

不同生长条件对 CdTe/GaAs 外延薄膜表面形貌和光学性质的影响

朱辰玮^{1,2}, 刘欣扬^{1,2}, 巫艳², 左鑫荣², 范柳燕², 陈平平^{2*}, 秦晓梅^{1*}

(1. 上海师范大学数理学院物理系, 上海 200233;

2. 中国科学院上海技术物理研究所 红外物理国家重点实验室, 上海 200083)

摘要: 本文利用分子束外延技术在 GaAs(211)B 衬底上外延 CdTe(211) 薄膜, 系统研究不同工艺条件对 CdTe 外延薄膜的表面形貌和光学性质的影响。研究表明, 在一定的生长温度下, 在 Te 气氛下生长 CdTe 薄膜, 增加 CdTe:Te 的束流比, 可显著降低 CdTe 表面金字塔缺陷的尺寸和密度, 当 CdTe 和 Te 束流比为 6.5 时, 金字塔缺陷几乎消失, 材料的表面平整度显著改善, X 射线衍射 (XRD) 也表明 CdTe 晶体质量显著提高。进一步的拉曼光谱表明, 随着 CdTe 和 Te 束流比的增加, Te 的 A₁ 峰减弱, CdTe LO 和 TO 声子峰强度比增强。低温光致发光光谱 (PL) 研究也表明随着 CdTe 和 Te 束流比的增加, Cd 空位的减少可以使与杂质能级相关的深能级区域的峰强降低, 与此同时和晶体质量相关的自由激子峰半峰宽减少, 材料的光学质量明显改善。该研究为探索 CdTe/GaAs 外延材料的理想的工艺窗口以及相关机理, 并为进一步以此为缓冲层外延高质量 HgCdTe 材料提供基础。

关键词: CdTe; 分子束外延; 表面缺陷; 拉曼光谱; 荧光光谱

中图分类号: O47 文献标识码: A

Effect of different growth conditions on surface morphology and optical properties of CdTe/GaAs epitaxial films

ZHU Chen-Wei^{1,2}, LIU Xin-Yang^{1,2}, WU Yan², ZUO Xin-Rong², FAN Liu-Yan², CHEN Ping-Ping^{2*},
QIN Xiao-Mei^{1*}

(1. Department of Physics, School of Mathematics and Science, Shanghai Normal University, 200233;

2. State Key Laboratory of Infrared Physics, Shanghai Institute of Technical Physics, Chinese Academy of Sciences, 200083)

Abstract: CdTe(211) thin films are grown on GaAs(211)B substrates by molecular beam epitaxy (MBE), the influence of different process conditions on the surface morphology and optical properties of the CdTe epitaxial films are systematically studied. The study shows that under certain growth temperatures, growing CdTe thin films in a Te atmosphere and increasing the CdTe and Te beam ratio can significantly reduce the size and density of pyramid defects on the CdTe surface. When the CdTe and Te beam ratio is 6.5, the pyramid defects almost disappear, and the surface smoothness of the material is significantly improved. X-ray diffraction (XRD) also shows that the crystal quality of CdTe has significantly improved. Further Raman spectroscopy shows that with the increase of the CdTe and Te beam ratio, the A₁ peak of Te weakens, and the intensity ratio of the CdTe LO and TO phonon peaks increases. Low-temperature photoluminescence (PL) studies also show that with the increase of the CdTe and Te beam ratio, the reduction of Cd vacancies can reduce the peak intensity of the deep energy level region related to impurity energy levels, while the half-width of the free exciton peak related to crystal quality reduces, and the optical quality of the material is significantly improved. This study explores the ideal process window and related mechanisms of CdTe/GaAs epitaxial materials, and provides a foundation for further epitaxial high-quality HgCdTe materials using this as a buffer layer.

Key words: CdTe, molecular beam epitaxy, surface defects, Raman spectroscopy, fluorescence spectroscopy

收稿日期: 2023-04-08, 修回日期: 2023-07-04

Received date: 2023-04-08, Revised date: 2023-07-04

基金项目: (Foundation items): 得到国家自然科学基金的资助 (12027805 和 11991062)。

作者简介 (Biography): 朱辰玮 (1998-), 男, 上海人, 硕士研究生, 主要研究领域为半导体薄膜外延。E-mail: zcw05.18@qq.com

