

图 5.34a、c 和 e 是相应于低、中、高界面强度水平的疲劳断口。可看到裂纹通道总是沿着纤维 - 基体边界。

图 5.34b、d 和 f 是相应于低、中、高界面强度水平的快速断裂。在 b 和 d 中，裂纹是继续沿着纤维 - 基体界面发展，而在 f 中纤维的长度显示出聚丙烯残余的粘着力。

5.2.12 石墨纤维 - 环氧树脂复合材料断口的组织形态

由于石墨纤维 - 环氧树脂复合材料在宇航业中的重要性，这里对这类材料疲劳试样的断口形貌特征作一介绍。在断口表面的过载区，断口表面特征是石墨纤维和树脂区内搭接的小片。后者称为针排 (hackles) 或撕裂 (laceration)，如图 5.35 所示。在第 3 章讨论聚合物和陶瓷的断口形貌特征时，曾使用了相似的词汇。这些针排的搭接可用于决定各暴露层的断裂方向。并由此可用于反向探寻，以决定裂纹源的位置。在疲劳断裂区域的纤维和树脂处均可看到条纹 (图 5.36)。在纤维上的条纹垂直于纤维的轴线，而环氧树脂条纹大多近乎平行于纤维的轴线。此外，树脂上的条纹比纤维更多，条纹的间距更小。若干有趣的条纹结构如图 5.37 所示。

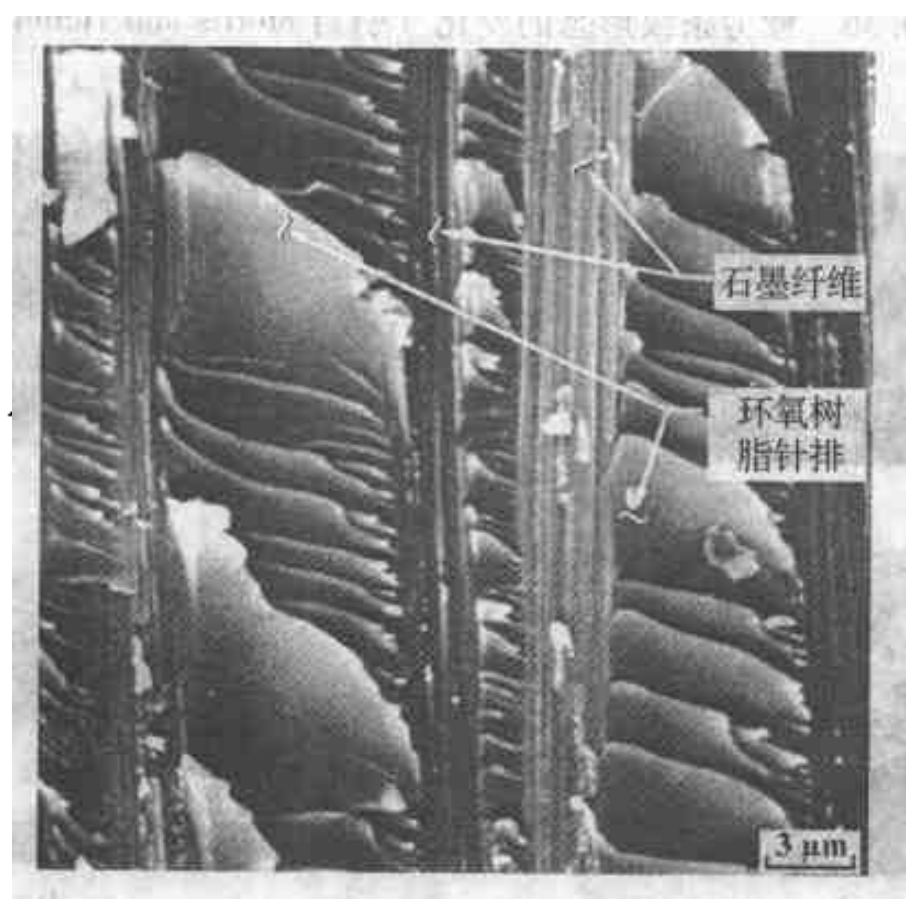


图 5.35 在石墨纤维 - 环氧树脂复合材料的一个过载断裂断口表面上的针排 (断裂的环氧树脂) 和石墨的形貌特征 (引自 Morris and Hetter^[8])

1. 图 5.37a: 环氧树脂中的条纹从附近的纤维向相反方向扩展，直到彼此接触。条纹是最近处纤维的凹坑，一组条纹扩展到另一组条纹产生的断口表面上，之后两组条纹重叠。

2. 图 5.37b: 环氧树脂的疲劳条纹均起源于纤维相同的一边，并在同一方向

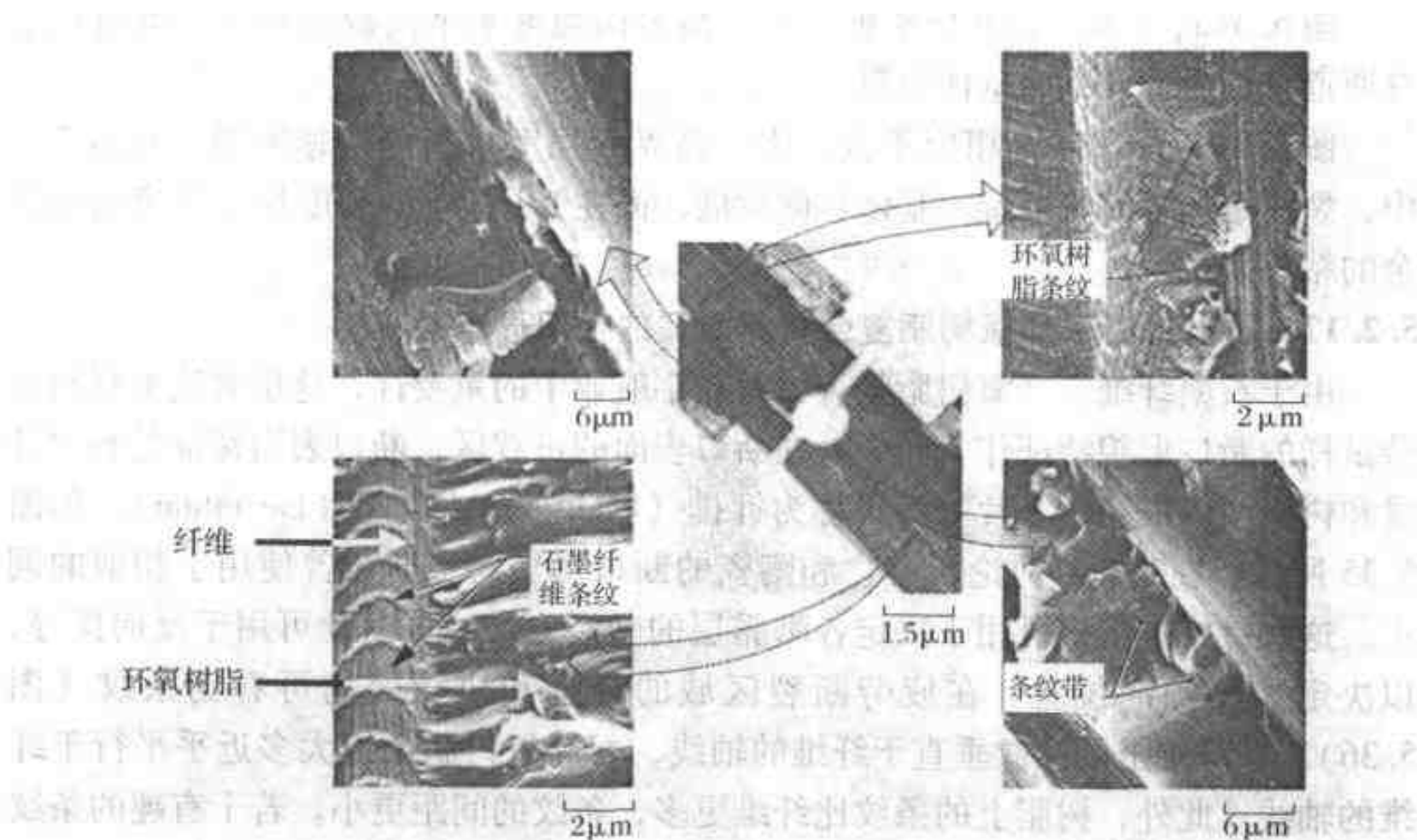


图 5.36 疲劳条纹形态的变化 (引自 Morris and Hetter^[8])

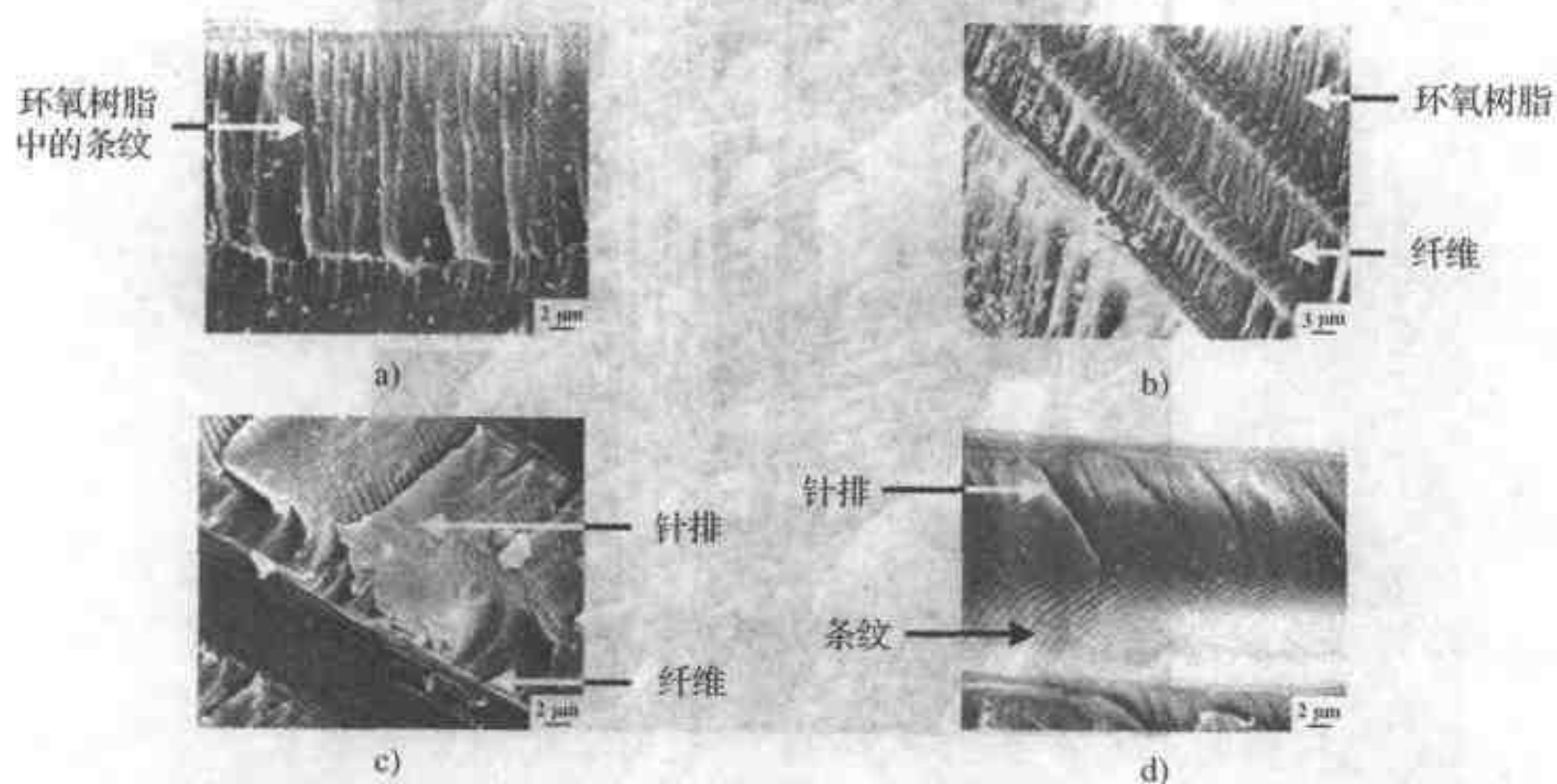


图 5.37 各种疲劳条纹的形态 (引自 Morris and Hetter^[8])

扩展, 直到附近的纤维为止。条纹从每个纤维的顶部扩展开来, 终止于附近纤维的底部。

3. 图 5.37c: 裂纹的扩展是环氧树脂的条纹和针排的混合型。看来环氧树脂的断裂最初是由疲劳(条纹)引起, 最后是由于过载(针排)引起。

4. 图 5.37d: 条纹在针排上很明显。

在 I 型、II 型和混合型载荷状态下（第 2 章），石墨纤维 - 环氧树脂复合材料断裂的微观机理受环氧树脂韧化的影响。这种韧化来自（1）与基体树脂相比，树脂的横向结合进一步降低，即树脂相当脆；（2）在树脂中加入弹性材料。图 5.38（摘自文献 9）显示，在研究的 4 种系列中，裂纹前缘分裂成层（在原处）。可以看到，由于基体树脂进一步韧化（a ~ d），粘合的脱开减少，同时树脂的微观开裂和撕裂的程度增加，与之相应的是裂纹尖端前面的损伤区增加。在 I 型载荷状态下，树脂变形的程度随着树脂韧性增加而增加（图 5.39）；在 II 型载荷状态下，断口表面再次显示树脂的塑性变形随树脂的韧性而增加，由于 S 状微裂纹的聚集而呈现拉链状形貌（图 5.40）。在混合型载荷状态下得到相似的结果

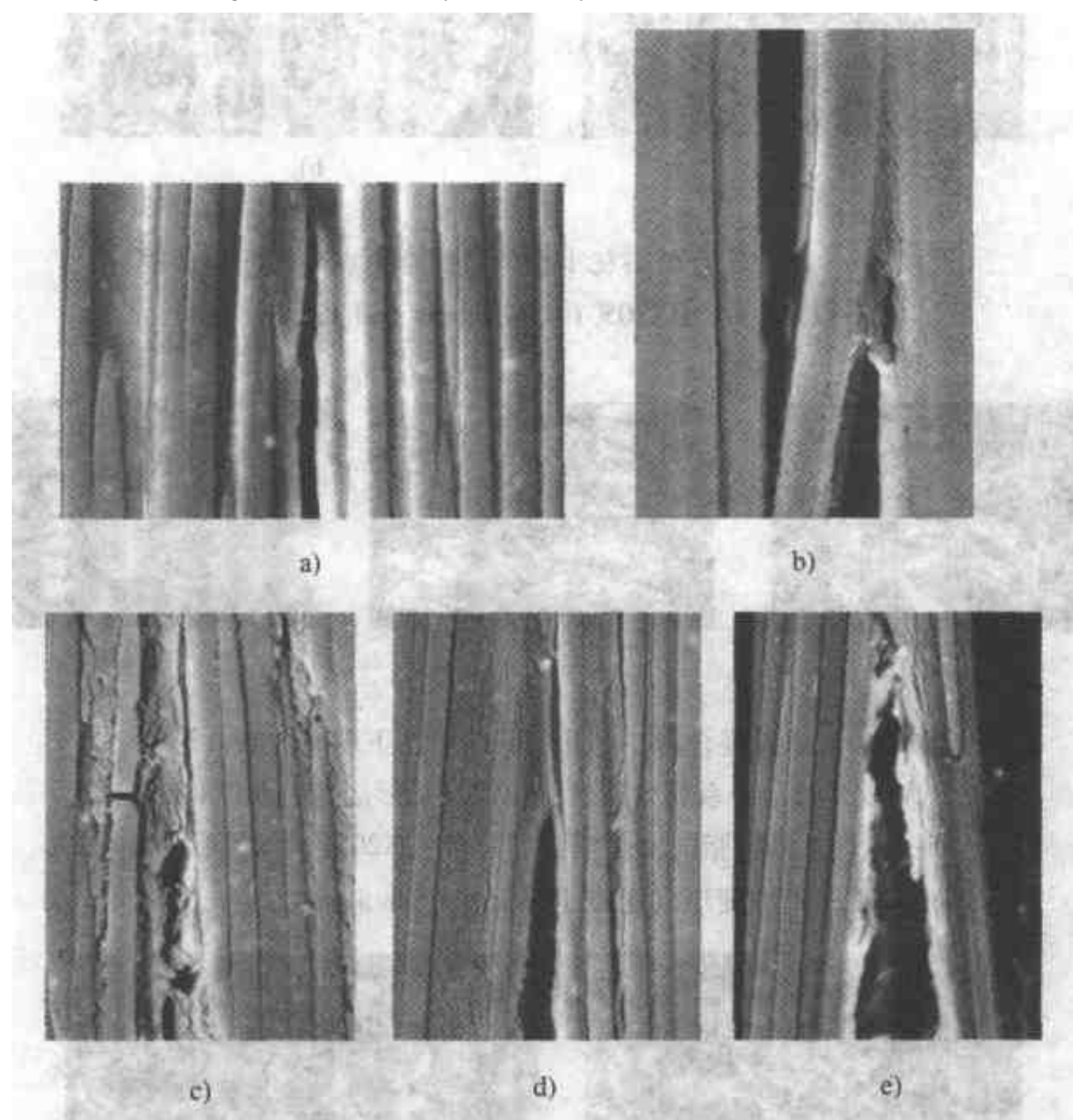


图 5.38 在扫描电镜中观察到的复合材料的剥离

- a) AS4/3502 显示树脂损伤很少的剥离 b) 在 T6T145/F155 中，可看到剥离和微裂纹 c) HX205 系列：可看到大量微裂纹的聚结，使微裂纹扩展 d) T6T145/F185 系列：裂纹尖端前面的较大的微裂纹区，可看到在裂纹的上面和下面有相当大的延伸 e) T6T145/F185 系列：树脂撕裂，微裂纹很明显（引自 Jordan and Bradley^[9]）

果, 呈现叶瓣状形貌 (图 5.41)。断裂性能与树脂韧性及载荷状态的关系具有相似的趋势, 总结于图 5.42 和图 5.43 中。在热塑性基体的复合材料层压薄板中, 提出的 I 型层间开裂的物理模型, 如图 5.44 所示。

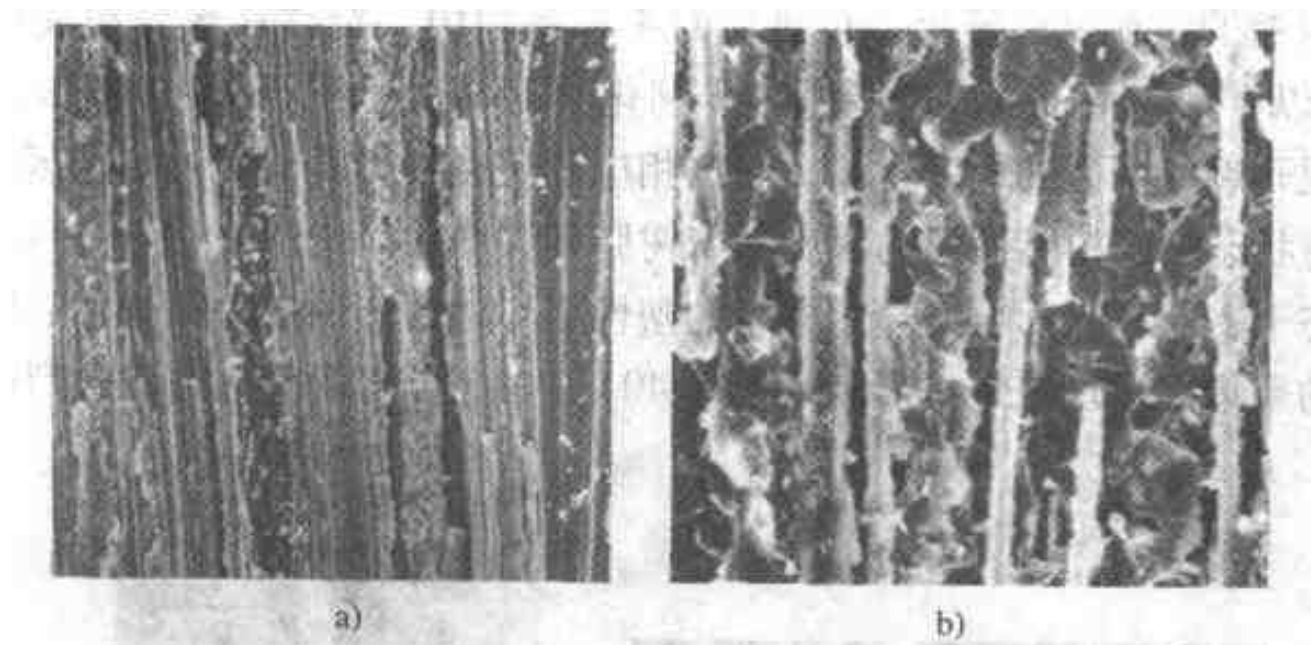


图 5.39 两种复合材料在 I 型载荷状态下剥离的断口形貌

a) F155 b) HX205 (引自 Jordan and Bradley^[9])

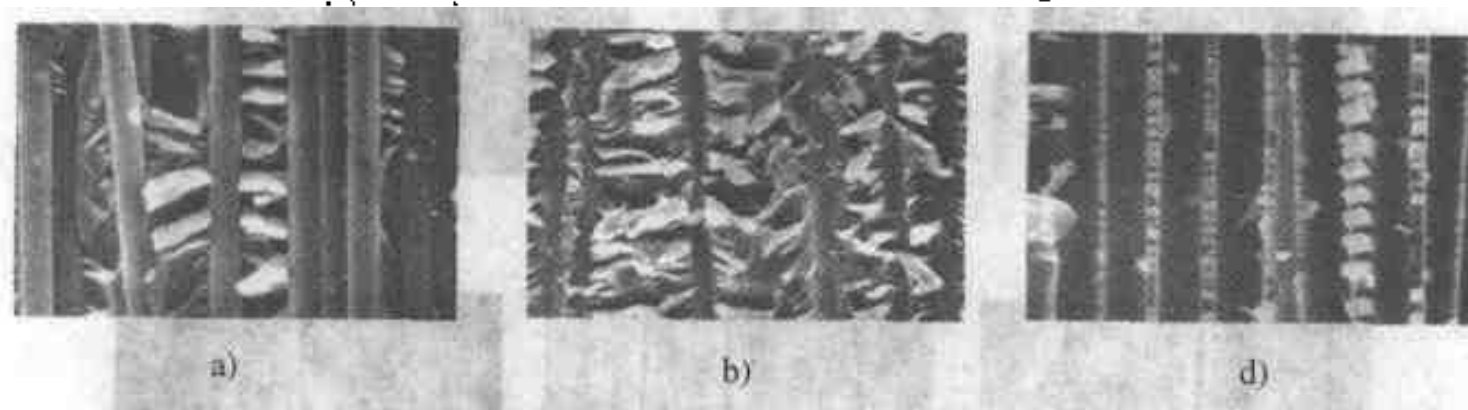


图 5.40 三种复合材料在 II 型载荷状态下剥离的断口形貌

a) AS4/3502: 一系列 S 状微裂纹的聚结形成拉链状断口形貌
b) F155: 可观察到树脂的大范围变形 c) HX205: 可观察到树脂的大范围变形 (引自 Jordan and Bradley^[9])



图 5.41 两种复合材料在混合型载荷状态下剥离的断口形貌

a) F155 b) HX105 (引自 Jordan and Bradley^[9])

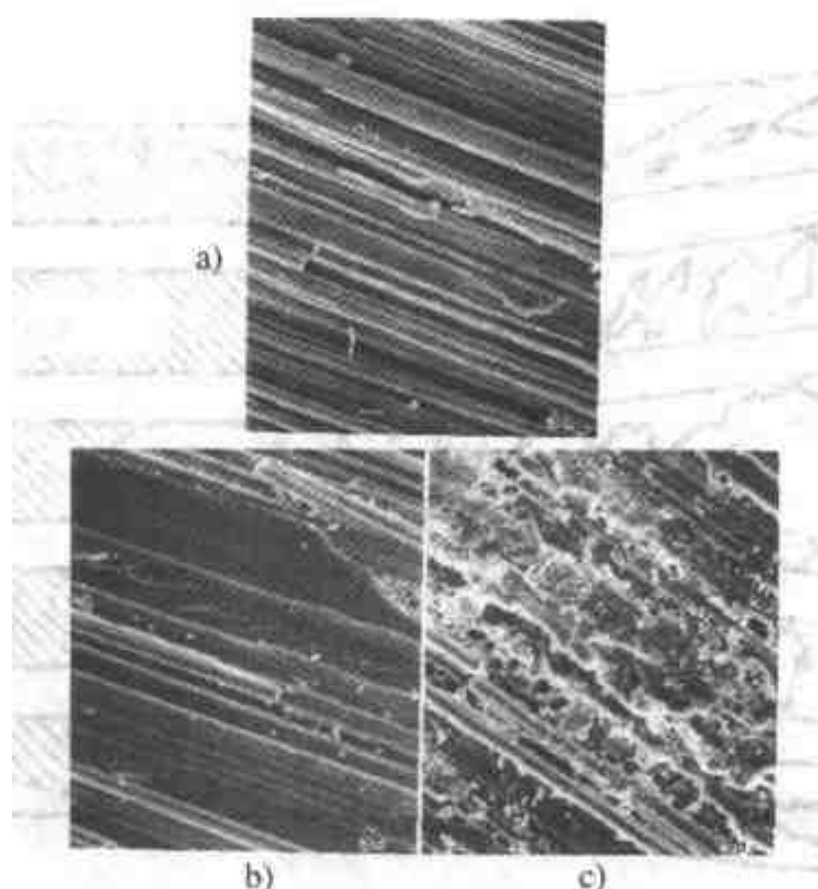


图 5.42 AS-4 石墨纤维在三种不同树脂基体中生成的复合材料所具有的 I 型剥离断口形貌。纤维的尺寸与其表面处理有关

- a) 系列 A: 未分大小的纤维在脆性树脂中, 显示出光滑的波纹状表面和纤维剥离
- b) 系列 B: 尺寸一定的纤维在中等韧性的树脂中, 显示出光滑的波纹状表面和纤维剥离
- c) 系列 C: 尺寸一定的纤维在高韧性树脂中, 显示出随树脂粘着力改善, 而使树脂产生一定的变形 (引自 Hibbs et al. [10])

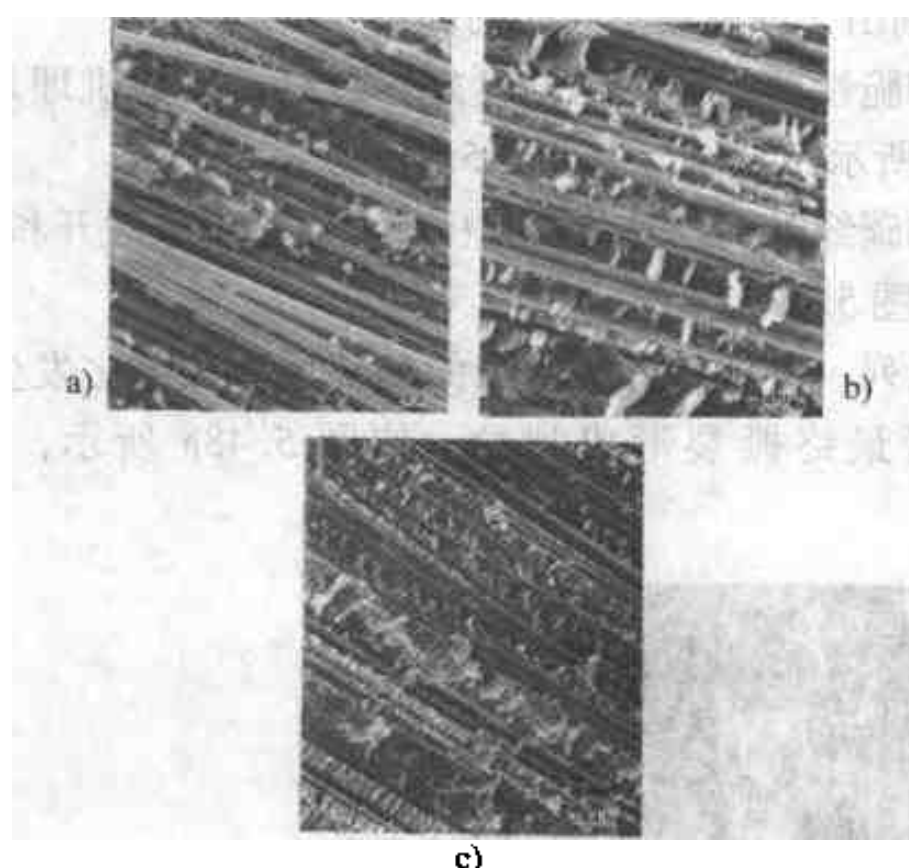


图 5.43 AS-4 石墨纤维在三种不同树脂基体中生成的复合材料所具有的 II 型剥离断口形貌。尺寸大小相应于纤维的不同的表面处理。试验的所有系列均比图 5.42 所示的 I 型失效的断口形貌更粗大和粗糙

- a) 系列 A: 未分大小的纤维在脆性树脂中, 显示出光滑的波纹状表面和剥离的纤维
- b) 系列 B: 未分大小的纤维在中等韧性树脂中, 显示出光滑的波纹状表面和纤维剥离
- c) 系列 C: 一定尺寸的纤维在高韧性树脂中, 显示出随树脂粘着力改善, 使树脂产生一定的变形 (引自 Hibbs et al. [10])

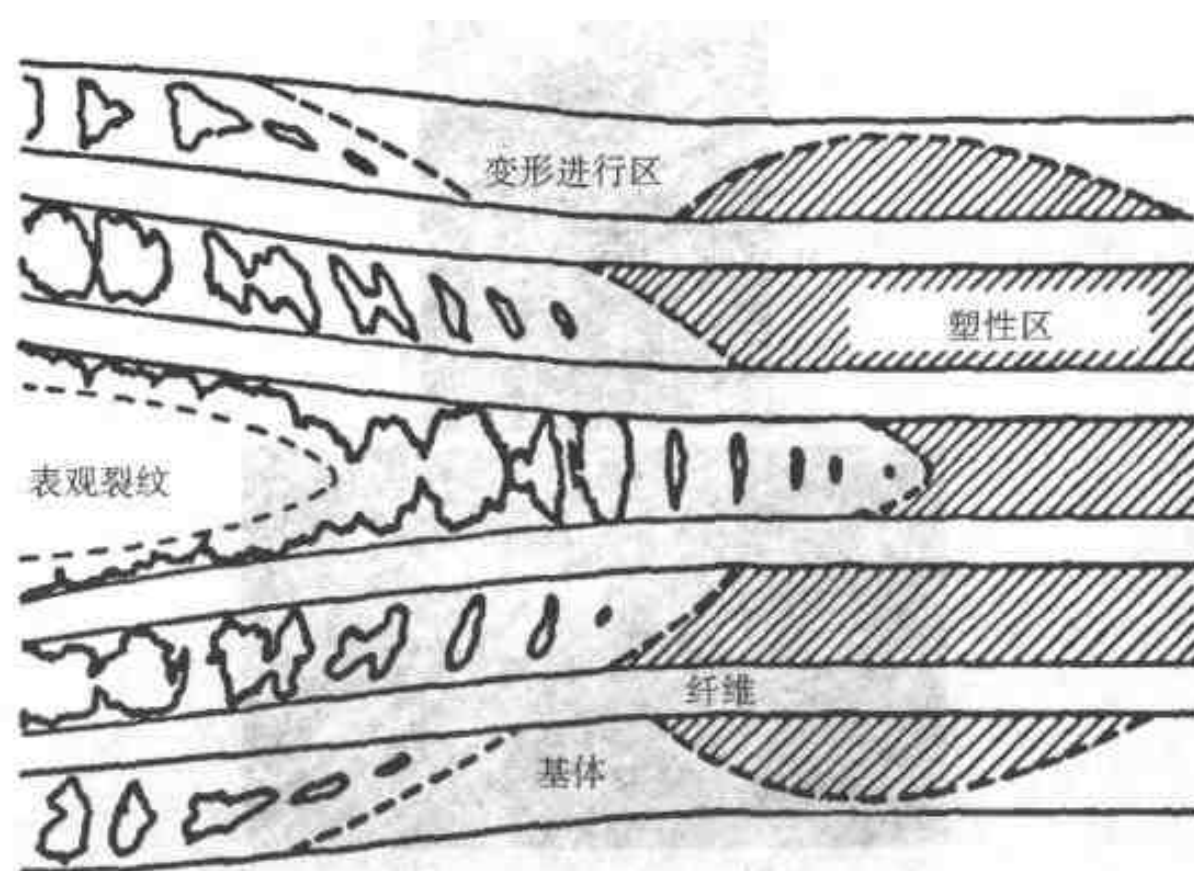


图 5.44 在热塑性基体复合材料的层压薄板中 I 型层间开裂的物理模型 (引自 Su^[11])

