

第二篇 材料电子显微分析

第七章 电子光学及电子显微学基础

第八章 透射电子显微镜的结构与基本原理

第九章 电子衍射和衍衬成像分析

第十章 高分辨透射电子显微术

第十一章 分析透射电子显微术

第十二章 扫描电子显微镜和电子探针

第十三章 电子背散射衍射分析技术

第十四章 其他显微结构分析方法

第十一章 分析透射电子显微术

本章主要内容

第一节 电子与物质的交互作用

第二节 扫描透射电子显微术STEM

第三节 原子分辨率EDS

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像



第一节 电子与物质的交互作用

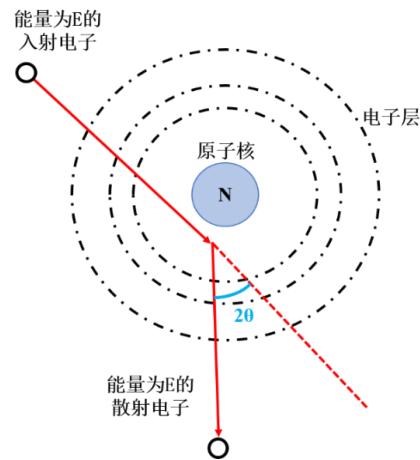
透射电子显微镜中电子枪发射的电子经过高压加速后照射到薄膜样品上，其中一部分电子不会与薄膜样品发生相互作用，而是作为透射电子直接穿过样品；另一部分电子将与样品组成物质的原子核及核外电子发生相互作用，使入射电子的方向和能量发生改变，这种现象被称为电子的散射，随着样品厚度的增加，入射电子被散射的概率越高。根据电子在散射过程中是否有能量的变化，可以将物质对电子的散射分为弹性散射和非弹性散射两类：

- 如果入射电子在与样品发生碰撞后，只改变了被散射电子的方向，而没有改变电子的速度（能量），则称为弹性散射，前面章节介绍的电子衍射、明场暗场成像及高分辨电子显微术等均以电子的弹性散射为基础；
- 如果在碰撞后电子的运动速度（能量）发生改变，这种散射就属于非弹性散射，电子在非弹性散射过程中损失的能量可能被转换为热量，也可能与物质发生电离产生特征X射线、二次电子等信号，电子的非弹性散射是能谱分析（EDS：Energy-dispersive X-ray spectroscopy）电子能量损失谱（EELS：electron energy loss spectroscopy）等分析透射电子显微术的基础。

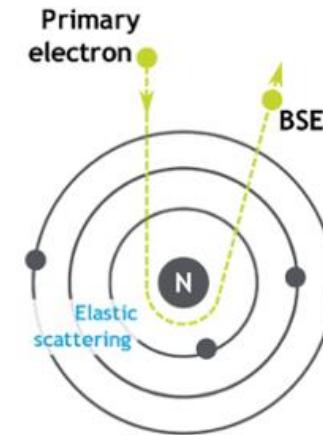
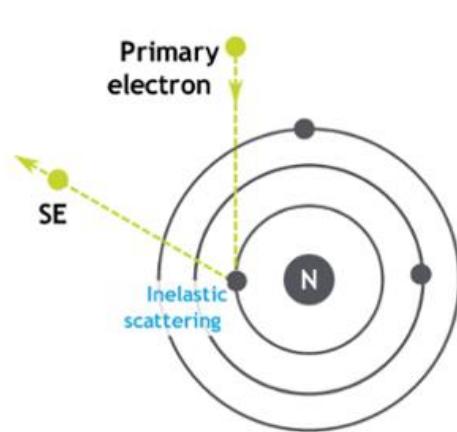
第一节 电子与物质的交互作用

一、电子的弹性散射

入射电子的弹性散射过程可以用经典的卢瑟夫原子模型，又称“有核原子模型”来解释。该模型由卢瑟夫在1911年提出，认为原子的正电荷与质量几乎全部集中在直径很小的核心区域，即原子核，而带负电的核外电子则围绕着原子核作轨道运动。电子的弹性散射过程可以看做是入射电子与样品物质中原子核的发生弹性碰撞，此时可忽略核外电子入射电子的作用。



入射电子与单个原子的相互作用



第一节 电子与物质的交互作用

首先，假设我们的样品只是单个原子，那么我们可以用图11-1来表达入射电子与单个原子的相互作用。当入射电子靠近带正电的原子核时，电子将受到库伦力作用而向原子核方向发生偏转；与此相反，当入射电子靠近核外电子时，则受到相斥库伦力的作用而向反方向偏转。由于电子的质量相比于原子核的质量可忽略不计，因此，在入射电子与原子核的碰撞过程中，我们可以认为原子核不会发生移动。原子核对入射电子的引力 F_n 可用式11-1表示：

$$F_n = \frac{-Ze^2}{r_n^2} \quad (11-1)$$

其中，Z为单原子的原子序数，e为电子电量， r_n 为入射电子在垂直于入射方向上与原子核的距离。从上式可以看出，入射电子与原子核间的引力与距离平方成反比，电子的运动轨迹为双曲线，且散射角q的大小取决于 r_n ， r_n 越小，q越大。

第一节 电子与物质的交互作用

事实上薄膜样品是由大量原子排列构成的，因此入射电子将与多个原子发生相互作用，其中发生散射角大于 θ 的电子散射的概率可用式11-2表示：

$$\frac{dN}{N} = \frac{\pi \rho N_A e^2}{A \theta^2} \left(1 + \frac{1}{Z}\right) \frac{Z^2}{V^2} t \quad (11-2)$$

其中， ρ 是样品的密度， N_A 是阿伏伽德罗常数， A 是样品的原子量， V 是入射电子的加速电压， Z 是样品的原子序数， t 是样品厚度。式(11-2)表明，样品越厚，原子越重，加速电压越低，入射电子被散射的概率越高。

电子衍射与X射线衍射间差异？由于样品对电子的强烈散射作用，电子衍射的强度要高出 10^6 - 10^8 倍，使得透射电镜可以在原子尺度观察样品的结构。因此，电子的弹性散射是透射电子显微术中选区电子衍射与高分辨像的物理依据。

第一节 电子与物质的交互作用

二、电子的非弹性散射

电子的非弹性散射源于高速入射电子与原子核外的核外电子之间的库伦相互作用。核外电子对电子的库仑力 F_e 可用式11-3表示：

$$F_e = \frac{e^2}{r_e^2} \quad (11-3)$$

其中 r_e 为入射电子在垂直于入射方向上与原子核的距离。对比式（11-1）与（11-3）可以发现，原子核与入射电子间的库仑力要比核外电子高Z倍，表明入射电子在样品内发生弹性散射的几率要比非弹性散射高Z倍。因此，**样品原子序数Z越大，弹性散射越重要，反之，非弹性散射越重要。**

与X射线光子的非弹性散射过程相似，入射电子在非弹性散射过程中损失的大部分能量也将转换为热能。除此之外，在电子的非弹性散射过程中，物质发生电离，这一过程使电子损失的能量转换激发出多种信号，例如：特征X射线、透射电子、二次电子、俄歇电子与阴极荧光等

第一节 电子与物质的交互作用

1. 特征X射线

当被高压加速的入射电子撞击样品原子的内层电子时，如K层电子，内层电子将被激发，使原子电离从而处于能量较高的不稳定状态，此时外层的电子将自发的向内层跃迁以填补内层电子的空缺，使原子回到能量较低的稳定状态，其能量差则以具有特定能量的X射线光子的形式释放出来，即特征X射线。根据莫塞莱定律，**样品的原子序数Z越大，则特征X射线谱的波长越短，X射线的能量越高。**如果我们利用X射线探测器测量样品微区产生的特征X射线的能量，就可以判定这个微区中存在着相应的元素，即**X射线能谱分析（EDS）**。

第一节 电子与物质的交互作用

2. 透射电子

直接穿过薄膜样品的入射电子将携带着样品**微区的厚度、成分与晶体结构等信息**而成为透射电子，其中既包含没有能量损失的弹性散射电子，也包含各种不同能量损失的非弹性散射电子。

对于那些激发了样品原子内层电子的非弹性散射电子来说，其损失的能量等于样品原子被入射电子碰撞前的基态能量与碰撞后的激发态能量之差，即原子释放的特征X射线的能量。如果我们利用电子能量分析器对这些发生特定能量损失的非弹性散射电子进行分析，就可以得到样品相应分析微区的成分信息，这就是电子能量损失谱的物理基础。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

- ◆ 随着新材料向低维纳米尺度发展，急需纳米甚至原子尺度上更高分辨率的分析技术来研究材料微观结构。
- ◆ 随着电子显微镜射线源装置和电子光学系统设计的改进，特别是场发射枪透射电子显微镜的出现，一种高分辨的扫描透射电子显微术（Scanning Transmission Electron Microscopy, STEM）在材料微观结构分析领域逐渐受到重视。
- ◆ STEM是一种综合了扫描和高分辨透射电子显微术的原理和特点而出现的新型分析方法，具有原子尺度分辨率。它基于TEM配备的扫描功能附件，扫描线圈迫使电子探针在薄膜试样上扫描，与扫描电子显微镜(SEM)不同之处在于探测器置于试样下方，探测器接受透射电子束流或弹性散射电子束流，经放大后，在荧光屏上显示与常规透射电子显微镜相对应的扫描透射电子显微镜的明场像和暗场像。
- ◆ STEM能够获得TEM所不能获得的一些关于样品的特殊信息。STEM技术要求较高，其电子学系统较TEM和SEM复杂，要求非常高的真空度。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

STEM 技术发展历程

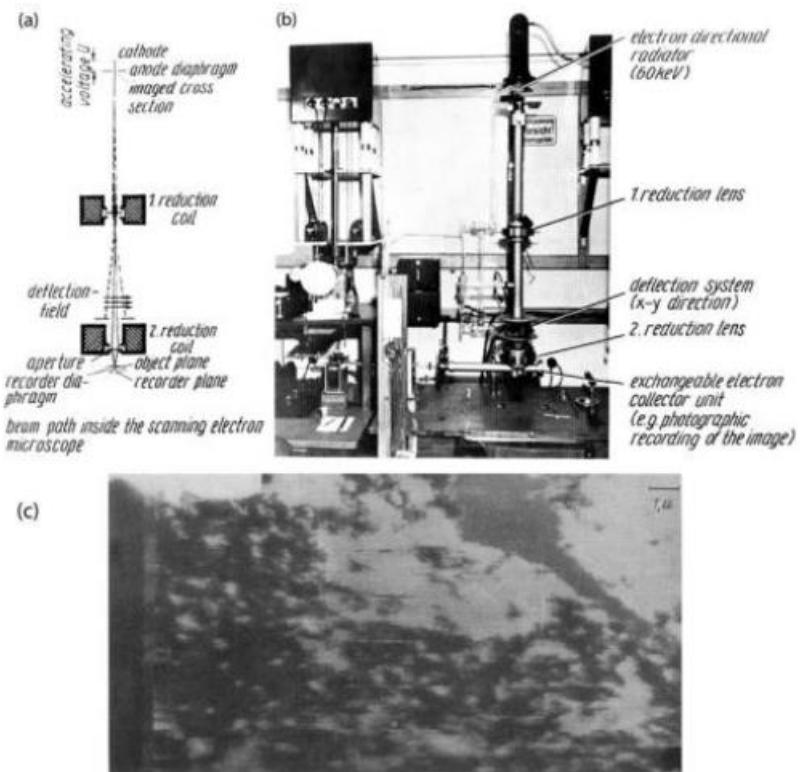
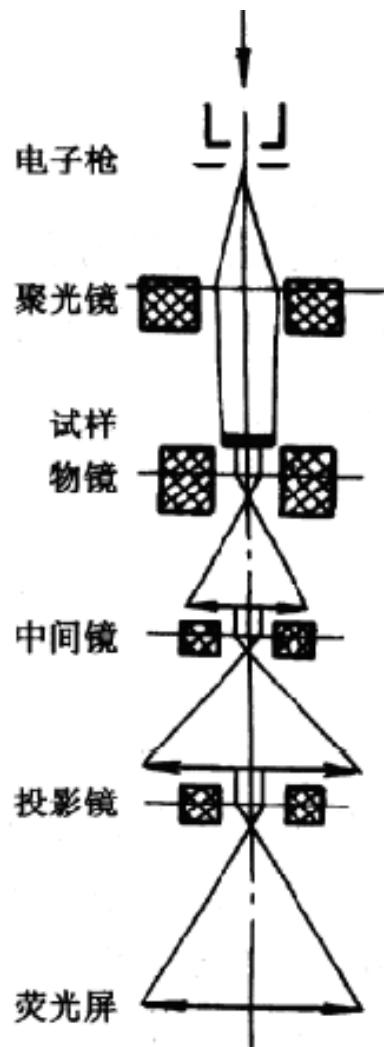


Figure 1-1. (a) Schematic diagram of the first STEM built by Manfred von Ardenne. (b) Photograph of the microscope. (c) Image of ZnO crystals showing a resolution in the scan direction (horizontal) of 40 nm. Reproduced from von Ardenne (1938b, 1985) with permission.

