

晶体缺陷研究的进展*

冯 端

(南京大学物理系)

提 要

本文综述近年来晶体缺陷研究的进展,讨论了这个领域中的发展动向。

一、固体结构敏感性能的物理本质

固体的性能大体上可以分为两类:一类是非结构敏感的,例如弹性模量、密度、比热等,对于同一种材料的不同试样进行测量的结果,差别不大;而且也将晶体视为理想的完整晶体的计算结果,基本相符。另一类是结构敏感的,如屈服强度和断裂强度,对于同一种材料不同试样测得的结果,往往差异很大;而且和根据理想完整晶体理论的计算值有显著的分歧。一个熟知的例子,就是实际的纯金属单晶体的屈服强度仅为理论值的千分之一左右,这样,杂质的含量、成份的配比、热处理的过程等,都可能对这些结构敏感性能产生重大的影响,从而有可能通过一些工艺因素来大幅度地提高材料的某些技术性能。传统的固体物理,往往只考虑完整晶体,因而无法解释有关结构敏感性能的问题。只有随着缺陷研究的开展,掌握了晶体中缺陷分布组态与运动规律,才开始理解各种结构敏感性能的物理本质,从而为改善材料的技术性能的工作提供牢固的科学依据。

长期以来,晶体缺陷研究的主攻目标为金属的范性和强度问题。通过微观缺陷组态观测和宏观范性研究相结合的大量工作,可以说,问题的一些主要环节已经可以从位错理论得到大体的了解^[1,2]。当然,工作还在深入。例如:近年来,发展了电子计算机对缺陷的点阵组态进行模拟研究的技术^[3],对于体心立方金属中位错的精细结构取得了一些有意义的结果^[4,5],从而阐明了其范性形变中的若干问题^[6];又如对于两相合金的范性形变和加工硬化机制,也取得了显著的进展^[7,8];很值得注意的是发现了一些现象,表明某些物理性能和范性形变存在交互作用:例如处于超导态和正常态的金属的流变应力就有明显的差异^[9](参阅图1)。类似地,正常态金属加磁场也对流变应力产生影响^[10]。这些问题的进一步的研究将有助于澄清位错与电子交互作用这一基本问题。

当前,范性和强度的研究除了在金属物理的领域中继续深入以外,还有一个值得重视的动向,就是朝向邻近的学科领域中渗透:渗透进冶金领域,利用一些新的强有力的缺陷观测方法,如超高压电镜等,揭示复杂的实用材料中的缺陷组态,促进高强度和高温合金材料的发展^[11];渗透进高分子科学的领域,探索高分子材料范性和强度的微观机制^[12];

* 1978年5月3日收到。

渗透进地球科学的领域,研究地壳和矿物晶体的范性形变,并应用电子显微镜薄膜透射术

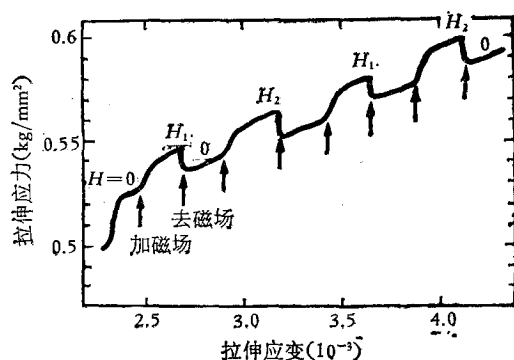


图1 超导态对铅的流变应力的影响^[9]
(4.2 K 多晶铅的拉伸曲线,加磁场的效应为使超导态转化为正常态. $H_1 = 1930$ Oe; $H_2 = 4970$ Oe)

单晶体中晶体缺陷对畴壁的钉扎效应对技术磁化的影响,已经有了较仔细的研究,但是对于一些实用的磁性材料还缺少深入的研究。

超导材料有许多性能也呈现结构敏感性,例如II类超导体的临界电流、磁滞回线和交流损耗^[17-19]。特别是临界电流,在理想的完整晶体中的理论值应等于零,而在有些硬超导材料中却可以高达 10^3 A/cm² 的量级,其根源在于晶体缺陷对于涡线点阵的钉扎效应(参阅图3)。将晶体缺陷观测的技术扩展到涡线点阵的直接观测这一新领域,也卓有成效^[20-22](参阅照片II)。另外,过去一向认为是非结构敏感性的超导临界温度,随着研究的深入,情况也有所不同。象具有高转变温度 A 15 型结构的材料,随制备条件的差异和中子辐照的剂量,临界温度可以在 3 到 23K 之间作大幅度的变化^[23](参阅图4)。至于是哪一种缺陷影响临界温度,机制是什么,尚有待于进一步工作来查明。

从上述讨论可以看出,金属的强度、铁磁材料的技术磁化和 II 类超导体的临界电流三者之间有不少相似之处,它们都是由晶体缺陷控制的。在强度问题中,缺陷钉扎位错,阻滞位错的运动;在磁化问题中,缺陷钉扎畴壁,阻滞畴壁位移;在临界电流问题中,缺陷钉扎涡线点阵,阻滞涡线点阵的流动。而且就金相组织而言,实用的高强度合金,高矫顽力的硬磁材料以及高临界电流的硬超导材料也具有相似的特征: 强烈的冷加工状态,弥散分布的沉淀相粒子,超细晶粒等。当然也还存在另一种方式来获得高性能的材料: 象利用高度完整的晶须使位错很难成核,或使反向畴难于成核,或利用超细微粉使畴壁形成在能量上不利,等等。不同领域的相互对照比较,不论是从获得高性能材料的角度或是缺

