکننده نوری دارای دیود نور مادون قرمز به عنوان منبع نور و دیود نوری به عنوان آشکارساز را نشان می دهد. وقتی سیگنال ورودی به دیود نور گسیل اعمال می شود، نور ایجاد شده به صورت جریانی از یک مقاومت بار جاری می شود. جداکننده های نوری، سیگنالها را با سرعت نور منتقل می کنند و از نظر الکتریکی منزوی می باشند، زیرا از ورودی به خروجی پسخور الکتریکی وجود ندارد.

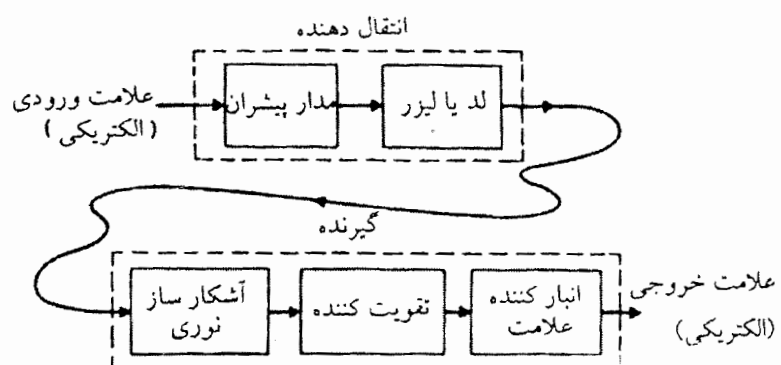


شکل ۲-۵- جداکننده نوری دارای دیود نور گسیل مادون قرمز [۱۷]

کاربرد مهم دیگر دیودهای مادون قرمز، انتقال سیگنال نوری توسط فیبر نوری در سیستم ارتباطات می باشد. یک سیستم ارتباطات فیبر نوری ساده نقطه به نقطه در شکل ۲-۶ نشان داده شده است، که در آن با استفاده از یک منبع نوری دیود نور گسیل یا لیزر، سیگنالهای ورودی الکتریکی به سیگنالهای نوری تبدیل می شوند. سیگنالهای نوری در داخل تار جفت می شوند و به آشکارسازهای نوری منتقل می شوند که در آنجا مجدداً به سیگنالهای الکتریکی تبدیل می گردند [۱۷].

ⁱ Vapour Phase Epitaxy

ⁱⁱ Molecular Beam Epitaxy



شکل ۲-۶- سیستم انتقالی فیبر نوری [۱۷].

مراجع فصل دوم:

- ¹ J. Singh, *Semiconductor Optoelectronics*, Mc Grow-Hill. Inc (1995)
- ² Peter K. Cheo, *Fiber Optics and Optoelectronics*, United Technologies Research center and The Hartford Graduate Center, Prentice-Hall International, Inc (1990)
- ³ Zh. I. Alferov, *Semiconductor Heterostructures:Physical processes and Applications*, Advances in Science and Technology in the USSR Acad (1989)
- ⁴ M. Izadifard, J. P. Bergman, W. M. Chen, I. A. Buyanova, Y. G. Hong, C. W. Tu, *Appl. Phys. Lett.* **88** (2006)
- ⁵ A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 2870(2000)
- ⁶ R. A. Mair, J. Y. Lin, H. X. Jiang, E. D. Jones, A. A. allerman, S. R. Kurtz, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 188(2000)
- ⁷ L. Grenouillet, C. Bru-chevallier, g. Guillot, p. Gilet, P. Duvaut, c. Vannuffel, a. Million, A. Chenevas-Paule, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2241(2000)
- ⁸ Sho. Shirakata, masahiko kondow, Takeshi. Kitatani, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 54(2001)
- ⁹ Web Site : www.govashir.com/electronic/archives/000092.html
- ¹⁰ R. Potter, *Surface Emitting Lasers*, MP hil Dissertation, University of Essex (1998)
- ¹¹ H. Soda, K. Iga, C. Kitahara and Y. Suematsu, *Jpn. J. Appl. Phys. lett* **18**, 2329-2330(1979)
- ¹² D. L. Huffaker, *IEEE Photon. Tech. Lett.* **8**, pp 974-76(1996)
- ¹³ H. Riechert, L. Geelhaar, G. Ebbinghaus, A. Lima, a. Ramakrishnan, g. Steinle, *1.3 μ m VCSELs for Fiber-Optical Communication Systems*, Infineon Technologies, Corporate Research Photonic and Communications, Fiber Optics, Munich, Germany (2003)
- ¹⁴ 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

- ^{1d} John. Schermer, *Solar Cells based on III-V semiconductors*, Solid State Physics Department III, Radboud University Nijmegen, (2000)
- ^{1e} Richard. King, *Partitioning the Sun's Spectrum with Novel Materials in High-Efficiency III-V Multijunction Solar Cells*, Inc. Sylmar, CA (2004)
- ^{1f} S. M. Sze, *Semiconductor Devices*, Physics and Technology (1985)
- ^{1g} RL. Tricker, Halley Court, Jordan. Hill, *Optoelectronic Line Transmission and Introduction to Fiber Optics*, an imprint of Heinemann Professional publishing Ltd, Oxford (1989)
- ^{1h} O. Shea, C. Donald; Callen, W. Russell; Rhodes, T. William, *Introduction to Lasers and Applications*. Reading, MA: Addison-Wesley Publishing Co. (1977).
- ¹ⁱ F. John Ready, *Industrial Applications of Lasers*, New York, Academic Press (1978)

فصل سوم

روش مطالعات اپتیکی ساختارهای InGaNAs

➤ مقدمه

➤ طیف نمایی فوتولومینسانس چیست؟

- لومینسانس

- تکنیک آزمایشی فوتولومینسانس

➤ فرآیندهای بازترکیب در نیمه رساناها

- بازترکیبهای تابشی

- اکسیتونهای جایگزیده

۳-۱- مقدمه:

ظهور لیزر در سال ۱۹۶۰، طیف‌نمایی اپتیکی را به عنوان یک ابزار مهم در مشخص کردن مواد گسترش داد. لیزر به عنوان منبع مهمی به صورت‌های تک‌رنگ، هم‌فاز، پالسی و یا امواج پیوسته می‌باشد، به طوری که تکنیک‌های آشکار سازی طیف‌نمایی به وسیله لیزر به جلو می‌رود. یک نتیجه مهم از اختراع لیزر، بکارگیری طیف‌نمایی به عنوان ابزار مفیدی در مشخص کردن مواد و قطعات نیمه رساناست. طیف‌نمایی فوتولومینسانس نیز تکنیک مؤثری در مطالعه مواد و فرایندهای دینامیکی است که در مواد اتفاق می‌افتد و همچنین در طول سالهای زیادی ابزار مفیدی برای مشخص کردن کیفیت مواد نیمه‌رسانا بوده است. اما مطالعات مشخص و دقیق بر روی نیمه‌رساناها، نتایجی از پراش پرتو ایکسⁱ، نوسانات پراش الکترونیهای با انرژی بالای بازتاب شدهⁱⁱ (RHEED)، تهیه تصاویر میکروسکوپی الکترون عبوریⁱⁱⁱ (TEM) و روبشی^{iv} (SEM)، اندازه‌گیری هال، طیفهای جذبی و بازتابی^v (PR) و همچنین اندازه‌گیریهای فوتولومینسانس معمولی^{vi} و وابسته به زمان^{vii} می‌باشد. هر یک از این تکنیکها در تعیین جنبه‌های مخصوصی در ارتباط با ماده مفید است و هیچ کدام به تنهایی قادر به مشخص کردن کامل همه خصوصیات آشکار نیمه‌رسانا نمی‌باشد. طیف‌نمایی فوتولومینسانس که از آن در این پروژه استفاده نموده ایم، در تعیین بازده اپتیکی مواد، ترکیبات مواد (مثلاً ترکیب آلیاژ)، غلظت ناخالصیها، نوع باز ترکیب حاملها، گاف نواری، ضخامت لایه (مثلاً ضخامت چاه کوانتومی) و ... بسیار مهم و مفید می‌باشد.

ⁱ X-Ray Diffraction(XRD)

ⁱⁱ Reflection high-energy electron diffraction(RHEED)

ⁱⁱⁱ Transmission Electron Microscopy(TEM)

^{iv} Scanning Electron Microscopy(SEM)

^v Photo Reflectance(PR)

^{vi} PhotoLuminescence(PL)

^{vii} Time Resolved PhotoLuminescence(TRPL)

۳-۲- طیف نمایی فوتولومینسانس چیست؟

۳-۲-۱- لومینسانس :

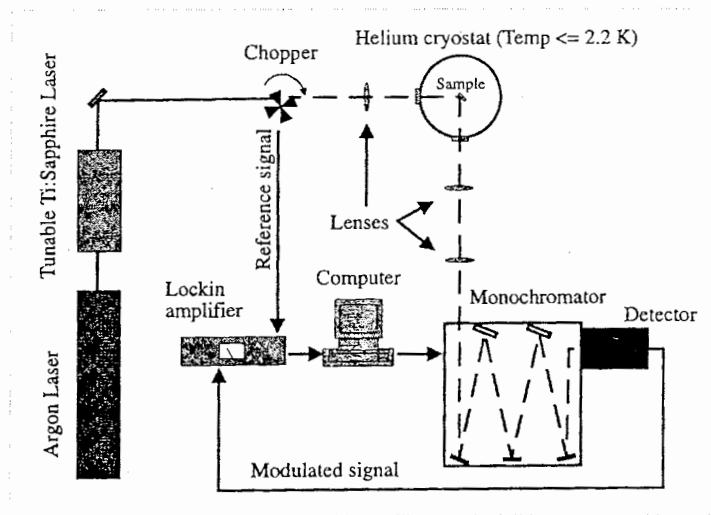
در فرایند گسیل، یک الکترون و یا یک شبه ذره دیگر، حالت های با انرژی بالاتر را اشغال می کند، اما به منظور رسیدن به حالت پایداری، انتقال های مجزایی به حالت های با انرژی پایین تر ایجاد می گردد. در این انتقال، اختلاف انرژی دو حالت در انتقال های تابشی، به صورت تابش الکترو مغناطیسی مثلاً فوتون، گسیل می شود. اما در انتقال های غیر تابشی، این اختلاف انرژی علاوه بر گسیل فوتون، همراه با تولید انرژی گرمایی مانند فونون می باشد. بنابراین بدین گونه باز ترکیب های تابشی که از انتقال یک الکترون بر انگیخته به حالت پایه صورت می گیرد، لومینسانس گفته می شود. به علت بقای انرژی نیمه رسانایی که به این طریق فوتون گسیل می کند در حالت تعادل قرار ندارد. بنابراین به منظور حفظ بقای انرژی، برای ایجاد بر انگیختگی لازم است تا از طریق یک منبع تحریک خارجی، انرژی تزریق گردد که برای این منظور روش های متفاوتی وجود دارد:

بر انگیختگی از طریق ایجاد جریان الکتریکی، الکترو لومینسانس، با استفاده از باریکه الکترونی، کاتودولومینسانس، و با ایجاد گرما، ترمولومینسانس، گسیل نور با استفاده از یک فرایند شیمیایی، لومینسانس شیمیایی می باشد. آنچه که برای ما مهم و مورد توجه است، بر انگیختگی با ایجاد منابع نوری است، که فوتو لومینسانس گفته می شود. در همه این موارد پس از بر انگیختگی به منظور بازگشت سیستم به حالت تعادل، باز ترکیب انجام می شود که در نتیجه آن فوتون گسیل می گردد [۱].

۳-۲-۲- تکنیک آزمایشی فوتولومینسانس:

همان طور که ذکر گردید، به منظور تحریک نمونه در طیف نمایی فوتولومینسانس، از یک منبع نورانی، که معمولاً لیزر می باشد، استفاده می شود، که با فرستادن الکترون ها به تراز هایی با انرژی بالاتر، توزیع غیر تعادلی از الکترون ها و حفره ها در نمونه به وجود می آید.

عمق نفوذ نور تحریک کننده با ضریب جذب ماده رابطه مستقیم دارد و معمولاً برای نیمه رساناها در حدود میکرون و کمتر از آنⁱ است. بدین معنی که به منظور ایجاد طیف های فتولومینسانس، لایه های رو نشانده شده، تحریک گردیده و لومینسانس حاصل از آنها مورد تحلیل واقع می شود. بدین ترتیب لومینسانس حاصل از زیر لایه مورد بررسی قرار نمی گیرد. تکنیک آزمایشی فتولومینسانس در شکل ۱-۳ نیز نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می کنیم، در سر راه نمونه یک سرد کنندهⁱⁱ هلیوم قرار داده می شود که دمای آن نیز قابل تنظیم می باشد. از آنجا که طیف فتولومینسانس حاصل از نمونه در دماهای بالا، به علت بر همکنش قوی بین الکترونها و نوسانات گرمایی شبکه (فونون های گرمایی)، در نیمه هادی ها پهن و گسترده می باشد و اطلاعات مفیدی از آن نمی توان استخراج نمود، اما در دماهای پایین طیف PL نمونه پیک های تیز تری دارد و بازدهی لومینسانس حاصل بالاتر می رود، بنابراین از این سرد کننده به منظور کاهش دما استفاده می گردد.



شکل ۱-۳- طرحی از تکنیک آزمایشی فتولومینسانس

پس از تحریک نمونه و به دنبال آن باز ترکیب انجام شده، طیف فتو لومینسانس ساطع می شود که توسط ابزاری به نام تک رنگ کنندهⁱⁱⁱ، طول موج مورد نظر انتخاب شده و به آشکار ساز^{iv}

ⁱ Sub-Micron

ⁱⁱ Cryostat

ⁱⁱⁱ Monochromator

^{iv} Detector

فرستاده می شود و سپس از طریق اسکن کردن طول موج مورد نظر، طیف فتو لو مینسانس ایجاد می گردد. به عبارت دیگر آشکارساز، سیگنال لومینسانس را به سیگنال الکتریکی قابل اندازه گیری تبدیل می کند. همچنین در پایان کار کامپیوتری نیز به منظور ثبت و ذخیره سازی اطلاعات حاصله وجود دارد.

علاوه بر این به منظور بدست آوردن طیف بهتر و با کیفیت بالاتر، لنزهایی نیز مورد نیاز است که فاصله کانونی آنها کوچک باشد و بدین ترتیب نوری که به آشکارساز می رسد را به سمت سوراخ کوچکی روی آن متمرکز کند. در بعضی از مواقع نیز در سر راه لیزر، اینگونه لنزها قرار داده می شود که نور بیشتری را به نمونه برساند. پس از طیف نمایی و تعیین طیف فتولومینسانس، نموداری شامل شدت طیف بر حسب طول موج رسم می گردد.

سه نوع تکنیک آشکارسازی و یا برانگیختگی وجود دارد که از جمله آنها طیف نمایی فتولومینسانس معمولیⁱ است که در آن به منظور تحریک نمونه، از نور لیزر با طول موج ثابت استفاده می شود، اما برانگیختگی با انرژی کمی بالاتر از انرژی گاف نواری انجام می گردد و نمونه مورد بررسی در این روش معمولاً احتیاج به آماده سازی خاصی قبل از اندازه گیری ندارد. معمولاً در طیف ثبت شده نیز فرایندهای بازترکیب قویتر نمایان می باشند و فرایندهای ضعیفتر حذف می گردند. نوع دیگر، طیف نمایی فتولومینسانس انتخابیⁱⁱ می باشد که در آن برای افزایش سیگنال لومینسانس از تشدید تحریکی استفاده می گردد، اما انرژی تحریکی به میزان گاف نواری تعیین می شود و آشکار ساز در انرژیهای کمتر از گاف نواری، طیف مورد نظر را ثبت می نماید. در واقع در این روش آشکارساز روی طول موجهای خاصی، ثابت شده و قله مربوط به آن نیز در طیف مورد نظر، برجسته تر می شود و بنابراین دقیقتر مورد بررسی قرار می گیرد. علاوه بر این موارد، روش دیگری نیز با عنوان طیف نمایی فتولومینسانس جذبیⁱⁱⁱ نیز وجود دارد که بر اساس طیف جذبی می باشد. به طوریکه آشکارساز در یک طول موج معین و ثابتی، طیف فتولومینسانس را اندازه گیری می نماید. نور فرودی نیز در گستره طول موجی وسیعی تغییر می کند بطوریکه آشکارساز در خروجی، ماکزیمم سیگنال مربوط به طول موج مورد نظر را ثبت می نماید.

ⁱ Conventional PL Spectroscopy (PL)

ⁱⁱ Selevtive PL (SPL)

ⁱⁱⁱ PL Excitation (PLE)

در تحقیقات به عمل آمده در این گزارش، از روش طیف نمایی فتولومینسانس معمولی در آزمایشات استفاده گردیده است. قابل ذکر است که طیفهای فتولومینسانس بدست آمده از نمونه مورد نظر (InGaNAS) در محدوده طول موجی ناحیه مادون قرمز (۸۵۰-۱۵۰۰ نانومتر) قرار دارند. بدین منظور ابزارهایی برای تحریک و شناسایی به کار می روند نیز لازم است که در این محدوده استفاده گردند. [۱]

۳-۲-۲-۱- لیزر:

در آزمایشات انجام شده بر روی نمونه های InGaNAS، و به منظور تحریک آنها در گزارشات متفاوت، انواع مختلفی لیزر مورد استفاده قرار می گیرد. از جمله، لیزر هلیوم-نئونⁱ، هلیوم-کادمیمⁱⁱ، سفایر-تیتانیومⁱⁱⁱ و به طور عمده لیزرهای یونی مثبت آرگون^{iv} با طول موج ۴۸۸ nm و یا طول موج ۵۱۴/۵ nm و یا پالسهای لیزر ۸۵۰ nm با بسامد ۹/۵ MHz می باشد [۶-۲]. در این پروژه و کار انجام شده بر روی ساختار ذکر شده، از لیزر تحریک کننده آرگون با طول موج ۵۱۴/۵ nm استفاده شده است.

۳-۲-۲-۲- آشکارسازهای طیف فتولومینسانس ناشی از InGaNAS :

به منظور آشکارسازی نور تولید شده در ناحیه مادون قرمز، در اثر بازترکیب تابشی ناشی از حاملها در InGaNAS، انواع مختلفی از آشکارسازهای نوری در ناحیه مادون قرمز استفاده می گردد. اینگونه آشکارسازها، تابش ناحیه مادون قرمز را انتخاب نموده و قبل از آشکار سازی آن، به منظور حذف اختلال موجود در زمینه تصویر، تا دمای پایینی سرد می گردد. از انواع مختلف آن مخصوصاً در مورد نیمه رسانای InGaNAS دارای کارایی بالا، می توان Si، Ge، InGaAs، InAs و همچنین دیودهای نوری Ge و InGaAs سرد شده با استفاده از نیتروژن مایع را نام برد که دارای

ⁱ He-Ne

ⁱⁱ He-Cd

ⁱⁱⁱ Ti-Sapphire

^{iv} Ar⁺

یک جدار برای نگهداری نیتروژن مایع نیز می باشند و در محدوده $900-1700 \text{ nm}$ کارایی بسیار بالایی دارند [۷-۱۱].

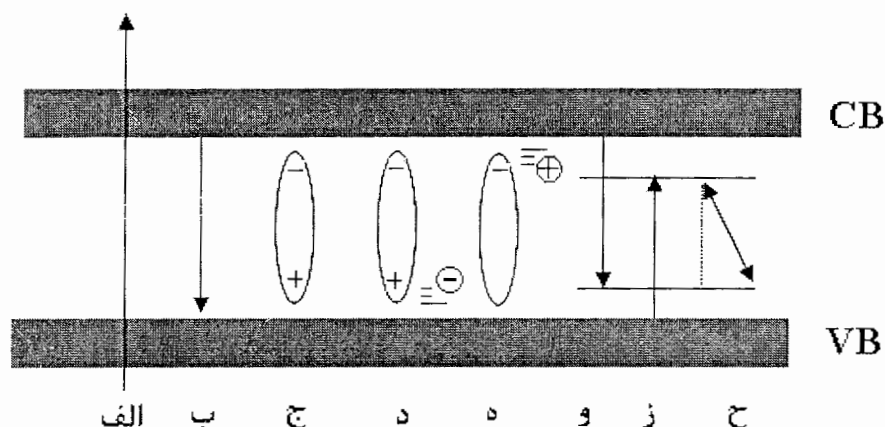
۳-۳- فرآیند های باز ترکیب در نیمه رساناها :

مطابق با گفته های گذشته، پس از تحریک نمونه توسط نور لیزر فرودی، الکترون از نوار ظرفیت به نوار رسانش منتقل شده و حفره ای در نوار ظرفیت به جا می گذارد. بدین ترتیب ایجاد چگالی نامتعادلی از الکترونها، حفره ها، اکسیتونها و یا تعداد دیگری از شبه ذرات، منجر به باز ترکیب می گردد تا سیستم به حالت تعادل خود برگردد و در نتیجه این فرآیند باز ترکیب، در نیمه رساناهای با گاف نواری مستقیم، فوتون، و در نیمه رساناهای با گاف نواری غیر مستقیم، به منظور حفظ بقای انرژی، علاوه بر فوتون، فونون نیز ایجاد می شود. بطوریکه در حالت اول باز ترکیب مورد نظر تابشی و در حالت دوم باز ترکیب غیر تابشی می باشد.

۳-۳-۱- باز ترکیب های تابشی:

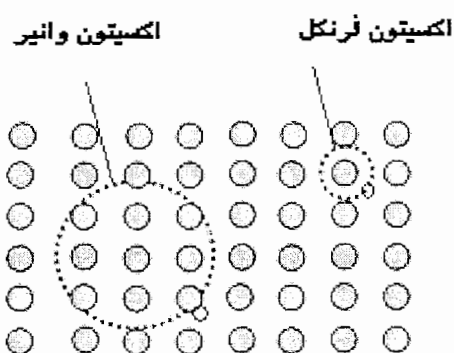
باز ترکیب تابشی، در دو نوع ذاتی و غیر ذاتی می باشد. در نوع باز ترکیب ذاتی، هیچگونه ناخالصی در نیمه رسانا حضور ندارد، اما در نوع غیر ذاتی ناخالصی وارد سیستم شده است. از جمله باز ترکیب های ذاتی، باز ترکیب نوار به نوار^۱ را می توان ذکر نمود که مطابق شکل ۲-۳ (الف) پس از تحریک نمونه و برانگیختگی، الکترون از نوار ظرفیت به رسانش رفته و حفره ای در نوار ظرفیت بر جا می ماند، بطوریکه قبل از برهمکنش الکترون و حفره و تشکیل اکسیتون، با توجه به شکل ۲-۳ (ب) الکترون موجود در نوار رسانش با حفره در نوار ظرفیت باز ترکیب می نماید. در این حالت انرژی فوتون تولید شده به اندازه گاف نواری نیمه رسانای مورد نظر می باشد. در باز ترکیب نوار به نوار، الکترونها و حفره ها به ترتیب در بالای نوار رسانش و ظرفیت توزیع می شوند [۱۲].

^۱ Band to Band Recombination (Free Carrier Recombination)



شکل ۲-۳- انواع مختلفی از فرآیندهای باز ترکیب

نوع دیگری از بازترکیبهای ذاتی، بازترکیب اکسیتون آزاد می باشد. مطابق شکل ۲-۳ (ج) در این حالت، بین الکترون و حفره قبل از بازترکیب برهمکنشی برقرار می شود و بنابراین اکسیتون تشکیل می گردد. اکسیتون نیز جزء شبه ذرات می باشد. یکی از مهمترین خصوصیت اکسیتون آزاد، توانایی حرکت آن در بلور است. انرژی یک اکسیتون شامل دو بخش است: انرژی برهمکنش کولنی بین یک الکترون و یک حفره که آنها را با هم مقید می کند و دیگری انرژی جنبشی انتقالی آنها است. بطوریکه این انرژی جنبشی یک تعادل گرمایی در نمونه نیمه رسانا فراهم می کند. در شکل ۳-۳ نیز طرحی از تشکیل اکسیتون مشخص شده است.



شکل ۳-۳- اکسیتونهای فرنکل و مات-وانیر

همانگونه که مشاهده می گردد دو نوع اکسیتون وجود دارد:

(۱) اکسیتون فرنکلⁱ: در اینحالت اکسیتون ایجاد شده خیلی کوچک و به طور خیلی قوی و محکمی به نمونه مقید می باشد. فاصله بین الکترون و حفره نیز در مقایسه با ثابت شبکه کوچک است.

(۲) اکسیتون مات - وانیرⁱⁱ: در این مورد الکترون و حفره با نیروی ضعیفی به یکدیگر مقید می گردند و فاصله بین الکترون و حفره در مقایسه با ثابت شبکه بزرگ می باشد. در نیمه هادیها اکسیتونها بیشتر از نوع مات-وانیر بوده و دارای قابلیت حرکت بیشتری نیز هستند[۱۳].

هنگامیکه اندازه حرکت یک فوتون با اندازه حرکت یک اکسیتون برابر می شود، اکسیتون نابود شده و بازترکیب می نماید. با اندازه گیری انرژی فوتون آزاد شده می توان نمودار طیف فتولومینسانس را رسم نمود که شدت نور تابشی بر حسب انرژی فوتون را نشان می دهد. بنابراین در طیفهای فتولومینسانس، انرژی پیکهای مربوط به بازترکیب اکسیتونهای آزاد به اندازه انرژی بستگی اکسیتون نسبت به انرژی گاف نواری پایین تر است.

همچنین از جمله بازترکیبهای غیر ذاتی، بازترکیب اکسیتون مقید است که در این حالت مطابق شکل ۳-۲ (د) و (ه)، اکسیتون به یک دهنده یا پذیرنده که به صورت ناخالصی وارد سیستم شده اند مقید می گردد. در اثر بازترکیب نیز، انرژی فوتون ایجاد شده به اندازه ای که اکسیتون به ناخالصی مقید می شود، از انرژی اکسیتون آزاد کمتر است. اکسیتونهای مقید شامل چند نوع به صورت اکسیتون مقید به دهنده خنثی و یا یونیزه شده و همچنین اکسیتون مقید به پذیرنده خنثی یا یونیزه شده می باشند.

نمونه دیگری از بازترکیبهای اکسیتونی مقید، مطابق شکل ۳-۲ (و)، بازترکیب یک الکترون آزاد از نوار رسانش، به یک حفره مقید به پذیرنده و یا یک حفره آزاد از نوار ظرفیت، با یک الکترون مقید به دهنده در شکل ۳-۲ (ز) می باشد. انرژی فوتون گسیل شده پس از بازترکیب، به اندازه انرژی مقید به ناخالصی از مقدار انرژی گاف نواری کمتر بوده که در دو مورد ذکر شده به ترتیب برابر با $h\nu = E_g - E_D$ و $h\nu = E_g - E_A$ است.

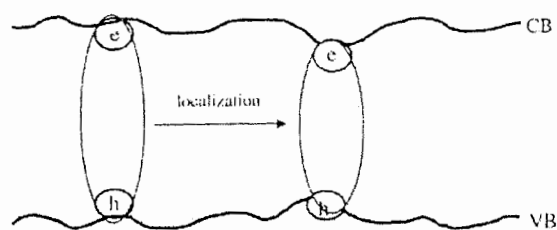
ⁱ Frenkel

ⁱⁱ Mat-Wannier

تولید شده نیز مطابق با رابطه $h\nu = E_g - E_D - E_A + e/4\pi\epsilon\kappa$ است که E_A و E_D انرژیهای مقید به ناخالصیهای دهنده و پذیرنده و $e/4\pi\epsilon\kappa$ نیز انرژی برهمکنش کولنی بین ناخالصیها است. این نوع بازترکیب در شکل ۳-۲ (ح) نشان داده شده است [۱۲]. همه بازترکیبهای ذکر شده به صورت تابشی می باشند. ترازهایی نیز در اثر حضور ناخالصیها در گاف نواری ایجاد می گردد که در صورتی به نوار رسانش و یا ظرفیت خیلی نزدیک باشند، کم عمق و سطحی بوده و بنابراین بازترکیب ناشی از آنها تابشی است و در غیر اینصورت، ترازهای عمیقی از ناخالصیها در گاف نواری ایجاد می گردد و بازترکیب ناشی از آنها نیز غیر تابشی می باشد. از جمله فرآیند بازترکیبهای غیر تابشی می توان بازترکیب الکترون اوژه را نام برد که در طی آن یک الکترون اضافی در فرآیند بازترکیب خارج می گردد [۱].

۳-۳-۲- اکسیتونهای جایگزیده:

به علت حضور افت و خیزهایی در روی سطح نمونه مورد بررسی، در اثر عوامل مختلفی مانند شرایط رشد، حضور برخی از عناصر یا ناخالصیها و ...، دامی برای اکسیتونها ایجاد می گردد که در نتیجه آن اکسیتونها در آنها به تله افتاده و جایگزیده می شوند و سپس بازترکیب می نمایند. اما روشهای مختلفی مانند افزایش دما، افزایش شدت نور لیزر، مساعد بودن روشهای رشد و ... باعث هموار شدن سطح و از بین رفتن افت و خیزها شده و در نتیجه آن اکسیتونها نیز آزاد می گردند. نمایی از اکسیتونهای جایگزیده در شکل زیر نشان داده شده است [۱۴ و ۱۵].



شکل ۳-۴- اکسیتونهای جایگزیده در اثر حضور افت و خیزهای سطحی

مراجع فصل سوم:

- ¹ G. D. Gilliland, photoluminescence Spectroscopy of Crystalline Semiconductors, *Material science and Engineering, R 18* (1997)
- ² A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 2870(2000)
- ³ W. Shan, W. Walukiewicz, J. W. AgerIII, E. E. Haller, J. F. Geisz, D. J. Friedman, J. M. Olson, S. R. Kurtz, *Phys. Rev. Lett.* **82**, 1221(1999)
- ⁴ A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Phys. Rev. B* **63**, 195320(2001)
- ⁵ L. Grenouillet, C. Bru-chevallier, g. Guillot, p. Gilet, P. Duvaut, c. Vannuffel, a. Million, A. Chenevas-Paule, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2241(2000)
- ⁶ R. A. Mair, J. Y. Lin, H. X. Jiang, E. D. Jones, A. A. allerman, S. R. Kurtz, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 188(2000)
- ⁷ Web Site: <http://www.Sciencetech-inc.com>
- ⁸ Sho. Shirakata, masahiko kondow, Takeshi. Kitatani, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 54(2001)
- ⁹ M. Hetterich, M. D. Dawson, A. Yu. Egorov, D. Bernklau, H. Riechert, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 1030(2000)
- ¹⁰ Z. Pan, L. H. Li, Y. W. Lin, B. Q. Sun, D. S. Jiang, W. K. Ge, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 2217(2001)
- ¹¹ J. Misiewicz, P. Sitarek, K. Ryczko, R. Kudrawiec, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Microelectronics journal* **34**, pp. 737-739(2003)
- ¹² T. Lundstrom, *Theoretical and Optical investigation of some III-V based quantum wells and modulation dopedheterostructures*, dissertation No.489, Linkoping University-IFM, (1996)
- ¹³ C. Kittel, *Introduction to Solid State Physics*, 6th..ed, john Wiley & Sons, New York, Chichester, US (1986)
- ¹⁴ A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 2870(2000)
- ¹⁵ S. Chichibu, T.Azuhata, T. Sota and S. Nakamura, *Appl. Phys. Lett.* **69**, 4188(1996)

فصل چهارم

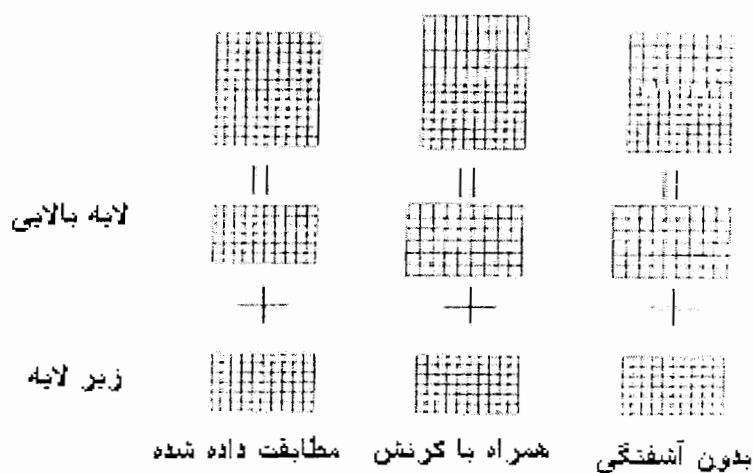
روشهای رشد ساختارهای InGaNAs

➤ تکنیکهای رشد به روش رونشانی

- رونشانی در فاز بخار (VPE)
- رونشانی به روش برخورد پرتوهای مولکولی (MBE)
- رونشانی به روش بخار شیمیایی مواد آلی فلزی (MOCVD)
- رونشانی در فاز بخار آلی فلزات (MOVPE)
- رونشانی در فاز بخار همراه با ترکیب هیدروژن دار (HVPE)

۴-۱- تکنیکهای رشد به روش رو نشانیⁱ:

لغت رو نشانی (epitaxy)، یک لغت یونانی است که از ترکیب دو کلمه اپی (epi: روی) و تکسی (منظم: taxy) تشکیل شده است که به معنای رشد بلور به صورت منظم و لایه ای بر روی لایه دیگر می باشد. این نوع تکنیک رشد سرعت پایینی دارد (به اندازه تقریباً یک تک لایه در هر ثانیه)، که بدین ترتیب می توان ابعاد را در جهت رشد با دقت مورد کنترل قرار داد و از آن به منظور ساخت قطعاتی که در صنعت اپتوالکترونیک کاربرد دارند، استفاده نمود. ساختارهای روآراستی شده به سه صورت بدون آشفتگیⁱⁱ، همراه با کرنشⁱⁱⁱ و منطبق^{iv} (همگن)، بر روی شبکه زیرین رشد داده می شوند (شکل ۴-۱) [۱].