5.2.13 短纤维强化的热塑性复合材料

在短纤维强化的热塑性复合材料中, 断裂通道通常避开纤维聚结处 (图 5.45), 此时可判别出 3 种截然不同的局部裂纹扩展模式:

1. 脆性基体和脆性玻璃纤维粘合良好, 裂纹扩展的机理是局部开裂和裂纹聚结, 如图 5.46a 所示, 断口形貌见图 5.46b。
2. 脆性基体和碳纤维粘合较差。其机理通常是纤维脱开和拉出, 如图 5.47a 所示, 断口形貌见图 5.47b。
3. 塑性基体系列。机理是裂纹前缘的局部屈服及随之发生的裂纹聚结到主屈服区中, 使后者最终撕裂形成裂纹, 如图 5.48a 所示, 其断口形貌见图 5.48b。

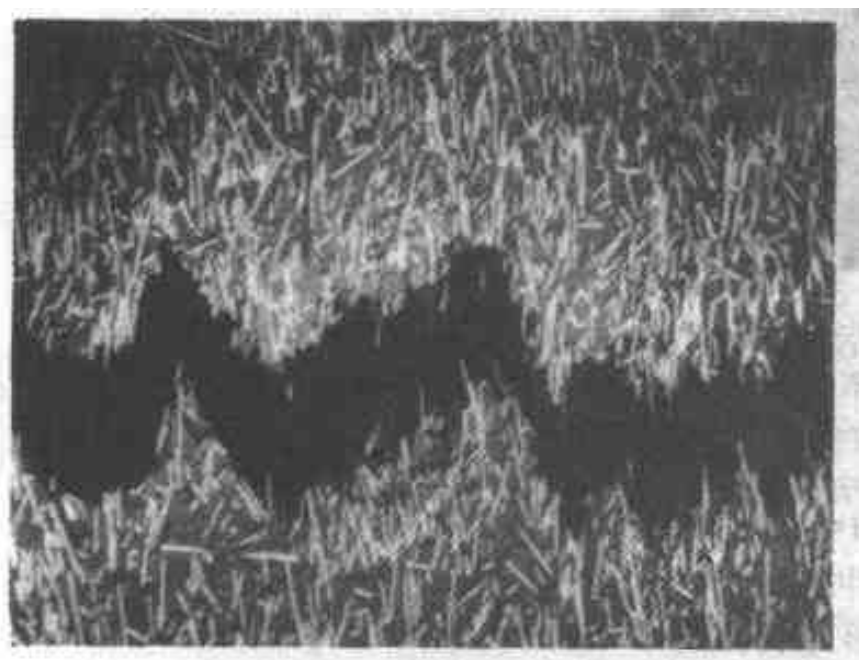


图 5.45 在低倍光学显微镜下观察到的裂纹在碳纤维增强聚碳酸酯中扩展的纤维空洞的形状 (引自 Mandell et al^[12])

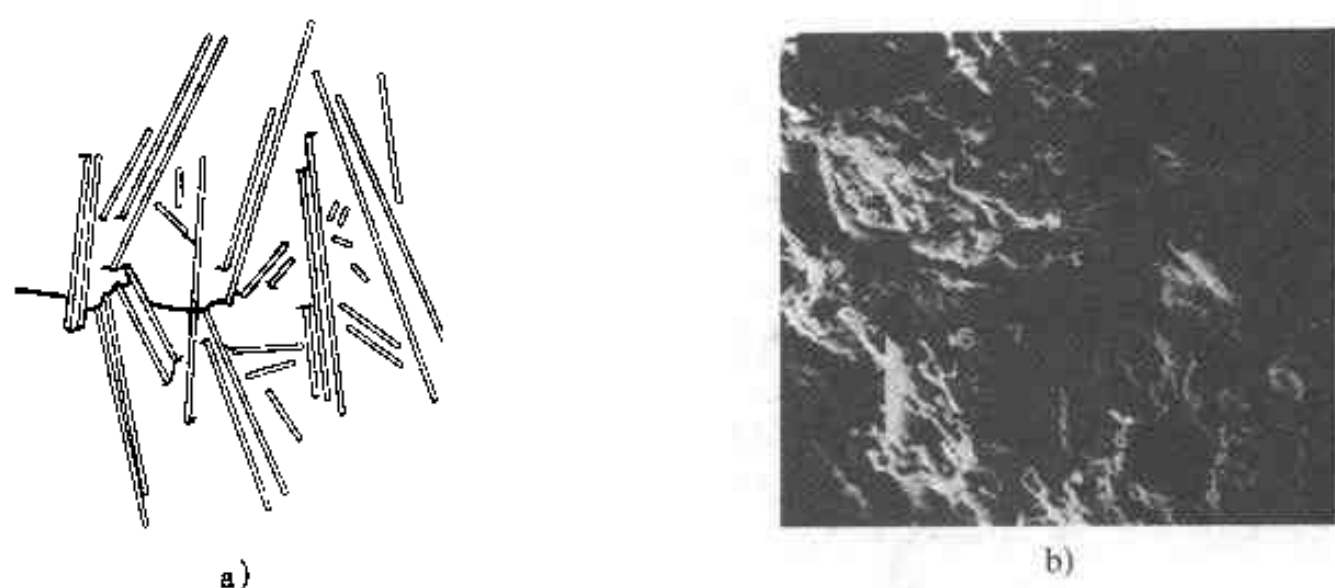


图 5.46

- a) 在脆性基体与玻璃纤维粘着良好的复合材料中裂纹扩展的局部形状示意图
 b) 玻璃纤维增强的聚苯撑硫的断口表面 (引自 Mandell et al.^[12])

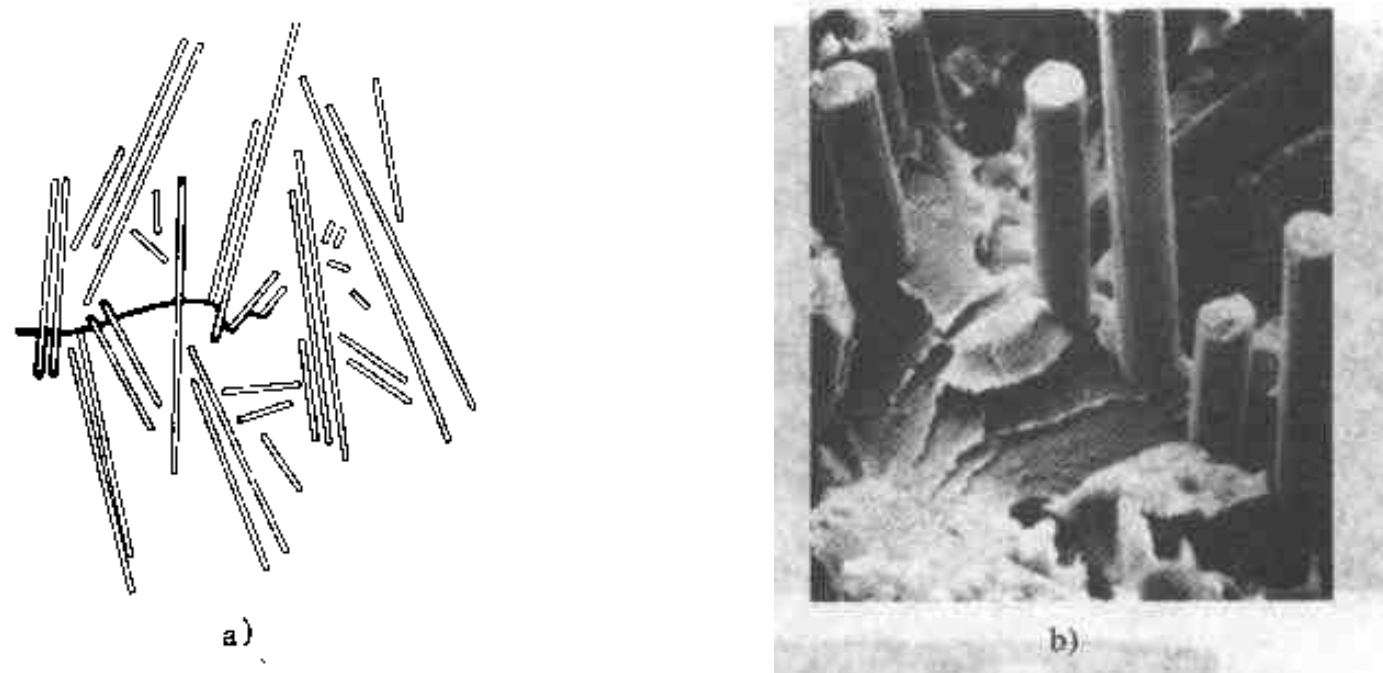


图 5.47

- a) 粘着力差的脆性基体材料中裂纹扩展的局部形状示意图
 b) 碳纤维增强的聚(酰胺-亚酸)的断口表面 (引自 Mandell et al.^[12])

基体强度增加和模数 (PPS、PEEK 和 PAI 按增加排序) 对断裂机理的影响, 以及短碳纤维增强的复合材料在不同载荷状态下 (静态拉伸、拉-拉疲劳和蠕变) 产生的断口形貌特征总结如下:

1. 与注塑复合材料的两个相区 (表皮和心部) 相一致, 断口表面也呈现两个区域。心部的纤维趋于同断口表面平行, 如图 5.49 所示。
2. PPS/C: 蠕变断口表面呈现两个区域: 一个区域是基体 (树脂) 的塑性损伤, 伴以纤维-基体分离 (图 5.50a); 另一区域是基体 (树脂) 损伤, 而很少或

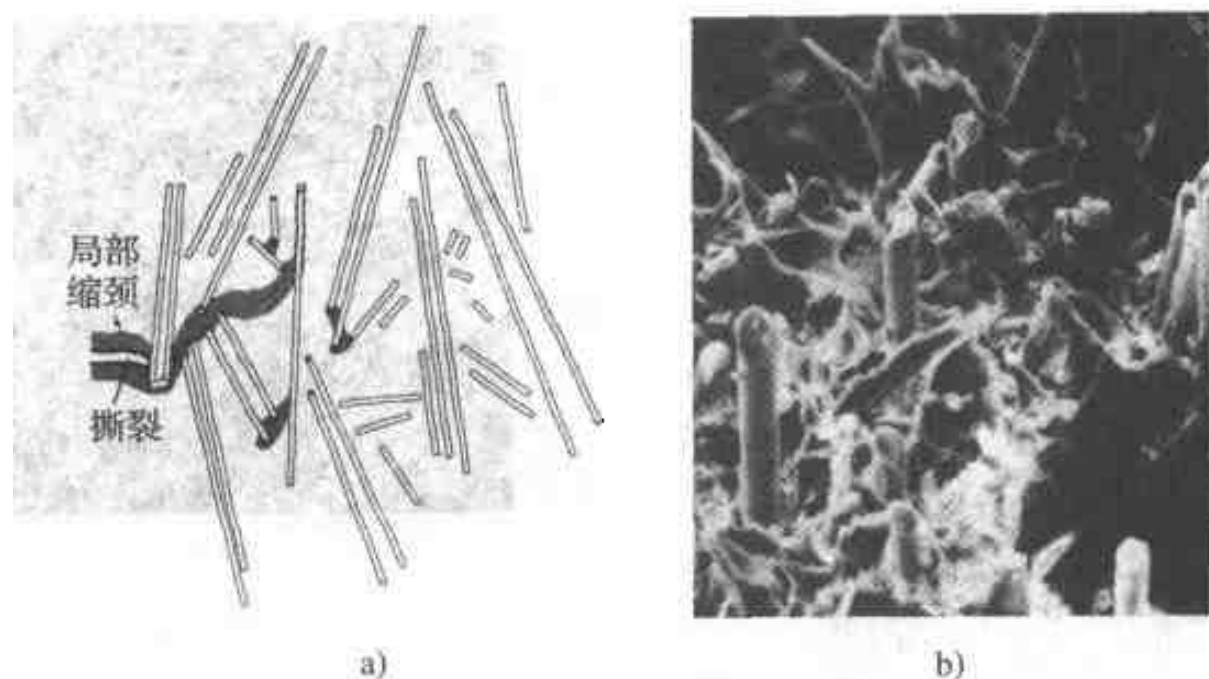


图 5.48

- a) 在塑性基体材料中裂纹扩展的局部形状示意图
b) 碳纤维增强的聚(醚醚酮-亚酸)的断口表面
(引自 Mandell et al.^[12])



图 5.49 在相当于 80% 抗拉强度的疲劳应力作用下，疲劳损伤的 PPS/C 试样的断口表面 (引自 Hahn et al.^[13])

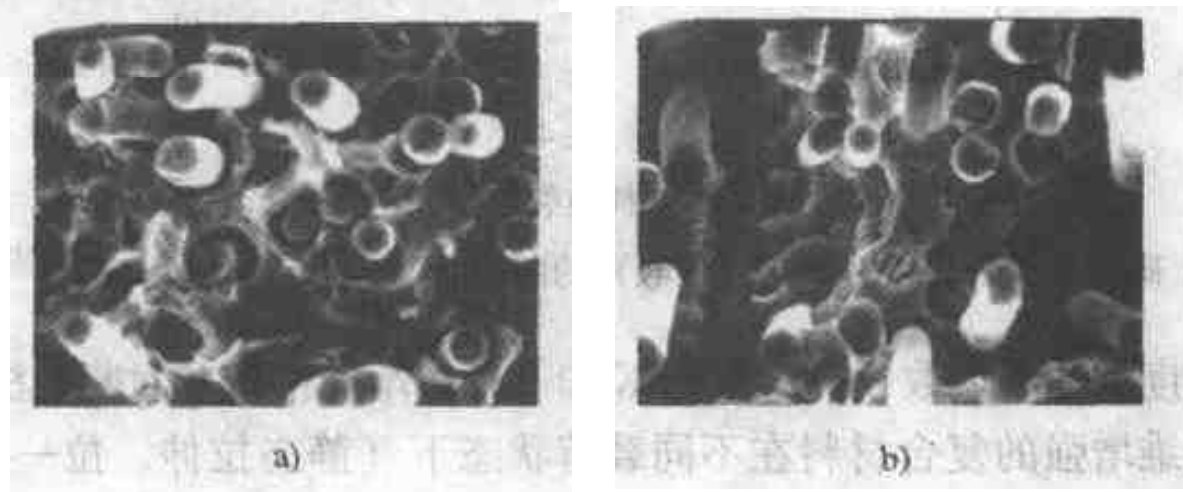


图 5.50 在相当于 40% 抗拉强度的蠕变应力作用下
PPS/C 试样在 80°C 蠕变断裂后的断口表面
a) 显示出塑性损伤的区域
b) 显示出脆性断裂的区域 (引自 Hahn et al.^[13])

不发生纤维-基体分离（图 5.50b）。从两个区域中平整的纤维表面可得出，纤维-基体界面已被弱化。在静态拉伸中，树脂没有时间发生塑性变形，故仅呈现脆性断裂（图 5.51）。其疲劳断口表面的特征被认为是静态拉伸和蠕变断裂的结合，即树脂以脆性断裂为主，伴以零星散布的界面脱开和树脂屈服的区域（图 5.52）。

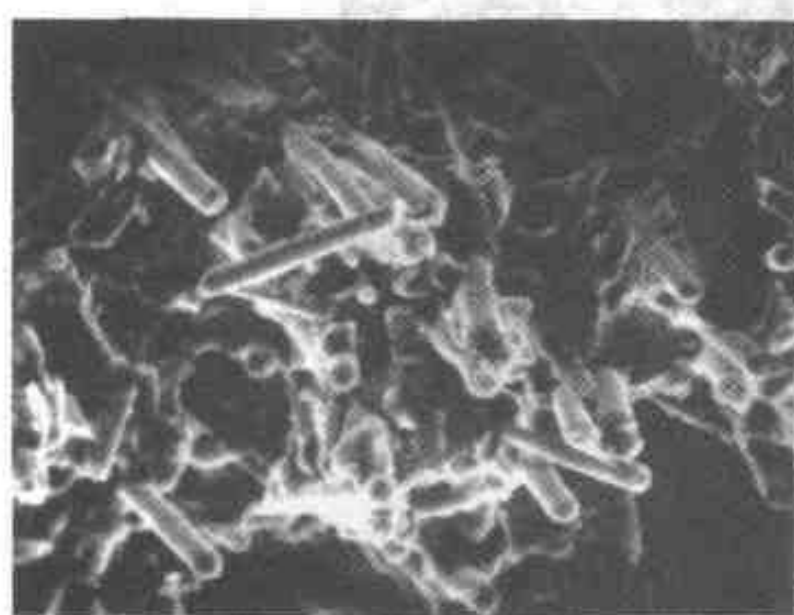


图 5.51 PPS/C 试样的静态拉伸
断口表面（引自 Hahn et al.^[13]）

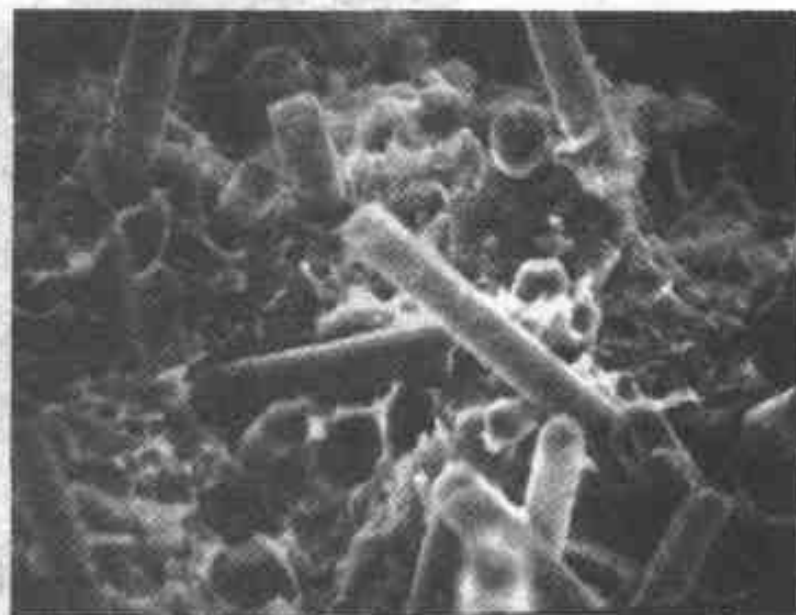


图 5.52 PPS/C 试样的疲劳
（相当于 70% 抗拉强度）断口表面
（引自 Hahn et al.^[13]）

3. PEEK/C：蠕变断口表面与 PPS/C 相似，但疲劳和静态拉伸的断口显示纤维-基体间良好的粘合，从而只产生有限的纤维拉出，且纤维端部包上一层树脂，表明是树脂损伤而非界面损伤（图 5.53）。

4. PAI/C：这一系列表现出良好的界面粘合，静态拉伸和疲劳断口表面均呈现“压碎的”树脂形貌和纤维的断裂（图 5.54）。

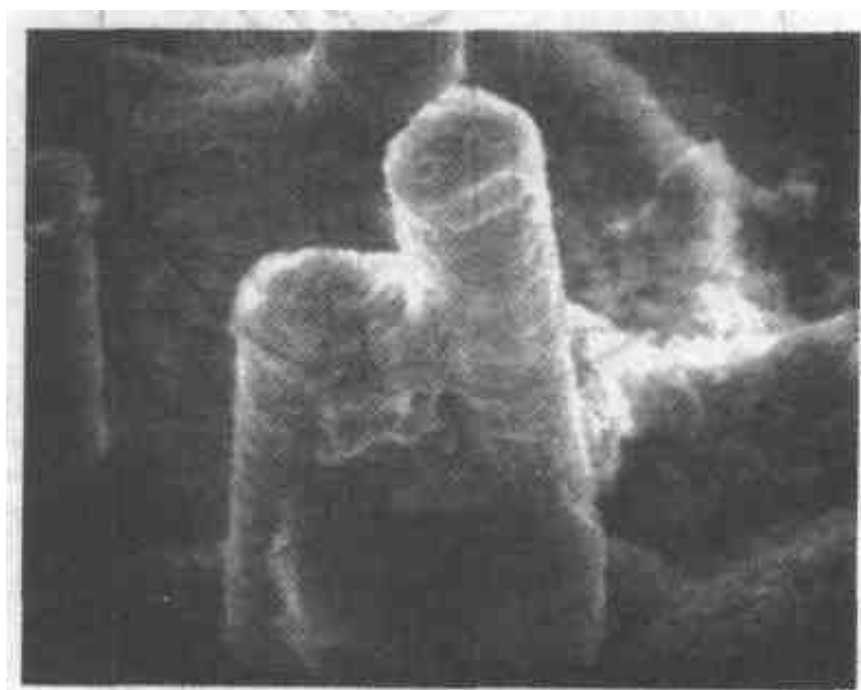


图 5.53 PEEK/C 试样疲劳（相当于 50%
抗拉强度）断口表面（引自 Hahn et al.^[13]）

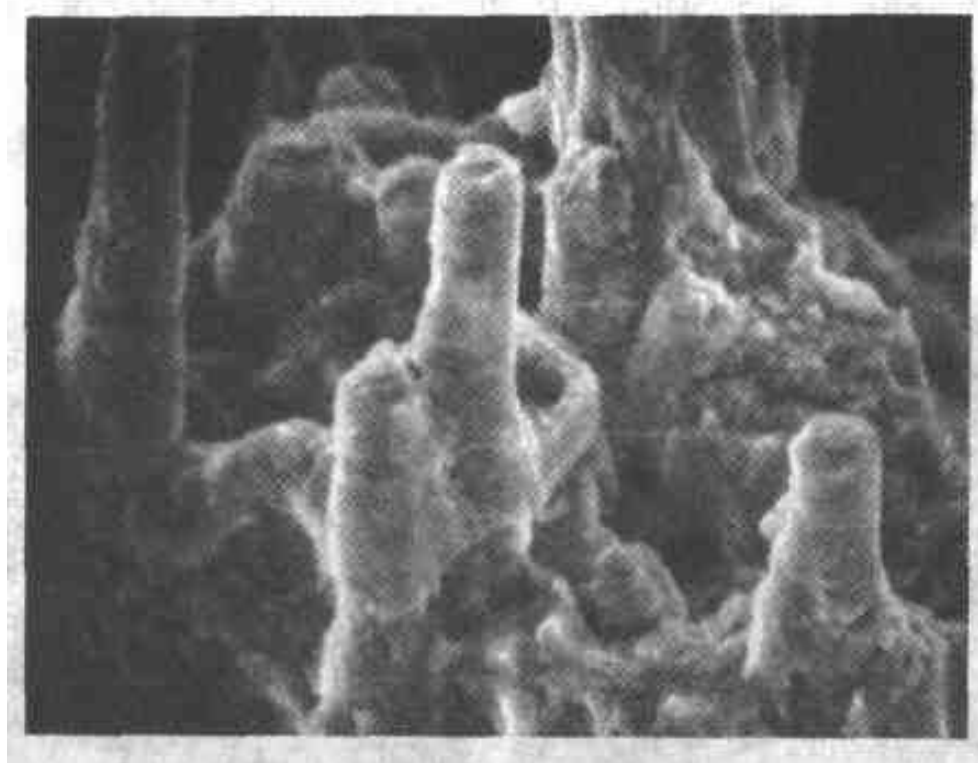


图 5.54 PAL/C 试样疲劳（相当于 40% 抗拉强度）断口表面（引自 Hahn et al.^[13]）

短纤维复合材料在 I 型载荷下裂纹扩展的机理示意表示于图 5.55 中。每一对侧视图（形状）和断口表面照片（图 5.56）表示了玻璃纤维强化的 PET 复合材料的每一种断裂机理。

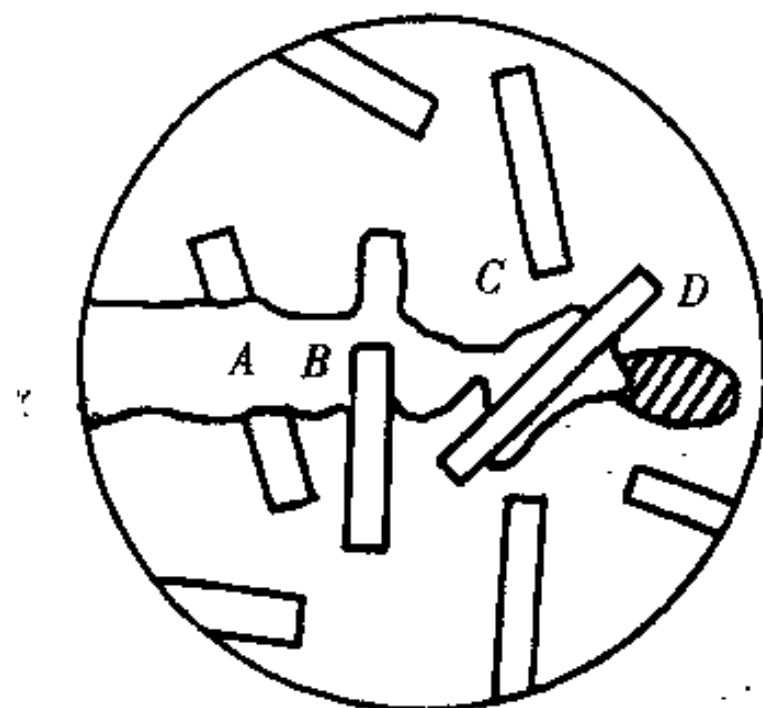


图 5.55 裂纹扩展的损伤机理：

（引自 Hearle et al.^[4]）

A—过载使纤维断裂 B—纤维拉出

C—剥离 D—基体塑性变形

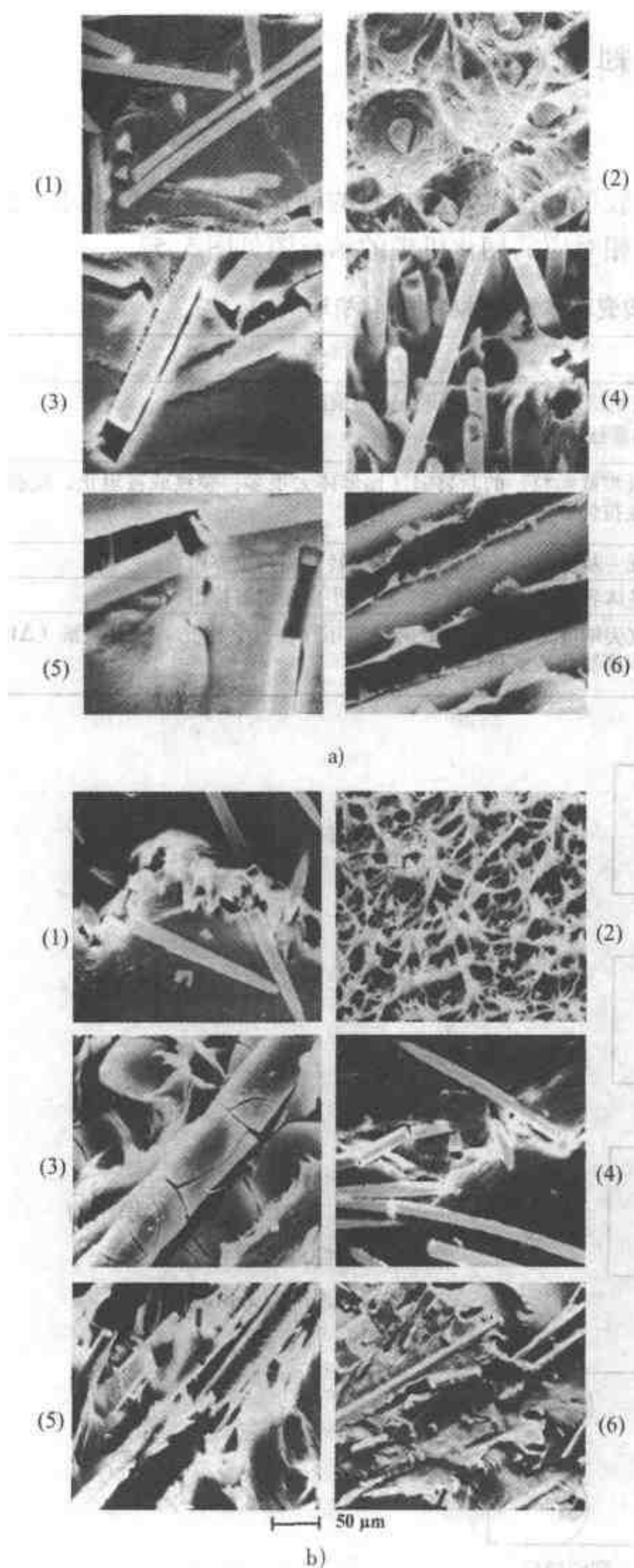


图 5.56

a) 在短玻璃纤维—PET 复合材料的紧凑拉伸试样中，裂纹尖端处的拉伸断口。(1)、(3)、(5) 是抛光表面形貌；(2)、(4)、(6) 是断口表面形貌 b) 在短玻璃纤维—PET 复合材料的紧凑拉伸试样中，裂纹尖端处的断口。(1)、(2) 基体中的塑性变形；(3)、(4) 附加的腐蚀环境所引起的纤维多重断裂；(5) 在 $+60^{\circ}\text{C}$ 试验的断口；(6) 在 -60°C 试验的断口 (引自 Hearle et al.^[4])

5.3 陶瓷基体的复合材料 (CMC)

5.3.1 韧化机理

陶瓷基体本身的塑性和韧性较低, 这类复合材料的韧化采用不同的技术, 总结于表 5.4 中。与能量吸收过程相对应的韧化机理的示意图见图 5.57。

表 5.4 陶瓷基体复合材料的韧化机理

机 理	要 求
1. 基体中的预压应力	α_f 和 α_m 在制造后将在基体中产生轴向预压应力 注: α 是热膨胀系数
2. 裂纹阻止	第二相 (纤维或颗粒) 的断裂韧性比母体大很多, 裂纹或被阻止, 或被退出 (线性拉伸效应)
3. 裂纹偏转	较弱的纤维 - 基体界面使裂纹的扩展偏转, 离开主方向
4. 纤维 (或晶须) 拉出	沿纤维 - 基体界面的损伤使纤维在进一步应变中被拉出
5. 相变韧化	基体中裂纹尖端应力场能使该处的第二相颗粒发生相变, 引起膨胀 ($\Delta V > 0$), 体积膨胀将裂纹挤合

注: 引自 Chawla^[14]。

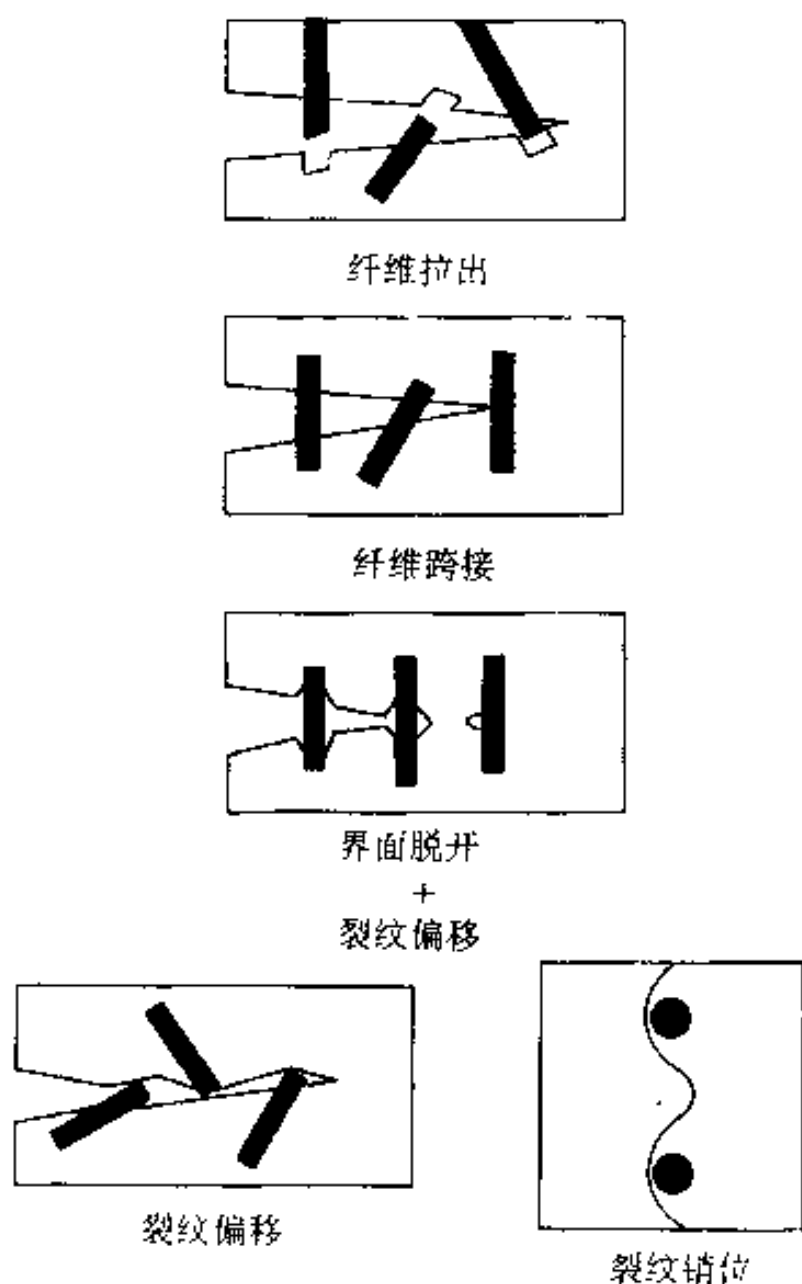


图 5.57 在 CMC 中能起作用的
韧性或能量消耗机理
(引自 Chawla^[14])