来研究矿物晶体中的缺陷,为岩石力学和地质力学问题提供物理基础^[13,14]。

另一方面,晶体缺陷的研究已经突破了范性和强度这一传统领域,在固体的电磁性能这一新的领域中逐渐活跃起来。铁磁与亚铁磁介质的技术磁化,即磁化曲线和磁滞回线,也是结构敏感的性能(参阅图2)^[15,16]。晶体缺陷可以通过和畴壁的交互作用来阻滞畴壁的移动或影响反向畴的成核(参阅照片I)¹⁾。特别是硬磁材料,畴壁的厚度较小,缺陷的钉扎效应也愈加显著,一些纯金属铁磁

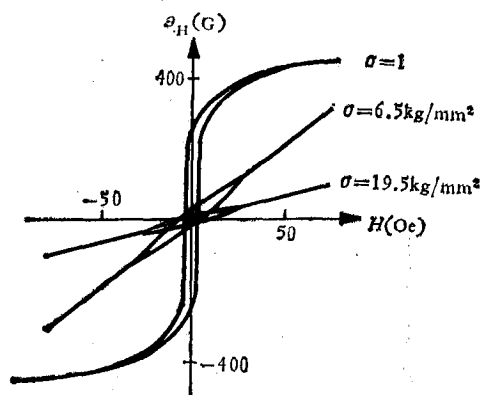


图2 不同量值的拉伸应力对镍丝的磁化曲线的影响^[15]

1) 本文照片见图版 I—IV。

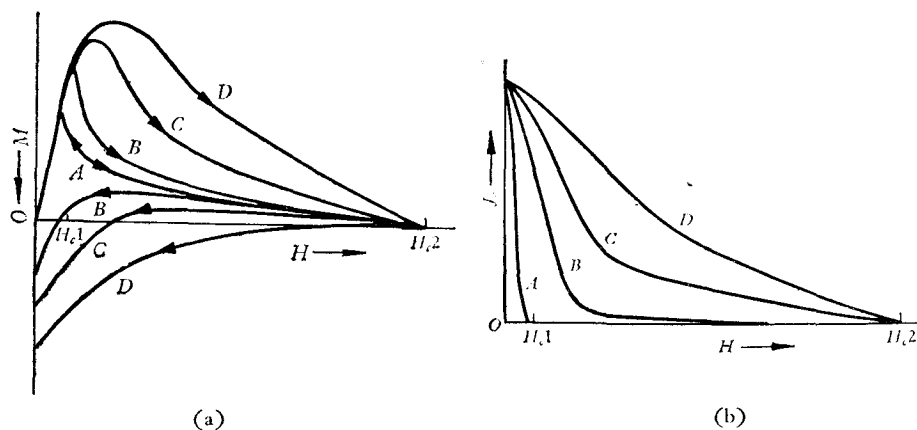


图3 晶体缺陷的钉扎效应对 II 类超导体的磁化曲线与临界电流的影响(示意图)
A 为未钉扎; B 为弱钉扎; C 为中等程度的钉扎; D 为强钉扎

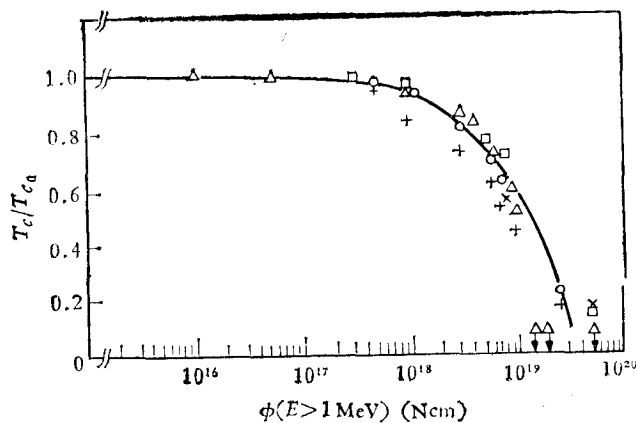


图4 中子辐照对超导临界温度的影响^[23]

图中纵坐标为归一化的临界温度 T_c/T_{c0} (T_{c0} 为辐照前的临界温度); 横坐标为中子辐照的剂量;
○ 为 Nb_3Ge ; △ 为 Nb_3Al ; □ 为 Nb_3Sn ; × 为 Nb_3Ga ; + 为 V_3Si