* 通讯作者 (Corresponding author): E-mail: ppchen@mail.sitp.ac.cn; xmqin@shnu.edu.cn

引言

$\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ 材料是目前最重要的红外探测材料^[1], 如何生长大面积高晶体质量的 $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ 薄膜目前依旧是一挑战^[2]。因为与 $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ 的晶格基本匹配, CdZnTe (CZT) 衬底是制造高性能红外焦平面阵列 (IRFPA) 的首选衬底。而由于 CZT 衬底存在晶圆尺寸小、成本高、机械强度低和导热率低的限制, 人们尝试用 Si ^[3]、 Ge ^[4]、 GaAs ^[5] 和 GaSb ^[6] 这些替代衬底来克服 CZT 衬底的局限。与 Si 和 Ge 衬底相比, GaAs 衬底与 CdTe 同为闪锌矿结构, 并且具有更加相近的晶格常数和热膨胀系数, 在其上外延 CdTe (211) 薄膜更加容易^[7], 并且不需要衬底偏角和其他抛光工艺。但是 CdTe 与 GaAs 晶体仍存在较大的晶格失配 (~14.6%), 因此容易在 CdTe 薄膜中引入缺陷并且在界面附近产生大量的失配位错 (可高达 10^8 cm^{-2})^[8], 会直接影响 $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ 外延膜的晶体质量。此外, CdTe 薄膜因为成本低、温度系数小、弱光性能优异的特点, 其禁带宽度接近太阳能电池的理想值, 理想转换率可以达到 29%^[9], 是作为太阳能电池的理想材料, 所以研究 CdTe 生长工艺并提高薄膜的晶体质量也能进一步提高薄膜的吸收率和转换效率。

随着外延技术的发展, CdTe 薄膜的生长工艺也逐渐完善。通过优化生长工艺可以降低表面缺陷密度, 比如退火、超晶格的手段也可显著降低位错缺陷密度至 $\sim 10^5 \text{ cm}^{-2}$ ^[10]。但在实际 CdTe 外延生长时, 对生长温度, 束流比等十分灵敏, 如何控制生长条件, 实现低缺陷高质量的 CdTe 外延薄膜依旧是人们关注的课题。在本文中, 我们通过控制束流比, 观察到 CdTe 薄膜表面金字塔缺陷的演变和消失过程, 并利用拉曼光谱和光致发光光谱 (PL) 表征材料的光学性能和晶体质量。相关研究为进一步生长高质量 $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ 单晶薄膜提供基础^[11]。

1 实验过程

本文利用分子束外延系统 (DCA R450, Turku, Finland) 在 GaAs (211)B 衬底上生长 CdTe (211)。利用原位高能电子衍射仪 (RHEED) 实时监控 CdTe 薄膜外延生长过程, 利用 X 射线衍射仪 (XRD, Bruker, Karlsruhe, Germany) 来表征晶体质量。利用 Nomarski 显微镜、扫描电子显微镜 (SEM, ZEISS, Jena, Germany) 和原子力显微镜 (AFM, Bruker, Madison, American) 进行表面缺陷研究。

2 实验结果和讨论

在本研究中, 为了探索 CdTe 外延薄膜在 GaAs (211) 衬底的工艺窗口, 我们改变 CdTe 外延薄膜的生长温度, 特别是改变 CdTe 和 Te 的束流比。表 1 为相关的工艺条件。其中样品 1~2 主要改变生长温度, 而样品 3~7 这 5 个样品, 保持生长温度不变, 系统改变 CdTe 和 Te 的束流比。

表 1 CdTe 外延薄膜生长条件和相关表面缺陷密度和 XRD 摇摆曲线半峰宽

Table 1 Growth Conditions of CdTe Epitaxial Films and Related Surface Defect Density and Half Peak Width of XRD Swing Curve

样品	$P_{\text{CdTe}}:P_{\text{Te}}$	T(°C)	金字塔缺陷密度 (cm^{-2})	FWHM (arcsec)
样品 01	3.3	290	2.4×10^9	348
样品 02	3.3	275	2.6×10^9	297
样品 03	2.2	265	4.7×10^8	226
样品 04	5.3	265	2.9×10^8	220
样品 05	6.1	265	4.9×10^7	309
样品 06	6.5	265	$< 1 \times 10^5$	152
样品 07	8.0	265	3.2×10^8	315

如图 1(a) 所示, 对样品 1 进行 XRD 表征, 可以看到 ω - 2θ 扫描仅有 CdTe (422) 晶向的衍射峰, 表明生长的是 CdTe (211) 单晶。进一步用 XRD 的摇摆曲线半峰宽来比较不同 CdTe 样品之间的晶体质量, 如图 1(b) 所示。样品 2 相比于样品 1 降低了 15°C 生长, 发现半峰宽降低了 50 arcsec。这是因为生长温度降低可以降低生长时薄膜表面的无序度, 增加薄膜表面原子的扩散长度, 使原子更易移动至合适的位置处成键, 与晶体质量相关的摇摆曲线半峰宽下降。但是相关薄膜表面金字塔缺陷密度并没有改善。为了降低缺陷密度, 并提升材料质量, 进一步在 265°C 外延 CdTe 薄膜, 发现在该温度条件下生长的材料质量有明显提升。因此在后面的工艺中, 保持生长温度不变, 增加 $\text{CdTe}:\text{Te}$ 束流比, 探索束流比对材料表面和质量的影响。研究表明, 当 $\text{CdTe}:\text{Te}$ 束流比为 6.5 左右, 金字塔缺陷的密度显著下降 (降低 2~3 个量级), 且薄膜摇摆曲线半峰宽显著降低 (减少约 ~ 200 arcsec)。而随着 $\text{CdTe}:\text{Te}$ 束流比进一步提高到 8 (样品 7), 金字塔缺陷的密度又明显上升, 摇摆曲线半峰宽也显著增加。这可能由于外延的 CdTe 薄膜缺 Te , 材料性能显著下降导致的。在后续的光谱研究中进一步证实这一点。

