

X 射线衍射貌相术简介

许 顺 生

(中国科学院上海冶金研究所)

一、引 言

X 射线衍射貌相术(简称 X 射线貌相术)是利用 X 射线在晶体中衍射的动力学及运动学衍射原理,根据晶体中完整及非完整部分衍射的衬度变化及消光规律,来检查晶体材料及器件表面和内部微观结构缺陷的一种方法。随着半导体、激光等科学技术的发展和近完整晶体材料的大量使用,自五十年代末期以来,X 射线貌相术的实验和理论有了很大发展,逐渐成为一种有效的检验手段和一门分支学科^[1-3]。

X 射线貌相术具有下列一些主要优点:

1. 用这种方法检查晶体或器件中的缺陷时,通常对样品本身以及其中所含的缺陷状态均具有完全的非破坏性,样品检查后可以继续使用;而且对样品没有什么特殊要求,可以直接用工厂生产的晶片照相。

2. 能够一次拍摄大块晶片(例如直径为 80 毫米、厚度为 1—2 毫米的硅片)的表面及内部的所有缺陷,并能分层拍照,或者拍摄立体照片对,以决定缺陷在空间的位置。

3. 可以显示晶体中由杂质原子以及电、磁致伸缩等所造成的微应力区,以及由晶片弯曲、损伤、氧化等所产生的长程应力场。可以测量晶片的微小弯曲度。利用动力学衍射效应可以测定应变的向指。

4. 能够测定晶体中位错的类型、走向,特别是能明确地测定位错线的柏氏矢量,这是其它方法所难以做到的。利用动力学衍射效应还可以测定位错的向指。

X 射线貌相术目前还存在下列一些缺点:

1. 分辨本领较差,目前一般约为 5 微米(最佳可达 2 微米左右)。

2. 通常只能拍摄 1:1 的貌相图,但可以通过使用高分辨率的乳胶底板(例如一定类型的核子底板)和光学放大,将图象放大到 300 倍左右。在一般工作中,放大 30—60 倍已经足够。

3. 一般的貌相方法照相时间长,约需 1—2 小时,有时长达数十小时。但可以采用大功率的 X 射线源、快速拍照,或用光电直接显示方法瞬时成象。

由于 X 射线貌相术还存在不足之处,因此在实际检验工作中应当和其它一些方法相配合,以期获得更好的效果。

本文简要地介绍了几种常用的 X 射线貌相术原理及方法,以及这方面的发展动向。尽量不涉及有关数学推导。所附的貌相图全部是在我们实验室中拍摄的。

二、X 射线貌相术实验方法

1. 投影貌相法

投影貌相法即透射式的扫描朗氏(Lang)方法。其实验布置的水平示意图见图 1。

本方法通常使用点焦点 X 射线源。其高度为 h , 宽度为 W 。X 射线经过一组入射光束发散光阑 S_1 限制光束的发散度为 ψ (其大小通常为数分)。X 射线源到 S_1 的距离 L 通常约为 300—500 毫米。试样晶片在光阑 S_1 后面,可以通过粗调及微调转动,使得一组 (hkl) 反射晶面(该反射晶面法线即为衍射矢量 \mathbf{g}_{hkl}) 与入射光束中的某一波长 λ (通常为标识辐射 K_{α_1}) 正好形成布喇格角 θ , 微调的精度通常应达到 1 秒

数量级。紧靠晶片后面放置照相底板，使它和衍射线束垂直。底板与晶片距离为 l ，它们二者同在一个滑车上，可以沿晶片表面作同步的往返平移扫描。在照相底板和晶片中间还需要放置一个固定的挡板光阑 S_2 ，其开口可以调节，用以阻挡主光束，仅让衍射光束通过，以免底板受主光束照射而感光。在图 1 中 2θ 位置上放一个计数管，并联接一个计数率仪，用以接收及显示衍射线强度，以便调正晶片位置，并在照相时进行监控。当 X 射线源不是细聚焦，焦点的宽度较大时，还应在 X 射线窗口前放上另一个发