شکل ۴-۱- ساختارهای مختلف رو نشانی شده

ⁱ Epitaxy

ⁱⁱ Relaxed

ⁱⁱⁱ Strained

^{iv} Lattice-matched

در ادامه برخی از تکنیکهای مهم رشد بلور InGaNaS به روش روآراستی، به طور مختصر توضیح داده می شود.

۴-۱-۱- روشانی در فاز بخارⁱ (VPE):

این نوع تکنیک رشد در یک فاز گازی انجام می گیرد و مهمترین تکنیک در رشد قطعات سیلیسیومی بوده است. برای رشد روآراستی در فاز بخار از چهار منبع سیلیسیوم استفاده می شود که عبارتند از: تترا کلرید سیلیسوم (SiCl_4)، دی کلرو سیلان (SiH_2Cl_2)، تری کلرو سیلان (SiHCl_3) و سیلان (SiH_4) که در بین اینها، تترا کلراید سیلیسیوم بیش از بقیه مورد استفاده قرار می گیرد.

جانشینی یک اتم هیدروژن به جای اتم کلر در تتراکلرید سیلیسیوم، کاهشی به اندازه 50°C را دردمای واکنش میسر می سازد. واکنشهای کلی که به رشد لایه Si منجر می شود به صورت روابط (۱-۳) و (۲-۳) می باشند.



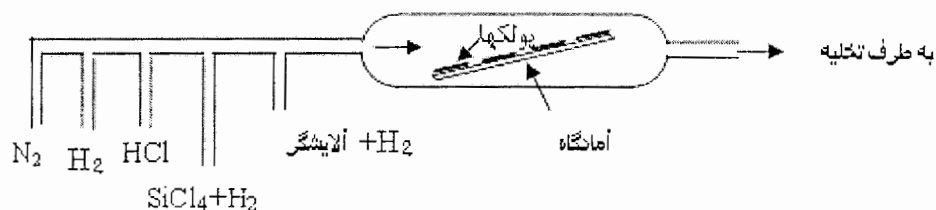
اگر فشار محفظه در محیط گازی p باشد، سرعت برخورد مولکولها بر روی یک زیر لایه به وسیله رابطه (۳-۴) بیان می گردد.

$$V = \frac{P}{\sqrt{2\pi mk_B T}} \approx \frac{3.5 \times 10^{22} \rho(\text{torr})}{\sqrt{m(\text{gr}) T(K)}} \text{ mol/cm}^2 - \text{s} \quad (3-4)$$

در این رابطه m وزن مولکولی و T دمای محفظه رشد می باشد. این نوع تکنیک بیشتر در روشانی لایه های هماهنگ با یکدیگر و یا به عبارتی همگونⁱⁱ استفاده می گردد. در شکل زیر نیز طرحی از این نوع روش رشد نشان داده شده است [۱ و ۲].

ⁱVapor Phase Epitaxy(VPE)

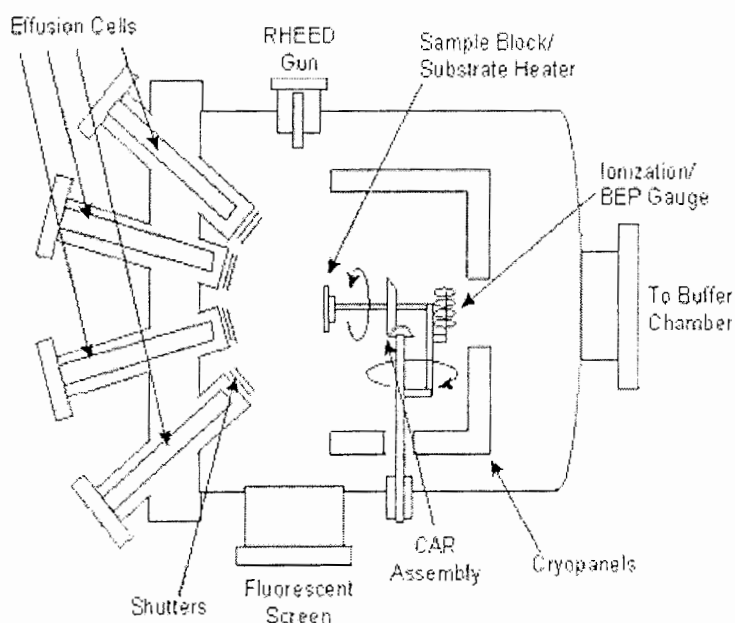
ⁱⁱ Homo Epitaxy



شکل ۴-۲- روآراستی در فاز بخار [۲]

۴-۱-۲- روش بر خورد پرتوهای مولکولی (MBE):^۱

تکنیک رونشانی با استفاده از پرتو مولکولی یکی از مهمترین تکنیکهای رشد در فیزیک ساختارهای ناهمگون و قطعات مورد علاقه می باشد. تقریباً همه نیمه رساناها می توانند با استفاده از این روش رشد داده شوند. روش رشد با استفاده از پرتوهای الکترونی نیاز به محفظههایی با خلاء بسیار بالا (10^{-11} torr) دارد و در داخل آن عناصر مختلفی به منظور رشد قرار داده می شوند که در شکل زیر طرح شماتیکی از آن را مشاهده می کنیم.



شکل ۴-۳- طرحی از روآراستی به روش MBE [۳]

^۱Molecular Beam Epitaxy(MBE)

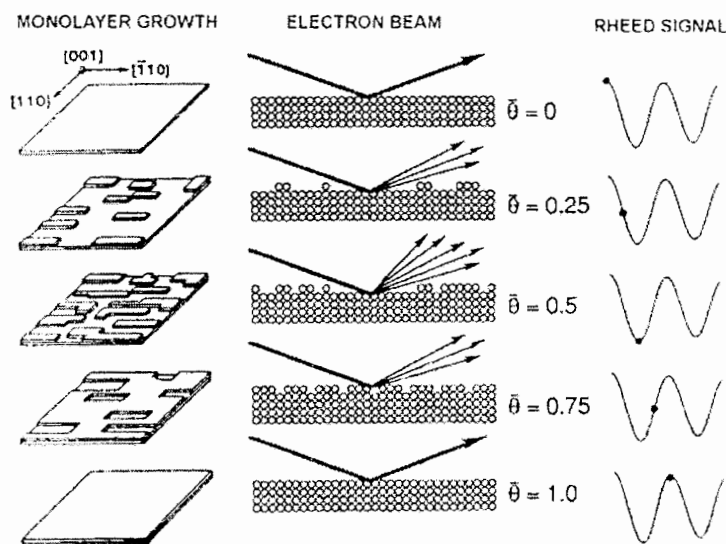
با گرم شدن محفظه، اتمها و مولکولها تبخیر شده و در مسیرهای مستقیمی به منظور قرار گرفتن بر روی زیر لایه گرم، حرکت می کنند. بوسیله کامپیوتری، دریچه هایی که از آنها گسیل اتمها به روی زیر لایه انجام می شود، کنترل می گردد. سرعت رشد نیز به طور نسبی حدود یک تک لایه در هر ثانیه می باشد و بدین منظور باید اتمها انرژی جنبشی کافی را برای قرار گرفتن بر روی زیرلایه داشته باشند تا بتواند سطح صافی را روی آن ایجاد نمایند. دمای زیر لایه نیز آنقدر بالا در نظر گرفته می شود، تا بتواند شرایط خوبی برای اتمهای برخوردی به آن فراهم کند، اما نباید تا حدی بالا برده شود که باعث ایجاد بی نظمی و ناهمبندی در سطح گردد.

از آنجا که در محفظه واکنش هیچگونه واکنش شیمیایی انجام نمی گیرد، بنابراین این تکنیک از جمله ساده ترین روشهای رشد و همچنین قابل کنترل می باشد. دیواره های محفظه رشد نیز توسط نیتروژن مایع برای دستیابی به خلأ بالا و نیز ممانعت از خروج اتمها یا مولکولها از دیواره، سرد می گردد. با وجود همه این موارد این روش نمی تواند برای رشد همه نیمه رساناها از جمله فسفایدها به علت خطری در نتیجه تولید گازهای سمی، در بررسی فسفرها وجود دارد، مورد استفاده قرار گیرد. فشار پایین زمینه در این روش نیز باعث می شود که از پرتوهای مولکولی برای مشاهده و بازبینی بلور رشد یافته استفاده کنیم [۳۱]. بنابراین اندازه گیری نوسانات پراش الکترونیهای پراثری بازتاب یافته (RHEED)^۱، تکنیک اندازه گیری مفید دیگری است. مطابق شکل ۴-۴، پرتوهای الکترونی به یک سطح صاف برخورد می کنند و سپس بصورت یک پرتو شدید بازتاب می کنند.

هنگامیکه اتمهای تابیده شده به ماده، بر روی آن قرار گرفتند و سپس در اثر روشنایی، جزایری روی سطح ایجاد گردید، بازتاب سطحی کاهش می یابد و همراه با بازتاب، پراشیده شدن الکترونها نیز اتفاق می افتد. با ادامه این فرآیند، ماده جدیدی روی سطح را می پوشاند و جزایر ایجاد شده کم کم به همدیگر پیوسته و سطح صاف و جدیدی را روی زیر لایه اصلی به وجود می آورند. بنابراین با پر شدن قسمتهای تهی، بازتاب بار دیگر افزایش یافته و پراشیدگی کم می شود و این فرایند به همین صورت ادامه می یابد. الکترونها پراشیده و بازتابیده از طریق برخورد به یک

^۱ Reflection High-Energy Electron Diffraction (RHEED)

صفحه فسفر نور گسیل می کنند. بنابراین در این روش با استفاده از اندازه گیری تناوب بازتاب پرتوها، سرعت و ضخامت رشد ماده روشنایی شده را می توان تخمین زد [۳].

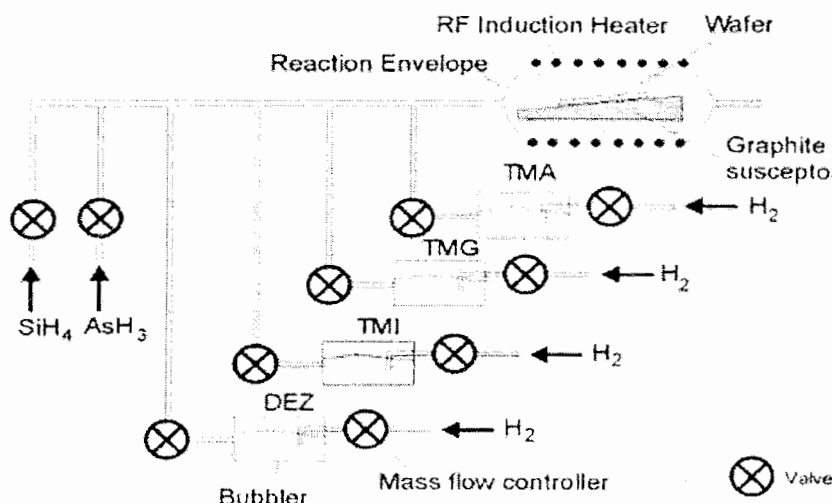


شکل ۴-۴- سیستم اندازه گیری RHEED [۳]

۴-۱-۳- روش روشنایی به روش بخار شیمیایی مواد آلی فلزی^۱ (MOCVD):

این روش روشنایی، تکنیک رشد دیگری است که به طور وسیعی به منظور تشکیل ساختارهای روشنایی شده قابل کنترل بوسیله لایه گذاری اتمی در فاز گازی، بر روی زیر لایه استفاده می گردد. مطابق شکل ۴-۵، ویفر زیر لایه بر روی یک لایه گرافیت در داخل محفظه واکنش قرار داده می شود و سپس توسط یک گرم کننده القایی RF گرم می گردد. دما نیز به نوع ترکیبی که رشد داده می شود بستگی دارد، اما معمولاً بین ۵۰۰ تا ۷۰۰ درجه سانتیگراد می باشد.

^۱Metal-Organic Chemical Vapour Deposition (MOCVD)



شکل ۴-۵- طرحی از سیستم روآراستی MOCVD [۳]

گازهایی که در این روش روآراستی مورد استفاده قرار می گیرد تک عنصری نیستند، بلکه به صورت مولکولهای ترکیبی شامل عناصری مانند Ga یا As می باشند. در داخل محفظه رشد نیز واکنش شیمیایی انجام می شود. گاز حامی که معمولاً H_2 می باشد، نیز در رشد نمونه ها در فشاری بین ۷۰۰-۱۰۰ torr استفاده می گردد. در این فرآیند، ترکیبی از عناصر به صورت III-V ایجاد می گردد. با توجه به شکل بالا گازهای گروه V به صورت AsH_3 یا $Ga(CH_3)_3$ و ترکیبات گروه III نیز شامل $Al(CH_3)_3$ ، $In(CH_3)_3$ ، SiH_4 و $Zn(C_2H_5)_2$ می باشد [۳و].

۴-۱-۴- روشانی در فاز بخار آلی فلزات (MOVPE)^{vii}:

از این روش در رشد نیمه رساناها از جمله ترکیبات III-V استفاده می گردد. برای این منظور واکنشی بین الکیل‌های گروه III و هیدرات‌های گروه V در داخل یک لوله کوارتز انجام می شود که در داخل این لوله نیز یک زیرلایه همراه با یک گرم کننده وجود دارد. این گرما نیز باعث تحریک و واکنش بهتر ترکیبات گازی و انجام بهتر رشد می گردد. در این حالت نیز مشابه با روش روآراستی

ⁱ Arsenide

ⁱⁱ Trimethyl Gallium (TMG)

ⁱⁱⁱ Trimethyl Aluminum (TMA)

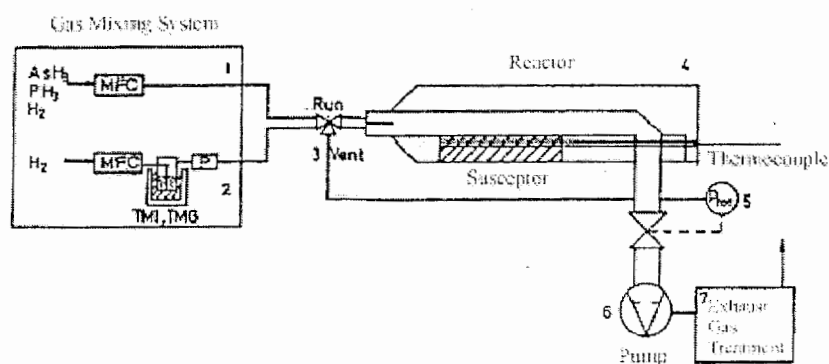
^{iv} Trimethyl Indium (TMI)

^v Silane

^{vi} Diethyl Zink

^{vii} Metal Organic Vapor Phase Epitaxy (MOVPE)

با استفاده از بخار شیمیایی مواد آلی فلزی (MOCVD) از ترکیبات فلزی استفاده می گردد، اما در مقایسه با آن واکنشهای انجام شده در فاز گازی می باشند. در شکل ۴-۶ یک دستگاه از این نوع روش رشد با استفاده از بخار آلی فلزات (MOVPE) نشان داده شده است. مواد مورد استفاده برای رشد در این حالت شامل AsH_3 ⁱ و PH_3 ⁱⁱ و $TMGa$ ⁱⁱⁱ و ... هستند که با هم واکنش انجام داده و بعد در داخل لوله کوارتز، بر روی زیر لایه روشانی انجام می دهند. از طریق این روش رشد می توان ساختارهای ناهمگون، چاههای کوانتومی چندگانه، ابر شبکه ها و همچنین قطعات همراه با ناخالصی را بوسیله تغییرات سریع ترکیب گازی در محفظه واکنش ایجاد نمود. اما قابل ذکر است که در این روش به علت حضور مواد سمی و خطرناک احتیاج زیادی به رعایت مسائل امنیتی وجود دارد [۵۴].



شکل ۴-۶- سیستم رشد MOVPE [۵]

۴-۱-۵- روشانی در فاز بخار همراه با ترکیبات هیدروژن دار (HVPE)^{iv}:

تکنیک رشد HVPE از سال ۱۹۶۰ به عنوان اولین تکنیک روشانی در ساخت نیمه رساناهای نیتروژن دار و همچنین قطعات و ساختارهای III-V، از جمله دیود های p-n و لایه های GaN و AlGaIn نوع p و لایه های روشانی AlGaIn همراه با AlN با کاستیها و همچنین نواقص کم در شبکه و لایه های InGaInAs می باشد. در این روش، محفظه رشد از جنس کوارتز است که در

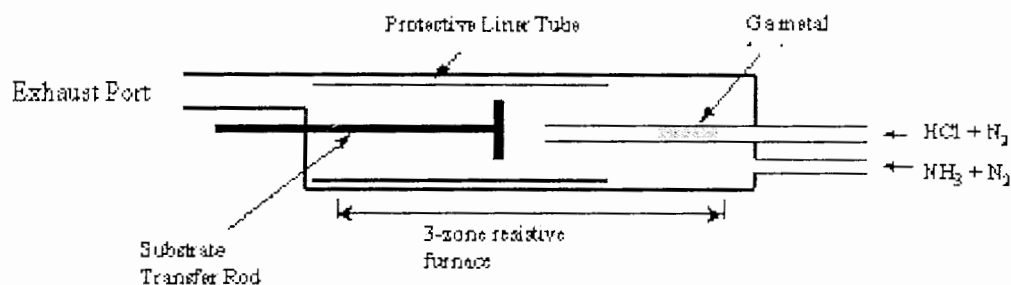
ⁱ Arsine

ⁱⁱ Phosphate

ⁱⁱⁱ Three Methyl Gallium

^{iv} Hydride Vapor Phase Epitaxy (HVPE)

شکل زیر نیز طرحی از این تکنیک به منظور رشد GaN بر روی زیر لایه یاقوت (سفایر)^۱ نشان داده شده است.



شکل ۴-۷- طرحی از سیستم HVPE [۶]

در این حالت از گاز GaCl به عنوان ترکیبی از عناصر گروه III استفاده شده که با استفاده از عبور کلرید هیدروژن بر روی فلز Ga تولید می گردد و همچنین گاز آمونیوم رقیق شده در N نیز به عنوان منبع گروه V به کار می رود. از گاز کلرید هیدروژن در رشد و روشانی به منظور از بین بردن اثرات ناخالصی استفاده می شود و از گاز N₂ نیز به منظور رقیق نمودن GaCl و به عنوان یک گاز حامل اصلی استفاده می گردد. پس از واکنشهای انجام شده و ایجاد GaN، این ماده بر روی زیرلایه سیلیکات روشانی می شود. سرعت رشد در روش روشانی در فاز بخار همراه با ترکیبات هیدروژن دار (HVPE) بسیار بالا و در حدود 100 μm در هر ساعت است که حدوداً دو برابر سریعتر از روشانی با بکارگیری بخار شیمیایی مواد آلی فلزی (MOCVD) و یا با استفاده از برخورد پرتوهای الکترونی (MBE) می باشد [۷۶].

بدین ترتیب روشهای رشد بلورها تا حدودی بیان گردید. در این پروژه نیز نمونه هایی از آلیاژهای InGaAs/GaAs با استفاده از روش HVPE رشد داده شده اند. این ماده به طور گسترده تر در فصلهای آینده مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

^۱ Sapphire

مراجع فصل چهارم:

^۱ J. Singh, *Semiconductor Optoelectronics*, Mc Grow-Hill. Inc (1995)

^۲ S. M. Sze; *Semiconductor Devices*, Physics and Technology (1985)

^۳ http://www.mtmi.vu.lt/ptk/funkc_dariniai/technology.htm

^۴ <http://www.cat.ernet.in/technology/laser/ssld/scls/egl.html>

^۵ *Demonstration of MOVPE growth for InP based MQW-laser* Advanced Semiconductor Materials: Laboratory Exercise (2003)

^۶ Raj. Singh , RJ. Barrett, JJ. Gomes, Ferdynand P. Dabkowski , T.D. Moustakas, *Selective Area Growth of GaN Directly on (0001) Sapphire by the HVPE Technique*, MRS Internet Journal Research Nitride Semiconductor (2000)

^۷ <http://www.compoundsemiconductor.net/articles>

فصل پنجم

بررسی ساختار نواری نیمه رساناهای نیتروژن دار رقیق از جمله InGaNAs

➤ مقدمه

➤ بررسی مدل د/فعه نواری و ایجاد خمش نواری در آلیاژهای

III-V-N

- مدل د/فعه نواری

- خمش نواری و تعیین ضریب خمش در InGaNAs

➤ بررسی پارامترهای نواری آلیاژهای نیتروژن دار رقیق بر اساس

مدل د/فعه نواری

۵-۱- مقدمه:

در نیمه دوم ۱۹۹۰، شاهد گسترش چشمگیری از تحقیقات بر روی نیمه رساناهای نیتروژن دار به علت خصوصیات و کاربردهای مورد توجه آنها بوده ایم که این بررسی و تفحص تا کنون نیز ادامه داشته است.

افزودن مقادیر ناچیز نیتروژن به آلیاژهای III-V متعارف مانند GaAs, GaInAs, GaP و ... باعث ایجاد خصوصیات جالبی در این گونه ساختارها می گردد که از جمله آنها ایجاد خمش زیاد در نوار رسانش، کاهش گاف نواری، افزایش جرم موثر و کاهش تحرک الکترونⁱ و بسیاری از موارد دیگر می باشد. بیشترین علاقه به اینگونه مواد نیتروژن دار، وابسته به کاربردهای بسیار زیاد قطعات ایجاد شده بر اساس اینگونه ساختارها است، که از جمله آنها می توان گسیل کننده های نوری با طول موج کوتاه، قطعات الکترونی فعال در دماهای بالا و دارای توان زیاد مانند لیزرهای نیتروژن دار، دیودهای گسیل کننده نور (LED) و سلولهای خورشیدی دارای بازده بالا و ... را ذکر نمود [۱ و ۲].

ساختارهای III-V-N بسته به درصد نیتروژن موجود در آنها، در گروههای متفاوتی دسته بندی می گردند:

مواد نیتروژن دار فوق العاده رقیقⁱⁱ که درصد نیتروژن آنها از ۰/۱ تا ۰/۱ درصد تغییر می کند، مواد با رقت متوسطⁱⁱⁱ، با درصد نیتروژن بین ۰/۱ تا ۲ درصد و همچنین ساختارهایی با غلظت تقریباً بالایی از نیتروژن^{iv} که مقدار آن از ۲ تا ۵ درصد متغیر می باشد [۳].

ⁱ Mobility

ⁱⁱ Ultradilute Nitrogen Concentration

ⁱⁱⁱ Intermediate Nitrogen Concentration

^{iv} High Nitrogen Concentration

با توجه به موارد ذکر شده و پیشرفت سریع تکنولوژی مربوط به قطعات دارای اینگونه ساختارها، شناخت جزئیات ساختار و پارامترهای نواری آنها بسیار مهم و مفید می باشد. این موارد از طریق مدل‌های مختلفی قابل بررسی است که بهترین آنها مدل *دفعه نواری*ⁱ است که به عنوان مفیدترین روش در بررسی آلیاژهای نیتروژن دار به مقدار رقیق، شناخته شده است.

۵-۲- بررسی مدل دفعه نواری و خمش نواریⁱⁱ ایجاد شده در

آلیاژهای III-V-N

۵-۲-۱- مدل دفعه نواری:

افزودن درصدی کم نیتروژن به ساختارهای III-V، تأثیر بسیار ناچیزی روی نوار ظرفیت ساختار دارد و عمده اثر آن بر روی نوار رسانش می باشد. مدل *دفعه نواری* بر اساس برهمکنش بین یک تراز جایگزیده ناشی از حضور نیتروژن و نوار رسانش نیمه رسانای بدون نیتروژن مورد بحث و بررسی قرار می گیرد.

در واقع در ساختارهای نیتروژن دار رقیق، حضور نیتروژن در نوار رسانش ایجاد تراز با جایگزیدگی زیاد می نماید به طوری که با راستای Γ نوار رسانش وارد برهمکنش شده و بدین ترتیب *دفعه ای* بین آنها ایجاد شده که باعث کاهش گاف نواری آلیاژ فوق می گردد. همچنین با مشارکت نیتروژن، در اثر برهمکنش ذکر شده، نوار رسانش به دو زیر تراز $E_{\pm}$ شکافته می شود. از آنجا که نیتروژن به عنوان یک عامل اختلال در پتانسیل سیستم عمل می کند، با استفاده از تئوری اختلال می توان مساله ویژه مقداری زیر را حل کرد و مقدار انرژی مربوط به دو زیر تراز فوق را نیز بدست آورد:

$$\begin{vmatrix} E - E_M & V_{MN} \\ V_{MN} & E - E_N \end{vmatrix} = 0 \quad (۵-۱)$$

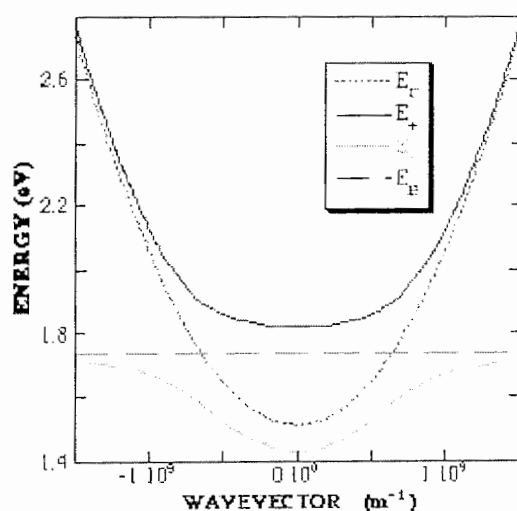
ⁱ Band Anticrossing (BAC)

ⁱⁱ Band Gap Bowing

حل این مساله شامل دو پاسخ به صورت رابطه زیر می باشد [۳]:

$$E_{\pm} = \frac{E_N + E_M}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{E_N - E_M}{2}\right)^2 + V_{MN}^2} \quad (2-5)$$

در این رابطه E_N انرژی تراز جایگزیده ناشی از نیتروژن، E_M نیز انرژی نوار رسانش ساختار بدون نیتروژن، V_{MN} مقدار پتانسیل برهمکنش بین این دو تراز و $E_{\pm}$ نیز انرژی زیر ترازهای ایجاد شده در نوار رسانش در اثر حضور نیتروژن را بیان می کند. مقدار پتانسیل برهمکنش نیز با توجه به رابطه $V_{MN} = C_{MN} \sqrt{\gamma}$ [۳] با افزایش غلظت نیتروژن در ساختار ها تغییر می کند به طوریکه در رابطه فوق γ درصد نیتروژن را بیان می دارد و ضریب C_{MN} نیز در نمونه های مختلف متفاوت می باشد. حضور این دو زیر تراز در طی اندازه گیریهای اپتیکی انتقالی مربوط به آنها در طیف نماییهایی شامل بازتابهای نوری و همچنین وابستگی آنها به فشار هیدروستاتیکی تأیید می گردد که این موارد در قسمتهای آینده مفصل تر توضیح داده خواهد شد. گاف نواری آلیاژهای دارای ساختارهای مذکور نیز فاصله بین تراز E_- ایجاد شده و ماکزیمم نوار رسانش می باشد. بنابراین در اثر برهمکنش ایجاد شده و ایجاد دافعه بین دو تراز ذکر شده، همانگونه که ذکر شد، خمشی در نوار رسانش نیز به وجود می آید که در شکل زیر به وضوح نشان داده شده است. این امر باعث کاهش گاف نواری نیمه رسانای مورد نظر می گردد [۳-۶].



شکل ۵-۱- حضور دو زیر تراز $E_{\pm}$ در نوار رسانش و خمشی نواری ایجاد شده در اثر حضور نیتروژن [۴و۵]

۵-۲-۲- خمش نواری و تعیین ضریب خمش در InGaAs:

به علت افزایش بی نظمی در آلیاژ $A_xB_{1-x}C$ در طی رشد، اثرات خمش نواری مشاهده می گردد که در این صورت گاف نواری مانند رابطه (۴-۱) رابطه خطی با غلظت x ندارد، بلکه به صورت $E_g^{alloy} = a + bx + cx^2$ با x تغییر می نماید. به عبارتی می توان گفت که تغییرات گاف انرژی به صورت $\Delta E_g(x) = cx(1-x)$ بیان می گردد که c نیز ضریب خمش و کسری از الکترون ولت می باشد و در ترکیبات دوتایی III-V مثل GaAs، مقدار آن کم و مستقل از ترکیب آلیاژ است. در مقایسه با آلیاژهای III-V متعارف که ضریب خمش آنها در حدود ۱ eV است، ضریب خمش در آلیاژهای III-V-N با مقدار نیتروژن رقیق، وابسته به ترکیب آلیاژ می باشد.

در واقع به علت الکترونگاتیوی بالای اتم نیتروژن، اختلاف اندازه و اختلاف شیمیایی زیاد بین اتمهای نیتروژن و دیگر آنیونهای گروه V در جدول تناوبی و همچنین حضور آن در آلیاژهای III-V به عنوان عامل اختلال در سیستم، ساختار نواری آنها دستخوش تغییرات زیادی می گردد که از جمله کاهش گاف نواری آلیاژهای فوق می باشد که بر اساس مدل د/فعه نواری نتیجه ای از خمش نواری ایجاد شده است [۶]. در تغییر گاف انرژی و ضریب خمش در آلیاژهای III-V-N دو حالت قابل پیش بینی می باشد:

▪ حالت اول: در ترکیبات نیتروژن دار کمتر از ۱۰٪، ضریب خمش بزرگ و وابسته به ترکیبات آلیاژ مخصوصاً N است.

▪ حالت دوم: در درصدهای نیتروژن حدود ۴۰-۱۰٪، ضریب خمش ثابت و خیلی کوچکتر از حالت قبل می باشد.

از جمله محاسبات تئوری در بررسی خمش گاف نواری در اثر حضور نیتروژن مدل ون-وتچⁱ است که بیان می کند که ضریب خمش به مقدار نیتروژن وابسته بوده و با افزایش آن کاهش می یابد. علاوه بر آن نیز تقریب چگالی موضعی (LDA)ⁱⁱ، بیان می دارد که ضریب خمش با افزایش غلظت نیتروژن کاهش پیدا می کند [۵].

ⁱ Van-Vetch

ⁱⁱ Local Density Approximation(LDA)

در ادامه بحث، چند نمونه از آلیاژهای سه تایی و چهارتایی نیتروژن دار رقیق و پارامترهای نواری آنها بر اساس مدل دافعه نواری مورد بررسی قرار داده خواهند شد.

۵-۳- بررسی پارامترهای نواری آلیاژهای نیتروژن دار رقیق بر

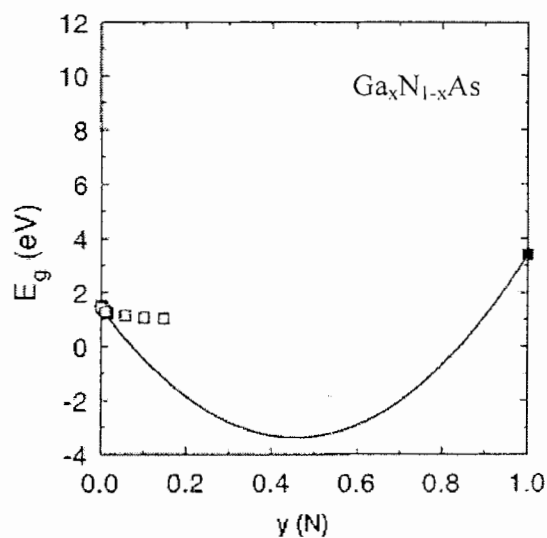
اساس مدل دافعه نواری

الف) GaNAs :

با مشارکت مقدار ناچیز نیتروژن در آلیاژ GaAs، بر اساس نتایج بدست آمده از مدل دافعه نواری، به صورت ترازهای جایگزیده در نوار رسانش و یا با احتمال ضعیفتری به صورت ناخالصی در عمق گاف انرژی، ساختار $GaAs_xN_{1-x}$ به وجود می آید. اما تشکیل این آلیاژ از طریق مشارکت As در GaN ناشناخته تر می باشد [۷]. همچنین برای این نمونه، بر اساس آزمایشات تجربی، خمش بزرگی به اندازه ثابت ۱۸ eV در نوار رسانش یافت می شود [۸]، اما برخی از مطالعات تئوری انجام شده خمش گاف نواری را بر حسب درصد های N بیان می دارند [۹ و ۱۰].

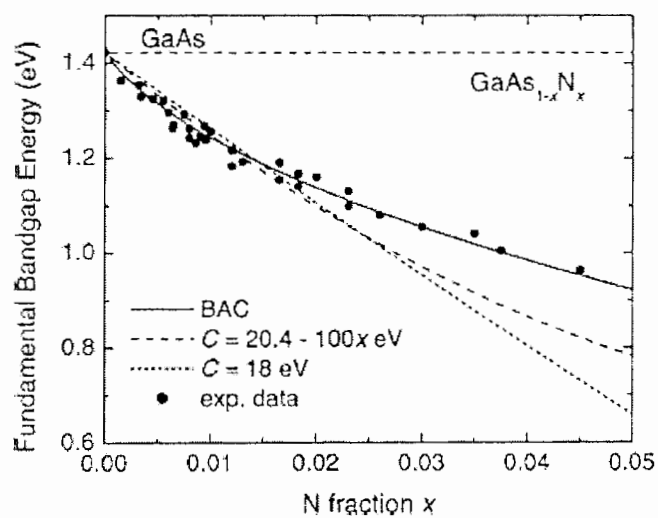
در آلیاژهای نیتروژن دار از جمله GaNAs، در طی رشد آنها بر روی زیرلایه هایی مانند GaAs و GaP، به علت یکسان نبودن ثابتهای شبکه دو لایه رشد یافته بر روی هم، کرنشی ایجاد می گردد که در نتیجه ضریب خمش آنها به کرنش داخلی نیز وابسته می باشد [۱۱].

