

学校编码: 10384
学号: 19820081152998

分类号 _____ 密级 _____
UDC _____

厦 门 大 学

硕 士 学 位 论 文

金属有机物气相外延生长的 InN 结构性质

Structural properties of InN films grown by MOVPE

王 秀 华

指导教师姓名: 康俊勇 教授
专业名称: 凝聚态物理
论文提交日期: 2011年5月
论文答辩时间: 2011年6月
学位授予日期: 2011年 月

答辩委员会主席: _____
评 阅 人: _____

2011年5月

厦门大学学位论文原创性声明

本人呈交的学位论文是本人在导师指导下，独立完成的研究成果。本人在论文写作中参考其他个人或集体已经发表的研究成果，均在文中以适当方式明确标明，并符合法律规范和《厦门大学研究生学术活动规范（试行）》。

另外，该学位论文为（）课题（组）的研究成果，获得（）课题（组）经费或实验室的资助，在（）实验室完成。（请在以上括号内填写课题或课题组负责人或实验室名称，未有此项声明内容的，可以不作特别声明。）

声明人（签名）：

年 月 日

厦门大学学位论文著作权使用声明

本人同意厦门大学根据《中华人民共和国学位条例暂行实施办法》等规定保留和使用此学位论文，并向主管部门或其指定机构送交学位论文（包括纸质版和电子版），允许学位论文进入厦门大学图书馆及其数据库被查阅、借阅。本人同意厦门大学将学位论文加入全国博士、硕士学位论文共建单位数据库进行检索，将学位论文的标题和摘要汇编出版，采用影印、缩印或者其它方式合理复制学位论文。

本学位论文属于：

（ ） 1. 经厦门大学保密委员会审查核定的保密学位论文，
于 年 月 日解密，解密后适用上述授权。

（ ） 2. 不保密，适用上述授权。

（请在以上相应括号内打“√”或填上相应内容。保密学位论文应是已经厦门大学保密委员会审定过的学位论文，未经厦门大学保密委员会审定的学位论文均为公开学位论文。此声明栏不填写的，默认为公开学位论文，均适用上述授权。）

声明人（签名）：

年 月 日

厦门大学博硕士学位论文摘要库

摘要

InN 半导体电子迁移率、饱和漂移速率和渡越速度较高、带隙和电子有效质量较小，在未来高速高频厘米和毫米波电子器件、太赫兹辐射器件、高效太阳能电池等光电子领域有着重要的应用前景，使其成为近年来国际研究的热点。然而，由于 InN 低的离解温度、不稳定的化学剂量、高的氮气分子平衡蒸汽压、以及缺少匹配的衬底，使得制备高质量 InN 单晶薄膜非常困难。为此，本文利用 MOVPE 生长技术，通过调节不同的实验参数（包括生长温度、反应室压强以及 V/III 比），在蓝宝石衬底、GaN 缓冲层上外延 InN 薄膜样品。运用原位监控干涉仪、SEM、XRD 以及拉曼散射等不同的表征手段，结合基于第一性原理的 ABINIT 软件包计算的 InN 不同结构相声子谱，从实验测试和理论分析两方面开展了较系统的研究。主要得到如下结论：

不同温度（450-650 °C）生长的 InN 晶体质量有显著差异。低温下生长的样品表面平整度较好，晶粒尺寸较小；随生长温度增加，晶粒逐渐聚集，变大，成三维岛。结合 XRD、拉曼散射谱以及 InN 声子色散曲线计算结果分析可知，所有的样品均以纤锌矿结构 InN 为主，并带有少量闪锌矿结构。550 °C 温度下生长的样品的晶体平整度、结构性质、以及相纯度都比较好；450 °C 样品的相纯度与晶体结构性质次于 550 °C，可能是低温不利于源物质在其表面的迁移，易形成缺陷，特别是在较低温度（400-500 °C）容易形成的 InN 闪锌矿结构相。较高温度下的样品无论从表面形貌、结构性质还是相纯度来说，都不理想，特别是当生长温度高于 600 °C 时，XRD 和拉曼谱中都出现了非纤锌矿结构和闪锌矿结构的未知结构峰。这可归因于 InN 热稳定性差，不易在表面附着并均匀成核，生长过程中易出现热腐蚀，结构不稳定等因素。

基于 550 °C 最优生长温度，通过调节不同压强（150-450 Torr）和 V/III 比（7000-25000），进一步考察了 InN 外延条件对结构性质的影响。综合研究表明，在本文调节的反应室压强和 V/III 比范围内晶体结构性质的变化不如其随温度的变化显著，但其中 450 Torr 的压强和 7000 的 V/III 比所外延的晶体结构性质略好。

关键词：InN 结构相 第一性原理模拟 MOVPE

Abstract

InN has attracted much attention in the past decade for the fabrication of future electronic and optoelectronic devices, owing to its remarkable physical properties such as small electron effective mass, high electron drift velocity, and very small band gap. It is, however, difficult to grow InN because of the low dissociation temperature, the high vapor pressure of nitrogen molecules, and the lack of suitable substrates materials for epitaxial growth.