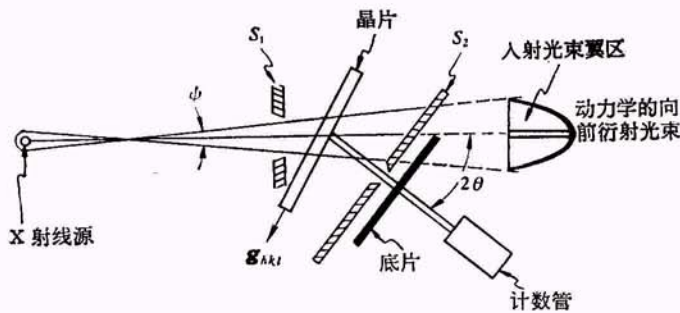


图 1 投影貌相法实验布置的水平示意图

散光阑 S_0 ，以降低水平发散度。如果晶片因受应力而产生弹性或范性的弯曲，则单色的 K_{α_1} 入射线仅在很狭窄的一段区域发生衍射，当晶片平移扫描离开这一位置时，入射束与反射晶面间的夹角将偏离布喇格角，因而不再发生衍射，照相底板上只能得到很狭窄的象。当晶片

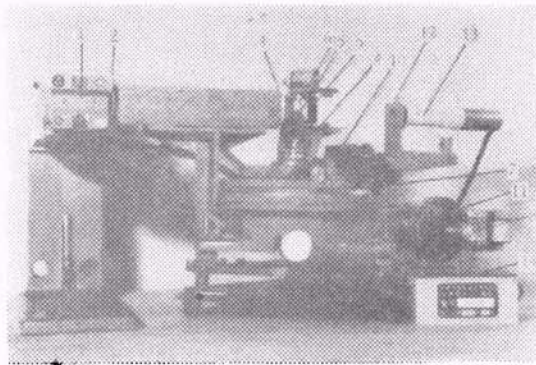


图 2 扫描-迴摆型 X 射线貌相照相机

- 1—X 射线源； 2,3—狭缝光阑； 4—晶体台；
- 5—晶片； 6—主光束挡板光阑； 7—晶体粗调转盘； 8—晶体微调旋钮； 9—照相匣； 10—扫描滑车及驱动马达； 11—迴摆机构； 12—狭缝光阑； 13—计数管； 14—控制开关

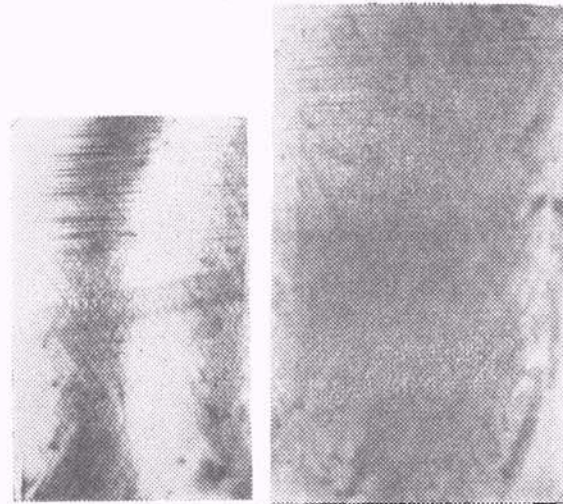
物理

平移到一定位置时， K_{α_2} 辐射恰好能满足布喇格衍射条件，因此又会出现另一条狭窄的衍射象带(图 3 a)。这时就需要在晶片扫描的同时，绕垂直轴快速迴摆一定的小角度。这样，晶体的水平调准在扫描期间连续变化，由于迴摆速率比扫描速率大得多，所以实际上使晶片始终处在反射位置。根据上述要求发展出扫描-迴摆貌相技术，简称为 SOT 技术^[4,5]。

如果晶片及照相底板均不扫描，则所得到的貌相图是一条窄带，它只是晶片中的一个截面的投影。这种貌相图称为“截面貌相图”，是一种动力学象。这是一种不扫描的朗氏方法。

图 2 是一张我所自制的扫描-迴摆型 X 射线貌相照相机的照片。

图 3 是一个弯曲硅晶片的投影貌相图，其中图 3 (a) 是只用扫描不用迴摆而拍摄的貌相图。由于晶片是弯曲的，因此在图象中出现由于 K_{α_1} 和 K_{α_2} 辐射分别衍射而得到的两个衍射带象。在两个带间及带的外侧均为空白区(对于单轴向弯曲的晶片和垂直发散的人射光束，根据衍射几何，衍射带和其间的空白区均为弧形。如图所示)。图 3 (b) 是用上述扫描-迴摆型照相机拍摄同一晶片的貌相图。在晶片扫描



(a) 未迴摆 (b) 迴摆

图 3 弯曲硅单晶外延片的投影貌相图
辐射： MoK_{α_1} 及 MoK_{α_2} 。晶片表面： (111) 。
反射晶面： (220) 。放大倍数： $\times 4$