陷钉扎机制的角度来看, 都是很有启发性的^[24,25]。值得注意, 有些从事研究超导材料钉扎效应的科学工作者, 原来(或者同时)就是研究强度问题的。

另外一个领域, 就是实际晶体的光学问题。从三十年代以来, 就开始了碱卤化合物的色心问题的研究, 通过光谱及磁共振的实验探测, 对于其一系列的色心的结构与电子能谱已经搞得比较清楚^[26,27]。目前研究对象已经扩展到结构稍微复杂一些的晶体, 如简单的氧化物^[28]。自从激光技术问世以来, 又有一系列的结构敏感的光学性能引人注意, 例如透明电介质的激光损伤^[29], 铌酸锂等电光晶体的折射率损伤^[30]。又如在晶体的非线性光学性质中, 倍频光强的温度扫描曲线是和晶体的完整性密切相关的, 表明晶体缺陷可以明显地影响参量过程的位相匹配, 既可以使位相失配, 降低倍频转换效率^[31,32]; 也可以利用特殊的有规则的缺陷组态(例如聚片电畴及聚片孪晶)来实现准位相匹配, 使得倍频转换效率得到增强^[33,34]。近来有硒化锌晶体利用聚片孪晶使倍频光强增加一千倍以上的报道。这方面的工作尚处于初创阶段, 看来还是有一定的发展前景的。

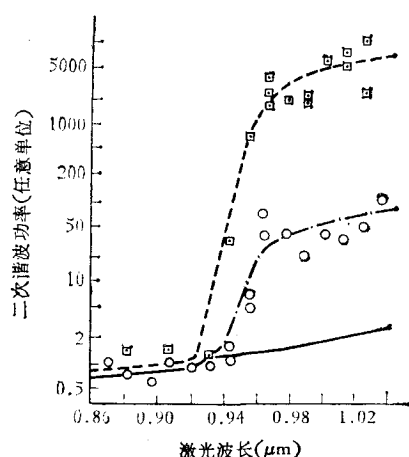


图5 聚片孪晶对 ZnSe 倍频功率的影响^[33]

□ 为聚片孪晶试样的实验数据;

○ 为表观上无孪晶的试样的实验数据

上面的曲线为相当于 1600 个孪晶片的理论估计值; 中间的曲线为相当于 18 个孪晶片的理论估计值; 下面的曲线为无孪晶的理论估计值

平行于实际晶体光学问题的还有实际晶体的声学问题。内耗技术从四十年代起, 经过多年的发展, 已经成为一种频率范围甚广(从 10^{-4} Hz 到 1000 GHz) 的声吸收谱技术, 广泛地用来研究点缺陷、位错和各种界面的弛豫过程及动力学性质^[35-37]。多数工作侧重于应用声学技术来研究缺陷, 而反过来研究缺陷对晶体声学性能的影响虽还不多, 也有一定的发展前景。

综上所述, 固体结构敏感性能的研究具有极丰富的内容。而且随着研究的深入, 一些原来不认为是结构敏感的, 也逐步地揭露出结构敏感性能来。这样的过程将不断地继续下去, 而固体物理的研究也将越来越深入到各种结构敏感性能中去, 不断地征服新的领域。

二、实际晶体的生长和相变

实际晶体中存在的各式各样的缺陷多半可以溯源于晶体生长或固态相变的过程^[38,39]。要希望消除或控制长成晶体中的缺陷, 甚至于有意识地制造具有特殊缺陷组态的晶体, 就需要了解晶体生长或固态相变过程中形成缺陷的规律性。另一方面, 由于晶体缺陷对于晶体生长和相变的动力学过程有显著的影响, 就使得实际晶体的生长和相变将和理想完整晶体大为不同。

晶体生长的研究和晶体缺陷的研究一向是息息相关的。早在四十年代末, 晶体表面螺旋线的螺型位错生长机制得到阐明^[40], 一方面是晶体生长动力学的原子理论取得突破的一个标志, 同时也是对于晶体中确实存在位错首次提供了令人信服的实验证据。近年来, 这方面的工作更加深入了: 有一些实验观测对于螺型位错影响生长动力学过程提供了更加直接的证据。在一些水溶液生长晶体的过程中, 由于外来的干扰使穿过生长界面的螺型位错陡增, 就看到此界面由于生长速率突然加快而从惯态面中消失^[41]。熔体生长中固液界面通常是粗糙的, 位错对于生长动力学的影响就不明显。但是, 在小面生长区域, 由于固液界面是光滑的, 在生长过程中引入大量位错, 将使小面区域面积的减小, 显示出动力学的效应^[42]。另外, 孪晶的凹角也对晶体生长的二维成核起催化作用^[43]。六十年代初曾利用这种机制生长片状锗、硅单晶(被称为锗蹼、硅蹼)^[44]。

固体电子学器件一般要求高质量、少缺陷的单晶材料, 特别是对半导体晶体锗、硅、砷化镓等以及磁泡器件的衬底材料钐石榴石, 都提出了生长无位错单晶体的要求。这些技术要求促进了几近完整晶体中缺陷观测技术的发展, 有关 X 射线形貌术的大量工作就是一个突出的例子^[45](参阅照片 III); 此外, 一般的光学方法也得到一定程度的发展, 但似还

