

GaAs 单晶滑移位错 X 射线形貌术研究

麦振洪 葛培文 何杰 崔树范 贺楚光

中国科学院物理研究所

马碧春 陈坚邦 王永鸿

北京有色金属研究总院

1988 年 9 月 16 日收到

应用 X 射线形貌技术研究了掺 In 和不掺 In 砷化镓单晶的滑移位错。观察到由于位错密度不同，其滑移位错的组态不同。对滑移位错和胞状网络进行了初步的理论解释。

一、引言

砷化镓集成电路具有速度快、功耗低等优点，已引起人们的高度重视。砷化镓集成电路是在半绝缘砷化镓衬底上进行一系列电子学工艺而制成的。因此，半绝缘砷化镓材料中的杂质、缺陷、衬底与外延层的晶格失配等直接影响集成电路的质量和成品率。另外，砷化镓单晶为化合物半导体，其缺陷行为远比硅单晶复杂。近年来，采取了掺 In 等措施^[1,2]，砷化镓单晶的位错密度得到大大改善。研究低位错密度的砷化镓晶体位错，有助于认识晶体生长过程中位错产生的机制。Kitano 等人报道，低位错密度的晶片位错分布呈八次轴对称，对高位错密度的晶片位错分布呈四次轴对称^[3]。本文应用 X 射线形貌技术，研究了掺 In 和不掺 In 砷化镓单晶的生长位错，并对其形成机制作了初步的分析。

二、实验与结果

实验所用的样品是用高压炉 LEC 法生长的砷化镓单晶，为了研究砷化镓单晶中的生长缺陷，分别对掺 In 和不掺 In 的直接合成和锭条料生长的晶体进行了研究。横切片为垂直于生长方向的 (001) 片，纵切片是平行生长方向的 (110) 片。样品经切、磨后，在 Spitfire HI-Pol 27-B 抛光机上进行化学机械两面抛光。X 射线形貌照相是以日本理学电机 RU-200 转靶 X 射线机为光源，在英国 Marconi 公司 LC-100 Lang 相机上，采用 MoK α 辐射， $\mu t = 13.3$ 的条件完成的。为了研究其缺陷的性质，拍摄了 220, 2\bar{2}0, 202, 400 和 004 等衍射的形貌照片。同时，对个别样品用熔融 KOH 进行腐蚀，观察其腐蚀象。

图 1 是不掺 In 砷化镓单晶典型的位错分布 X 射线形貌图（见图版 I）。可以看到，位错密度在中心和边缘部分比较高（图 1(a)），即所谓 W 型分布^[4]。在高密度区域，位错呈胞

状网络以及沿[110]方向成行结构(图1(b))。Chen 和 Holmes^[3]认为,胞状网络和成行结构是多边形化过程,结晶固化后,位错重排列以减少晶体内的应变能。胞状网络是紊乱的位错线束,它们包含至少三种 Burger 矢量的不同位错^[6]。图2(a)为掺 In 砷化镓单晶的X射线形貌图(见图版I),可以看到,严重的滑移位错起源于晶锭的表面,其走向沿[110]族方向,具有四次轴对称,称其为A类位错。在晶片的中部,存在着另一种生长位错,称其为B类位错。为了对比,对该样品进行腐蚀,图2(b)为其腐蚀图(见图版I)。比较图2(a)和(b),可以证实存在着两种类型的位错。为了清楚地分辨这两类位错,拍摄了(110)纵切片掺 In 砷化镓单晶的X射线形貌图[图3(见图版II)]。从图3中可看到相对于图2所示的两类位错,一类是与生长方向垂直的位错,即A类位错;另一类是与生长方向成35°的位错,即B类位错。对掺 In 砷化镓单晶的横切片,还观察到漂亮的生长条纹[图4(见图版II)]。