In this study, InN thin films were grown on GaN underlayer with sapphire substrate by metalorganic vapor phase epitaxy under different growth conditions, including different growth temperatures, reactor pressures, and V/III ratios. *In situ* interferometry, X-ray diffraction, Raman scattering, and scanning electron microscopy measurements reveal that the films grown at different temperatures are mixed with different structural phases. By combining the phonon dispersion calculation, the films were known to mainly contain wurtzite structure and small amount of zinc-blende phase. A new structural phase different from wurtzite, zinc-blende, and rocksalt structures were observed in the films grown at 600 °C and 650 °C. The results demonstrate that the InN epilayer grown at 550 °C has the highest phase purity and better crystalline. At the optimized temperature, the reactor pressure and V/III ratio have a modest effect on the InN structural properties.

Keywords: InN, Structural phase, First-principles, MOVPE technique

目 录

第一章 绪论	1
1.1 InN的基本性质和研究进展	1
1.1.1 结构性质	1
1.1.2 电学特性	3
1.1.3 光学特性	6
1.2 InN外延生长	7
1.2.1 InN生长技术	7
1.2.2 衬底和缓冲层	8
1.3 InN的应用前景	11
1.4 论文架构	12
参考文献	14
第二章 研究方法及其原理	25
2.1 MOVPE生长技术	25
2.2 InN结构特性表征方法	26
2.2.1 原位激光干涉方法 (<i>In situ</i> interferometry)	26
2.2.2 X射线衍射方法 (X-ray diffraction, XRD)	27
2.2.3 拉曼散射谱 (Raman scattering spectroscopy)	29
2.2.4 扫描电子显微技术 (Scanning electron microscopy, SEM)	31
2.3 小结	33
参考文献	34
第三章 不同结构相InN声子谱的计算模拟方法	35
3.1 密度泛函理论 (DFT)	35
3.2 微扰密度泛函理论 (DFPT)	37
3.2.1 电子结构理论下的晶格动力学	38
3.2.2 线性响应	39
3.3 平面波展开的第一性原理赝势法	40
3.4 ABINIT软件包	41

3.5 小结.....	42
参考文献	43
第四章 InN的生长和表征.....	45
4.1 MOVPE生长.....	45
4.2 温度对InN结构性质的影响.....	46
4.2.1 温度对InN外延层表面形貌的影响.....	46
4.2.2 晶体结构性质.....	48
4.3 反应室压强对InN结构性质的影响.....	55
4.4 V/III比对InN结构性质的影响.....	56
4.5 小结.....	57
参考文献	59
第五章 总结与展望	61
附录.....	63
致谢.....	64

Contents

Chapter 1 Introduction.....	1
1.1 Important properties of InN and current progress.....	1
1.1.1 Structural properties	1
1.1.2 Electronic properties	3
1.1.3 Optical properties.....	6
1.2 Growth	7
1.2.1 Growth techniques	7
1.2.2 Substrates and buffer layers	8
1.3 Potential application of InN	11
1.4 Thesis structures	12
References	14
Chapter 2 Experiments on InN.....	25
2.1 MOVPE growth technique.....	25
2.2 Property characterization	26
2.2.1 <i>In situ</i> interferometry.....	26
2.2.2 X-ray diffraction	27
2.2.3 Raman scattering spectroscopy.....	29
2.2.4 Scanning electron microscopy	31
2.3 Conclusions	33
References	34
Chapter 3 Calculations of InN phonon dispersion curves	35
3.1 Density functional theory (DFT).....	35
3.2 Density functional perturbation theory (DFPT)	37
3.2.1 Lattice dynamics from electronic-structure theory	38
3.2.2 Linear response	39
3.3 First-principles pseudopotential methods.....	40
3.4 ABINIT program.....	41