的同时,绕垂直轴作 $\pm 3'$ 的快速迴摆,得到完全的貌相图。但是,在这种条件下,由 K_{α_1} 和 K_{α_2} 辐射所成的象同时出现,而且不在完全相同的位置,两象相互重叠在一起,因此象的分辨率较差。

对于弯曲晶体除去用上述的“SOT”技术外,还可以应用其它一些技术,如单色发散光束迴摆晶体法(“OMD”)^[6]、衍射峰位跟踪法^[7,8]等。为了改善象的分辨率,可以采用色散修正^[9]和特殊滤片法^[10]等。

图4是一张硅片的投影貌相图(以下貌相图如不加特别说明都是只经过扫描而未经过迴摆)。在照片中显示出长程应力场(E, G)、滑移位错带(B)、弯曲的位错线(A)、层错(C)、孪生界(D)、生长带条纹(F)等结构缺陷。在这种实验方法中,入射线束和衍射线束在晶片的两侧,因此属于劳厄衍射几何情况。

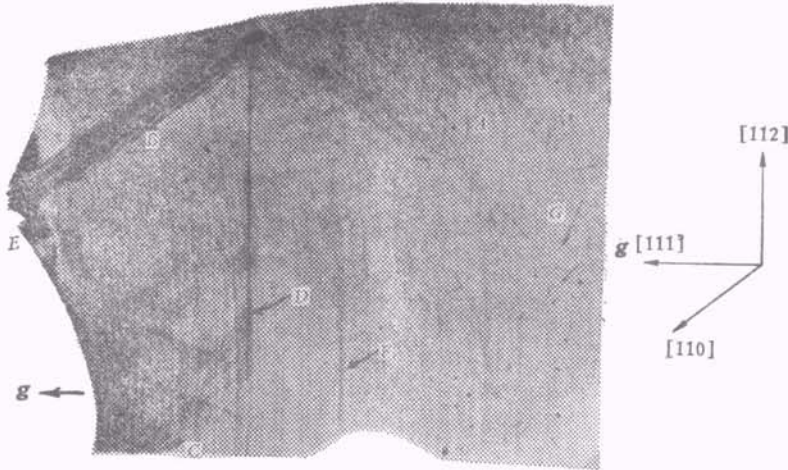


图4 硅晶片的X射线投影貌相图

辐射: MoK_{α_1} 。晶片取向: 晶片表面平行于 $(1\bar{1}0)$,
 $[11\bar{2}]$ 向上, $[111]$ 水平向左。
 反射晶面: (111) 。放大倍数: $\times 4$

X射线貌相图中的强度分布(衬度)可以用两种不同的理论,即运动学和动力学理论来解释。这两者的主要区别是运动学理论忽略了在晶体中入射光束与多重反射光束间的干涉作用,但这只能在很薄的晶片(厚度 $t \leq 1$ 微米)中才能允许这样来处理。实际用作试样的近完整晶片厚度一般远远大于一个微米,因此衬度的形成最好应用动力学理论来进行解释。如

上所述,入射光束的水平发散度通常被光阑限制在几分弧度以内。然而根据衍射的动力学理论,只有其中很小一部分能被一个完整晶体所衍射,另外大部分(入射光束翼区,见图1)仍按原来方向离开晶体,成为向前衍射光束。如果晶体十分完整,则整个貌相图中强度均匀,不形成衬度。但是如果晶体中包含有缺陷(例如位错或沉淀物等),则在缺陷所在附近的晶面将会由于应变而弯曲,这样就使得入射光束翼区也部分地参与衍射,增加了衍射强度,也就是说在原来均匀的灰色背景上迭加上缺陷象的强度,形成了衬度,这种缺陷的象称为运动学象或直接象。这种直接象的衍射强度在离开晶体之前会遭到正常的光电吸收作用而部分地下降。因此当晶片很厚时,直接象强度将按照 $\exp(-\mu t)$ 作指数式衰减(μ 为线吸收系数),而得不到明显的衬度。由于这种原因,这种透射式投影貌相

方法只适用于较薄的晶片。当 $\mu t \leq 1$ 时,由直接象而形成的衬度效果最好。进行这种实验时,晶片的反面也需要进行严格的抛光及化学腐蚀处理,否则反面由于切割、研磨所造成的应变场也将出现在象中出现。