5.3.2 CMC 中的界面技术

在表 5.4 的韧化技术中,改进复合材料韧性的纤维涂层和处理特别值得注意。纤维和基体之间界面的类型影响脱开特性和纤维拉出。这类技术功效的一个引人注目的例子如图 5.58 所示。耐克斯泰尔 (Nextel) 480 (莫来石) 纤维-玻璃基体复合材料的平坦、脆性损伤特征如图 5.58a 所示。氮化硼 (BN) 覆盖的耐克斯泰尔纤维-玻璃基体复合材料的断口表面如图 5.58b、c 所示,显示出复合材料韧化的特征,即大量纤维拉出和基体多重开裂。图 5.59 显示在氧化锡 (SnO_2) 覆盖的索费康 (Sophikon) 纤维在玻璃基体中的纤维-基体脱开和纤维拉出。

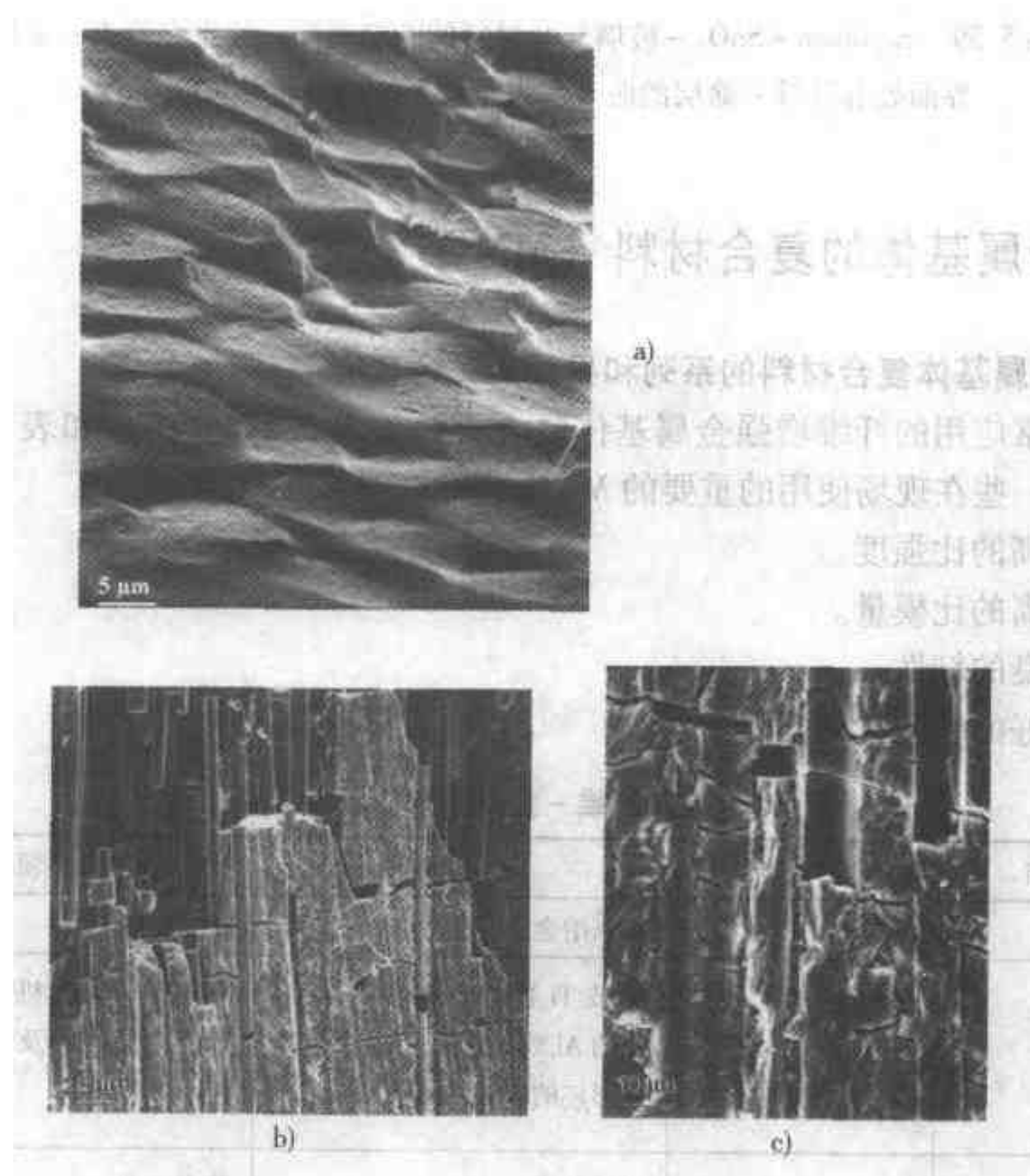


图 5.58 含有无涂层 Nextel480 纤维的复合材料与含有 BN 涂层的纤维的复合材料在断裂行为上的差别

a) 无涂层纤维的复合材料平坦的脆性断口 b)、c) 在有涂层纤维的复合材料中,有大量纤维拉出和基体多重开裂 (引自 Chawla^[31])

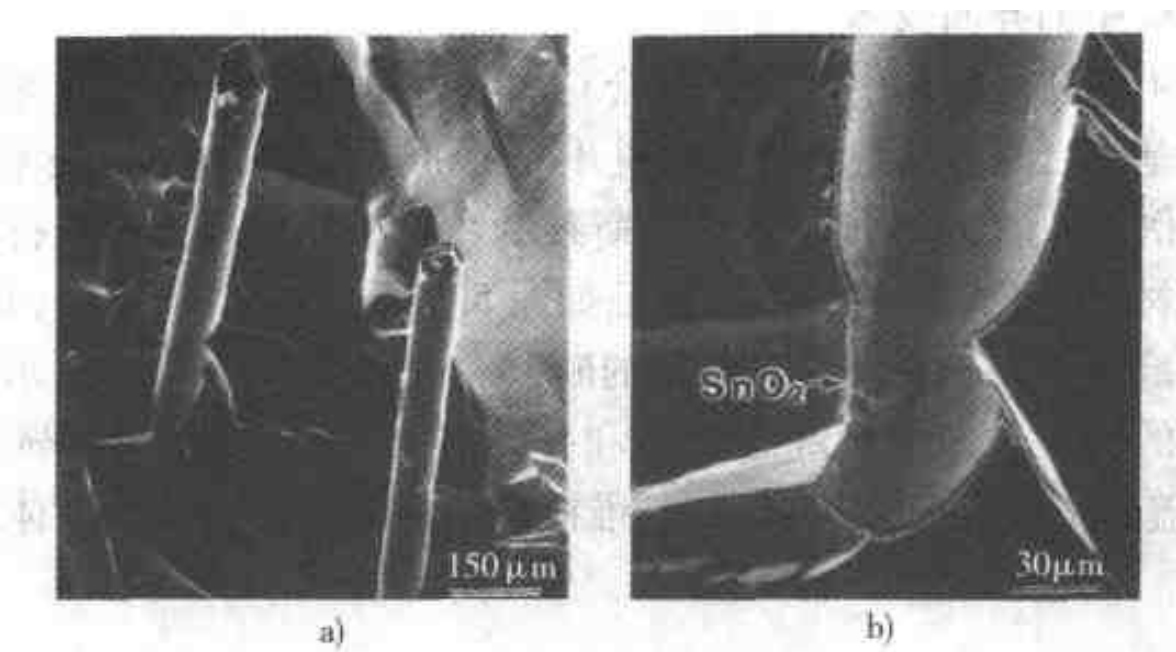


图 5.59 Saphikon - SnO₂ - 玻璃复合材料的断口表面。注意在纤维 - 涂层界面处有纤维 - 涂层的脱开和大量纤维拉出（摘自 Chawla^[3]）

5.4 金属基体的复合材料（MMC）

5.4.1 金属基体复合材料的系列和界面的粘合

最经常应用的纤维增强金属基体复合材料如表 5.5、表 5.6 和表 5.7 所示。表 5.8 是一些在现场使用的重要的 MMC 系列。MMC 的优点是：

- 很高的比强度。
- 很高的比模量。
- 优良的韧性。
- 良好的环境抗力。

表 5.5 金属纤维 - 金属基体复合材料系列

纤维	基体	加工方法	应用领域
不锈钢	Al	粉末冶金，压层	航空工业
Be 带	Al、Ti	Al 或 Ti 覆盖的 Be 棒塞入钻孔的 Al 或 Ti 预成形坯中；预成形坯的机械变形	高速旋转发动机的轴，如直升机转子的轴及飞机的连接杆
Ta	Mg	渗透技术	航空工业
Mo	Ti 或 Ti 合金	粉末冶金，用挤压、轧制等完成纤维排列	超音速飞机、火箭发动机
Be 或 Ti 覆盖的 Be	Ti 合金、纯 Ti	Be 纤维放入 Ti 片层中然后爆炸焊接	飞机构件

(续)

纤维	基体	加工方法	应用领域
Be	Ti Ti-6Al-4V Ti-6Al-6V-2Sn Ti-5Al-2.5Sn	热挤压 Ti 和 Be 颗粒混合物, 后者可看作纤维的预成形坯	航空工业
Ni ₃ Al	Ni ($w(\text{Al}) = 2\% \sim 10\%$)	粉末冶金; 纤维类似相在机械加工过程中形成	在高温和低温具有抗氧化和高强度
Ni—Cr—Al—Y (镍铬铝钇)	Ni 合金	粉末冶金	汽轮机和压缩机的密封元件
W/1% ThO ₂	超级合金	熔模铸造	喷气发动机
W	W-Ni-Fe 合金	液相烧结; W 纤维再结晶以避免熔化	
不锈钢	Ni 合金	电铸成型	火箭发动机
Mo、Ti、Nb	Ni 超级合金	粉末冶金	
W	Cu	熔融灌注	电气机械
Ni 丝	Ni、Cu、Ag	埋入 Cu、Ni 或 Ag 基体中的 Nb 丝通过熔化的 Sn 浴以形成 Nb ₃ Sn	超导体

注: 引自 Chawla^[6]。

表 5.6 非氧化物陶瓷纤维—金属基体复合材料系列

纤维	基体	加工方法	应用领域
SiC 覆盖 B	Al	粉末冶金; 用扩散粘结法在复合材料产品上包以薄层钛	汽轮机叶片
C (石墨、无定形碳)	Ni/Co 铝化物	C 纤维上包以 Ni 或 Co 的涂层; 与 Ni-Co-Al 粉末混合, 热压	
C 包以 Ti、Zr、Hf 的硼化物涂层	Al 或 Al 合金, Mg、Pb、Sn、Cu、Zn	熔化渗透	
C	含有碳化物形成金属 (如 Ti、Zr) 的 Al 合金	熔化渗透	

(续)

纤维	基体	加工方法	应用领域
具有 W 芯的 SiC	Al-Cu 合金	将纤维丝包上 Cu 覆盖层, 然后将其通过熔化的 Al	
C	Mg 或 Mg 合金	熔化渗透; 熔融的镁基含有少量 MgN, 以浸润纤维	汽轮机风扇叶片、压力容器、装甲板
SiC	Be 或 Be 与 Ca、W、Mo、Fe、Co、Ni、Cr、Si、Cu、Mg 或 Zr 的合金	熔融铍的真空渗透或向纤维等离子喷涂铍, 然后用冶金工艺加以固化	航空和核工业
B + 不锈钢; B + Mo 纤维	Al、Ti	渗透; 喷涂等, 将高强度和塑性的基体与脆性纤维结合到一起	航空工业
SiC	Ti 或 Ti 合金 Ti-3Al-2.5V	对纤维和基体交替放置的叠层进行热压; SiC 纤维预先涂以 Zr, 形成扩散阻隔层	压缩机叶片, 气瓣
Nb、Ta 或 W 的碳化物	Ni-Co 或 Fe-Cr 合金	定向凝固	航空工业
含自由碳 0.01% ~ 20% (质量分数) 的 SiC	Cr 基合金	粉末冶金: 自由 C 与 Cr 反应生成碳化物, 从而改进粘合力	高强度耐热材料, 如汽轮机叶轮和叶片, 火箭喷嘴
含自由碳 0.01% ~ 80% (质量分数) 的 SiC	Co 或 Co 基合金	粉末冶金或熔化渗透; 在纤维和钴基体之间生成碳化物	高强度耐热材料, 如汽轮机叶轮和叶片, 火箭喷嘴
含自由碳 0.01% ~ 20% (质量分数) 的 SiC	Mo 基合金	粉末冶金	高强度耐热材料, 如汽轮机叶轮和叶片, 火箭喷嘴
有碳化物涂层的碳	Ni 或 Ni 合金	熔化渗透	航空工业
B	Cu-Ti-Sn 合金	液相烧结	切削刀具
C	青铜	各种工艺	轴承材料
C	Cu 合金	粉末冶金; 纤维与 Cu 粉生料及一种 2% (质量分数) 生成碳化物的金属粉末 (Ti 或 Cr) 混合	高强度导电材料

(续)

纤维	基体	加工方法	应用领域
碳涂以硼化钛	Al、Cu、Sn、Pb、Ag、Zn 或 Mg	基体含钛和硼合金元素以防止纤维的 TiB 涂层恶化	航空工业
碳涂以镍	熔点低于镍的金属	熔化渗透	
碳涂以 $\text{SiO}_2 + \text{SiC}$	Al、Mg、Ti 或 Ni	熔化渗透, 粉末冶金	
Ta、Ti 或 W 的碳化物	Al、Al-Si 合金、Ag 或 Ag 合金、Cu 或 Cu 合金	熔化渗透	耐磨材料
$\beta\text{-SiC}$	Ag 或 Ag 合金		导电体、触点
碳	Si	粉末冶金	耐磨材料
SiC_x	Al		
碳涂以 TiB	Mg、Pb、Zn、Cu、Al	熔化渗透	

注: 引自 Chawla^[6]。

表 5.7 氧化物陶瓷纤维-金属基体的复合材料系列

纤维	基体	加工方法	应用领域
Al_2O_3 、SiC、铝氮氧化物	Al-Cu 合金	在熔化的基体中混合细丝; 凝固后细丝穿越晶粒边界	
Al_2O_3	Al-Li 合金	在熔化的 1% ~ 8% 锂 (质量分数) 合金中渗透, 在 Al_2O_3 纤维与 Li 之间发生反应	
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 、 YAl_2O_3	Al、Al-Zn 合金	熔化渗透, 粉末冶金等	航空工业
涂 Ni 的玻璃陶瓷纤维	Al	粉末冶金	滑动零件
连续多晶体 Al_2O_3	Mg 或 Mg 合金	排列纤维的熔化渗透	汽轮机叶片, 轴
C、B、玻璃陶瓷和金属纤维	Mg 合金	粉末冶金; 复合材料含两种不同的镁合金相	多种用途
金属涂覆的玻璃纤维	Fe、Be、Ti、Al 或 Sn	切短的金属涂覆的玻璃纤维同玻璃丝和金属粉末混合, 热压	尺寸稳定的机器零件, 如摩擦元件
玻璃纤维	Pb	金属渗透	电池板, 轴承材料, 隔音

注: 引自 Chawla^[6]。

表 5.8 现场使用的重要的复合材料

系 列	碳化物 (%) (体积百分数)	$T_f / ^\circ\text{C}$
Co-NbC	12	1365
Co-TiC	16	1360
Co-TaC	10	1402
Ni-HfC	15 ~ 28	1260
Ni-NbC	11	1330
Ni-TiC	7.5	1307

注：引自 Chawla^[6]。

5.4.2 界面粘合

在陶瓷纤维强化金属基体复合材料中，界面的连续性较差，须认真对待：

1. 结合：相对于基体中的金属键结合而言，强化组元是离子键或共价键结合。
2. 金相学的：在基体和强化组元间，金相结构和晶格常数均不同。
3. 模量：基体与强化组元的弹性模量不同。
4. 化学势：基体与强化组元间热力学不平衡。
5. 热膨胀系数 (CTE)：可预料到基体与强化组元的 CTE 不同。

两种界面结合机理决定了金属基体复合材料的界面，即机械结合和化学结合。

1. 机械结合：在纤维的粗糙表面和基体之间的机械调整作用增加了界面的强度。径向压应力随纤维表面的粗糙度而增加，随纤维的半径而减少。铌钛合金丝在铜基体中的超导复合材料就是利用机械结合来增加界面强度。

2. 化学结合：由于大多数金属基体复合材料均为热力学不平衡的系统，所以纤维—基体之间的界面将在高温下生成反应层。反应层的厚度和本性对金属基体复合材料的性能有有利的或不利的的影响。

两种工艺经常用于改进或改变金属基体复合材料的性能，即：

1. 纤维的表面处理，以改进纤维的浸润性和粘合力，或用以阻止纤维和基体间的有害的化学反应，例如在硼纤维表面涂覆 SiC 或 B_4C 。图 5.60 显示以钨丝强化的 MAR-M200 合金，在其 M_6C 反应区内的裂纹。在钨丝表面涂覆一层氮化钨隔离层后，阻止了这一反应区的形成。在断口照片中，经过处理的纤维具有不同的形貌。这一效应如图 5.61 所示，钛或硼涂覆的石墨纤维—铝基体复合材料的断口表面形貌跨越的范围是从涂层剥落到涂层粘合的“蛇皮”状。有这种涂层纤维的复合材料用热处理可显著地改变断口表面形貌，如图 5.62 中钛或硼涂覆的石墨纤维—铝基体复合材料所示。在此图中可以看到，在 571°C 短时 (4.5h) 热处理后，断口表面上的纤维表面成光滑状 (图 5.62a)。与之不同的是，该材料在同一温度处理 24h 后，呈现纤维的大量横向裂纹和完全不见纤维拉

出（图 5.62b）。纤维涂层对基体性能的恶化效应如图 5.63 所示，是发生在石墨纤维涂覆镍后又在液体铝中进行熔化渗透。在此过程中，基体中生成脆性的镍铝金属中间化合物，如图 5.63a 所示（见箭头所指），使基体呈现脆性断裂（图 5.63b）。

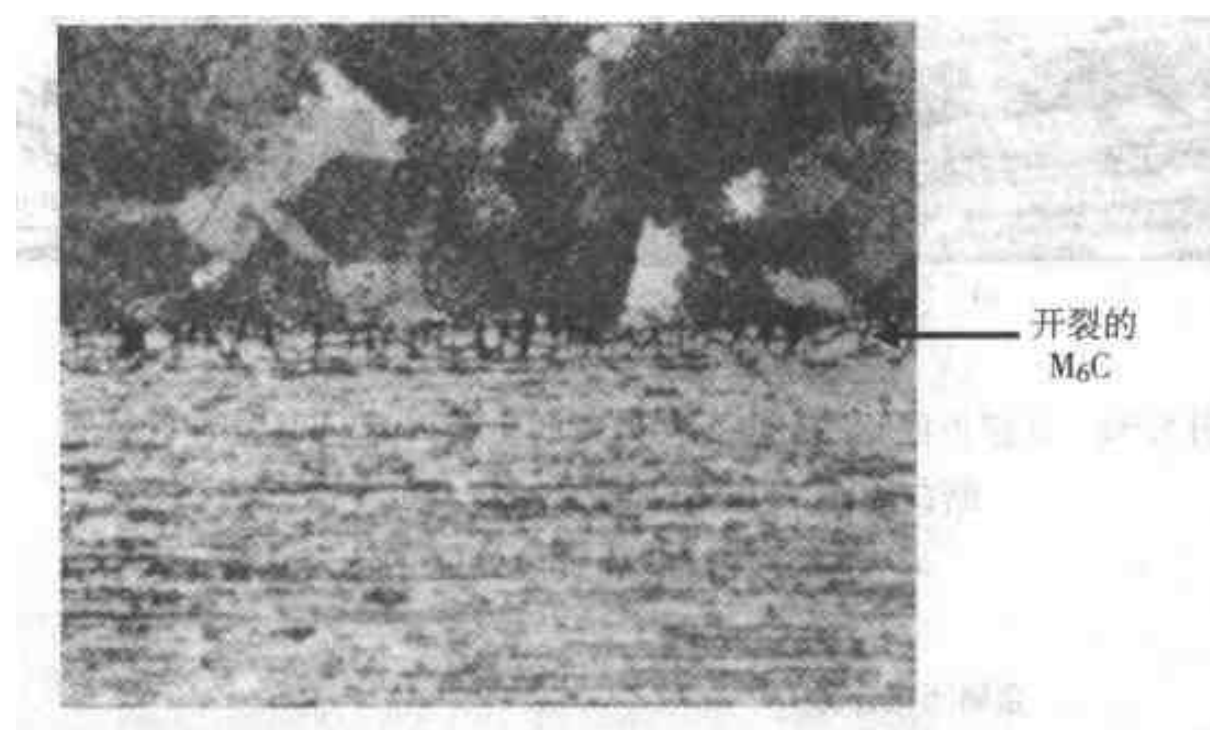


图 5.60 显微照片显示在 250℃ 试验的 Mar-M200 基体的复合材料中，金属间化合物 M_6C 层的大量裂纹（箭头所指）（引自 Chung and VanDrunen^[15]）

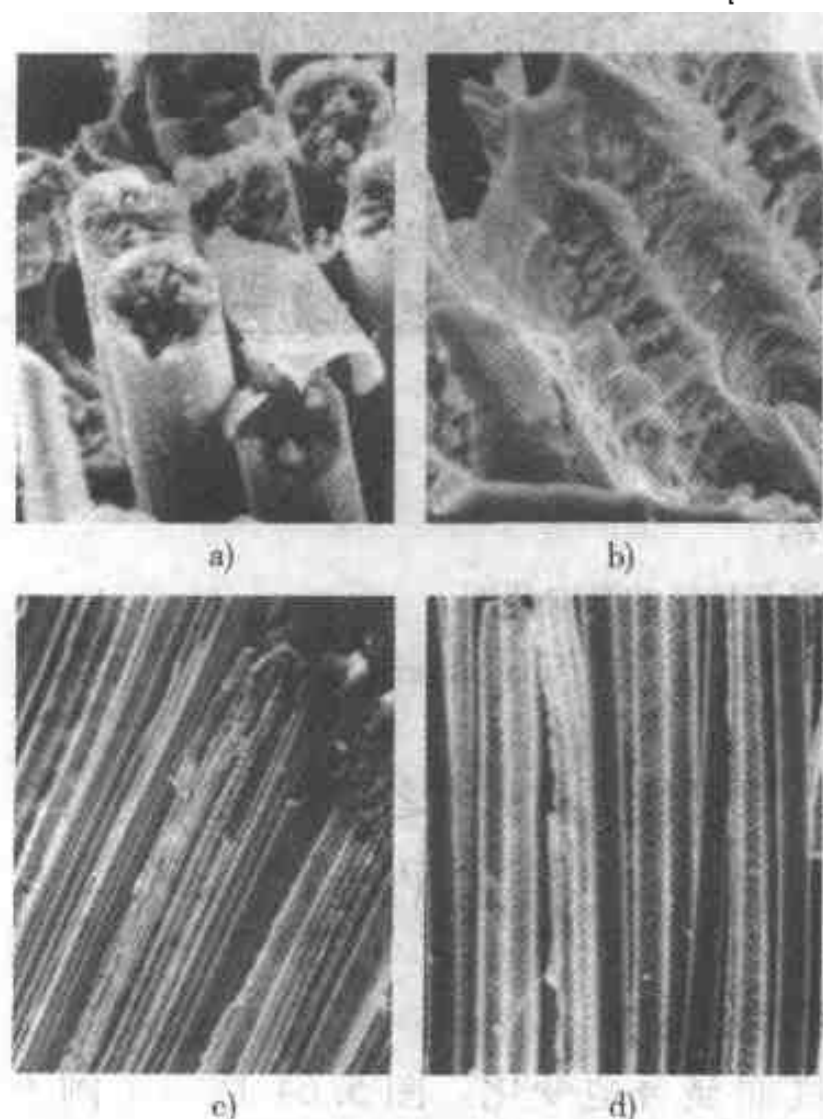


图 5.61 石墨-铝复合材料中断口表面的扫描电镜显微照片，显示 a) 纵向拉断后的涂层剥离 b) 纵向拉断过程中发生基体的严重局部变形后的涂层断裂 c) 横向拉断后的涂层开裂 d) 横向拉断后未受干扰的气相沉积的“蛇皮”（引自 Harrigan and Flowers^[16]）

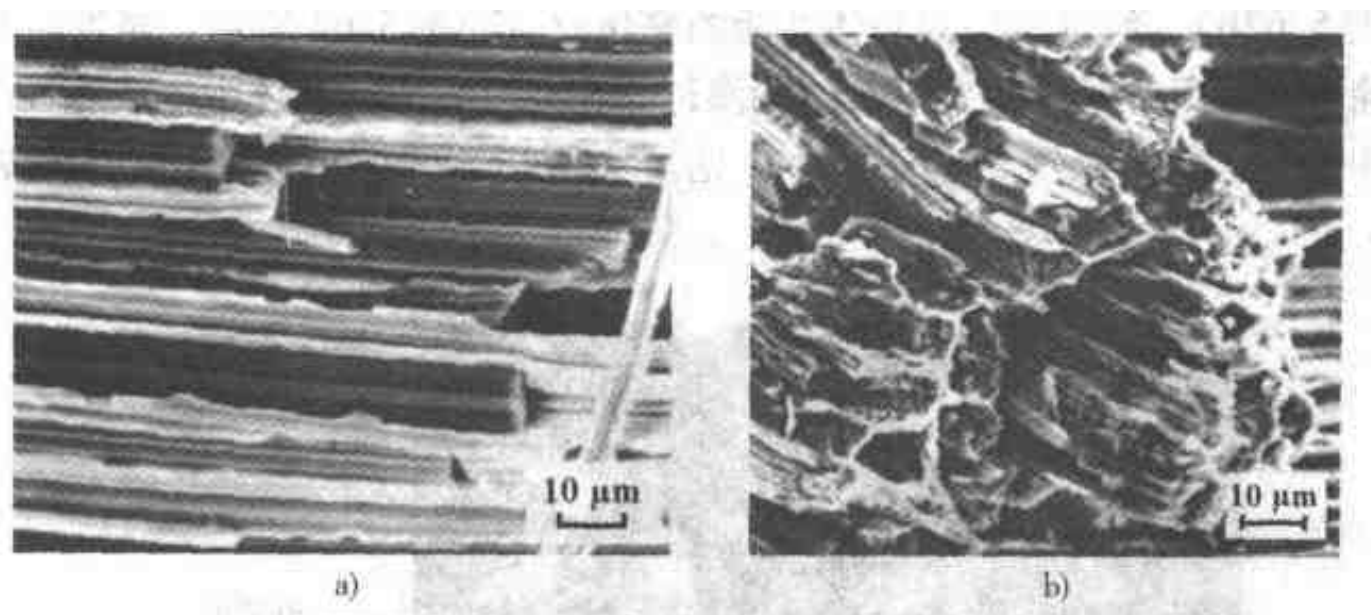


图 5.62 在接近固相线温度下热处理的 T50/201 (S) 复合材料的断口表面 (引自 Amateau and Dull^[17])
a) 热处理 4.5h b) 热处理 24h

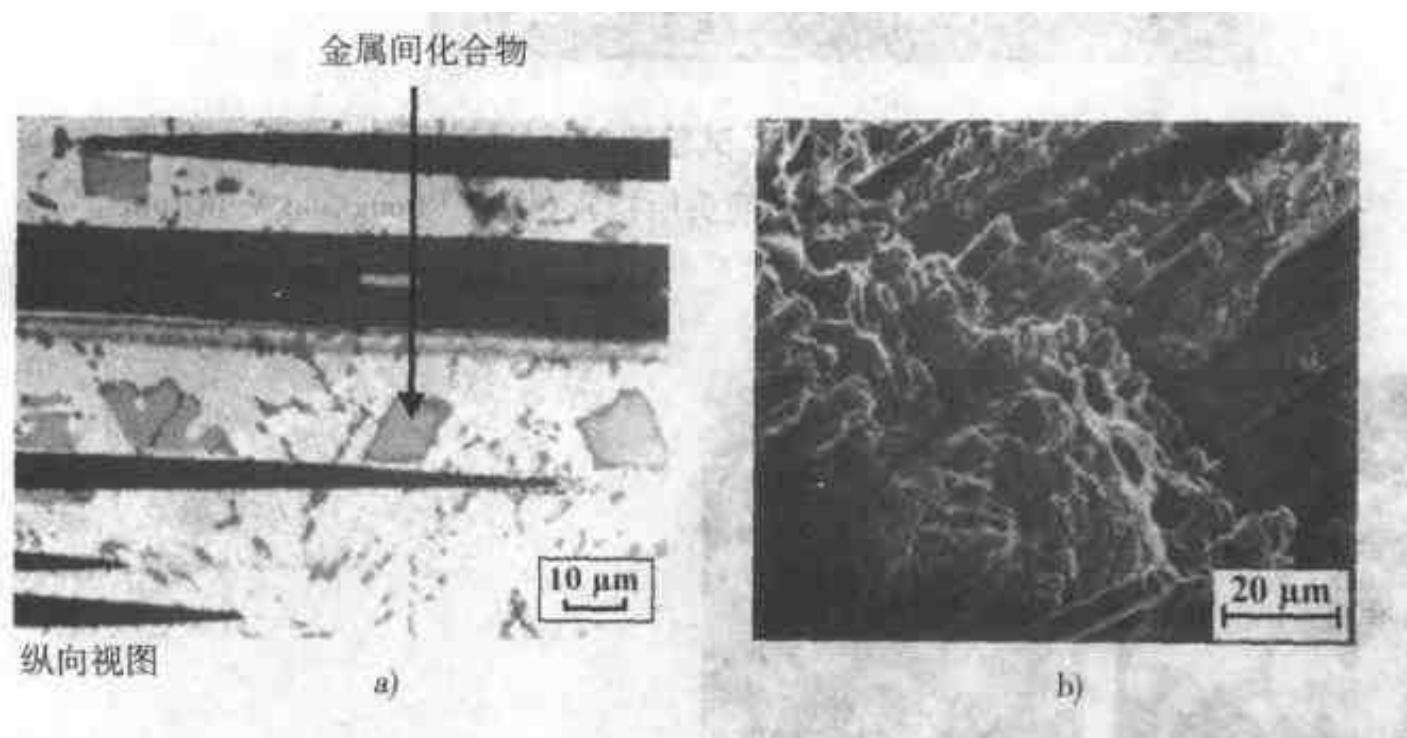


图 5.63
a) HM1000/201 (P) 复合材料的纵向截面
b) HM1000/201 (P) 复合材料的断口表面 (引自 Amateau and Dull^[17])

2. 调整金属基体的合金成分以改进或改善纤维和基体之间的浸润和粘合, 如在 Al_2O_3 或 SiC 纤维增强的铝基体复合材料中, 在基体铝中加入锂或硅合金元素。

5.4.3 金属基体复合材料的失效模式随温度的变化

金属基体复合材料的失效模式随温度而显著地变化。图 5.64 是一个例子 (横截面图), 显示钨丝强化的 MAR-M200 在室温拉伸载荷作用下钨丝的大量横

向开裂。由此可以推断，纤维脆性断裂发生在基体损伤之前。反之，在 700℃ 拉伸时，如图 5.65 所示，断面上有大量纤维缩颈和拉出。由此可以得出，高温时基体在纤维之前失效。