3.5 Conclusions	42
References	43
Chapter 4 Growth and properties of InN films	45
4.1 Epitaxy of InN films by MOVPE.....	45
4.2 InN films grown at different temperatures.....	46
4.2.1 Surface morphologies	46
4.2.2 Crystalline structures	48
4.3 InN films grown under different reactor pressures	55
4.4 InN films grown with different V/III molar ratios.....	56
4.5 Conclusions.....	57
References.....	59
Chapter 5 Conclusions and outlooks.....	61
Appendix.....	63
Acknowledgements	64

第一章 绪论

基于 InN 材料优越的物理特性、潜在的应用价值以及近年来研究者的诸多报道，本章对 InN 材料的最新研究进展，包括结构特性、电学特性、光学特性、制备方法、器件的研究应用进行了归纳和总结。

1.1 InN 的基本性质和研究进展

1.1.1 结构性质

InN 体材料在大气条件下的热力学稳定结构为点群 $P6_3mc$ (C_{6v}^4) 的六角纤锌矿结构。在一定条件下也能够以空间点群为 $F\bar{4}3m$ (T_d^2) 的立方闪锌矿结构存在，近年相继有人制备出闪锌矿 InN 材料^[1-4]。

这两种结构的原子层堆积次序有明显的不同，如图 1.1 所示，导致了其电学性质的差异。在较高的流体静压力下，InN 还会出现从纤锌矿到盐岩矿[点群为 $Fm\bar{3}m$ (O_h^5)]的一级结构相变^[5]。可见，InN 半导体具有较丰富结构特性，开展结构相关的研究是了解 InN 基本物理性质、进而生长高质量晶体的重要基础。

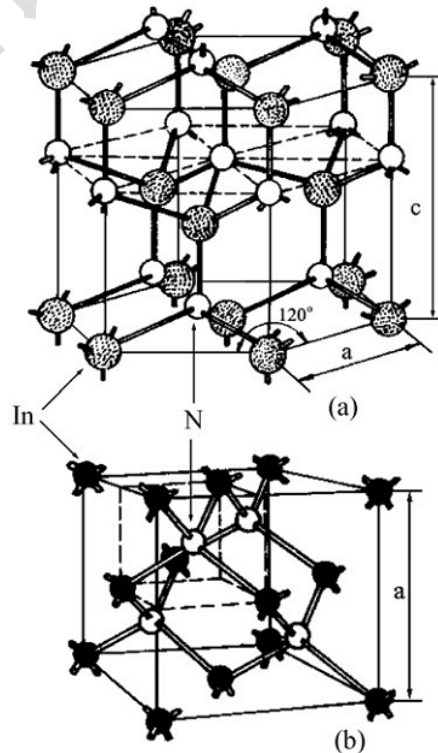


图 1.1 纤锌矿 (a) 和闪锌矿 (b) 的 InN 体材料晶体结构示意图。

(a) 纤锌矿结构

R. Juza 等首先确定 InN 材料是晶格常数为 $a = 3.53 \text{ \AA}$ ， $c = 5.69 \text{ \AA}$ 的纤锌矿结构^[6]。之后几年，由于 InN 研究热潮的兴起，又有不少研究组给出了 InN 纤锌矿结构的晶格常数^[7]， a 大多在 3.53 至 3.54 \AA 附近， c 则为 5.70 \AA 左右。因为 InN 材料的生长技术还不成熟，所以晶体的质量差异导致无法

更严格地确定InN的晶格常数。因此，有许多研究组致力于研究影响InN晶格常数的因素。H. Shinoda等利用射频磁溅射法，将N₂和Ar混合，从而生长出不同的InN样品^[8]。该研究表明，固定生长温度为室温时，晶格常数 c 会随着Ar气的百分比的增加而减小；同时当利用纯N₂时，晶格常数 c 会随衬底温度增加而减少；当在室温下Ar气为80%时，InN样品 $c = 5.702 \text{ \AA}$ 。他们认为晶格常数的变化与样品中的氮浓度有关。Y. Yao等采用PA-MBE生长技术制备了InN材料，观察到了晶格常数 a 随In/N比的不同而改变的现象，即 c/a 不固定^[9]。 c 受In/N比的影响极小，而 a 在富N区域明显地缩小，在富In区则有明显的膨胀。他们认为这是因为按化学计量比生长使得InN中出现双轴应力，而非化学计量比生长导致单轴向应变从而主要影响晶格常数 a 。随后，M. D. Kim等利用原位反射高能电子衍射研究了InN的晶格弛豫，观察到在MBE生长的初始阶段晶格常数显著且复杂的变化，了解了其与In和N的流量明显的联系^[10]。K. P. Biju等通过研究InN薄膜晶格常数随退火温度的变化发现，退火会使得剩余氮的含量减少，从而导致晶格常数随退火温度升高而减小^[11]。总之，纤锌矿结构InN晶格常数的变化，是由晶体中剩余氮的含量、各种缺陷以及应力所导致。