在这种实验方法中,试样晶片内任意一点都会使整个焦点高度 h 在照相底板上成象,所成的象随着 L 的增大和 l 及 h 的减小而缩小,因而这个方法的几何垂直分辨率 γ 为

$$\gamma = \frac{lh}{L}$$

因此,在实验工作中如果选用细聚焦的X射线源(h 小)和较大的 L 以及尽可能小的 l ,则能获得较好的效果。

象的几何水平分辨率是由入射光束的水平发散度 ϕ 决定,而 $\phi = \frac{W+S}{L}$ 。

当 $W \gg S_0$ 和 S_1 时,

$$\phi = \frac{S_0 + S_1}{L}$$

其中 L 是 S_0 和 S_1 间的距离。

在通常的投影貌相方法中, ϕ 系根据 K_{α_1} - K_{α_2} 双线的分离度 $\Delta\lambda$ 来决定的,其要点是要降低 ϕ 使得入射光束中的 K_{α_2} 辐射不能通过光阑而受到晶体衍射,以免造成双象。由于 K_{α_1} - K_{α_2} 双线造成的衍射角差为

$$\Delta\theta_{1-2} = \frac{\Delta\lambda}{2d_{hkl} \cos\theta} = \frac{\Delta\lambda}{\lambda} \operatorname{tg}\theta,$$

其中 d_{hkl} 是反射晶面 (hkl) 的晶面间距。要想调准晶体,使得入射光束中只有 K_{α_1} 成分受到晶体衍射,则 ϕ 必须小于 $\Delta\theta_{1-2}$,这可以通过调整狭缝光阑 S_0 及 S_1 的尺度而达到。

水平分辨率还由下列三个因素决定:衍射峰的本征宽度、 K_{α_1} 辐射的光谱宽度以及晶体至照相底板的距离 l 。

我们认为在一般的质量检测控制工作中,并不需要分辨单个缺陷,这时可以适当降低对分辨率的要求,不必选用细聚焦 X 射线源,并适当放大入射光束光阑,采用速度较快的照相底板或底片,以减少曝光时间,使这一方法能在一般的 X 射线衍射实验室中应用。

2. 反射貌相法

在这种方法中,入射和反射光束在晶片的同一面进入和射出,因此属于布喇格衍射几何情况。图 5 是其实验的水平布置。反射貌相法在文献中又称为柏尔格-白瑞特(Berg-

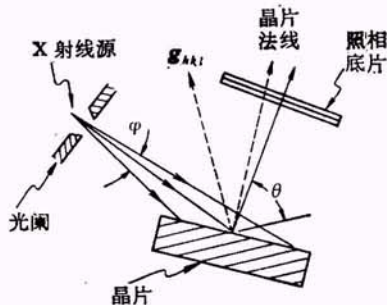


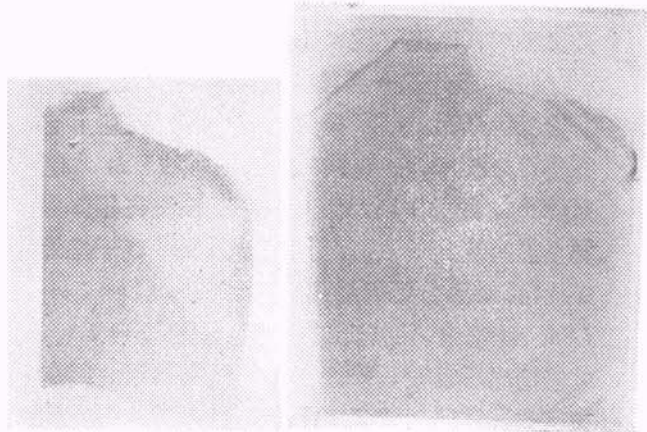
图 5 反射貌相法的实验布置水平示意图

Barrett) 法,简称 B-B 法。

本方法可以使用和上一方法同样的设备。入射 X 射线束一般与晶片表面形成很小的掠射角。选择适当的反射晶面和辐射,使得 2θ 接近于 90° 。照相底板应紧靠晶片,并与晶片大致平行,这时衍射光束可与照相底板大致垂直,以提高象的分辨率。晶片与底板间的光阑不再要用。由于反射法一般可由高指数的晶面反射,具有大的 $\Delta\theta_{1-2}$ 数值,因此可以采用大发散度的入射光束,而只得到 K_{α_1} 成分的衍射。在掠射角很小和大发散度的条件下,可以不用扫描,而只要一次照射就能获得试样晶片上很大面积的衍射象。照相时间一般比上一方法要短得多,约在数分钟至半小时以内。如果掠射角较大时,则需要扫描。