- 1938年, Manfred von Ardenne 制造了第一台 STEM (柏林, 西门子公司);
- 1970s, Albert Crewe 发展了场发射枪并应用到STEM实现了环形暗场原子成像;
- 1972年, STEM应用到生物大分子测定;
- 1974年, 真空技术突破性进展, 出现第一台商业化STEM, HB5;
- 1979年, STEMZ-contrast进展, 发展为后来的HAADF技术;
- 1997年, 球差校正成功; 2000s, 球差校正STEM商业化;

第二节 扫描透射电子显微术STEM

一、扫描透射电子显微镜的工作原理



TEM构造回顾

- 电子枪发射电子束；
- 聚光镜会聚电子束成平行束，照射到样品上；
- 物镜对带有样品信息的电子束成像；
- 中间镜图像逐级放大；
- 投影镜将物象呈现到荧光屏上。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

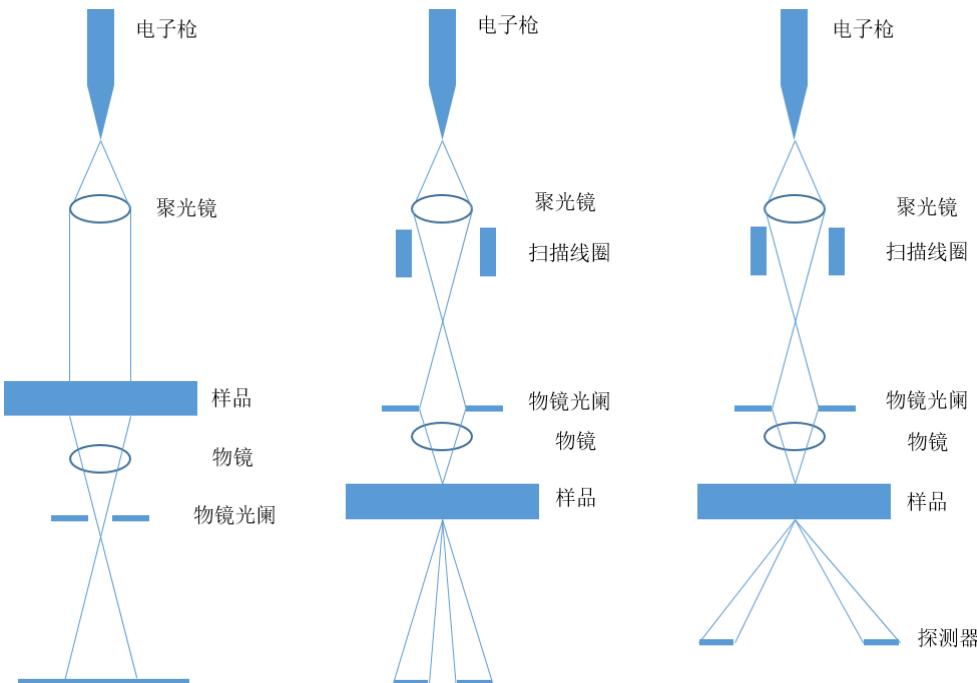
一、扫描透射电子显微镜的工作原理

- ◆ TEM是用平行的高能电子束辐照到一个能透过电子的薄膜样品上，由于样品对电子的散射作用，其散射波在物镜后方将产生两种信息：在物镜焦平面上形成电子衍射花样；在物镜像平面上形成高放大倍率的形貌像。
- ◆ SEM则是利用**聚焦的低能电子束**扫描样品的表面，并与样品表面相互作用产生二次电子、背散射电子信号等。
- ◆ STEM是TEM和SEM的巧妙结合，采用聚焦电子束，扫描能透过电子的薄膜样品，并利用高能电子束与样品作用产生的弹性散射及非弹性散射电子来成像或获取电子衍射，进行显微结构分析。

成像方式	光源形式	加速电压 (Kev)	样品形状	收集信息	成像原理
TEM	平行电子束	> 100	薄膜	散射电子	相位衬度、衍射衬度、振幅衬度等
	低能聚焦	1~30	块状	背散射电子 二次电子	形貌衬度、原子序数衬度等
STEM	高能聚焦	>100~400	薄膜	弹性及非弹性散射电子	原子序数衬度等

第二节 扫描透射电子显微术STEM

一、扫描透射电子显微镜的工作原理



(a) TEM相干成像; (b) STEM相干成像; (c) STEM非相干成像

常规的**高分辨TEM**的成像是由电子枪发射的电子波经过晶体后，携带着晶体的结构信息，经过电子透镜在物镜的像平面透射束与衍射束干涉成像的结果（图(a)所示）。

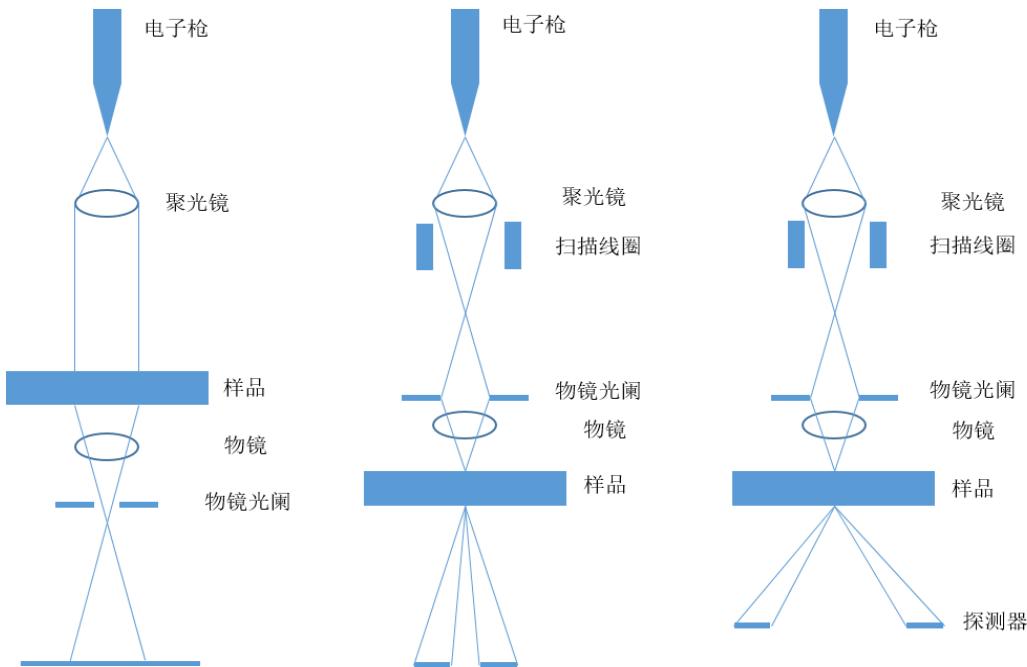
详细地，当一束近似平行的入射电子束照射在样品上，除了形成透射束外，还会产生衍射束。

衍射束通过透镜的聚焦作用，在其焦平面上形成衍射束振幅极大值，然而每个振幅极大值又可视为次级光源，与透射束相互干涉，再在透镜的像平面上形成物体的相位衬度像。

由于透射电子穿过薄膜晶体时，其波振幅变化较小，而这些携带晶体结构信息的透射束与若干衍射束经过透镜重构，以此获得相应晶体高分辨像

第二节 扫描透射电子显微术STEM

一、扫描透射电子显微镜的工作原理



(a) TEM相干成像; (b) STEM相干成像;
(c) STEM非相干成像

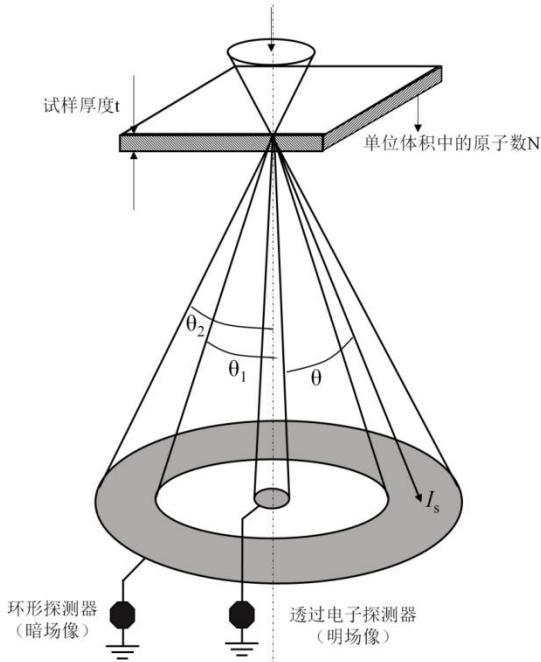
图b为STEM相干成像原理示意图。实际上，STEM和TEM中，电子波传播方向正好相反，相互倒置。在STEM中采用了电子束斑尺寸很小的场发射源和接收范围小的轴向收集器光阑，**获得的图像衬度主要源于透射电子贡献。**

图c显示了STEM非相干成像原理示意图。采用细聚焦的高能电子束，通过线圈控制对样品进行逐点扫描，把这种方式与STEM方法相结合，能得到暗场STEM像。

为了实现高探测效率，在透射电镜中加入环形探测器，除晶体试样产生的布拉格反射外，电子散射是轴对称的，所以这种成像方法又称为“高角环形暗场像（High Angle Annular Dark Field, HAADF）”，其图像亮度与原子序数Z的平方成正比，因此又称为Z衬度像。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

二、高角环形暗场HAADF像



高角环形暗场
方法的原理图

按照彭尼库克（Pennycook）等人的理论，散射角 θ_1 , θ_2 间的环形区域中散射电子的散射截面 R_{θ_1, θ_2} 可以用卢瑟夫散射强度从 θ_1 到 θ_2 的积分来表示：

$$R_{\theta_1, \theta_2} = \left(\frac{m}{m_0} \right) \frac{Z^2 \lambda^4}{4\pi^3 a_0^2} \left(\frac{1}{\theta_1^2 + \theta_0^2} - \frac{1}{\theta_2^2 + \theta_0^2} \right)$$

m —高速电子的质量； m_0 —电子的静止质量；
 Z —原子序数； λ —电子的波长； a_0 —波尔半径；
 θ_0 —Born特征散射角。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

二、高角环形暗场HAADF像

厚度为 t 的样品中，单位体积中原子数为 N 是的散射强度 I_s 为：

$$I_s = R_{\theta 1, \theta 2} \cdot N t I$$

HAADF的强度正比于原子序数Z的平方，换句话说，观察像的衬度与样品中原子序数有密切关系，因此这种像也称为Z衬度像。

- ◆ 这种像不是通过干涉产生的，它与以往的高分辨像和明场STEM像中出现的相位衬度像不同，这种像的解释简单，像衬度越亮代表原子序数越大。
- ◆ 但应该注意的是，如果为晶体样品，它的布拉格反射引起的衍射衬度还会混入HAADF像的衬度中，同时样品厚度对像衬度的影响较大，都需要引起注意。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

二、高角环形暗场HAADF像

在HAADF方法中，用一个具有大的中心圆孔的环形探测器，只接收高角的卢瑟夫弹性散射电子，而卢瑟夫散射来源于原子核的有效散射，因此有效的取样点的大小就是原子核尺度，这个尺度远比原子的实际尺度小。由于每一个原子位置真实地由一个唯一的点所代表，因此在成像中不必考虑样品的投影势。正如前所述，由于其衬度与原子序数的平方成正比，如果用场发射枪和一个聚光镜形成探针，实际探针尺寸可以达到 0.1nm 。此时HAADF像的图像分辨率比使用相同聚光镜的TEM模式下要高得多。



第二节 扫描透射电子显微术STEM

二、高角环形暗场HAADF像

环形探测器

最早是Crewe1970年发明的。在此基础上，1978年英国剑桥大学的Howie提出了高角度环形探测器的概念，并得到应用。但真正利用它成像并达到原子率水平的是美国橡树岭(Oak Ridge)国家实验室的Pennycook。他们借助于一台束斑尺寸小于0.25mn的HB501STEM，在100 kV下获得了半导体 $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ 和 $\text{ErBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ 的低指数带轴的高分辨Z衬度像，并完善了一整套对晶体结构进行原子分辨的Z(原子序数)衬度像的成像方法和理论。



第二节 扫描透射电子显微术STEM

三、 STEM的工作特点及应用

STEM工作特点：

1. 高分辨率一方面，在HAADF方法，由于Z衬度像几乎完全是非相干条件下产生的，而对于相同的物镜球差和电子波长，非相干成像的分辨率要高于相干成像，因此Z衬度像的分辨率要高于相干成像。另一方面，Z衬度不会随试样厚度或物镜聚焦有所改变，不会出现衬度反转，即原子以及原子列在像中总是一个亮点。

此外，TEM的分辨率与入射电子波长和透镜系统的球差系数有关，大多数情况下TEM分辨率可达 $0.2\sim0.3\text{nm}$ ，而STEM像的点分辨率与获得信息的样品面积有关，一般接近会聚电子束的尺度，目前场发射电子枪的会聚电子束直接能达到 0.13nm 以下。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

三、 STEM的工作特点及应用

STEM工作特点：

2. 对物相组成敏感由于Z衬度像的强度与其原子序数的平方成正比，因此Z衬度像对物相的化学组成成分比较敏感，在Z衬度像上可以直接观察各物相或夹杂物的析出，以及相关有序或无序原子排列结构。

$$R_{\theta_1, \theta_2} = \left(\frac{m}{m_0} \right) \frac{Z^2 \lambda^4}{4\pi^3 a_0^2} \left(\frac{1}{\theta_1^2 + \theta_0^2} - \frac{1}{\theta_2^2 + \theta_0^2} \right) \quad I_s = R_{\theta_1, \theta_2} \cdot NtI$$