از جمله اثرات به وجود آمده ناشی از خمش نواری در ساختارهای فوق، کاهش گاف نواری با اضافه نمودن درصد های ناچیز نیتروژن است. بر اساس نتایج بدست آمده و مطابق شکل ۵-۲، در ساختار $Ga_xN_{1-x}As$ در درصد های نیتروژن کمتر از ۴۰٪، مقدار گاف نواری با افزایش مقدار نیتروژن کاهش، اما با افزودن مقادیر بیشتر نیتروژن گاف انرژی افزایش می یابد. این خصوصیت از جمله خصوصیات جالب نیمه رساناهای شامل N مانند GaNAs است [۱۲ و ۱۳].



شکل ۵-۲- تغییرات گاف نواری آلیاژ GaNAs با مقدار نیتروژن [۱۲ و ۱۳]

در شکل ۵-۳ نیز بر اساس نتایج تجربی بدست آمده، تغییرات گاف نواری بین ماکزیمم نواری ظرفیت و مینیمم زیر تراز E- در نواری رسانش، به عنوان تابعی از درصد نیتروژن (x) برای آلیاژ $\text{Ga}_x\text{N}_{1-x}\text{As}$ در ۳۰۰ کلون نشان داده شده است.



شکل ۵-۳- تغییرات گاف نواری بر حسب درصد نیتروژن [۱۴]

در شکل فوق خط پر بر اساس مدل *دفعه نواری* رسم شده است، اما نقطه ها نتایج آزمایشی را بیان می کنند. همانگونه که مشاهده می شود توافق خوبی بین این دو وجود دارد [۱۵]. همچنین در منحنی های رسم شده پارامتر خمشی نیز بر اساس مدل های تئوری مختلفی محاسبه گردیده است که در یکی مقدار ثابتی برابر با ۱۸eV و در دیگری وابسته به ترکیب نیتروژن و بصورت $x = 100 - 20/4$ تغییر می کند [۱۴].

مقادیر E_N گزارش شده بر اساس آزمایشات و بررسی های متفاوت، بین ۱/۶۵-۱/۷۱ eV می باشد که از بالای نوار ظرفیت آلایژ GaAs سنجیده می شود. همچنین مقدار ضریب پتانسیل برهمکنش بین نوار نیتروژن و نوار رسانش (C_{MN}) نیز در این نمونه، ۲/۷-۲/۳ eV گزارش شده است [۱۶].

به علاوه در اثر خمیدگی نوار رسانش با اضافه نمودن نیتروژن انفصال نواری بزرگی نیز در ساختار آنها ایجاد می گردد که تعیین مقدار آن در ساختار ناهمگون GaNAs/GaAs به عنوان یک مساله مهم مورد توجه زیادی قرار دارد. اگرچه مدل *دفعه نواری* بیان می دارد که مینیمم نوار رسانش در GaNAs زیر مینیمم نوار رسانش GaAs قرار دارد، این امر کمتر واضح است که آیا ماکزیمم نوار ظرفیت در GaAsN نیز انتقال نسبی را نشان می دهد [۱۷]. مطالعات تئوری نیز باعث دستیابی به نتایج مختلفی گردیده است. طیف نمایی نور-الکترون پرتو x تنظیم ساختار ناهمگون نوع II را برای این ساختار ارائه می کند و همچنین اندازه گیری های فتولومینسانس نیز نتایج مشابهی را بیان می دارند [۱۸ و ۱۹]. اما نتایج تئوری و اپتیکی اخیر به طور قاطعانه تنظیم نوع I را برای این ساختار تخمین می زنند [۲۰ و ۲۱]. اگرچه کرنشی در ساختار وجود دارد اما مطالعات انجام شده توسط اگرو و همکارانشⁱⁱ [۲۲] نشان می دهد که مقدار انفصال نواریⁱⁱⁱ برای ساختار GaNAs با درصد کم نیتروژن (حدود ۲٪)، نسبت به GaAs ناچیز می باشد.

ⁱ X-Ray Photo-Electron Spectroscopy

ⁱⁱ Egrov et al

ⁱⁱⁱ Band Offset

ب) InAsN:

آلیاژ InAsN نیز بر اساس بررسیهای تئوری اخیر و محاسبات بستگی قویⁱ که بر اساس اثرات N روی آلیاژ InAs می باشد مورد توجه قرار گرفته است. چندین تخمین و آزمایش بر روی این آلیاژ نیتروژن دار با مقدار ناچیز انجام شده است [۲۳]. مکان تراز ایجاد شده در اثر حضور نیتروژن که نسبت به ماکزیمم نوار ظرفیت سنجیده می شود، برابر با $E^N = 1/44 \text{ eV}$ بدست آمده است [۱۶]. اندازه گیریهای ناویⁱⁱ و همکارانش [۲۴] نیز مقدار ضریب پتانسیل برهمکنش را بین نوار رسانش و تراز جایگزیده ناشی از نیتروژن (CMN)، از $1/9 \text{ eV}$ تا $2/3$ تخمین زده اند. اندازه گیریهای جرم موثر در InAsN، افزایشی را با کاهش گاف نواری نشان می دهند که با مقدار آن در آلیاژ GaInNAs مشابه می باشد [۲۵].

ج) InPN:

در ادامه بحث از ساختارهای نیتروژن دار رقیق، به آلیاژ InPN می پردازیم. مطالعات تجربی روی InPN بر اساس مدل دفعه نواری گزارش گردیده است. یو و همکارانشⁱⁱⁱ [۲۶] محل تراز N اضافه شده به InP را نسبت به ماکزیمم نوار ظرفیت 2 eV در نظر گرفته اند و مقدار $C_{MN} = 3 \text{ eV}$ نیز به عنوان ضریب پتانسیل برهمکنش بین تراز ایجاد شده توسط نیتروژن و نوار رسانش ساختار InP بدست آورده اند.

د) GaPN:

GaNP نیز یکی دیگر از نیمه رساناهای سه تایی مهم نیتروژن دار می باشد. در این نمونه ماده میزبان یعنی GaP یک آلیاژ با گاف نواری غیر مستقیم است، بطوریکه دو دره نوار رسانش یعنی X و L از نظر انرژی پایینتر از Γ قرار دارند. نیتروژن نیز در این حالت به عنوان یک ناخالصی ایزوالکتریک وارد سیستم GaP می شود و ماده حاصله کاربردهای زیادی از جمله در ساخت

ⁱ Tight-Binding

ⁱⁱ Naoi

ⁱⁱⁱ Yu

دیودهای نور گسیل (LED) مرئی دارد [۲۷]. تعدادی از کارهای تئوری انجام شده پیش بینی می کند که با حضور درصد کمی نیتروژن، ساختار فوق گاف نواری مستقیم پیدا می کند، اما در غلظتهای بالاتر نیتروژن یعنی ساختارهای غیر رقیق، این آلیاژ دوباره به گاف نواری غیر مستقیم می رسد [۲۸-۳۰].

شان^۱ و همکارانش این نظر را بار دیگر توسط مدل دافعه نواری مورد بررسی قرار دادند و بنابراین، نتیجه منجر به یک دافعه نواری بین دره Γ و نوار N و همچنین باعث انتقال E_c به زیر دره X در درصدهای کم نیتروژن می گردد. این گروه مقدار $C_{MN}=3/0.5$ و $E_N=2/1.8\text{eV}$ (تراز N کمی پایینتر از دره X قرار دارد) را بدست آوردند [۳۱]. اما قابل ذکر است که مدل دافعه نواری قادر به توجیح واضح همه خصوصیات این آلیاژ از جمله ترکیب دره های X و Γ نمی باشد [۳۲]. با وجود این موارد و با در نظر گرفتن تقریبهایی، مقادیر تعیین شده توسط شان و همکارانش را می پذیریم.

۵) GaInPN

نتایج آزمایشی زیادی نیز در مورد ساختار GaInPN بدست آمده است. این آلیاژ یک نمونه خاصی است که تراز جایگزیده ناشی از نیتروژن و نوار رسانش به یکدیگر بسیار نزدیک بوده، بطوریکه فاصله آنها حدود $10-20\text{ meV}$ می باشد. اگر فرض کنیم که مدل دافعه نواری در این ساختار صادق باشد بنابراین مقادیر ضریب پتانسیل برهمکنش توصیف شده در این نمونه $2/3\text{eV}$ - تخمین زده شده است. بطوریکه این مقدار از مقادیر تعیین شده برای InP و GaP کمتر می باشد [۳۳].

و) GaInAsN :

با توجه به بررسی آلیاژهای $\text{GaAs}_{1-x}\text{N}_x$ و $\text{InAs}_{1-x}\text{N}_x$ و تعیین پارامترهای نواری مربوط به آنها، اکنون به آلیاژ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{N}_y$ می پردازیم. همانگونه که در فصلهای گذشته نیز به طور

^۱ W. Shan

مفصل بیان شد، نیمه رسانای $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ و ساختارهای نانوی این نیمه رسانا به ویژه ساختارهای چاه کوانتومی آن، در زمینه ساخت دیودهای نوری فعال در ناحیه مادون قرمز بخصوص در طول موج ۱/۳-۱/۵۵ میکرون به عنوان کاندیدای مهمی مورد توجه می باشد. کاربرد اصلی این دیودهای نوری در انتقال اطلاعات مخابراتی از طریق فیبرهای نوری است که پراکندگی این طول موجها را برای فیبرهای نوری به حداقل می رساند. از طرفی امکان رشد InGaNAS به روی زیر لایه GaAs به دلیل هماهنگی در ثابت شبکه آنها، شرایط ساخت لیزرهای با کاواک عمودی (VCSEL) را فراهم می کند.

قابل توجه است که چاههای کوانتومی GaInAs متعارف، به منظور دستیابی به محدوده طول موجهای مطلوب هنگامیکه روی GaAs رشد داده می شوند، کرنش فشرده ایⁱ را متحمل می گردند، اما با افزودن مقادیر کمی نیتروژن به آنها، گاف نواری کاهش می یابد و ساختار مورد نظر دستخوش یک کرنش کششیⁱⁱ می شود [۳۴ و ۳۵].

پارامترهای نواری تعیین شده از مدل دافعه نواری برای GaInNAS ، نشان دهنده این مسأله است که در غلظتهای پایین In در حدود ۱۰٪، این پارامترها با مقادیر تعیین شده در نمونه GaNAS تقریباً مشابه می باشد [۳۶ و ۳۷]، اما برای موادی با غلظتهای بالاتر In ، که بر روی GaAs یا InP رشد داده می شوند، افراد مختلفی پارامترهای دیگری را نیز تعیین نموده اند [۳۷].

پنⁱⁱⁱ [۳۸] مقدار E_N را غیر وابسته به غلظت In فرض می کند و مقدار C_{MN} را برای این ساختار ۲/۵eV بدست آورده اند. اما چولیس^{iv} و دستیاران او [۳۶] با فرض یکسانی مقدار ۱/۶۷۵eV را برای ضریب پتانسیل برهمکنش تخمین زده اند. همچنین مقدار مشابهی نیز برابر با $C_{MN}=1/7\text{eV}$ توسط پولیمینی^v و همکارانش تعیین شده است [۶]. از طرف دیگر بر اساس گزارشات مختلف مقدار E_N و V_{MN} وابسته به غلظت In (x) است که در روابط زیر بیان شده است [۳۹ و ۴۰]:

$$E_N = 1/65(1-x) + 1/44x - 0/38x(1-x) \quad (3-5)$$

$$C_{MN} = 2/7(1-x) + 2x - 3/5x(1-x) \quad (4-5)$$

ⁱ Composd Strain

ⁱⁱ Tensible Strain

ⁱⁱⁱ Pan

^{iv} Chovlis

^v Polimeni

همچنین علاوه بر وابستگی به غلظت In، E_N ، E_M و V_{MN} به غلظت N (y) نیز در ترکیب وابسته هستند [۴۰ و ۴۱].

$$E_N = E_N^0 - 2/6y \quad (5-5)$$

$$E_M = E_0(y) - 1/55y \quad (6-5)$$

$$V_{MN} = C_{MN} \sqrt{y} \quad (7-5)$$

که در روابط فوق E_N^0 مقدار ثابتی داشته و $E_0(y)$ نیز مینیم انرژی نوار رسانش ساختار میزبان بدون نیتروژن (InGaAs) می باشد.

مراجع فصل پنجم:

- ¹ Sho. Shirakata, Masahiko Kondow, Takeshi. Kitatani, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 54 (2001)
- ² A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Phys. Rev. B* **63**, 195320(2001)
- ³ W. Shan, W. Walukiewicz, J. W. AgerIII, E. E. Haller, J. F. Geisz, D. J. Friedman, J. M. Olson, S. R. Kurtz, *Phys. Rev. Lett.* **82**, 1221(1999)
- ⁴ C. Skierbiszewski, P. Perlin, P. Wisniewski, W. Knap, T. Suski, W. Walukiewicz, W. Shan, K. M. Yu, J. W. Ager, E. E. Haller, J. F. Geisz and J. M. Olson, *Large, Appl. Phys. Lett.* **76**, 2409(2000)
- ⁵ A. Buyanova, W. M. Chen and B. Monemar, *MRS Internet Journal. Nitride Semiconductor Research.* **6**, 2(2001)
- ⁶ A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 2870(2000)
- ⁷ R. Kuroiwa, H. Asahi, K. Asami, S.-J. Kim, K. Iwata, and S. Gonda, *Appl. Phys. Lett.* **73**, 2630(1998)
- ⁸ G. Pozina, I. Ivanov, B. Monemar, J. V. Thordson, and T. G. Andersson, *Appl. Phys. Lett.* **84**, 3830(1998)
- ⁹ L. Bellaiche and A. Zunger, *Phys. Rev. B* **57**, 4425(1998)
- ¹⁰ S. Sakai, Y. Ueta, and Y. Terauchi, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 1* **32**, 4413(1993)
- ¹¹ K. Uesugi, N. Morooka, I. Suemune, *Appl. Phys. Lett.* **74**, 1254(1999)
- ¹² M. Weyers, M. Sato, and H. Ando, *Jpn. J. Appl. Phys, part 1* **31**, L853 (1992)
- ¹³ M. Weyers and M. Sato, *Appl. Phys. Lett.* **62**, 1396(1993)
- ¹⁴ I. Vurgaftman, J. R. Meyer, and L.-R. Ram-Mohan, *Appl. Phys. Lett* **89**, 5815 (2001)
- ¹⁵ J. Wu, W. Shan, W. Walukiewicz, *Semicond. Sci. Technol.* **17**, 860(2002)
- ¹⁶ I. Vurgaftman, J. R. Meyer, *Appl. Phys. Lett.* **94**, 3675(2003)
- ¹⁷ L. Bellaiche, S.-H. Wei, and A. Zunger, *Phys. Rev. B* **56**, 10233(1997)

- ¹⁸ T. Kitatani, M. Kondow, T. Kikawa, Y. Yazawa, M. Okai, and K. Uomi, *Jpn. Appl. Phys., Part 1* **38**, 5003 (1999)
- ¹⁹ B. Q. Sun, D. S. Jiang, X. D. Luo, Z. Y. Xu, Z. Pan, L. H. Li, and R. H. Wu, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2862 (2000)
- ²⁰ I. A. Buyanova, G. Pozina, P. N. Hai, W. M. Chen, H. P. Xin, and C. W. Tu, *Phys. Rev. B* **63**, 033303 (2000)
- ²¹ P. Krispin, S. G. Spruytte, J. S. Harris, and K. H. Ploog, *Appl. Phys. Lett.* **90**, 2405 (2001)
- ²² A. Yu. Egorov, V. A. Odnoblyudov, N. V. Krizhanovskaya, V. V. Mamutin, and V. M. Ustinov, *Semiconductors* **36**, 1355 (2002) [*Fiz. Tekh. Poluprovodn.* (S. Peterburg) **36**, 1440 (2002)].
- ²³ N. Tit and M. W. C. Dharma-wardana, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 3576 (2000)
- ²⁴ H. Naoi, Y. Naoi, and S. Sakai, *Solid-State Electron.* **41**, 319 (1997)
- ²⁵ W. K. Hung, K. S. Cho, M. Y. Chern, Y. F. Chen, D. K. Shih, H. H. Lin, C. C. Lu, and T. R. Yang, *Appl. Phys. Lett.* **80**, 796 (2002)
- ²⁶ K. M. Yu, W. Walukiewicz, J. Wu, J. W. Beeman, J. W. Ager, III, E. E. Haller, W. Shan, H. P. Xin, and C. W. Tu, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 1077 (2001)
- ²⁷ W. O. Groves, A. H. Herzog, and M. G. Craford, *Appl. Phys. Lett.* **19**, 184 (1971)
- ²⁸ S. Sakai, Y. Ueta, and Y. Terauchi, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 1* **32**, 4413 (1993)
- ²⁹ L. Bellaiche, S.-H. Wei, and A. Zunger, *Appl. Phys. Lett.* **70**, 3558 (1997)
- ³⁰ L. Bellaiche, S.-H. Wei, and A. Zunger, *Phys. Rev. B* **56**, 10233 (1997)
- ³¹ 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)
- ³² Y. Zhang, B. Fluegel, A. Mascarenhas, H. P. Xin, and C. W. Tu, *Phys. Rev. B* **62**, 4493 (2000)
- ³³ Y. G. Hong, R. Andre', and C. W. Tu, *J. Vac. Sci. Technol. B* **19**, 1413 (2001)
- ³⁴ S. Ben Bouzid, F. Bousbih, R. Chtourou, J. C. Harmand, P. Voisin, *Sensors and Actuators, A* **113**, 365 (2004)
- ³⁵ J. B. Heroux, X. Yang, W. I. Wang, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 4361 (2002)
- ³⁶ P. Perlin, S. G. Subramanya, D. E. Mars, J. Kruger, N. A. Shapiro, H. Siegle, and E. R. Weber, *Appl. Phys. Lett.* **73**, 3703 (1998)

- ^{TY} B. Q. Sun, D. S. Jiang, Z. Pan, L. H. Li, and R. H. Wu, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 4148 (2000)
- ^{TA} Z. Pan, L. H. Li, Y. W. Lin, B. Q. Sun, D. S. Jiang, and W. K. Ge, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 2217 (2001)
- ^{TA} S. A. Choulis, S. Tomic, E. P. O'Reilly, and T. J. C. Hosea, *Solid State Commun.* **125**, 155 (2003)
- ^{TA} S. A. Choulis, T. J. C. Hosea, S. Tomic, M. Kamal-Saadi, A. R. Adams, E. P. O'Reilly, B. A. Weinstein, and P. J. Klar, *Phys. Rev. B* **66**, 165321 (2002)
- ^{TA} A. Lindsay, E. P. O'Reilly, *Solid State Commun.* **112**, 443 (1999)

فصل ششم

آنالیز و تحلیل داده های تجربی و نتایج بدست

آمده مربوط به اثر نیتروژن بر گسیل نوری

ساختارهای $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$

➤ مقدمه

➤ نقش نیتروژن در تغییر ساختار نواری InGaNAs

- بررسی تجربی نمونه های سری اول

- بررسی تجربی نمونه های سری دوم

➤ نقش نیتروژن در تغییرات پهنای و شدت طیفهای

فتولومینسانس

➤ نقش نیتروژن در انفصال نواری بزرگ ایجاد شده در نوار

رسانش ساختارهای InGaNAs

➤ نقش نیتروژن در وابستگی گاف نواری به فشار هیدروستاتیکی

➤ نقش نیتروژن در جایگزیدگی اکسیتونها در ساختار InGaNAs

- بررسی حضور جایگزیدگی با استفاده از تغییرات دمایی

طیفهای فتولومینسانس نمونه ۴ ($\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{N}_{0.006}\text{As}_{0.994}\text{GaAs}$)

- بررسی حضور جایگزیدگی با استفاده تغییرات شدت نور

لیزر فرودی

- بررسی حضور جایگزیدگی با مشاهده طیفهای

فتولومینسانس نامتقارن در شدت و دمای پایین

➤ نقش نیتروژن در افزایش جرم مؤثر الکترونها در نوار رسانش

➤ بررسی تغییرات شدت تحریکی لیزر فرودی در دماهای بالا

۶-۱- مقدمه:

به دنبال مقدمات ارائه شده در زمینه نیمه رساناهای نیتروژن دار رقیق از جمله آلیاژ InGaAs، در این فصل به نتایج حاصل از آنالیز و تحلیل داده های تجربی مربوط به نمونه های InGaAs موجود خواهیم پرداخت و نتایج فیزیکی بدست آمده را نیز مورد بحث و تحلیل قرار خواهیم داد. لازم به ذکر است که آزمایشات انجام شده عمدتاً بر اساس مشخصه یابی اپتیکی نمونه ها بوده و به روش فتولومینسانس در شرایط متفاوت فیزیکی به انجام رسیده است. در ادامه شرایط انجام آزمایشات توضیح داده خواهد شد.

سری اول نمونه ها، شامل چهار نمونه چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$ با درصدهای مختلف نیتروژن می باشد که هیچگونه عملیات حرارتیⁱ بر روی آنها انجام نشده است. این نمونه ها بر روی زیر لایهⁱⁱ GaAs بدون آرایش و در جهت (۰۰۱) رشد داده شده اند. بر روی زیر لایه فوق، یک لایه میانیⁱⁱⁱ GaAs بدون ناخالصی به ضخامت تقریبی ۳۰۰ نانومتر و به دنبال آن ناحیه فعال شامل یک چاه کوانتومی رشد داده شده است. همچنین در تمام نمونه ها یک لایه پوششی^{iv} GaAs با ضخامت ۱۰۰ نانومتر ناحیه فعال را محافظت می کند (شکل ۶-۱).

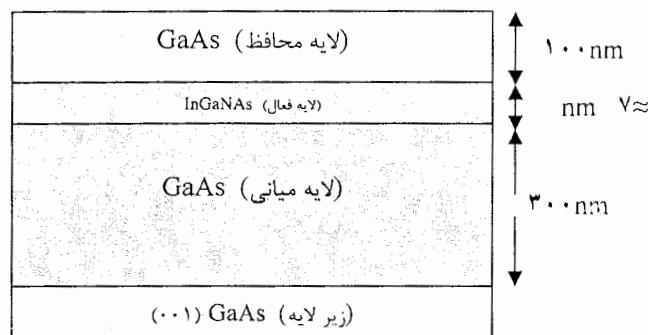
این نمونه ها به روش HVPE و در دمای حدود $T=495\text{K}$ توسط دکتر زارلیک و دکتر اسپولاند در دپارتمان تحقیقاتی میکروالکترونیک و IT انستیتوی سلطنتی استکهلم سوئد رشد داده شده است و برای مطالعه اپتیکی آنها، از تکنیک فتولومینسانس در شرایط مختلف از نظر دمایی و شدت نور تحریکی استفاده شده است. برای تحریک نمونه ها در تکنیک فتولومینسانس از لیزر Ar^+ با طول موج $5145 \text{ \AA}$ استفاده شده است.

ⁱ Thermal Annealing

ⁱⁱ Substrate

ⁱⁱⁱ Buffer

^{iv} Cap Layer



شکل ۶-۱- طرح ساده ای از ساختار نمونه های سری اول

جدول ۶-۱ مشخصات نمونه های سری اول از جمله پهنای چاه و درصد عناصر نیتروژن و ایندیوم را نشان می دهد. همانگونه که در جدول فوق مشاهده می گردد ضخامت تقریبی چاه برای همه نمونه ها یکسان و حدود ۷ nm است و برای نمونه های ۱، ۳ و ۴ درصد ایندیوم تقریباً مشابه و در حدود ۳۶٪ است، در حالیکه برای نمونه ۲ مقدار آن کمتر می باشد. میزان نیتروژن در تمام نمونه ها نیز کمتر از ۱٪ و با یکدیگر متفاوت است.

جدول ۶-۱: درصد نیتروژن و ایندیوم و ضخامت چاه کوانتومی در نمونه های سری اول چاه کوانتومی یگانه

مقدار نیتروژن (y)	مقدار ایندیوم (x)	ضخامت چاه کوانتومی (nm)	شماره نمونه
۰/۰۰۳۶	۰/۳۵۴	۷	۱
۰/۰۰۴۲	۰/۳۰	۶/۹	۲
۰/۰۰۶	۰/۳۷	۷/۲	۳
۰/۰۰۶	۰/۳۶	۶/۷۵	۴

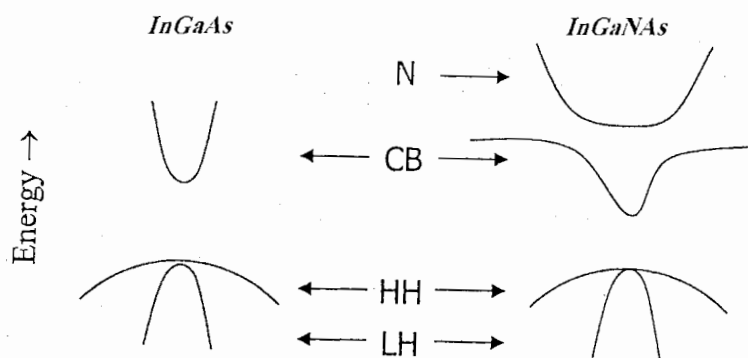
سری دوم شامل دو نمونه "تک لایه" می باشد بطوریکه ضخامت تقریبی لایه محافظ حدود ۲۰ و ۸۰ نانومتر بوده و به روش MOVPE و در دمای حدود 610°C رشد داده شده اند. مشخصات نمونه های فوق نیز در جدول ۶-۲ آمده است.

^۱ Epi-layer

کار اصلی این پایان نامه بر اساس مطالعه و سنجش اپتیکی نمونه های فوق می باشد که در ادامه این فصل ابتدا به نقش نیتروژن در ساختار InGaAs می پردازیم و ضمن بررسی اثرات جایگزیدگی و تاثیر نیتروژن در تغییر طول موج گسیلی از نمونه ها شواهد تجربی بدست آمده را در هر مورد ارائه می کنیم و ضمن بحث و بررسی پیرامون داده های تجربی، نتایج بدست آمده از این پایان نامه تشریح خواهد شد.

۲-۶- نقش نیتروژن در تغییر ساختار نواری InGaAs:

در نیمه رساناهای نیتروژن دار رقیق در اثر حضور درصد ناچیزی نیتروژن، ساختار نواری دستخوش تغییرات زیادی می گردد که علت آن الکترونگاتیویته زیاد و شعاع کوچک اتم نیتروژن است. از جمله تغییرات ساختار نواری به دنبال حضور نیتروژن، کاهش گاف انرژی نیمه رسانا است که بحث تئوری آن بر اساس مدل دافعه نواری قابل ارائه می باشد و در شکل ۶-۳ این موضوع به صورت طرح ساده ای نشان داده شده است [۱].



شکل ۶-۳- دافعه نواری مشاهده شده بین E_N و E_M و کاهش گاف نواری

همانگونه که در فصل گذشته بحث گردید (بخش ۵-۲-۱)، بر اساس مدل دافعه نواری حضور درصد ناچیزی نیتروژن در ساختار InGaAs، تراز جایگزیده ای با مقدار انرژی E_N در نواری رسانش (EM) ایجاد می شود که در اثر برهمکنش بین مینیمم راستای گامای^۱ نواری غیر جایگزیده رسانش و تراز جایگزیده وابسته به نیتروژن و بنابراین خمش نواری به وجود آمده، گاف نواری نیمه

^۱ T-min

رسانای $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ کاهش می یابد. علاوه بر این، جدایی نوار رسانش به دو زیر تراز E_+ و E_- ، نیز نتیجه ای از برهمکنش فوق می باشد که با در نظر گرفتن نیتروژن به عنوان عامل اختلال در سیستم و پس از حل معادله ویژه مقداری هامیلتونی، مقادیر این دو زیر تراز بر اساس رابطه (۲-۵) تعیین می گردند. با افزایش غلظت نیتروژن (y) در ساختار $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ طول برهمکنش بین این دو تراز، یعنی مقدار V_{MN} بر اساس رابطه (۷-۵) با افزایش N ، افزایش می یابد [۲]. همچنین ضریب C_{MN} نیز به صورت رابطه (۴-۵) غلظت ایندیوم (x) تغییر می کند [۳]. بنابراین با توجه به روابط ذکر شده، می توان مقادیر V_{MN} را در نمونه های ۱، ۲ و ۳ شامل چاه کوانتومی یگانه و دو نمونه ۵ و ۶ مربوط به دو تک لایه با درصدهای متفاوت نیتروژن، مطابق مراحل زیر تعیین نمود:

نمونه ۱:

$$(y=0.036 \text{ و } x=0.354) \text{ In}_{.354}\text{GaN}_{.036}\text{As}$$

$$C_{MN} = 2/7(0.646) + 2(0.354) - 3/5(0.354)(0.646) = 1/65$$

$$V_{MN} = 1/65 \times (0.036)^{1/5} = 0.99 \text{ eV}$$

نمونه ۲:

$$(y=0.042 \text{ و } x=0.3) \text{ In}_{.3}\text{GaN}_{.042}\text{As}$$

$$C_{MN} = 2/7(0.7) + 2(0.3) - 3/5(0.3)(0.7) = 1/755$$

$$V_{MN} = 1/755 \times (0.042)^{1/5} = 0.1137 \text{ eV}$$

نمونه ۳:

$$(y=0.06 \text{ و } x=0.37) \text{ In}_{.37}\text{GaN}_{.06}\text{As}$$

$$C_{MN} = 2/7(0.63) + 2(0.37) - 3/5(0.63)(0.37) = 1/625$$

$$V_{MN} = 1/625 \times (0.06)^{1/5} = 0.126 \text{ eV}$$

نمونه ۵:

$$(y=0.07 \text{ و } x=0.58) \text{ In}_{.58}\text{Ga}_{.942}\text{N}_{.07}\text{As}_{.993}$$

$$C_{MN} = 2/7(0.942) + 2(0.58) - 3/5(0.942)(0.58) = 2/468$$

$$V_{MN} = 2/468 \times (0/007)^{1/5} = 0/206 \text{ eV}$$

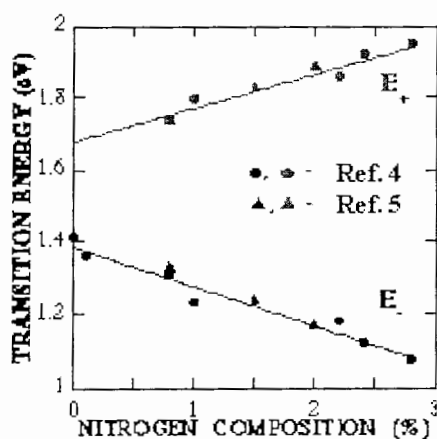
نمونه ۶:

$$(y=0/01 \text{ و } x=0/38) \text{ In}_{0/38}\text{Ga}_{0/962}\text{N}_{0/01}\text{As}_{0/99}$$

$$C_{MN} = 2/7(0/962) + 2(0/38) - 3/5(0/962)(0/38) = 2/54$$

$$V_{MN} = 2/54 \times (0/01)^{1/5} = 0/254 \text{ eV}$$

با توجه به مقادیر تعیین شده مربوط به پتانسیل برهمکنش مربوط به چاههای کوانتومی یگانه و تک لایه های InGaNAS مشاهده می شود که در همه موارد ذکر شده با افزایش مقدار نیتروژن، پتانسیل برهمکنش V_{MN} افزایش می یابد. با افزایش V_{MN} به علت افزایش درصد نیتروژن در ساختار، با توجه به رابطه (۶-۱)^۱، انرژی بازترکیب حاملها از زیر تراز E_+ افزایش یافته و انرژی E_- با شیب مساوی با افزایش E_+ اما در جهت مخالف کاهش می یابد که نشان دهنده افزایش انرژی زیر تراز E_+ و کاهش انرژی E_- است، بطوریکه این امر منجر به دافعه بین E_+ و E_- می گردد. حالت فوق توسط نتایج تجربی مطابق شکل ۴-۶ قابل تایید می باشد [۵۴].



شکل ۴-۶- وابستگی انرژیهای انتقالی E_+ و E_- به درصد نیتروژن [۵۴].

همچنین با توجه به مدل دافعه نواری، با شکافته شدن نوار رسانش به دو زیر تراز E_+ و E_- ، گاف نواری نیمه رسانای InGaNAS، فاصله بین نوار ظرفیت و زیر تراز E_- می باشد و با افزایش

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

مقادیر V_{MN} به دنبال افزایش درصد نیتروژن و در نتیجه کاهش E_g ، گاف نواری نیز بر اساس رابطه (۱-۶)، کاهش می یابد [۲].

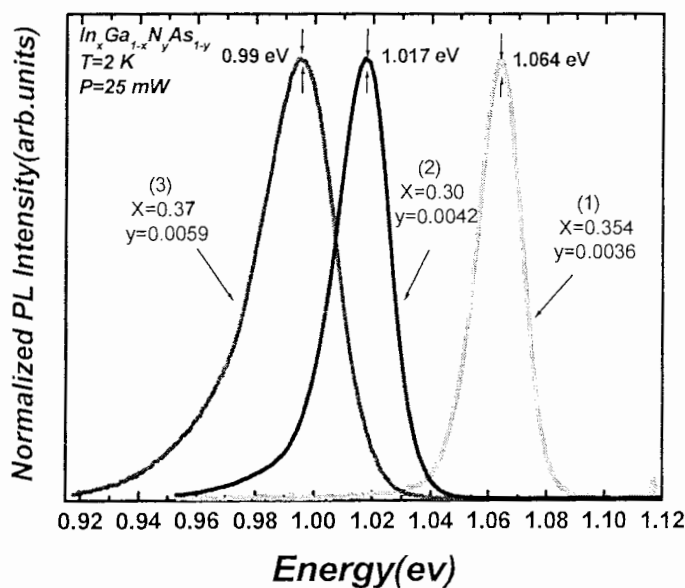
$$E(g) = E_g = \frac{E_N + E_M}{2} - \sqrt{\left(\frac{E_N - E_M}{2}\right)^2 + V_{MN}^2} \quad (۱-۶)$$

این مساله بر اساس آزمایشات تجربی از جمله طیف نمایی فتولومینسانس که بر اساس انرژیهای بدست آمده از بازترکیبهای اکسیتونی است، قابل تایید می باشد که در شکلهای زیر طیفهای فتولومینسانس نمونه های ۱-۳ سری اول مربوط به چاه کوانتومی یگانه InGaAs/GaAs در دماهای ۲ K و ۱۵۰ K و شدت تحریکی ۲۵ mW و همچنین طیفهای نمونه های ۵ و ۶ سری دوم مربوط به تک لایه های InGaAs در شدت های تحریکی متفاوت ۴ mW و ۴۰ mW و دمای ۲ K و با درصدهای متفاوت نیتروژن، رسم شده است.