图 6(a) 是沿平行于最大生长面(110)切割的钇铝石榴石反射貌相图(晶体由熔体生长)。图 6(b) 是相应的透射象。

在反射貌相方法中,因为 X 射线束穿透深度有限,只有试样晶片表面部分参与衍射,所以反射貌相图中的衬度形成主要应用运动学原理解释,动力学衍射效应可以不计。采用这个方法时对于 μl 数值没有限制。当采用不同的辐射照相时,由于 X 射线在试样中穿透的深度不同,故可以测出不同深度处的应变场。



(a) 反射 (b) 透射

图 6 钇铝石榴石的反射及透射貌相图

辐射: (a) 为 CoK_{α_1} ; (b) 为 MoK_{α_1} 晶片表面(110) 反射晶面: (a) 为 (640); (b) 为 (420)。放大倍数: $\times 5$

3. 异常透射法

在实际工作中,如果试样晶片较厚,对X射线的吸收系数也较大时,其 $\mu t \gg 1$,则透射和衍射强度都很弱,前述的投影貌相法不适用.这时可以利用动力学衍射原理中的异常透射效应进行透射实验,来检查晶片表面及内部的缺陷.这种方法文献中又称为波尔曼(Borrmann)方法.

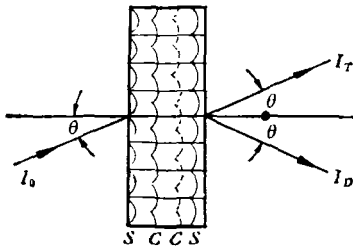


图7 异常透射法的实验原理

如果晶体相当完整,当一束入射的X射线波(其强度为 I_0)射到这一晶体的表面时,若入射线和某组晶面(hkl)所成的角 θ_D 恰好等于这个晶面族的布喇格角,则根据点阵中的动力学衍射理论,入射的X射线将分解成为两组驻波 S (正弦波)及 C (余弦波).其中正弦波 S 的波节正好在晶体的原子平面上,如图7所示.当这个晶片具有一定的厚度时,余弦波 C 由于和晶体中的原子发生强烈的干扰作用,将全部被吸收掉.但若这个晶体很完整,而其原子尺寸又很小时,则正弦波 S 受点阵的干扰作用几乎不存在.因此这一组波具有接近 $I_0/2$ 的强度,沿着反射晶面传播到晶体的另一面.在这里它将再行分解成为透射波(向前衍射波) I_T 和衍射波 I_D ,如图7所示¹⁾.如果正弦波在晶体中完全没有受到吸收,而且反射晶面垂直于晶片表面(即对称劳厄衍射几何)时,则 $I_T = I_D = I_0/4$.理论上,只有当正弦波的偏振态 $= 1$ 时,才能给出零吸收,所以在样品非常厚时,衍射方向的异常透射波强度不会超过入射波强度的 $1/8$.如果晶体中存在某种缺陷,破坏了这部分晶体原始的完整性,则在晶体中传播的波场将受到这一部分晶体的干扰,因而强度减弱.这

时如在晶体后面放上一张照相底板,则在灰色的背景中将显示出强度特别弱的不完整区域的象,其衬度关系正好和前述的投影貌相法中衬度关系相反.

异常透射法的实验布置水平示意图见图8,其中X射线源最好是水平的线焦点,光阑的开口可以比线焦点长度略大,在晶片和光阑间可以放上一个防散射光阑.当转动晶体使它的一组反射晶面(hkl)正好和入射光束中某一组辐射(例如 $K\alpha_1$)形成相应的布喇格角 θ_D 时,则在晶片后面将出现透射及衍射光束(R_0 及 R),其它的辐射均将由于正常的光电吸收效应被晶片全部吸收.实验时可以在 R_0 或 R 位置放一计数管,以调准晶体位置.照相底板的乳胶最好紧贴在晶体后面.这时 R_0 和 R 两个象完全重迭;或者放在图8中 AB 位置,这时两个象刚好分开(见图9).如果照相底片放在晶片背面及 AB 之间,则 R_0 和 R 两个象部分重迭,影响象的清晰度;如果照相底板在 AB 后面,虽然两个象能完全分开,但象的分辨率将会降低.波场沿晶体反射面上一定方向传播.这个传播方向称为波场矢量.例如当晶片表面平行于(111)面, $[11\bar{2}]$ 垂直向上,反射晶面为(220)时,若晶片表面与入射光束及衍射光束平面垂直,则波场矢量为 $[111]$.这时若将晶片沿 g_{220} 转动,晶片表面不再垂直,波场矢量也相应改变.实验时改变波场矢量拍摄一系列貌相图,对于分析晶体中缺陷的组态有所帮助.在异常透射法中 μt 应 $\gg 1$.当 $\mu t \geq 20$ 时,可以得出清晰的貌相图.如果所用作X射线源的线焦点长度小

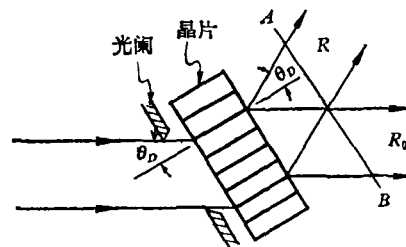


图8 异常透射法实验布置的水平示意图

1) 为了简便起见,未考虑波场在晶体中传播的“能流扇”问题.