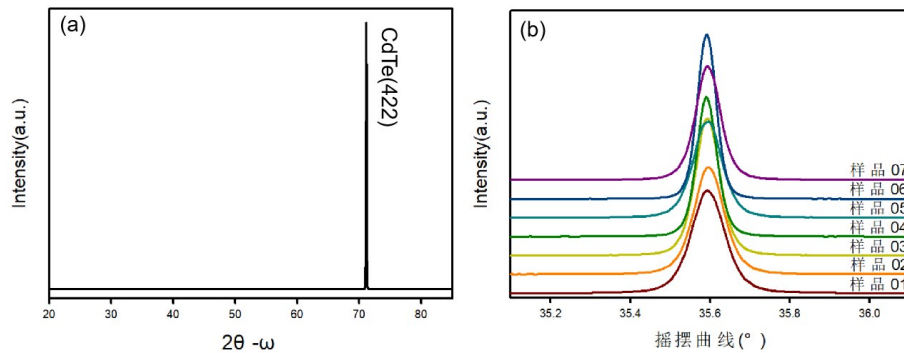


图1(a) CdTe的XRD ω - 2θ 结果 (b)样品1到7的XRD摇摆曲线

Fig. 1(a) XRD ω - 2θ scan results for CdTe(b)Sample 1 to 7 XRD rocking curve

图2为不同条件下生长的CdTe外延薄膜(样品1~7)的扫描显微镜(SEM)图。从图中可见,在大部分上述样品中,CdTe表面上总是存在着纳米波纹(沙滩状)。在CdTe/HgCdTe、CdZnTe/HgCdTe都有出现类似的纳米波纹(沙滩状)^[13],这可能与CdTe表面的应变消除和晶格失配的滑移机制有关,应该是薄膜外延生长时原子受 Ehrlich-Schwoebel(ES)势垒影响在表面的撞击速率和化学吸附而产生的规则形貌^[14],通常出现在高质量MBE生长的薄膜表面上^[15]。Ehrlich-Schwoebel(ES)势垒影响着外延薄膜三维岛的形成和聚集过程。薄膜从岛的生长到形成连续膜的过程主要与台阶边缘的ES势垒有关,它决定了表面原子受到近邻原子的相互作用力后在不同台阶上的扩散^[16]。而在图2中通过改变Te气氛下的CdTe束流,增加CdTe:Te的束流比,可以使纳米波纹处的金字塔缺陷逐渐消失(见图2(f)),它的尺寸也在逐渐减小。由于缺陷的形成时间受到ES势垒的影响^[17],生长时因为束流比条件不合适引起的表面组分偏析等原因导致形成金字塔缺陷(这在后面Raman光谱的分析得到验证),但是这种缺陷因为ES势垒的存在不会随着厚度的增加而消失,并且伴随着生长过程的一直进行。另外,进一步增加CdTe的束流时,CdTe薄膜的金字塔缺陷会重新出现,如图2(g)所示。这种缺陷的出现应该与Cd和Te原子的不同饱和蒸气压有关。根据克劳修斯-克萊普朗方程可以得到Cd和Te在不同温度下的饱和蒸气压:

$$\lg P^*(\text{Te}) = -7830/T - 4.27 \lg T + 21.42^{[18]}, \quad (1)$$

$$\lg P^*(\text{Cd}) = -5819/T - 1.257 \lg T + 14.412^{[19]}, \quad (2)$$

对于265 °C生长的CdTe(样品3~7),Cd的饱和蒸气压较大更加容易脱附,因此需要更大的CdTe束流使表面组分稳定。又因为生长时采用的是CdTe

固态源, $\text{CdTe(s)} \rightarrow \text{Cd(g)} + 0.5\text{Te}_2(\text{g})$, $P_{\text{Cd}} = 1.33P_{\text{Te}_2}^{[20]}$,过量的Cd原子在CdTe表面没有足够的Te原子与之成键后脱附,使富余的Te原子沉积在表面上导致组分少量偏析。而当CdTe:Te增加到理想值(6.5),表面没有多余的Te偏析,从而使得和偏析相关的金字塔缺陷消失,材料质量也得到提升。