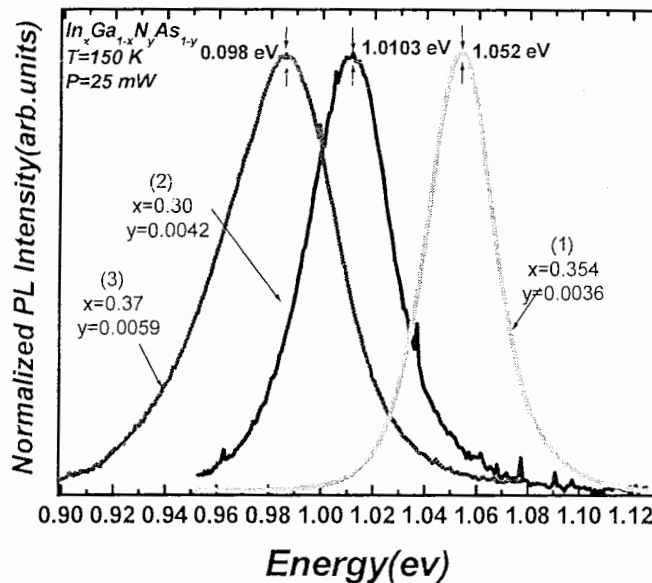
۱-۲-۶- بررسی تجربی نمونه های سری اول:

چاه کوانتومی یگانه InGaAs/GaAs

الف: T=۲ K



ب: $T=150\text{ K}$



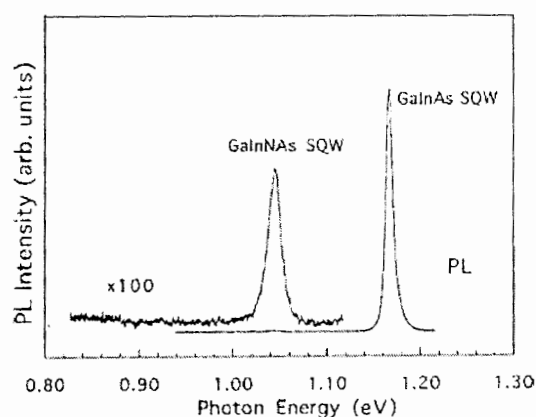
شکل ۵-۶- طیف فتولومینسانس نمونه های ۱، ۲ و ۳ سری اول مربوط به چاه کوانتومی یگانه InGaAs/GaAs با درصدهای متفاوت نیتروژن و در دو دمای مختلف الف (۲ K و ب) ۱۵۰ K

از آنجا که انرژی باز ترکیب اکسیتونها نیز در محدوده گاف انرژی (E.) است [۶]:

$$h\nu = 1/2 \{ E_N + E_M - [(E_N - E_M)^2 + 4V_{MN}^2]^{1/2} \} \quad (۲-۶)$$

بنابراین با افزایش درصد نیتروژن و به دنبال آن افزایش مقدار V_{MN} ، انرژی باز ترکیب کاهش می یابد و بدین ترتیب با توجه به اینکه انرژی قله های طیفهای فتولومینسانس نیز بیان کننده انرژی باز ترکیب حاملهاست، انتقال قله ها به سمت مقادیر انرژی کمتر با افزایش غلظت نیتروژن نیز بیان کننده کاهش گاف نواری ساختار InGaAs می باشد، بطوریکه در نمونه های ۱، ۲ و ۳ سری اول به ازای افزودن هر ۰/۲۵ درصد نیتروژن، کاهشی در حدود ۶۰ meV در گاف نواری آن حاصل می گردد که با افزایش N از ۰/۰۳۶ تا ۰/۰۶ درصد، طول موج نور گسیلی از ۱/۱ میکرون به حدود ۱/۳ میکرون می رسد و از آنجا که پراکندگی پالسهای نوری مخصوصاً در طول موجهای ۱/۳ میکرون وجود ندارد، لذا توانایی بکارگیری آن در صنعت اپتوالکترونیک و مخابرات با فیبرهای نوری نیز افزایش می یابد.

نتایج بدست آمده توسط اکسینⁱ [۸ و ۷]، شانⁱⁱ [۲]، میسیوویسزⁱⁱⁱ [۹] و همکارانشان کاهشی در حدود ۶۰-۱۰۰ meV را در گاف نواری چاه کوانتومی InGaNAS/GaAs به ازای افزایش هر ۱٪ نیتروژن نشان می دهد. دوبوز^{iv} [۱۰] نیز طیف فتولومینسانس سه نمونه چاه کوانتومی In_{۰.۳۳}GaN_{۰.۰۵}As، In_{۰.۳۳}Ga_{۰.۷۷}As و In_{۰.۳۳}GaN_{۰.۱}As را با ضخامتی در حدود ۶۶/۵Å بررسی نموده اند که بر اساس نتایج آنها، قله های طیفهای رسم شده به ترتیب در حدود ۱۲۰۰ meV، ۱۱۴۰ meV و ۱۰۸۰ meV است. بدین ترتیب کاهش انرژی قله ها نمایانگر کاهش گاف نواری نیمه رسانا می باشد. پن^v [۱۱] نیز با بررسی نمونه In_{۰.۳}Ga_{۰.۷}N_yAs_{۱-y}/GaAs و تغییر غلظت نیتروژن از y=۰ تا y=۱ درصد، کاهشی در حدود ۶۰ meV در گاف نواری ساختار فوق بدست آورده است. همچنین شیراکاتا^{vi} [۱۲] نیز با رسم طیفهای فتولومینسانس نمونه های Ga_{۰.۶۵}In_{۰.۳۵}As و Ga_{۰.۶۵}In_{۰.۳۵}N_{۰.۱}As_{۰.۹۹} در دمای ۷۷K با توجه به شکل زیر و مشاهده انتقال قله طیفها به سمت انرژی کمتر با حضور نیتروژن، کاهش گاف نواری این نیمه رسانا را مورد تأیید قرار داده است.



شکل ۶-۶- طیف فتولومینسانس چاه های کوانتومی یگانه Ga_{۰.۶۵}In_{۰.۳۵}As و Ga_{۰.۶۵}In_{۰.۳۵}N_{۰.۱}As_{۰.۹۹} در دمای ۷۷K [۱۲]

بعلاوه همانگونه که ذکر شد طیفهای فتولومینسانس نمونه های سری دوم مربوط به تک لایه های InGaNAS نیز در دو شدت تحریکی متفاوت و دمای ۲K در شکلهای زیر رسم گردیده است:

ⁱ H. P. Xin

ⁱⁱ W. Shan

ⁱⁱⁱ J. Misiewicz

^{iv} J. Y. Duboz

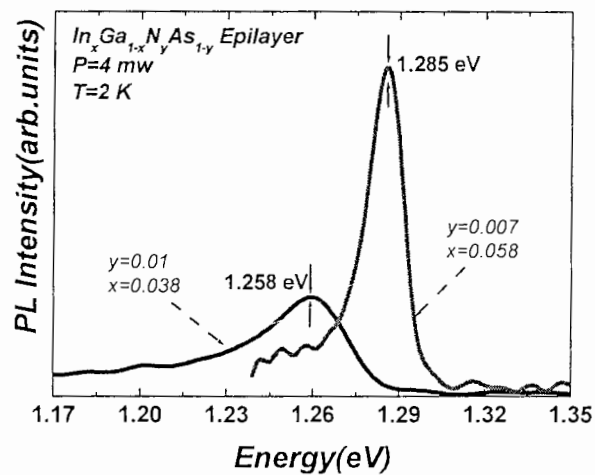
^v Z. Pan

^{vi} Sho. Shirakata

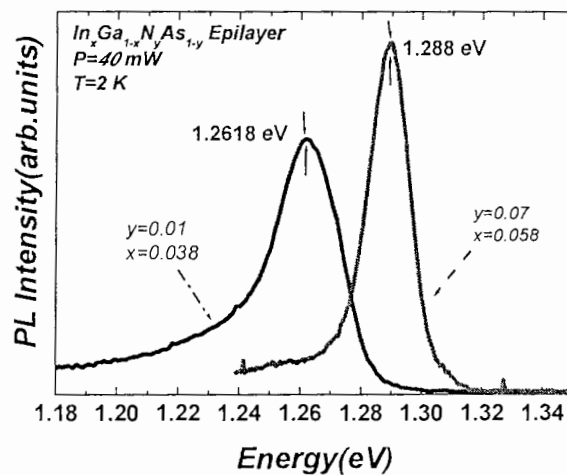
۶-۲-۲- بررسی تجربی نمونه های سری دوم:

تک لایه های InGaNAS

الف: $P=4\text{ mW}$



ب: $P=40\text{ mW}$



شکل ۶-۷- طیف فتولومینسانس نمونه های سری دوم مربوط به تک لایه هایی با درصدهای متفاوت نیتروژن

و در دمای ۲ K و در دو شدت تحریکی مختلف (الف) ۴ mW و (ب) ۴۰ mW

با توجه به طیف های رسم شده و مقادیر انرژی مربوط به قله ها که بیان کننده انرژی باز ترکیب اکسیتونها در محدوده گاف نواری آنها است، مشاهده می شود که همانند چاههای کوانتومی، در ساختار تک لایه نیز با افزایش درصد نیتروژن، گاف نواری کاهش می یابد، بطوریکه در نمونه های فوق به ازای افزایش ۰/۳ درصد نیتروژن گاف نواری کاهشی در حدود تقریبی ۲۷meV را نشان می دهد.

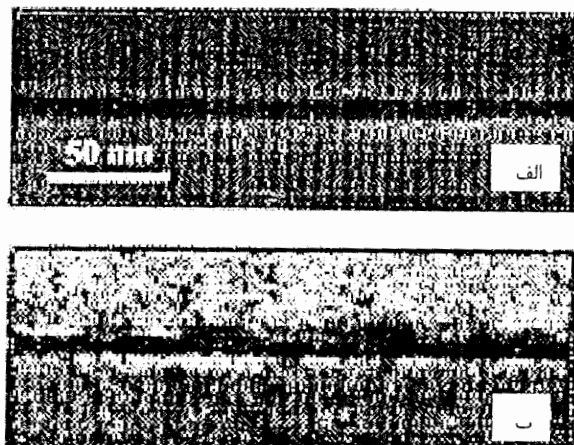
۳-۶- نقش نیتروژن در تغییرات پهنایⁱ و شدت طیفهای فتولومینسانس:

مشارکت نیتروژن در آلیاژ InGaAs ایجاد افت و خیزهاییⁱⁱ در سطح نمونه می نماید که باعث تشکیل نقایص ساختاری و مراکز به دام اندازی اکسیتونها می گردد و با حضور درصدهای بیشتری از نیتروژن این افت و خیزها نیز افزایش بیشتری می یابند.

تصاویر تهیه شده با استفاده از میکروسکوپی الکترونی عبوری (TEM) مربوط به چاههای کوانتومی یگانه، در نمونه های در حال رشد GaInAs/GaAs و GaInNAs/GaAs (بدون انجام هیچگونه عملیات حرارتی بر روی آنها) در شکلهای ۸-۶-الف و ۸-۶-ب نشان دهنده این مطلب هستند. قسمت الف شکل، تصویر TEM مربوط به نمونه بدون نیتروژن است که به دلیل عدم حضور افت و خیزها، سطح مشترک صاف و همگنی در آن قابل مشاهده می باشد. اما در اثر حضور نیتروژن به اندازه کم، افت و خیزهایی در حد نانومتر در سطح چاه کوانتومی ایجاد می گردد که در شکل ۸-۶-ب نشان داده شده است [۱۳].

ⁱ Full Width at Half Maximum (FWHM)

ⁱⁱ Fluctuation

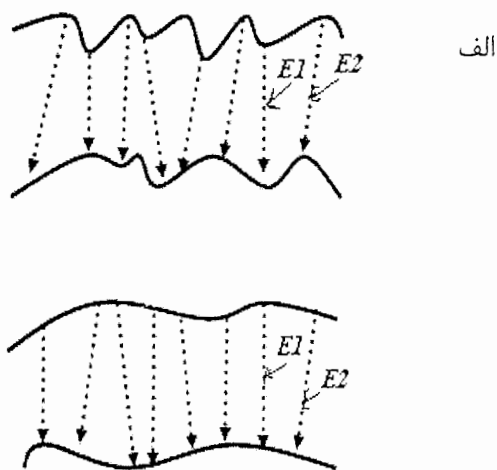


شکل ۶-۸- تصاویر TEM مربوط به الف) نمونه InGaAs بدون افت و خیزهای سطحی و ب) نمونه

InGaNaS همراه با افت و خیزهای ناشی از حضور نیتروژن (N) [۱۳]

افزایش پهنای طیفهای فتولومینسانس مربوط به نمونه های سری دوم و سوم که در بخش قبل رسم گردیده است، خصوصیت مذکور را تأیید می نماید. پهنای محاسبه شده طیفهای فتولومینسانس شکل (۵-۶) برای نمونه های سری اول شامل چاهای کوانتومی یگانه ۲،۱ و ۳ در دمای $T=2K$ به ترتیب 21 meV ، 26 meV و 38 meV و در دمای $T=150K$ نیز به ترتیب 39 meV ، 48 meV و 64 meV و همچنین مقدار پهنای در نمونه های سری دوم یعنی ۵ و ۶، شامل تک لایه های InGaNaS، در شدت تحریکی $P=4\text{ mW}$ به ترتیب $20/5\text{ meV}$ و 48 meV و در شدت تحریکی $P=40\text{ mW}$ نیز به ترتیب 20 meV و 35 meV می باشد. بدین ترتیب با افزایش درصد نیتروژن در نمونه های فوق، پهنای طیفها افزایش یافته است. در همه این موارد، افزایش پهنای به دلیل افزایش افت و خیزهای پتانسیل و کاهش یکنواختی ساختار، ناشی از افزوده شدن درصد نیتروژن در سطح نمونه می باشد و از آنجا که در هر لحظه ممکن است میلیونها فوتون در نتیجه بازترکیب آزاد شود، در نتیجه با افزایش افت و خیزها و ماکزیمم و مینیمم های پتانسیل، اختلاف انرژی فوتونهای (به عنوان مثال: $E=E_2-E_1$ شکل ۶-۹-الف) به علت بازترکیب حاملها افزایش می یابد و بدین ترتیب پهنای پوش طیفهای حاصل از آنها، یعنی همان طیفی که مشاهده می گردد، افزایش می یابد. اما با انجام عملیات حرارتی و اعمال دمای بالا، سطوح صاف و هموارتری جانشین افت و خیزها می گردند، بنابراین مقدار اختلاف انرژی بین فوتونها کاهش یافته

(شکل ۶-۹-ب) و بنابراین از پهنای طیفها نیز کاسته می شود. به همین دلیل نیز در نمونه های سری اول پهنای طیفها در 150 K بیشتر از پهنای طیفها در دمای 2 K می باشد که دلیل آن را می توان کاهش نسبی افت و خیزها، در دماهای بالاتر ذکر نمود.

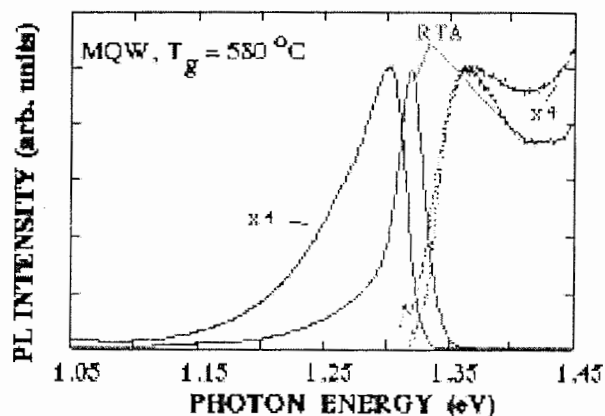


شکل ۶-۹- انرژي فوتونهاى آزاد شده در (الف): نمونه اى با افت و خيزهاى سطحى ناشى از نيترژن و در (ب): سطح هموارتر

علاوه بر اين قابل توجه است كه به علت ايجاد نقايص و افت و خيزهايى در طى رشد نمونه به دليل حضور نيترژن، مراكز بازتركيب غير تابشى به وجود آمده و كيفيت آلياژ و بازده گسيل كاهش مى يابند، در اين صورت كاهش در شدت طيفهاى فتولومينسانس نمونه هاى سري دوم با افزايش درصد نيترژن، به عنوان مثال بيان كننده اين مساله مى باشد. اما كيفيت آلياژ را مى توان با استفاده از روشهاى مختلفى مانند انجام عمليات حرارتىⁱ و عمليات حرارتى سريعⁱⁱ اصلاح نمود. با استفاده از اينگونه روشها، نقايص شبكه كاهش مى يابند و اين حالت با افزايش شدت طيفهاى فتولومينسانس و همچنين باريك شدن پهنای طیفها همانند شكل ۶-۱۰ قابل مشاهده می باشد [۱۴]

ⁱ Annealing

ⁱⁱ Rapid Thermal Annealing(RTA)



شکل ۶-۱۰- اصلاح کیفیت آلیاژ با انجام عملیات حرارتی [۱۴]

اگرچه هنوز نیز مکانیسم دقیق مسئول این رفتار مشخص نیست، اما در اکثر مطالعات اخیر، اینگونه رفتارها به کاهش تنشها و کرنشهای ساختاری و حذف کانالهای بازترکیب غیر تابشی با انجام عملیات حرارتی، به منظور افزایش بازده اپتیکی آلیاژ دارای نیتروژن نسبت داده می شود.

۶-۴- نقش نیتروژن در انفصال نواری بزرگ ایجاد شده در نوار رسانش

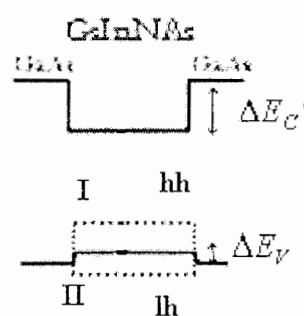
ساختارهای InGaAs

همانگونه که ذکر شد آلیاژ InGaAs به علت کاربردهای زیادش مورد توجه زیادی قرار گرفته است. بنابراین توجه به پارامترهای بنیادی آن بسیار مهم می باشد. از جمله این موارد تعیین انفصال نواری ساختارهای چاه کوانتومی InGaAs/GaAs است.

همانگونه که در فصل گذشته نیز گفته شد، با افزودن In به GaAs و تشکیل InGaAs، کرنش فشرده ای در ساختار آن ایجاد می گردد اما با حضور N در InGaAs/GaAs، ساختار چاه کوانتومی فوق دستخوش کرنش کششی می شود. همچنین به علت محدودیت کوانتومی ایجاد شده در چاه کوانتومی و کرنش به وجود آمده، انتقالهای اپتیکی حاملها بین تراز پایه الکترون در

نوار رسانش (el) و ترازهای حفره سنگین^۱ و سبک^۲ اتفاق می افتد که مطابق شکل زیر ساختار نواری نوع I برای حفره سنگین و نوع II برای حفره سبک در نظر گرفته می شود [۱۵ و ۱۶].

قابل توجه است که نمونه های مورد بررسی در این پروژه، به علت درصد ناچیز N و درصد بالای In، تحت تاثیر کرنش فشرده قرار دارند و کرنش فشرده نیز باعث از بین رفتن تبهگنی بین ترازهای حفره سنگین و سبک و قرار دادن تراز حفره سنگین در بالای حفره سبک می شود، بنابراین ساختار کوانتومی مطابق شکل زیر شکل می گیرد.



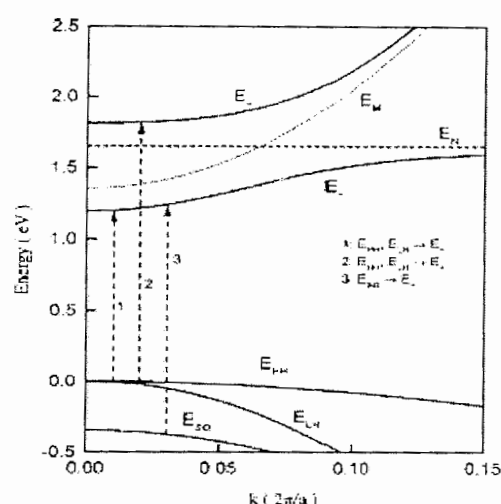
شکل ۶-۱۱- طرح شماتیکی از انتقالهای اپتیکی در ساختارهای InGaNAS/GaAs

به علاوه قابل توجه است که به طور عمده، اثر N بر روی نوار رسانش ساختار فوق می باشد، بطوریکه انفصال ایجاد شده در نوار رسانش بزرگ است (ΔE_c بزرگ) اما انرژی لبه نوار ظرفیت به مقدار خیلی کمی افزایش پیدا می کند (ΔE_v کوچک) و یا به عبارتی مقدار انفصال در نوار ظرفیت کوچک می باشد. در شکل ۶-۱۱ نیز انفصال نواری بزرگ ایجاد شده در نوار رسانش ساختار InGaNAS به وضوح قابل مشاهده است. به طوریکه محدودیت الکترونی قویتری در این ساختار به وجود می آورد که در نتیجه آن کارایی قطعات گسیل کننده نور را در محدوده دماهای بالاتر افزایش می دهد. محدودیت حفره ها نیز در ساختارهای InGaNAS/GaAs ایجاد می گردد، اما با توجه به اینکه نوار ظرفیت تغییر خاصی با افزودن نیتروژن پیدا نمی کند، اثر محدودیت حفره ها ناچیز می باشد [۱۷]

^۱ Heavy Hole(hh)

^۲ Light Hole(lh)

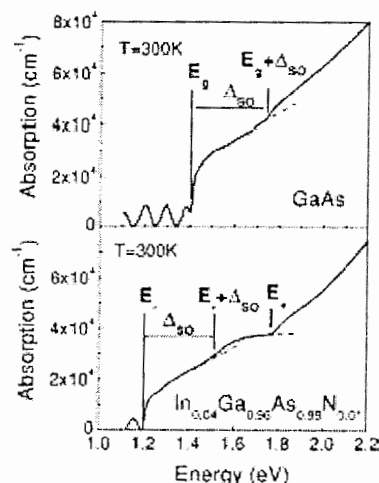
به منظور درک بهتر این مطلب، اندازه گیری های زیادی نیز بر اساس طیف نمایی های جذبی و فتولومینسانس انجام شده است. از جمله آنها بررسی طیف جذبی بین نواری برای نمونه های InGaAs می باشد که در شکل ۶-۱۲ مربوط به نمونه $\text{In}_{0.96}\text{Ga}_{0.04}\text{N}_{0.01}\text{As}_{0.99}$ نشان داده شده است، به طوریکه خطوط جذبی مختلفی از نوار ظرفیت (VB) به E_- و E_+ و همچنین از نوار جدا شده ظرفیت به واسطه برهمکنش اسپین-مدار (Δ_{so}) به E_- و E_+ مشاهده شده است.



شکل ۶-۱۲- زیر تراز های نوار رسانش و ظرفیت و خطوط جذبی آنها در نمونه $\text{Ga}_{0.96}\text{In}_{0.04}\text{As}_{0.99}\text{N}_{0.01}$

[۱۸و۱۹]

همچنین نموداری از ضریب جذب بر حسب انرژی مربوط به نمونه های InGaAs و GaAs نیز در شکل ۶-۱۳ مشاهده می شود که در آن جذب در محدوده انرژی ۱/۲eV مربوط به انتقال از نوار ظرفیت به زیر تراز E_- ، آغاز شده و به دنبال آن نیز جذب از نوار ظرفیت به $E_- + \Delta_{so}$ در ۱/۵۵eV و نیز به E_+ در ۱/۸۵eV مشاهده می گردد. ضریب جذب نیز با افزایش انرژی افزایش می یابد. جذب کل جمع همه خطوط جذبی می باشد که در شکل ۶-۱۳ بین نوار ظرفیت شامل حفره سبک lh و حفره سنگین hh و Δ_{so} و زیر ترازهای E_+ و E_- در نوار رسانش انجام می شود.



شکل ۶-۱۳- جذب در لایه های GaAs و GaInAs [۱۹]

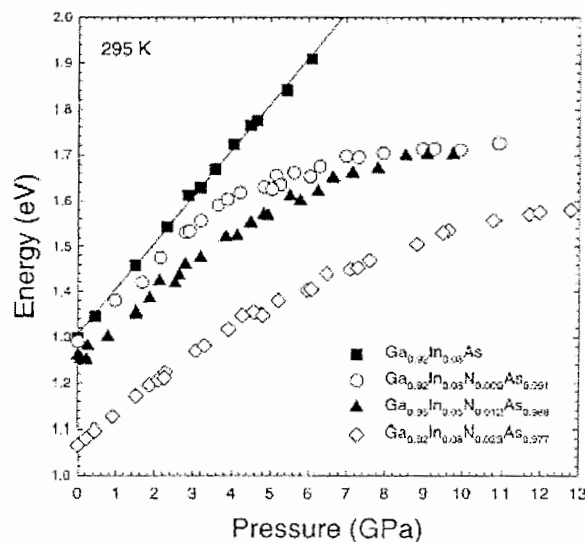
با اندازه گیری اختلاف بین لبه جذب در E_- و $E_- + \Delta_{so}$ می توانیم مقدار Δ_{so} را تعیین کنیم که برابر با 0.34 eV بدست می آید [۱۸ و ۱۹]. این مقدار تعیین شده برای تراز جدا شده نوار ظرفیت به واسطه برهمکنش اسپین-مدار، در InGaAs، با مقدار آن در ساختار بدون نیتروژن InGaAs یکسان می باشد و همین امر به وضوح نشان دهنده این است که نیتروژن روی نوار ظرفیت اثری ندارد و عمده تاثیر آن روی نوار رسانش می باشد که از طریق خمش گاف نواری ذکر شده بر اساس مدل دفعه نواری قابل مشاهده می باشد.

۶-۵- نقش نیتروژن در وابستگی گاف نواری به فشار

هیدروستاتیکی

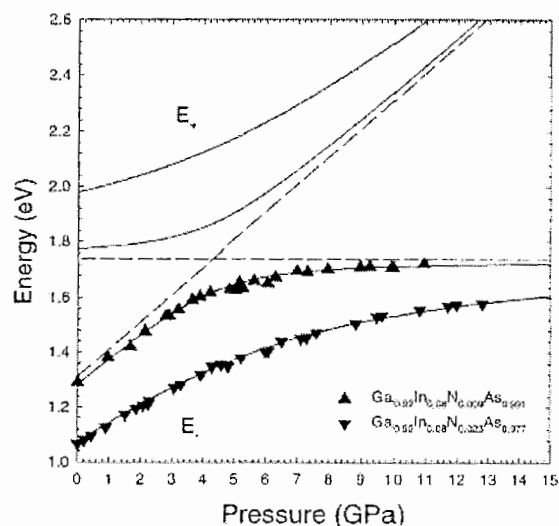
عموماً در نیمه رساناهای III-V متعارف از جمله InGaAs، گاف انرژی تحت فشار هیدروستاتیکی افزایش می یابد. اما افزودن نیتروژن، کاملاً وابستگی به فشار را تغییر می دهد. در شکل (۶-۱۴) وابستگی گاف نواری به فشار در چند نمونه مختلف $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ نشان داده شده است [۲]. در نمونه بدون نیتروژن $\text{Ga}_{0.93}\text{In}_{0.07}\text{As}$ ($y=0$)، گاف نواری به طور خطی و با شیبی در حدود 100 meV/GPa با افزایش فشار افزایش می یابد. اما در نمونه های نیتروژن دار InGaAs انرژی گاف نواری، وابستگی ضعیف و تقریباً خطی را در فشارهای کم ارائه می کند و

در فشارهای بالا تمایل رسیدن به حالت اشباع وجود دارد. اشباع شدن در نمونه با درصد کمتر نیتروژن $\text{Ga}_{0.92}\text{In}_{0.08}\text{N}_{0.009}\text{As}_{0.991}$ به وضوح دیده می شود.



شکل ۶-۱۴- تغییرات گاف نواری نمونه های مختلف InGaNAS به عنوان تابعی از فشار هیدروستاتیکی [۲]

قابل ذکر است که مطالعه حالتهای نواری در آلیاژهای III-V-N و ایجاد زیر ترازهای E_+ و E_- به علت حضور نیتروژن، از طریق وابستگی گاف نواری به فشار میسر می باشد. در شکل (۶-۱۵)، مقایسه ای از نتایج تجربی بر اساس محاسبات مدل دافعه نواری در نمونه های $\text{Ga}_{0.92}\text{In}_{0.08}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ ، به صورت تغییر انرژی نوار رسانش E_M و تراز جایگزیده ناشی از N (E_N) و همچنین زیر ترازهای E_+ و E_- بر حسب تغییرات فشار، به عمل آمده است. همانگونه که مشاهده می شود، تراز نیتروژن E_N به فشار هیدروستاتیکی وابسته نیست و مقدار ثابتی به اندازه $E_N = 1.74 \text{ eV}$ دارد. اما نوار رسانش E_M تحت فشارهای مختلف به صورت $E_M = 1.3 + 0.1P (\text{eV})$ تغییر می کند که E_M نسبت به لبه نوار ظرفیت اندازه گیری می شود و P نیز فشار هیدروستاتیکی در واحد GPa است.



شکل ۶-۱۵- مقایسه ای از نتایج تجربی بر اساس محاسبات مدل دافعه نواری شامل تغییرات E_N و E_M و

همچنین زیر ترازهای E_+ و E_- در $\text{Ga}_{0.99}\text{In}_{0.01}\text{N}_{0.009}\text{As}_{0.991}$ و $\text{Ga}_{0.99}\text{In}_{0.01}\text{N}_{0.023}\text{As}_{0.977}$

بر اساس نتایج بدست آمده، تغییر انرژی E_+ بر خلاف E_- می باشد، بطوریکه انرژی زیر تراز E_- یا به عبارتی مقدار گاف نواری، تغییرات کمی در فشارهای پایین نشان می دهد و در فشارهای بالاتر، تمایل رسیدن به حالت اشباع در حدود انرژی E_N وجود دارد. اما انرژی زیر تراز E_+ با افزایش فشار به حالت اشباع نرسیده و همچنان افزایش می یابد؛ بدین ترتیب زیرترازهای E_+ و E_- نسبت به هم دافعه ای را ارائه می نمایند [۱۷و۲].

۶-۶- نقش نیتروژن در جایگزیدی اکسیتونها در ساختار

: InGaAs

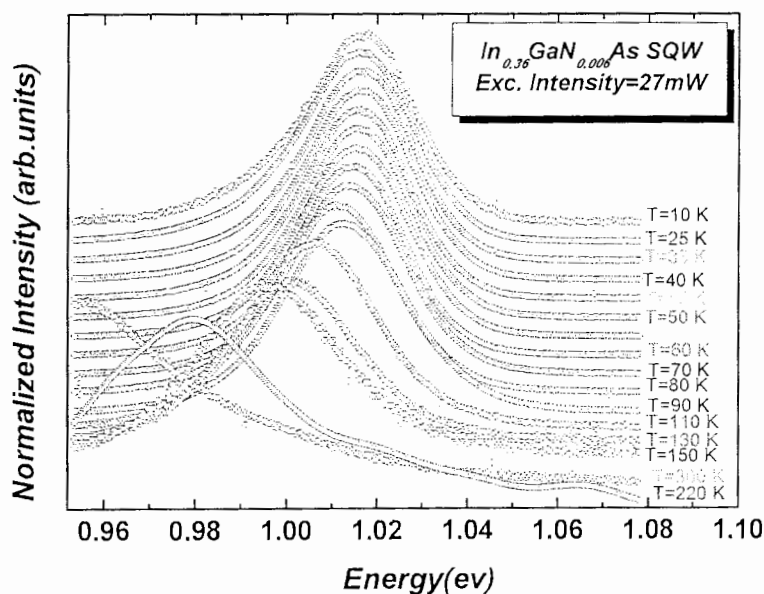
در بخش ۳-۶ بیان شد که مشارکت نیتروژن در ساختار InGaAs ایجاد افت و خیزهایی در سطح نمونه می نماید که باعث تشکیل مراکز به دام اندازی اکسیتونها می گردد و به واسطه آن اکسیتونها به دام افتاده و جایگزیده می شوند. همچنین احتمال دیگری نیز وجود دارد که گروههای ترکیبی In-N نیز عامل جایگزیدی باشند. در واقع بر اساس تجربیات اکسین^۱ و

^۱ Xin

دستیارانشⁱ، غیر یکنواختی ترکیبی In و N نقشی شبیه نقطه کوانتومیⁱ در چاه کوانتومی InGaNaS/GaAs ایفا می کند که باعث جایگزیدگی حاملها در دما و شدتهای تحریکی پایین می گردد و یا حتی حضور نیتروژن ترازهایی در عمق گاف انرژیⁱⁱ به وجود می آورد که باعث جایگزیدگی می گردد. حضور جایگزیدگی با استفاده از روشهای تجربی از جمله تغییرات دما و یا شدت تحریکیⁱⁱⁱ نور لیزر فرودی در طیف نمایی فتولومینسانس قابل مشاهده می باشد.