于所要检查晶片的宽度，或者采用点焦点X射线源时，也可以让晶片和照相底板同步往返扫描。异常透射法的曝光时间一般较长，可长达数十小时。

图9是一张(111)锗片的异常透射貌相图，同时出现 R_0 和 R 两个象，图中显示的位错线均为白色的动力学象。

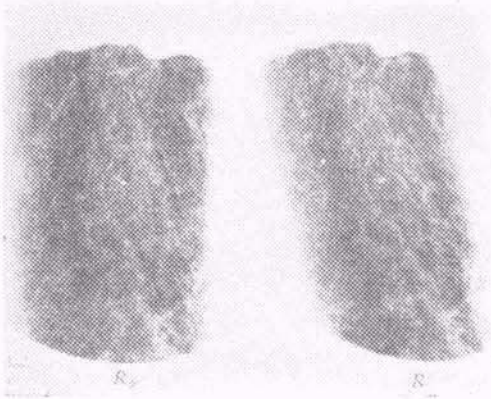


图9 锗片的异常透射貌相图

辐射: $\text{CuK}\alpha_1$, 晶片表面: (111),
反射晶面: (220), 波场矢量: [111], 放大倍数: $\times 8$

4. 双晶衍射法

利用双晶衍射仪法能测出近完整晶体中的微小应变(可达 10^{-6} — 10^{-7}), 检查晶体中的位错密度和各种缺陷(例如位错线)附近的应力场情况(可以测出远距位错线核心100微米处的点阵畸变), 测量晶体中不同部位以及衬底和外延层间的微小点阵常数差, 测定晶片中由于应变而引起的弹性或范性弯曲(曲率半径可大到数十米)。用双晶衍射仪所摄制的貌相图具有更高的几何分辨率和更好的衬度。

双晶衍射仪方法应用两个晶体反射, 其中第一个晶体(见图10)称为参考晶体, 通常是完整性很高的晶体, 如无位错的高纯硅、锗晶片等。当入射光束的发散度在一定限度以下(例如低于由 $K\alpha$ 双线所造成的衍射角差 $\Delta\theta_{1-2}$) 并将晶体精确调整到一定位置时, 只有光谱中某一定的辐射(例如 $K\alpha_1$) 受到反射晶面的反射, 才能得到单色化的光束。由于布喇格反射以及光阑限制作用, 这一光束的发散度可以窄至数

秒。这一单色化的光束射到试样晶体(晶体2), 经过一定晶面反射, 得到接近于平行的透射(向前衍射)和衍射光束, 全部为动力学衍射。第一和第二两个晶片可以采用平行或反平行排列(见图11)。利用这种透射双晶衍射仪可以拍摄单色化的貌相照片。双晶衍射仪也可以采用反射几何, 如图11所示。图11中(a), (b)均为对称反射(反射晶面平行于晶片表面), 其中(a)的情况是两个晶片平行, 称为 $(n, -n)$ 排列[如果两个晶片平行, 但反射级不同则为 $(m, -n)$ 排列], (b)的情况是两个晶片对称而不平行(反平行)称为 $(n, +n)$ 排列。还可以利用三个或更多晶体, 通过适当排列, 构成多重晶衍射仪。用双晶或多重晶衍射仪所摄的貌相图也都是动力学象。

图12是在氢气气氛中区熔硅单晶的双晶

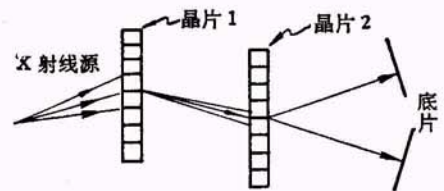
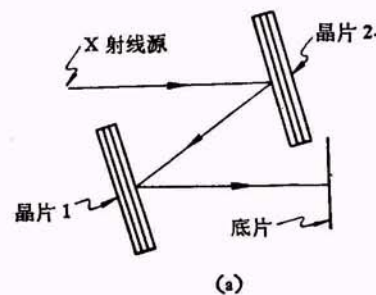
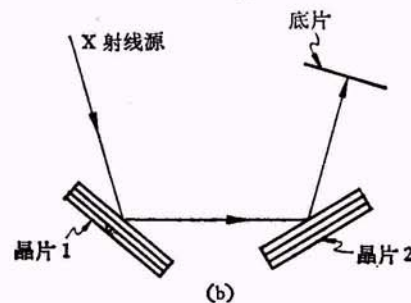