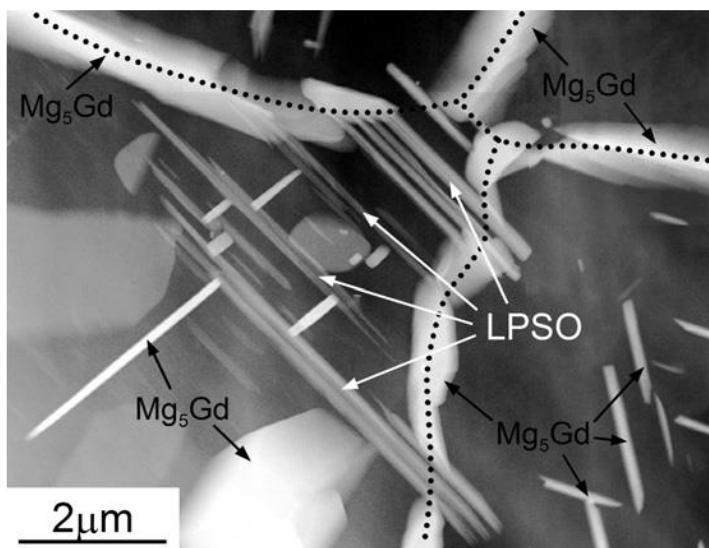
3. 利于观察较厚试样和低衬度的样品 Z衬度像是在非相干条件下成像，其成像源于非弹性散射电子信息，在一定条件下，能满足相对较厚的样品的成像观察
4. 图像简明 Z衬度像具有正衬度传递函数。而在相干条件下，随空间频率的增加其衬度函数在零点附近快速振荡，当衬度传递函数为负时，翻转衬度成像，当衬度传递函数通过零点时，不显示衬度。换句话说，非相干的Z衬度像不同于相干条件下的相位衬度像，它不存在相位的翻转问题。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

三、 STEM的工作特点及应用

STEM 应用 -Mg合金

镁作为最轻的结构金属一直受到科学家们的关注。稀土镁合金通过加入少量稀土元素并调控微观组织从而获得了极高的比强度、比刚度。其中，长周期堆垛有序结构(long period stacking-ordered, LPSO)相和多种第二相的存在形式一直是研究的热点。



Mg-Gd-Al合金中的
HAADF-STEM像

Mg-Gd-Al三元稀土镁合金微米尺度的HAADF-STEM像，图中虚线所示是晶界

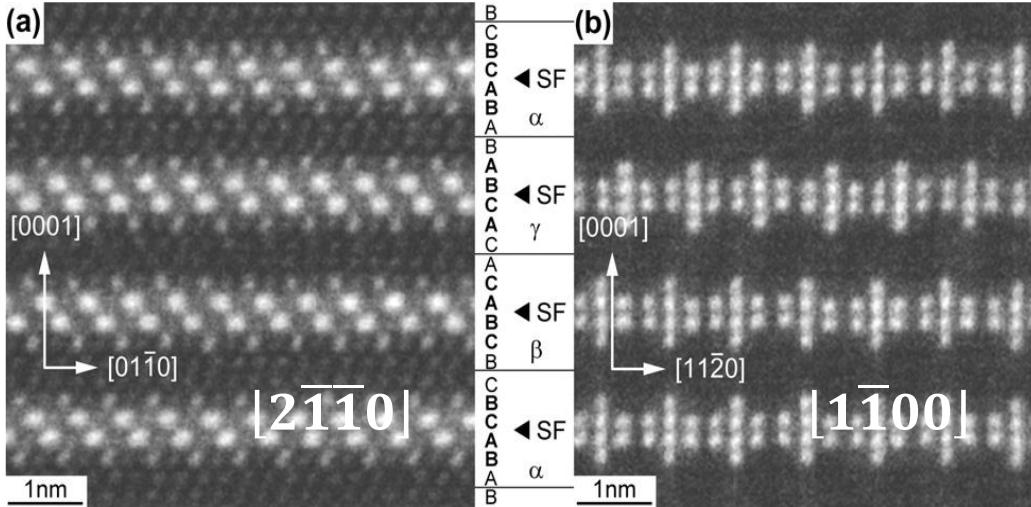
➤由于Gd稀土元素具有远高于Mg和Al的原子序数，因此，可根据衬度轻易辨别处Mg₅Gd第二相的分布形式和形貌。

➤可对Mg-Gd-Al合金中的长周期有序堆垛(LPSO)相的结构与成分进行定量表征。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

三、 STEM的工作特点及应用

STEM 应用-Mg 合金



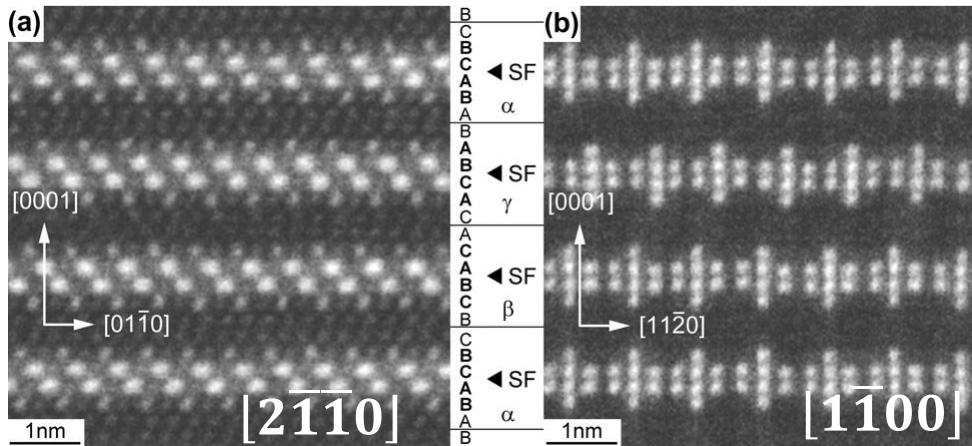
Mg-Gd-Al合金中长周期有序堆垛(LPSO)相的原子分辨率HAADF-STEM像

- 明亮的阵点对应于具有高Z序数的Gd原子，而较暗的阵点则对应低原子序数的Mg与Al原子，由于Mg与Al原子序数相邻，因此无法根据图像衬度将两者分开。
 - 图(a)中还有两个不同亮度的亮点，这表明在相应的投影中，这些柱状原子层中的Gd富集程度不同。还值得注意的是，Gd的富集发生在四个连续的密堆积平面。内两层的Gd富集程度明显高于外四层。

第二节 扫描透射电子显微术STEM

三、 STEM的工作特点及应用

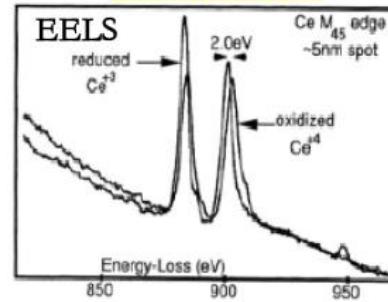
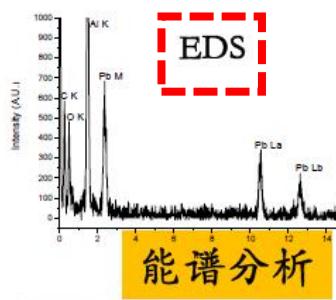
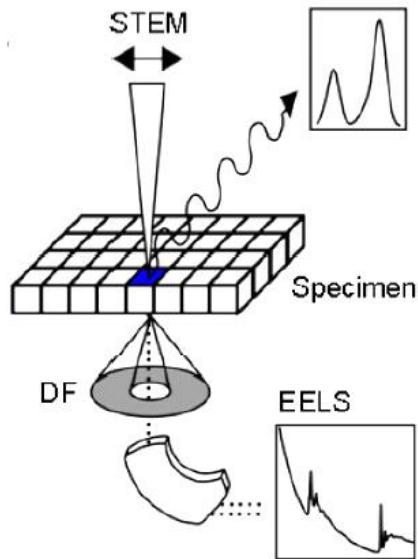
STEM 应用-Mg合金



Mg-Gd-Al合金中长周期有序堆垛(LPSO)相的原子分辨率HAADF-STEM像
图(b)也显示出，柱状原子层中Gd富集形成四个连续密排面。这说明Gd的富集与柱状原子层形成的方向无关。这些在内两层富集的原子柱的间距比外部两层的间距小约三分之一。这些结果表明，Gd原子在平面内长程有序排列且富集形成四重密堆结构。

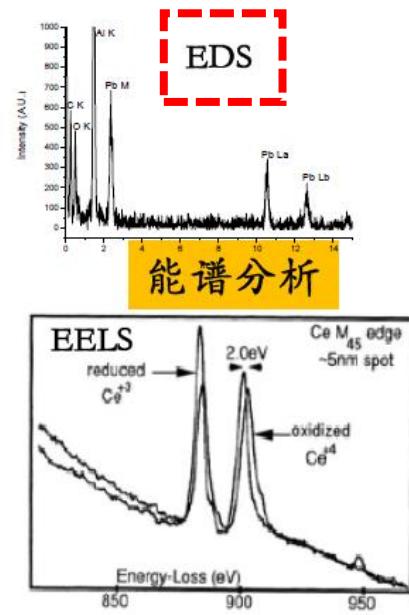
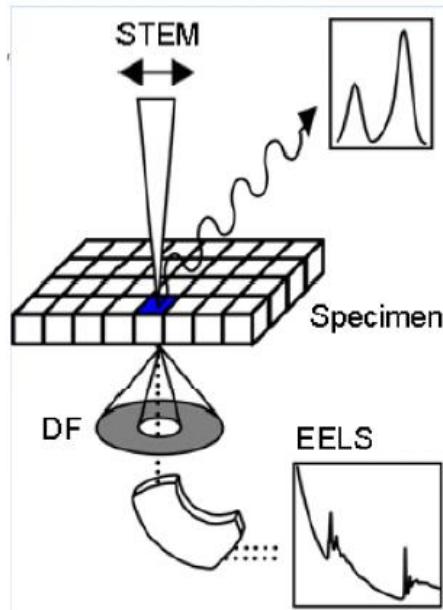
第三节 原子分辨率EDS

X射线能谱分析方法（Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, EDS）是分析电子显微镜中应用的最多的分析方法之一，简称EDS方法。对于成分分析来说，EDS是分析电子显微方法中最基本、最可靠、最重要的分析方法，一直被广泛使用。其原理是用细聚焦电子束入射样品表面，激发出样品元素的特征X射线，分析特征X射线的波长或特征能量，即可知道样品中所含元素的种类（定性分析），分析特征X射线的强度，即可知道样品中对应元素含量的多少（定量分析）。



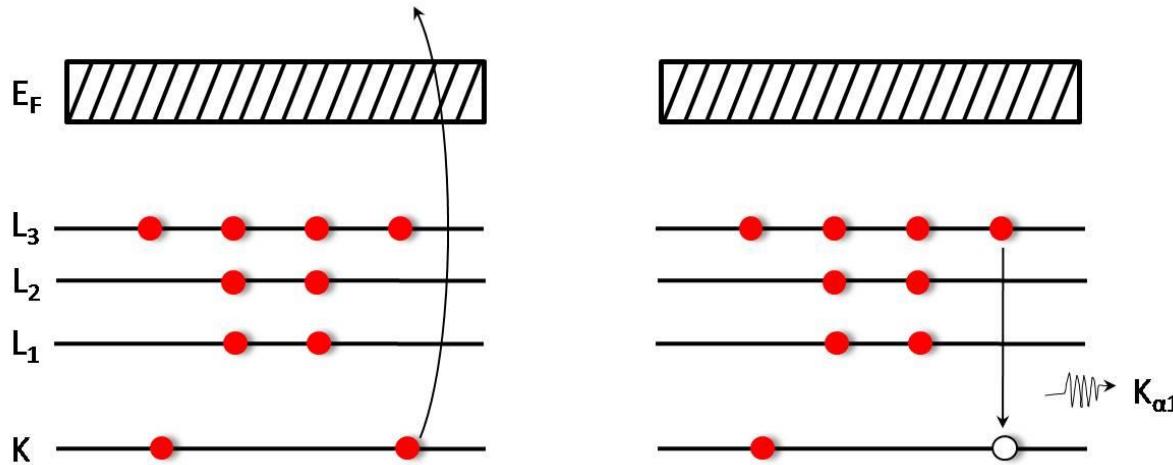
第三节 原子分辨率EDS

但是一直以来由于X射线的采集效率较低（仅能采集样品表面大约1%的X射线），空间分辨率不高，仅局限于定性和半定量分析。目前，采用扫描透射电镜（STEM）对薄试样微区进行X射线能谱分析，很大程度地提高了空间分辨率，可以实现原子分辨率的元素分布的探测。本节将从特征X射线的产生过程和EDS的构造及工作原理来介绍EDS分析技术和定量分析方法。