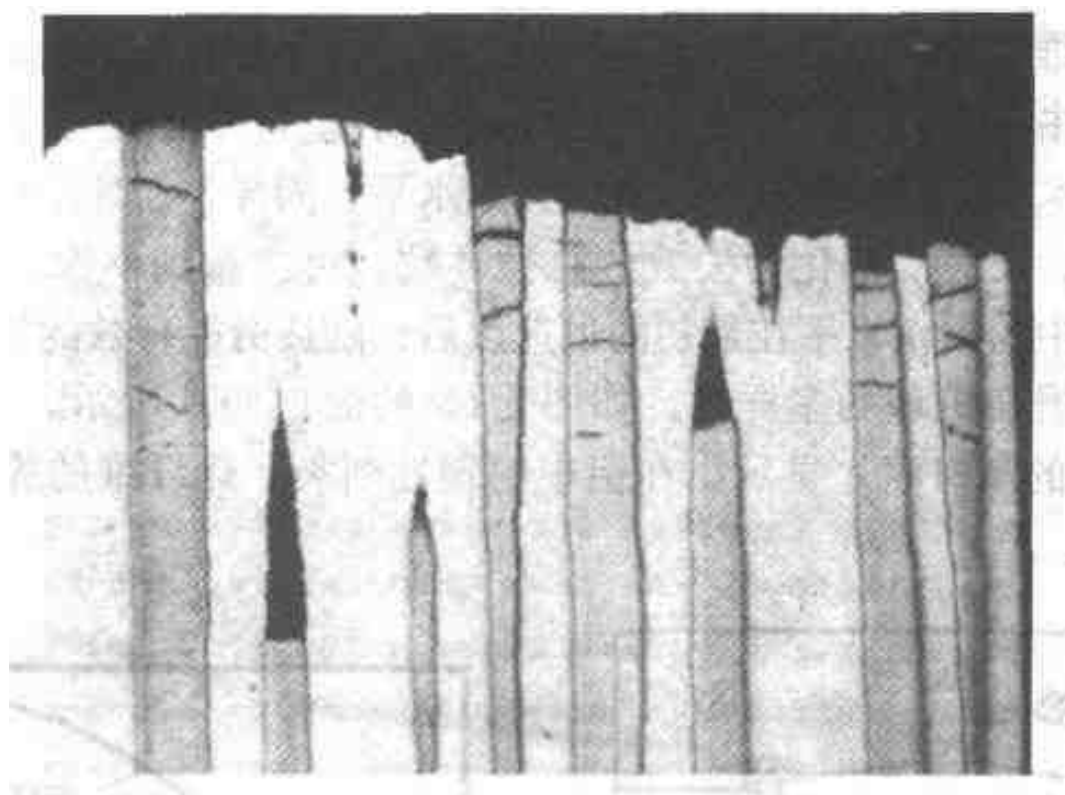


图 5.64 显微照片显示在室温试验的 Mar-M200 基体复合材料中，钨丝上的大量横向裂纹（引自 Chung and VanDrunen^[15]）

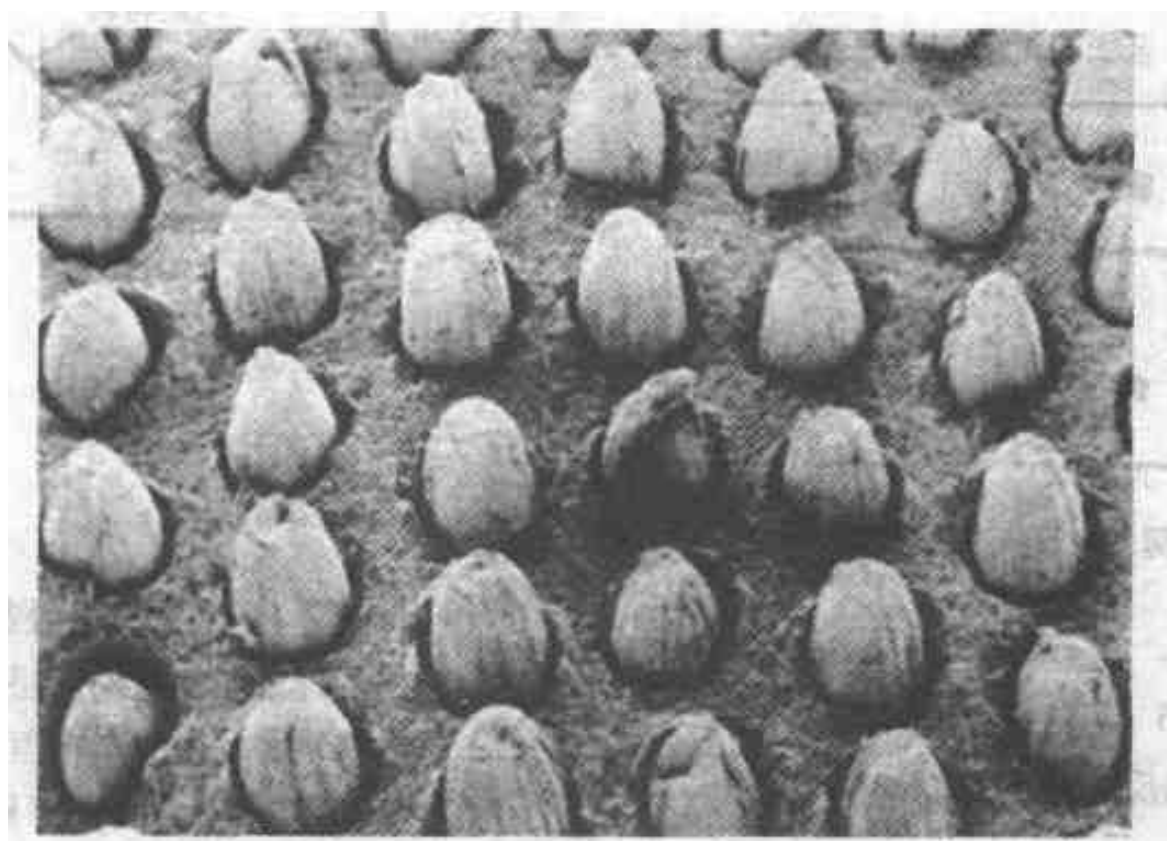


图 5.65 扫描电镜显微照片显示在 700℃ 试验的 Mar-M200 基体复合材料中，断口表面上的钨丝（引自 Chung and Van Drunen^[15]）

5.4.4 以颗粒或晶须强化的复合材料的疲劳

由颗粒或晶须强化的金属基体复合材料，其疲劳性能优于未强化的基体金

属。用 SiC 或 Al_2O_3 颗粒强化的铝合金就是一个例证。在这种复合材料中，裂纹尖端或是切过颗粒，或绕颗粒而过，见图 5.66 的示意图。在整体材料中，裂纹的扩展是通过单个裂纹尖端的损伤区。与此相对应的是，复合材料的损伤区是一个很多损伤机理均起作用的扩散区。这些损伤机理可能是基体开裂、界面脱开、层间剥离、纤维断裂、空洞增长或多向开裂。图 5.67 比较了均质材料和先进的层压复合材料中损伤积累随疲劳进展而变化的情况。在此图中，损伤率代表一给定点处的损伤水平，及时规范化为最终失效水平。同样，循环率代表在一给定点处的循环次数，及时规范化为失效的总循环数。可注意到不像在均质材料中那样，复合材料中的损伤水平在最初的加速以后，随疲劳循环数的增加而减速。与此行为有关的损伤机理的多样性，如图 5.68 的断口照片所示。〔B(w)/Al〕6061 复合材料的断口照片显示出在铝中的塑性断裂、硼纤维的脆断、纤维拉出以及层间剥离。

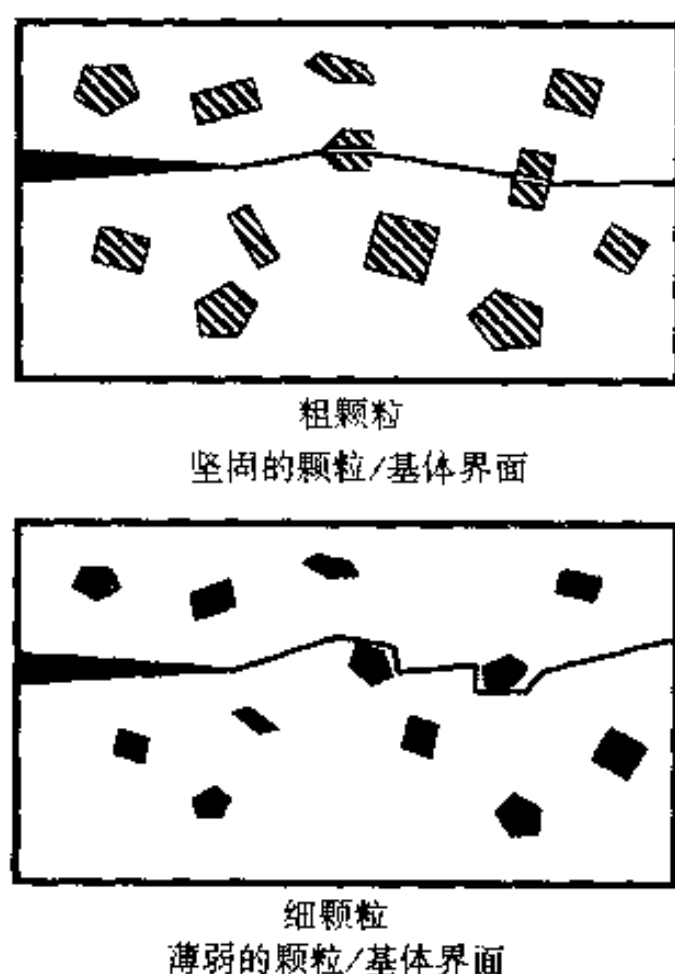


图 5.66 可能的强化作用及裂纹尖端反应 (引自 Chawla^[14])

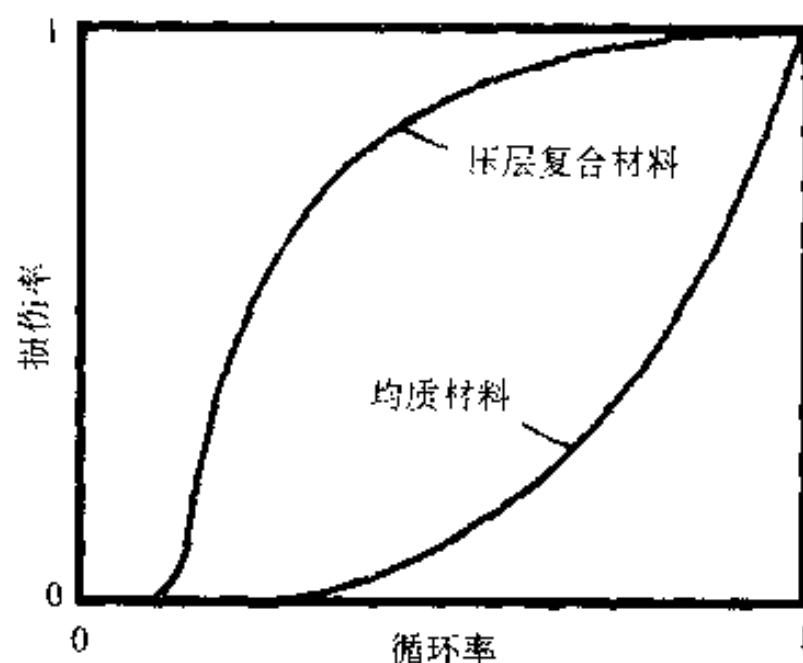


图 5.67 用适当方法叠起不同方向的纤维层制造的层压复合材料和整块的均质材料在恒定应力幅度疲劳作用下，损伤积累随疲劳循环数而变化的比较 (引自 Chawla^[14])

5.4.5 以纤维增强的复合材料的疲劳

根据纤维、基体和界面之间性能的差别，发现纤维—基体界面对疲劳裂纹的反应有两种类型。由于基体裂纹尖端处的应力能使纤维脱开基体，故界面的屈服强度低于基体的屈服强度，示意表示于图 5.69a，其断口照片见图 5.70a。如果

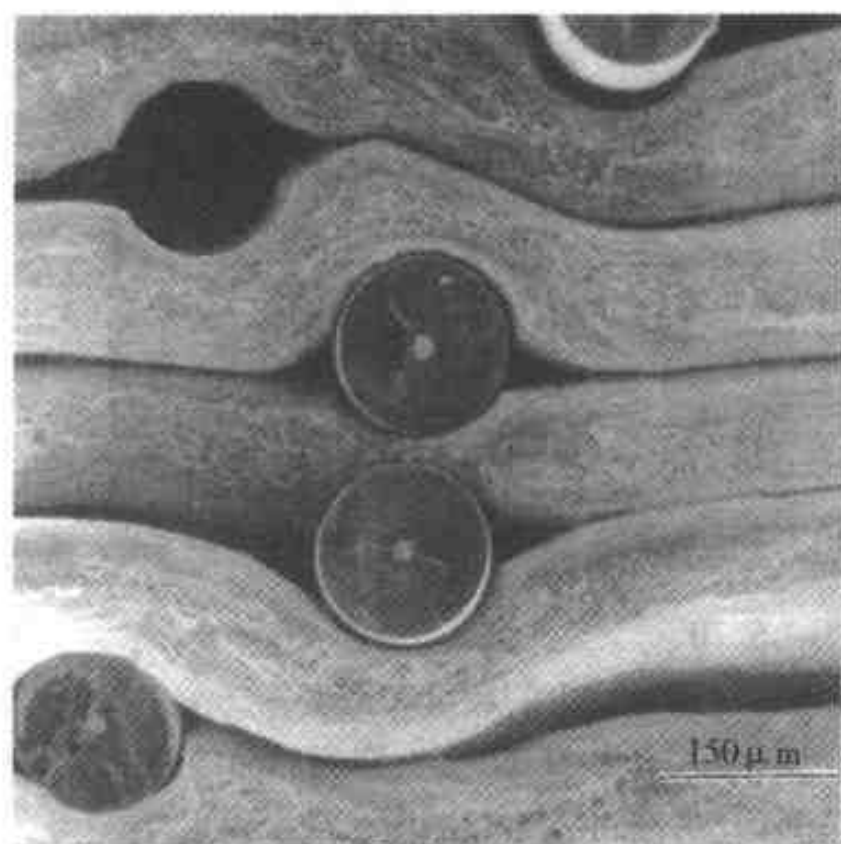


图 5.68 用扩散粘合法制造的 B(W)/Al6061 复合材料的断口表面。注意铝的塑性断裂、硼的脆断、纤维拉出（左上角处失去纤维）以及层间剥离（引自 Chawla^[14]）

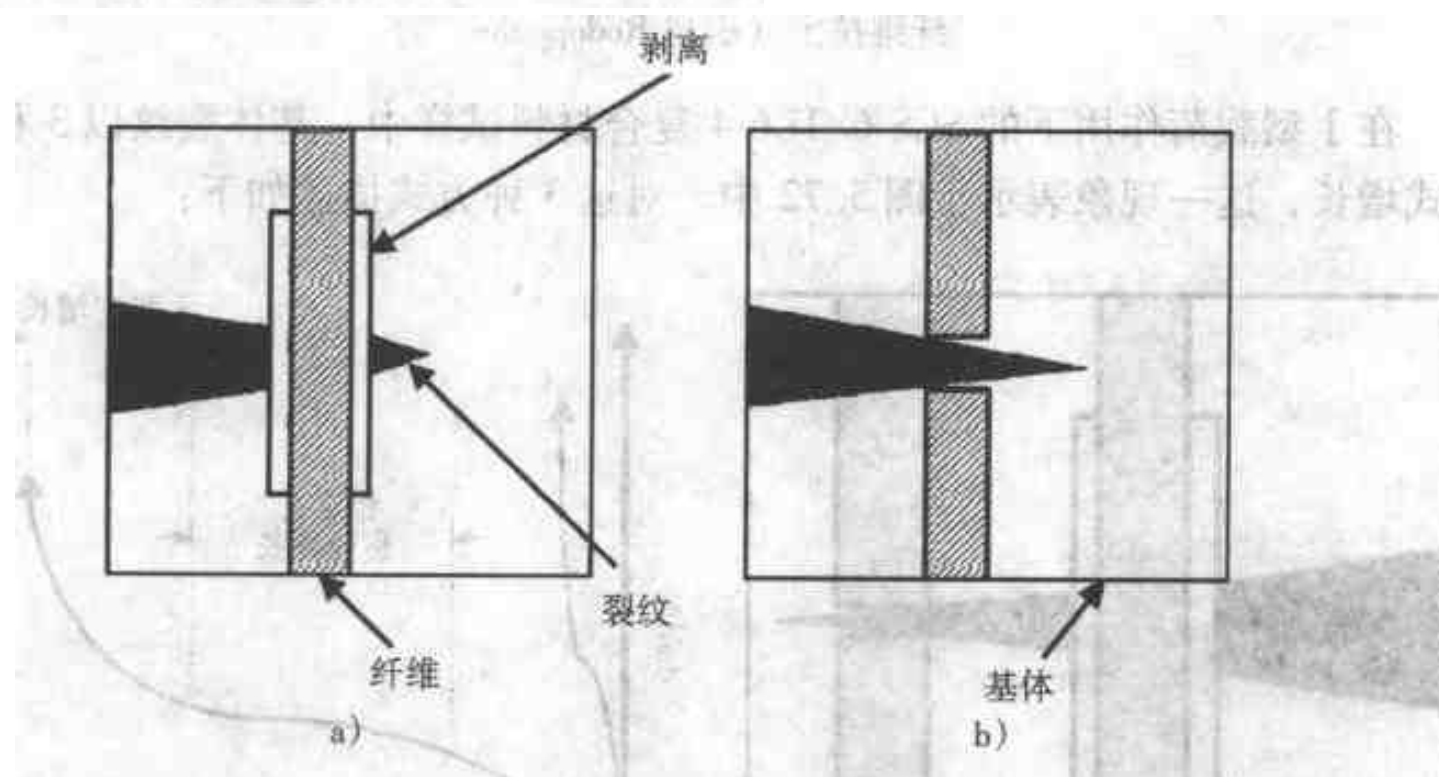


图 5.69 单向复合材料中界面对裂纹扩展的影响

a) 在纤维脱开过程中，裂纹通过薄弱的界面扩展

b) 纤维损伤后，裂纹通过坚固的界面（引自 Rodopoulos^[18]）

界面坚固，则纤维将以脆性状态开裂，示意表示于图 5.69b 中，其断口照片见图 5.70b。在钛-基体复合材料中，中等强度的界面引起有限数量的纤维拉出，示意表示于图 5.71 中。

当材料不连续时（如切口试样），损伤的增长和裂纹的增长是不同的，有 3 个原因：

1. 材料刚度下降的速率增加。
2. 纤维因脱开面损伤（取决于应力强烈的程度）。
3. 材料阻止二次裂纹扩展的能力下降。

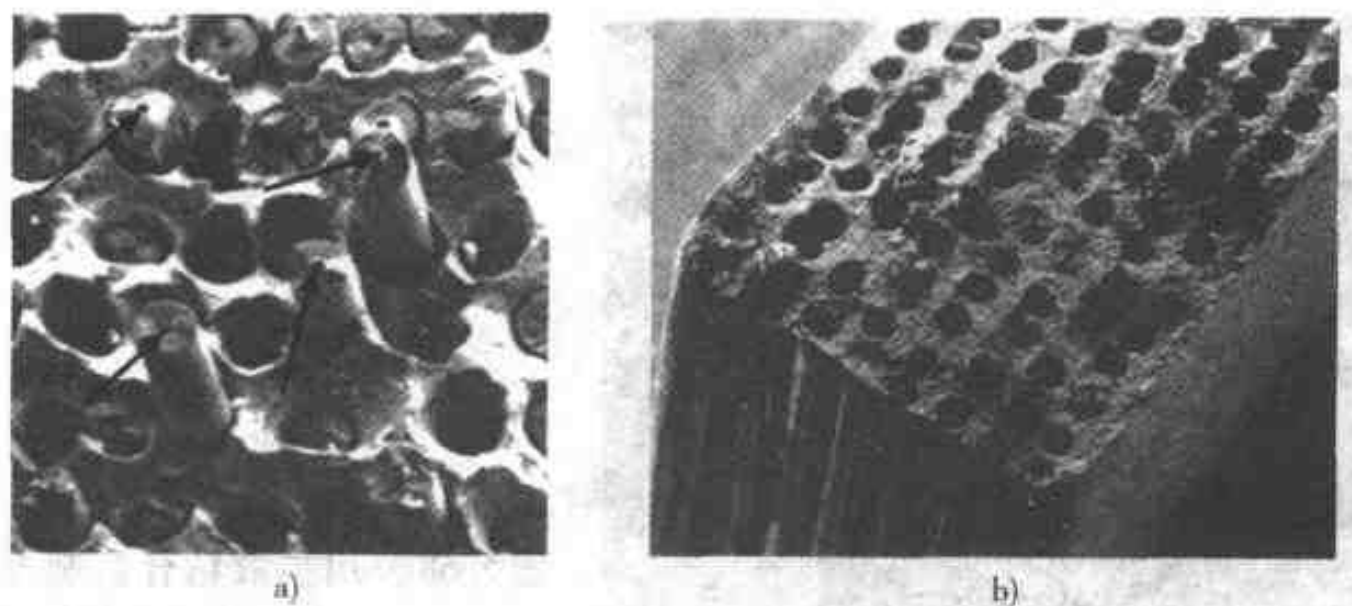


图 5.70

a) 在疲劳断口表面上观察到的纤维拉出的数量和密度，可用以显示界面的强度。箭头所指为拉出的纤维 b) 坚固界面的典型断口表面形貌。大多数纤维在接近断口表面处损伤，极少发生纤维拉出（引自 Rodopoulos^[18]）

在 I 型载荷作用下的 SCS-6/Ti-6-4 复合材料试样中，基体裂纹以 3 种明显的方式增长，这一现象表示于图 5.72 中。对这 3 种方式描述如下：

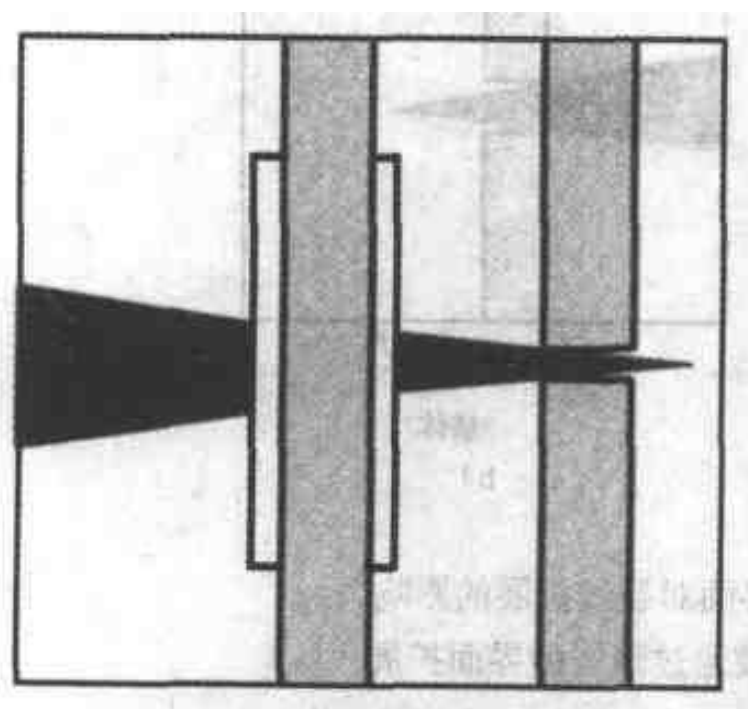


图 5.71 断裂扩展经过中等强度的界面（引自 Rodopoulos^[18]）

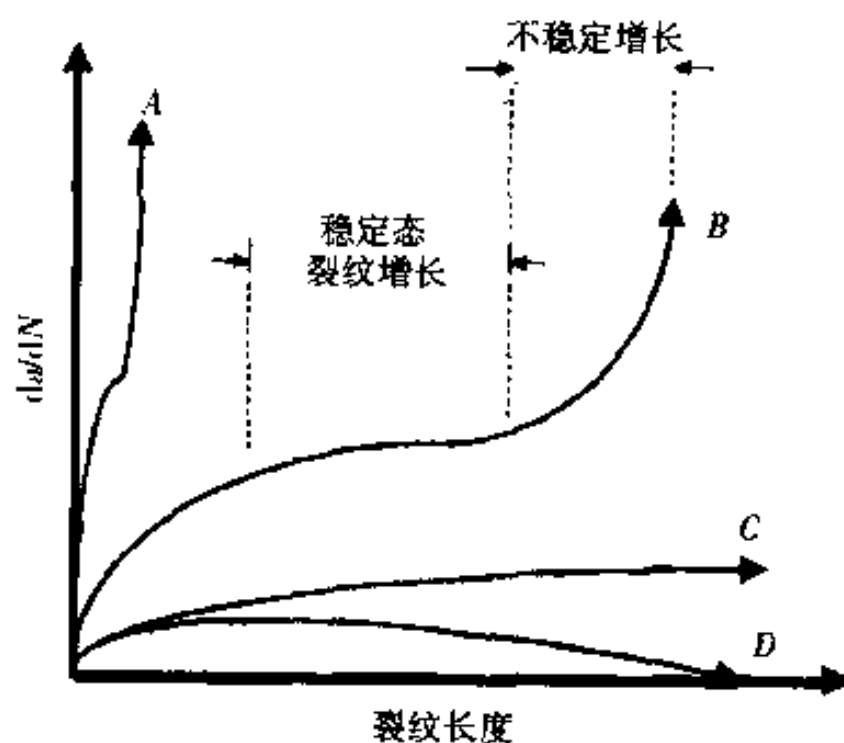


图 5.72 在额定载荷状态下，不同的裂纹扩展模式。曲线 A：高额定外加应力，急剧的 I 型裂纹扩展速率。曲线 B：比额定外加应力稍低，纤维产生裂纹闭合应力，导致稳定态裂纹扩展，继而快速增加扩展速率。曲线 C 和 D：在更低的额定外加应力下，裂纹扩展速率连续降低，导致长时间稳定的扩展速率（曲线 C）或裂纹阻止（曲线 D）（引自 Rodopoulos^[18]）

1. 当外加应力很高或应力集中相当于材料的抗拉强度时,可观察到裂纹以很高的速率扩展,如图 5.72 的曲线 A 所示。此时在裂纹尖端处的纤维损坏,如图 5.73 所示。

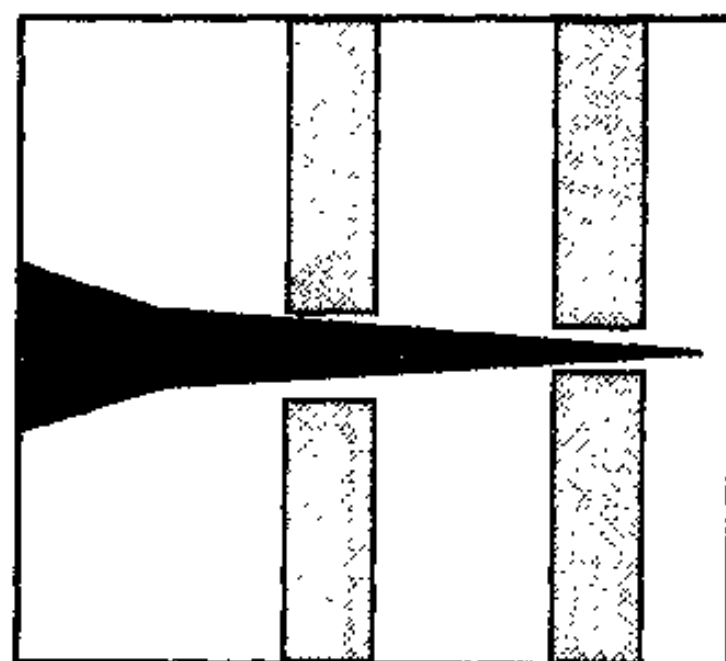


图 5.73 模式 A 裂纹扩展
(图 5.72) 的示意图
(引自 Rodopoulos^[18])

2. 在中等外加应力或应力集中的情况下,纤维相对于界面的滑动产生裂纹闭合应力,从而在裂纹上形成纤维桥和裂纹以稳定速率扩展的区域(图 5.72 的曲线 B)。在此状态下的纤维如图 5.74a 所示。但要注意的,当断裂纤维的数量与形成纤维桥的纤维数量相当时,最终会发生裂纹的不稳定扩展,如图 5.74b 所示。

3. 在更低的应力状态下,裂纹或是经历较长时间的稳定态扩展图 5.72 的曲线 C,或受阻后以最小的速率扩展(图 5.72 的曲线 D)。相应于这种状态的示意图如图 5.75 所示。

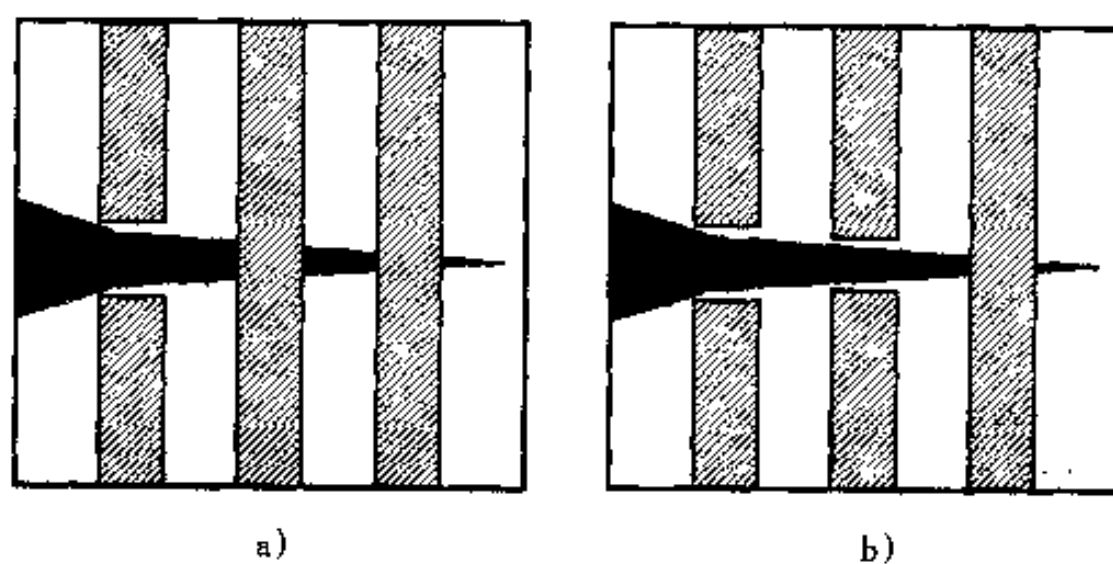


图 5.74 在稳定态 a) 裂纹扩展过程中,架在裂纹上完整的纤维桥的数量大于或等于已断裂纤维的数量。随着裂纹的扩展,当断裂的纤维数相当于未断纤维的数量时,发生裂纹的快速扩展(不稳定裂纹扩展) b) (引自 Rodopoulos^[18])

5.4.6 受纤维性能和载荷状态影响的金属基体复合材料的断裂性能

金属基体复合材料的断裂性能取决于强化纤维的性能以及外加载荷的类型。在文献 19 中(Ruzauskas and Hay)可看到有关的实例。这篇文献研究了金属基体复合材料的断裂性能随以下变数而变化:

1. 纤维类型:包括不锈钢(SS,韧性的)和钨(W,脆性的)纤维强化的铝合金基体。

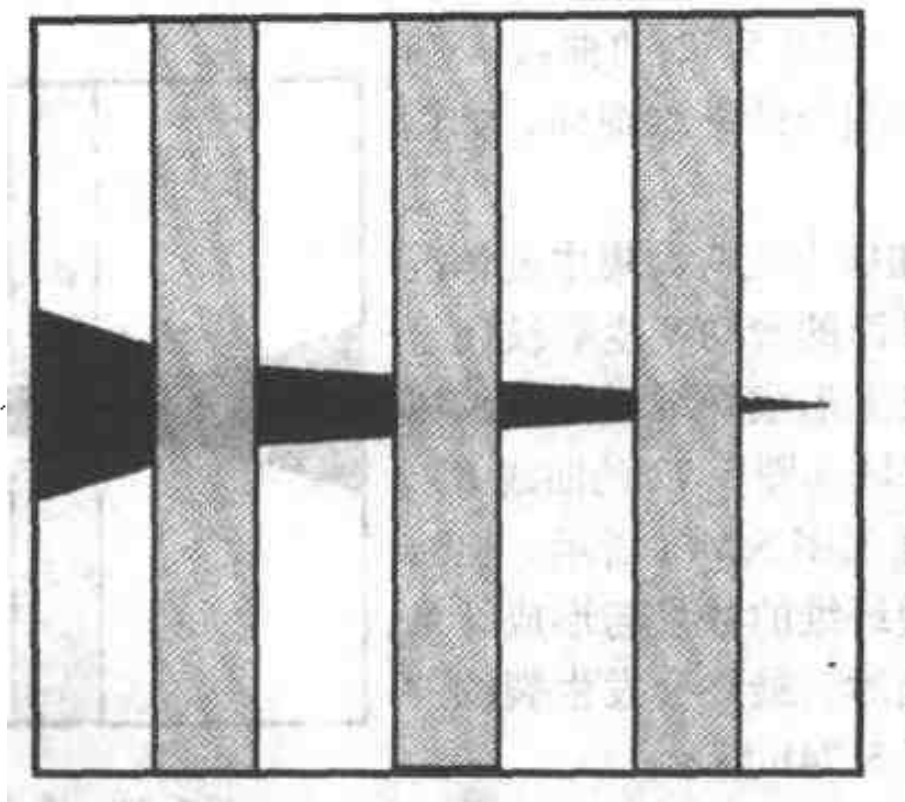


图 5.75 模式 C 或 D (图 5.72) 的裂纹扩展。

由于裂纹后部未受损纤维的数量增加, 预料将在纤维中产生最大的搭桥应力 (引自 Rodopoulos^[18])

2. 载荷状态: 包括纵向拉伸和压缩、横向拉伸和压缩、沿厚度方向压缩。
研究结果总结如下:

1. 纵向拉伸: 有 4 个变形阶段, 即 2 个阶段的屈服、加工硬化和断裂。SS 强化的复合材料呈现出基体的韧窝状断口以及韧性纤维的杯锥形断口 (图 5.76a); 而钨强化的复合材料呈现出基体的韧窝断口以及以脆断为主、有限数量缩颈的纤维断口 (图 5.76b)。

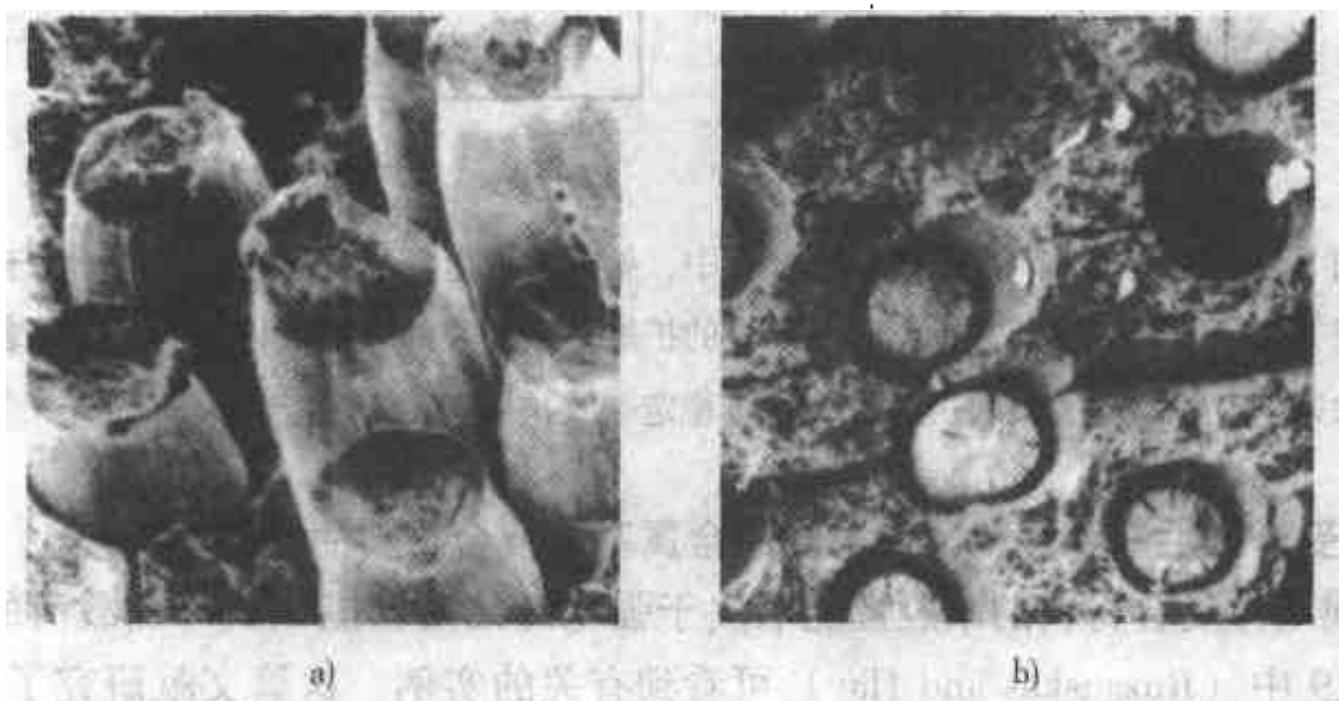


图 5.76

a) 纵向拉伸 Al-SS 试样的断口表面

b) 纵向拉伸 Al-W 试样的断口表面 (引自 Ruzauskas and Hay^[19])

2. 横向拉伸：不出现多阶段变形。两种材料均在屈服之前断裂。两种材料均为韧窝状断口。SS 强化的材料在纤维 - 基体界面处出现剥离（图 5.77a）；而钨强化的材料出现纤维纵向撕裂（图 5.77b）。

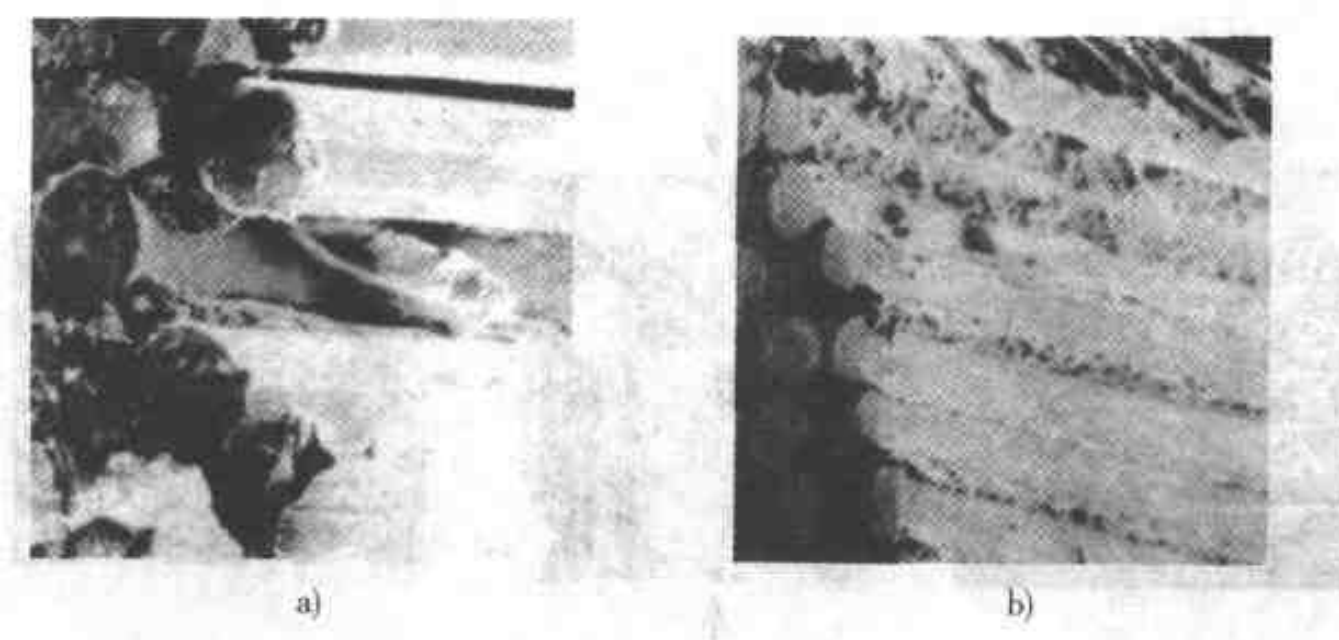


图 5.77

a) 横向拉伸 Al-SS 试样的断口表面

b) 横向拉伸 Al-W 试样的断口表面（引自 Ruzauskas and Hay^[19]）

3. 纵向压缩：两种材料均因同相位弯曲而在剪切失效之前出现两阶段的屈服。SS 强化的材料出现层间剥离（图 5.78a）；而在钨强化的材料中不出现（图 5.78b）。

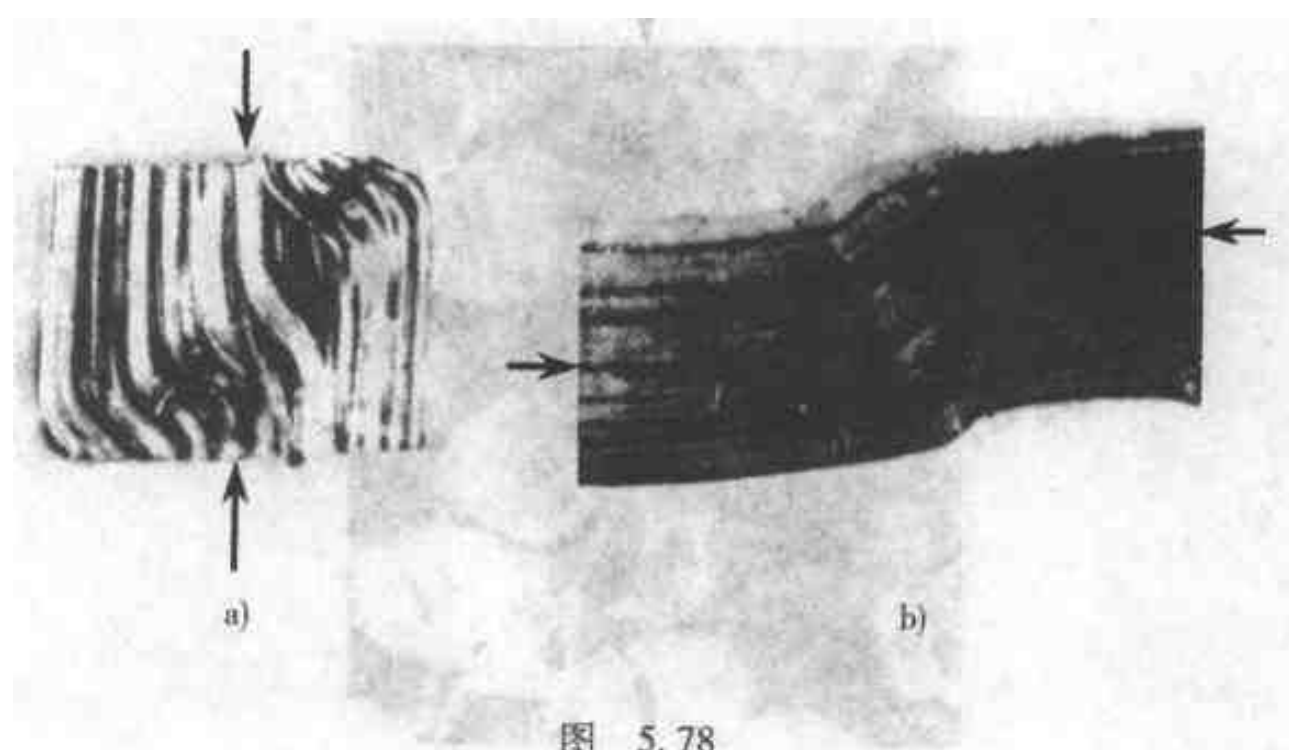


图 5.78

a) 在纵向抗压试验中变形的 Al-SS 试样

b) 在纵向抗压试验中变形的 Al-W 试样（引自 Ruzauskas and Hay^[19]）

4. 横向压缩：两种材料均出现单一的屈服点。SS 强化的材料在最大切应力而上剪切失效，同时纤维 - 基体剥离（图 5.79a、b）。钨强化的材料出现基体内

的剥离（图 5.79c）。

5. 沿厚度方向压缩：两种材料沿厚度方向压缩均与横向压缩的试验结果相同，但钨强化的材料在最大切应力面失效，同时出现纤维的纵向撕裂（图 5.80）。

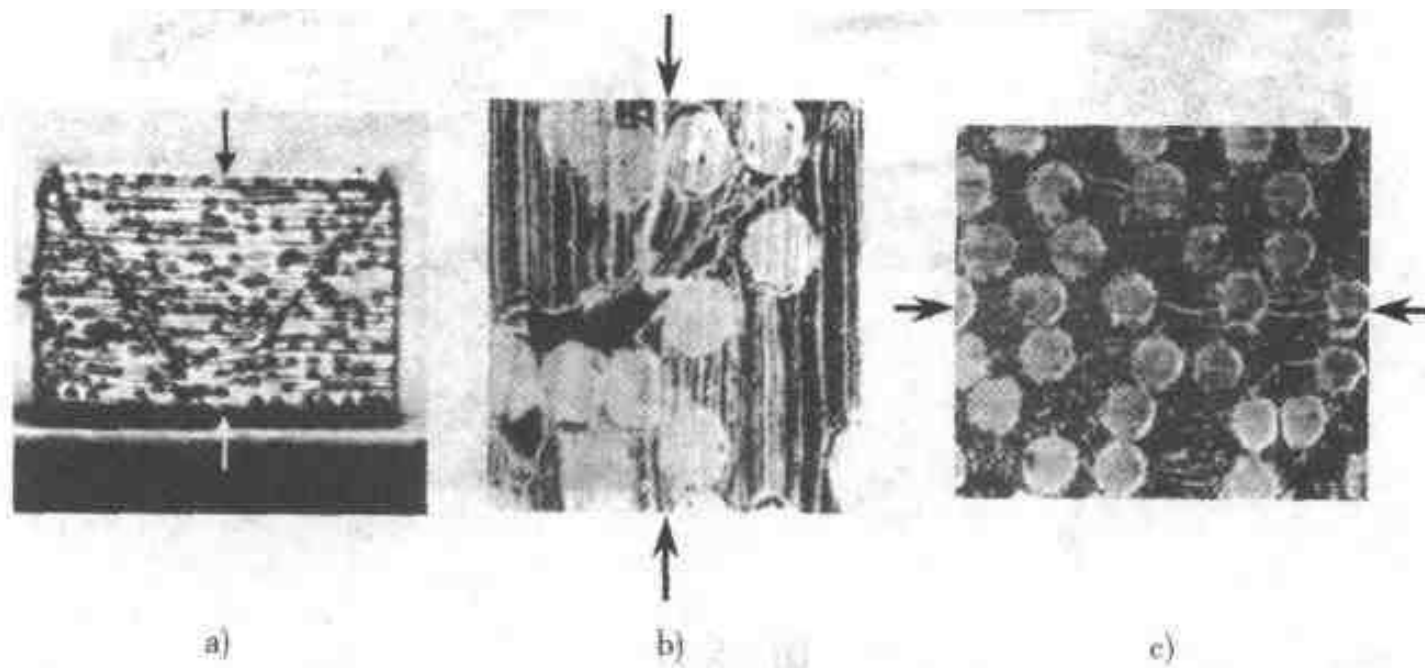


图 5.79

a) 在横向抗压试验中变形的 Al-SS 试样 b) 在横向抗压试验中变形的 Al-SS 试样的扫描电镜照片 c) 在横向抗压试验中变形的 Al-W 试样
(引自 Ruzauskas and Hay^[19])

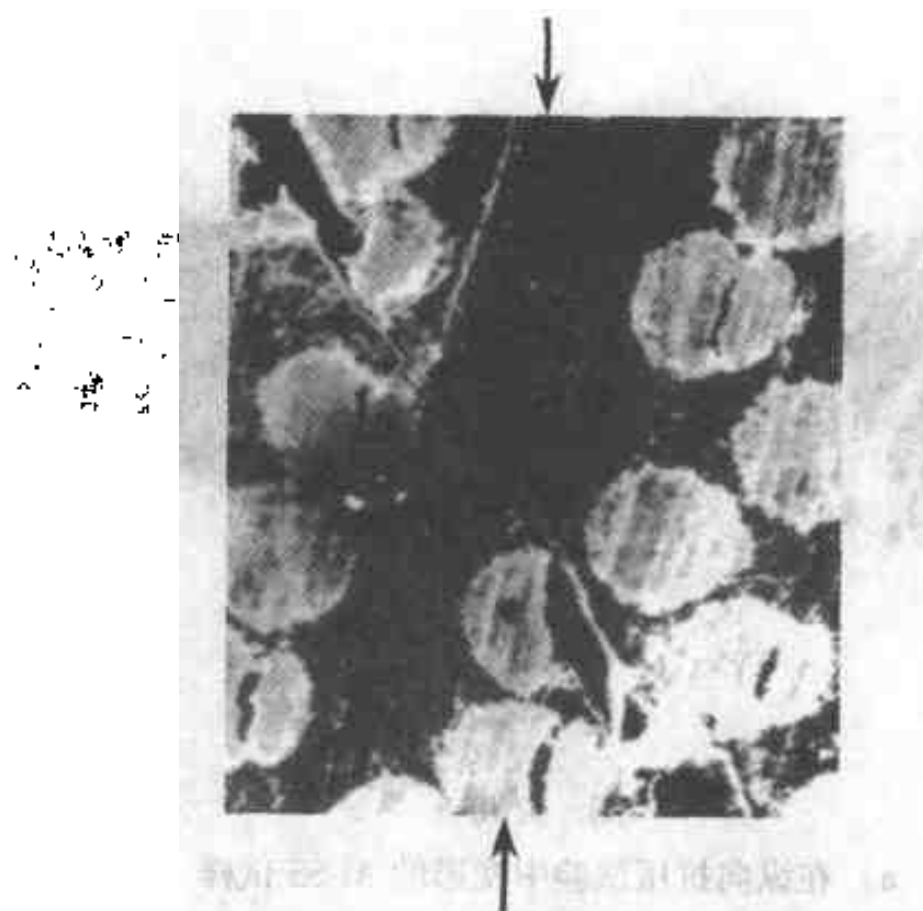


图 5.80 沿厚度方向抗压试验中变形的 Al-W 试样
(引自 Ruzauskas and Hay^[19])

参考文献

1. D. Hull, *An Introduction to Composite Materials*, Cambridge University Press, New York, 1987.
2. P. Beaumont, J. M. Schultz, and K. Friedrich, *Failure Analysis of Composite Materials*, Technomic Publishing Co., Lancaster, Pa., 1989.
3. K. K. Chawla, *Ceramic Matrix Composites*, Chapman and Hall, New York, 1993.
4. J. W. S. Hearle, B. Lomas, W. D. Cooke, and I. J. Duerdon, *Fibre Failure and Wear of Materials: An Atlas of Fracture, Fatigue and Durability*, Wiley, New York, 1989.
5. R. Talreja, "Fatigue of Composites," in A. Kelly (ed.), *Concise Encyclopedia of Composite Materials*, MIT Press, Cambridge, Mass., 1989.
6. K. K. Chawla, *Composite Materials, Science and Engineering*, Springer-Verlag, New York, 1987.
7. R. W. Hertzberg, "Fracture Surface Micromorphology in Engineering Solids," in J. E. Masters and J. J. Au (eds.), *Fractography of Modern Engineering Materials: Composites and Metals*, ASTM STP 948, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1987.
8. G. E. Morris and C. M. Hetter, "Fractographic Studies of Graphite/Epoxy Fatigue Specimens" in K. L. Reifsnider (ed.), *Damage in Composite Materials: Basic Mechanisms, Accumulation, Tolerance, and Characterization*, ASTM STP 775, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1982.
9. W. M. Jordan and W. L. Bradley, "Micromechanisms of Fracture in Toughened Graphite/Epoxy Laminates," in N. J. Johnston (ed.), *Toughened Composites*, ASTM STP 937, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1987.
10. M. F. Hibbs, M. K. Tse, and W. L. Bradley, "Interlaminar Fracture Toughness and Real-Time Fracture Mechanism of Some Toughened Graphite/Epoxy Composites," in N. J. Johnston (ed.), *Toughened Composites*, ASTM STP 937, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1987.
11. K. B. Su, "Delamination Resistance of Stitched Thermoplastic Matrix Composite Laminates," in G. M. Newaz (ed.), *Advances in Thermoplastic Matrix Composite Materials*, ASTM STP 1044, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1989.

12. J. F. Mandell, D. D. Huang, and F. J. McGarry, "Crack Propagation Modes in Injection Molded Fiber Reinforced Thermoplastics," in B. A. Sanders (ed.), *Short Fiber Reinforced Composite Materials*, ASTM STP 772, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1982.
13. H. T. Hahn, K. L. Jerina, and P. Burrett, "Fiber Orientation and Fracture Morphology in Short Fiber-Reinforced Thermoplastics," in G. M. Newaz (ed.), *Advances in Thermoplastic Matrix Composite Materials*, ASTM STP 1044, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1989.
14. K. K. Chawla, *Composite Materials, Science and Engineering*, 2d ed., Springer-Verlag, New York, 1998.
15. N. Chung and G. VanDrunen, "Tensile Behaviour of Tungsten-Superalloy Composites," in J. A. Cornie and F. W. Crossman (eds.), *Failure Modes in Composites IV*, TMS-AIME, Warrendale, Pa., 1979.
16. W. C. Harrigan, Jr., and R. H. Flowers, "Graphite-Metal Composites: Titanium-Boron Vapor Deposit Method of Manufacture," in J. A. Cornie and F. W. Crossman (eds.), *Failure Modes in Composites IV*, TMS-AIME, Warrendale, Pa., 1979.
17. M. F. Amateau and D. L. Dull, "The Effect of Processing on the Transverse Strength of Graphite-Aluminum Composites," in J. A. Cornie and F. W. Crossman (eds.), *Failure Modes in Composites IV*, TMS-AIME, Warrendale, Pa., 1979.
18. C. A. Rodopoulos, "Fatigue Damage Tolerant Design in Unidirectional Metal Matrix Composites," in E. E. Gdoutos, K. Pilakoutas, and C. A. Rodopoulos (eds.), *Failure Analysis of Industrial Composite Materials*, McGraw-Hill, New York, 2000.
19. E. J. Ruzauskas and D. R. Hay, "Fracture Modes in Metal-Matrix Composites," in C. J. Hilado (ed.), *Carbon Composite and Metal Composite Systems*, Technomic Publishing Company, Westport, Conn., 1974.

第 6 章 电子器件失效分析

6.1 绪论

电子系统的零件细小，结构复杂，故其失效分析必然面临独特的挑战。电子零件的失效包括常规的机械断裂，这方面的有关机理及模式已在前面章节中加以论述，然而还要考虑在单纯机械系统中遇不到的独特的电学现象，例如起弧和电迁移。此外，很多电子零件的尺寸细小，由此产生的微观结构效应能在失效中起作用。联接器的细导线，其晶粒尺寸可能与导线的尺寸相当，从而使导线易受低塑性和蠕变断裂的影响。此外，夹杂物也变得很重要，因为与零件尺寸相当的组织结构的尺寸会极大地影响强度等性能。

本书第 1 章所述的工具均适用于很多电子构件和零件的失效分析。然而零件的电学特性及其细微的结构可能有时需要使用其他工具，见第 6.4 节所述。

对有关的术语作一说明是适宜的。电子系统及其零件已用各种术语、缩略语和符号描述。在本章中，当第一次提到这些术语时就加以解释，以后则使用简短的符号。为了使术语的使用前后一致，在附录 G 中列出了这些术语及其定义。

零件寿命和失效速率的关系：

一种典型的技术产品预期的寿命周期如图 6.1 所示。这种产品的失效速率相

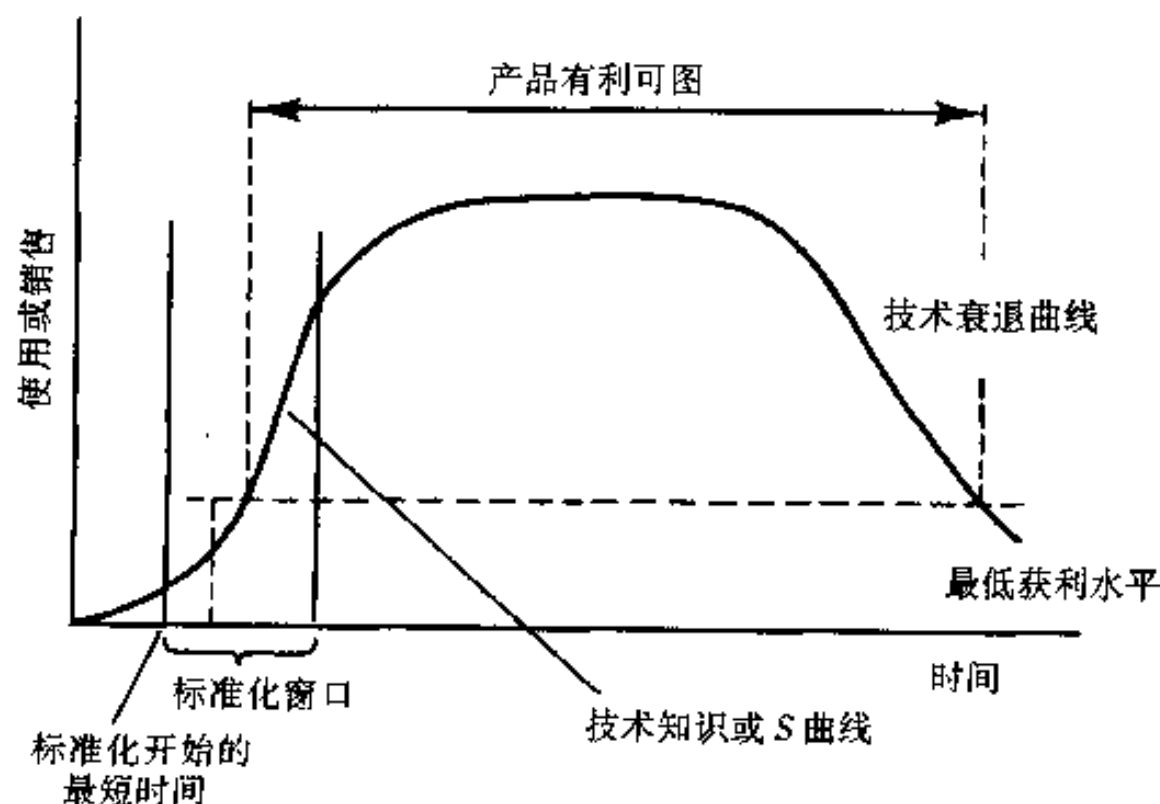


图 6.1 技术产品的寿命周期（引自 Amerasekera and Najm^[1]）

应地具有3个阶段。早期失效（夭折）可解释为是由零件加工或装配过程产生的缺陷所致。这一阶段的特点是很高的初始失效速率，其后速率逐渐降低，因有缺陷的零件被消除了。在硬件的使用寿命内，在不常见的时间间隔里发生随机失效（固有的失效速率）。第一阶段之后是用坏阶段，失效速率快速上升，这是由于物理的或环境的影响使装置的性能恶化。上述总的趋势可用“浴缸形”曲线描述，见图6.2。

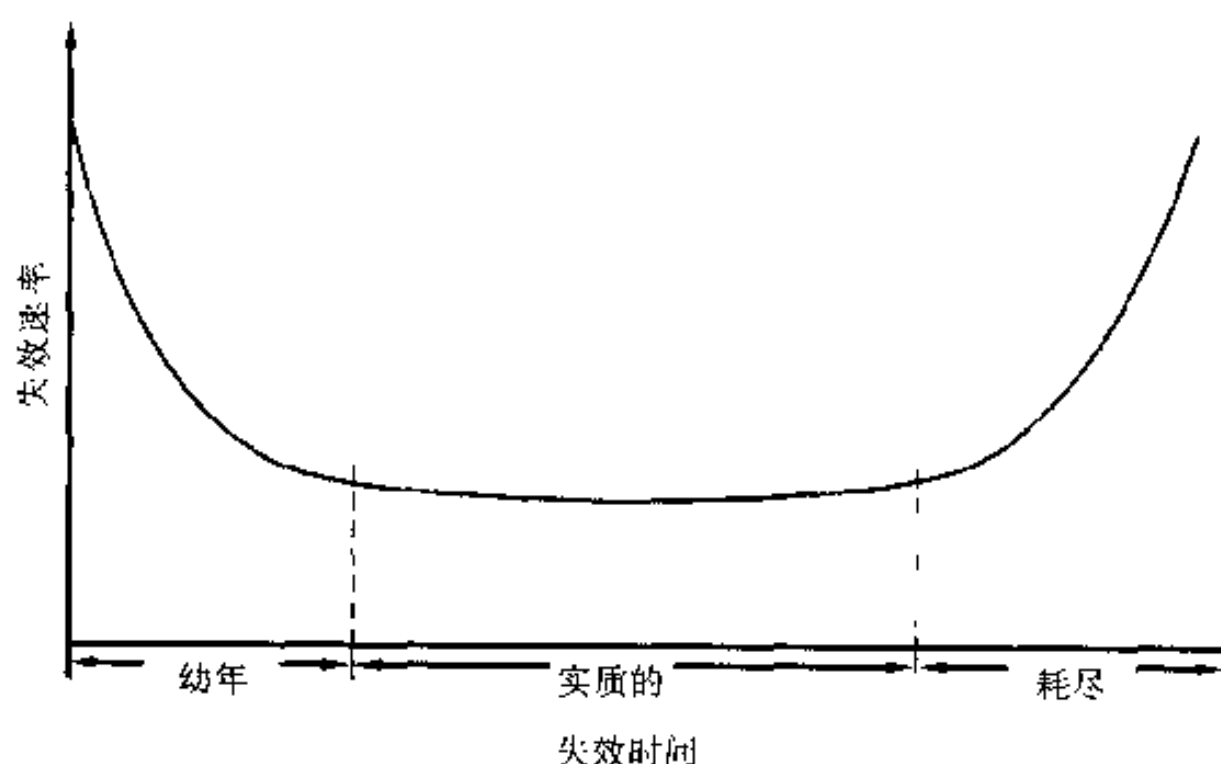


图 6.2 设备失效速率随时间的变化（引自 Marsh et al.^[21]）

6.2 失效机理

6.2.1 电子器件失效分析的术语

电子设备和材料失效分析所用的术语与其他类型失效分析所用的术语有一定的差别。在此范围内，失效模式（failure mode）是指引起可观察到失效特征（例如断路、短路、漏电）的设备故障的性质。引起设备故障的实际缺陷被称作失效缺陷（failure defect）（例如微裂纹和裂纹扩展）。产生失效缺陷的现象，如电迁移和腐蚀，被称为失效机理（failure mechanism）。使失效机理起作用的现象（如高电流密度、应力集中）被称为失效起因（failure causes）。当一运转的设备未达到技术要求（例如同步问题），被称作技术要求失效（specification failure）。当一设备的某些功能或全部功能均不起作用时，被称为硬性失效（hard failure）。利用这些术语将若干典型失效的模式、缺陷和机理之间的相互关系实例列于表6.1中。当然该表还不够全面。表6.2是失效机理在集成电路（IC）板中的分类。

表 6.1 失效模式与失效机理的匹配

失效模式	失效缺陷	失效机理/失效起因
断 路	失去相互联接	屏蔽故障
	腐 蚀	(i) 湿气 (内部气体、不良密封) (ii) 污染物 + 湿气
	机械损伤/划伤	不良加工/处理
	接头脱开	(i) 板上有污物 (ii) 接头处受过大压力 (iii) 包装应力 (iv) 生成 Al/Cu 金属间化合物 (v) 材料的相容性 (紫斑) (vi) 疲劳损伤
	金属敷镀层脱开	(i) 敷镀金属的 EM (ii) 加工缺陷 (台阶状敷镀、平板印刷) (iii) 腐蚀 (iv) 钝化剂成分错误
	金属敷镀层微裂纹	在沉积的金属敷镀层中应力迁移
	联接导线的局部断开	(i) 电学超载 (EOS) (ii) 静电放电 (ESD)
	模具开裂	热/机械应力
短 路	表面污染	(i) 导轨间的直接污染物 S/C (ii) 电化学金属迁移/枝晶
	绝缘层中的针孔	直接的 S/C
	异常析出	(i) 通过电子发射产生的 S/C (ii) 在双金属层中的晶须生长
	联接导线的局部断开	(i) 电学超载 (ii) 静电放电
	金属隆起	(i) 沿位错的扩散加强 (ii) 不良接触的合金化 (iii) 超载引发隆起 (iv) 电热超载
	金属短路	(i) 不良的接线布置 (ii) 覆涂层明确的缺陷 (iii) 联接线与底层短路