图10 透射双晶衍射仪几何



(a)

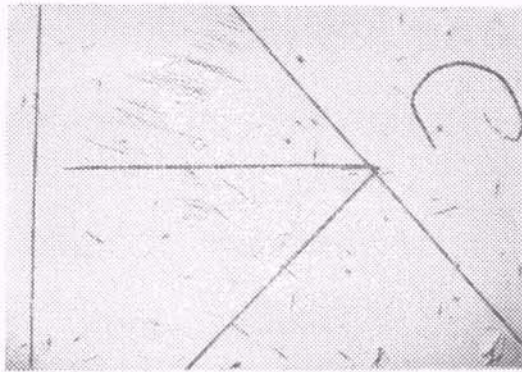


(b)

图11 反射双晶衍射仪几何
(a)为 $(n, -n)$ 排列(对称反射平行排列);
(b)为 $(n, +n)$ 排列(对称反射反平行排列)



(a)



(b)

图 12 硅片的 X 射线双晶反射貌相和金相显微照片。其中 (a) 为双晶反射貌相，双晶排列为 $(n, -n)$ ，晶体表面平行于 (111) 面， (111) 反射，放大倍数为 $\times 4$ ；(b) 为金相照片，放大倍数为 $\times 13$

反射貌相图 (a) 和相应的金相照片 (b)。图中显示出许多与氢有关的缺陷图象，其中的直线和“C”字是在硅片上划出的痕迹。在 X 射线貌相图中，缺陷形成白色动力学象以及动力学和运动学象同时存在的黑白条纹象。

若将双晶衍射仪中的晶体 2 迴摆扫描一个小角度，将 I_2 用记录仪记录，则得到如图 13 所示的摆动曲线。在摆动曲线的顶峰强度 ($I_{\text{顶}}$) 一半处测量的峰宽，称为半高宽度 β 。完整晶体经过双晶反射后的 β 理论值为

$$\beta = \sqrt{2} \cdot \frac{2N\lambda^2}{\pi \sin 2\theta} \cdot |F| \cdot K \cdot \frac{e^2}{mc^2},$$

式中 N 为单位体积中的晶胞数， λ 是所用 X 射线波长， $|F|$ 为结构因数的绝对值， K 是偏振因数， e ， m ， c 均为普通的物理常

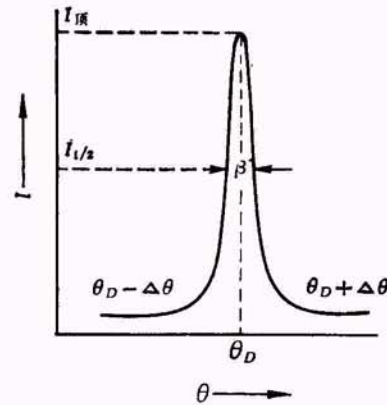


图 13 摆动曲线

数。对于一般的完整晶体，其 β 约为从一秒以内至十几秒，随所用的辐射波长及反射晶面的不同而改变。当晶体完整性较低时，则 β 增大。

图 14 是我所自制的一台双晶衍射仪照片。这里的两个晶片是放在 $(n, -n)$ 排列位置。第一晶体台转动微调精度可达 10 秒，而第二晶体台可达 1 秒。两个晶体台上的晶片除去能绕垂直轴转动外，还可以作沿晶片表面旋转，绕晶片表面水平轴俯仰，以及沿晶片法线方向平移等几种运动。