第三节 原子分辨率EDS

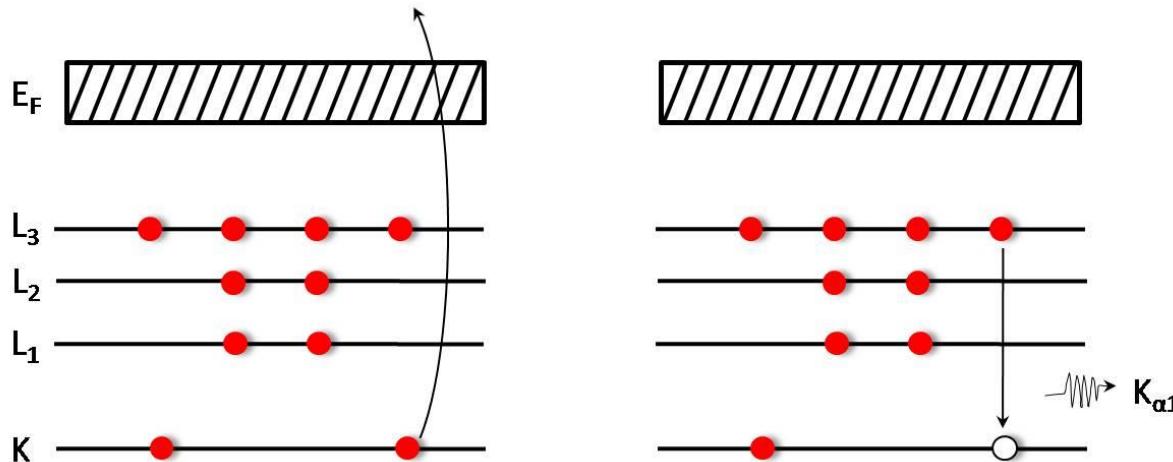
二、X射线能谱仪构造及工作原理



特征X射线的产生是入射电子使内壳层电子激发而发生的现象，即内壳层电子被轰击后跳到比费米能高的能级上，电子轨道内出现的空位被外壳层轨道的电子填入时，以X射线的形式释放多余的能量，这种X射线就是特征X射线。高能级的电子落入空穴时，要遵守所谓的选择规则，只允许满足轨道量子数 l 的变化 $\Delta l = \pm 1$ 的特定跃迁。如上图显示出空位在内壳K层中形成时，由于L₃壳层电子向K壳层跃迁，放出K_{α1}的特征X射线的过程。

第三节 原子分辨率EDS

二、X射线能谱仪构造及工作原理

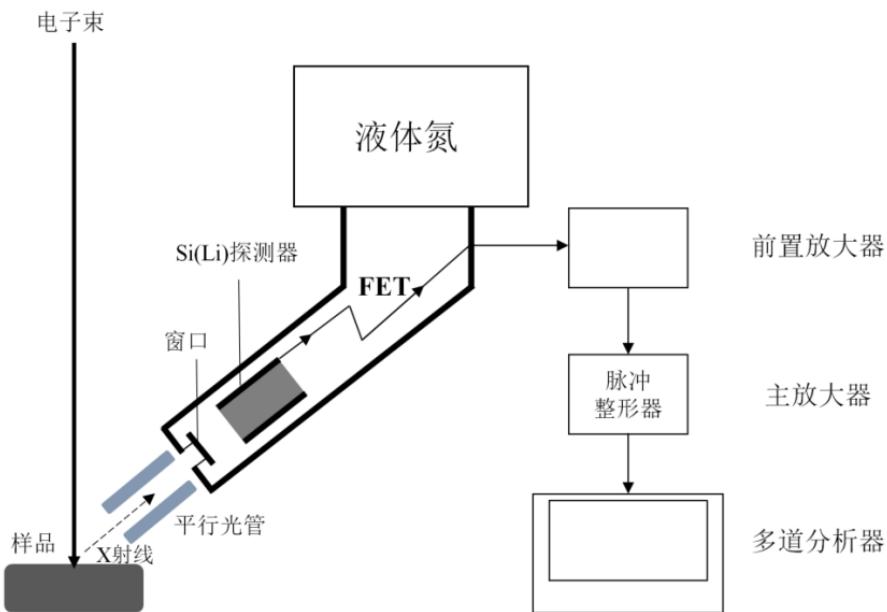


一般用 $K_{\alpha 1}$ 、 $K_{\alpha 2}$ 等符号表示特征X射线的种类。 α_1 、 α_2 表示各壳层间跃迁的种类。特征X射线具有元素固有的能量值，所以将它们展开成谱后，根据能量值就可以确定元素的种类，且根据谱的强度可以分析其含量。从空位在内壳层形成的激发状态变到基态的过程中，除产生X射线外，还产生俄歇电子。

一般来说，随着原子序数的增加，X射线产生的几率增大，而与它相伴产生俄歇电子的几率减小。因此在试样成分分析中，EDS对重元素分析特别有效。

第三节 原子分辨率EDS

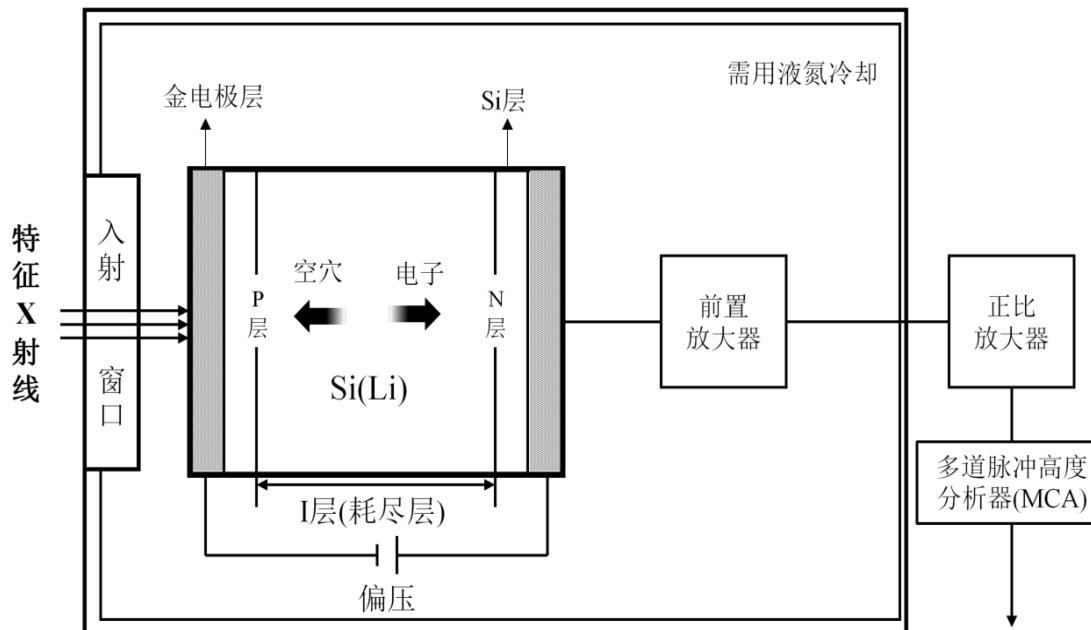
二、X射线能谱仪构造及工作原理



各种元素均具有自己的X射线特征波长，且特征波长的大小取决于能级跃迁过程中释放出的特征能量 ΔE 。能谱仪就是利用不同元素的X射线光子特征能量不同来实现成分分析。对X射线光子的特征能量的分析主要依靠锂漂移硅探测器，如上图为采用Si (Li) 探测器能量谱仪的原理示意图。Si (Li) 探测器处于真空系统内，其前方有一个 $8\sim10\mu\text{m}$ 的铍窗，整个探头装在与存有液氮的杜瓦瓶相连的冷指内。漂移进去的Li原子在室温很容易扩散，因此探头必须一直保持在液氮温度下。铍窗口使探头密封在低温真空中环境中，它可以阻止背散射电子以防止其损伤探头。低温环境还可以降低前置放大器的噪声，有利于提高探测器的峰-背底比。

第三节 原子分辨率EDS

二、X射线能谱仪构造及工作原理

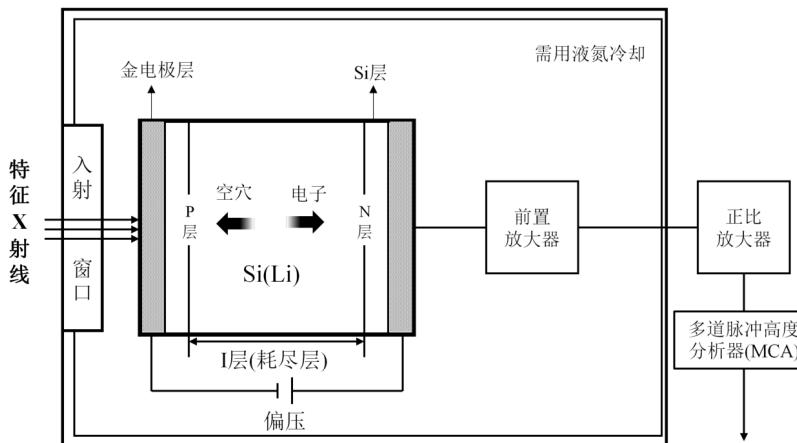


Si (Li) 探测器工作原理示意图

由试样出射的具有各种能量的X光子相继经铍窗射入Si (Li) 内，在I层产生电子-空穴对，如上图所示。每产生一对电子-空穴对，要消耗X光子3.8eV的能量。因此每一个能量为 ΔE 的入射光子产生的电子-空穴对的数目为 $N=\Delta E/3.8$ ，而加在Si (Li) 上的偏压将电子-空穴对收集起来，每入射一个X光子，探测器输出一个微小的电荷脉冲，其高度正比于入射的X光子能量 ΔE 。

第三节 原子分辨率EDS

二、X射线能谱仪构造及工作原理



Si (Li) 探测器工作原理示意图

电荷脉冲经前置放大器、信号处理单元和模数转换器处理后，以时钟脉冲形式进入多道分析器。多道分析其有一个由许多存储单元（称为通道）组成的存储器。与X光子能量成正比的时钟脉冲数按大小分别进入不同的存储单元。每进入一个时钟脉冲数，存储单元计一个光子数，由此获得能量与通道计数的X射线能量色散谱。总体来说，该探测器将特征X射线信号转化为电流信号，对X射线光子的能量和数量进行记录，形成能谱。

第三节 原子分辨率EDS

三、EDS工作特点及应用

EDS工作特点

EDS主要通过检测电子束与样品相互作用激发的特征X射线能量分析样品微区成分，具有探测效率高、适合分析重元素、对样品损伤小等特点。随着科技的不断进步，EDS的适用范围也变得更加广泛。

绝大多数的EDS探头通过一个 $8\text{-}10\mu\text{m}$ 厚的铍窗来保持探测器的真空，由于铍窗对低能X射线的吸收，所以不能分析原子序数小于11的元素。随着超薄窗口型（UTW）和大气压窗（ATW）探测器的发展，可测量到原子序数6以上的元素分布。

第三节 原子分辨率EDS

三、EDS工作特点及应用

EDS工作特点

EDS的分辨率约为150eV，WDS较EDS具有更高的分辨率（约为10eV），但其探测效率较低，采集数据所需时间较长。因此，对于透射电子显微镜，通常选用探测效率较高的EDS。

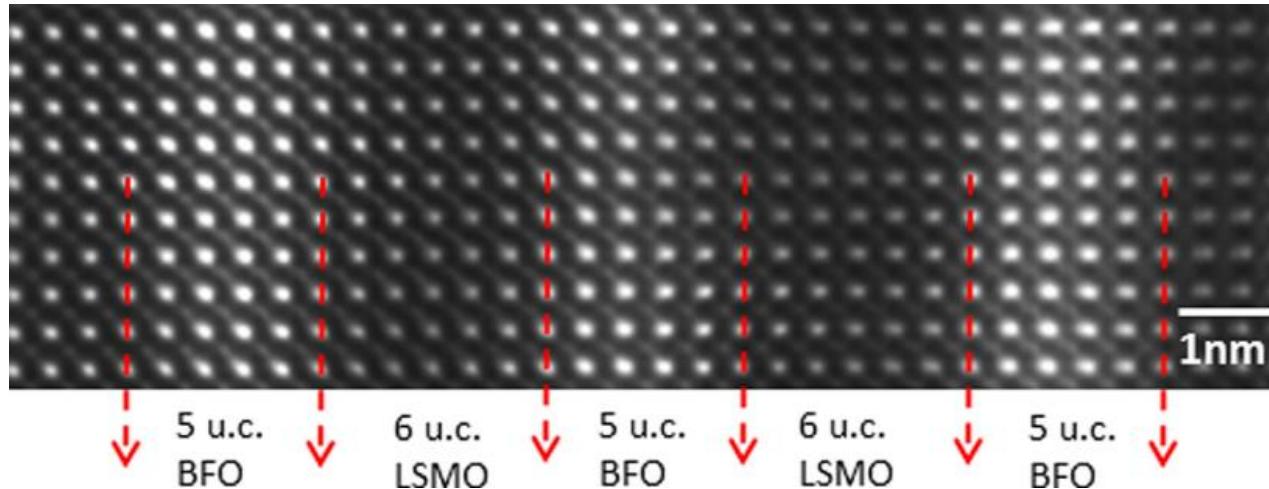
另一方面，当样品很薄时，EDS空间分辨率也得到了大幅提升。当电子束射入试样后，会有一定程度的扩展，随着试样厚度的变化，入射电子束在试样内的扩展情况也会随之改变，进而影响分析的空间分辨率。

对于透射样品，薄试样微区厚度在几十纳米到几百纳米的范围，入射电子在试样内的扩展不像块体中的那么大，因此空间分辨率比较高。加速电压、入射电子束直径、试样厚度、试样的密度等都是决定空间分辨率的因素。