(续)

失效模式	失效缺陷	失效机理/失效起因
短 路	PROM 中的厚度不均匀	(i) 氧化物减薄 (ii) 应力区引发晶须生长
	表面增长	硅的电子发射
	包装导致短路	(i) 晶须生长——纯 Sn 电镀 (ii) 晶须生长——环境腐蚀 (iii) 晶须生长——烧结密封复合材料
漏 电	表面污染	(i) 表面漏电 (ii) 氧化物—硅界面处离子污染
	结点布局不好	加工过失
	热 点	(i) 覆涂层缺陷引发能量消耗过高 (ii) 结晶学缺陷引发电流集中
	金属隆起	金属沿结晶缺陷扩散
	氧化物破碎	(i) 电压超载 (ii) 氧化物缺陷 (内在的)
高温失效	模具接触不好	热超载
低温失效	耗尽层的宽度减少	对中或扩散明显不好

注：引自 Richards and Footner^[3]。

表 6.2 集成电路板内的主要失效机理

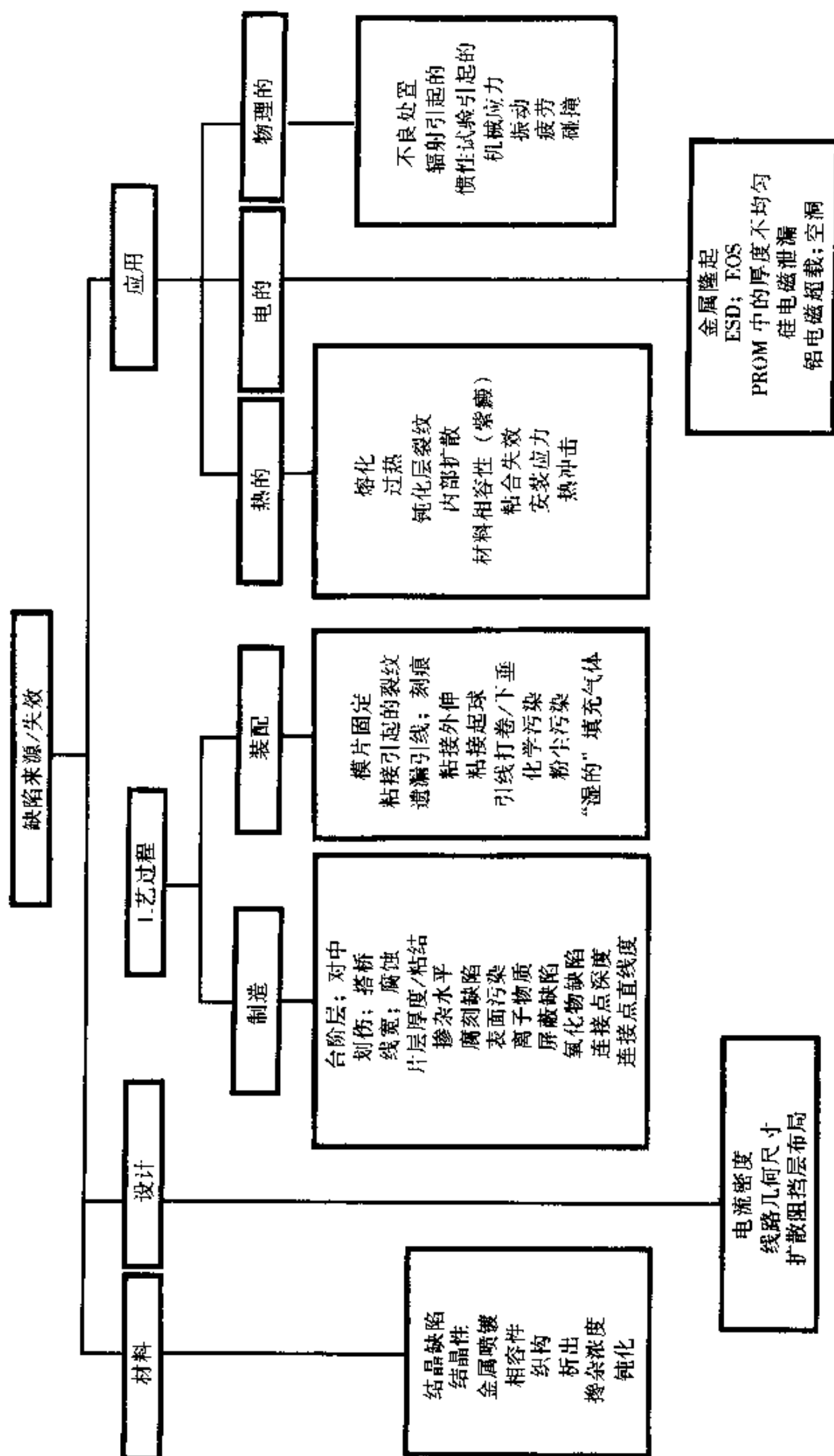
项 目	占发表的百分数	项 目	占发表的百分数
电迁移	25	绝缘破坏	6
内部短路	14	金属间化合物	4
内部断路	12	寄生作用	4
参数变化	10	结点漏电	4
表面逆转	8	枝晶	4
材料氧化	8	界限值改变	4

注：引自 Dicken^[4]。

失效缺陷有不同的分类方法。图 6.3 是一种分类图表，对分析失效起因为目的的有用。另一种分类如图 6.4 所示，对决定研究所需诊断工具有用。注意该图暗示，可能需要若干附加的技术以得到失效起因。

6.2.2 主要的失效机理

引起大多数电子组件失效的 4 种主要失效机理是变形、疲劳、磨损和腐蚀。每种机理均详述于表 6.3 中。其中的主要机理可概括地归类于环境影响，那明显地起因于温度过高或过低、振动、湿气和曝露于灰尘或盐分中、碰撞以及辐射损伤。此外，表 6.4 所述的加工缺陷可能起因于加工过程中。

图 6.3 根据失效起因, 电子器件失效的分类 (引自 Richards and Footner^[3])

缺 陷			需要的显微镜
包 装	外部的	机械的	长焦距、低放大倍数
		腐蚀的	大景深、试样易操作
	内部的	结合的	长焦距、中等放大倍数
		包装开裂	良好的穿透深度
		模具连接	中等景深、中等放大倍数
		污 染	低-中等放大倍数
模 具	表 面	模具开裂	低放大倍数、试样易操作
		污染	高放大倍数
		金属间断覆盖	高放大倍数、中等景深
		层次完整	高放大倍数、色彩有用
		结构/腐蚀	中-低放大倍数、综合分析
		结构/电学	中-低放大倍数、中等景深
	皮下的	结晶缺陷	良好的穿透深度
		电接头	中等景深
		金属-半导体界面	低-高放大倍数
		离子污染/放电有关的	有时需要除去选定层

图 6.4 用于选择诊断工具的包装和模具失效的分类（引自 Richards and Footner³¹）

组合元件和集成电路（IC）半导体装置中，失效机理可分为 4 种主要类型：

1. 伴随事件的电应力失效
2. 与材料有关的内在失效机理。
3. 与连接、钝化和包装等外在因素有关的失效机理。
4. 离子污染引起的逆转。

表 6.3 电子器件和机械零件的机械失效机理

变 形	疲劳和断裂	磨 损	腐 蚀
弯 曲	韧性断裂	粘着磨损	腐蚀疲劳
屈 服	脆性断裂	粘着磨损	应力腐蚀
蠕 变	疲劳断裂	皮下源疲劳	电化学腐蚀
蠕变弯曲	高频疲劳	表面源疲劳（点蚀）	裂缝腐蚀
翘 曲	低频疲劳	硬皮下源疲劳（剥落）	点蚀
塑性永久变形	残余应力断裂	气蚀	生物腐蚀
塑性暂时变形	脆性断裂	微振磨损	化学浸蚀
热松弛	热疲劳断裂	划痕	微振腐蚀
撞击磨损	扭转疲劳，微振断裂		

注：引自 Delis⁵⁷。

表 6.4 加工过程中显露的加工缺陷

加工缺陷	所占百分比	加工缺陷	所占百分比
断路	34	勉强合格的接点	9
焊料搭接	15	小球、空洞	7
遗漏零件	15	坏零件	7
零件取向错误	9	错误零件	7

注：引自 Dylis^[5]。

6.2.3 取决于事件的电应力失效

电超载 (EOS) 及静电放电 (ESD)。有两种主要的电应力失效, 约占所有半导体现场失效的 50%: (1) 电压引起的。起因于绝缘损坏或氧化物击穿; (2) 电流引起的。金属敷镀层因放电电流而加热烧毁或熔化。电压或电流超载大于 $1\mu\text{s}$ 所引起的破坏被称为电超载失效, 小于 $1\mu\text{s}$ 的称为静电放电失效。来自电源通断、继电器动作的电压或电流的瞬时作用均能引起 EOS。IC 在系统中的应用不当也能引起 EOS。在 EOS 时, 大电流引起的高温失控状态能使 Si 熔化 (1688°C) 造成短路; 也可因金属敷镀层熔化而造成断路 (图 6.5)。引起 ESD 是积累的静电电荷 ($100\text{V} \sim 20\text{kV}$) 通过低电阻的 IC 对地快速 (数百皮秒到 1ms) 放电所致。所产生的高压放电会损坏绝缘薄膜 (例如氧化物闸门), 以及在 CMOS 系统中引起热效应 (图 6.6)。图 6.7 是各种电子装置对 ESD 敏感度的额定分级。图 6.8 是在双极和 MOS 构件中 ESD 损伤机理的示意图。由于 ESD 损伤的面积很小, 通常要用扫描电镜才能发现, 而 EOS 用光学显微镜即可。表 6.5 是解释电应力所致物理损伤的指南。电力循环引发的底板结合的损伤如图 6.9 所示。在金属氧化物半导体场效应晶体管 (MOSFET) 电源底板上因 ESD 而使多晶



图 6.5 在 16K 动态存取存储芯片中电超载引起的金属敷镀层 (箭头) 熔化造成的损伤 (引自 Amerasekera and Najm^[11])

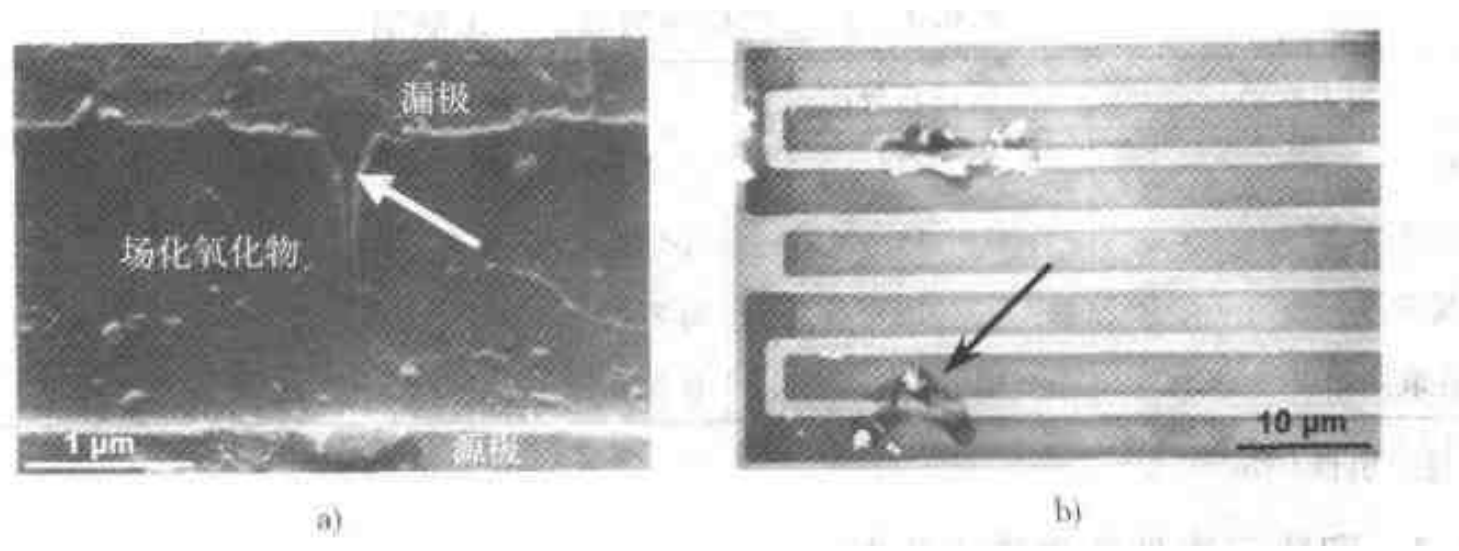


图 6.6 静电放电损伤举例

a) 在 nMOS 晶体管中 ESD 造成的损伤 (箭头所指) b) 在 CMOS 集成电路晶片中 ESD 造成的漏极 - 源极短路 (箭头所指)(引自 (Amerasekera and Najm^[1]))

硅熔化后所生出的丝状“触手”如图 6.10 所示。在静电作用下，电子部件的性能通常下降，有时完全失效。应该指出，对加工人员的培训是将电应力损伤减至最小的关键所在，因为他们不但对大多数电荷积累而且对大多数放电负有责任。表 6.6 中将因人们活动而增高的静电电压与各种电子装置的击穿电压作了对比。还应指出，在电子部件或装置工作寿命的任何阶段均会因静电放电而使性能下降或失效。此外，若干电子设备的大部分寿命周期均消耗在单一的操作模式上，其间除发生润滑剂干燥、金属部件蠕变和聚合物变脆等

ESD 敏感度评级	网络电压
EMP	
"N" 级	40 000V
3 级	16 000V
	15 999V
2 级	4 000V
	3 999V
1 级	2 000V
	1 999V
	1V

图 6.7 ESD 敏感度评级，应用于各种类型的装置 (引自 Lee^[6])

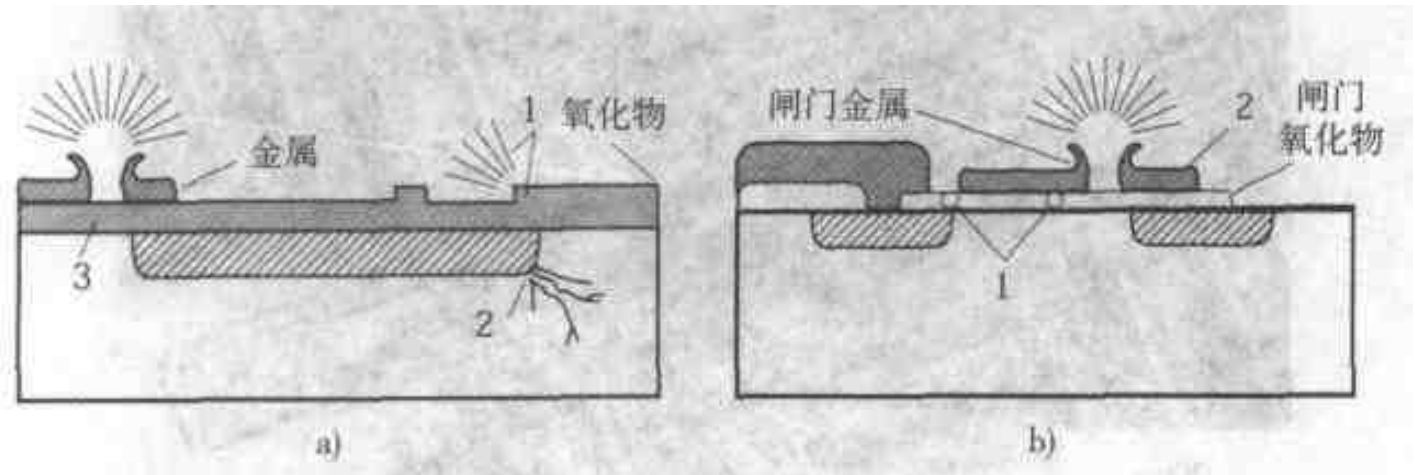


图 6.8 ESD 损伤截面示意图

a) 在双极结构中(1,金属通过接点迁移;2,硅在块中熔化;3,金属或聚乙烯熔融)
b) 在 MOS 结构中 (1, 闸门氧化物断裂; 2, 闸门金属熔融) (引自 Lee^[6])

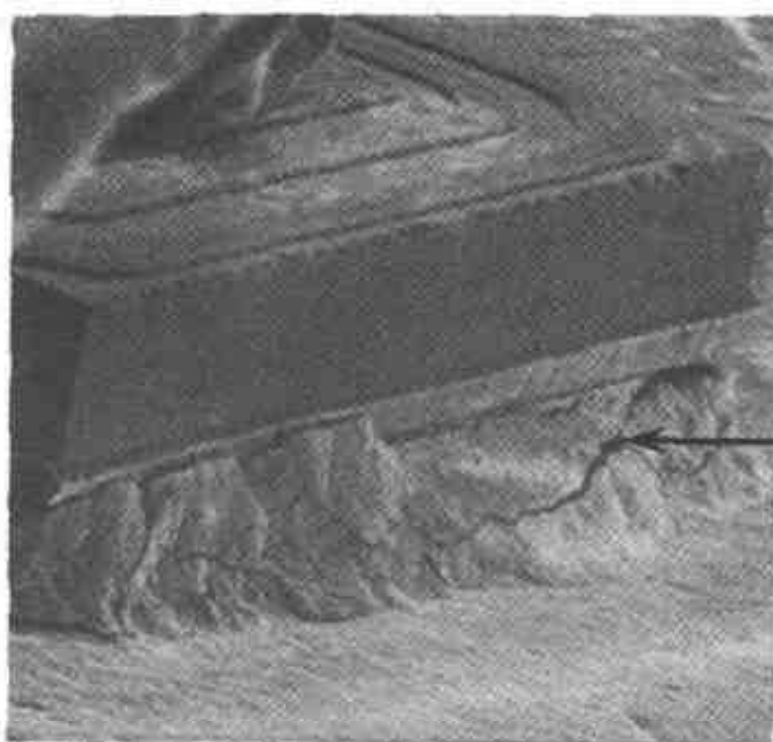


图 6.9 过量电力循环引起底板结合处开裂（箭头处）
（引自 Lee^[7]）

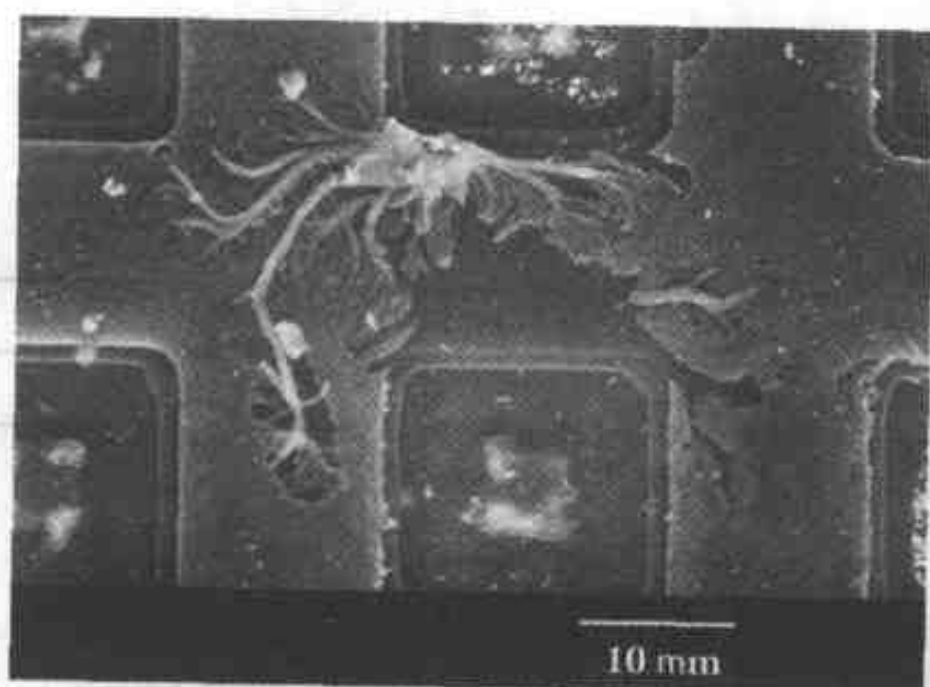


图 6.10 去除金属敷镀层及绝缘氧化物后，在 MOSFET 装置中观察到的熔融多晶硅“丝”
（引自 Johnson and Pote^[8]）

老化效应外，由于吸附湿气、氯或其他化学物质而使性能恶化。有 3 种方法防止 ESD：

1. 将电荷积累减至最小或消除。
2. 将积累的电荷引入导体中。
3. 把绝缘体中积累的电荷中和掉。

表 6.5 解释电致损伤的装置中物理损伤的指南

物理迹象	最可能原因	论 断
1. 在整个底板上重新形成的金属化敷镀层	超出 FBSOA ^[1] ，装置过热，或过量的循环	EOS/FBSOA
2. 在发射板重新形成金属化敷镀层	用任何类型的基板激励均超出 FBSOA ^[2] ，限流击穿 BV_{ceo} (sus) 的操作	EOS/RBSOA
3. 在发射板的特性区内熔化的通孔	Es/b 操作或重复的瞬时高压	EOS，二次击穿

(续)

物理迹象	最可能原因	论 断
4. 在发射板的异常区或具有边沿电弧放电的底板内熔化的通孔	使用中非重复性瞬时高压	EOS、瞬时高压
5. 连接线熔化、底板通常无问题	正向偏压连接	EOS、电流脉动, 反向
6. 连接线熔化, 合金底板内熔化的通孔, 金属合金化	大量超载	EOS、原因不详
7. 连接线间氧化物中的微孔或氧化物中可见的银痕	高电压、低能量	ESD 事件, 瞬时试验
8. 连接线或闸门短路——没有明显的其他物理损伤	ESD 事件, 损伤在硅块中	ESD 事件

注: 引自 Lee¹⁸

① FBSOA 是指正向偏压安全操作区域

② RBSOA 是指反向偏压安全操作区域

表 6.6 人员活动和静电电压以及各种装置对 ES 损伤的敏感度

来自人员活动的静电电压/kV		
静电来源	湿度 (10% ~ 20%)	湿度 65% ~ 95%
跨过地毯	35	1.5
跨过乙烯塑料地面	12	0.25
从椅子上站起来	1 ~ 1.5	—
工作台边的工人	6	0.1
从工作台上举起聚乙烯袋子	20	1.2
坐在有乙烯塑料垫的椅子上	18	1.5
卷在乙烯塑料中 (操作手册)	7	0.6
各种装置对 ESD 的敏感度		
装 置 类 型	ESD 致伤范围/V	
VMOS	30 ~ 1800	
CMOS	250 ~ 3000	
MOSFET 电源	100 ~ 200	
FET 砷化镓 (GaAs)	100 ~ 300	
FET 接点	140 ~ 10000	
运算放大器 (Op-amp)	190 ~ 2500	
硅控放大器 (SCR)	680 ~ 1000	
ECL	500 ~ 1500	
双极晶体管	380 ~ 7000	
MOSFET	100 ~ 200	
CMOS RAM	250 ~ 700	
肖特基二极管	300 ~ 2500	
肖特基 FET	1000 ~ 2500	
薄膜电阻 (厚膜或薄膜)	300 ~ 3000	

注: 引自 Viswanadham and Singh¹⁹

闭锁。闭锁是一种发生在硅控放大器（SCR）中的现象。当电源板与地之间形成低电阻（图 6.11），引发过量电流，造成灾害性或非灾害性失效。在 MOS 工艺中，另一值得注意的是闸门氧化物的完整性，称为“闸门氧化物的完整性”（GOI）。外部漏电可能起源于钾、钠或氯离子的污染。另一受到关注的是电荷通过场氧化物分隔激活的扩散区而运动。在存储装置中，如动态随机存取存储芯片（DRAM）及静态随机存取存储芯片（SRAM），没有通过存储有重要电荷的闸门氧化物而漏电是至关重要的。关于这种漏电的一种机理，是在 Si-SiO₂ 界面上填隙原子捕获了电子（图 6.12）。另一种机理是，在一些亚微米装置中，很高的横向场强使载热体（通常是电子）注入到介电氧化物中（图 6.13）。在亚微米装置中，不同加工阶段使用的等离子体加工技术可能损伤氧化物，从而增加了氧化物的漏电。

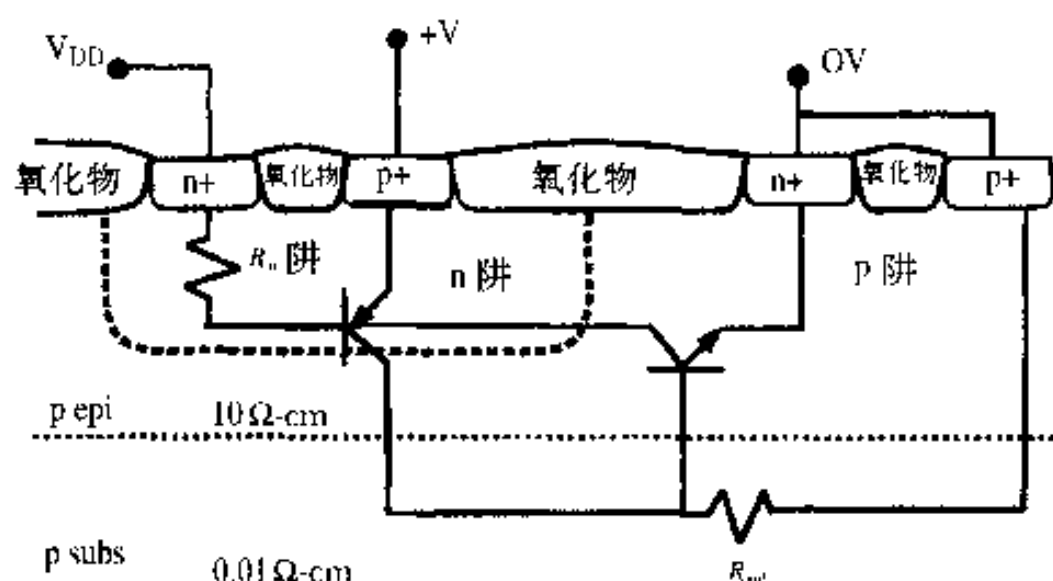


图 6.11 截面示意图显示在 pnpn 装置（也称硅控放大器（SCR））中的闭锁现象。闭锁的发生是当触发 SCR 时，在电源板（+V）和地（0V）之间形成低电阻通道（ R_{sub} ）。在电源板或输入/输出板中也可由电压或电流的瞬变引发。瞬变去除后，低电阻通道仍保留（引自 Amerasekera and Najm^[1]）

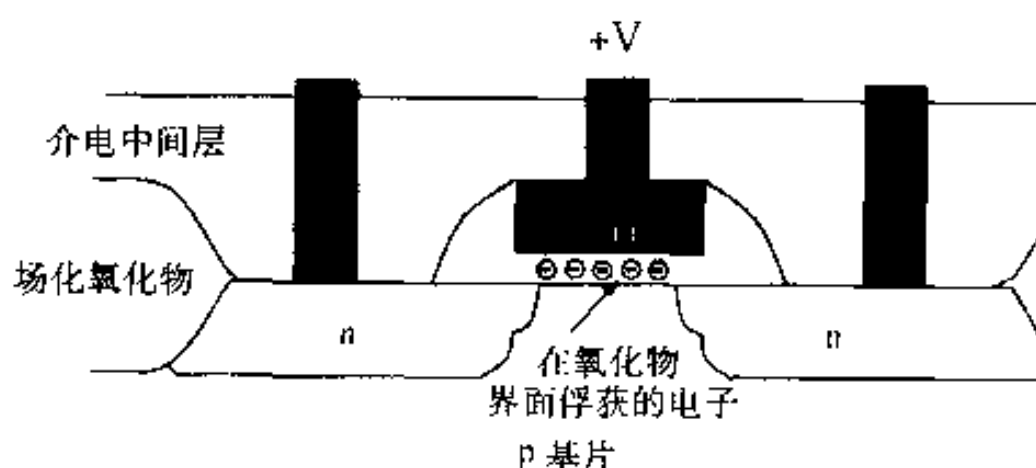


图 6.12 在 nMOS 晶体管中缓慢俘获电子引起漏电的示意图（引自 Amerasekera and Najm^[1]）

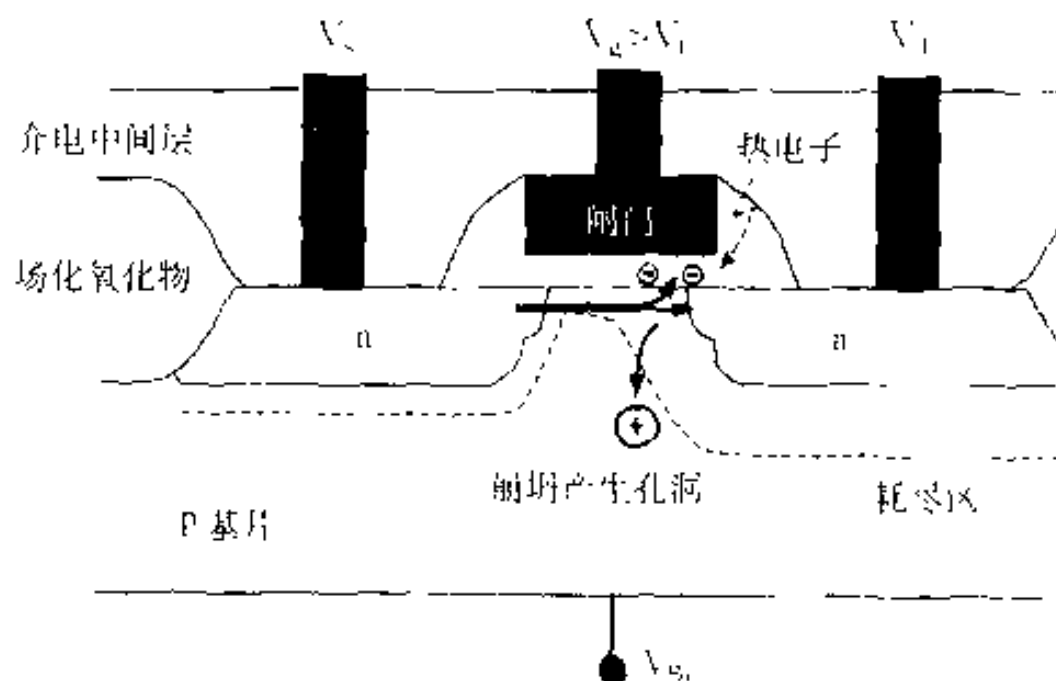


图 6.13 在亚微米的 nMOS 晶体管中高横向磁场将热电子注入氧化物中的示意图（引自 Amerasekera and Najm^[1]）

6.2.4 与材料有关的内部失效机理

晶体缺陷，如填隙原子（点的）、位错（线的）、缺陷堆积（面的）、脱溶（体的）等，因增加了通过氧化物的漏电或基片电阻的波动而均有害于装置的性能。在双极半导体中，磷原子从外延集电区沿位错扩散，引起集电极—发射极短路（图 6.14），称为“管道”。此外，外部辐射（ γ 射线、X 射线、宇宙线）或内部辐射（ α 粒子、 β 射线）能与半导体材料发生作用，产生电子空穴对而干扰电路性能（辐射损伤）。

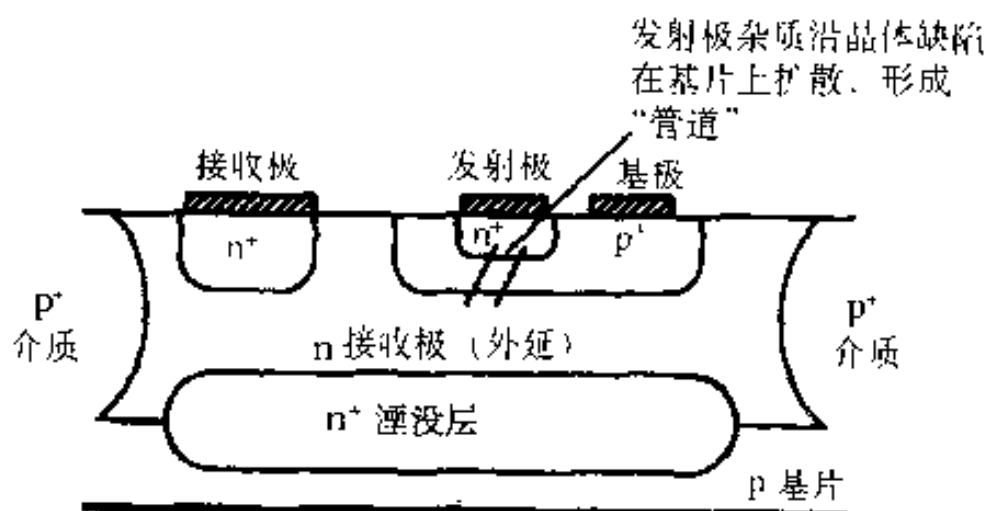


图 6.14 磷沿晶体缺陷的强化扩散示意图（引自 Amerasekera and Najm^[1]）

6.2.5 外部失效机理

金属敷镀层。电子电路的性能随内阻的增加而恶化。金属敷镀层问题可引起内阻增加，如通过原子迁移或腐蚀而分别产生的电致迁移或接触迁移。其他与金属敷镀层有关的问题讨论如下：