۶-۶-۱- بررسی حضور جایگزیدگی با استفاده از تغییرات دمایی طیفهای فتولومینسانس نمونه ۴ (In_{0.36}GaN_{0.006}As/GaAs)

در شکل زیر طیفهای فتولومینسانس نمونه ۴ یعنی چاه کوانتومی یگانه In_{0.36}GaN_{0.006}As/GaAs در دمای T=۱۰ K تا T=۳۰۰ K نشان داده شده است.



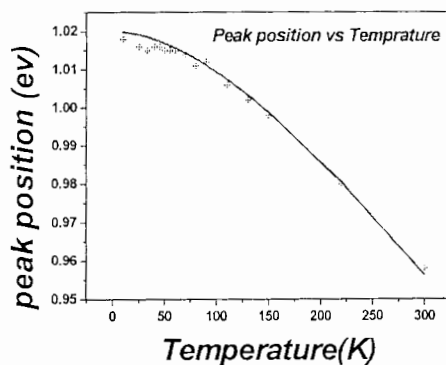
شکل ۶-۱۶- طیفهای فتولومینسانس نمونه In_{0.36}GaN_{0.006}As/GaAs در دماهای متفاوت

ⁱ Quantum Dot-Like
ⁱⁱ Deep Level
ⁱⁱⁱ Excitation Intensity

با توجه به اینکه انرژی قله هایⁱ طیف فتولومینسانس نشان دهنده انرژی نور جذبی و یا گسیلی در محدوده گاف نواری است، بنابراین تغییر قله های طیفها را با دما که در شکل ۶-۱۷ رسم شده است، مورد بررسی قرار می دهیم. همانگونه که مشاهده می کنیم این تغییرات، رفتار S گونه ای را ارائه می نمایند (شکل ۶-۱۷-الف) که نمایانگر حضور جایگزیدگی در نمونه InGaNaS به علت حضور مقادیر بسیار ناچیز نیتروژن (کمتر از ۱٪) می باشد. از طریق تطبیق نمودنⁱⁱ نمودار مربوط به نمونه نیتروژن دار با فرمول تجربی ورنشی $E(g) = E(0) - \frac{\alpha T^2}{\beta + T}$ ، می توانیم مقدار جایگزیدگی را با بکار گیری رابطه $E_{loc}(T) = E(T) - E_{PL}(T)$ تعیین نماییم که $E(T)$ انرژی بدست آمده از تطبیق منحنی با رابطه ورنشی و $E_{PL}(T)$ نیز انرژی مربوط به طیف فتولومینسانس نمونه است. مقادیر α و β در رابطه ورنشی مربوط به نمونه فوق به ترتیب برابر با ۳۴۷ K و $4/5 \times 10^{-4}$ eV/K تعیین می گردد. اما قابل توجه می باشد که این چنین رفتاری در نمونه های بدون نیتروژن InGaAs قابل مشاهده نیست (شکل ۶-۱۷-ب) [۱۲] و منحنی تغییرات دمایی قله های طیف فتولومینسانس آنها کاملاً با رابطه ورنشی مطابقت می کند.

پس از محاسبات مقدار جایگزیدگی در نمونه $In_{0.36}Ga_{0.64}As/GaAs$ برابر با ۵ meV بدست می آید و نشان دهنده این است که حتی با حضور مقدار ناچیزی نیتروژن به اندازه ۰/۰۶٪، به علت ایجاد افت و خیز و ناهمواریهایی در سطح چاه کوانتومی، جایگزیدگی به وجود آمده است.

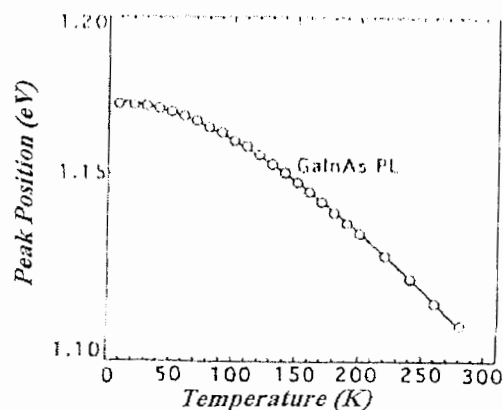
الف: تغییرات دمایی قله های طیف فتولومینسانس نمونه ۴ ($In_{0.36}Ga_{0.64}As/GaAs$):



ⁱ Peak position Energy

ⁱⁱ Fitting

ب: تغییرات دمایی قله های طیف فتولومینسانس نمونه بدون N با درصد In مشابه ($\text{In}_{0.35}\text{GaAs}$)



شکل ۶-۱۷- تغییر انرژی قله های طیف فتولومینسانس بر حسب دما الف) مربوط به نمونه دارای نیتروژن

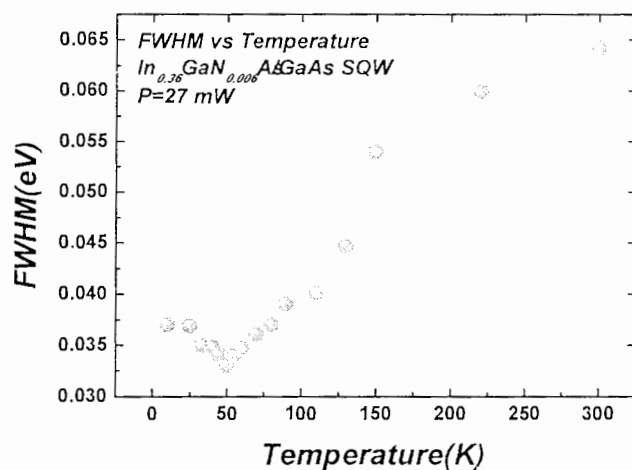
$\text{In}_{0.35}\text{GaAs}$ و ب) نمونه بدون نیتروژن $\text{In}_{0.35}\text{GaAs}/\text{GaAs}$ [۱۲]

با توجه به شکل ۶-۱۷-الف، در ابتدا با افزایش دما از ۱۰ K تا ۳۳ K انرژی گسیلی نمونه انتقالی را به انرژیهای پایین نشان می دهد (شیفت قرمز) اما با افزایش بیشتر دما تا ۷۰ K مقدار آن زیاد شده و پس از آن دوباره کاهش پیدا می کند. دلیل این امر این است که با افزایش دما از ۱۰ K تا ۳۳ K، اکسیتونها انرژی جنبشی لازم را کسب کرده و قبل از بازترکیب، در ناهمواریها و افت و خیزهای ناشی از N جایگزیده می شوند که این موضوع موجب شیفت قرمز اولیه می گردد. سپس با افزایش دما تا ۷۰ K آنها انرژی لازم را برای فرار از پتانسیلهای جایگزیدگی پیدا کرده و قبل از باز ترکیب موفق به خروج از جایگزیدگی شده و تبدیل به اکسیتونهای آزاد می گردند و انرژی گسیل افزایش می یابد، بنابراین این امر منجر به شیفت آبی انرژی در طیف فتولومینسانس می شود. پس از آن نیز به علت کاهش گاف نواری با افزایش دما مطابق با رابطه ورشنی، انتقال انرژی گسیلی به سمت مقادیر کمتر (شیفت قرمز) حاصل می گردد. اما در شکل ۶-۱۷-ب مربوط به تغییرات دمایی قله های طیف فتولومینسانس نمونه بدون نیتروژن InGaAs این رفتار دیده نمی شود و با افزایش دما، کاهشی در انرژی پیکها حاصل می گردد که با فرمول ورشنی نیز کاملاً مطابقت می نماید. بدین دلیل که در این حالت افت و خیزی در سطح چاه کوانتومی به منظور جایگزیدگی اکسیتونها نیز حضور ندارد. بنابراین در دماهای پایین بازترکیب ها اکسیتونی بوده و در دماهای بالاتر الکترون و حفره آزاد ایجاد می گردد.

جایگزیدگی اکسیتونها باعث افزایش همپوشانی تابع موج الکترون و حفره می گردد و در این صورت طول عمر بازترکیب اکسیتونها کاهش می یابد. لذا حضور جایگزیدگی و در نتیجه کاهش طول عمر بازترکیب، در راستای افزایش بازده گسیل و کاهش جریان آستانه در ساخت لیزرها مفید واقع می شود، اما از طرفی حضور مراکز جایگزیدگی، احتمال ایجاد بازترکیبهای غیر نوری را افزایش می دهد که با افزایش دما و انجام عملیات حرارتی می توان اینگونه اثرات را خنثی نمود.

۶-۱-۱-۶- تغییرات دمایی پهنای طیفهای PL نمونه ۴ (In_{0.36}GaN_{0.64}As/GaAs)

در شکل ۱۸-۶ تغییرات پهنای طیفهای فتولومینسانس شکل ۱۶-۶ مربوط به نمونه نیتروژن دار In_{0.36}GaN_{0.64}As بر حسب دما نشان داده شده است.



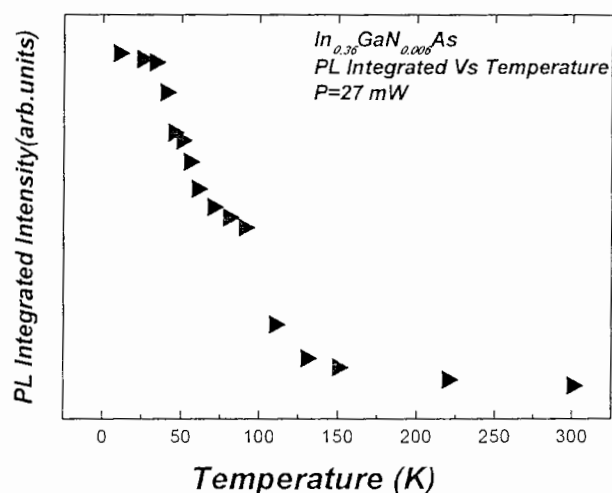
شکل ۱۸-۶- تغییرات FWHM نمونه In_{0.36}GaN_{0.64}As بر حسب دما

همانگونه که مشاهده می کنیم با افزایش دما از ۱۰ K تا حدود ۵۰ K پهنای طیفهای فتولومینسانس کاهش یافته و سپس از ۵۰ K تا ۳۰۰ K افزایش می یابد. با توجه به مطالب گذشته، تغییرات پهنای بر اساس توزیع نیتروژن در ساختار است که حضور آن باعث ایجاد افت و خیزهای پتانسیل و مراکز جایگزیدگی می گردد و از آنجا که در دماهای کم افت و خیزها بیشتر است بنابراین طیفها نیز پهن تر هستند؛ به عنوان مثال در نمونه In_{0.36}GaN_{0.64}As مقدار پهنای در دمای

۱۰K حدوداً ۰/۰۳۷eV است و با افزایش دما و در نتیجه کاهش ناهمواریها و ایجاد سطوح هموارتر در ساختار، جایگزیدگی نیز کاهش می یابد، لذا شاهد کاهش پهنا و ایجاد قله های تیزتری در طیف فتولومینسانس می باشیم، بطوریکه در نمونه فوق با افزایش دما از ۱۰K تا ۵۰K پهنا نیز از ۰/۰۳۷ eV تا ۰/۰۳۳eV کاهش می یابد. اما با توجه به شکل، همراه با افزایش بیشتر دما از ۵۰ K، پهنای طیفها افزایش شدیدی را نشان می دهند. دلیل این امر نیز افزایش انرژی جنبشی اکسیتونها با دما می باشد که باعث تبدیل اکسیتونهای جایگزیده به آزاد می گردد. در دماهای بالاتر از ۷۰K نیز جایگزیدگی وجود ندارد و پیوندهای اکسیتونی شکسته شده و لذا الکترون و حفره آزاد به وجود می آید و بازترکیبهای غالب ناشی از الکترون و حفره های آزاد می باشند، و بدین ترتیب پهنای طیفهای مشاهده شده افزایش می یابد.

۶-۱-۲- تغییرات دمایی سطح زیر^۱ طیفهای PL نمونه ۴ (In_{۰.۳۶}GaN_{۰.۰۰۶}As/GaAs)

تغییرات شدت کل طیف های فتولومینسانس نمونه ۴ (شکل ۶-۱۶) نیز بر حسب دما در شکل ۶-۱۹ رسم گردیده است.



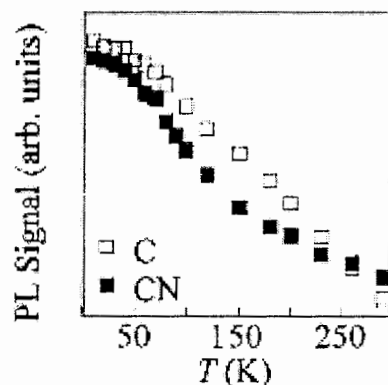
شکل ۶-۱۹- تغییرات مساحت زیر طیفهای فتولومینسانس نمونه In_{۰.۳۶}GaN_{۰.۰۰۶}As بر حسب دما

^۱ PL Integrated Intensity

همانگونه که مشاهده می شود، در نمونه نیتروژن دار فوق با افزایش دما سطح زیر طیفهای فتولومینسانس کاهش می یابد که بیان کننده کاهش بازده گسیل می باشد. در واقع با افزایش دما، از تعداد فوتونها کاسته شده و فوتونها افزوده می گردند، در نتیجه بازترکیبهای غیر تابشی به وجود آمده ناشی از افزایش فوتونها در دماهای بالا، بازده گسیل را کاهش می دهند و این حالت، در کاهش مقدار سطح زیر طیفهای فتولومینسانس (شدت کل) قابل مشاهده می باشد. از طرف دیگر، اگرچه نیتروژن در ساختار فوق، به علت ایجاد نواقص شبکه، منجر به تشکیل مراکز بازترکیب غیر تابشی می شود، اما به دلیل محدودیت بیشتر حاملها در اثر حضور نیتروژن در چاه کوانتومی InGaNaNs/GaAs، اینگونه مراکز بازترکیب غیر نوری در دماهای بالاتر حالت پایداری پیدا می کنند و با افزایش دما احتمال افزایش آنها به حداقل می رسد، لذا در دمای ۱۵۰ K به بالا، سیگنالهای لومینسانس با تعادل گرمایی بالاتری به وجود می آیند که بازده گسیل را افزایش می دهند. بنابراین سطح زیر طیفها در دماهای بالاتر به حالت اشباع می رسند. اما در نمونه های بدون نیتروژن حالت پایداری و اشباع مشاهده نمی شود.

بر اساس آزمایشات انجام شده توسط پولیمینی^۱ و همکارانش [۲۰]، با مقایسه بین دو نمونه دارای $(\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As})\text{N}$ و بدون $(\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As})\text{N}$ و رسم تغییرات سطح زیر طیفهای فتولومینسانس آنها بر حسب دما (شکل ۶-۲۰)، مشاهده می شود که در دماهای پایین مقدار سطح زیر طیفهای فتولومینسانس نمونه نیتروژن دار کمتر از نمونه بدون نیتروژن است، اما در دماهای بالاتر (حدود دمای اتاق) این وضع معکوس می باشد، بطوریکه این حالت نشان دهنده بازده و همچنین تعادل گرمایی بیشتر و بازده بالاتر آلیاژ InGaNaNs نسبت به InGaAs در دمای اتاق است که همانگونه که ذکر شد به دلیل حالت پایداری مراکز بازترکیب غیر نوری در دماهای بالاست.

^۱ A. Polimeni



شکل ۶-۲۰- تغییرات شدت طیف PL در دو نمونه $C : In_{0.73}Ga_{0.27}As$ و $CN : In_{0.73}Ga_{0.27}As$ بر حسب دما [۲۰]

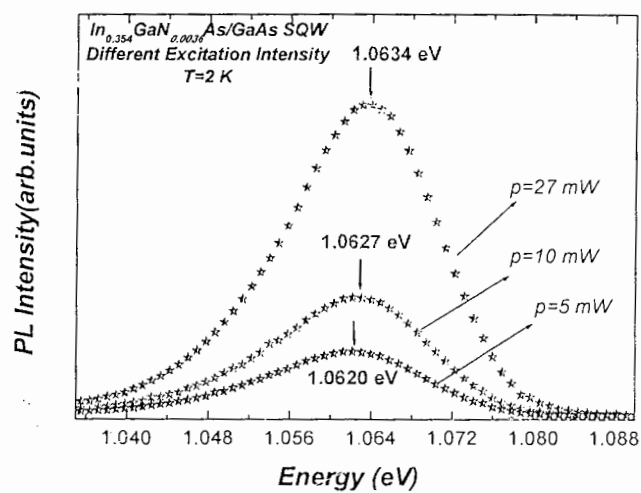
۶-۶-۲- بررسی حضور جایگزیدگی با استفاده از تغییرات شدت نور لیزر

فرودی

همانگونه که ذکر گردید، به دلیل افت و خیزهای به وجود آمده در اثر حضور نیتروژن در ساختارهای InGaAs، مراکز به دام اندازی اکسیتونها نیز افزایش یافته و اکسیتونها در آنها به دام افتاده و جایگزیده می گردند، بطوریکه این حالت در دماها و شدتهای تحریکی پایین در طیفهای فتولومینسانس قابل توجه است. اما با افزایش شدت و انتقال انرژی بیشتر به حاملها در نمونه، مراکز جایگزیدگی پر می شوند و در نتیجه تعداد اکسیتونهای آزاد افزایش می یابد، بطوریکه این امر منجر به افزایش گسیل نوری در محدوده انرژی های بالاتر می شود. لذا قله های طیفهای فتولومینسانس نیز به انرژیهای بالاتر انتقال می یابند (شیفت آبی) [۶].

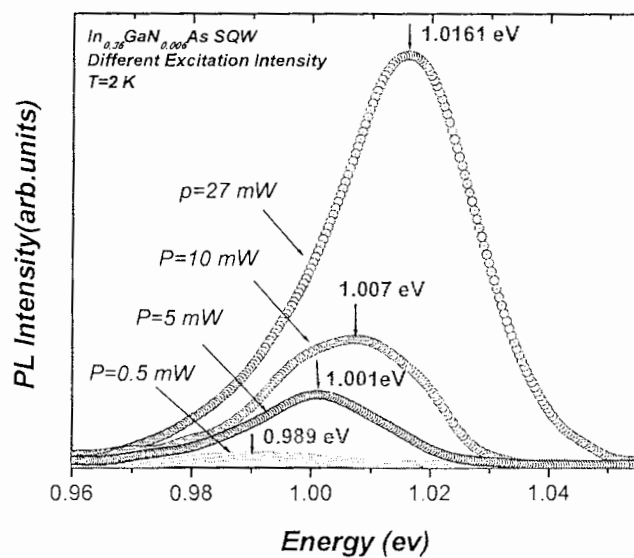
در شکلهای ۶-۲۱ (الف تا ه) طیفهای فتولومینسانس نمونه های ۱ و ۴ به صورت چاههای کوانتومی یگانه و نمونه های ۵ و ۶ شامل تک لایه های InGaAs و همچنین نمونه ۷ به صورت چاه کوانتومی چندگانه در در دمای پایین ۲ K و شدت های تحریکی متفاوت نشان داده شده است.

الف: نمونه ۱- چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.354}\text{Ga}_{0.646}\text{N}_{0.003}\text{As}/\text{GaAs}$ SQW



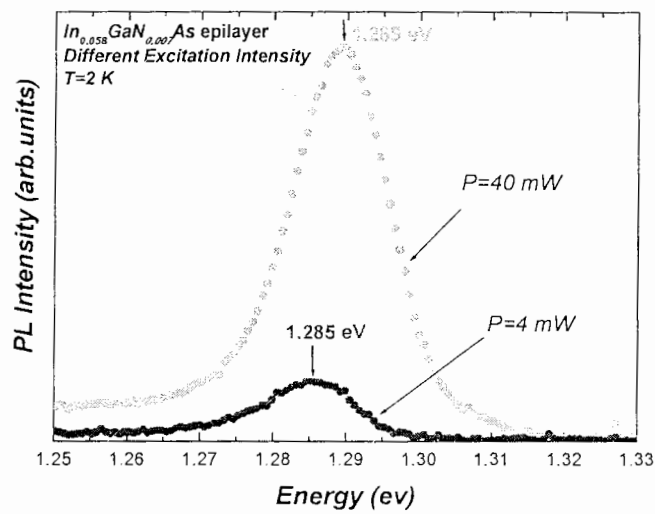
شکل ۶-۲۱-الف- طیفهای فتولومینسانس نمونه ۱ در شدتهای مختلف

ب: نمونه ۴- چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{N}_{0.006}\text{As}/\text{GaAs}$ SQW



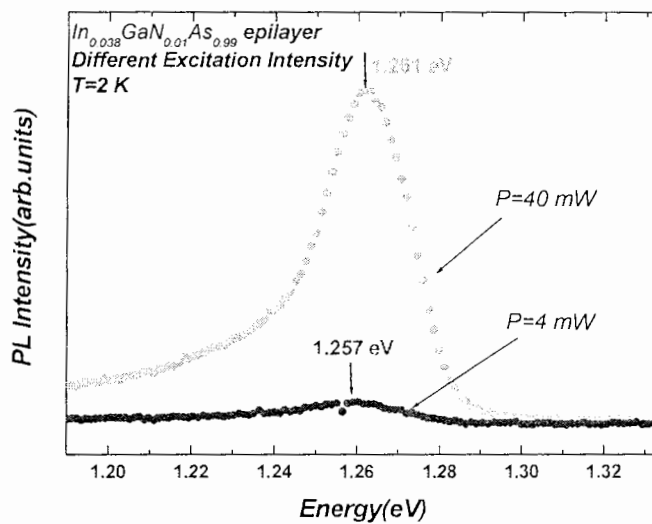
شکل ۶-۲۱-ب- طیفهای فتولومینسانس نمونه ۴ در شدتهای مختلف

ج: نمونه ۵- تک لایه $\text{In}_{0.58}\text{Ga}_{0.42}\text{N}_{0.99}\text{As}_{0.01}/\text{GaAs}$



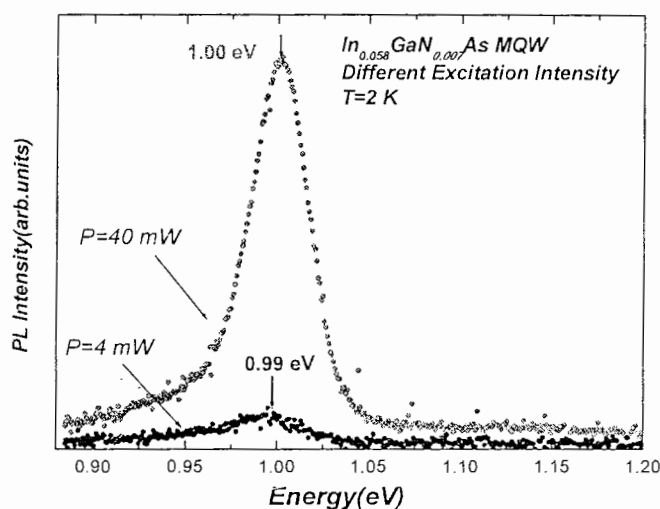
شکل ۶-۲۱-ج- طیفهای فتولومینسانس نمونه ۵ در شدتهای مختلف

د: نمونه ۶- تک لایه $\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{N}_{0.99}\text{As}_{0.01}/\text{GaAs}$



شکل ۶-۲۱-د- طیفهای فتولومینسانس نمونه ۶ در شدتهای مختلف

۵: نمونه ۷- چاه کوانتومی چندگانه $\text{In}_{0.3}\text{GaN}_{0.15}\text{As}/\text{GaAs}$:



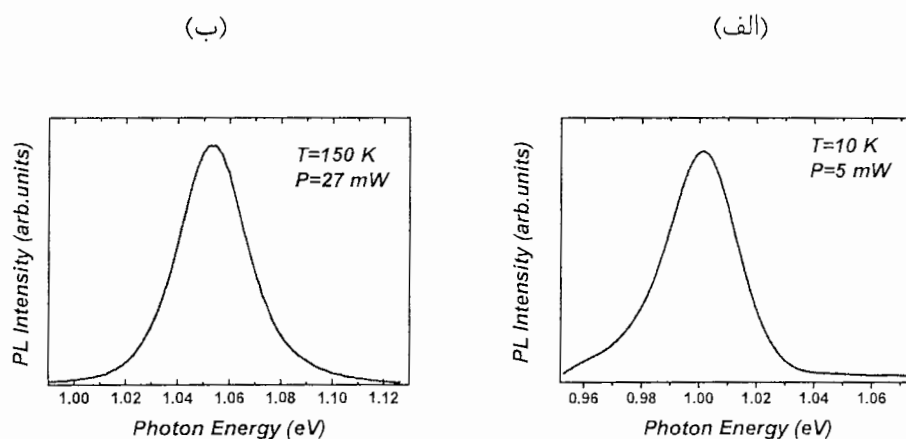
شکل ۶-۲۱-۵- طیفهای فتولومینسانس نمونه ۶ در شدتهای مختلف

با توجه به طیفهای فتولومینسانس رسم شده در دماهای پایین مربوط به نمونه های مختلف به صورت چاههای کوانتومی یگانه، تک لایه و چاه کوانتومی ۵ تایی InGaNAS ، مشاهده می گردد که با افزایش شدت تحریک، قله طیفها به سمت انرژیهای بالاتر انتقال می یابد (شیفت آبی) و این انتقال همچنان با افزایش شدت وجود دارد و دستیابی به حالت اشباع حاصل نمی گردد، اما این رفتار (شیفت آبی) در نمونه های بدون نیتروژن InGaAs قابل مشاهده نیست، بطوریکه با افزایش شدت، انرژی قله های طیفهای مربوط به آنها پس از شدت معینی به حالت اشباع می رسند [۲۱]. دلیل این رفتار را همانگونه که گفتیم می توان به پر شدن مراکز جایگزیدگی و خروج آنها از مراکز تله و افزایش تعداد اکسیتونهای آزاد با افزایش شدت تحریکی نسبت داد، بدین ترتیب انرژی بازترکیب ناشی از آنها افزایش می یابد.

۶-۳- بررسی حضور جایگزیدگی با مشاهده طیفهای فتولومینسانس نامتقارن

در شدت و دمای پایین

علاوه بر موارد ذکر شده، از طریق نامتقارن بودن طیف فتولومینسانس در شدتهای تحریکی و دماهای کم نیز می توان به حضور جایگزیدگی پی برد. شکل ۶-۲۲-الف طیف فتولومینسانس مربوط به نمونه ۱ (چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$) را در دمای ۲ K و شدت ۵ mW نشان می دهد که حالت نامتقارنی نیز به صورت دمی در محدوده انرژیهای پایین به وضوح قابل مشاهده می باشد. اما در دما و شدتهای بالاتر با توجه به شکل ۶-۲۲-ب مربوط به همان نمونه، این حالت نامتقارن وجود ندارد و نشان دهنده عدم حضور جایگزیدگی در این شرایط می باشد.



شکل ۶-۲۲-الف) حالت نامتقارن در طیف فتولومینسانس مربوط به نمونه چاه کوانتومی یگانه

در $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$ در $T=10\text{ K}$ و $P=5\text{ mW}$ و (ب) متقارن بودن طیف در دماهای $T=150\text{ K}$ و $P=27\text{ mW}$

چنین حالت نامتقارنی می تواند بر اساس افت و خیزهای ناشی از نیتروژن در ساختار بیان شود که به رابطه چگالی نمایی از حالت های جایگزیدگی بر حسب انرژی می انجامد:

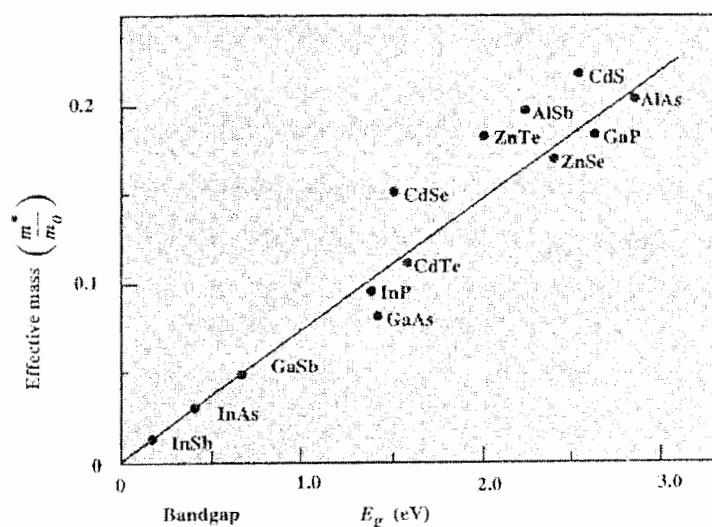
$$g(h\nu) = g_0 \exp\left\{-\left[\frac{h\nu - h\nu_{exc}}{\varepsilon_0}\right]^{\frac{3}{2}}\right\} \quad (6-6)$$

که در آن $h\nu_{exc}$ انرژی اکسیتونهای آزاد، ε_0 انرژی مشخصه نمونه و g_0 نیز مقدار ثابتی

است [۲۲-۲۴]. بنابراین با توجه به رابطه فوق، چگالی اکسیتونهای جایگزیده در انرژیهای کم بیشتر است و بنابراین به علت افزایش تراکم اکسیتونها در این حدود، طیفهای فتولومینسانس حاصل از بازترکیب آنها نیز با یکدیگر همپوشانی نموده و این حالت به صورت دمی در محدوده انرژیهای پایین خود نمایی می کند و با افزایش انرژی چنین دنباله ای دیده نمی شود و بازترکیبها ناشی از اکسیتونهای آزاد می باشند. اما مطابق مطالب گذشته، در شدتها و دماهای بالاتر همراه با کاهش افت و خیزهای پتانسیل و بنابراین کاهش مراکز به دام اندازی، اکسیتونها نیز آزاد می گردند، لذا طیفهای فتولومینسانس مقارنی نیز تحت این شرایط قابل مشاهده می باشد.

۶-۷- نقش نیتروژن در افزایش جرم مؤثر الکترونها در نوار رسانش:

با توجه به ساختار نواری یک نیمه رسانا بر اساس رابطه بین انرژی و بردار موج k می توان جرم مؤثر را نیز با به صورت $\frac{1}{m^*} = \frac{1}{\hbar^2 k} \frac{dE}{dk}$ بیان نمود که نشان دهنده این است که جرم مؤثر با تغییرات E بر حسب بردار موج در داخل بلور نسبت عکس دارد. مطابق شکل ۶-۲۳ در اکثر نیمه رساناها با کاهش گاف نواری مقدار جرم مؤثر نیز کاهش می یابد [۲۵].



شکل ۶-۲۳- کاهش جرم مؤثر الکترون همراه با کاهش گاف نواری نیمه رسانا [۲۵]

اما در مورد نیمه رسانای InGaNAS، این وضع برعکس بوده و رفتار غیر معمولی را ارائه می کند. بطوریکه با افزودن نیتروژن به InGaAs و خم شدن گاف نواری و همچنین کاهش آن، جرم موثر افزایش می یابد. دلیل اصلی افزایش جرم موثر همراه کاهش گاف نواری، ناشی از افزودن نیتروژن طبق مدل دافعه نواری، غیر سهمی بودن نوار رسانش به علت حضور نیتروژن می باشد [۱۷]. همانگونه که قبلاً نیز بیان کردیم، بر اساس مدل دافعه نواری، نیتروژن باعث جدایی نوار رسانش به دو زیر تراز E_+ و E_- می گردد و بنابراین می توان رابطه جرم موثر حالتها را به صورت زیر در آلیاژ InGaNAS تعیین نمود:

$$\frac{1}{m_{\pm}^*} = \frac{1}{\hbar^2 k} \left| \frac{dE_{\pm}(k)}{dk} \right| \quad (۹-۶)$$

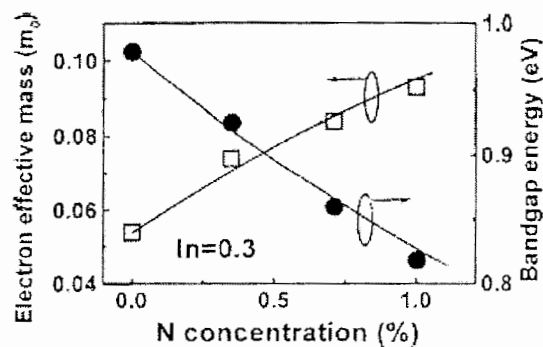
و با توجه به روابطی که قبلاً با استفاده از تئوری اختلال برای $E_{\pm}$ بدست آوردیم داریم:

$$\begin{aligned} \frac{1}{m_{\pm}^*(k)} &= \frac{1}{\hbar^2 k} \left\{ \frac{1}{2} \frac{dE_M(k)}{dk} \pm \frac{(E_M(k) - E_N)}{2\sqrt{[E_M(k) - E_N]^2 + 4V_{MN}^2}} \frac{dE_M(k)}{dk} \right\} = \\ &= \frac{1}{2\hbar^2 k} \frac{dE_M(k)}{dk} \left\{ 1 \pm \frac{[E_M(k) - E_N]}{\sqrt{[E_M(k) - E_N]^2 + 4V_{MN}^2}} \right\} = \frac{1}{2m_M(k)} \left\{ 1 \pm \frac{[E_M(k) - E_N]}{\sqrt{[E_M(k) - E_N]^2 + 4V_{MN}^2}} \right\} \end{aligned} \quad (۱۰-۶)$$

که در آن $m_M(k) = m_c$ جرم الکترون در نوار رسانش ساختار بدون نیتروژن می باشد. بنابراین با توجه به رابطه جرم موثر و انرژی بدست آمده در معادله ۶-۱۰، می توان با انجام محاسبات لازم مربوط به تغییرات E_M ، E_N و V_{MN} بر حسب افزایش نیتروژن در نمونه های مختلف، تغییرات جرم موثر را مورد بررسی قرار داد. این حالت بر اساس داده های تجربی مختلفی قابل اثبات می باشد. به عنوان نمونه نتایج بدست آمده توسط پنⁱⁱ [۱۱] در شکل ۶-۲۴ قابل مشاهده می باشد که تغییرات جرم موثر الکترونها و همچنین گاف نواری را در ساختار $\text{Ga}_{0.9}\text{In}_{0.1}\text{NAS}/\text{GaAs}$ با درصد نیتروژن نشان می دهد. بنابراین با وجود درصد In یکسان مقدار m^* در GaInNAS خیلی بیشتر از GaInAs می باشد.