三、讨 论

砷化镓晶体的滑移面为(111),滑移方向为[110]。实验所用的单晶是用 LEC 法生长,圆柱形的晶锭在生长过程中,由于热场温度梯度的作用,晶锭表面受到切向热应力的作用,而径向受到径向热应力的作用。位错的分布可从晶片各处位错传播长度来预示;位错传播长度为^[7]

$$L = \int v dt, \quad (1)$$

式中位错速度可近似表示为

$$v = B\tau^m \exp(-U/kT). \quad (2)$$

这里 B , m , U 和 k 为常数; T 为温度; τ 为剪应力, 可表示为^[8]

$$\tau = \sigma f_s, \quad (3)$$

式中 σ 为应力分布, f_s 为 Schmid 因子,

$$f_s = \cos\alpha \cos\beta, \quad (4)$$

式中 α 为施加应力的方向与滑移面法线的夹角; β 为施加应力的方向与滑移方向的夹角。从(3)式可知, σ 极小时, f_s 为极大。这就是说, 滑移位错产生于 Schmid 因子为极大的方向。必须指出, 应力方向取决于晶锭内的位置, 因此, Schmid 因子需要对位错通过的每一点位置进行计算。图5为在(001)晶片内计算的 Schmid 因子值的分布。圆的半径相当于 $f_s = 0.5$ 。可看到 f_s 的最大值在[100]与[110]方向的中间, 从图5和方程(3)可得到, 当所加的应力小时, 两个滑移系统在[100]和[110]之间产生滑移位错, 共有八个位错源, 因而滑移位错图呈八次轴对称。在高应力场下, 四个滑移系统在[110]方向区域重叠, 八个在[100]方向区域重叠。滑移位错呈四次轴对称。这就解释了 Kitano 等人的实验结果, 也为我们的实验所证实(图2)。

从上述分析, 我们可讨论所观察到的 A 类和 B 类滑移位错。如上所述, 在生长过程中, 砷化镓晶锭表面受到切向热应力的作用, 而径向受到径向热应力的作用。对 A 类滑移位错, 如图6(a)所示, 受切向热应力 σ_θ 的作用, 位错在边缘产生, 在{111}面上沿[110]

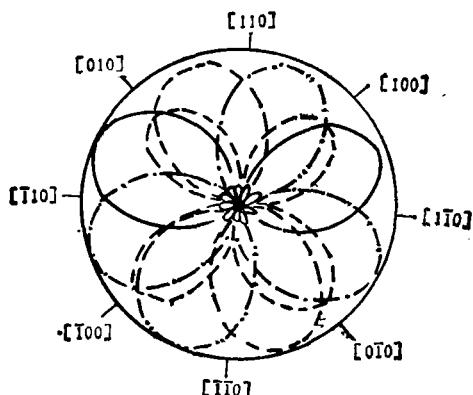
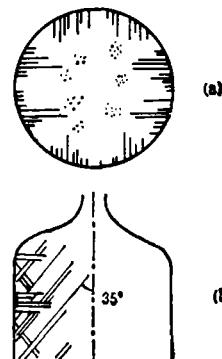
图 5 (001) 晶片计算的 t_s 值分布图

图 6 A, B 两类滑移位错的走向轨迹

簇方向, 向晶锭中心延伸。这时, 此滑移系统的 Schmid 因子为极大。Jordan 等人已报道^[4], 在晶锭外缘切应力为张力, 而在晶锭中部为压缩力。因此, 从边缘到中部某处, 应力 σ_θ 的符号将变号。故 A 类位错终止在它们传播的途中, 这就是为什么一般来说 A 类位错分布在晶片的边缘。

对 B 类位错, 如图 6(b) 所示, 受径向应力 σ_r 的作用, 位错在 {111} 面上沿 [110] 簇方向从边缘向中心传播, 其方向向上。这时, 此滑移系统的 Schmid 因子为极大。由于应力 σ_r 沿径向分布符号不变, 故 B 类位错可沿 {111} 面到达晶锭中部。

图 7 表示不同切向的晶片 A, B 两类滑移位错的走向轨迹。对 (001) 切片 (图 7(a)), A 类位错呈直线状分布在晶片边缘, 而 B 类位错呈团状分布在晶片中部。对 (110) 切片 (图 7(b)), 从结晶学可知, A 类位错垂直于生长方向, 而 B 类位错与生长方向夹角为 35° 。其分析结果与实验观察结果符合得很好。