有不少潜力可挖^[45,46](参阅照片 IV)。对于晶体生长过程中位错的形成、延伸、增殖等问题也进行了细致的实验和理论研究。提拉法生长中热应力和位错密度的关系^[47],水溶液生长中位错线的走向和固液界面的关系^[48,49],都得到一些规律性的结果,也找出了一些生长无位错单晶体的工艺措施。但是,应该指出,过去文献中所谓无位错硅单晶,只是指不出现位错蚀坑的单晶体。实际上这类晶体,由于没有长的位错线作为点缺陷的尾闾,过饱和的点缺陷往往凝聚成尺寸较小的微缺陷,由于其分布形貌被称为涡状缺陷(swirl defects)^[50]。对于这些微缺陷进行的高分辨率的观测表明,它们多半是小尺寸的位错圈和点缺陷集团^[51,52],也对其形成的规律和消除的途径进行了研究(参阅照片 VI)。另一方面,半导体和激光晶体都要求高的掺杂均匀性。这样,就引起对于晶体生长中溶质偏聚的现象进行了深入的研究:例如,由于籽晶旋转、不稳定对流、温度波动等诱发的生长层,以及固液界面形貌所引起的效应,内核、胞状组织等(参阅照片 V)。这些工作不仅有助于解决生长高质量单晶体这一实际问题,也大大推进了我们对于熔体生长机制的了解,同时也使金属浇铸中的一些基本理论问题得到了阐明^[53]。

目前,由于对不同的晶体生长方法中缺陷形成的机制已经有了大体的了解(当然,了解的深度和广度都还不够。还有不少问题,如和液流效应有关的^[54],尚有待进一步的工作来澄清),同时观测缺陷的技术也比较成熟。这样,我们就有可能根据长成晶体中缺陷观测的结果来追溯晶体生长过程中所发生的各种事故。也就是说,每一块晶体中的缺陷分布组态,实质上相当于一张用密码书写的履历表,详细记载了晶体生长过程中经历的各种事故。由于我们已经初步掌握了一部分的译码技术,就可能将这张履历表翻译出来。这不仅对于从事技术晶体生长工作者是极为重要的,也对于地球科学工作者提供了一个理解成矿过程的新线索^[55,56]。因为自然界中大量存在的各种矿物晶体内部同样也有这样一张履历表,如果能将它翻译出来,就可以了解其形成的过程。特别是有一些晶体如金刚石、石英等,既可以在实验室中培育,又存在天然的矿物。将两者对照起来研究,将有利于澄清在翻译过程中出现的一些问题。有人根据这个线索提出了金刚石的成矿理论^[57],就是一个值得注意的发展动向。

晶体缺陷的另一个来源为固态相变。有些技术晶体(如铌酸钡钠、铌酸钾、铌酸锂等)在长成以后要经历固态相变(铁电相变或铁弹相变),形成了各种孪晶和畴的组态。就需要研究它们形成和消除的规律性。另一方面,孪晶界、畴界及位错等缺陷如何影响实际晶体的相变,也是饶有兴趣的基本问题。长期以来,科学工作者从两个不同的角度接触到相变的问题:一种是从金属学的角度出发,着重研究富有实用意义的相变问题^[58],如钢铁中的马氏体相变,铝合金的脱溶沉淀等,基本上采用唯象的理论,但在实验方面重视组织结构缺陷的观测;另一种是从固体物理的基础理论出发,着重研究铁磁、铁电、超导等二类相变的问题^[59],在理论方面极其深入,实验方面则重视中子散射和光散射对声子谱及其他元激发谱的测定。这两方面的工作基本上互不通气,甚至缺乏共同的语言。但是近年来有一些迹象表明,这两类工作之间是存在一定联系的。例如关于结构相变的基础理论的计算表明,可能存在和中心模相联系的微畴^[60],而用电子显微镜直接观测石英晶体 $\alpha \rightarrow \beta$ 的结构相变,确实观测到相界区域是由大量规则排列正负交错的道芬孪晶列阵所构成(参阅照片 VIII),而且直接看到畴界的振荡^[61]。又如对于 A15 结构的超导材料的研

究表明,马氏体相变和超导转变有密切的关系,而畴界和晶格不稳定性可能在高临界温度的超导材料中起相当重要的作用^[62]。这些工作也表明进一步发展实际晶体相变研究的重要性。

三、固体电子学器件中的缺陷问题

近二十多年以来,固体电子学(包括半导体电子学、光电子学、磁电子学、声电子学、超导电子学等)技术有了飞跃的发展,大量品种繁多的固体器件得到广泛的应用。由于晶体缺陷是晶体中最薄弱的场所,固体器件的破坏、老化、寿命这些问题就往往和缺陷有关。早期往往将器件中的缺陷简单地归结为原材料单晶体中的缺陷问题,后来发现器件工艺过程(如外延、氧化、扩散、离子注入等)本身也会引入缺陷。而且在有些情况下,器件工艺过程所引入位错的数量可能远超过原生的位错。因而从本世纪六十年代起,注意研究外延、氧化、扩散、离子注入等工艺在半导体器件中引入所谓二次缺陷的问题。七十年代初日本提出了所谓“完整晶体工艺”,就着重于严格控制器件工艺条件(关键为不引入位错的扩散工艺),获得无位错的半导体器件,具有低噪音、高击穿电压等优异性能。