我们进一步再通过AFM表征金字塔缺陷消失前后样品2和样品6的CdTe表面形貌,图4(a)、(b)为样品2表面的平面图和立体图。从图中可见纳米波纹的高度约为5.0 nm,表面平均粗糙度(RMS值)为4.2 nm。另外还可见在纳米波纹的端点处存在明显的坑状结构,大部分坑的约深度为13 nm,这坑状结构和前面SEM金字塔缺陷对应。图4(d)、(e)为样品4表面的平面图和立体图。如前面所描述通过改善束流比,最后使金字塔缺陷(坑状结构)在CdTe表面几乎消失,此时的纳米波纹长度约为1 μm ,平均粗糙度约为3.6 nm。这进一步表明降低CdTe和Te束流比,可降低金字塔缺陷(几乎消失),同时使薄膜表面粗糙度(RMS值)减少,相关结果和前面SEM表征结果一致。

为了进一步研究不同工艺条件下生长的CdTe薄膜晶格动力学以及相关的缺陷特性,我们利用拉曼光谱对上述样品进行了系统研究。图5为样品1~7的室温Raman谱。大部分样品有很明显的3个峰,分别为Te(A_1)、以及CdTe的TO和LO声子峰。从图可见,改变CdTe的生长条件,声子峰的峰强有所变化,特别是Te的 A_1 (122~123 cm^{-1})声子峰的强度变化很明显,但是峰位变化不大。另外发现除样品6外,其它样品的Raman谱上,总存在着Te的 A_1 对称型声子峰^[21]。研究表明^[21],该声子峰的出现总是与CdTe薄膜生长时富Te相关,而这种富Te的薄膜在140~143 cm^{-1} 处存在一个E对称型声子峰。文