表 1.1 为 InN 基本结构参数与 AlN 和 GaN 的对比。由表可见，InN 的晶格常数与 GaN 的较为接近，可在 GaN 基底上外延 InN。但是，异质外延无法避免晶格失配，失配压应力将导致位错和缺陷的产生。InN 的热膨胀系数最小，在 GaN 基底上外延 InN 将加大失配压应力，进一步增进缺陷密度以至结构相变。另外，正如之前所说的 InN 熔点和分解温度为三者中最小，即热稳定性最差，生长时化学计量比失衡在所难免，加上失配压应力的作用，导致新结构产生的可能很大。

表 1.1 纤锌矿 InN、AlN 和 GaN 的基本物理参数。

参数	InN	AlN	GaN
晶格常数 $a(T=300K)(\text{\AA})$	3.533 ^a	3.112 ^a	3.189 ^a
热膨胀系数 $dlna/dT$	3.8 ^a	4.2 ^a	5.6 ^a
晶格常数 $c(T=300K)(\text{\AA})$	5.693 ^a	4.982 ^a	5.185 ^a
热膨胀系数 $dln c/dT$	2.9 ^a	5.3 ^a	3.2 ^a
密度(g/cm ³)	6.81 ^a	3.23 ^a	6.15 ^a
熔点(K)	2146 ^b	3487 ^b	2791 ^b

分解温度(°C)	630 ^b	1040 ^b	850 ^b
带隙(T=0)(eV)	0.69 ^d	6.25 ^c	3.51 ^c
带隙(T=300K)(eV)	0.64 ^d	6.14 ^c	3.43 ^c
有效电子质量(m_e^*/m_0)	0.07 ^e	0.32 ^c	0.20 ^c

^aReference [12]

^bReference [13]

^cReference [14]

^dReference [15]

^eReference [16]

(b) 闪锌矿结构 InN

尽管大部分有关InN的研究集中在稳定的纤锌矿结构相，然而，亚稳态闪锌矿结构相的一些物理性质更适合器件应用。例如，闪锌矿结构属立方相，对称性更高，其声子散射更弱，具有更高的电子迁移率和掺杂效率^[17-19]；闪锌矿结构可沿(001)面解理，在实现激光器常用的原子尺度平滑解理面的同时，获得方形的规整器件；闪锌矿结构(001)面上构建的器件结构无自发和压电极化效应产生的内建电场^[20]，有利于消除附带的复杂效应。闪锌矿结构InN的带隙比纤锌矿更小一些。由于闪锌矿结构属于亚稳态结构，制备闪锌矿InN的最大问题就是生长的样品中经常会夹杂着纤锌矿结构，并且包含较高浓度的堆垛层错。InN闪锌矿结构样品也需要异质外延，应用最广泛的衬底是MgO、GaAs以及Si。由于闪锌矿结构在低温下更稳定，合适的生长温度通常要比纤锌矿的更低一些，一般400 °C到500 °C。最近，R. Ohba等人利用脉冲激光沉积技术(PLD)在MgO衬底上得到闪锌矿结构相纯度为99%的InN样品，认为PLD技术可以促进源物质在表面的迁移^[21]。许多研究结果表明，闪锌矿结构InN的带隙不超过0.6 eV^[22-25]；晶格常数大约为4.98-5.02 Å^[7,21,22,25]。

1.1.2 电学特性

(a) 载流子浓度和迁移率

载流子浓度和迁移率是半导体材料最基本的电学特性。InN材料的室温电子迁移率的理论最大值为4400 cm²/V·s而GaN仅为1000 cm²/V·s^[26]。1972年，H. J. Hovel等用射频溅射法在宝石衬底上生长得到迁移率为250±50 cm²/V·s、载流子浓度为5-8×10¹⁸ cm⁻³的多晶InN样品，这是最早得到的InN材料载流子浓度和迁