电致迁移。这一机理是，电子在强电流密度的作用下流动，致使金属原子在电子流动的方向上运动，使金属原子在正偏压端堆集，称为“小丘”；在负偏压端形成空位，称为“空穴”。在功率晶体管的铝引线中发生的这一效应是一个例子，如图 6.15 所示，损伤的速率与电流密度的平方成正比，与温度则为指数关系。很明显，这个问题主要与直流电有关。铝引线的断路是一个例子，如图 6.16 所示。图 6.17 示意地描述 3 个一般问题：断路、晶须引起的短路以及电致迁移引起在分离的电平之间生成原子“小丘”。铝引线特别容易产生这种缺陷，因为铝具有较高的晶粒边界自扩散系数。由于集成电路的铝引线很薄，通过其中的电流密度通常很高（达每平方厘米数百万安培）。晶粒边界择优电致迁移的一

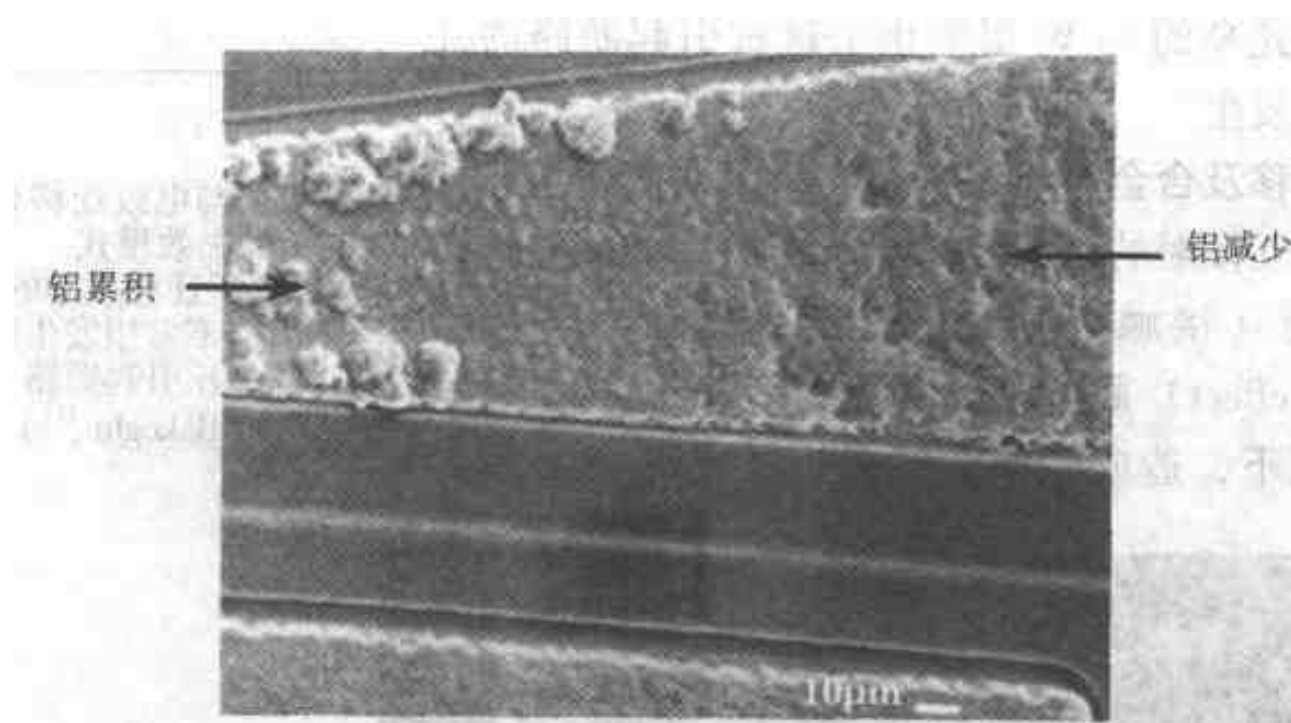


图 6.15 在功率晶体管中铝的电致迁移。注意铝在左端累积，在右端减少（引自 Haythornthwaite^[10]）

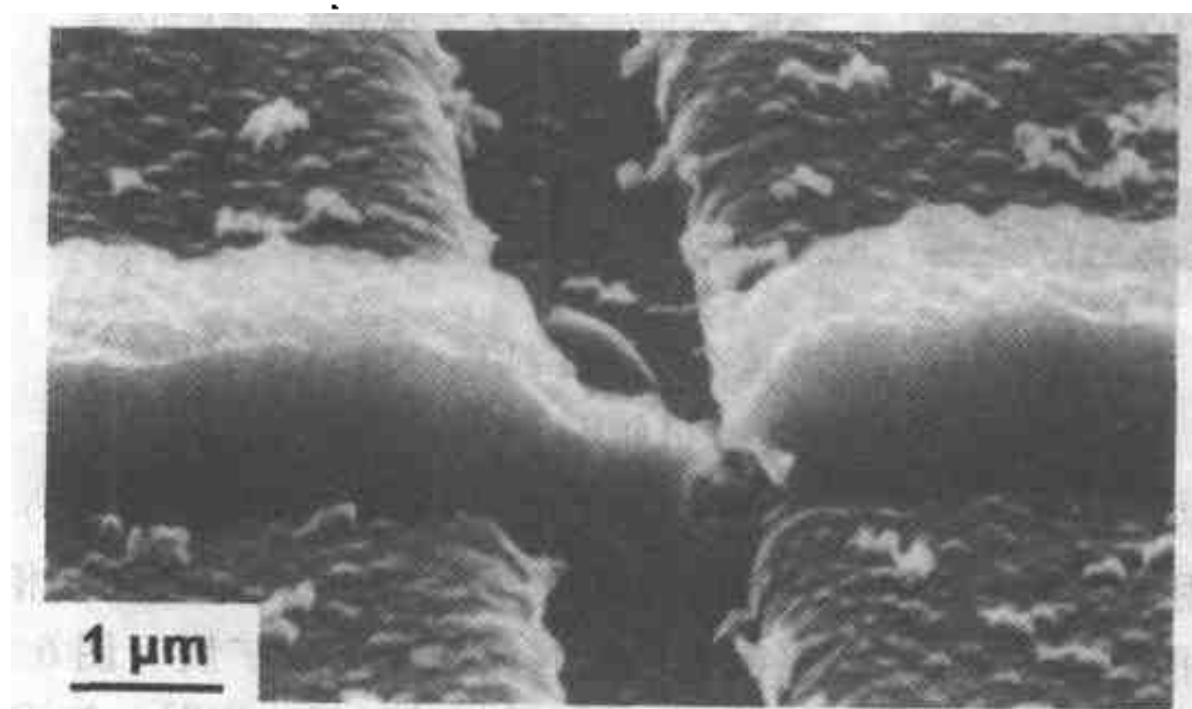


图 6.16 电致迁移造成的铝引线断路
（引自 Amerasekera and Najm^[11]）

个例子如图 6.18 所示。由于与晶粒边界有关，减轻电致迁移的办法是增大金属导体的晶粒尺寸，使之与连接段的宽度和厚度近似，即所谓“竹节结构”，如图 6.19 所示。其他减轻电致迁移的方法包括铝中加铜的合金化及限制最大设计电流密度。在引线方面的最新进展是在钛或钨层之间夹入铝/硅层。利用耐热金属来减轻电致迁移如图 6.20 所示。在这种情况下，上面的铝层在 45° 斜坡上遭受严重的电致迁移，经过若干中间层后，接触到底部的硅。而光亮的 Ti-W 层阻止了这种引起断路的电致迁移的发生。

接触迁移及合金隆起。在高电流密度或高温的作用下，相互接触的铝和硅会相互扩散。如果硅扩散入铝轨道（接触点）中，由于克肯道尔效应（Kirkendall effect）而产生空穴，使接触电阻增加；在极端情况下，造成断路。如果铝扩散入硅区域

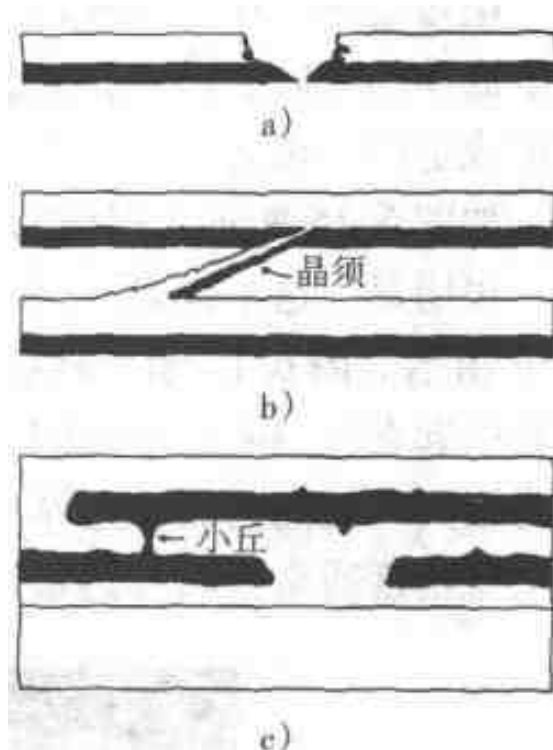


图 6.17 与电致迁移有关的失效模式

- a) 金属原子迁移引起的断线
 - b) 晶须引起不希望发生的短路
 - c) 小丘引起短路
- (引自 Bakoglu^[11])

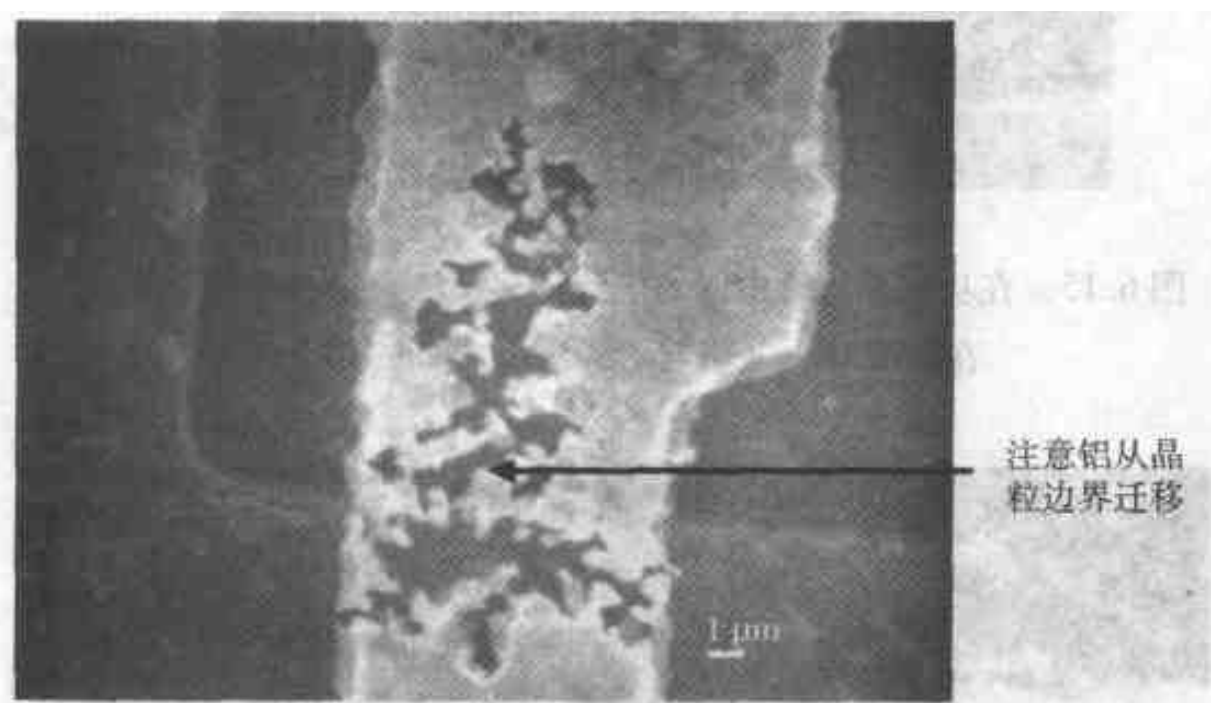


图 6.18 在集成电路芯片的铝线上，铝从晶粒边界

择优电致迁移（引自 Haythornthwaite^[10]）

中，隆起使结合处漏电（图 6.21）。在这方面，(100) 基片比 (111) 基片更易产生隆起。用于减轻或消除这一问题的方法，可以是使用铝合金（相对于纯铝而言）或使用阻隔材料（钛、钨或氮化钛）来阻止相互扩散（图 6.22）。第 3 种办法是使用接触好、阻隔好和导电好的三重好的材料，如图 6.23 所示。接触好的材料有 TiSi_2 及 PtSi ，阻隔扩散好的材料有钛钨合金或单独的钛或钨层。

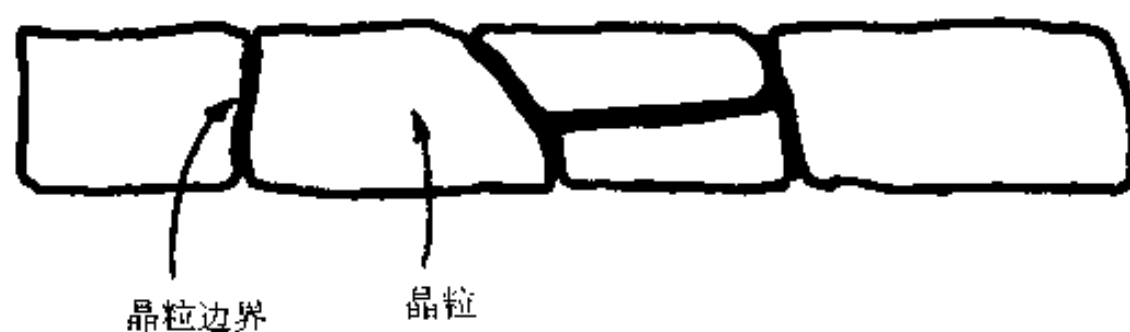


图 6.19 金属丝中的竹节结构示意图 (引自 Bakoglu^[11])

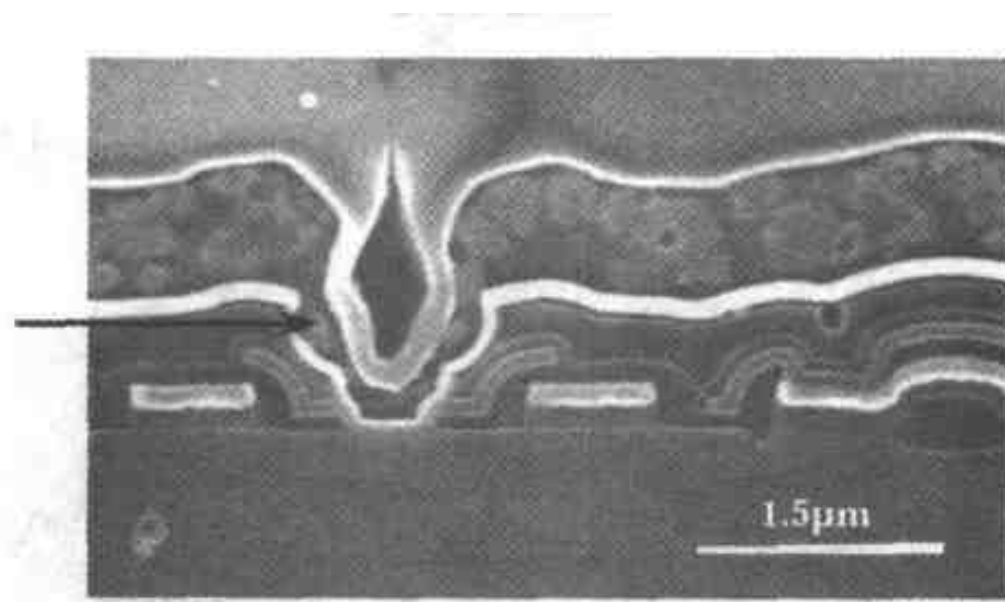


图 6.20 小接点处金属的连续性 (箭头) 被 Ti/W 沉积层 (光亮的) 保持住 (引自 Haythornthwaite^[11])

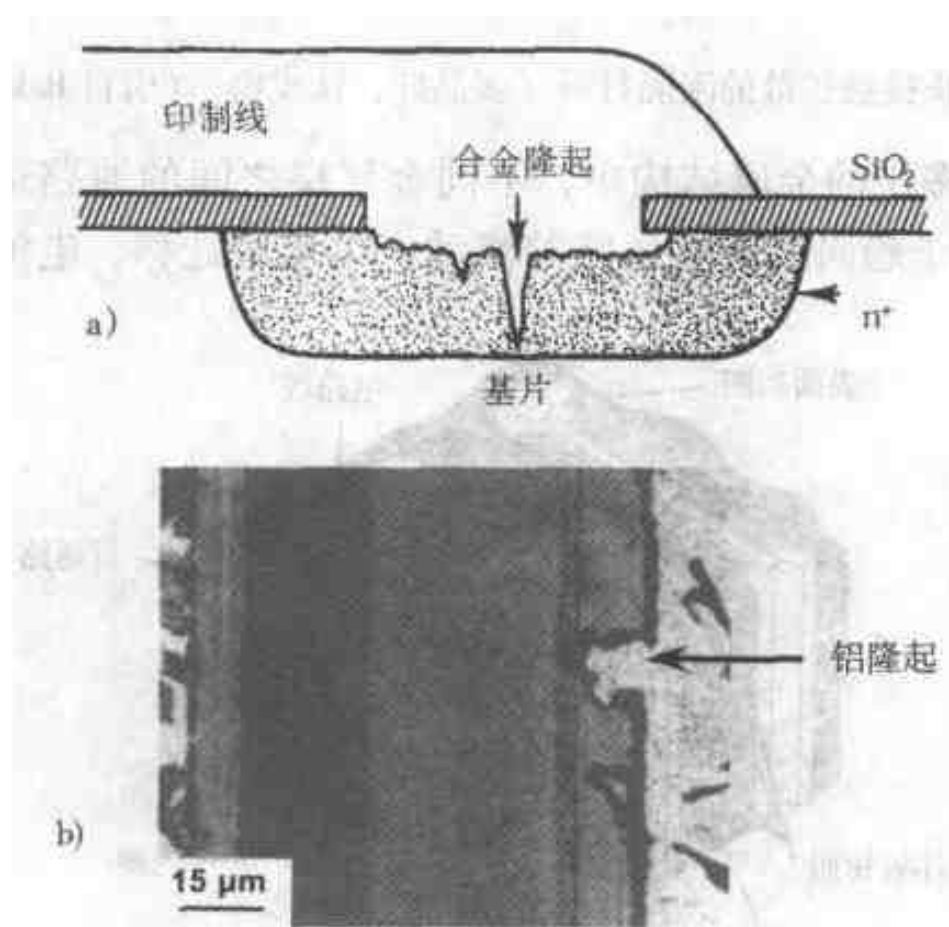


图 6.21

a) 隆起生成示意图 b) PIN 二极管的横截面, 显示铝隆起 (箭头) 的侵入 (引自 Amerasekera and Najm^[11])

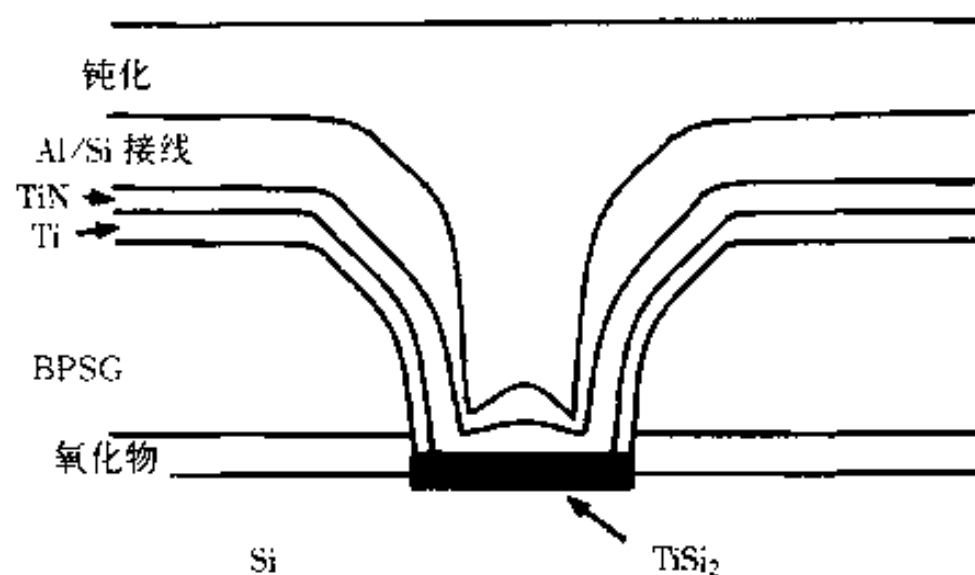


图 6.22 防止相互扩散的一种方案示意图 (引自 Amerasekera and Najm^[1])

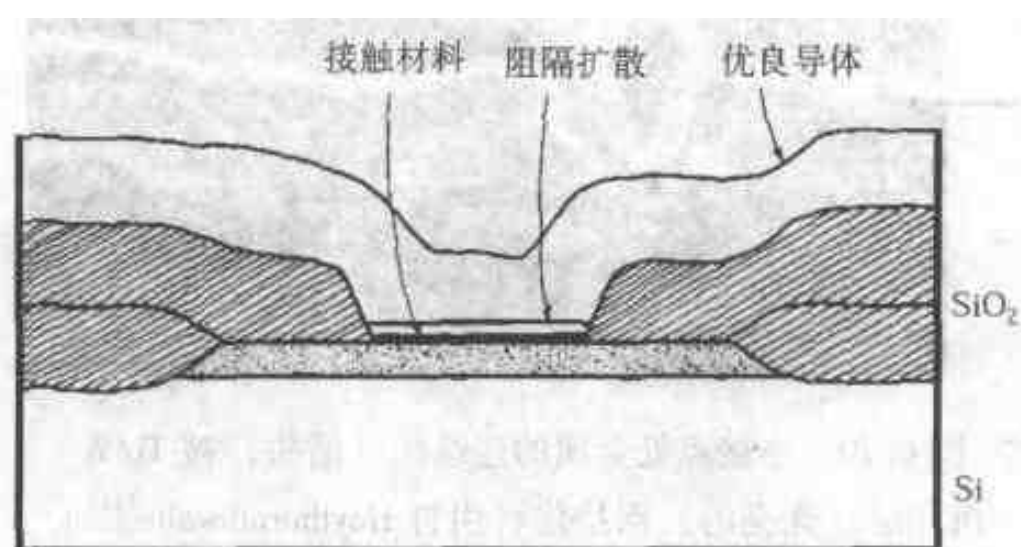


图 6.23 防止接触扩散的阻隔材料 (多晶硅, 钛或钨) (引自 Bakoglu^[11])

通路迁移。在多层的金属结构中, 不同金属层之间的通路造成接触, 如图 6.24 所示。金属原子趋向或背离通路的流动产生接触迁移, 电流在两个方向上

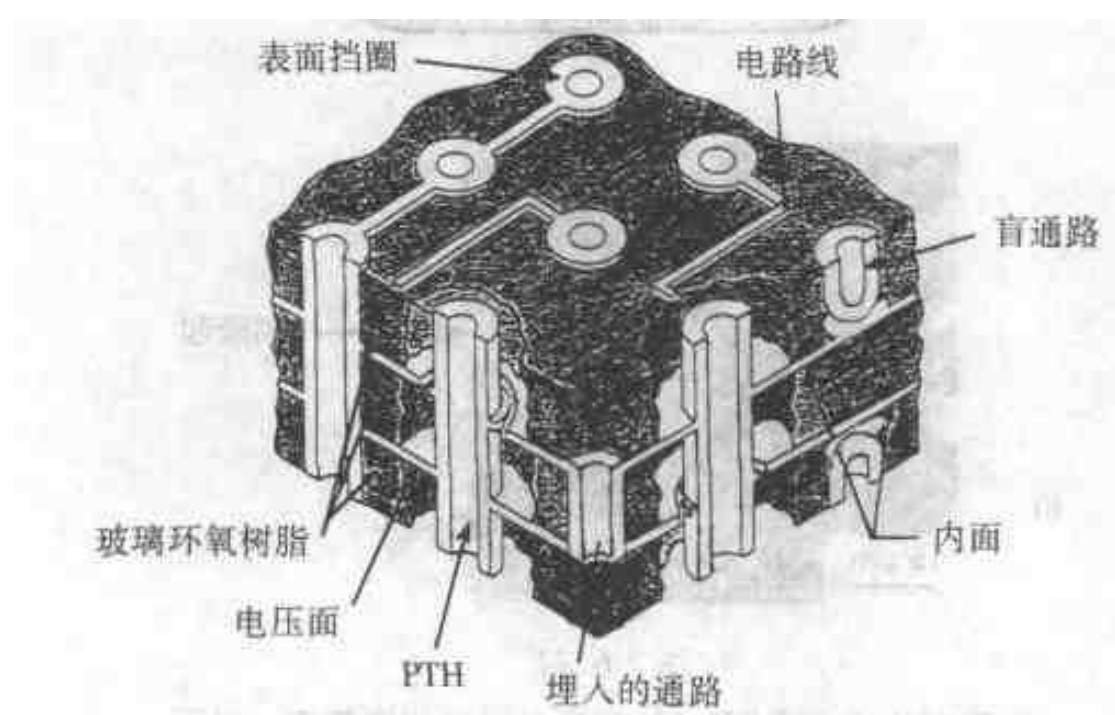


图 6.24 PCB 中通路的三种类型 (盲的、埋入的和通的) 示意图 (引自 Viswanadham and Singh^[9])

的流动能产生空穴。存在残余氧或硅瘤时，情况更为恶化。减轻的办法是在通路之间放一薄层的钛或铝覆镀层。

腐蚀。模片中的金属覆镀层能与吸附的湿气或离子污染物起反应，增加了线路的电阻或造成断路。

微裂纹及阶梯区域。金属敷镀过程的地形效应所产生的问题，如图 6.25 所示。由于金属层的厚度较小，导致电流密度较高，使电致迁移在阶梯区域增强。不良的阶梯区域如图 6.26 所示。较小的截面对显微开裂更为敏感，因而形成断路。一些技术可用以减弱这一问题。第一种技术是转动铝导体上面的晶片，使沿阶梯的沉积物分布均匀。第二种技术是平面化，以减少表面的粗糙度。有时采用导电螺柱填入通路的空腔中。最新的进展是引入 CVD 铝沉积技术。

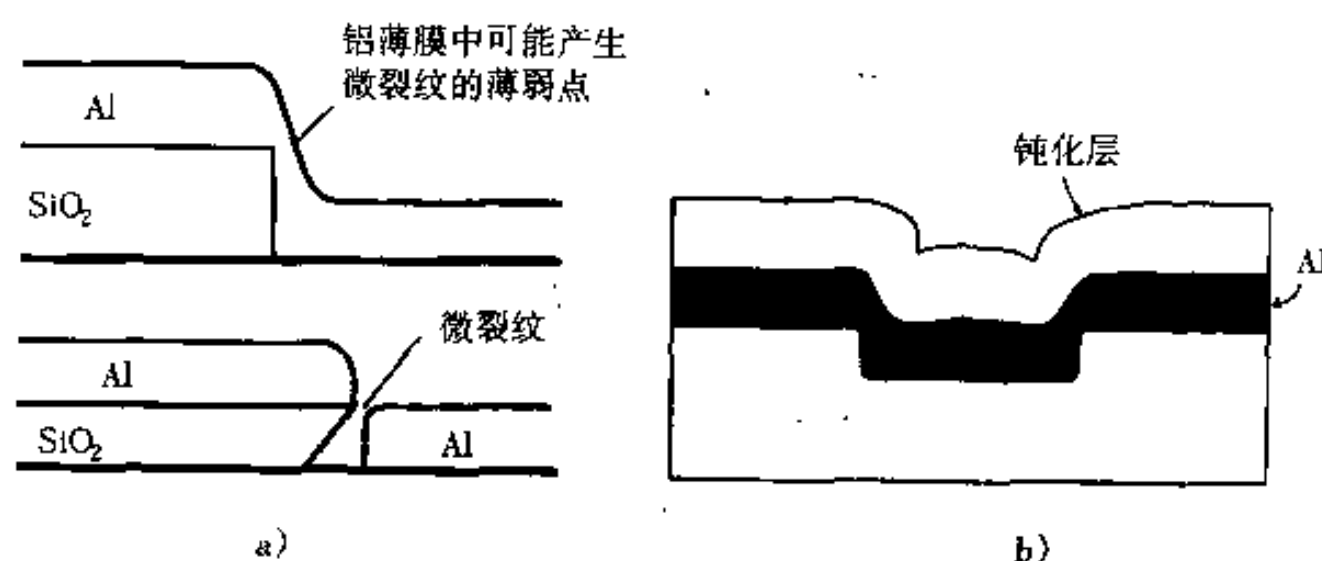


图 6.25

a) 可能产生微裂纹的氧化物阶梯和凹陷部位示意图 (引自 Amerasekera & Najm^[11]) b) 在 VLSI 底板上的阶梯区域。很薄的连接线产生诸如断路、短路、电阻增加、电致迁移易发点等问题 (引自 Bakoglu^[11])

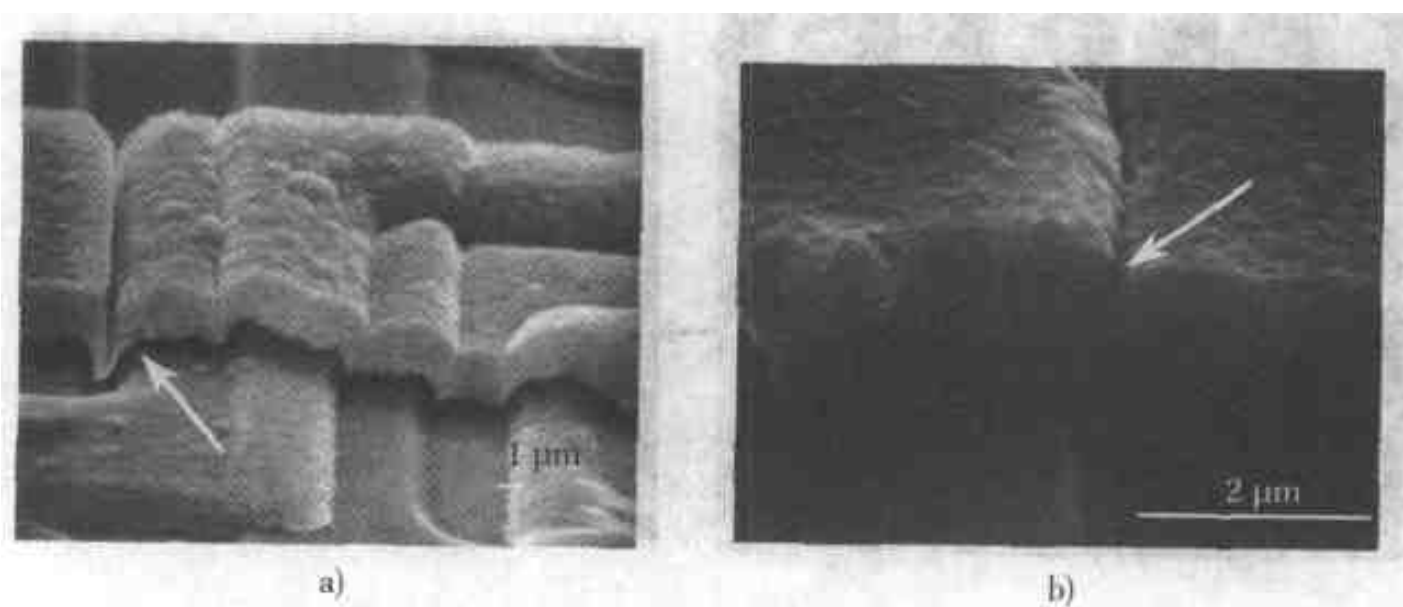


图 6.26 阶梯处不适当的金属敷镀层举例 (箭头)

a) 引自 Haythornthwaite^[10] b) 引自 Martin^[12]