第三节 原子分辨率EDS

三、EDS工作特点及应用

EDS应用 —— 纳米外延氧化物

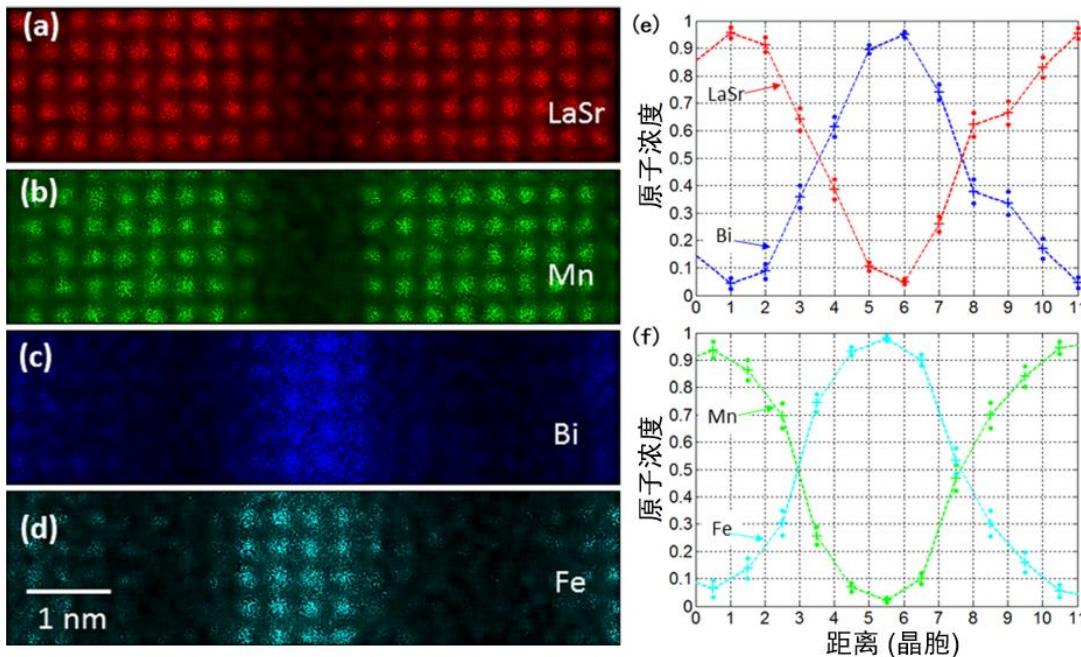


纳米外延氧化物的物理性能极大的受到氧化物界面处化学成分的影响，球差电镜的出现使得原子级别的结构和成分的同步分析成为可能。如图所示为铁磁体 $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ (LSMO)和反铁磁 BiFeO_3 (BFO)量子结构在[100]晶带轴方向下的高分辨HAADF像，可以清晰的观察到原子级别的晶格周期排列，LSMO相中垂直界面方向具有6个单位晶格，而BFO相则具有5个单位晶格，明暗衬度反映了原子的原子序数大小。此外，结合原子分辨率EDS技术可对该量子结构的成分进行原子级别的定量分析。

第三节 原子分辨率EDS

三、EDS工作特点及应用

EDS应用 —— 纳米外延氧化物

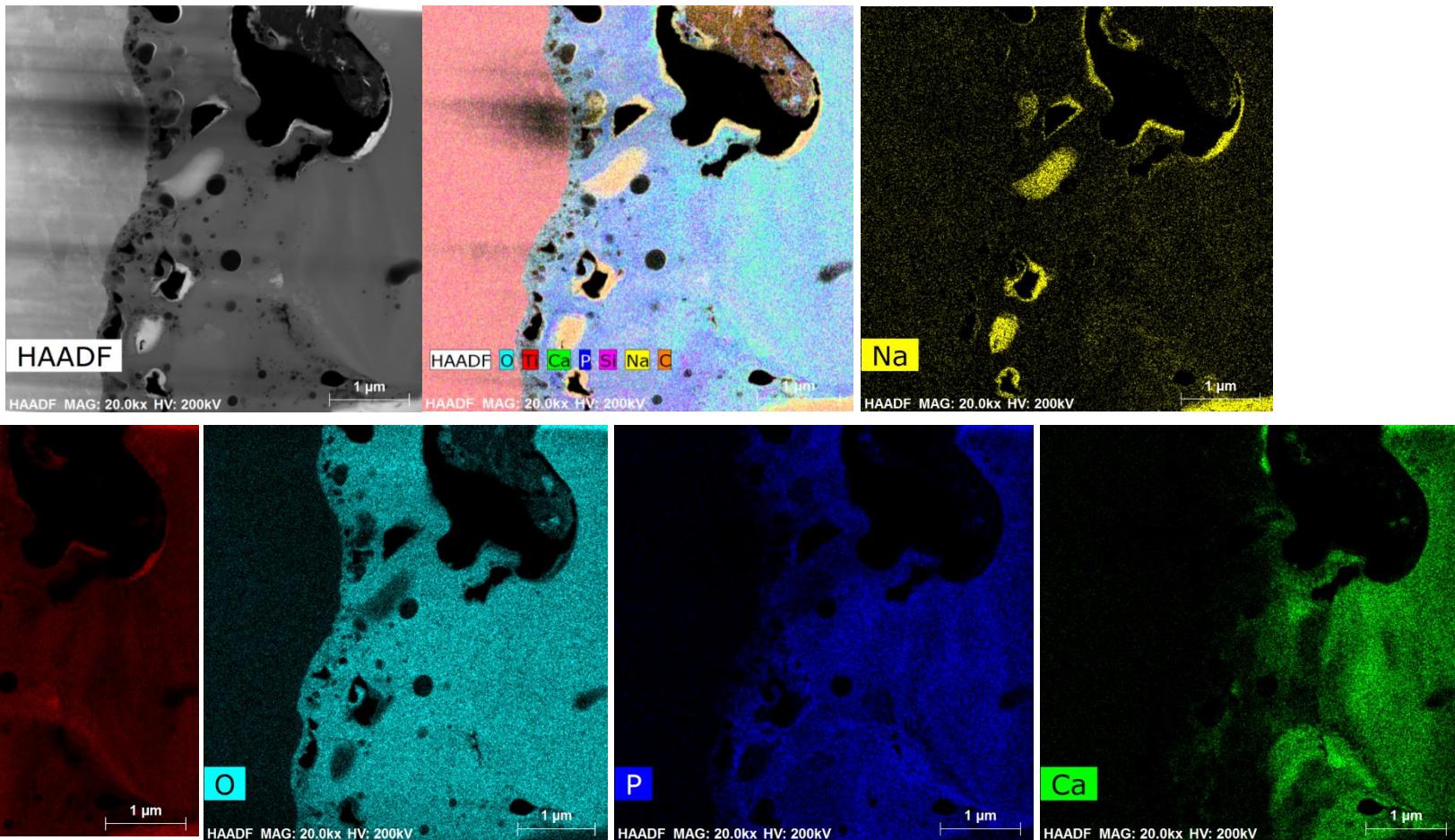


如图所示为EDS的面扫描和线扫描的结果。从EDS结果可知，两相之间原子有相互扩散的行为，左侧界面的扩散距离大约2.5~3个晶胞而右侧界面的扩散距离大约3.5-4个晶胞。该方法在原子尺度上揭示了铁磁体 $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ (LSMO)和反铁磁 BiFeO_3 (BFO)之间的阳离子扩散在界面上存在着不对称性。

第三节 原子分辨率EDS

三、EDS工作特点及应用

EDS能谱分析



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

早在20世纪70年代，开辟了用光电离电子能谱方法，用以研究分子能级结构，各种电子能谱仪和电子碰撞方法迅速发展起来，其中就包括电子能量损失谱(EELS)方法。这些方法已经成为研究原子分子能级结构、能态分辨波函数、化学键和化学反应活性、动力学的有力工具。

EELS是通过探测透射电子在穿透样品过程中所损失能量的特征谱图来研究材料的元素组成、化学成键和电子结构的显微分析技术，它是研究材料电子结构的一种十分有效的试验方法。通过分析入射电子与样品发生非弹性散射后的电子能量分布，可以了解材料内部化学键的特性、样品中原子对应的电子结构、材料的介电响应等。目前，EELS的能量分辨率能够达到约 10meV ，因而可以在纳米尺度下分析材料精细的电子结构，从而极大地拓展了EELS的应用范围。

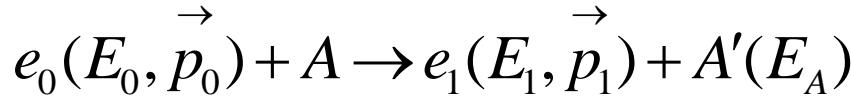


第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

一、电子能量损失谱（EELS）的基本原理

EELS的基本原理是：穿过样品薄膜的电子，即透射电子，将与样品薄膜中的原子发生弹性和非弹性两类交互作用，其中后者使非弹性散射电子损失能量。对于不同的元素，电子能量的损失有不同的特征值，这些特征能量损失值与分析区域的成分有关。使用TEM中的成像电子经过一个静电或电磁能量分析器，按电子能量不同分散开来，就可以获得EELS。

由于非弹性碰撞使入射电子损失其部分动能，而此能量等于原子（分子）与电子碰撞前的基态能量和碰撞后的激发态能量之差：



e_0 、 e_1 、 A 、 A' 分别为入射电子、散射电子、靶原子、受能原子

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

一、电子能量损失谱（EELS）的基本原理

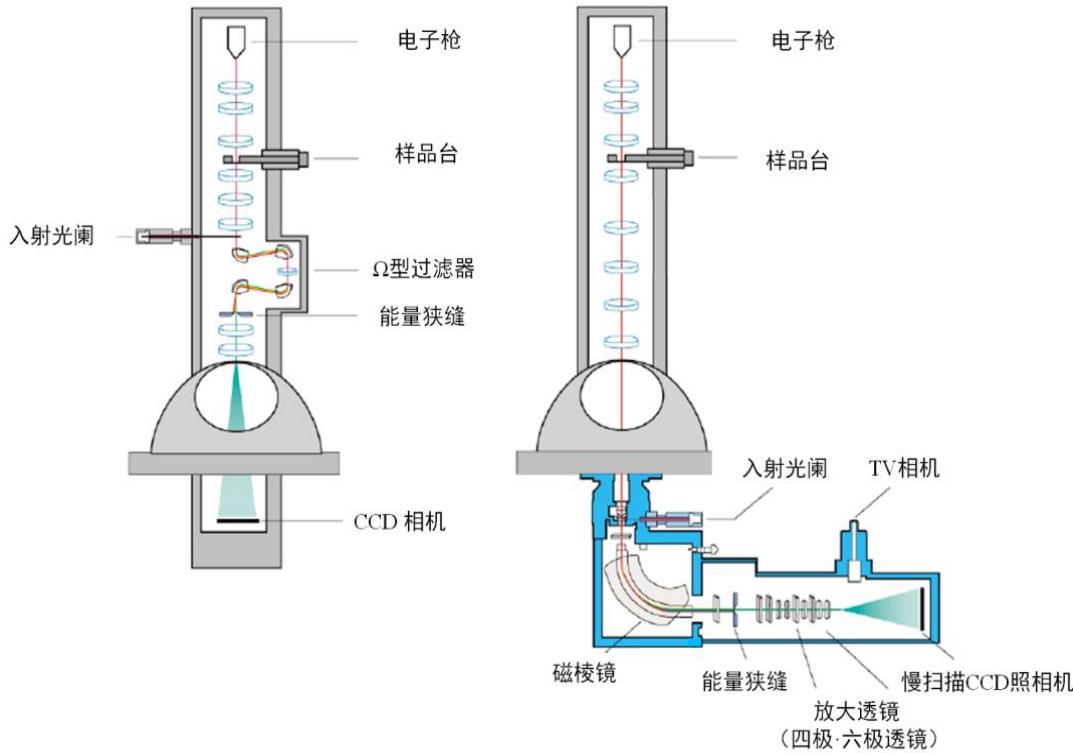
电子和原子质量分别为 m 和 M ，入射电子的动能和动量分别为 E_0 和 p_0 ，散射电子的动能和动量分别为 E_1 和 p_1 ，受能原子的动能和动量分别为 E_u 和 q_1 ，散射角度为 θ ，根据能量和动量守恒定律，可以得到散射电子的能量为

$$E_1 = \frac{1}{(m+M)^2} \left[(M^2 - m^2)E_0 - (m+M)ME_u + 2m^2 \cos^2 \theta E_0 + 2m \cos \theta E_0 \sqrt{m^2 \cos^2 \theta + (M^2 - m^2) - (m+M)M \frac{E_u}{E_0}} \right]$$

式中， E_u 表示原子的激发能。由于 $m \ll M$ ，在通常的快电子碰撞试验中满足 $1 \ll E_0/E_u \ll M/m$ ，因此在小角度有 $E_u = E_0 - E_1$ ，也就是说发生非弹性散射时，入射电子的能量损失 E 近似为激发能，即： $E = E_0 - E_1 \approx E_u$