移率^[27]。此后许多文献报道了不同方法生长的InN薄膜的载流子浓度和迁移率。1984年T. L. Tansley等采用反应离子溅射法在玻璃和硅衬底上生长InN薄膜,得到的室温迁移率为 $2700\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$,载流子浓度为 $5\times 10^{16}\text{ cm}^{-3}$;而在150 K时,迁移率则高达 $5000\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$,载流子浓度为 $3\times 10^{16}\text{ cm}^{-3}$ 。这是迄今为止报道的InN薄膜中最好的电学结果^[28]。近年来,利用MOVPE技术生长得到的InN样品的最高电子迁移率已达到 $1180\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$,最低载流子浓度为 $1.6\times 10^{18}\text{ cm}^{-3}$ ^[29];MBE技术生长的样品的最高电子迁移率 $2370\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$,最低载流子浓度 $2.8\times 10^{17}\text{ cm}^{-3}$ ^[30]。取得这些进步的原因可能是缓冲层的利用减缓了InN与衬底间的晶格失配,降低了InN薄膜的缺陷浓度和载流子浓度,提高了迁移率。

(b) InN 带隙

带隙问题是InN材料最受关注的问题之一,各文献测得的值不尽相同。虽然现在很多文献都认为它的带隙值应该在0.6-0.9 eV,但是也有人则认为,InN的带隙在1.25-1.30 eV^[31]。不同的研究组对测得的各种带隙值都可以作出合理的解释。认为InN带隙较小的人所作解释是强烈的Moss-Burstein效应、氧污染、量子尺寸效应以及化学计量变化等都可能使测得InN带隙偏大。例如,当载流子浓度超过导带边缘的态密度或Fermi能级位于导带内时,电子填充了导带底后,就会产生Moss-Burstein效应,导致用光吸收测量测得的带隙值增加^[32]。而持大带隙观点的人认为是深能级缺陷、非化学计量、薄膜的不均匀等造成带隙测量值偏小。例如,III族氮化物中深能级具有显著的辐射跃迁特性,在GaN中经常看到黄色发光带。O. Briot等给出部分III族氮化物的深能级俘获的光致发光与自由激子发光带隙能的关系图,认为InN中存在大约0.5 eV的深能级缺陷,那么,0.7 eV InN光致发光峰对应的带隙其实是1.25-1.30 eV^[31];Y. Uesaka等通过不同的氧杂质的掺入,得到了从0.7到2.0 eV变化的InN带隙,因此氧污染也可能造成带隙增大^[33]。有研究显示,不同的In:N化学计量比也会影响InN的带隙值^[34]。富In条件下和In有关的点缺陷会引起深能级缺陷并且富In颗粒会引起Mie共振吸收,从而导致测量带隙偏小。RF溅射的InN材料容易吸收过量的N,产生InN:N合金,带隙和电子有效质量的变化与合金组分有关^[35]。可见,InN材料的带隙变化可能夹杂着多种原因,不同模式、不同条件下生长的InN材料结构及其带隙有很大的不同,归根结底是无法获得晶体质量完美的InN材料。

(c) InN 掺杂特性

实现各种InN基光电子器件，如发光二极管、高效率太阳能电池、高频高速晶体管等的前提是要先获得良好的 p 型掺杂。然而，目前几乎所有直接生长非故意掺杂的InN薄膜不管在体材料内部还是在表面都出现很强的 n 型电导特性，载流子浓度大多都高于 10^{18} cm^{-3} 。 n 型InN施主的来源始终无法确定，多数人认为，InN的导带底位置要比其它半导体低很多，费米能级比导带底高^[36,37]，使得InN中的本征缺陷（譬如氮空位或者氮反位）能级位于导带底上方，形成了浅施主，高浓度电子将聚集于表面；也有人认为，杂质O占据N位和Si占据In位也有可能造成InN中高浓度施主；还有人认为，不管是填隙位还是替位H在InN中都有较高的可溶性，并成为主要的浅施主^[38]；另外部分人认为，空位和杂质等点缺陷对体材料载流子的浓度影响不大，高电子浓度主要是表面附近的氧污染和位错所致^[39,40]。近年来，许多研究组致力于InN的 p 型掺杂。Mg被证明是GaN和AlN最有效的 p 型掺杂剂，也是InN掺杂研究中用得最多的。Mg的离化能较小，A. Yoshikawa^[41]等人估计，Mg受主活化能为 61 meV，如此浅的能级说明InN中Mg具有典型的受主特性，因此 p 型掺杂主要困难不在于受主的性质，而是如何有效掺入以补偿本征缺陷或者杂质所形成的施主。