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

ⁱⁱ Z. Pan



شکل ۶-۲۴- وابستگی گاف نواری و جرم مؤثر الکترون به غلظت نیتروژن در ساختار $\text{Ga}_{1-y}\text{In}_y\text{As}$ [۱۱]

از طرف دیگر افزایش جرم مؤثر الکترونها در اثر افزودن N (y) به InGaAs باعث کاهش تحرکⁱ الکترونها در ساختار $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ نیز می گردد.

آگاهی از جرمهای مؤثر در فشار اتمسفر، اطلاعات ارزشمندی در مورد طبیعت ساختار نواری نیمه رساناها و و آلیاژها فراهم می کند که این اطلاعات در بهینه سازی آلیاژهایی III-V-N به علت کاربردهای زیادشان در ساخت قطعات مختلف، بسیار مفید می باشد [۲۶].

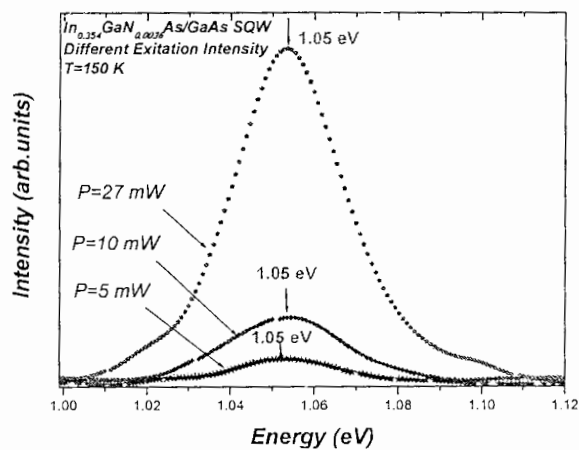
۶-۸- بررسی تغییرات شدت تحریکی لیزر فرودی در دماهای بالا:

همانگونه که قبلاً ذکر شده است، در دماها و شدتهای تحریک پایین، احتمال حضور جایگزیدگی بیشتر است و با افزایش شدت تحریک اینگونه مراکز پر می گردند و بدین ترتیب اکسیتونهای جایگزیده آزاد شده و انرژی بازترکیب آنها نیز افزایش می یابد، لذا قله طیفها به سمت انرژیهای بیشتر انتقال می یابد (شیفت آبی). همچنین افزایش دما نیز باعث کاهش جایگزیدگی و افزایش اکسیتونها و یا الکترون و حفره های آزاد می گردد. بنابراین در دماهای بالا، افزایش شدت تحریک تاثیر زیادی در انرژی قله طیفها ندارد و در این صورت تغییر چندانی در انرژی قله ها ایجاد نمی شود و حالت اشباع به وجود می آید. در شکلهای زیر طیفهای فتولومینسانس مربوط به نمونه ۱ در شدتهای تحریکی متفاوت در دماهای بالا ($T=150\text{K}$ و دمای اتاق) و نمونه ۴ در دمای $T=150\text{K}$ ، رسم گردیده است.

ⁱ Mobility

نمونه ۱: چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.354}\text{Ga}_{0.646}\text{As}/\text{GaAs}$

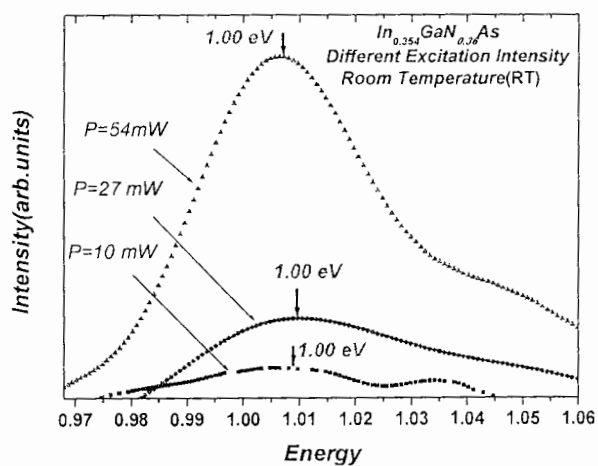
الف: $T=150\text{ K}$



شکل ۶-۲۵- طیف فتولومینسانس نمونه $\text{In}_{0.354}\text{Ga}_{0.646}\text{As}/\text{GaAs}$ در شدت‌های تحریکی متفاوت و در

دمای $T=150\text{ K}$

ب: دمای اتاق $(RT)^1$

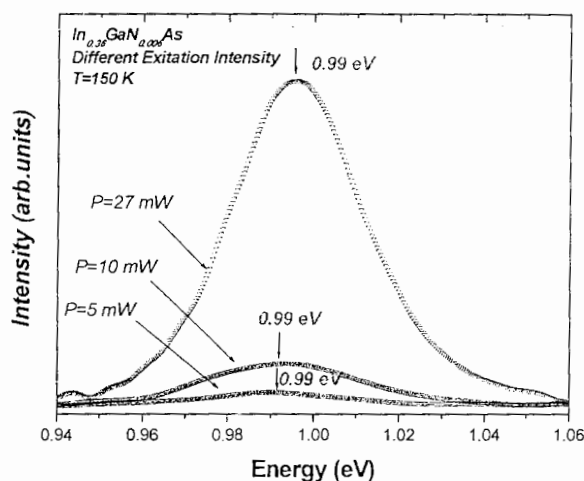


شکل ۶-۲۶- طیف فتولومینسانس $\text{In}_{0.354}\text{Ga}_{0.646}\text{As}/\text{GaAs}$ در شدت‌های تحریکی متفاوت در دمای اتاق

¹ Room Temperature

نمونه ۴: چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$

$$T=150\text{ K}$$



شکل ۶-۲۷- طیف فتولومینسانس نمونه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$ در شدت‌های تحریکی متفاوت در دمای

$$T=150\text{ K}$$

با توجه به طیف‌های رسم شده و انرژی قله‌های آنها قابل مشاهده است که در دمای $T=150\text{ K}$ انرژی قله‌های مربوط به نمونه ۱ حدوداً 1.05 eV و نمونه ۴ در حدود 0.99 eV می‌باشد و با افزایش شدت تحریک، انرژی آنها تغییر نمی‌کند و تقریباً حالت اشباعی با افزایش انرژی قله‌ها حاصل می‌شود. این حالت در دمای اتاق شدت بیشتری دارد، چون در نتیجه افزایش دما و افزایش شدت تحریک و به دنبال آن از بین رفتن کامل اثرات ناهماهنگی سطحی ناشی از نیتروژن، اکسیتونها نیز شکسته شده و تبدیل به الکترون‌ها و حفره‌های آزاد می‌شوند و حالت تقریباً متعادلی در ساختارها نیز به وجود می‌آید که بازده گسیل را افزایش می‌دهد.

۶-۹- نتیجه‌گیری:

نتیجه‌گیری نهایی از بررسی‌ها و مطالعات انجام شده بر روی ساختار InGaNAS نشان می‌دهد که N به عنوان یک عنصر مهم در گسیل نوری از این نیمه رسانا نقش کلیدی ایفا می‌کند و ما

می‌توانیم با تغییر میزان نیتروژن، در گستره طول موجی مورد احتیاج برای ارتباطات مخابراتی از طریق فیبر نوری (محدوده ۱/۵۵-۱/۳ میکرون)، گسیل نوری داشته باشیم و به عنوان یک پارامتر فعال، درصد نیتروژن به همراه نوع ساختار این نیمه رسانا، تغییرات طول موجی را برای ما امکان پذیر می‌سازند.

همچنین حضور نیتروژن، باعث ایجاد ناهمواریها و افت و خیزهایی در سطح ساختار شده و مراکز تله ای ایجاد می‌نماید که اکسیتونها نیز در آنها به دام افتاده و جایگزیده می‌شوند، حضور جایگزیدگی نیز به دلیل همپوشانی توابع موج الکترون و حفره و کاهش زمان بازترکیب مفید می‌باشد اما از طرفی به علت بازترکیبهای غیر نوری ناشی از تنشهای به وجود آمده، اثرات مفید حاصل شده خنثی می‌گردد و بازده گسیل کاهش می‌یابد، بطوریکه به منظور رفع مشکل از عملیات حرارتی استفاده می‌شود که در جهت کاهش افت و خیزها و مراکز جایگزیده و بازترکیبهای غیر نوری عمل می‌کند.

مراجع فصل ششم:

- ¹E.P. O'Reilly and A. Lindsay, *Solid State Commun.* **112**, 443(1999)
- ²W. Shan, W. Walukiewicz, J. W. AgerIII, E. E. Haller, J. F. Geisz, D. J. Friedman, J. M. Olson, S. R. Kurtz, *Phys. Rev. Lett.* **82**, 1221(1999)
- ³S. A. Choulis, S. Tomic, E. P. O'Reilly, and T. J. C. Hosea, *Solid State Commun.* **125**, 155(2003)
- ⁴J. D. Perkins, A. Mascarenhas, Y. Zhang, J. F. Geisz, D. J. Friedman, J. M. Olson, S. R. Kurtz, *Phys. Rev. Lett.* **82**, 3312(1999)
- ⁵W. Shan, W. Walukiewicz, J. W. AgerIII, E. E. Haller, J. F. Geisz, D. J. Friedman, J. M. Olson, S. R. Kurtz, *Appl. Phys.* **86**, 2349(1999)
- ⁶A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Phys. Rev. B* **63**, 195320(2001)
- ⁷H. P. Xin and C. W. Tu, *Appl. Phys. Lett.* **72**, 2442(1998)
- ⁸H. P. Xin, K. L. Kavanagh, Z. Q. Zhu, and C.W. Tu, *Appl. Phys. Lett.* **74**, 2337(1999)
- ⁹J. Misiewicz, P. Sitarek, K. Ryczko, R. Kudrawiec, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Microelectronics Journal* **34**, 737(2003)
- ¹⁰J. -Y. Duboz, J. A. Gupta, Z.R. Wasilewski, J. Ramsey, R. L. Williams, G. C. Aers, B. J. Riel, and G. I. Sproule, *Phys. Rev. B* **66**, 085313(2002)
- ¹¹Z. Pan, L. H. Li, Y. W. Lin, B. Q. Sun, D. S. Jiang, W. K. Ge, *Appl. Phys. Lett.* **78**, 2217(2001)
- ¹²Sho. Shirakata, Masahiko. Kondow, Takeshi. Kitatani, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 54(2001)
- ¹³L. Grenouillet, C. Bru-Chevallier, G. Guillot, P. Gilet, P. Duvaut, C. Vannuffel, A. Million, and A. Chenevas-Paule, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2241(2000)
- ¹⁴S. R. Kurtz, A. A. Allerman, E. D. Jones, J. M. Gee, J. J. Banas, B. E. Hammons, *Appl. Phys. Lett.* **74**, 729(1999)
- ¹⁵J. B. Heroux, X. Yang, W. I. Wang, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 4361(2002)

- ¹⁶ M. Hetterich, M. D. Dawson, A. Yu. Egorov, D. Bernklau, H. Richert, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 1030(2000)
- ¹⁷ I. A. Buyanova, W. M. Chen and B. Monemar, *MRS Internet Journal. Nitride Semiconductor Research*.**6**, 2(2001)
- ¹⁸ Piotr Perlin, Przemek Wisniewski, Czesław Skierbiszewski, and Tadeusz Suski, Eliana Kamin'ska, Sudhir G. Subramanya and Eicke R. Weber, Dan E. Mars, Wladek Walukiewicz, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 1279(2000)
- ¹⁹ C. Skierbiszewski, P. Perlin, P. Wisniewski, and T. Suski, J. F. Geisz, K. Hingerl, W. Jantsch, D. E. Mars, W. Walukiewicz, *Phys. Rev. B* **65**, 035207(2001)
- ²⁰ A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 2870(2000)
- ²¹ R. A. Mair, J. Y. Lin, H. X. Jiang, E. D. Jones, A. A. Allerman, S. R. Kurtz, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 188(2000)
- ²² B. Halperin, M. Lax, *Phys. Rev. Lett.* **148**, 722(1996)
- ²³ E. Cohen, M. D. Sturge, *Phys. Rev. B* **25**, 3828(1982)
- ²⁴ M. Oueslati, C. Benoit a la Guillaume, M. Zouaghi, *Phys. Rev. B* **37**, 3037(1988)
- ²⁵ J. Singh, *Semiconductor Optoelectronics*, Mc Grow-Hill. Inc (1995), p. 66-68
- ²⁶ C. Skierbiszewski, P. Perlin, P. Wisniewski, W. Knap, T. Suski, W. Walukiewicz, W. Shan, K. M. Yu, J. W. Ager, E. E. Haller, J. F. Geisz, J. M. Olson, *Appl. Phys. Lett.* **76**, 2409(2000).

ضمیمه الف

الف-۱- فیبرهای نوریⁱ

بعد از اختراع لیزر در سال ۱۹۶۰ میلادی، ایده بکارگیری فیبر نوری برای انتقال اطلاعات شکل گرفت. خبر ساخت اولین فیبر نوری در سال ۱۹۶۶ همزمان در انگلیس و فرانسه اعلام شد که عملاً در انتقال اطلاعات مخابراتی قابل استفاده نبود، تا اینکه در سال ۱۹۷۶ با کوشش فراوان محققین تلفات فیبر نوری تولیدی شدیداً کاهش داده شد و به مقداری رسید که قابل ملاحظه با سیم های کوکسیکال مورد استفاده در شبکه مخابرات بود. در ایران در اوایل دهه ۶۰، فعالیت های تحقیقاتی در زمینه فیبر نوری در مرکز تحقیقات منجر به تأسیس مجتمع تولید فیبر نوری در پونک تهران گردید و عملاً در سال ۱۳۷۳ تولید فیبرنوری با ظرفیت ۵۰۰۰۰ کیلومتر در ایران آغاز شد. فعالیت استفاده از کابل های نوری در دیگر شهرهای بزرگ ایران شروع شد تا در آینده نزدیک از طریق یک شبکه ملی مخابرات نوری به هم متصل می شوند. انشار نور تحت تأثیر عواملی ذاتی و اکتسابی دچار تضعیف می شود. این عوامل عمدتاً ناشی از جذب ماورای بنفش، جذب مادون قرمز، پراکندگی ریلی و فشارهای مکانیکی بر آنها هستند

طراحان فیبرهای نوری، فیبرهایی را مد نظر داشتند که دارای حداقل تلفات و پاشندگی باشند. برای دستیابی به این نوع فیبرها، محققین از حداقل تلفات در طول موج ۱/۵۵ میکرون و از حداقل پاشندگی در طول موج ۱/۳ میکرون بهره جستند و فیبری را طراحی کردند که دارای ساختار نسبتاً پیچیده تری بود. در عمل با تغییراتی در پروفایل ضریب شکست فیبرهای تک مد، که حداقل پاشندگی آن در محدوده ۱/۳ میکرون قرار داشت، به محدوده ۱/۵۵ میکرون انتقال داده شد. [۱].

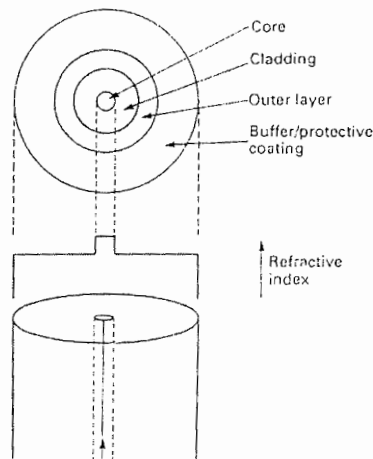
الف-۲- انواع مختلف فیبر نوری

فیبرهای نوری مورد استفاده در انتقال اطلاعات به دو نوع یگانه و چند گانه تقسیم می شوند و همچنین فیبرهای چندگانه شامل دو نوع دارای ضریب شکست پله ای و تدریجی هستند [۲و۳].

ⁱ Optical Fiber

الف-۲-۱- فیبرهای تک مدیⁱ

در شکل زیر یک فیبر در تک مد همراه با یک مقطع عرضی و تغییرات ضریب بازتاب آن نشان داده شده است. این نوع فیبر از یک مغزی در حد چند میکرومتر و غلافی که تقریباً ده برابر ضخامت شعاع مغزی می باشد، تشکیل شده است [۲و۳].



شکل الف-۱: فیبر نوری تک مدی [۲]

الف-۲-۲- فیبرهای چند مدی

این نوع فیبرها در مقایسه با حالت قبل مطابق با شکل ۳ مغزی نسبتاً بزرگی دارند که در حدود ۵۰-۶۰ میکرون بوده و پوشش خارجی آن نیز معمولاً دارای ضخامتی دو برابر اندازه قطر مغزی می باشند. این نوع فیبرها قادر به پردازش بیشتر از یک مد در یک زمان هستند. این نوع فیبرها معمولاً در دو نوع مختلف می باشند:

(۱) فیبر با ضریب شکست پله ایⁱⁱ: مطابق شکل ۳ (الف) این نوع فیبر دارای یک لایه استوانه ای از سیلیکای هم جوشیده نسبتاً خالص (SiO_2) است که یک مغزی شیشه ای آغشته (مثلاً شیشه آغشته به ژرمانیوم) را احاطه می کند که دارای ضریب شکست بزرگتری از لایه غلاف است. نور نیز توسط بازتاب داخلی در گامی مربوط به ضریب شکست در امتداد طول تار منتقل می شود. زاویه حد برای بازتاب داخلی همانطور که از قانون اسنل با توجه به معادله $\sin \theta_c = \frac{n_1}{n_2}$ که در آن n_1 و n_2 ضریب شکستهای محیط

ⁱSingle Mode Optical Fiber

ⁱⁱ Step-Index Fiber

قرار خواهد گرفت. کاربرد دیگری از آن در زمینه های نظامی و صنایع دفاع می باشد که از آن جمله می توان برقراری ارتباط و کنترل با آنتن رادار، کنترل و هدایت موشک ها، ارتباط زیر دریایی ها (هیدروفون) را نام برد. در زمینه پزشکی نیز در انجام آزمایش های گوناگون در تشخیص بیماری ها مانند دزیمتری غدد سرطانی، شناسایی نارسایی های داخلی بدن، جراحی لیزری به منظور استفاده در دندانپزشکی و اندازه گیری مایعات و خون به کار می رود.

به منظور تولید فیبر نوری، ابتدا ساختار آن در یک میله شیشه ای موسوم به پیش سازه از جنس سیلیکا ایجاد می گردد و سپس در یک فرایند جداگانه این میله کشیده شده تبدیل به فیبر می گردد. از سال ۱۹۷۰ روش های متعددی برای ساخت انواع پیش سازه ها به کار رفته است که اغلب آنها بر مبنای رسوب دهی لایه های شیشه ای در داخل یک لوله به عنوان پایه قرار دارند. از جمله مزایای استفاده از فیبرهای نوری، انتقال اطلاعات با سرعت بسیار بالا و در حد سرعت نور، تاثیر پذیری ناچیز آنها نسبت به میدان های مغناطیسی و یا الکتریکی، استفاده از آنها در کنار کابل های فشار قوی و تولیدات مقرون به صرفه حتی نسبت به کابل های مسی را میتوان ذکر نمود. همچنین به دلیل تضعیف بسیار کم شعاع نوری در فیبر نوری، نیاز به تقویت کننده های بین راهی در مسافت های طولانی، بسیار کمتر از کابل های کوکسیکال می باشد. اما از معایب فیبرهای نوری نیز می توان مواردی را بیان نمود که به عنوان مثال عدم توانایی آنها به منظور انتقال الکتریسیته، مشکل بودن اتصال دو فیبر نوری و ناتواناییشان در انتقال چند شعاع نوری به طور همزمان می باشد [۱]

مراجع مورد استفاده در ضمیمه:

^۱ Online Web Site: www.Daneshnameh.roshd.ir

^۲ RL. Tricker, Halley Court, Jordan. Hill, *Optoelectronic Line Transmission and Introduction to Fiber Optics*, an imprint of Heinemann Professional publishing Ltd, Oxford (1989)

^۳ Peter K. Cheo, *Fiber Optics and Optoelectronics*, Prentice-Hall International, Inc (1990)

^۴ S. M. Sze; *Semiconductor Devices, Physics and Technology* (1985)

ضمیمه ب

مقالات ارائه شده به کنفرانسها و مجلات داخلی و خارجی

مقاله اول:

بررسی اثر نیتروژن در گسیل نوری چاههای کوانتومی InGaNAs/GaAs

غلامی. مریم، هراتی زاده. حمید، هولتز. پر اولاف

دوازدهمین گردهمایی فیزیک ماده چگال

۴ و ۵ خرداد ۱۳۸۵

مرکز تحصیلات تکمیلی در علوم پایه زنجان

چاپ شده در مقاله نامه ۱۳۸۵

بررسی اثر نیتروژن در گسیل نوری چاههای کوانتومی $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$

غلامی، مریم^۱؛ هراتی زاده، حمید^۲؛ هولتز، پر اولاف^۲

^۱گروه فیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود، بلوار دانشگاه، شاهرود

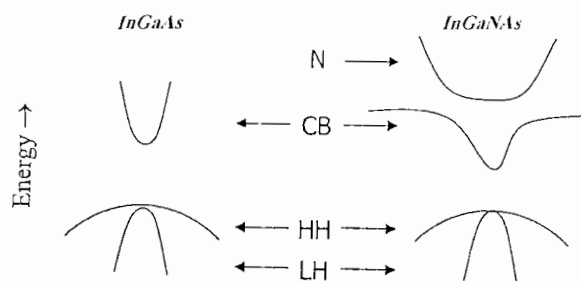
^۲انستیتی فیزیک و تکنولوژی سنجش دانشگاه لیشوینگ، لیشوینگ، سوئد

چکیده

در این گزارش اثر نیتروژن در بازترکیب نوری چاههای کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.006}\text{As}/\text{GaAs}$ ، با استفاده از طیف نمایی فتولومینسانس در دماهای پایین مورد بررسی قرار گرفته است. مکانیسم بازترکیب نوری این ساختارها اکسیتونی می باشد که با مشاهده وابستگی دمایی طیف فتولومینسانس (رفتار S گونه قله طیف PL) در دماهای متفاوت، به جایگزیدگی اکسیتونها پی می بریم. این جایگزیدگی از طریق مطالعه طیف فتولومینسانس وابسته به تغییرات شدت نور تحریکی، که باعث انتقال قله طیف فتولومینسانس به سمت انرژیهای بالاتر و نیز وجود عدم تقارن در طیف فتولومینسانس قابل مشاهده می باشد. جایگزیدگی اکسیتونها در افت و خیز پتانسیل، ناشی از حضور نیتروژن در ساختار InGaAs می باشد. حضور نیتروژن در این ساختار باعث ایجاد ترازهای انرژی در نوار رسانش می گردد که به علت دافعه بین این ترازها با نوار رسانش ساختار میزبان و در نتیجه رانده شدن لبه نوار رسانش به طرف نوار ظرفیت، گاف انرژی کاهش یافته و در نتیجه انرژی گسیلی ساختار به سمت ناحیه IR انتقال می یابد.

مقدمه :

نیمه رساناهای $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ امروزه به علت کاربردهای زیادشان از جمله در ساخت دیودهای لیزری با راندمان نوری بالا و نیز گسیل در محدوده طول موجهای ۱/۵۵ – ۱/۳ میکرون، که در ارتباطات مخابراتی از طریق فیبرهای نوری از اهمیت خاصی برخوردار است، مورد توجه زیادی قرار گرفته اند [۱ و ۲]. از طرف دیگر به دلیل هماهنگی بین ثابت شبکه InGaAs و GaAs و سهولت رشد این نیمه رسانا به روی GaAs ، امکان ساخت لیزرهای با کاواک عمودی (VCSEL) میسر می گردد [۳]. با مشارکت درصد کمی نیتروژن در ساختار InGaAs کاهش قابل ملاحظه ای در گاف انرژی این نیمه رسانا حاصل می شود که دلیل آن همانگونه که در شکل ۱ مشاهده می شود، دافعه بین ترازهای ایجاد شده توسط نیتروژن در نوار رسانش با لبه این نوار است [۴ و ۵].



شکل ۱: کاهش گاف انرژی با حضور نیتروژن در ساختار InGaAs

هدف این مقاله مطالعه تجربی تاثیر نیتروژن بر خواص اپتیکی InGaAs می باشد که برای این منظور از تکنیک فتولومینسانس استفاده شده است. مطالعه وابستگی دمایی و وابستگی شدت طیفهای فتولومینسانس به شناخت مکانیزم

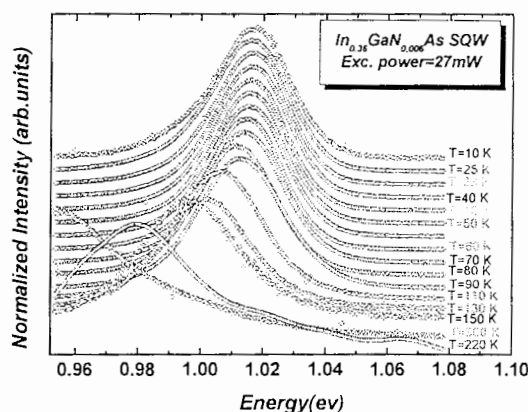
باز ترکیب نوری غالب در آلیاژهای InGaAs کمک می کند و از طرفی طیفهای فتولومینسانس نشان می دهند که حضور نیتروژن چه تاثیری بر خواص اپتیکی نیمه رسانای میزبان (InGaAs) دارد.

نمونه ها و روش آزمایش:

نمونه ها شامل چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$ می باشد که بر روی زیرلایه GaAs بدون آرایش، در جهت (۰۰۱) رشد داده شده است. به روی زیر لایه، یک لایه میانی GaAs بدون ناخالصی، به ضخامت حدودی ۳۰۰ نانومتر و به دنبال آن ناحیه فعال شامل چاه کوانتومی یگانه ای به ضخامت ۶/۷۵ نانومتر دارای ۰/۳۶ درصد ایندیم می باشد که یک لایه پوششی GaAs با ضخامت ۱۰۰ نانومتر آن را محافظت می کند. در یکی از نمونه ها، لایه چاه در ناحیه فعال فاقد نیتروژن و در دیگری دارای ۰/۶ درصد نیتروژن است. برای مطالعه اپتیکی نمونه ها، تکنیک فتولومینسانس از دمای پایین (۱۰ K) تا دمای اتاق به کار گرفته شده و برای تحریک نمونه ها از طول موج ۵۱۴۵ Å و نیز برای تغییر شدت نور تحریکی از فیلترهای نوری استفاده شده است. دمای رشد نیز حدود ۴۹۵ K در نظر گرفته شده است.

بحث و نتایج :

شکل ۲ وابستگی دمایی طیف فتولومینسانس چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.36}\text{GaN}_{0.006}\text{As}/\text{GaAs}$ را برای شدت تحریکی $P=27\text{ mW}$ نشان می دهد.

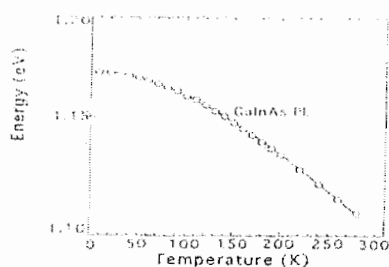


شکل ۲: طیف فتولومینسانس چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.36}\text{GaN}_{0.006}\text{As}/\text{GaAs}$ در دماهای مختلف

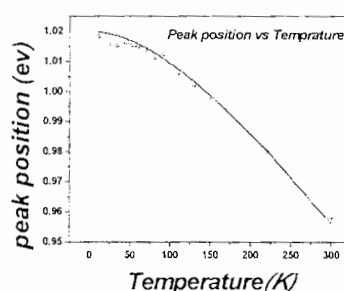
مطابق شکل با افزایش دما از ۱۰ K تا ۳۳ K انرژی گسیلی نمونه ابتدا کمی به سمت مقادیر کمتر انتقال می یابد (شیفت قرمز) و سپس با افزایش بیشتر دما تا ۷۰ K مقدار آن زیاد شده اما پس از آن دوباره کاهش پیدا می کند. دلیل این امر نیز این است که با افزایش دما از ۱۰ K تا ۳۳ K اکسیتونها انرژی جنبشی لازم را کسب کرده و قبل از بازترکیب در مینیمم های پتانسیل جایگزیده می شوند که این موضوع موجب شیفت قرمز اولیه می گردد. سپس با افزایش دما تا ۷۰ K آنها انرژی لازم را برای فرار از پتانسیلهای جایگزیدگی پیدا کرده و قبل از باز ترکیب موفق به خروج از

جایگزیدگی ها شده و تبدیل به اکسیتونهای آزاد می گردند که این منجر به شیفت آبی انرژی در طیف فتولومینسانس می شود .

پس از آن نیز به علت کاهش گاف نواری با افزایش دما مطابق با رابطه ورشنی $E(g) = E(0) - \alpha T^2 / \beta + T$ [۳] ، انتقال انرژی گسیلی به سمت مقادیر کمتر (شیفت قرمز) حاصل می گردد. خصوصیات ذکر شده به طور دقیق تر در وابستگی دمایی قله های طیف فتولومینسانس، برای نمونه نیتروژن دار به صورت رفتار S ماندی در شکل ۳(a) نشان داده شده است، در حالیکه برای نمونه فاقد نیتروژن همان طور که شکل ۳(b) نشان می دهد رفتار S شکل ملاحظه نمی گردد که این امر بیانگر این مطلب است که حضور نیتروژن باعث ایجاد مراکز جایگزیدگی در InGaAs شده است.



(b)

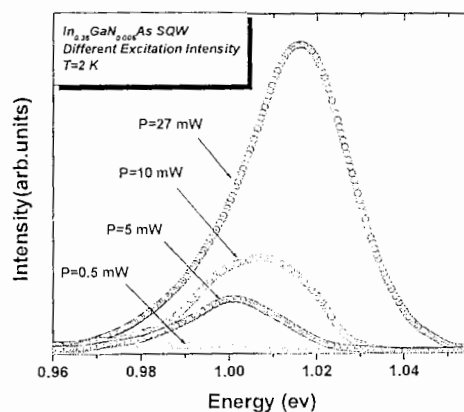


(a)

شکل ۳: تغییر قله های طیف فتولومینسانس بر حسب دما در (a): نمونه دارای ۰/۶ درصد نیتروژن و (b): نمونه فاقد نیتروژن [1]

با فیت کردن مقادیر بدست آمده در طیف $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.006}\text{As}/\text{GaAs}$ با استفاده از رابطه تجربی ورشنی می توان انرژی جایگزیدگی را از طریق $E_{\text{loc}}(T) = E(T) - E_{\text{PL}}(T)$ محاسبه نمود [۶ و ۷] که در این رابطه $E(T)$ با استفاده از مدل ورشنی تعریف می شود و $E_{\text{PL}}(T)$ نیز وابستگی دمایی پیکهای طیف فتولومینسانس است. بدین ترتیب انرژی جایگزیدگی در نمونه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.006}\text{As}$ حدود ۵ meV به دست می آید .

شکل ۴: طیف فتولومینسانس نمونه نیتروژن دار را بر حسب تغییرات شدت نور فرودی در دمای $T=2\text{ K}$ نشان می دهد.



شکل ۴: طیف فتولومینسانس $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.006}\text{As}/\text{GaAs}$ در شدتهای تحریکی متفاوت

همانطور که مشاهده می کنیم با افزایش شدت تحریک از ۰/۵ mW تا ۲۷ mW پیکهای PL از ۰/۹۸ eV به سمت انرژیهای بالاتر (شیفت آبی) تا مقدار ۱/۰۱۶ eV انتقال می یابند. اما در نمونه بدون نیتروژن InGaAs/GaAs چنین انتقال بزرگی با افزایش شدت تحریک وجود ندارد (شکل نشان داده نشده است). همانگونه که قبلاً اشاره شد به دلیل حضور نیتروژن، افت و خیزهای پتانسیل در ته چاه کوانتومی افزایش یافته و موجب جایگزیدگی بیشتر اکسیتونها می گردد، اما با افزایش شدت لیزر تحریکی این مراکز جایگزیدگی پر می شوند و در نتیجه تعداد اکسیتونهای آزاد افزایش می یابند. این موضوع در عدم تقارن طیف فتولومینسانس در شدتهای تحریکی کم نیز قابل استنتاج است [۸ و ۹]. همچنین انتقال قله طیف به سمت انرژیهای بیشتر (شیفت آبی)، در اثر افزایش شدت نور تحریکی به دلیل پر شدن مراکز جایگزیدگی توسط حاملهای نوری است.

نتیجه گیری :

مطالعه اپتیکی چاه کوانتومی InGaAs/GaAs نشان می دهد که حضور اتمهای نیتروژن به میزان کم (کمتر از ۱ تا ۲ درصد) و ایجاد ترازهای وابسته به آن در نوار رسانش و دافعه این ترازها با لبه نوار رسانش، موجب انتقال انرژی گسیلی به سمت انرژیهای کمتر (شیفت قرمز) می گردد. از طرفی وابستگی دمایی و تغییرات شدت نور تحریکی طیف فتولومینسانس نشان می دهد که اتمهای نیتروژن عامل اصلی در ایجاد مراکز جایگزیدگی برای اکسیتونها می باشند. این مراکز جایگزیدگی به افزایش راندمان نوری از طریق همپوشانی بیشتر توابع موج الکترون و حفره کمک می نماید، اما از طرف دیگر حضور مقادیر بیشتر نیتروژن باعث ایجاد نواقص شبکه ای و مراکز بازترکیب غیر نوری می گردد که باید با عملیات حرارتی این نقص را اصلاح نمود.