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

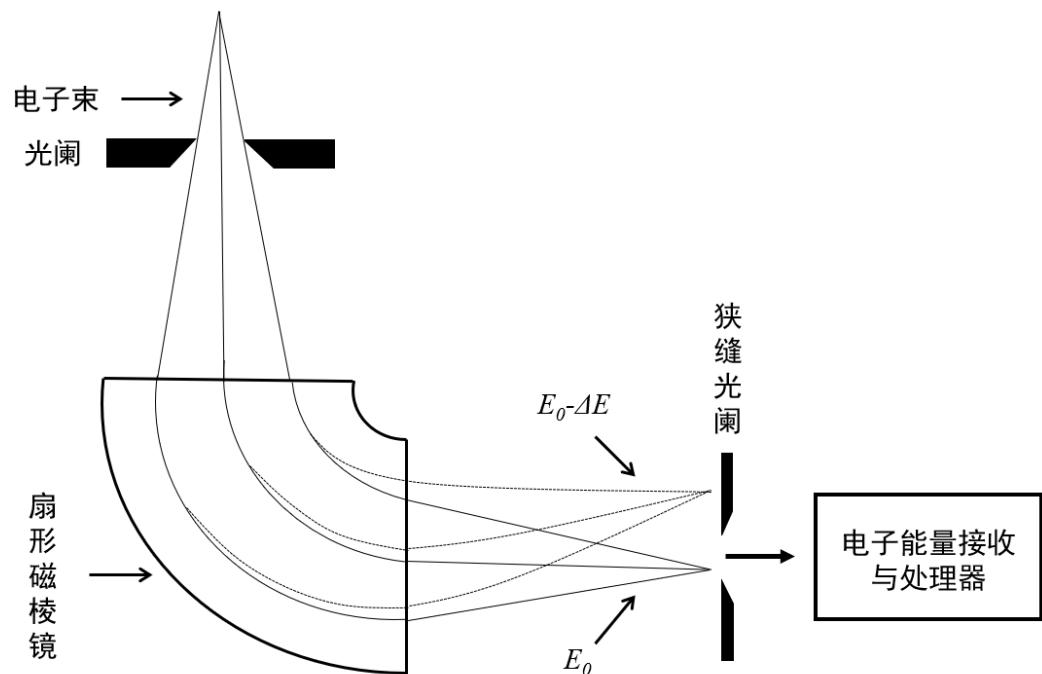
二、电子能量损失谱仪基本结构与工作原理



电子能量损失谱仪由电子能量分析仪和电子探测系统组成。电子经过电子能量分析仪后会在能量分散平面按电子能量分布，随后利用电子探测系统对电子信号进行记录。电子能量损失谱仪有两种类型：**一种是磁棱镜谱仪，另一种是 Ω 过滤器。**磁棱镜谱仪安装在TEM照相系统下面， Ω 过滤器安装在镜筒内，如上图为装备两种谱仪的TEM的示意图。下面以磁棱镜谱仪为例说明电子能量损失谱仪的工作原理。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

二、电子能量损失谱仪基本结构与工作原理



磁棱镜谱仪主要组成为：扇形磁铁、狭缝光阑和信号接收与处理器。如上图所示。

进行实验时，用投影镜交叉点作为它的物点，从而可用谱仪入射光阑（在TEM荧光屏下方接近处）来选择分析样品的区域，透过试样的电子能量各不相同，它们在扇形磁棱镜中的绝缘封闭套管中沿弧形轨迹运动，由于磁场的作用，能量较小的电子的运动轨迹的曲率半径较小，而能量较大的电子的运动轨迹的曲率半径较大。

显然能量相同的电子在聚焦平面处的达到的位置一样。那么具有能量损失的电子和没有能量损失的电子在聚焦平面上就会存在一定的位移差，从而可以对不同位移差处的电子进行检测和计算。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

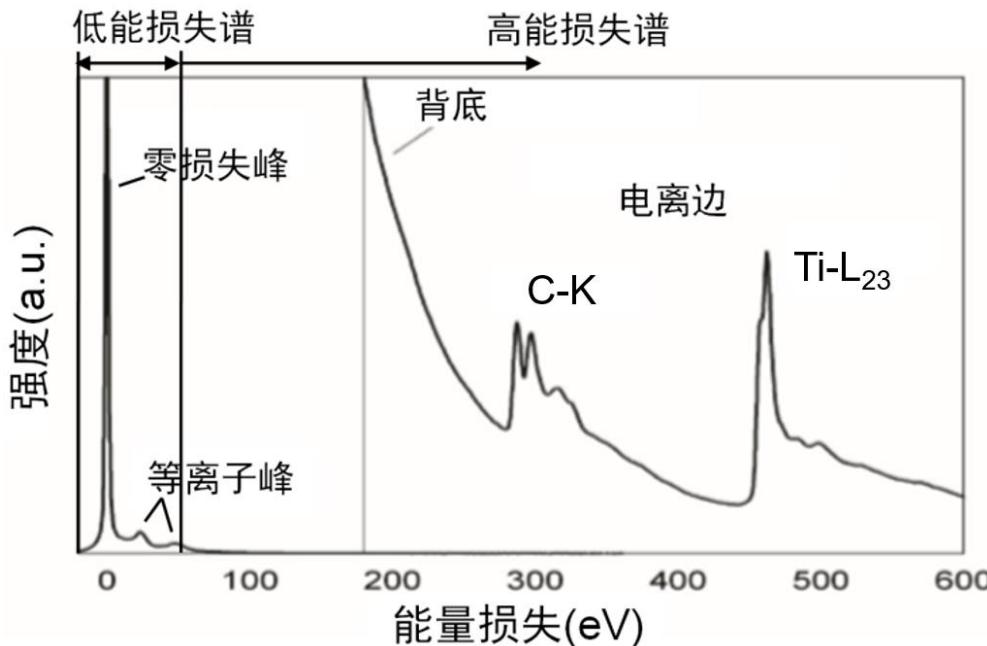
二、电子能量损失谱仪基本结构与工作原理

早期的电子能量损失谱仪采用串行电子探测系统，即偏转电子束通过装置于单通道电子探测器（闪烁体和光电倍增管）前的能量狭缝来进行谱线的串行采集，其探测组元一次只能处理一个能量通道，要得到全部能量特征谱必须对各个能量通道逐个进行探测，这种基本设计被Gatan公司用于他们的**607**型串行采集EELS系统并市场化。然而，串行采集使得EELS的工作效率较低。并行电子能量损失谱仪解决了这一问题，它采用多重四极透镜将电子能量分布放大，并利用位置敏感探测器，如光电二极管或者电荷耦合器件（CCD）阵列，来同时而不是顺序采集信号，从而组成的一维或二维探测组元能对多个能量通道进行并行记录。并行采集谱仪极大降低了采集内壳层损失所需的时间，从而减小了样品的漂移和电子辐照损伤。



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

三、电子能量损失谱特征及其应用



将透射电子束导入按照动能区分电子的高分辨电子谱仪，从而产生散射强度为高速电子动能减小值的函数的电子能量损失谱。如上图是一TiC薄膜样品的典型的电子能量损失谱，能量区间约为0~600eV。

EELS大体上分为三个区域：零损失峰(0eV)、低能损失谱(5~50eV)和高能损失谱(>50eV)。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

三、电子能量损失谱特征及其应用

- 零损失峰 主要由未经过散射和经过完全弹性散射的透射电子贡献的，这类电子的能量保持为入射电子的能量，此外，还包含部分能量在几十至数百毫电子伏的准弹性散射的透射电子，其能量损失小于电子谱仪的能量分辨率。在实际应用中，我们一般只关注具有能量损失的电子信号。
- 低能损失谱区间 5~50eV包含了由入射电子与样品原子外壳层价电子非弹性散射引起的等离子峰与若干个带间跃迁或精细结构振荡引起的小峰。其中等离子峰主要对应于样品中价电子（金属材料中的导带自由电子）的集体振荡。等离子激发的入射电子能量损失为：

$$\Delta E_p = h\omega_p$$

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

三、电子能量损失谱特征及其应用

h 是普朗克常量； ω_p 是等离子振荡频率，它是参与振荡的自由电子数目的函数。等离子峰对应的能量损失 ΔE_p 与价电子的态密度相关，而其宽度反映了单电子跃迁的衰减效应。因此可以用等离子峰进行物相鉴定，并估算样品的成分。

能量损失谱中第一个等离子峰强度(I_p)与零损失峰强度(I_0)的比值与样品厚度(t)和等离子振荡平均自由程(λ_p)的比值有关，据此我们可以估算样品的厚度：

$$t = \lambda_p \left(\frac{I_p}{I_0} \right)$$



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

三、电子能量损失谱特征及其应用

在高能量损失谱区间 ($>50\text{eV}$)，电子计数随能量损失值的增加而以指数形式衰减。在这平滑下降的强度上叠加一些代表内壳层激发的特征，它们呈边锋(Edge)即电离吸收边，而不是峰(Peak)的形式，内壳层强度迅速上升然后随能量损失的增加缓慢下降。

电离吸收边是元素K、L、M等内壳层电子被激发产生的，其能量损失坐标与相应原子壳层的束缚能大致相当。由于内壳层束缚能依赖于散射原子的原子序数，因此通过测量能量损失谱中相应电离吸收边下的面积并扣除背底强度可进行元素定量分析。



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

三、电子能量损失谱特征及其应用

例如，对于轻元素Li，需要大约55eV的能量才能电离一个K壳层的电子，所以相对应的能量损失电子会在高能损失谱区55eV附近位置出现一个电离吸收边。另外，相对于等离子激发，电离非弹性散射截面相对较小，且由于平均自由程较大，以至于内层电子被激发的概率要比等离子激发概率小2到3个数量级。

随着元素原子序数的增加，K壳层电子被原子核束缚得更紧，相应K壳层电子激发需要更大的能量，且电离非弹性散射几率减小。在电子能量损失谱中，大约1000eV以上，K壳层电子电离吸收边强度将大幅降低且信噪比明显变差，不利于元素的鉴别与定量分析，因此，一般利用它的L与M电离吸收边来分析原子序数大的元素。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

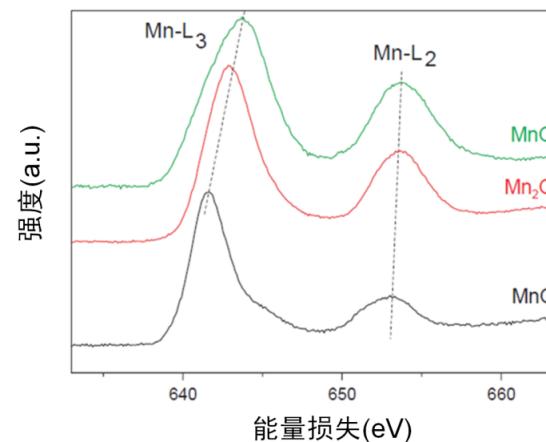
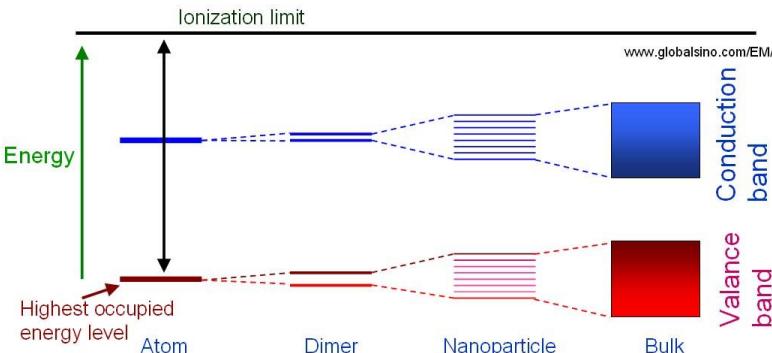
三、电子能量损失谱特征及其应用

电子能量损失谱中电离损失阈值附近，EELS的形状是样品中原子空位束缚态电子密度的函数。原子被电离后产生的激发态电子可以进入束缚态，成为谱形的能量损失近边结构(ELNES)。当样品中的内壳层电子从入射电子获得足够能量时，壳层电子将从基态跃迁至激发态，而在内壳层留下一个空穴。但如果获得的能量不足以使其完全摆脱原子核的束缚成为自由电子，那么内壳层电子只能跃迁到费米能级以上导带中某一空的能级。此时从入射电子获得的能量等于所激发壳层电子跃迁前后所处能级能量之差。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

三、电子能量损失谱特征及其应用

虽然电子跃迁至导带中任意能级都是可能的，但导带中能级是分立的，且每一能级所能容纳电子的能力也是不一样的。又因电子跃迁从入射电子获得的能量正好和EELS中入射电子损失的能量相对应，我们可以通过EELS中能量损失电子的强度分布得到样品中导带能级分布和态密度等电子结构信息。因为电子能级分布和态密度对原子间的成键和价态非常敏感，这些都将直观的在ELNES上反应出来。例如，即使对于同一种元素或者化合物，如果以不同形式出现，也会产生具有显著差异的精细结构，如下图所示。