作为近年来晶体缺陷研究工作解决了固体电子学器件的实际问题的一个例子,我们简约地介绍一下砷化镓-砷化铝镓异质结半导体激光器的退化问题。在七十年代初,半导体激光器有一个重大问题没有解决,就是寿命太短,使用数小时后,性能即显著退化。这样就不能满足应用上对激光器的要求。利用扫描电子显微镜在这类激光管使用状态下进行阴极射线致发光的观测,就发现激光管性能退化是和出现所谓“暗线缺陷”(dark-line defects)有关^[63,64]。最初出现一些暗点,然后形成暗线,暗线区逐渐扩大,最终导致激光管的熄灭。将这些包含暗线缺陷的区域制成薄膜,进行透射电子显微镜观测,就发现这实际上是位错网络密集的区域^[65]。这样,搞清楚了什么是暗线缺陷和它的形成和发展的机制,就有可能对症下药,提出一系列的工艺措施,如提高晶体的完整性,消除运用过程中激光器所受的机械应力等。终于使半导体激光器的寿命达到十万小时的量级。

在激光技术中应用的晶体表面都要经过光学冷加工。这样,尽管表面达到了光学要求的精度,但表面层是遭受严重机械损伤的区域,其中有大量的刻痕、疏孔以及残留的磨料粒子。实验表明,在强激光照射下,透明材料的表面层往往是最薄弱的场所,即损伤阈值最低。近年的研究表明,在一般情况下,激光损伤的阈值对应于产生电击穿的场强。有人提出刻痕及小孔引起电场强度的集中而使损伤阈值的下降^[66],和裂口的应力集中促使材料断裂强度下降的理论相似。另外,实验结果表明,在多种铁电性的非线性光学晶体(如铌酸锂^[39,67]、钽酸锂^[68]、TGS^[69]等)表面刻痕可以诱发针状反向电畴(参阅照片 IX)。这样,非线性光学晶体即使经过了单畴化的处理,其表面层仍可能是多畴的,存在大量的针状微畴也可能由于缺陷(例如位错、生长层等)与电畴有强烈的交互作用,使得缺陷所在处残留反向的电畴(参阅照片 X)。这些微畴应对物理性能产生一定的影响,具体的情况尚有待于进一步的研究。但是探索消除表面层的方法和制备无损伤层的光学加工工艺将有利于激光器件性能的提高,将是无疑的。

按照唯物辩证法,事物总是一分为二的。晶体缺陷既然对固体器件有产生危害的方

面, 是否在某些情况下, 又有可利用的方面呢? 情况也确实如此。例如, 原先只看到位错对于半导体器件产生危害的一面。但较深入的研究表明, 问题并不这样简单。干净的位错和附有杂质原子气团的位错的情况就有明显的差异。而且在某些情况下, 在器件工艺过程中有些位错可以将点缺陷或杂质原子吸附在它的周围, 避免了形成某些危害更大的缺陷, 起了“除气剂”的作用。因而有时少量分散的位错线的存在可能比全无位错的情况更好一些。另外, 近来也有一些有意识地利用晶体缺陷来制造特殊器件的尝试。例如, 利用氯化钾晶体色心的跃迁制出红外频率可调谐的激光器^[70,71]; 利用掺铁的铈酸锂单晶体作为存储全息图的记录介质^[72]; 利用激光照射在石英谐振器上产生规则的孪晶组态, 以期消除寄生的振荡模式^[73]; 利用硒化锌的聚片孪晶来提高激光倍频器的转换效率^[33]; 利用铈酸锂聚片电畴来提高超声检测器的转换效率^[74]。这些工作虽然尚停留在初步的尝试阶段。但是有意识地利用晶体缺陷为固体电子学技术服务这一动向, 还是值得注意的。

四、实际晶体的结构研究

经典的结构分析的主要目标是确定单胞中各种原子的坐标, 定出来的只是理想晶体的结构, 各种晶体缺陷所造成的和理想结构的偏离就完全被忽略了。事实上, 不仅每一种结构类型的晶体有其特定的缺陷结构和组态; 而且同一类型中的不同晶体, 甚至同一种晶体中不同方法制备的样品, 其中的缺陷结构和组态都可能存在差异; 而且缺陷的结构和组态不仅表现在原子的排列上, 而且表现在更大尺度上的晶体的内部和表面形貌。因之, 和理想的晶体结构相对照, 实际晶体的结构具有更加丰富的内容, 蕴含着更多问题的线索。