سپاسگزاری :

مولفان از آقایان دکتر هام مار و دکتر کارل اسپلاند از دپارتمان میکروالکترونیک و IT انستیتوی سلطنتی استکهلم و شرکت زارلیک سوند به دلیل کمک در تهیه نمونه ها سپاسگزاری می نمایند.

مرجع ها :

1. Sho Shirakata, Masahiko Kondow and Takeshi Kitatani, Appl. Phys. Lett. **79**, 54 (2001).
2. A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Ficscher, M. Reinhardt, A. Forchel, Phys Rev. Lett **63**, 195320 (2001).
3. L. Grenouillet, C. Bru-Chevallier, G. Guillot, P. Gilet, P. Duvaut, C. Vannuffel, A. Million, A. Chenevas-Paule, Appl. Phys. Lett. **76**, 2۲۴۱ (2000).
4. S. Tomic, E.P. Oreilly, ODM Optoelectronic Devices and Materials Research Group (2001)
5. W. Shan, W. Walukiewicz, J.W. Ager III, E.E. Haller, J.F. Geisz, D.J. Friedman, J.M. Olson, S.R. Kurtz, Phys. Rev. Lett. **82**, 1221 (1998).
6. M.-A. Pinault, E. Tourine, Appl Phys. Lett. **78**, 1562 (2001).
7. J. Misiewicz, P. Sitarek, K. Ryczko, R. Kudrawiec, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, Microelectronics J. **34**, 737 (2003).
8. I. A. Buyanova, W.M. Chen, B. Monemar, MRS Internet J. Nitride Semiconductor. Research. **6**, 2 (2001).

مقاله دوم:

نقش نیتروژن در کاهش گاف نواری نانو ساختار InGaNAs

غلامی، مریم، هراتی زاده، حمید، هولتز، پر اولاف

کنفرانس فیزیک ایران و یازدهمین همایش دانشجویی فیزیک

۶-۹ شهریور ۱۳۸۵

دانشگاه صنعتی شاهرود

چاپ شده در صفحه ۹۶ مقاله نامه ۱۳۸۵

نقش نیتروژن در کاهش گاف نواری نانو ساختار InGaNaAs

غلامی، مریم¹؛ هراتی زاده، حمید^{1,2}؛ هولتز، پیر اولاف²

¹گروه فیزیک، دانشگاه صنعتی شاهرود، بلوار دانشگاه، شاهرود

²انستیتیوی فیزیک و تکنولوژی سنجش دانشگاه لینشوپینگ، لینشوپینگ، سوئد

چکیده

بررسی نقش نیتروژن در آلیاژهای InGaNaAs نشان می دهد که با حضور نیتروژن تراز جایگزیده ای در نوار رسانش این نیمه رسانا ایجاد می شود که با آن وارد برهمکنش شده و در اثر دافعه نواری بین آنها، گاف انرژی کاهش می یابد. بررسی نیتروژن به عنوان یک عامل اختلال در سیستم، با استفاده از محاسباتی بر پایه هامیلتونی $k.p$ ، حضور دو زیر تراز انرژی شامل E_+ و E_- در نوار رسانش را نشان می دهد که با افزایش غلظت نیتروژن این زیر تراز ها از یکدیگر دور می شوند. همچنین در این گزارش اثرات فوق به طور تجربی و از طریق مطالعات طیف نمایی فتولومینسانس مورد بررسی قرار گرفته است و به نقش جایگزیدگی در اثر حضور نیتروژن نیز اشاره شده است که عدم تقارن طیفهای فتولومینسانس مخصوصا در دماهای پایین نشانه آشکاری از این اثر می باشد. علاوه بر این، اثر دما نیز در کاهش گاف نواری مورد بررسی قرار گرفته است.

Effect of nitrogen on the bandgap reduction of InGaNaAs nano-structure

Gholami. Maryam¹, Haratizadeh. Hamid^{1,2}, Holtz. P.O.²

Physics Department, Shahrood University of Technology, 3619995161, P.O. Box 316, Shahrood, Iran

²Department of Physics and Measurements Technology, Linkoping University, 581 83 Linkoping, Sweden

Abstract

We have investigated the role of nitrogen on InGaNaAs alloys with photoluminescence spectroscopy measurements. Incorporation of nitrogen in host atoms (InGaAs) creates a localized level inside the conduction band which interacts with it, so this interaction leads to a splitting of the conduction band into two subband and a reduction of the fundamental bandgap because of bandanticrossing between them. We confirm these subbands by the $k.p$ calculations.

Increasing of the temperature decreases bandgap that we see these properties in PL spectra with the comparison between different temperatures. Also existence of localization is seen in the asymmetry PL spectra especially at low temperatures whereas in more nitrogen compositions, localized excitons are increased which are seen with expansion of FWHM of PL spectra in more nitrogen concentrations.

PACS No. 78.73

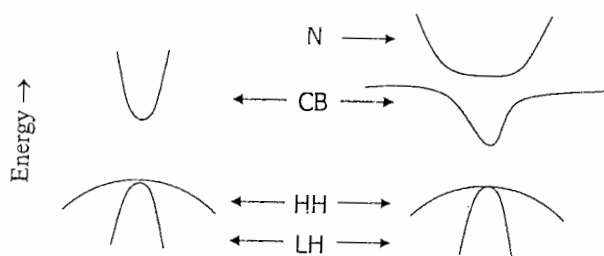
مقدمه

طریق فیبرهای نوری است که پراکندگی این طول موجها را برای فیبرهای نوری به حداقل می رساند. از طرفی امکان رشد InGaNaAs به روی زیر لایه GaAs به دلیل هماهنگی در ثابت شبکه آنها، شرایط ساخت لیزرهای با کاواک عمودی (VCSEL) را فراهم می کند. به علت الکترون گاتیوی بالا و شعاع کوچک اتم نیتروژن، حضور آن در InGaAs باعث تغییر خصوصیات آلیاژ می

نیمه رسانای $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ و ساختارهای نانوی این نیمه رسانا به ویژه ساختارهای چاه کوانتومی آن، در زمینه ساخت دیودهای نوری فعال در ناحیه IR بخصوص در طول موج 1.33-1.55 میکرون به عنوان کاندیدای مهمی مورد توجه می باشد. کاربرد اصلی این دیودهای نوری در انتقال اطلاعات مخابراتی از

بحث و نتایج :

محاسبات بر پایه هامیلتونی اصلاح شده $k.p$ نشان می دهد که مشارکت نیتروژن در آلیاژ میزبان (InGaAs) تراز جایگزیده ای در نوار رسانش ایجاد می کند که این تراز نوار رسانش را از خود دفع می نماید که نتیجه آن کاهش گاف نواری مطابق شکل 1 می باشد.



شکل 1: کاهش گاف نواری در اثر حضور نیتروژن در ساختار InGaAs

به علت اینکه نیتروژن به عنوان یک عامل اختلال وارد سیستم می شود، با استفاده از تئوری اختلال مساله ویژه مقداری زیر را حل می کنیم.

$$\begin{vmatrix} E - E_{N'} & V_{MN} \\ V_{MN} & E - E_N \end{vmatrix} = 0 \quad (\text{الف})$$

که در آن E_N انرژی تراز جایگزیده ایجاد شده با نیتروژن و $E_{N'}$ انرژی نوار رسانش است.

حل این مساله شامل دو پاسخ به صورت زیر است :

(ب)

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

این امر بیان کننده این است که حضور نیتروژن باعث ایجاد دو زیر تراز E_+ و E_- در نوار رسانش می گردد، به طوریکه با افزایش نیتروژن برهمکنش بین تراز E_N و نوار رسانش E_M یعنی V_{MN} افزایش می یابد. بنابراین طبق رابطه (ب) با افزایش V_{MN} مقدار E_+ افزایش یافته اما E_- کاهش پیدا می کند و این دو زیر تراز از

گردد که از آن جمله رفتار گاف نواری در اثر حضور درصد کمی از نیتروژن می باشد که برخلاف انتظار به جای افزایش از خود کاهش نشان می دهد و می توان با اضافه نمودن مقدار کمی نیتروژن، انرژی گسیلی از نمونه را کاهش و طول موج گسیلی را به ناحیه موردنظر یعنی 1.33-1.55 میکرون انتقال داد [1,2]. در این مقاله سعی می شود که ضمن مطالعه اپتیکی InGaAs بصورت تجربی و بر پایه سنجشهای فتولومینسانس، تاثیر حضور نیتروژن به روی ساختار نواری این آلیاژ مورد بررسی قرار گیرد.

نمونه ها و روش آزمایش:

نمونه ها شامل چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$ با درصدهای مختلف نیتروژن می باشد که بر روی زیر لایه GaAs بدون آرایش، در جهت (001) رشد داده شده اند. بر روی زیر لایه، یک لایه میانی GaAs بدون ناخالصی، به ضخامتی در حدود 300 نانومتر و به دنبال آن ناحیه فعال شامل چاه کوانتومی یگانه ای رشد داده شده است. در نمونه های مختلف ضخامت چاه کوانتومی و درصد نیتروژن و ایندیوم مطابق جدول 1 می باشد.

جدول 1:

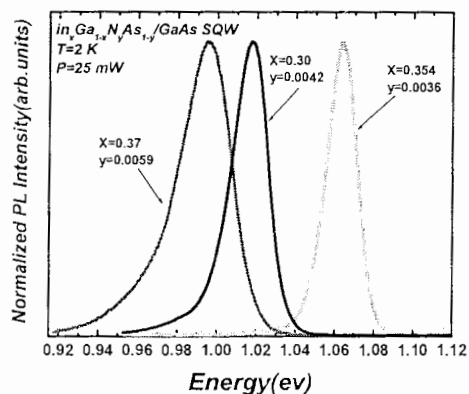
مقدار نیتروژن و ایندیوم و ضخامت چاه کوانتومی در نمونه های مختلف

مقدار نیتروژن (y)	مقدار ایندیوم (x)	ضخامت چاه کوانتومی (nm)	نمونه مورد نظر
0.0036	0.354	7	1
0.0042	0.30	6.9	2
0.0059	0.37	7.2	3

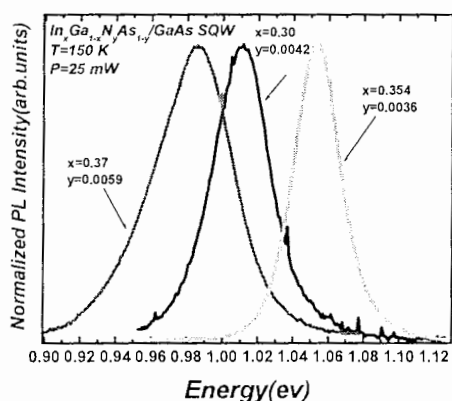
در تمام نمونه ها یک لایه پوششی GaAs با ضخامت 100 نانومتر ناحیه فعال را محافظت می کند و آنها در دمای حدود $T=495\text{ K}$ رشد یافته اند. برای مطالعه اپتیکی نمونه ها، تکنیک فتولومینسانس در دو دمای $T=2\text{ K}$ و $T=150\text{ K}$ به کار گرفته شده و برای تحریک نمونه ها از طول موج $5145\text{ \AA}$ استفاده گردیده و شدت نور لیزر تحریکی نیز $P=25\text{ mW}$ می باشد.

دما نیز مطابق با رابطه تجربی ورنشی $E(g) = E(0) - \frac{\alpha T^2}{\beta + T}$ گاف انرژی را کاهش می دهد. در این معادله α و β مقادیر ثابتی هستند و $E(0)$ نیز گاف نواری را در دمای صفر کلین بیان می کند [6].

الف:



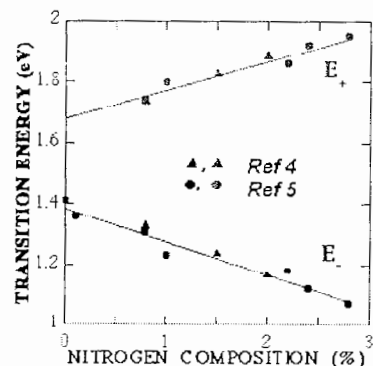
ب:



شکل 3: طیف فتولومینسانس 3 نمونه با درصدهای مختلف نیتروژن در دو دمای متفاوت. الف: $T=2\text{ K}$ و ب: $T=150\text{ K}$

از طرفی لازم به ذکر است که با مقایسه قله ها در شکل 3 بین دو دمای $T=150\text{ K}$ و $T=2\text{ K}$ مشاهده می کنیم که طیفها در دمای بالاتر $T=150\text{ K}$ از تقارن بیشتری برخوردار می باشند اما در $T=2\text{ K}$ طیفها نامتقارن ترند. وجود عدم تقارن در طیف فتولومینسانس به صورت دنباله ای در قسمت انرژیهای پایین طیف

یکدیگر دور می گردند. بطوریکه این نتایج با مقادیر تجربی مطابق شکل 2 نیز تایید می گردد [3,4].



شکل 2: وابستگی ترازهای انرژی E_+ و E_- به درصد نیتروژن [4,5]

بنابراین علت اصلی کاهش گاف نواری نیمه رسانای فوق و تغییرات خصوصیات آلیاژ InGaNAS ، دافعه نواری ایجاد شده در اثر حضور نیتروژن می باشد.

در نمونه های ما مقدار نیتروژن کمتر از 1 درصد است. اما قابل ذکر است که با وجود مقادیر ناچیز نیتروژن، کاهش قابل ملاحظه ای در حدود 60 meV به ازای افزودن 0.25 درصد نیتروژن در گاف نواری حاصل می گردد. این اثر در انتقال قله های طیف فتولومینسانس به سمت انرژیهای پایینتر (شیفت قرمز) در سه نمونه با درصدهای مختلف نیتروژن و در دو دمای متفاوت $T=2\text{ K}$ در شکل 3 (الف) و $T=150\text{ K}$ در شکل 3 (ب) نشان داده شده است. همچنین در مقایسه طیفها در شکل 3 بین دو قسمت الف و ب، مشاهده می کنیم قله های مربوط به هر نمونه در ب در محدوده انرژی پایینی نسبت به طیفهای قسمت الف قرار گرفته اند. دلیل این امر نیز کاهش گاف نواری در اثر افزایش دما می باشد بطوریکه در دمای $T=150\text{ K}$ گاف نواری کمتر از $T=2\text{ K}$ است.

بنابراین با توجه به شکل در دمای 2 K با افزایش مقدار نیتروژن از 0.0036 تا 0.0059 قله های طیفها شیفتهای از 1.064 به 0.995 الکترون ولت دارند اما در دمای $T=150\text{ K}$ این شیفت از 1.053 به 0.985 الکترون ولت می باشد که بیانگر کاهش گاف نواری با افزایش دما است. چون علاوه بر افزایش نیتروژن افزایش

نتیجه گیری:

مشارکت نیتروژن در آلیاژ InGaAs ایجاد تراز جایگزیده ای در نوار رسانش می کند که با آن وارد برهمکنش شده و در اثر دافعه نواری که بین آنها ایجاد می گردد، گاف نواری نیز کاهش می یابد. این اثر را در طیف نمایی فتولومینسانس برای سه نمونه با درصدهای مختلف نیتروژن و در دو دمای متفاوت نیز مشاهده می کنیم و انتقال قله های طیف فتولومینسانس به سمت انرژیهای پایینتر، نمایانگر این موضوع است. همچنین با در نظر گرفتن حضور نیتروژن به عنوان عامل اختلال در سیستم و حل مساله ویژه مقداری با استفاده از تئوری $k.p$ می توانیم به حضور دو زیر تراز E_+ و E_- در نوار رسانش پی ببریم.

مطالعه اپتیکی نشان می دهد که حضور نیتروژن عامل اصلی جایگزیدگی اکسیتونها در سیستم بوده و همچنین باعث پهن شدگی طیفهای اپتیکی می گردد. نامتقارن بودن طیفها در دماهای پایین نیز نشانگر وجود مراکز جایگزیدگی به علت حضور نیتروژن می باشد.

سپاسگزاری

مولفان از آقایان دکتر هام مار و دکتر کارل اسپلاند از دپارتمان میکروالکترونیک و IT انستیتوی سلطنتی استکهلم و شرکت زارلیک سوند به دلیل کمک در تهیه نمونه ها سپاسگزاری می نمایند.

مرجع ها

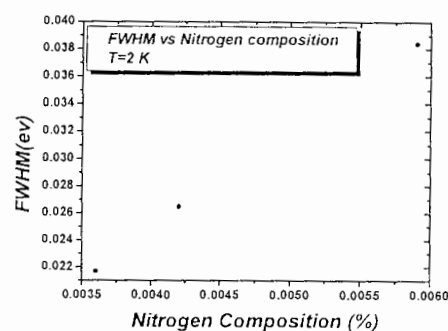
- [1] A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, Phys. Rev. Lett. 63, 195320 (2001).
- [2] I. A. Buyanova, W.M. Chen, B. Monemar, MRS Internet J. Nitride Semiconductor. Research, 6, 2 (2001).
- [3] S. Tomic, E.P. Oreilly, ODM Optoelectronic Devices and Materials Research Group (2001)
- [4] W. Shan, W. Walukiewicz, J. W. Ager, E. E. Haller, J.F. Geisz, D. J. Friedman, J. M. Olson, S. R. Kurtz, J. Appl. Phys. 86, 2349 (1999).
- [5] J. D. Perkins, A. Mascarenhas, Y. Zhang, J. F. Geisz, D. J. Friedman, J. M. Olson, S. R. Kurtz, Phys. Rev. Lett. 82, 3312 (1999).
- [6] L. Grenouillet, C. Bru-Chevallier, G. Guillot, P. Gilet, P. Duvaut, C. Vannuffel, A. Million, A. Chenevas-Paule, Appl. Phys. Lett. 76, 2241 (2000)

Email: MGHF61@yahoo.com

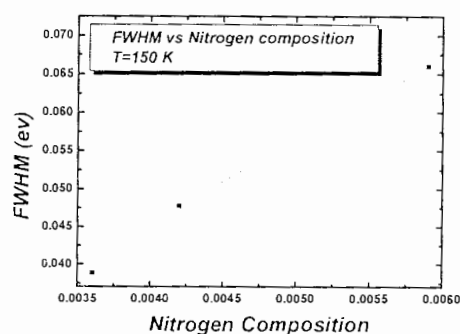
مشاهده می گردد و این امر نیز حاکی از حضور جایگزیدگی اکسیتونها می باشد که در دمای پایین تعداد آنها بیشتر است ولی با افزایش دما اکسیتونها به دلیل کسب انرژی گرمایی از مینیمم های پتانسیل خارج می گردند و جایگزیدگی کاهش می یابد که در نتیجه طیفهای مربوط به دمای $T=150\text{ K}$ متقارن تر از طیفهای مربوط به دمای $T=2\text{ K}$ می باشند.

تغییرات پهنای طیفهای شکل 3 نیز بر حسب درصد نیتروژن در دو دمای متفاوت در شکل 4 (الف) و (ب) ترسیم گردیده است بطوریکه با افزایش غلظت نیتروژن مقادیر آن افزایش می یابد.

الف:



ب:



شکل 4: تغییرات پهنای طیفهای فتولومینسانس بر حسب درصد نیتروژن در دو دمای متفاوت الف: $T=2\text{ K}$ و ب: $T=150\text{ K}$

دلیل این امر نیز، افزایش مراکز جایگزیدگی در اثر حضور نیتروژن است، بطوریکه با افزایش غلظت نیتروژن، به تعداد آنها افزوده می گردد. بنابراین این اثر، یعنی افزایش باز ترکیب حاملهای جایگزیده، در افزایش مقدار پهنای طیفها (FWHM) مشاهده می شود.

Role of nitrogen on carrier localization in InGaAsN/GaAs single quantum well

M. Gholami¹, H. Haratizadeh^{1,2}, P.O. Holtz²

¹Physics Department, Shahrood University of Technology, 3619995161, Shahrood, Iran

²Department of Physics and Measurements Technology, Linköping University, 581 83 Linköping, Sweden

InGaAsN/GaAs single quantum wells emitting in the range of 850 – 1300 nm, are interested for telecommunications and long wavelength optoelectronic devices [1, 2]. We have investigated the optical properties of a set of $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$ SQWs structures which are grown on undoped (00) oriented GaAs substrates with nitrogen concentration less than few percent by means of photoluminescence (PL) at different temperatures and different excitation powers.

Influence of nitrogen give rise to localized fluctuation that increases PL efficiency and make localization [2, 3]. The presence of localized carriers can be inferred from the temperature dependence of the PL spectra in form of s-shape energy peak behavior in $\text{In}_{0.36}\text{GaN}_{0.006}\text{As}$ SQW (Fig. 1) and in near bandgap PL emission in the $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ that has a very asymmetric PL line shape at low excitation power (not shown). The localization energy is about 5 meV and delocalized temperature is nearly 75 K (Fig. 1). In this paper the role of the nitrogen on carrier localization have been discussed.

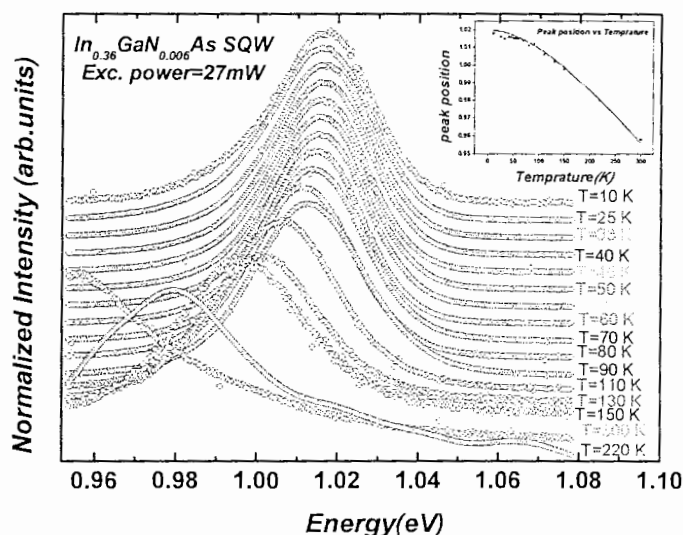


Fig. 1- Temperature dependence of the PL spectra of $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.006}\text{As}$ SQW. Inset: Peak position vs. T.

References:

- [1]- A. Polimeni , M. Capizzi , M. Geddo , M .Fischer , M .Reinhardt , A. Forchel, Phys.Rev .B **63**, 195320 (2001).
- [2]- A. Polimeni , M. Capizzi , M. Geddo , M. Fischer , M. Reinhardt , A. Forchel , Appl. Phys. **77**, 2870 (2000).
- [3]- J. Misiewicz , P. Sitarek , K. Ryczko , R. Kudrawiec , M. Fischer , M. Reinhardt, A. Forchel, Microelectronics J. **34**, 737 (2003).

مقاله چهارم:

Optical investigation of undoped GaAs/Al_{0.3}Ga_{0.7}As MQWs

Haratizadeh. Hamid; Sabooni. Mahmood; Gholami. Maryam; Monemar. Bo

International Conference on Superlattices, Nano-Structures and Nano-Devices

30 July-4 August 2006
Istanbul (Turkey)

few hundred meV. Samples that described here have around thirty percent Al therefore calculation have shown that we have 289.8 meV conduction band energy level and 193.2 meV valence ones [3]. Additionally, we should indicate that we have used bowing parameter form A. Onton et al [4] results, which published fairly, zero.

For an infinitely deep well, the only allowed solution outside the well is $\Psi(z) = 0$. Inside the well there are solutions of the form $\Psi(z) \propto \cos kz$ and $\Psi(z) \propto \sin kz$ where $k = (\frac{2mE}{\hbar^2})^{1/2}$. For a well of finite depth, the same solutions $\Psi(z) \propto \cos kz$ and $\Psi(z) \propto \sin kz$ remain valid inside the well. Outside the well; however, the solution now takes the form $\Psi(z) \propto e^{\pm qz}$. Since the value of the wave function now differs from zero outside the potential well, there must be some probability of finding the particle outside the potential well. The wave functions $\cos kz$ inside the well and $e^{\pm qz}$ outside it constitute a solution of the Schrödinger equation for the same value of the energy E if k and q are given by $k = (\frac{2mE}{\hbar^2})^{1/2}$ and $q = (\frac{2m(V-E)}{\hbar^2})^{1/2}$. Wave function $\Psi(z)$ and its derivative $d\Psi(z)/dz$ must be continuous everywhere. From this condition and the boundary conditions that $\Psi(z) \rightarrow 0$ for $z \rightarrow \pm\infty$, it follows that solutions can only be found for certain value of k and q .

$$k = q \tan(qa) \quad , \quad k = -q \cot(qa) \quad (1)$$

By below representation:

$$\lambda = \frac{2mV_0 a^2}{\hbar^2} \quad , \quad y = qa \quad (2)$$

Will have:

$$\frac{\sqrt{\lambda - y^2}}{y} = \tan y \quad , \quad \frac{\sqrt{\lambda - y^2}}{y} = -\cot y \quad (3)$$

As have been shown in Fig.1 with intersection between two parts of above functions we can find suitable λ . By considering equ.1 with calculation of q , all energy levels for electron, heavy hole, and light hole as you can find in table below will obtain:

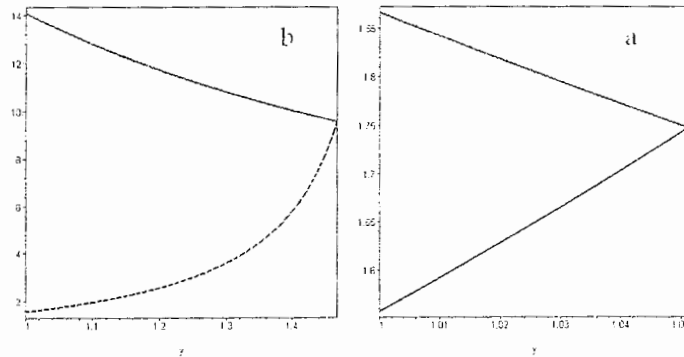


Figure1: Intersection between two parts of function (3) to find first electron energy levels for a) 30 Å and b) 200 Å quantum well structures.

When we add first energy level of electron in the conduction band and heavy-hole in the valence band with low temperature GaAs bandgap in 30 Å quantum well (1.519 eV), we

can find first transition energy of this well about 1.609 eV. If we compare this theory value with experimental peak position in figure (2) this value has around 11 meV difference. Repeating of this process for 200 Å quantum well, we will find so good agreement between theory and experimental values.

Table1: Calculation of first energy level for electron, heavy hole, and light hole in two different GaAs/Al_{0.3}Ga_{0.7}As quantum wells structures.

	Electron level(meV)	Heavy hole level(meV)	Light hole level(meV)
a=30(Å)	71.21	19.58	49.46
a=200Å)	3.12	0.65	2.2

Theoretical calculation shows we should have a transition about 1.5227 eV for 200 Å well whereas as you recognize in figure (2) experimental data have been shown a nominally sharp peak at 1.5257 eV. PL spectroscopy has proven extremely useful in characterizing interfacial disorder in nanostructure systems. This topological disorder may produce measurable changes in the spectra, including peak energy shifts, linewidth changes, and changes in lineshape. The structure-dependent inhomogeneous linewidth of exciton emission in quantum well structures may arise from two different mechanisms: (1) a layer-to-layer thickness variation in the sample, leading to changes in confinement energies for the different layers; (2) thickness fluctuations with each layer. Weisbuch et al [5]. were among the first to examine these issues in quantum wells. As mentioned above doublet peak shown in 200 Å well in figure (2) refers to interfacial roughness.

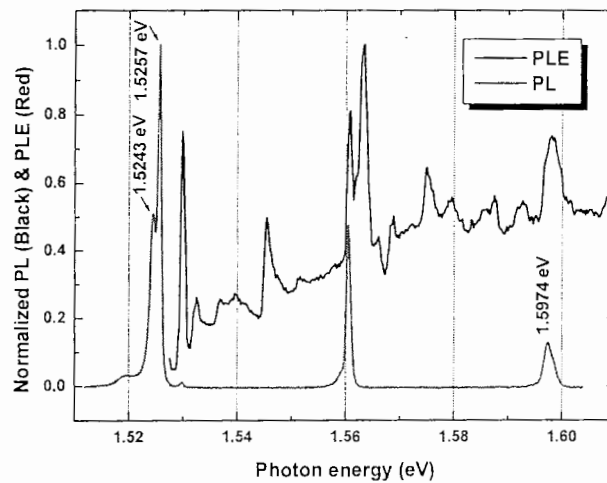


Figure2: PL and PLE results comparing in GaAs/Al_{0.3}Ga_{0.7}As quantum well nanostructure with different well width from 30Å through 200 Å.

We have examined the Stokes shift between the peak in the PL emission spectrum and the peak in the PL excitation (PLE) spectrum. Figure (2) shows their results for 30 and 200Å thick GaAs/Al_{0.3} Ga_{0.7} As quantum well. We observe 3.2 and 1.1 meV linewidth in the PL spectrum and 5.7 and 1.5 meV Stokes shift between PL and PLE spectra in 30 and 200 Å quantum wells, respectively. The PLE spectrum clearly shows the absorption peaks due to heavy-hole excitons. The PL emission is attributed to the heavy-hole exciton

with the light-hole exciton absent in the spectrum. This is an indication that the excitons are localized at the interface defects (well-width fluctuations), and that the emission comes from these localized excitons.

Conclusion:

Theoretical calculation according symmetrical finite square quantum well shown a good agreement between these results and PL peak position in the experimental results and this is a confirmation for inexistence of electrical field in GaAs/AlGaAs Nanostructure QWs. Doublet peak particularly, shown in 200 Å well refers to interfacial roughness. We have examined the Stocks shift between the peak in the PL emission spectrum and the peak in the PL excitation (PLE) spectrum

References

- [1] J. Z. Hu and I. L. Spain, Solid State Commun. **51**, 263(1984).
- [2]Y. K. Vohra et al., Phys. Rev. Lett. **56**, 1944(1986).
- [3]G. Martin, A. BotchkareV, A. Rockett, and H. Morkoc, Appl. Phys. Lett. **68**, 2541 (1996).
- [4]A. Onton et al., j. Cryst. Growth **27**, 166(1947).
- [5]C. Weisbuch, R. dingle, A. C. gossard and W. Weigmann, Solid State Commun. **38**, 709 (1981).

مقاله پنجم:

بررسی تغییرات شدت تحریک بر گسیل نوری نانو ساختارهای InGaNAs با استفاده از تکنیک فتولومینسانس

غلامی، مریم؛ هراتی زاده، حمید ؛ هولتز، پر اولاف

هشتمین کنفرانس ماده چگال انجمن فیزیک ایران

۲۵ و ۲۶ بهمن ماه ۱۳۸۵

دانشگاه فردوسی مشهد

بررسی تغییرات شدت تحریک بر گسیل نوری نانو ساختارهای InGaAs با استفاده از تکنیک

فتولومینسانس

غلامی، مریم^۱؛ هراتی زاده، حمید^{۱،۲}؛ هولتز، پر اولاف^۲

^۱گروه فیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود، بلوار دانشگاه، شاهرود

^۲انستیتوی فیزیک و تکنولوژی سنجش دانشگاه لینشوپینگ، لینشوپینگ، سوئد

چکیده

حضور نیتروژن در InGaAs علاوه بر تغییرات زیادی که در ساختار نواری آن به وجود می آورد، با ایجاد افت و خیزهای پتانسیل و ناهمواریهایی در ساختار، باعث تشکیل مراکز تله و جایگزیدگی می گردد. جایگزیدگی نیز از یک طرف با کاهش زمان بازترکیب اکسیتونها مفید و از طرف دیگر به علت ایجاد بازترکیبهای غیر تابشی باعث تشکیل بازده اپتیکی قطعه می گردد. یکی از عوامل کاهش جایگزیدگی، افزایش شدت نور تحریکی نمونه نیمه رساناست که با افزایش آن و پر شدن مراکز جایگزیدگی، قله طیف فتولومینسانس نیز به انرژی های بالاتر انتقال می یابد. در نمونه های با نیتروژن بیشتر انتقال بیشتر است و دستیابی به حالت اشباع حاصل نمی گردد. افزایش دما نیز با کاهش افت و خیزها و تنشهای سطحی، اثرات جایگزیدگی را کاهش می دهد، لذا تغییر شدت تحریک، اثری در تغییر قله های طیفهای فتولومینسانس ندارد.

Investigation of excitation intensity on the optical emission of InGaAs nano-structures by photoluminescence (PL) spectroscopy

Gholami. Maryam¹, Haratizadeh. Hamid^{1,2}, Holtz. P.O.²

¹Physics Department, Shahrood University of Technology, 3619995161, P.O. Box 316, Shahrood, Iran

²Department of Physics and Measurements Technology, Linkoping University, 581 83 Linkoping, Sweden

Abstract

Effect of the N on the InGaAs nanostructures has been investigated by variation of the excitation power in PL spectra. In fact existence of N in InGaAs give rises to the large changes in its band structure, for example N makes spatially localized fluctuations in the potential energy and capture centers.

The energy emission is blue shifted by increasing excitation power due to the filling effect of the localized states but the PL spectra is not affected by increasing power of excitation at higher temperatures because of decreasing the fluctuation and localization states due to the filling effect.

PACS No. 78,55

مقدمه:

علت اصلی جالب توجه بودن اینگونه ساختارها، تأثیر زیاد N بر روی ساختار نواری آنها می باشد [۲]. حضور نیتروژن باعث ایجاد خصوصیات جالبی در نیمه رسانای $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}$ مانند خمش در نوار رسانش، کاهش گاف نواری، ایجاد جایگزیدگی حاملها، افزایش جرم مؤثر الکترونها در نوار رسانش و ... می گردد. اثرات به وجود آمده توسط مدل دافعه نواری (BAC) مورد بررسی قرار خواهد گرفت [۳].