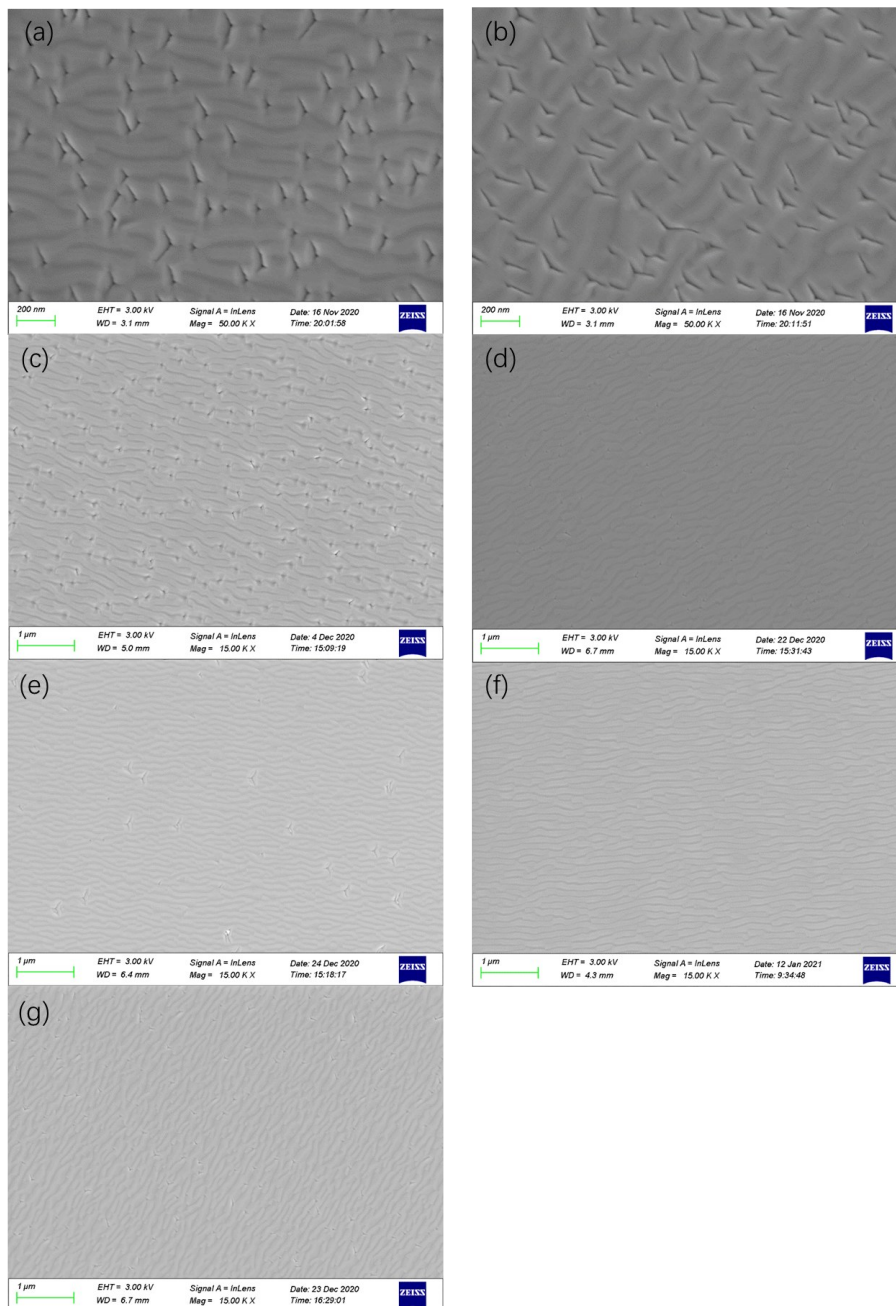


图2 (a)~(g)为CdTe样品1至样品7的SEM照片

Fig. 2 (a)~(g)are SEM photos of CdTe samples 1~ 7

献中可以通过Cd气氛退火的方式,将这两个声子峰消除^[22]。对比样品3~7,随着CdTe束流的增大,由于薄膜表面有更多的Cd原子,Te(A_1)的声子峰强度也随之减小。在样品6的拉曼光谱中未见Te(A_1)的声子峰,而与此对应的金字塔缺陷也消失,因此可认为这种金字塔缺陷的出现与表面成分偏析(富Te)密切相关。而对于样品7,由于过量的Cd原子没有足够的Te原子与之成键,且更易脱附,会再次出现富Te的声子峰。在减小表面缺陷密度的过程

中,TO和LO的峰位变化很小。但是缺陷的消失使表面应力发生了变化。因此在样品6上可以看到TO和LO峰位都有明显的变化,LO峰位移动了 2.6 cm^{-1} ,更加接近理想的 167 cm^{-1} ^[24]。同时样品6的TO峰强也随着减弱,Te(E)声子峰峰几乎消失。这表明当CdTe:Te束流比达到6.5,CdTe晶体质量得到了优化。

为了进一步研究不同工艺条件下生长的CdTe外延薄膜光学性质的影响,我们对相关的CdTe外延

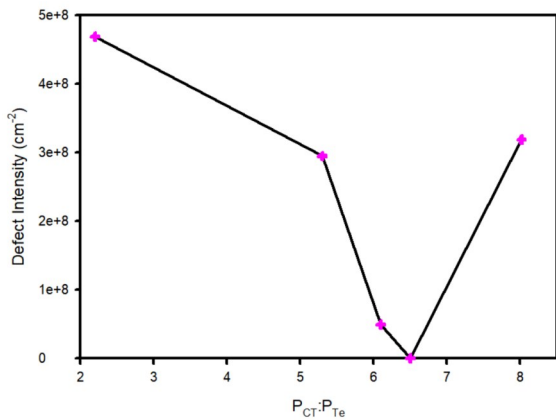


图3 不同CdTe薄膜表面金字塔缺陷密度与束流比之间的关系

Fig. 3 Relationship between the density of pyramidal defects on the surface of different CdTe films and the beam ratio

薄膜进行低温光致发光光谱(PL)研究。图6为CdTe样品2和样品6的PL光谱,测试温度为9 K,使用532 nm的激光进行激发,激光的功率为25 mW,傅里叶光谱仪用Si探测器。由于10 K的CdTe带隙为1.606 eV^[25],所以在1.599 eV附近的尖峰是基态受体束缚激子(A_0X),由于这个峰的高度受到电离杂质、中性施主和受主的影响,因此通过这个峰的强弱可以比较薄膜的晶体质量^[26]。从图中可见,样品6的自由激子峰半峰宽为0.005 eV,样品2的自由激子峰半峰宽为0.008 eV,样品6的峰更加尖锐,半峰宽更小,晶体质量更好,这与样品的缺陷密度降低有关,且发光峰的位置更接近理论的禁带宽度。而样品2在1.594 eV的峰,研究报道称其与Cd

空位和其他施主原子的复合激子有关^[27]。比较1.565 eV处的发光峰,该峰与中性的施主-受主对(DAP)的复合相关,研究表明这个峰位与碱金属杂质和声子伴线有关,来源于Cd空位^[28],而样品2的这一发光峰强度也远高于样品6。通过比较上两个发光峰的出现规律,不难发现都与Cd空位相关。所以认为金字塔缺陷的产生,和生长时Cd原子偏少相关。而这与实验过程中增加CdTe束流,显著降低金字塔缺陷的变化密切相关。在样品6的光谱中,1.585 eV处有一额外的发光峰,它可能来源于中性受主或离化杂质的复合激子^[29],一般出现在电阻率较高且晶体质量较好的CdTe材料上。在带边发射区范围内的发光峰来源于电子-受体(eA_0)和施主-受体(DAP),是两者的声子发光峰^[30]。而深能级区域(1.40 eV~1.51 eV)的发光峰强度主要受到晶体质量和材料厚度的影响^[31],其强度与薄膜的缺陷正相关,深能级区域的发光峰强度偏大也意味着样品2的晶体质量较差。比较样品2与样品6,发现金字塔缺陷的消失后,相关样品的自由激子峰和带边激子峰的强度比值,从0.37增加至0.78, CdTe外延薄膜光学性质和晶体质量得到了明显的优化。