在晶体缺陷研究的初期, 深入研究的对象集中在几种结构最简单的晶体, 面心立方、密集六角和体心立方的金属和合金以及氯化钠结构的离子晶体。六十年代以后, 研究对象的面就大为扩大了。Amelinckx 等利用电子显微镜薄膜透射术细致地研究了许多层状结构晶体的位错组态^[75], 及许多化合物晶体中的各种类型的面缺陷^[76] (参阅照片 XI), 为开拓实际晶体的结构研究这一新领域作出了贡献。月岩的研究促进了非金属矿物晶体的薄膜试样的制备技术, 从而使矿物晶体缺陷组态的电子显微镜观测这一领域得到发展^[13]。在七十年代中电子显微镜的分辨率达到 $1-2 \text{ \AA}$ 的水平, Cowley 及其学派所发展的 n 光束动力学理论对于点阵象的诠释给予可靠的基础^[77]。这样, 就使电子显微镜直接观测薄晶体的结构得以实现 (参阅照片 XII)^[78,79]。经典的结构分析只能得出晶体每一单胞的平均结构, 而结构的直接观测则可以看到各个单胞的差异, 特别适合于研究晶体缺陷的原子组态。应用这种方法于一系列的非化学计量的氧化物晶体, 如 Nb_2O_5 , TiO_2 等, 获得了很有意义的结果。观察到许多新的缺陷组态, 从根本上改变了我们对于非化学计量化合物的认识。传统的看法是化合物的非化学计量都是以杂乱分布的点缺陷来容纳的。而新的观察结果表明, 当化学计量偏离较大时, 点缺陷可以形成超点阵的有序结构; 或者聚结后崩塌为晶体中各种广延缺陷, 如结晶切变面 (crystallographic shear plane, 实质上是一种可以改变原子成分比的层错), 块状结构 (block structure) 等。这样, 和化学计量的偏离, 就可以用调整结晶切变面的间隔和方位来凑合。如果结晶切变面周期性等间隔地加在晶体之中, 就得出新相的结构, 如果结晶切变面无序地加在晶体之中, 就得到具有缺陷

的非完整晶体^[80]。在这里可以看出,要讨论复杂结构化合物的缺陷问题之前,首先要明确一些操作过程,其周期性的加施,将使简单的原始结构转化为复杂的结构。例如原始的结构为 ReO_3 或金红石,通过结晶切变面这一操作的周期性的加施,可以得出一系列的相似的切变结构。而这种操作的非周期性加施,即导致所谓的瓦兹列缺陷 (Wadsley defects)。当然操作过程并不限于切变,也可以是一组原子的旋转。在 ReO_3 结构的基础上,周期性的加施使得一组原子沿 c 轴旋转 45° ,将导致具有复杂“沟道”的钨青铜型结构。可以预期,非周期性地加施这种旋转操作也将导致一种缺陷,已得到实验的证实。

通过非化学计量氧化物晶体结构的点阵象的观测,已经累积了这类晶体的缺陷结构的大量资料。但是这些类型繁多的广延缺陷对于晶体的物理和化学性质究竟有什么影响却还不清楚。近来有人提出这样的看法^[81],就是认为这类广延缺陷是许多软点阵 (soft lattice) 所共有的,而且它和一系列重要的物理性能有关系,如超离子导电性、高临界温度超导体及准一维分子晶体的异常导电性等。这是一个很值得注意的问题。

象液晶、塑料这些准晶体也有它们的缺陷问题^[83]。而有些缺陷,象旋错 (disclination),在正常的晶体中几乎不会出现,但在液晶中却成为一种常见的缺陷^[82]。而这种类型的缺陷也出现在某些生物组织之中,可能在生物体内起一定的作用^[84]。

如果将实际晶体的结构研究和经典的结构分析作一对照,就可以发现两者之间存在一种值得注意的相似性。起点相隔了四十年,两者都是从最简单的结构开始的。到了本世纪三十年代,经典的结构分析已经搞清楚了大量中等复杂性的晶体结构,如硅酸盐、氧化物等。在这些工作的基础上 Bragg 写作了《矿物的原子结构》一书^[85]。这 and 实际晶体结构研究进入氧化物和矿物晶体的现阶段有惊人的相似性。到了五十年代中,经典的结构分析进入阐明蛋白质结构的时代。在目前,这些结构极其复杂,层次更加众多的生物晶体的缺陷问题尚处于可望而不可及的阶段。我们相信,随着实验技术和理论的进一步发展,这样一个重要的空白领域,终将会被人们征服,这将在晶体缺陷研究造成新的飞跃,也可能对分子生物学的发展产生深远的影响。

综上所述,可以总结出当前晶体缺陷研究的主要发展趋向。从研究的物理学领域来看,已经越出金属的范性和强度这一传统领域,在固体的电磁性质方面打开了新局面,在晶体的光、声性质方面也很有苗头,甚至在有些方面已经越出物理学的范围,朝向一些邻近的学科(如无机化学、高分子科学、地球科学、生物科学等)渗透;从研究的对象来看,随着研究的深入和大量新型材料投入应用,已从面心立方、体心立方等简单结构的晶体扩大到结构比较复杂的无机化合物及矿物晶体,逐渐进入高分子材料、液晶、超流体等新的领域,揭示出一些新的缺陷类型和问题;从研究的深度来看:有从亚宏观的领域向微观的领域深入,从静态的观测向动态的观测发展,从定性的规律向定量的规律过渡的趋势。总之,现代科学技术的飞速发展对晶体缺陷的研究工作提出越来越多的研究课题,同时也为晶体缺陷研究工作创造了越来越有力的条件,展示了极为广阔的发展前景。

本文写作过程中得到钱临照教授的指教和南京大学晶体物理教研组同志们的讨论和帮助。崔树范、徐秀英、葛传珍、闵乃本、李齐等同志提供尚未发表的照片。李齐同志绘制本文的插图。闵乃本、李齐同志复制文献照片,在此致谢。