ساختار InGaAs، به علت کاربردهای بالقوه اش در صنعت اپتوالکترونیک از جمله در ساخت سلولهای خورشیدی و لیزرهای با کاواک عمودی و همچنین دیودهای لیزری به منظور استفاده در مخابرات فیبر نوری در محدوده طول موجی ناحیه IR (۱/۵۵-۱/۳ میکرون)، مورد توجه بسیار زیادی قرار گرفته اند [۱].

ما در مقاله های قبلی که در دوازدهمین گردهمایی فیزیک ماده چگال مرکز تحصیلات تکمیلی در علوم پایه زنجان و کنفرانس فیزیک ایران در دانشگاه صنعتی شاهرود ارائه شده است، به بحث پیرامون نقش نیتروژن در بازترکیب حاملها و تغییرات گاف نواری ساختارهای InGaAs پرداخته ایم و در مقاله حاضر تاثیر شدت تحریک نمونه های InGaAs در مطالعه اپتیکی آنها توسط تکنیک فتولومینسانس مورد بحث و بررسی قرار خواهد گرفت.

نمونه ها و روش انجام آزمایش:

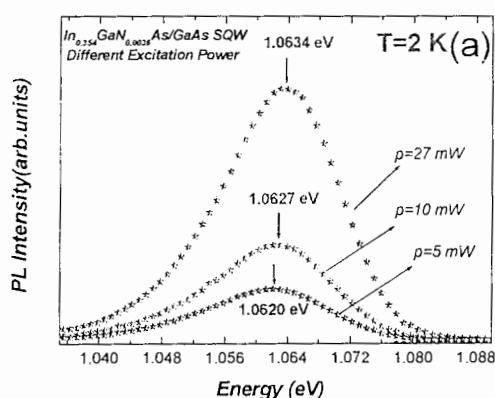
نمونه های مورد بررسی در این مقاله، شامل ۲ دسته می باشند. گروه اول، شامل دو نمونه چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$ و $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$ با درصدهای مختلف نیتروژن و پهنای چاه حدوداً ۷nm است که هیچگونه عملیات حرارتی بر روی آنها انجام نشده است. این نمونه ها بر روی زیر لایه GaAs بدون آرایش و در جهت (۰۰۱) رشد داده شده اند. بر روی زیر لایه فوق، یک لایه میانی GaAs بدون ناخالصی به ضخامت تقریبی ۳۰۰ نانومتر و به دنبال آن ناحیه فعال شامل یک چاه کوانتومی رشد داده شده است. همچنین در این نمونه ها یک لایه پوششی GaAs با ضخامت ۱۰۰ نانومتر ناحیه فعال را محافظت می کند. رشد نمونه های فوق به روش HVPE و در دمای حدود $T=495\text{K}$ انجام شده و برای مطالعه اپتیکی آنها، از تکنیک فتولومینسانس در شدتهای نور تحریکی مختلف استفاده شده و برای تحریک نمونه ها لیزر Ar^+ با طول موج ۵۱۴۵ Å بکار گرفته شده است.

گروه دوم نیز یک نمونه دارای ساختار چاه کوانتومی چندگانه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$ شامل ۵ لایه چاه متناوب با ضخامت ۵/۷nm می باشد، که بر روی زیر لایه GaAs در راستای (۰۰۱) رشد داده شده است. در این نمونه، لایه پوششی دارای ضخامت ۵۰ نانومتر بوده و رشد در دمای 520°C و با روش MOVPE انجام شده است.

بحث و نتیجه گیری:

همانگونه که در مقدمه نیز اشاره گردید، N به علت افت و خیزهای پتانسیل که در InGaAs ایجاد می کند، باعث تشکیل مراکز تله در ساختار می گردد. در این صورت اکسیتونها قبل از بازترکیب در این مراکز به دام افتاده و جایگزیده می شوند [۱]. همچنین با ورود N، خوشه های In-N ایجاد شده نقش شبه نقاط کوانتومی را ایفا می نمایند که می تواند عامل جایگزیدگی باشند. علاوه بر این N ممکن است ترازهای عمیقی را در گاف نواری نیمه رسانا به وجود آورد که خود این حالت نیز دلیلی برای جایگزیدگی است [۴]. حضور جایگزیدگی ناشی از N در ساختار InGaAs، از یک طرف باعث همپوشانی تابع موج الکترون-حفره و در نتیجه کاهش زمان بازترکیب اکسیتونها می گردد. لذا حضور جایگزیدگی و در نتیجه کاهش طول عمر بازترکیب، در راستای افزایش بازده گسیل نوری قطعات اپتوالکترونیکی و کاهش جریان آستانه در دیوهای لیزرهای می گردد. از طرف دیگر به علت افزایش بازترکیبهای غیر نوری ناشی از جایگزیدگی، بازده گسیل کاهش می یابد، اما طی شرایط مختلف مانند انجام عملیات حرارتی به علت یکنواخت شدن و همگون شدن ساختارها، بازترکیبات غیر نوری کاهش می یابند.

از جمله عوامل مهم در کاهش جایگزیدگی اکسیتونها، افزایش شدت نور لیزر تحریک کننده نمونه می باشد. در شکلهای زیر طیفهای PL نمونه های چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$ و $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}/\text{GaAs}$ در دمای پایین ۲K و در شدتهای تحریکی متفاوت به ترتیب در قسمتهای a و b نشان داده شده است.



در دماهای بالا می باشد و حتی در شدتهای تحریکی بالاتر نیز بر تقارن طیفها افزوده می گردد[۶].

نتیجه گیری:

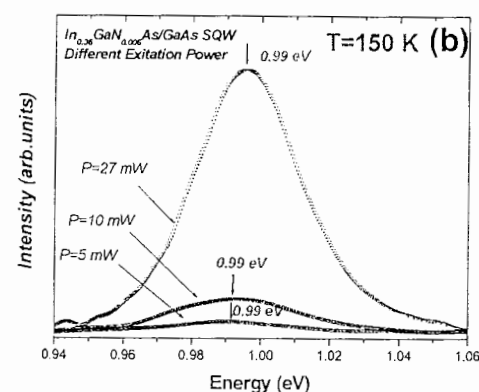
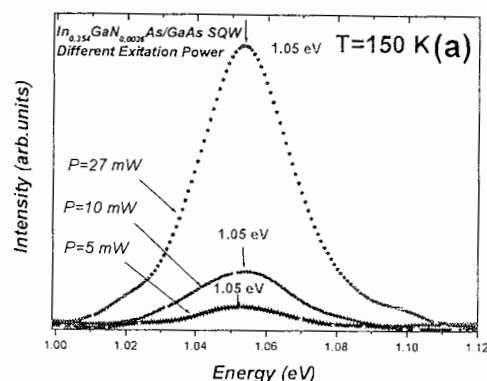
به عنوان نتیجه ای از مطالب ذکر شده، قابل ذکر است که حضور نیتروژن علاوه بر تغییر زیاد در ساختار نواری نیمه رساناهای InGaNAS مانند کاهش گاف نواری آن، افت و خیزها و تنشهای ساختاری در نمونه ها ایجاد می کند که باعث ایجاد مراکز تله و جایگزیدگی اکسیتونها می گردد. در دماها و شدتهای پایین نیز جایگزیدگی نقش چشمگیرتری دارد و با افزایش شدت نور لیزر فرودی مراکز تله پر شده و اکسیتونها آزاد می گردند. بنابراین انرژی فوتونهای ناشی از آنها نیز افزایش می یابد. در این صورت قله های طیف PL به انرژیهای بالاتر انتقال می یابند و حالت اشباعی نیز حاصل نمی گردد. همچنین در دماهای بالاتر به علت کاهش افت و خیزها و هموارتر شدن سطوح، جایگزیدگی نیز کمتر بوده و با تغییر شدت تحریک، محل انرژی قله های طیف PL تغییری نمی کنند.

سپاسگزاری:

مولفان از آقایان دکتر هام مار و دکتر کارل اسپلاند از دپارتمان میکروالکترونیک و IT انستیتوی سلطنتی استکهلم و شرکت زارلیک سوند به دلیل کمک در تهیه نمونه ها سپاسگزاری می نمایند.

مرجع ها:

- [۱] L. Grenouillet, C. Bru-chevallier, g. Guillot, p. Gilet, P. Duvaut, c. Vannuffel, a. Million, A. Chenevas-Paule, Appl. Phys. Lett. 76, 2241 (2000)
- [۲] A. Polimeni, M. Capizzi, M. Geddo, M. Fischer, M. Reinhardt, A. Forchel, Phys. Rev. B 63, 195320 (2001)
- [۳] E.P. O'Reilly and A. Lindsay, Solid State Commun. 112, 443 (1999)
- [۴] H. P. Xin, K. L. Kavanagh, Z. Q. Zhu, and C.W. Tu, Appl. Phys. Lett. 74 2337 (1999)
- [۵] R. A. Mair, J. Y. Lin, H. X. Jiang, E. D. Jones, A. A. Allerman, S. R. Kurtz, Appl. Phys. Lett. 76, 188 (2000)
- [۶] I. A. Buyanova, W.M. Chen, B. Monemar, MRS Internet J. Nitride Semiconductor. Research. 6, 2 (2001).
- [۷] Sho Shirakata, Masahiko Kondow and Takeshi Kitatani, Appl. Phys. Lett. 79 54 (2001).



شکل ۳: طیفهای فتولومینسانس چاهای کوانتومی یگانه

In_{0.۳۱}GaN_{۰.۰۰۳۱}As/GaAs (b) و In_{۰.۳۰}GaN_{۰.۰۰۳۰}As/GaAs(a) در شدتهای

تحریکی متفاوت و در دماهای T=۱۵۰K

با توجه به طیفهای رسم شده و انرژی قله های آنها قابل مشاهده است که در دمای T=۱۵۰K انرژی قله های مربوط به نمونه In_{۰.۳۰۵}GaN_{۰.۰۰۳۰۵}As/GaAs حدوداً ۱/۰۵ eV و نمونه In_{۰.۳۱}GaN_{۰.۰۰۳۱}As/GaAs در حدود ۰/۹۹ eV می باشد و با افزایش شدت تحریک، انرژی آنها تغییر نمی کند و تقریباً حالت اشباعی با افزایش انرژی قله ها حاصل می شود. و بدین ترتیب حالت تقریباً متعادلی در ساختارها نیز به وجود می آید که بازه گسیل را افزایش می دهد.

همچنین در نمودارهای نشان داده شده در شکل ۳ طیفها متقارن تر می باشند که حالتیهای فوق نیز نشان دهنده کاهش جایگزیدگی

مقاله ششم:

تأثیر نیتروژن در بازده اپتیکی نانو ساختار InGaAs به منظور
بکارگیری آن در صنعت اپتوالکترونیک و مخابرات فیبر نوری

غلامی. مریم، هراتی زاده. حمید، هولتز. پر اولاف

مجله پژوهش فیزیک ایران
(در حال نوشتن)

تأثیر نیتروژن در بازده اپتیکی نانو ساختار InGaNAS به منظور بکارگیری آن در صنعت اپتوالکترونیک و مخابرات فیبر نوری

غلامی، مریم^۱؛ هراتی زاده حمید^{۱،۲}؛ هولتز، پر اولاف^۲

^۱ گروه فیزیک دانشگاه صنعتی شاهرود، بلوار دانشگاه، شاهرود

^۲ انستیتوی فیزیک و تکنولوژی سنجش دانشگاه لینشوپینگ، لینشوپینگ، سوئد

چکیده:

حضور نیتروژن در ساختار InGaAs به علت تغییرات زیادی که در ساختار نواری آن ایجاد می کند، توانایی این ساختار را به منظور استفاده در صنعت اپتوالکترونیک و مخابرات با استفاده از فیبرهای نوری با بازده خوبی در ناحیه IR، افزایش می دهد. تغییرات ایجاد شده در ساختار نواری نیز با استفاده از مدل دافعه نواری قابل بررسی است که در نتیجه دافعه بین تراز جایگزیده ناشی از نیتروژن و نوارگسترده رسانش ماده میزبان InGaAs است. بر اساس مدل فوق، در نتیجه حضور نیتروژن گاف نواری نیمه رسانا کاهش می یابد و بدین ترتیب طول موج نور گسیل شده از نمونه به منظور دستیابی به طول موجهای ناحیه IR نیز قابل کنترل است. همچنین در نتیجه حضور نیتروژن، ناهمواریهایی در سطح نمونه و افت و خیزهای پتانسیل در آن ایجاد می گردد که به عنوان مراکز تله عمل نموده و باعث جایگزیدگی اکسیتونها می شوند، ناهمواریهای سطحی همچنین مراکز بازترکیب غیر تابشی به وجود می آورند که بر روی پهنای طیفهای فتولومینسانس اثر می گذارند و در دماهای پایین اثرات آنها بیشتر است. مساحت زیر طیفهای فتولومینسانس نیز نشان دهنده بازده گسیل می باشد که در نمونه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{N}_x\text{As}$ با افزایش دما به دلیل افزایش فونونها کاهش می یابد اما در دمای ۱۵۰ K به بالا حالت اشباعی در آن حاصل می شود که به دلیل حضور نیتروژن و تعادل گرمایی بالای سیگنالهای لومینسانس است.

“Effect of N on the Optical Efficiency of InGaNAS Nano-Structures for Potential Applications in Optoelectronic and optical Fiber Telecommunication”

Gholami. Maryam¹, Haratizadeh. Hamid^{1,2}, Holtz. P.O²

¹Physics Department, Shahrood University of Technology, 3619995161, P.O. Box 316, Shahrood, Iran

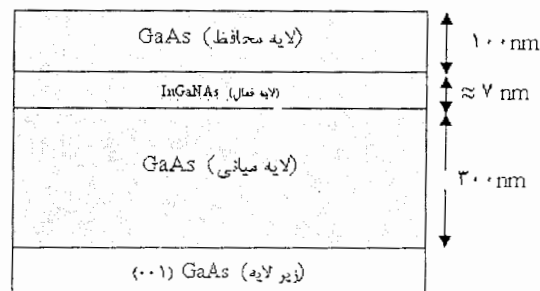
²Department of Physics and Measurements Technology, Linköping University, 581 83 Linköping, Sweden

Abstract:

Recently, the quaternary InGaAsN alloy system has attracted a great deal of attention due to its potential application in devices such as next generation multi-junction solar cells and optoelectronic devices for optical communications in IR region. These characterizations are because of variation of InGaNAS band structure, and can be explained by using band anticrossing model that is a result of interaction between the delocalized CB and the nitrogen-related level E_N . The band-gap of InGaNAS is very sensitive to the nitrogen content and according to this model the band-gap is decreased with increasing of N content. Therefore it is easier access to wavelength of emission light at IR region. In other wise N creates the potential fluctuations in the InGaNAS that makes localized centers and increase non-radiative recombination especially at low temperatures, this issue can be explained by increasing of FWHM of PL spectra. PL integrated intensity shows optical efficiency that in $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{N}_x\text{As}$ SQW is decreased with increasing temperature, but the larger carrier confinement achieved in our QWs with nitrogen from 150 K to 300 K that makes the luminescence signal more thermally stable.

نمونه ها و روش انجام آزمایش:

نمونه های مورد بررسی در این مقاله، به صورت چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$ با درصدهای متفاوت نیتروژن می باشند که بر روی GaAs بدون آرایش در جهت (۰۰۱) رشد داده شده اند. بر روی زیر لایه نیز یک لایه میانی GaAs بدون ناخالصی به ضخامتی در حدود ۳۰۰ نانومتر و به دنبال آن ناحیه فعال شامل چاه کوانتومی یگانه ای رشد داده شده است و یک لایه پوششی GaAs با ضخامت ۱۰۰ نانومتر ناحیه فعال را محافظت می کند (شکل ۱).



شکل ۱- طرح ساده ای از ساختار چاههای کوانتومی یگانه $\text{InGaAs}/\text{GaAs}$

همچنین در نمونه های چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$ ، ضخامت چاه کوانتومی و درصد In و N مطابق جدول ۱ می باشد:

جدول ۱:

مقدار نیتروژن و ایندیوم و ضخامت چاه کوانتومی در نمونه های مختلف چاه کوانتومی یگانه $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}_y\text{As}_{1-y}/\text{GaAs}$

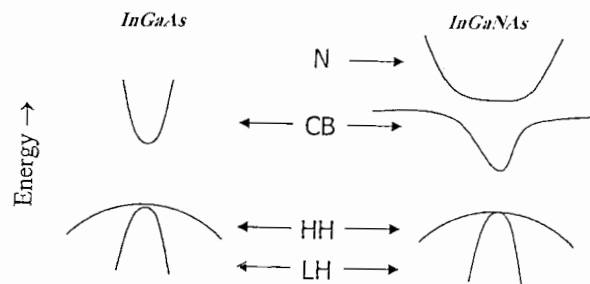
مقدار نیتروژن (y)	مقدار ایندیوم (x)	ضخامت چاه کوانتومی (nm)	شماره نمونه
۰/۰۰۳۶	۰/۳۵۴	۷	۱
۰/۰۰۴۲	۰/۳۰	۶/۹	۲
۰/۰۰۶	۰/۳۷	۷/۲	۳
۰/۰۰۶	۰/۳۶	۶/۷۵	۴

تمامی چاههای کوانتومی فوق به روش HVPE در دمای $T=495\text{K}$ رشد یافته اند. روش اندازه گیری آنها نیز به صورت طیف نمایی فتولومینسانس است که در این روش، نمونه مورد نظر توسط یک منبع نورانی که معمولاً لیزر است، تحریک شده و پس از برانگیختگی حاملها از نوار ظرفیت به نوار رسانش و تشکیل اکسیتون، به منظور بازگشت سیستم به حالت تعادل، بازترکیب صورت می گیرد که در این صورت نور گسیل شده نیز به علت بازترکیب، توسط یک آشکار ساز نمایان می گردد. در نمونه های مورد بررسی از لیزر Ar^+ به منظور تحریک نمونه ها و از آشکار ساز Ge نیز برای آشکار سازی استفاده شده است.

نتیجه گیری و آزمایش:

بررسی مدل دافعه نواری:

در نیمه رساناهای نیتروژن دار رقیق در اثر حضور درصد ناچیزی نیتروژن، ساختار نواری دستخوش تغییرات زیادی می گردد که علت آن الکترونگاتیویته زیاد و شعاع کوچک اتم نیتروژن است. از جمله تغییرات ساختار نواری به دنبال حضور نیتروژن، کاهش گاف انرژی نیمه رسانا است که بحث تئوری آن بر اساس مدل دافعه نواری قابل ارائه می باشد و در شکل ۳-۶ این موضوع به صورت طرح ساده ای نشان داده شده است [۹].



شکل ۳-۶- دافعه نواری مشاهده شده بین E_N و E_M و کاهش گاف نواری

بر اساس مدل دافعه نواری مشارکت درصد ناچیزی نیتروژن در ساختار InGaAs، تراز جایگزیده ای با مقدار انرژی E_N در نوار رسانش ($E_{\Delta 1}$) ایجاد می شود که در اثر برهمکنش بین مینیمم راستای گامای^۱ نوار غیر جایگزیده رسانش و تراز جایگزیده وابسته به نیتروژن و بنابراین خمش نواری به وجود آمده، گاف نواری نیمه رسانای $In_xGa_{1-x}N_yAs_{1-y}$ کاهش می یابد. علاوه بر این، جدایی نوار رسانش به دو زیر تراز E_+ و E_- ، نیز نتیجه ای از برهمکنش فوق می باشد که با در نظر گرفتن نیتروژن به عنوان عامل اختلال در سیستم و پس از حل معادله ویژه مقداری هامیلتونی، مقادیر این دو زیر تراز به صورت زیر تعیین می گردند:

$$\begin{vmatrix} E - E_M & V_{MN} \\ V_{MN} & E - E_N \end{vmatrix} = 0 \quad (1)$$

حل این مساله شامل دو پاسخ به صورت رابطه زیر می باشد:

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

قابل ذکر است که همه ترازها از ماکزیمم نوار ظرفیت سنجیده می شوند و مقدار پتانسیل برهمکنش بین نوار رسانش و تراز جایگزیده ناشی از N را بیان می کند که با افزایش درصد N (y) به صورت زیر تغییر می کند [۱۰].

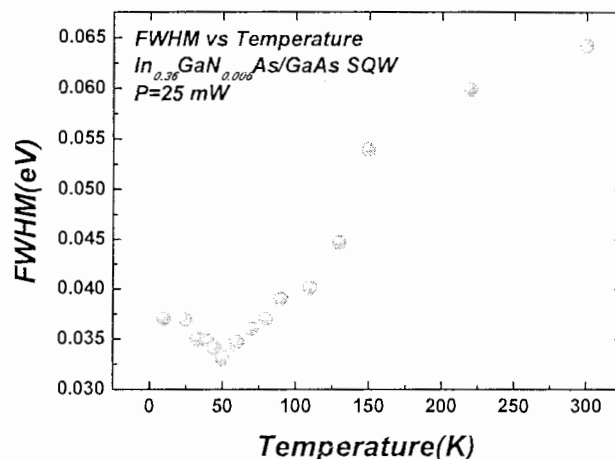
$$V_{MN} = C_{MN} \sqrt{y} \quad (3)$$

ضریب C_{MN} نیز وابسته به غلظت In می باشد [۱۱]:

$$C_{MN} = 2/7(1-x) + 2x - 3/5x(1-x) \quad (4)$$

بنابراین بر اساس روابط بدست آمده و با محاسبه مقادیر V_{MN} در نمونه های ۱ و ۲ و ۳ تحت بررسی با درصد نیتروژن متفاوت، مشاهده می شود که با افزایش غلظت N در ساختار InGaAs، مقدار V_{MN} افزایش می یابد که محاسبه آن در نمونه ها در ادامه ذکر شده است.

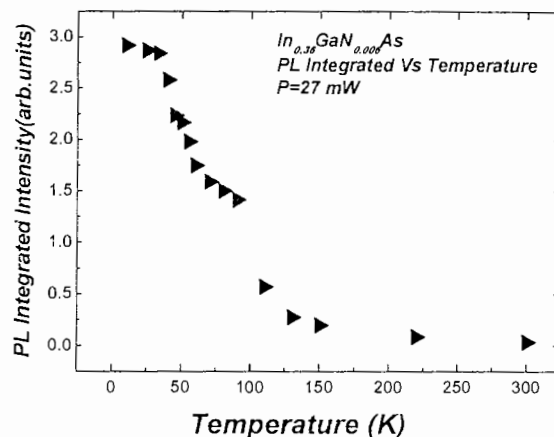
^۱ Γ -min



شکل ۴- تغییرات FWHM طیفهای فتولومینسانس نمونه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}$ بر حسب دما

همانگونه که مشاهده می کنیم با افزایش دما از ۱۰ K تا حدود ۵۰ K پهنای طیفهای فتولومینسانس کاهش یافته و سپس از ۵۰ K تا ۳۰۰ K افزایش می یابد. با توجه به مطالب گذشته، تغییرات پهنای پهنای بر اساس توزیع نیتروژن در ساختار است که حضور آن باعث ایجاد افت و خیزهای پتانسیل و مراکز جایگزیدگی می گردد و از آنجا که در دماهای کم افت و خیزها بیشتر است بنابراین طیفها نیز پهن تر هستند؛ به عنوان مثال در نمونه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}$ مقدار پهنای در دمای ۱۰ K حدوداً ۰/۰۳۷ eV است و با افزایش دما و در نتیجه کاهش ناهمواریها و ایجاد سطوح هموارتر در ساختار، از مراکز جایگزیدگی نیز کاسته شده و بازده گسیل افزایش می یابد، لذا شاهد کاهش پهنای و ایجاد قله های تیزتری در طیف فتولومینسانس می باشیم، بطوریکه در نمونه فوق با افزایش دما از ۱۰ K تا ۵۰ K پهنای نیز از ۰/۰۳۷ eV تا ۰/۰۳۳ eV کاهش می یابد. اما با توجه به شکل، همراه با افزایش بیشتر دما از ۵۰ K، پهنای طیفها افزایش شدیدی را نشان می دهند دلیل این امر نیز افزایش انرژی جنبشی اکسیتونها با دما می باشد که باعث تبدیل اکسیتونهای جایگزیده به آزاد می گردد. در دماهای بالاتر از ۷۰ K نیز جایگزیدگی وجود ندارد و پیوندهای اکسیتونی شکسته شده و لذا الکترون و حفره آزاد به وجود می آید و بنابراین به دلیل انرژی جنبشی بالاتر حاملها، امکان بازترکیب آنها از حالتی برانگیخته نیز وجود دارد بنابراین انرژی فوتونهای آزاد شده در این حالت نیز بیشتر از بازترکیب از حالت پایه است و بدین ترتیب پهنای طیفهای مشاهده شده نیز افزایش می یابد.

همچنین حضور نیتروژن به علت ایجاد بازترکیبهای غیر نوری تا حدودی از بازده گسیل می کاهد و این حالت نیز در تغییرات مساحت زیر طیفهای فتولومینسانس با دما قابل مشاهده می باشد. با توجه به شکل ۵، در نمونه نیتروژن دار $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.64}\text{As}$ (نمونه ۴) با افزایش دما سطح زیر طیفهای فتولومینسانس کاهش می یابد که بیان کننده کاهش بازده گسیل می باشد.

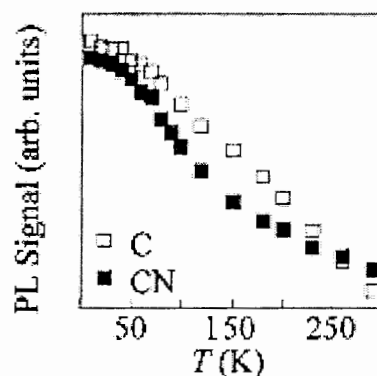


شکل ۵- تغییرات مساحت زیر طیفهای فتولومینسانس نمونه $\text{In}_{0.36}\text{Ga}_{0.008}\text{As}$ بر حسب دما

همچنین با افزایش دما، از تعداد فوتونها کاسته شده و فوتونها افزوده می گردند، در نتیجه بازترکیبهای غیر تابشی به وجود آمده ناشی از افزایش فوتونها در دماهای بالا نیز بازده گسیل را کاهش می دهند و این حالت، در کاهش مقدار سطح زیر طیفهای فتولومینسانس (شدت کل) قابل مشاهده می باشد. از طرف دیگر، اگرچه نیتروژن در ساختار فوق، به علت ایجاد نواقص شبکه، منجر به تشکیل مراکز بازترکیب غیر تابشی می شود، اما به دلیل محدودیت بیشتر حاملها در اثر حضور نیتروژن در چاه کوانتومی InGaAs/GaAs ، اینگونه مراکز بازترکیب غیر نوری در دماهای بالاتر حالت پایداری پیدا می کنند [۱۳] و با افزایش دما احتمال افزایش آنها به حداقل می رسد، لذا در دمای 150 K به بالا، سیگنالهای لومینسانس با تعادل گرمایی بالاتری به وجود می آیند که بازده گسیل را افزایش می دهند. بنابراین سطح زیر طیفها در دماهای بالاتر به حالت اشباع می رسند. اما در نمونه های بدون نیتروژن حالت پایداری و اشباع مشاهده نمی شود.

بر اساس آزمایشات انجام شده توسط پولیمینی^۲ و همکارانش [۱۳]، با مقایسه بین دو نمونه دارای N ($\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.1022}\text{As}$) و بدون N ($\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.162}\text{As}$) و رسم تغییرات سطح زیر طیفهای فتولومینسانس آنها بر حسب دما (شکل ۶-۲۰)، مشاهده می شود که در دماهای پایین مقدار سطح زیر طیفهای فتولومینسانس نمونه نیتروژن دار کمتر از نمونه بدون نیتروژن است اما در دماهای بالاتر (حدود دمای اتاق) این وضع معکوس می باشد، بطوریکه این حالت نشان دهنده بازده و همچنین تعادل گرمایی بیشتر و بازده بالاتر آلایز InGaAs نسبت به InGaAs در دمای اتاق است که همانگونه که ذکر شد به دلیل حالت پایداری مراکز بازترکیب غیر نوری در دماهای بالاست.

² A.Polimeni



شکل ۶-۲۰- تغییرات شدت طیف PL در دو نمونه $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$ (C) و $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$ (CN) بر حسب دما [۱۳]

بدین ترتیب حضور نیتروژن از یک طرف با کاهش گاف نواری نیمه رسانا و همچنین عامل اصلی جایگزیدگی اکسیتونها مفید واقع می شود اما از طرف دیگر به دلیل افزایش بازترکیبهای غیر تابشی در نتیجه افت و خیزهای ، تنشها و ناهمواریهای سطحی به وجود آمده باعث کاهش بازده گسیل می شود. اما قابل توجه است که انجام عملیات حرارتی در این راستا مفید می باشد و با کاهش نقایص و ناهمواریهای پتانسیل باعث افزایش بازده گسیل می گردد و توانایی استفاده از ساختار InGaAs را در صنعت اپتوالکترونیک و مخابرات با استفاده از فیبرهای نوری افزایش می دهد.

نتیجه گیری:

آلیاژهای III-V نیتروژن دار رقیق از جمله InGaAs به علت کاربردهایشان در اپتوالکترونیک و مخابرات مورد توجه زیادی قرار دارند. ساختار نواری این آلیاژ به واسطه حضور نیتروژن تغییرات زیادی می کند. نیتروژن با کاهشی که در گاف نواری آن ایجاد می نماید، باعث انتقال طول موج نور گسیلی به حدود $1/3 - 1/55$ میکرون مورد استفاده در مخابرات و ارتباطات با استفاده از فیبرهای نوری می گردد. همچنین به دلیل افت و خیزها و مراکز تله ای که ایجاد می کند اکسیتونها را به دام انداخته و جایگزیده می کند که در دماهای پایین اثرات آن بیشتر است. جایگزیدگی اکسیتونها نیز باعث همپوشانی بیشتر آنها و کاهش طول عمر بازترکیبشان می گردد و بنابراین بازده نوری لیزرهای تشکیل شده با این ساختارها افزایش می یابد. اما از طرف دیگر حضور ناهمواریها و تنشهای سطحی در شبکه، بازترکیبهای غیر نوری را نیز افزایش می دهد و از بازده گسیل می کاهد. حضور افت و خیزها باعث افزایش پهنای طیفهای فتولومینسانس می شود که با افزایش دما از تعداد آنها کاسته می شود و پیکهای تیزی ایجاد می گردد که نشان دهنده افزایش بازده گسیل نوری است. اما علاوه بر این دما به خودی خود تعداد فونونهای شبکه را افزایش می دهد و تا حدودی به طور نسبی از بازده گسیل می کاهد که با استفاده از تغییرات مساحت یسطیفهای PL در نمونه $\text{In}_{0.78}\text{Ga}_{0.22}\text{As}$ نیز قابل بررسی است، بطوریکه با افزایش دما تا حدود 150K به بالاتر، حالت اشباعی در تغییرات مساحت ایجاد می گردد که به علت پایداری بازترکیبهای غیر تابشی و ایجاد لومینسانس با تعادل گرمایی بالاتر به دلیل حضور نیتروژن است که این خصوصیت در نمونه بدون نیتروژن دیده نمی شود.

Abstract

In recent years we have found much significant deployment in researches on diluted alloys of N with standard group III-V semiconductors such as InGaAsN.

The main reason of studying these alloys is due to their very unique physical properties and potential applications in optoelectronic devices such as solar cells, LEDs, optical fibers in 1.3-1.5 micron telecommunications wave length range.

In fact the incorporation of a few percent of N into III-V alloys causes many changes in their band structure that is explained by anticrossing model. According to this model, the electronic structure of the conduction band of GaInAsN is determined by an interaction between highly localized nitrogen states (resonant with the conduction band) and the extended conduction band states of InGaAs host semiconductor matrix. This interaction leads to a splitting of the conduction band into two subbands E_c and $E_{c'}$. The states of subbands are represented by wave functions that are a mixture of extended conduction band and localized nitrogen states. Also this interaction causes band repulsion in CB, which is responsible for the band-gap shrinkage that is confirmed by observation of redshift of peak position of PL spectrum in InGaAsN by adding N.

Moreover incorporation of N in InGaAs alloy makes fluctuations in surface of SQWs that causes trapping and localization central for carriers and this effect could be understood by S-shape behavior of peak position of PL spectrum with temperature and blue shift of peaks position with increasing excitation intensity and asymmetry low energy tail in InGaAsN at low temperatures and low excitation intensity in PL spectra. With increasing temperature and excitation intensity, excitons localization in PL low energy tail reflects by filling of the localized states. Finally at high temperature and intensity a new component adds to the spectrum on the high energy side, which we attribute to free exciton recombination in the InGaAsN QWs. All of these behaviors are related to samples containing nitrogen and has not been observed in free N samples. Therefore with increasing of N into InGaAsN we could access to wavelength of emission light at IR region (850-1500 nm) also with creating of localization due to overlap of electron & hole increases the optical emission efficiency. By the way the optical efficiency of GaInAsN alloys is decreased when incorporation of N in this structure is increased that is commonly attributed to the poor structural quality of the N-containing alloys, thus non-radiative recombination in these structures is increased and this can be observed by reducing of PL intensity. But according to recent studies, the alloy quality can be substantially improved by using post-growth treatments, such as oven annealing or rapid thermal annealing

Also in sharp contrast to the parent GaInAs material, where the fundamental bandgap energy increases linearly under applied hydrostatic pressure, the band gap energy in the N-containing alloys (corresponding to the E_c transitions) exhibits much weaker sublinear pressure dependence with a tendency to saturate at high pressures. The unusual pressure behavior of the bandgap energy has been detected both via photoluminescence in the base of band anticrossing model (BAC). Another property of InGaAsN is increasing of the electron effective mass because of N, which is resulting from the nonparabolicity of the CB of the InGaAsN.

Key Words: GaInAsN, Optoelectronic, IR region, Photoluminescence (PL) spectroscopy, Band anticrossing model, E_c & $E_{c'}$ Subbands, Excitons localization, S-shape behavior, Electron-hole, Emission efficiency, Effective mass, Hydrostatic pressure