在前面研究中,通过控制生长条件,发现降低生长温度可以使XRD摇摆曲线的半峰宽降低,但是SEM下观察到的金字塔缺陷密度并没有改变。随后降低生长温度并逐渐增加CdTe的束流会使表面金字塔缺陷密度减少至最后几乎观察不到。利用拉曼光谱和低温PL光谱分析比较缺陷在生长时出

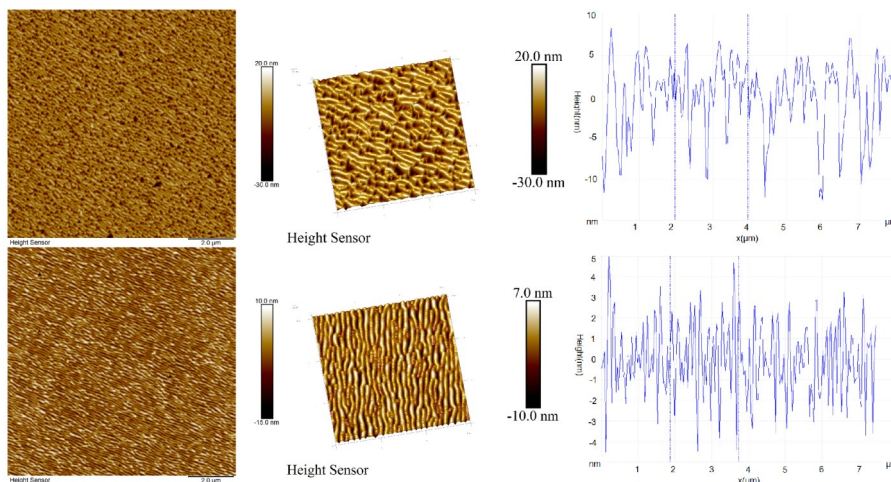


图4 (a)、(d)分别为CdTe样品2和样品6表面的平面图,(b)、(d)分别为CdTe样品2和样品6表面的立体图,(c)、(f)分别为CdTe样品2和样品6表面上任一线上的高度变化曲线

Fig. 4 (a) and (d) are the plans of CdTe sample 2 and sample 6, (b) and (d) are the stereograms of CdTe sample 2 and sample 6, and (c) and (f) are the height change curves on any line on the surface of CdTe sample 2 and sample 6, respectively

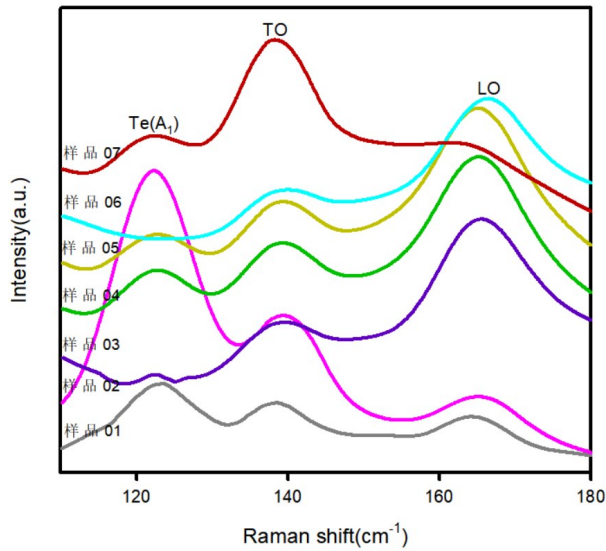


图5 CdTe样品1至7的拉曼图像

Fig. 5 Raman image of CdTe samples 1~7

表2 CdTe拉曼光谱中的声子峰位置

Table 2 Phonon Peak Position in CdTe Raman Spectrum

样品	Te(A_1)	TO	LO
样品 01	123.2 cm^{-1}	138.3 cm^{-1}	164.4 cm^{-1}
样品 02	122.3 cm^{-1}	139.3 cm^{-1}	165.6 cm^{-1}
样品 03	122.6 cm^{-1}	139.5 cm^{-1}	165.4 cm^{-1}
样品 04	122.9 cm^{-1}	139.3 cm^{-1}	165.4 cm^{-1}
样品 05	122.6 cm^{-1}	139.3 cm^{-1}	165.1 cm^{-1}
样品 06	/	139.9 cm^{-1}	166.7 cm^{-1}
样品 07	122.1 cm^{-1}	138.3 cm^{-1}	163.4 cm^{-1}