参 考 文 献

- [1] 冯端, 王业宁, 丘第荣, 金属物理, 上下册, 科学出版社(1964), 1975.
- [2] P. B. Hirsch (ed.), *Physics of Metals*, vol. II Defects, Cambridge University Press (1975).
- [3] P. C. Gehlen, T. R. Beeler, R. I. Jaffe, *Interatomic Potential and Simulation of Lattice Defects*, Plenum (1972).
- [4] V. Vitek, in *Conference Proceedings of Second International Conference on the Strength of Metals and Alloys*, ASM (1970).
- [5] V. Vitek, *Proc. Roy. Soc.*, **A352** (1976), 109.
- [6] J. W. Christian, in *Conference Proceedings of Second International Conference on the Strength of Metals and Alloys*, ASM (1970).
- [7] A. Kelly, R. B. Nicholson, *Strengthening Methods in Crystals*, Elsevier (1971).
- [8] U. F. Kucks, A. S. Argon, M. F. Ashby, *Progr. Mat. Sci.*, **19** (1975), 1.
- [9] 铃木平, 固体物理, **6**(1971), 129.
- [10] J. M. Galligan, T. H. Lin, C. S. Pang, *Phys. Rev. Letters*, **38** (1977), 405.
- [11] G. Thomas (ed.), *Electron Microscopy and Structure of Materials*, University of California Press (1972).
- [12] B. Wunderlich, *Macromolecular Physics*, vol. I, Academic Press (1973).
- [13] H. R. Wenk (ed.), *Electron Microscopy in Mineralogy*, Springer (1976).
- [14] D. K. Kohlsdadt, *Bull. Am. Phys. Soc.*, **21** (1976), 282.
- [15] A. Seeger, *J. Phys.*, **27** (1966), C-3, 68.
- [16] H. Träuble, in *Magnetism and Metallurgy*, vol. II, ed. A. E. Berkowitz, E. Kneller, Academic Press (1967).
- [17] A. M. Campbell, J. E. Evetts, *Adv. Phys.*, **21** (1972), 199.
- [18] H. Ullmaier, *Irreversible Properties of Type II Superconductors*, Springer (1975).
- [19] E. J. Kramer, *J. Elect. Mat.*, **4** (1975), 839.
- [20] U. Essmann, H. Träuble, *Phys. Letters*, **A26** (1967), 526.
- [21] C. P. Herring, *Phys. Letters*, **47A** (1974), 105.
- [22] C. P. Herring, *J. Phys. F. Met. Phys.*, **6** (1976), 99.
- [23] L. R. Tesdardi, *Cryogenics*, **17** (1977), 67.
- [24] J. D. Livingston, H. W. Schadler, *The Effects of Metallurgical Variables on Superconducting Properties*, Pergamon Press (1965).
- [25] P. Haasen, *Cont. Phys.*, **18** (1977), 373.
- [26] J. H. Schulman, W. D. Compton, *Color Centers in Solids*, Macmillan (1962).
- [27] W. B. Fowler (ed.), *Physics of Color Centers*, Academic Press (1968).
- [28] J. H. Crawford, Jr., L. M. Slifkin (ed.), *Point Defects in Solids*, vol. I, Plenum Press (1972).
- [29] N. Bloembergen, *I. E. E. J.*, **QE-10** (1974), 375.
- [30] A. M. Glass *et al.*, in *Laser Induced Damage in Optical Materials*, ed. A. J. Glass, A. H. Guenther (1972).
- [31] H. Tsuya *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **41** (1970), 2557.
- [32] F. R. Nash *et al.*, *J. Appl. Phys.*, **41** (1970), 2564.
- [33] C. F. Dewey, L. O. Hoeker, *Appl. Phys. Letters*, **26** (1975), 442; *ibid.*, **28** (1976), 267.
- [34] C. F. Dewey, *J. Phys. Appl.*, **12** (1977), 405.
- [35] R. de Batist, *Internal Friction of Structural Defects in Crystalline Solids*, North Holland (1972).
- [36] A. S. Nowick, B. S. Berry, *Anelastic Relaxation in Crystalline Solids*, Academic Press (1972).
- [37] D. Lenz, K. Lücke (eds.) *Internal Friction and Ultrasonic Attenuation in Crystalline Solids*, Springer (1975).
- [38] 南京大学晶体物理教研室, 南京大学学报(自然科学版), **1**, 1974, 27.
- [39] 大川章哉, 固体物理, **10** (1975), 413; 525; 609.
- [40] F. C. Frank, *Discussions of Faraday Soc.*, **5**, (1949), 48.
- [41] F. Lefauchaux, F. Musard, *J. Crystal Growth*, **13-14** (1972), 445.
- [42] T. Abe, *J. Crystal Growth*, **24/25** (1974), 463.
- [43] I. N. Stranski, *Discussions of Faraday Soc.*, **5**, (1949), 69.