成功获得 p 型InN的报道并不多。2006年R. E. Jones等利用电解液基电容-电压（ECV）方法测得，MBE生长的Mg掺杂InN在表面形成 n 型反型层，体材料内部呈现 p 型电导特性^[42]。之后，几乎所有成功获得 p 型InN样品的报道都在MBE生长，并且利用ECV方法测得其内部为 p 型材料表面为 n 型反型层^[43-46]。基于此，J. H. Song等人利用第一性原理模拟计算表明，由于补偿机制的影响，替位Mg原子在表面的总能比在体材料内部要低，然而，它在体材料内部的扩散势垒很高，这就防止掺杂剂向表面扩散，从而能够实现体材料内部的 p 型掺杂^[47]。目前未见利用MOVPE方法得到的 p 型InN，Y. Nagai等认为可能是表面 n 型反型层导致普通的霍尔测量方式无法确定其电导特性^[48]，综上所述电解液电容-电压（ECV）是克服这一困难最常用而有效的方法。

除了得到 p 型电导特性，掺杂还影响InN的其它电学、光学以及结构性质。最近，有一些研究组讨论了 n 型和 p 型掺杂对InN材料的太赫兹辐射的影响^[49-51]。I. Wilke得出Mg作为电活性受主，增强了InN的太赫兹辐射发光，而掺Si的InN样品

^{49]}。同时, 还有研究表明, 一定浓度的Mg掺杂, 会导致In极性向N极性反转, 并且Mg的粘着系数不受极性的影响^[41,52]。A. Belabbes等人利用第一性原理理论研究表明, Mg掺杂剂可以降低In原子和Mg原子的扩散势垒, 从而使表面更平整。并且, Mg在N极性面更容易结合^[53]。

1.1.3 光学特性

目前, 用来测试InN的光学性质的研究手段主要有, 光致发光谱(PL)、吸收光谱以及拉曼散射光谱。PL谱和吸收光谱通常用于确定InN薄膜的基本带隙, 而拉曼散射光谱通常用于研究晶格振动及其关联晶体结构。

由于生长方法和测量手段的差异, 导致InN的光学性质很难统一。T. Matsuoka等报道了在不同的三甲基镓流量和生长温度下MOVPE生长的InN样品PL研究, 观察到PL峰位随着生长温度的增大向高能方向移动现象^[54]。然而, K. Sugita等在同样采用MOVPE生长的样品中却观察到PL峰和吸收边能量随着生长温度增加而红移的现象^[55]。另一方面, S. P. Fu等认为, PL谱受自由载流子的位置、载流子浓度、温度以及杂质等的影响, 单纯峰位并不能反映真实的InN带隙^[56,57]。不同载流子浓度的样品, 不同的测量温度, 都会导致发光峰位置偏移。同一个样品测量温度越低, PL峰强度越强, 峰位越向高能方向移动。同时, 载流子浓度越低, 对应的峰位能量越低, 峰形越对称, 峰强越强, 甚至PL谱会随着激发强度的增加而蓝移。与此不同的是, T. Matsuoka等从10 K测量至300 K并未观察到InN样品的PL峰位的明显变化^[58]。虽然目前文献报道的InN带隙大都为0.6-0.7 eV^[59-62], 仍然有少数报道的带边发光位于1.3、1.4 eV甚至更高^[63,64]。总之, 对InN光学性质报道的差异究其原因主要在于无法获得结构缺陷可以忽略不计的高质量样品。

拉曼散射光谱除了通常用于研究InN薄膜布里渊区中心声子特性、晶格振动模的温度、应力效应等外, 也是研究晶体结构的有力工具。根据点群理论, 对于InN及其特定的晶格结构对称性, 有不同于其它材料的拉曼特征谱。A. G. Bhuiyan等^[65]和Z. G. Qian等^[66]总结了纤锌矿结构InN的布里渊区中心声子模频率的实验值和理论值。相比其它光学参数, 不同研究组得到的InN的各个声子频率的偏差

Degree papers are in the "[Xiamen University Electronic Theses and Dissertations Database](#)". Full texts are available in the following ways:

1. If your library is a CALIS member libraries, please log on <http://etd.calis.edu.cn/> and submit requests online, or consult the interlibrary loan department in your library.
2. For users of non-CALIS member libraries, please mail to etd@xmu.edu.cn for delivery details.

厦门大学博硕士论文摘要库