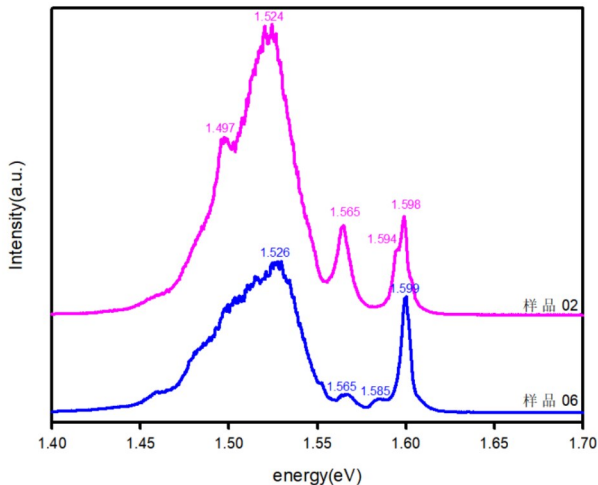


图6 CdTe样品2和样品6在9 K下的光致发光光谱。

Fig. 6 Photoluminescence spectra of CdTe sample 2 and sample 6 at 9 K.

现的原因,发现不仅在拉曼光谱上有富Te峰,又在PL光谱中观察到多个Cd空位相关的发光峰。因为相同温度下Cd的饱和蒸气压更高容易脱附,需要更大的CdTe束流,所以增加CdTe束流可以让这种缺陷消失。上述研究表明在合适的生长温度(265 °C左右),当CdTe和Te束流比降低到为6.5时,CdTe表面缺陷显著降低,相关材料的光学质量也显著提高。

3 总结

本文系统研究利用分子束外延技术在GaAs衬底上外延CdTe(211)薄膜的过程中,生长条件对薄膜表面形貌和光学性质的影响。XRD研究发现降低生长温度能提高结晶质量,而进一步的SEM和AFM的系统研究表明,增加CdTe和Te束流比,可降低表面缺陷的尺寸和密度,降低表面粗糙度。当CdTe和Te束流比为6.5时,金字塔缺陷几乎消失,材料的表面平整度显著改善。拉曼光谱研究表明,随着CdTe和Te束流比的增加,Te的 A_1 峰减弱,CdTe LO和TO声子峰强度比增强。低温PL研究也表明随着束流比的增加,晶体质量相关的自由激子峰半峰宽减少,材料的光学质量明显改善。该研究为在GaAs(211)衬底外延CdTe高质量薄膜提供理想的工艺窗口以及相关工艺和物性的关联性提供基础。

Reference

- [1] Hu W D, Ye Z H, Liao L, *et al.* 128 × 128 long-wavelength/mid-wavelength two-color HgCdTe infrared focal plane array detector with ultralow spectral cross talk [J]. *Optics Letter*, 2014, **39**: 5184–5187.
- [2] Gu R, Antoszewski J, Lei W, *et al.* MBE growth of HgCdTe on GaSb substrates for application in next generation infrared detectors [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2017, **468**: 216–219.
- [3] Reddy M, Peterson J M, Vang T, *et al.* Molecular beam epitaxy growth of HgCdTe on large-area Si and CdZnTe substrates [J]. *Journal of electronic materials*, 2011, **40**(8): 1706–1716.
- [4] Vilela M F, Lofgreen D D, Smith E P G, *et al.* LWIR HgCdTe detectors grown on Ge substrates [J]. *Journal of electronic materials*, 2008, **37**: 1465–1470.
- [5] He L, Chen L, Wu Y, *et al.* MBE HgCdTe on Si and GaAs substrates [J]. *Journal of Crystal growth*, 2007, **301**: 268–272.
- [6] Lei W, Ren Y L, Madni I, *et al.* Low dislocation density MBE process for CdTe-on-GaSb as an alternative substrate for HgCdTe growth [J]. *Infrared Physics & Technology*, 2018, **92**: 96–102.
- [7] Jacobs R N, Markunas J, Pellegrino J, *et al.* Role of thermal expansion matching in CdTe heteroepitaxy on highly