MnO 、 MnO_2 、 Mn_2O_3 中
Mn的L_{2,3}边ELNES

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

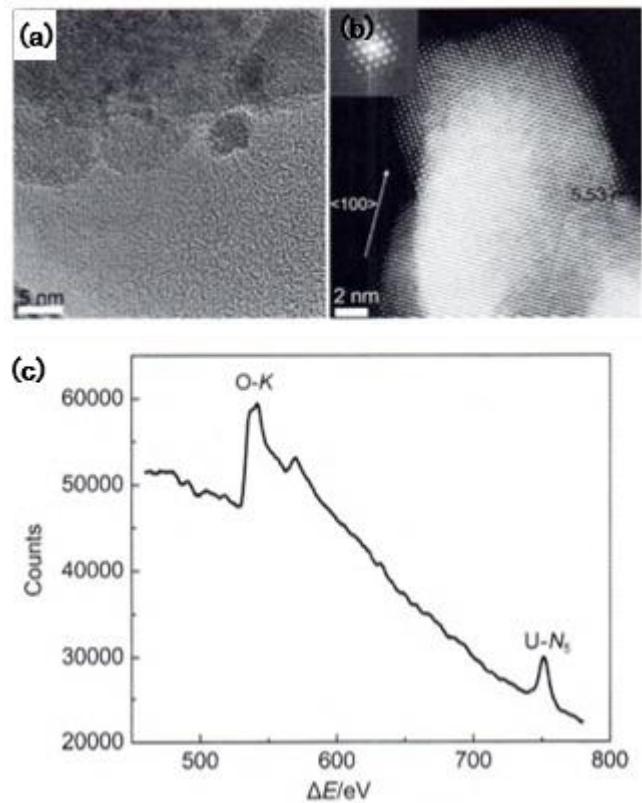
三、电子能量损失谱特征及其应用

随着能量的增加，近边精细结构的振幅逐渐减小，从电离损失峰向更高能量损失的数百电子伏特范围内，还存在微弱的振荡，称为广延精细结构(EXELFS)。对这些谱区内电离吸收边精细结构和广延精细结构进行细致的分析研究，可以获得样品区域内元素的价键状态、配位状态、电子结构、电荷分布、晶体与非晶体材料中特定原子的径向结构信息(RSF)等信息，为材料科学、化学等领域的研究提供了新的途径。

UO_2 是一种常用的核反应堆燃料，因贮存和处理过程稳定等优点受到广泛的关注。X射线衍射和中子衍射技术可表征其晶体结构，其原子尺度的分析必须依靠透射电子显微学的方法。高角环形暗场像(HADDF)是由原子序数构成的图像，由于U和O的原子序数相差极大，HADDF像中无法很好地观察O原子在晶格中的占位方式。EXELFS技术为O原子局部结构的分析带来了可能。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

三、电子能量损失谱特征及其应用

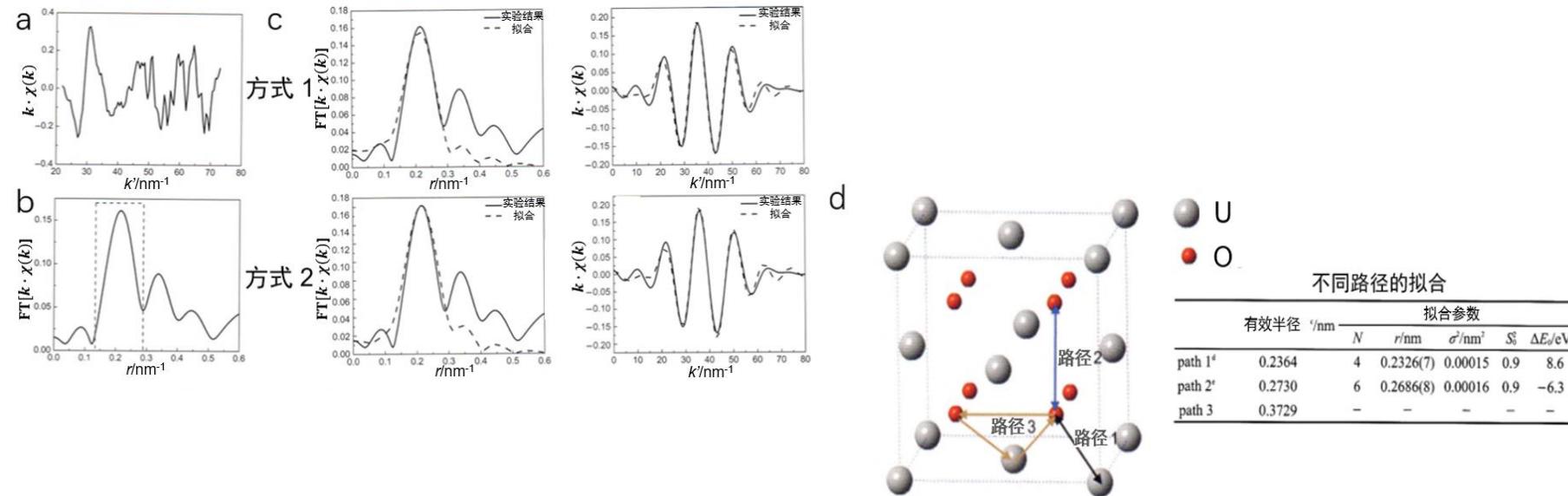


(a)TEM下观察到的高分辨像
;(b) 高角环形暗场像;(c) O
元素的EXELFS图谱

如左图所示为 UO_2 粉末样品在TEM下观察的图像和O元素的EXELFS图谱，经过对吸收谱数据的计算处理。如右图(a-b)所示为加权光谱和径向结构信息(RSF)。为了研究O原子的占位方式，需要对RSF进行分析。RSF有四个峰，然而，第一个峰在0.1nm附近并不对应O的实际配位（O原子和第一配位层的U原子距离的理论值为0.2363nm），它是计算处理过程中傅里叶变换的残留。第二个峰约在0.2nm附近，是需要重点分析的峰。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

三、电子能量损失谱特征及其应用

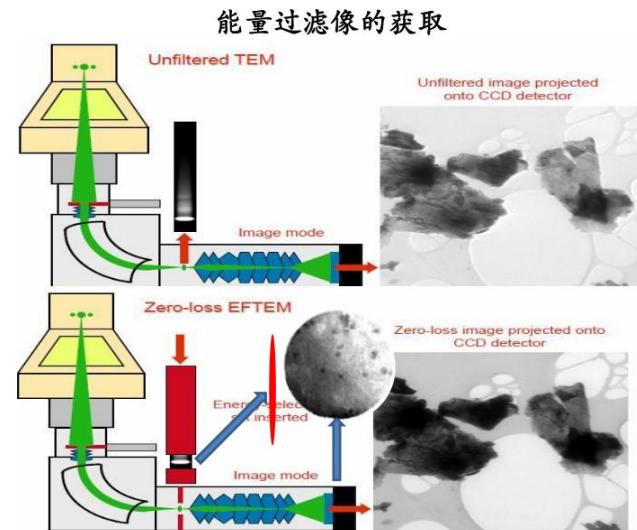
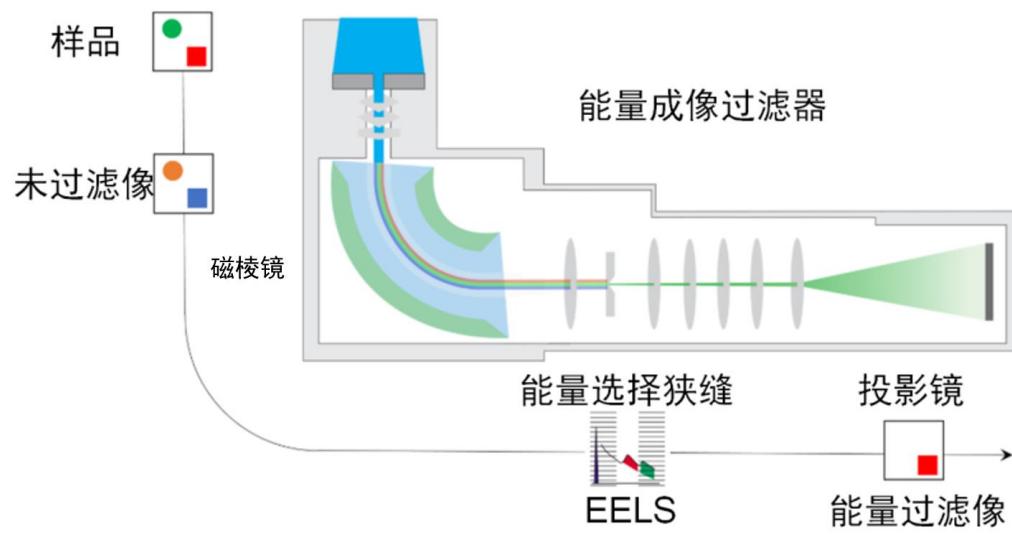


为了获得O原子的配位信息，进一步利用IFEFFIT软件包中的Artemis同时对RSF和 k' 空间的实验谱进行拟合(拟合结果见右图(c))，拟合的过程是通过反复调整U、O原子的参数进行，因此，可推测出 UO_2 晶胞内电子散射路径(见右图(d))，从而推测出O在晶格内的占位，验证了O原子在U晶胞中的四面体间隙中。此外，由实验结果计算出的 UO_2 粉末样品晶格常数为0.5374 nm，与前述XRD实验数据相差0.0077 nm(相差1.4%)，说明该方法有较高的精度。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

四、能量过滤成像(EFI)

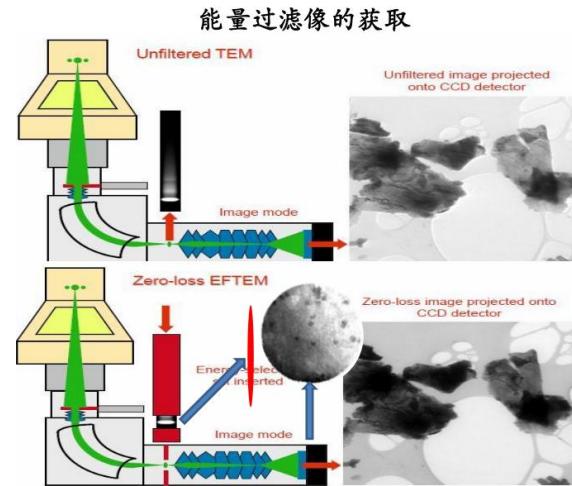
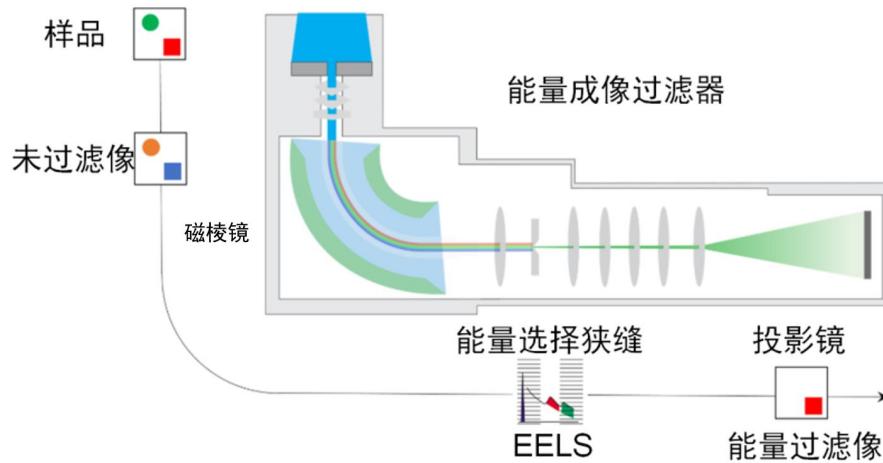
高速入射电子穿过样品时发生非弹性散射的电子可通过能量过滤而进行具有选择性的成像。在电子能量损失谱仪的基础上，进一步加入四极和六极透镜校正谱仪像差，并用一个二维CCD阵列作为探测器后，便成为能量成像过滤器。通过用滤器来接收特定范围内的能量损失的电子，可以得到能量过滤像。



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

四、 能量过滤成像(EFI)

工作原理如下图所示，穿过样品的透射电子首先经过磁棱镜转换为光谱，随后利用能量选择狭缝对光谱进行能量过滤，并用通过狭缝的具有特征能量的电子进行成像，从而获得能量过滤像。利用电子能量过滤成像系统，不但可以从EELS获得样品的化学成分、电子结构等信息，还可以对EELS各个部位进行选择性成像，不仅可明显提高电子显微像与衍射图的衬度与分辨率，还可以提供样品局部区域的元素分布图。



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

四、能量过滤成像(EFI)

由于EELS中每一个电离吸收边是样品中特定元素所特有的，芯损失像提供了已知元素的空间分布信息，将能量选择狭缝置于特定元素的内壳层电离吸收边的能量损失范围（10 eV或者更宽），就能得到该元素信号的过滤像。然而每一个电离吸收边都是叠加在其他能量损失过程造成的谱背底上的。为了得到只代表特征能量损失强度的像，必须扣除谱的芯损失区域内背底的贡献 I_b 。背底强度通常随能量损失 E 比较平滑地降低，近似满足指数定律 $J(E) = AE^{-r}$ ，其中 A 和 r 是由电离阈值前的能量损失的 $J(E)$ 决定的参数。不过 A 和 r 都将随样品的厚度和成分而变化，于是分别估计对于每一个图像元素（像素点）的 I_b 是必要的。在STEM成像时，其中每一个像素点是顺序测量的，局部的 A 和 r 的值是通过对记录的电离吸收边前面几个通道的强度进行最小二乘法拟合得到的。利用谱仪的出射束静电偏转和高速电子线路，必要的数据处理可以在每个像素驻留周期内（“动态”）完成，并且系统可以提供谱的适当部分的实时显示。



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

四、 能量过滤成像(EFI)