- [44] H. J. John, J. W. Faust, in *Metallurgy of Elemental and Compound Semiconductors* ed. R. O. Grubel Interscience (1961).
- [45] B. K. Tanner, *X-Ray Diffraction Topography*, Pergamon Press (1976).
- [46] D. J. Fathers, B. K. Tanner, *Phil. Mag.*, **28** (1973), 249; *ibid.*, **29** (1974), 1081; *ibid.*, **29** (1974), 108.
- [47] В. Л. Инденбом, *Изв. А. Н. СССР, Серия Физ.*, **37** (1973), 2258.
- [48] H. Klapper, *Phys. Stat. Solidi*, **A14** (1972), 99.
- [49] H. Klapper, *Acta Cryst.*, **A31** (1975), 212.
- [50] A. J. R. de Kock, *Acta Electronica*, **16** (1973), 303.
- [51] L. I. Bernewitz *et al.*, *Appl. Phys. Letters*, **25** (1974), 277.
- [52] H. Föll, B. O. Kolbesen, *Appl. Phys.*, **8** (1975), 319.
- [53] J. J. Hughel, G. F. Bolling (ed.), *Solidification* ASM (1971).
- [54] J. R. Carruthers, *J. Crystal Growth*, **32** (1976), 13.
- [55] 砂川一郎, 固体物理, **4**(1969), 225.
- [56] 小松启, 固体物理, **8**(1973), 293.
- [57] F. C. Frank, *Science and Technology of Industrial Diamonds*, **2** (1967), 119.
- [58] J. W. Christian, *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*, Pergamon Press (1965).
- [59] E. H. Stanley, *Introduction to Phase Transitions and Critical Phenomena*, Oxford University Press (1971).
- [60] J. A. Krumhansl, J. R. Schrieffer, *Phys. Rev.*, **B11** (1975), 3535.
- [61] G. von Tendeloo, J. von Landuyt, S. Amelinckx, *Phys. Stat. Sol.*, **33** (1976), 723.
- [62] M. Weger, I. B. Goldberg, *Solid State Phys.*, vol. 28, (ed. F. Seitz, D. Turnbull, H. Ehrenreich), Academic Press (1970).
- [63] H. Yonezu *et al.*, *Proc. International Conference of Solid State Devices*, Tokyo (1973).
- [64] B. C. de Loach *et al.*, *Proc. IEEE*, **61** (1973), 1042.
- [65] P. Petroff, R. L. Hartmann, *Appl. Phys. Letters*, **43** (1973), 469.
- [66] N. Bloembergen, *Appl. Optics*, **12** (1973), 650.
- [67] N. Ohnishi, T. Iizuka, *J. Appl. Phys.*, **46** (1975), 1063.
- [68] J. D. Venables, *Appl. Phys. Letters*, **25** (1974), 254.
- [69] A. G. Chynoweth, W. L. Feldmann, *J. Phys. Chem. Solid*, **15** (1960), 225.
- [70] L. F. Mollenauer, D. H. Olson, *J. Appl. Phys.*, **46** (1975), 3109.
- [71] Y. L. Gusev *et al.*, *Appl. Phys.*, **14** (1977), 121.
- [72] 武藤勝俊, 岡本栄知, 应用物理, **44** (1975), 87.
- [73] R. E. Newnham *et al.*, *Phys. Stat. Solidi*, (a)**32** (1975), 69.
- [74] J. C. Peuzin, M. Tasson, *Phys. Stat. Solidi*, (a)**37** (1976), 119.
- [75] S. Amelinckx, *Discussions of the Faraday Soc.*, **38**, (1964), 7.
- [76] S. Amelinckx, *Surface Science*, **31** (1972), 296.
- [77] J. M. Cowley, *Diffraction Physics*, North Holland (1976).
- [78] J. G. Allpress, J. V. Sanders, *J. Appl. Cryst.*, **6** (1973), 165.
- [79] J. M. Cowley, S. Iijima, *Phys. Today*, **30** (1977), 32.
- [80] J. S. Anderson, R. J. D. Tilley, in *Surface and Defect Properties of Solids*, vol. 3, The Chemical Soc. (1974).
- [81] J. C. Phillips, *Bull. Am. Phys. Soc.*, **22** (1977), 348.
- [82] W. F. Harris, in *Surface and Defect Properties of Solids*, vol. 3, The Chem. Soc. (1974).
- [83] P. G. de Gennes, *The Physics of Liquid Crystals* Oxford University Press (1974).
- [84] J. A. Simmons, R. de Wit, R. Bullough (ed.) *Fundamental Aspects of Dislocation Theory*, N. B. S. Spec. Pub. 317 (1970).
- [85] W. L. Bragg, *Atomic Structure of Minerals*, Oxford University Press (1937).
- [86] 崔树范等, 物理学报, 待发表.
- [87] A. Seeger, H. Föll, W. Frank, in "Radiation Effects in Semiconductors (1976)", The Institute of Physics, Bristol and London.
- [88] J. Van Landuyt, R. Gevers, S. Amelinckx, *Phys. Stat. Sol.*, **9** (1965), 135.

PROGRESS IN THE STUDIES OF LATTICE DEFECTS

FONG DUAN

(Department of Physics, Nanjing University)

ABSTRACT

A survey of recent progress in the studies of lattice defects is presented and the trends of development in this field are discussed.