在各种貌相实验方法中，由于晶片和照相

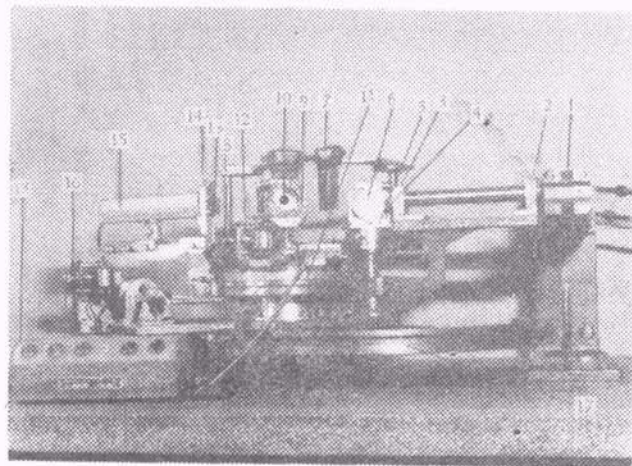


图 14 X 射线双晶衍射仪

- 1—X 射线源；2, 3—垂直狭缝光阑；4—水平狭缝光阑；5—第一晶体台；6—第一晶片（参考晶片）；7, 8—入射光束挡板光阑；9—第二晶体台；10—第二晶片（试样晶片）；11—晶台转盘；12—扫描机构；13—水平狭缝光阑；14—垂直狭缝光阑；15—计数管；16—迴摆机构；17—底座；18—控制箱

底板并不平行,根据不平行的程度,会使貌相图产生不同程度的畸变。要校正这种畸变,需要另加特殊的装置。

为了克服在实验时调准晶体取向的困难和照相曝光时间长等缺点,近年来发展了利用高功率旋转阳极 X 射线源,或者用电子同步加速器发出的超高功率连续谱 X 射线源同步辐射拍照。使用后者拍照只需要几秒钟,而且因光谱是连续辐射,不需调准晶体取向,使实验时间大大缩短^[11,12]。此外还发展了光电转换技术,用电视机直接显示貌相图^[13],这样就可以瞬时测试各种晶体材料或器件中的结构缺陷,并能连续观察晶体中缺陷运动随时间变化的动态性质。免除了处理底板的复杂手续。

杨传铮同志为本文印制了照片,谭滋生、杨传铮、徐景阳、姜小龙等同志为本文提供了材料,并进行了讨论,特此致谢。

参 考 文 献

[1] W. W. Webb, X-Ray Diffraction Topography,

(上接第 305 页)

附 录

VOICE CONTROL OF THE COMPUTER [VARIAN 620/L]. (1978.2.2) 1979. 5. 4. L. L. BERN ← ANEK (U. S. A.), YU* IN CHINESE.

[以下全部由话控]

OK READY

3 + 5 = 8.0000

NEXT READY

11+22+33+44+55+66+77+88+99 = 495.0000

#####-495 = 0

NEXT READY

2 ↑ 10 = 1024.0006

NEXT READY

5 ↑ .5 = 2.2361

NEXT READY

3.1416/-2 = -1.5708

NEXT READY

- in Direct Observation of Imperfections in Crystals, Interscience Publishers, (1962), 29.
- [2] 中国科学院上海冶金研究所 X 射线实验室译, 晶体中缺陷的 X 射线貌相术观察(译文集), 上海科学技术情报研究所, (1974).
- [3] B. K. Tanner, X-Ray Diffraction Topography, Pergamon Press, (1976).
- [4] G. H. Schwuttke, *J. Appl. Phys.*, **36**(1965), 2712.
- [5] L. J. van Mellaert et al., *Phys. Stat. Sol.*, (a) **3**(1970), 687.
- [6] K. Kohra et al., *Japan. J. Appl. Phys.*, **7**(1968), 982.
- [7] J. Angilello et al., *Rev. Sci. Instrum.*, **91**(1971), 1709.
- [8] L. J. van Mellaert et al., *J. Appl. Phys.*, **43**(1972), 687.
- [9] J. Chikawa et al., *J. Appl. Phys.*, **42**(1971), 4731.
- [10] S. Hosoya, *Japan. J. Appl. Phys.*, **7**(1968), 1.
- [11] T. Tuomi et al., *Phys. Stat. Sol.*, (a) **25**(1974), 93.
- [12] J. B. MacCormack et al., *J. Appl. Cryst.*, **11**(1978), 40.
- [13] E. S. Meieran, *J. Electrochem. Soc.*, **118**(1971), 619.

3 ↑ 5 = 242.9998

NEXT READY

33 ↑ .5 = 5.7446

NEXT READY

1*2*3*4*5*6*7*8*9 = 362880.0392

NEXT READY

10 ↑ 5/2/3/4/5 = 833.3347

NEXT READY

3347*2 = 6694.0002

NEXT READY

10 ↑ .5 = 3.1623

#####*5 - 10 = 5.8114

WELL BACK

OK READY

4 ↑ .5 = 2.0000

#####-2 = 0

NEXT READY

81/9*3 = 27.0000

THANKS