对于常规TEM中的能量过滤，扣除背底的最简单的方法是记录一幅能量损失刚好比所感兴趣的电离吸收边低的像，再从能量损失刚好比电离阈值高的第二幅像中减去第一幅像的强度某一恒定比例部分。最初的这种工作是在相片上记录一幅像，然后做光学扣除，或者用密度计数字化，再做计算机扣除。利用图像记录CCD相机直接将数据输出传送到计算机，图像的扣除是很精确和方便的。然而这种简单过程是假设描述背底的能量依赖性的指数 r 在整个图像上都为常数或者背底总是正比于芯散射截面的强度。实际上， r 会随着样品局部成分或厚度的变化而变化，因而背底的扣除不再是精确的。这种变化可以在能量损失稍微不同的位置电子化地记录两幅背底能量损失图像，来确定每个像素点处的 A 和 r ，如STEM模式中的情形。然而这种降低背底拟合的系统误差是以增加系统误差为代价的，于是要获得满意的信噪比需要更长的记录时间。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

四、能量过滤成像(EFI)

相比于能谱，电子能量损失谱技术除了表征成分信息外，还可以通过检测表面等离子体、导电率、带隙等来表征绝对厚度、化学相、氧化状态、光学等信息。这些信息对于重元素物质来说十分重要。对于重元素来说，电子能量损失谱的信噪比较差，而能量过滤成像系统可以有效地捕捉特定能量范围的电子从而更加快速地分析重元素的各种信息。

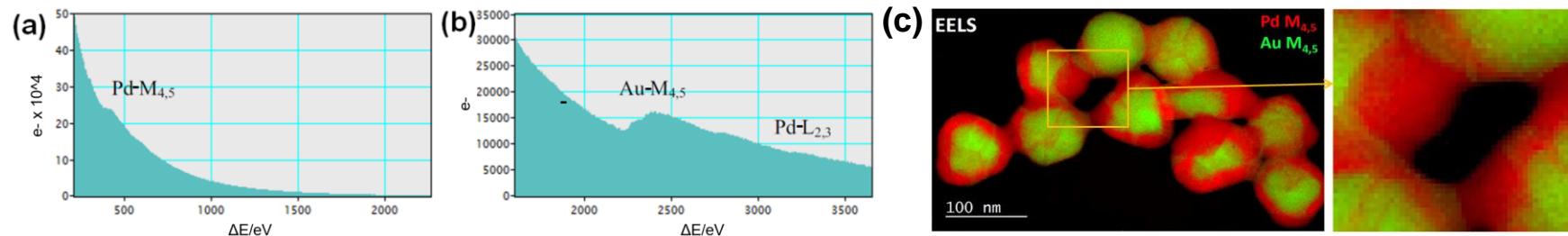
五、能量过滤成像应用

钯、铂等金属在汽车工业中被广泛用作污染控制的尾气催化剂。纳米尺度的Au粒子因为热不稳定性而应用受限。钯-金合金因其耐高温性能引起了人们的广泛关注，而Au对Pd-Au合金表面的化学性质有影响。因此，研究该催化体系的化学性质和元素分布对了解整个催化体系的性质具有重要意义。



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

四、 能量过滤成像(EFI)



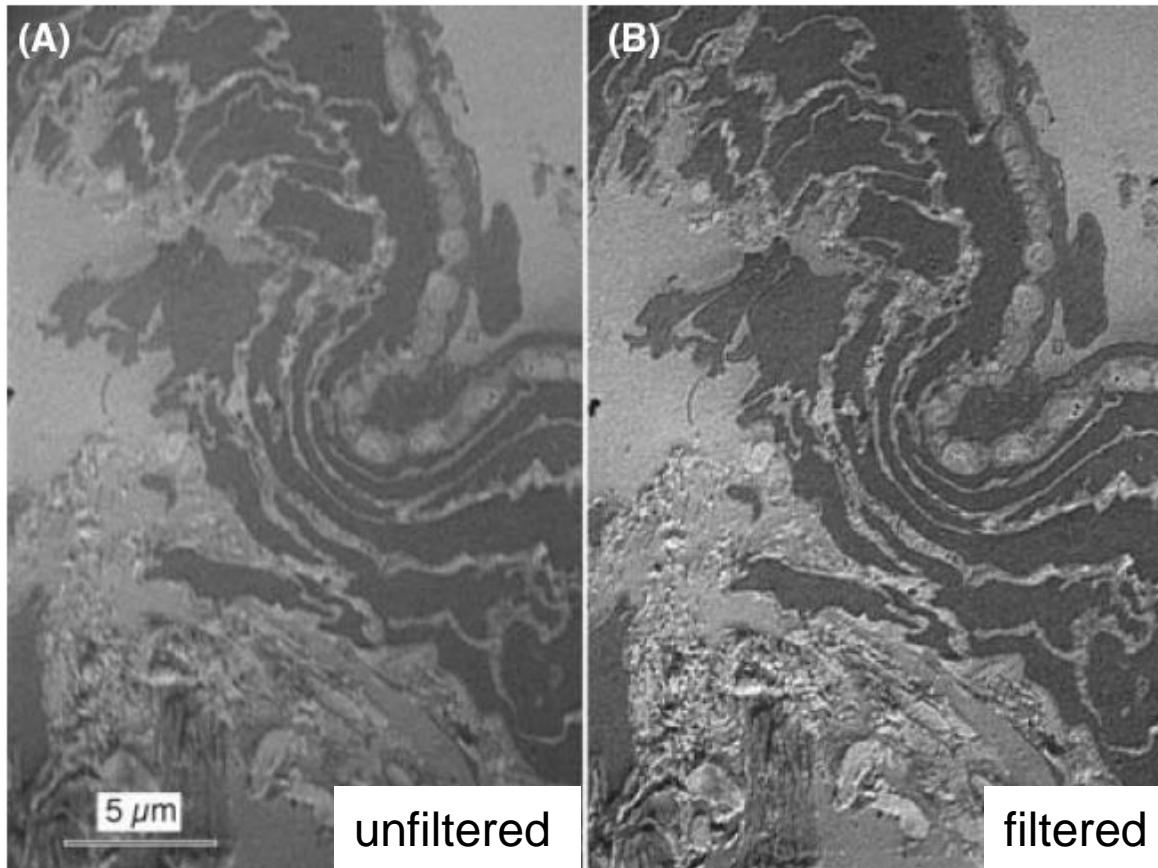
Pd-Au催化剂的电子能量损失谱: (a)低能量电子能量损失谱, ($200\text{eV} \sim 2200\text{eV}$); (b)高能量电子能量损失谱($1800\text{eV} \sim 3800\text{eV}$)(c)能量过滤成像技术获得的Pd和Au元素的分布图

利用电子能量过滤成像系统进行EELS分析Pd-Au催化剂的结果如图(a-b)为样品穿过晶界的区域对应的电子能量损失谱, 其中(a)为电子能量损失谱 200eV 到 2200eV 的部分, (b)为电子能量损失谱 1800eV 到 3800eV 的部分, 这两个部分的谱图分别仅需要7毫秒和30毫秒即可获取。得益于电子能量过滤, 较短的时间内可获得信噪比很好的低能量和高能量部分的电子能量损失谱。如图(c)则是用该种方法获得的Pd和Au元素的分布图。可见, 这些分布图具有极高的分辨率, 可以很好的观察其中局部的细节。

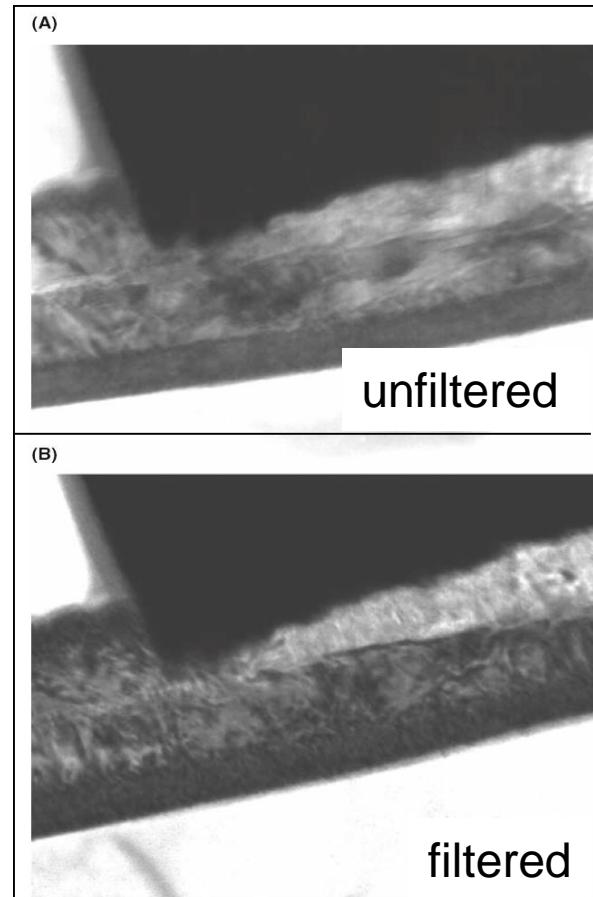
第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

四、 能量过滤成像(EFI)

生物样品能量过滤成像衬度增强



晶体样品能量过滤成像衍射衬度增强



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

五、EELS与EDX的比较

大部分EDX探头都需要用铍窗来隔绝探测器与周围环境。由于铍会在一定程度上吸收光子，不利于EDX探测低原子序数的元素。而EELS直接探测发生非弹性散射的电子，因而更适于对轻元素如C、N的探测。下面主要比较两种表征成分技术的优缺点

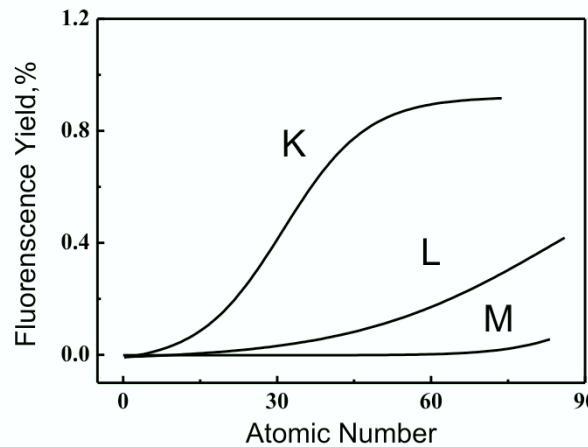
(1) 探测极限与空间分辨率

采用同样的入射束流，**EELS产生的损失电子计数率大于特征X射线**。这是由于以下两个原因。首先，由于X射线的荧光产率很低，对于Z<11的元素，X射线荧光产率低于2%，因而低能X射线的产率将减小。其次，透射电子集中在一个有限的角度范围：电子谱仪典型采集效率在20~50%，而X射线是各向同性发射，EDX探头收集的部分只占约1%。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

五、EELS与EDX的比较

然而，电子能量损失谱的背底一般高于EDX谱的背底。能量损失谱的背底来自于束缚能量小于阈值能量的所有核外电子的非弹性散射。EDX谱的背底主要由韧致辐射引起。尽管如此EELS相比于EDX谱仪对低原子序数元素的探测具有更高的灵敏度，具有更大的探测极限。因为样品中发生的背散射、二次荧光和快二次电子的产生都不会干扰能量损失信号，所以，EELS也可给出略优于EDX谱的空间分辨率，由弹性散射引起的束展宽效应和由于会聚透镜的球差引起的电子束扩展更小。



第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

五、EELS与EDX的比较

(2) 对样品的要求

如果样品太厚，**多重散射会大大增加1000eV以下的电离吸收边的背底**，使得这些电离吸收边对厚于100nm甚至50nm的样品不可见。因此，EELS对样品制备提出了相当严格的要求，有些时候需要使用离子减薄（对无机样品）或用超薄切片机制备超薄切片来实现。这种样品制备的苛刻要求在一定程度上因高加速电压的使用有所缓解，但是一些材料在高加速电压下（尤其是大于300kV）下会引入导致原子位置移动的辐照损伤.相反，EDX通常对常规TEM成像足够薄的样品（可至几百纳米）都可行，尽管轻元素定量测量需要的吸收校正对厚于100nm的样品变得困难。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

(3) 定量化的精度

在EELS中，信号的强度仅依赖于初级激发的物理过程而与谱仪无关。无需设计标准样品的使用；测量的芯损失的强度可根据实际测量中的收集角、能量范围和入射电子能量计算的散射截面转换为元素比例。散射截面一般认可的准确度对绝大多数K电离吸收边在5%以内，对绝大多数L电离吸收边在15%以内，对其他电离吸收边的精度变化很大。

与EELS不同，EDX峰的强度依赖于探测器的性能。在低能X射线情况下（如来自轻元素的K峰）精度高度依赖于在探测器的前端和保护窗的吸收以及X射线在样品自身内部的吸收。因此，轻元素的EDX分析的精度不如对重元素的分析。

第四节 电子能量损失谱及能量过滤成像

五、EELS与EDX的比较

(4) 使用的便捷性和信息内容

EDX实验过程简单，一旦设置完毕，除了保证探头至于液氮冷却外，EDX探头和电子系统仅需很少的维护。此外，EDX软件发展迅速，可快速便捷的进行元素定量分析，因此，EDX仍是TEM微区成分分析的主要选择技术。而EELS实验过程复杂，操作难度大，对操作者的技能与知识储备要求高；对TEM高压与谱仪状态稳定性要求高，且需验证样品是否足够薄。

EELS的优势	EELS的劣势
芯损失信号更强，适于分析轻元素	背底高，峰形复杂
极限空间分辨率更高	要求样品足够薄
不需要标样校准	对晶体材料可能存在定量误差
可得到结构信息	操作技术难度大