- lattice-mismatched substrates [J]. *Journal of crystal growth*, 2008, **310**(12): 2960–2965.
- [8] Pan W W, Gu R J, Zhang Z K, *et al.* Defect Engineering in MBE-Grown CdTe Buffer Layers on GaAs(211)B Substrates[J]. *Journal of Electronic Materials*, 2022, **51**(9): 4869–4883.
- [9] 王敏. 新型碲化镉薄膜太阳能电池制备研究[D]. 中国科学技术大学, 2019..
- [10] Carmody M, Yulius A, Edwall D, *et al.* Recent progress in MBE growth of CdTe and HgCdTe on(211)B GaAs substrates [J]. *Journal of electronic materials*, 2012, **41**: 2719–2724.
- [11] Hu W D, Chen X S, Ye Z H, *et al.* A hybrid surface passivation on HgCdTe long wave infrared detector with in-situ CdTe deposition and high-density hydrogen plasma modification. *Applied Physics Letters*, 2011, **99** (9) : 091101.
- [12] Benson J D, Jacobs R N, Markunas J K, *et al.* Structural analysis of CdTe hetero-epitaxy on(211)Si[J]. *Journal of electronic materials*, 2008, **37**(9): 1231–1236.
- [13] Schmidt J, Ortner K, Jensen J E, *et al.* Molecular beam epitaxially grown n type Hg 0.80 Cd 0.20 Te(112)B using iodine [J]. *Journal of applied physics*, 2002, **91** (1) : 451–455.
- [14] Rost M, Šmilauer P, Krug J. Unstable epitaxy on vicinal surfaces[J]. *Surface Science*, 1996, **369**(1–3): 393–402.
- [15] Benson J D, Almeida L A, Carmody M W, *et al.* Surface structure of molecular beam epitaxy (211)B HgCdTe [J]. *Journal of electronic materials*, 2007, **36**(8): 949–957.
- [16] To T B T, Almeida R, Ferreira S O, *et al.* Roughness and correlations in the transition from island to film growth: Simulations and application to CdTe deposition [J]. *Applied Surface Science*, 2021, **560**: 149946.
- [17] Tejedor P, Šmilauer P, Roberts C, *et al.* Surface-morphology evolution during unstable homoepitaxial growth of GaAs(110)[J]. *Physical Review B*, 1999, **59**(3): 2341.
- [18] Chen H, Lu H, Nie Y, *et al.* The fabrication of Te nanowires with different orientations by vacuum vapor deposition [J]. *Physics Letters A*, 2007, **362**(1): 61–65.
- [19] 刘日新,戴永年,李本文,等. 纯金属真空蒸馏研究(I): 数学模型[J]. *真空科学与技术*, 1996(02): 134–139.
- [20] Faurie J P, Million A. Molecular beam epitaxy of II - VI compounds: CdTe [J]. *Journal of Crystal Growth*, 1981, **54**(3): 577–581.
- [21] Amirtharaj P M, Pollak F H. Raman scattering study of the properties and removal of excess Te on CdTe surfaces [J]. *Applied Physics Letters*, 1984, **45**(7): 789–791.
- [22] Sochinskii N V, Serrano M D, Diéguez E, *et al.* Effect of thermal annealing on Te precipitates in CdTe wafers studied by Raman scattering and cathodoluminescence [J]. *Journal of applied physics*, 1995, **77**(6): 2806–2808.
- [23] Özden S, Koc M M. Spectroscopic and microscopic investigation of MBE-grown CdTe(211)B epitaxial thin films on GaAs(211)B substrates [J]. *Applied Nanoscience*, 2018, **8**: 891–903.
- [24] Nassar Z M, Yükselici M H, Bozkurt A A. Structural and optical properties of CdTe thin film: A detailed investigation using optical absorption, XRD, and Raman spectroscopies [J]. *physica status solidi(b)*, 2016, **253**(6): 1104–1114.
- [25] Hofmann D M, Omling P, Grimmeiss H G, *et al.* Identification of the chlorine A center in CdTe [J]. *Physical Review B*, 1992, **45**(11): 6247.
- [26] Cooper D E, Bajaj J, Newman P R. Photoluminescence spectroscopy of excitons for evaluation of high-quality CdTe crystals [J]. *Journal of crystal growth*, 1988, **86**(1–4): 544–551.
- [27] Consonni V, Feuillet G, Renet S. Spectroscopic analysis of defects in chlorine doped polycrystalline CdTe [J]. *Journal of applied physics*, 2006, **99**(5): 053502.
- [28] 张圣熙. Cd₃As₂和HgTe拓扑结构材料的分子束外延生长、输运和原位ARPES表征[D]. 中国科学院大学(中国科学院上海技术物理研究所), 2020..
- [29] Kraft C, Metzner H, Hädrich M, *et al.* Comprehensive photoluminescence study of chlorine activated polycrystalline cadmium telluride layers [J]. *Journal of Applied Physics*, 2010, **108**(12): 124503.
- [30] Halliday D P, Potter M D G, Mullins J T, *et al.* Photoluminescence study of a bulk vapour grown CdTe crystal [J]. *Journal of crystal growth*, 2000, **220**(1–2): 30–38.
- [31] Hofmann D M, Omling P, Grimmeiss H G, *et al.* Identification of the chlorine A center in CdTe [J]. *Physical Review B*, 1992, **45**(11): 6247.