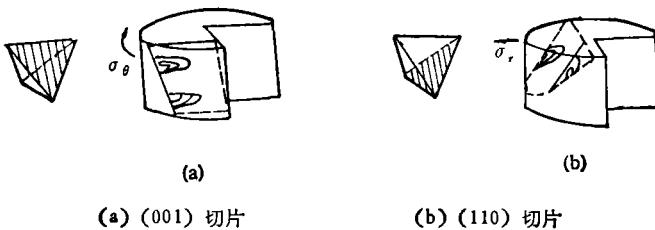


图 7 两类滑移位错滑移机制示意图

对不掺杂砷化镓晶片, 观察到胞状网络的位错 (图 1), 可以认为, 滑移位错在晶锭边缘产生, 由于位错密度高, A 类位错相互作用或交截, 触发 B 类位错产生, 这两类位错进一步发展, 交截, 形成紊乱的网络结构。同时, 在 [110] 方向又呈成行结构。在这种情况下, B 类滑移位错往往是在晶锭的籽晶或扩肩部分产生, 往下向尾部边缘延伸。当然, 在实际晶体中, 应力场是相当复杂的, 在晶体生长过程中, 应力场所导致的滑移机制也经常改变。因而, 滑移位错的特征取决于应力场和温度场的共同作用。

关于A类,B类滑移位错的性质,形成机制以及与生长条件的关系正在深入研究中。

感谢吴兰生,傅全贵对本文实验的帮助。

- [1] M. G. Milvidsky, V. B. Osversky and S. S. Shifrin, *J. Crystal Growth*, 52(1981), 396.
- [2] G. Jacob, M. Deseaux, J. P. Farges, M. M. B. Van den Boon and P. J. Roksnoer, *J. Crystal Growth*, 61(1983), 417.
- [3] T. Kitano, T. Ishikawa, H. Ono and J. Matsui, *Jap. J. Appl. Phys.*, 25(1986), L530.
- [4] A. S. Jordan, R. Caruso and A. R. Von Neida, *Bell System Tech. J.*, 59(1980), 593.
- [5] R. T. Chen and D. E. Holmes, *J. Cryatal Growth*, 61(1983), 111.
- [6] H. Ono and J. Matsui, *Appl. Phys. Lett.*, 51(1987), 801.
- [7] K. Sumino, S. Kodaka and K. Kojima, *Mater. Sci. Eng.*, 13(1974), 263.
- [8] J. P. Hirth and J. Lothe, in *Theory of Dislocation*, Mc Graw-Hill, New York, (1968).

STUDY OF SLIP DISLOCATIONS IN GaAs CRYSTAL BY X-RAY TOPOGRAPHY

MAI ZHEN-HONG GE PEI-WEN HE JIE

CUI SHU-FAN HE CHU-GUANG

Institute of Physics, Academia Sinica

MA BI-CHUN CHEN JIAN-BANG WANG YONG-HONG

General Research Institute for Non-Ferrous Metals, Beijing

(Received 16 September 1988)

ABSTRACT

Slip dislocation in In-doped and undoped GaAs single crystal were investigated by means of X-ray topography. Different configurations of the slip dislocations were observed, which resulted from the different densities of dislocations. The mechanism of the slip dislocation and cellular network structure formation is also discussed preliminarily.

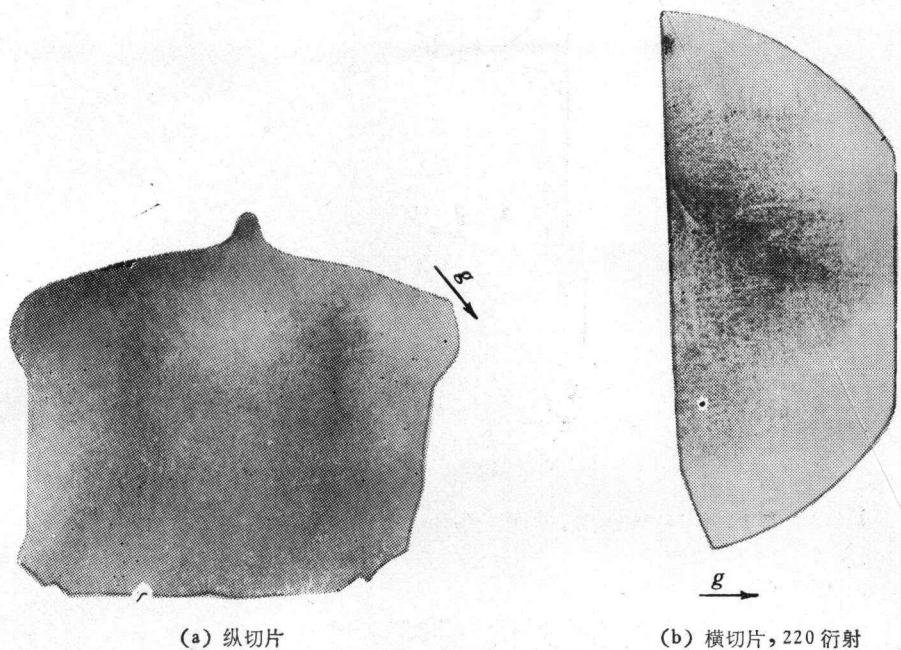


图 1 不掺 In 砷化镓 X 射线形貌图

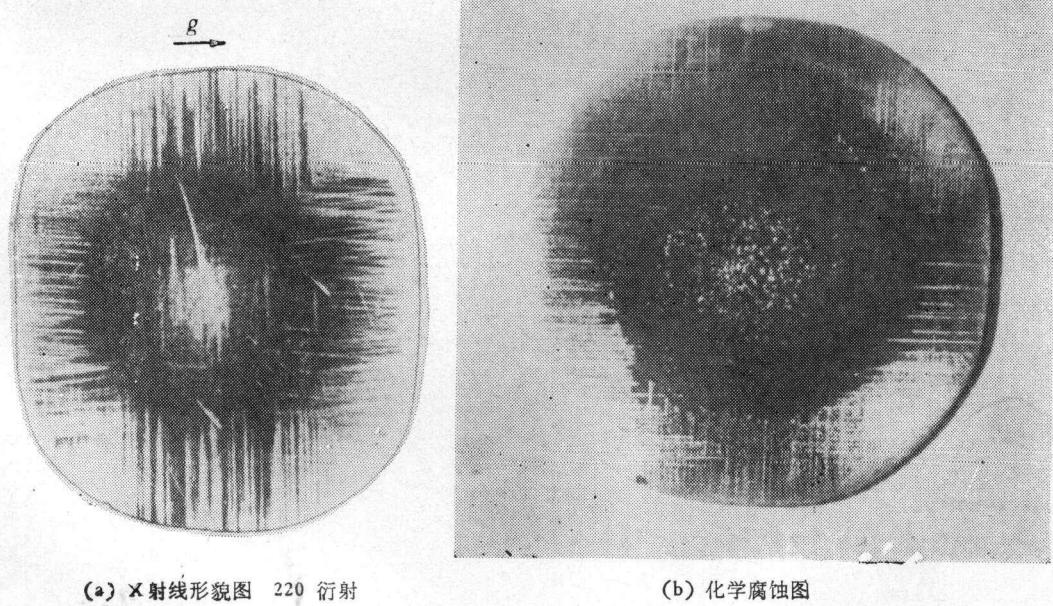


图 2 掺 In 砷化镓单晶的生长位错



图3 掺 In 砷化镓单晶 (110) 纵切片的 X 射线形貌图 220 衍射

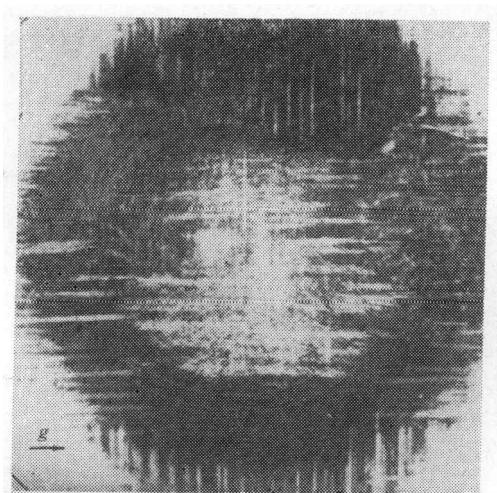


图4 掺 In 砷化镓单晶 (001) 横切片的 X 射线形貌图 220 衍射