应力引起的迁移。金属薄层在加工过程中常常产生较大的机械应力，这本身又引起薄层的塑性变形。当存在较大的拉应力时，金属薄层变薄（塑性变形）能增加电阻，最终引起断路；当存在较大压应力时，能生成晶须，招致短路。在芯片制造过程中，通常在 $350 \sim 400^{\circ}\text{C}$ 的温度范围在导体上沉积一层氮化硅或氧化硅玻璃，用于防止以后发生的损伤或腐蚀。在沉积过程中，这一沉积层不存在应力。而在室温时氮化物受到压应力，铝受到拉应力（残余应力）。当这种受力状态在低温下经受温度循环时，使应力可能超过铝的断裂强度，而使铝薄层结构发生断裂。图 6.27 是一个例子，在存储芯片的铝存储线中裂纹使若干存储能力丧失。另一例子发生在图 6.28 所示的微波功率晶体管中。使用中间氧化物层（具有可塑性）或改进温度冷却周期均有助于缓解这一问题。

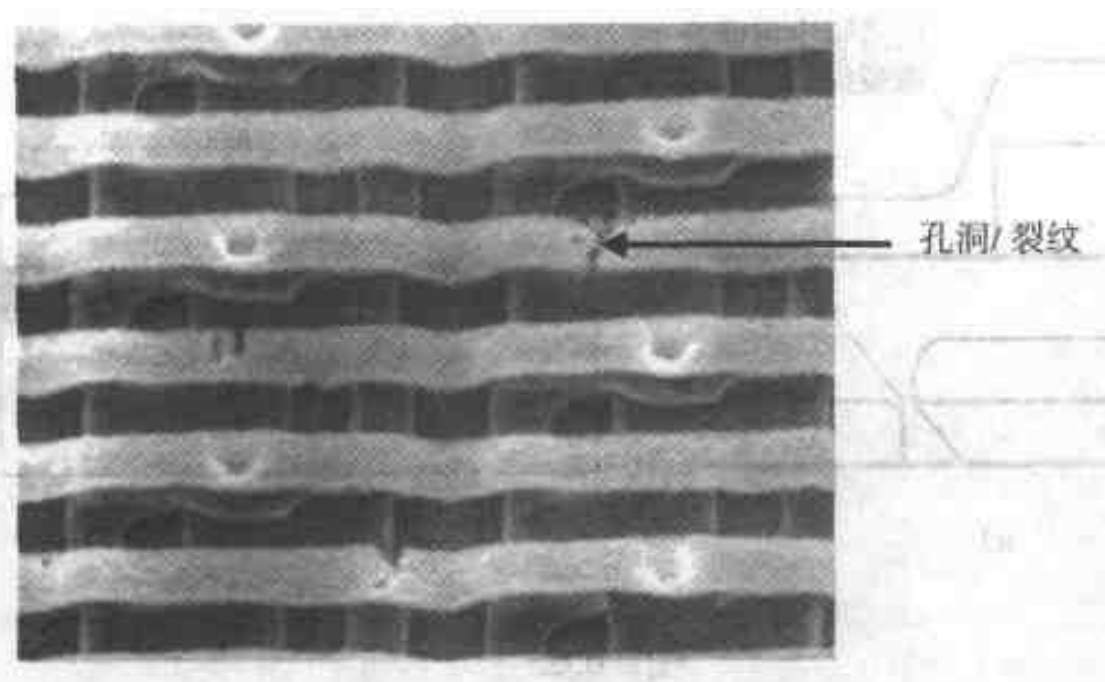


图 6.27 存储电路的铝印制线中的应力孔洞（裂纹）
（去除玻璃表层后）（引自 Haythornthwaite^[10]）

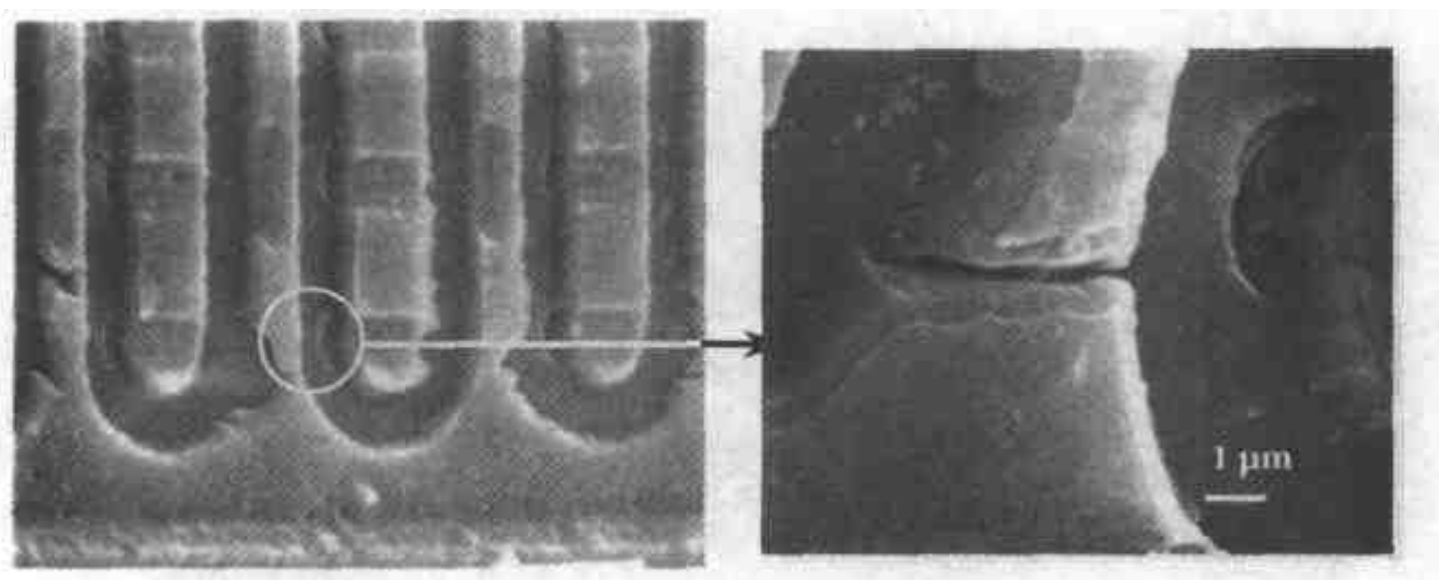


图 6.28 在微波功率晶体管中的应力断裂。导体宽度减小后易于电致迁移（引自 Haythornthwaite^[10]）

封装。图 6.29 示意地显示电子封装件中的元件。芯片（晶片）安装在引线架上。晶片与引线架之间用细导线（直径 $0.025 \sim 0.05\text{mm}$ ）连接。引线架提供了封装件与外部宏观线路的导电路径。整个系统再密封于陶瓷封装中或不那么昂贵的用传递模型法制成的塑料封装中。图 6.30 示意地显示了细导线的粘接情况。有两处是冶金学结合：一是细导线与晶片的球形结合点；另一处是细导线与引线架的楔形结合点。

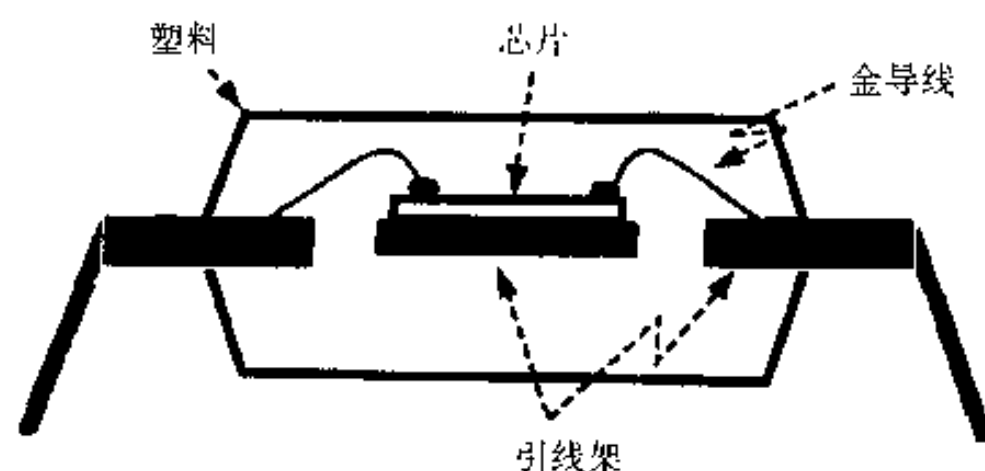


图 6.29 显示各个元件的模塑封装的截面示意图
(引自 Amerasekera and Najm^[1])

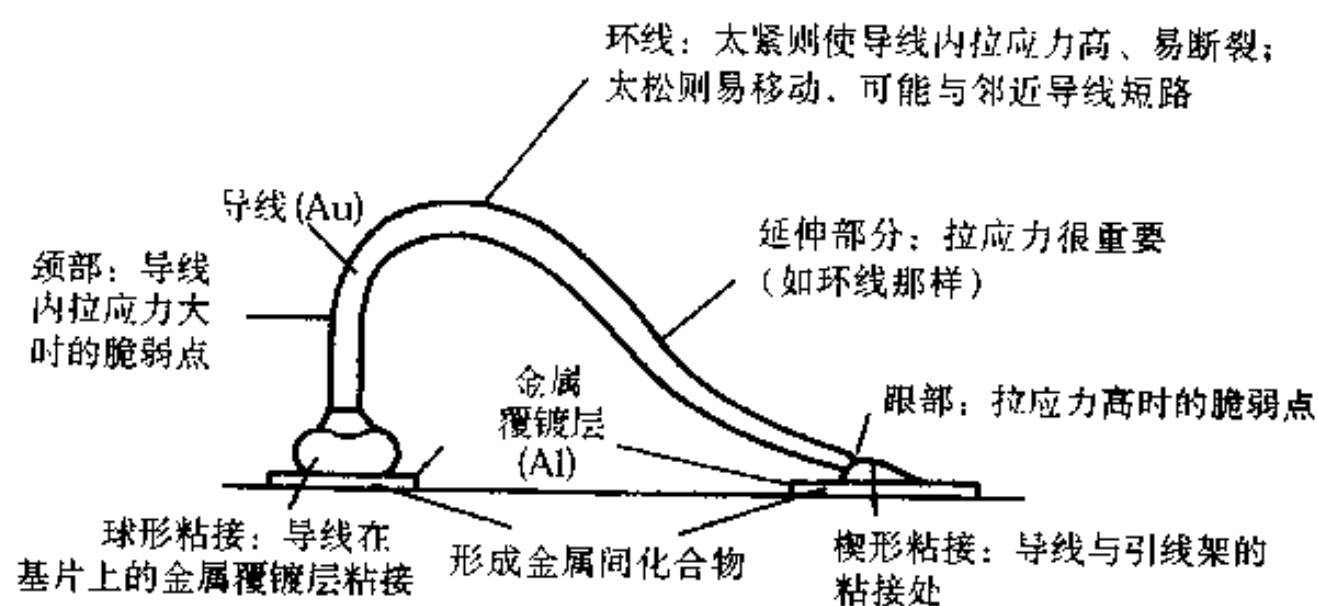


图 6.30 用于 IC 中的典型导线粘接的示意图
(引自 Amerasekera and Najm^[1])

晶片粘接处的损伤。表 6.7 是用于不同部件封装的各种合金的化学成分。在密封封装时，引线架与晶片之间用金硅共晶合金粘接。在塑料封装时，则用软焊料或聚合物粘接（含银环氧树脂或聚酰亚胺粘接剂）。在晶片的粘接过程中，在晶片和引线架之间可能生成孔洞，以后这些孔洞可能生成裂纹或热点。晶片粘接处开裂的一个例子如图 6.31 所示。吸附的湿气或离子污染物迁移到表面上也会产生问题。在选择晶片粘接材料时，必须考虑其热膨胀系数是否能适当地匹配，

以防止在使用中发生开裂。

表 6.7 IC 封装中不同零件所用的材料

包装零件	封装类型	所用合金	化学成分 (质量分数) (%)
引线架	所有类型	合金 42	41Ni-0.02C-0.4Mn-0.15Si-58.43Fe
共晶粘接	陶瓷封装	金硅合金	94Au-6Si
软焊料	塑料封装		97Pb-1.5Ag-1Sn 60Pb-40Sn
聚合物密封	陶瓷封装		含银环氧树脂 聚酰亚胺粘接剂

注：引自 Amerasekera and Najm^[1]。

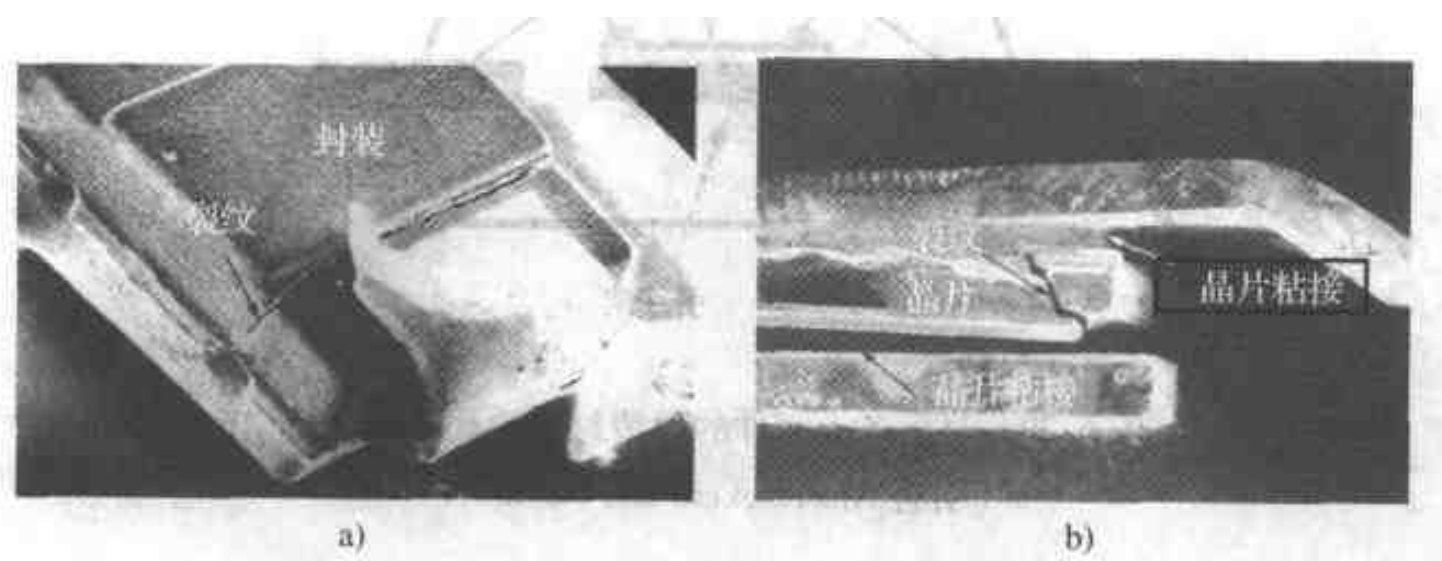


图 6.31

a) 塑料封装中裂纹的扫描电镜照片 b) 拆封后, 显示晶片中的裂纹(引自 Martin^[12])

导线粘接处的损伤。纯金、金 + w (Cu) = 1% 或铝 + w (Si) = 1% 用于粘接导线。在高级 IC 封装中, 有时使用金 + w (Be) = 1% ~ 2% 合金, 因其具有沉淀硬化强度及在低温抗晶粒长大。制作球形粘接点是综合应用了热、压力和超声波振动技术, 而制作楔形粘接点则只用了超声波振动技术。如果粘接后导线太松, 则可能与相邻的导线或引线架短路 (图 6.32); 太紧又在导线内、根部或颈部产生应力, 造成断裂 (图 6.33)。导线粘接部位的完整性可通过等离子流清除掉含碳残留物及溴污染物而得到改善。有时在粘接基座上会生出晶须。保持导线适当的长度及以合适的速率灌注液体聚合物非常重要, 用以防止导线弯曲过大造成的导线间短路。此外, 氯污染能引起腐蚀, 如图 6.34 所示。

金属间化合物。一种常见的粘接失效是形成了金属间化合物所致。粘接处导线中的金与基座中的铝相互扩散, 形成金属间化合物。有些金属间化合物 (如 Au_2Al) 是获得适当粘接和导电性能所需要的, 但也引起接触区域的脆化。有些金属间化合物具有富有色彩的名称, 如“紫斑”、“白斑”。此外, 导电性能也会受其损害, 由于金和铝的扩散速率不同而在导线的根部形成克肯道尔 (Kirkendall) 孔洞。这一效应的例子如图 6.35 所示, 照片中箭头所指为一产生断路的区

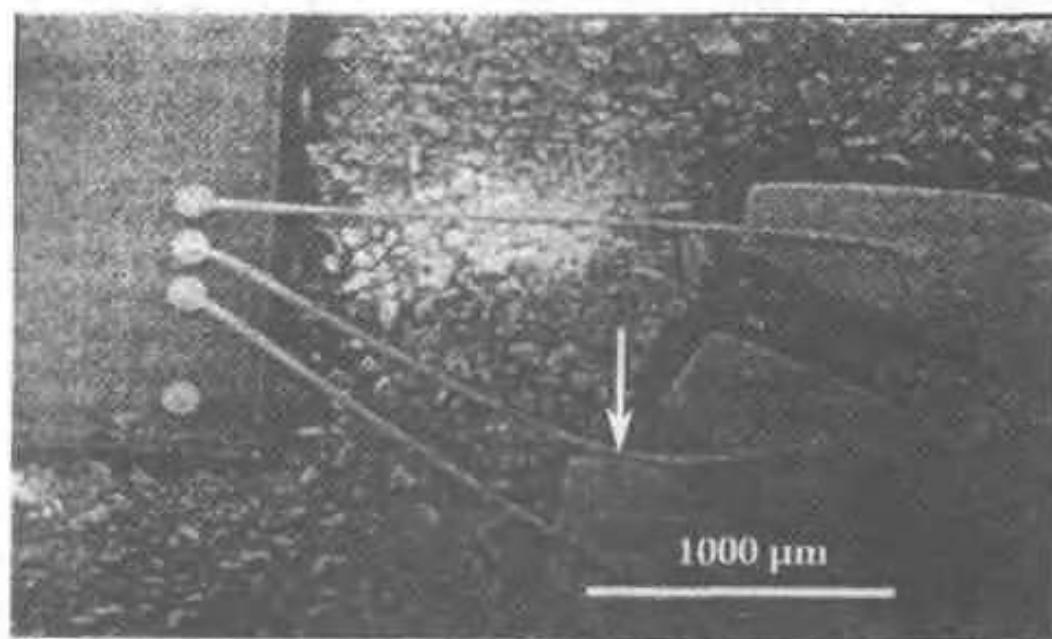
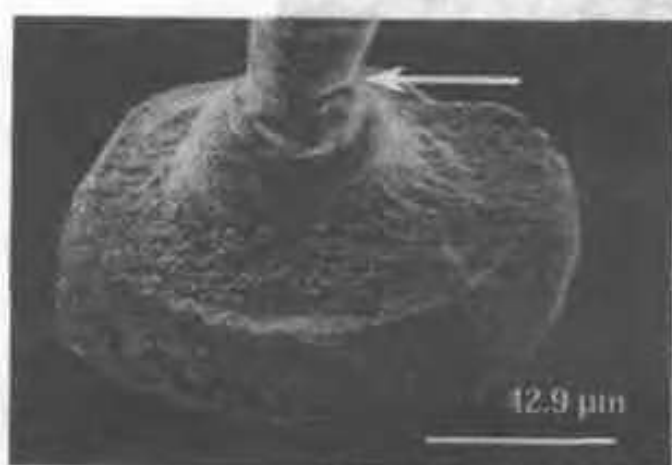
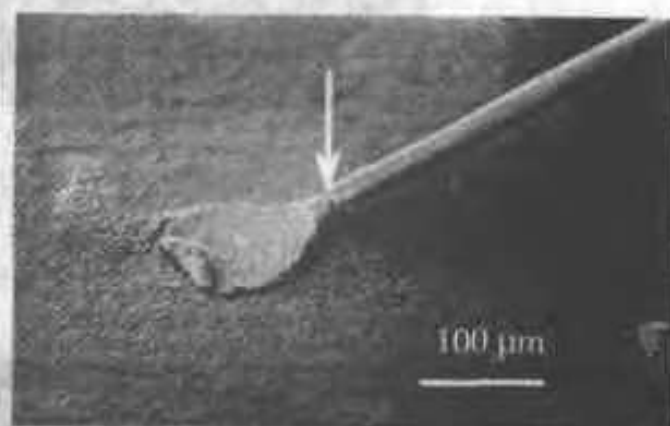


图 6.32 粘接的导线与邻近的引线架短路
(箭头所指) (引自 Pabbisetty et al.^[13])



a)



b)

图 6.33 开裂发生在 a) 球形粘接的颈部及
b) 点焊式粘接处 (引自 Pabbisetty et al.^[13])

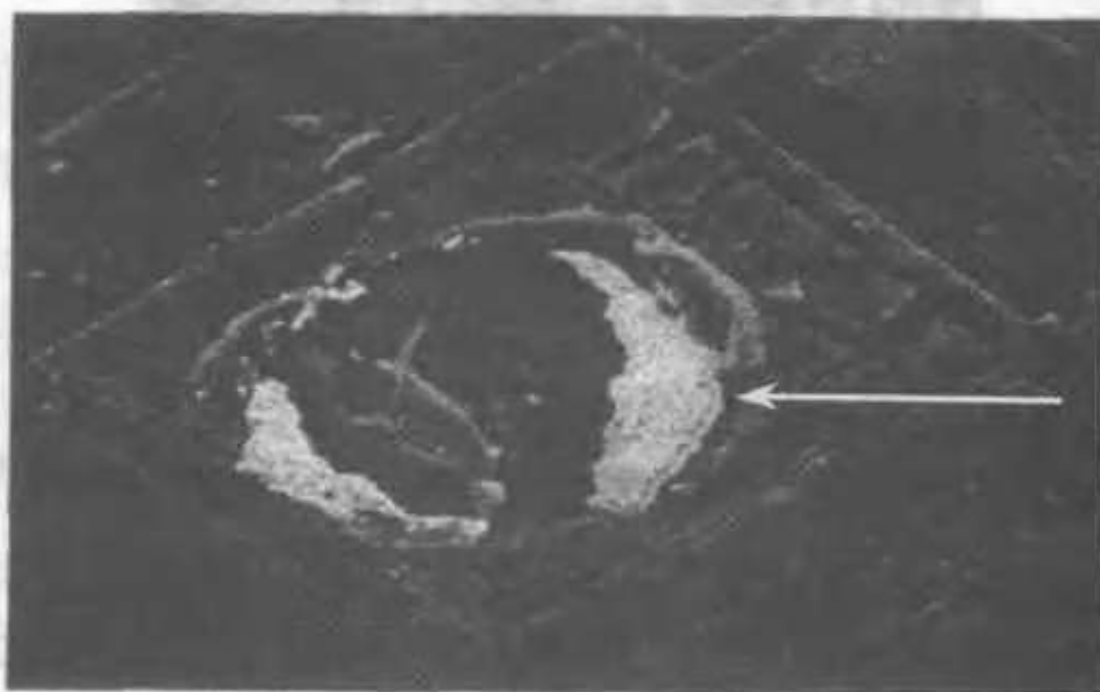


图 6.34 氯在粘接片上引起的腐蚀
(引自 Pabbisetty et al.^[13])

域，由于颗粒状金属间化合物的形成而使铝丧失。挽救的方法之一是使用铝导线和金薄膜，如图 6.36 所示，在镀金的陶瓷密封封装上粘接铝导线。可以看到在围绕铝导线的金薄膜中已生成克肯道尔孔洞（箭头处），而金薄膜下面的镍导电层保持了导电路路的连续性。这一薄层镍不参与金属间化合物的形成。

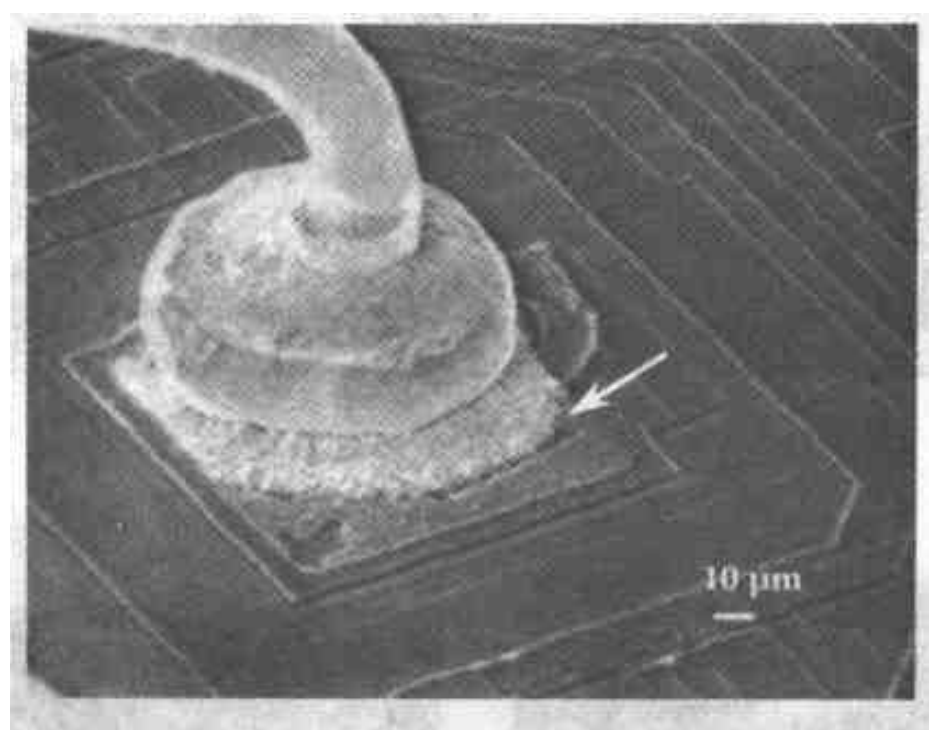


图 6.35 金导线与铝粘接基座（方形）之间形成的金属间化合物。注意在金属间化合物周围铝的丧失（引自 Haythornthwaite^[10]）

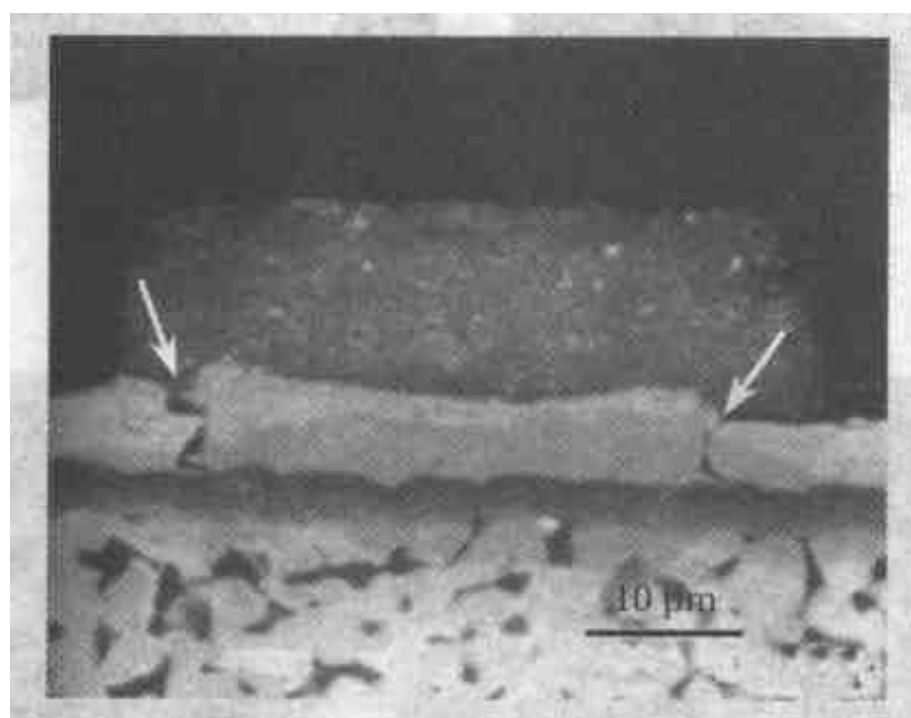


图 6.36 在铝导线粘接处下面的克肯道尔孔洞。在铝和金之间连续的镍薄膜层避免了在金薄膜下形成断路（引自 Haythornthwaite^[10]）

热膨胀系数（CTE）不匹配。装置和芯片载体之间的 CTE 不同能产生机械应力，且随温度的循环而变化。金导线的粘接处经受 0 ~ 125℃ 的 200 次热循环后失效，如图 6.37 所示。当导线上的一部分熔化而生成小球后，在小球附近的导线冷却减慢，从而形成较大的晶粒，在热循环后造成解理型失效，如图 6.38 所示。



图 6.37 金粘接导线经 200 次热循环后失效

(引自 Woychik and Senger^[14])



图 6.38 金粘接导线经 10 次热循环后的解理型失效

(引自 Woychik and Senger^[14])

剥离和爆米花现象。除了在聚合物封装时吸附的湿气外，湿气还能从微裂纹进入封装之中。在以后的使用及热循环中，吸附的湿气在晶片、引线架和密封材料之间的不同的界面上引起剥离，如图 6.39 的示意图所示。严重时，晶片发生断裂并发生响声（“爆米花”声）。

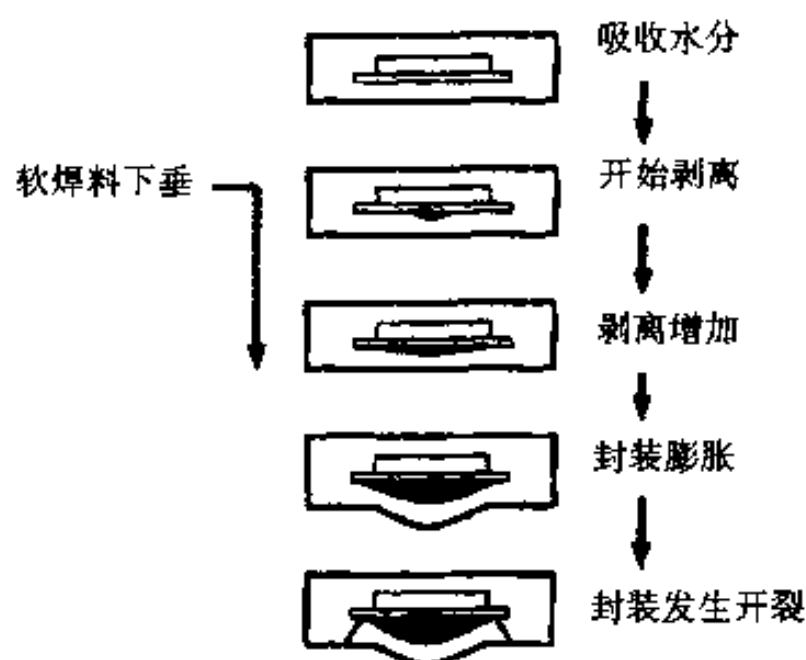


图 6.39 “爆米花”现象示意图，在以后软焊料下垂过程中吸附的湿气膨胀（引自 Amerasekera and Najm^[11]）

6.2.6 离子污染引发倒转的机理

第 4 种机理称为离子污染引发倒转，由于其经常发生而值得详细讨论。在半导体的玻璃表面（介电质）含有污染物如钠时，发生这种现象。偏压通过局部高浓度的污染物能够在电子装置中产生这一现象，而污染物的名义含量很低

(低于 0.1×10^{-6})。硅 p-n 结的钝化层通常是氧化硅 (SiO_2)，如图 6.40a 所示，在氧化硅层中随机分布的钠离子用 “+” 号表示。在 p-n 结反向偏置时，形成过渡层，p 侧相对于 n 侧为负偏压，故带正电的钠离子将向介电层和 p 型硅之间的界面迁移（扩散），产生局部高浓度的钠离子（图 6.40b），这将吸引 p 型硅中的次要负离子载体到介电层下的局部区域，而开始起到局部 n 型硅区的作用（图 6.40c），这一区域称为倒转区。在正向偏压及负向偏压两者的作用下，p-n 结的性能会明显降低。

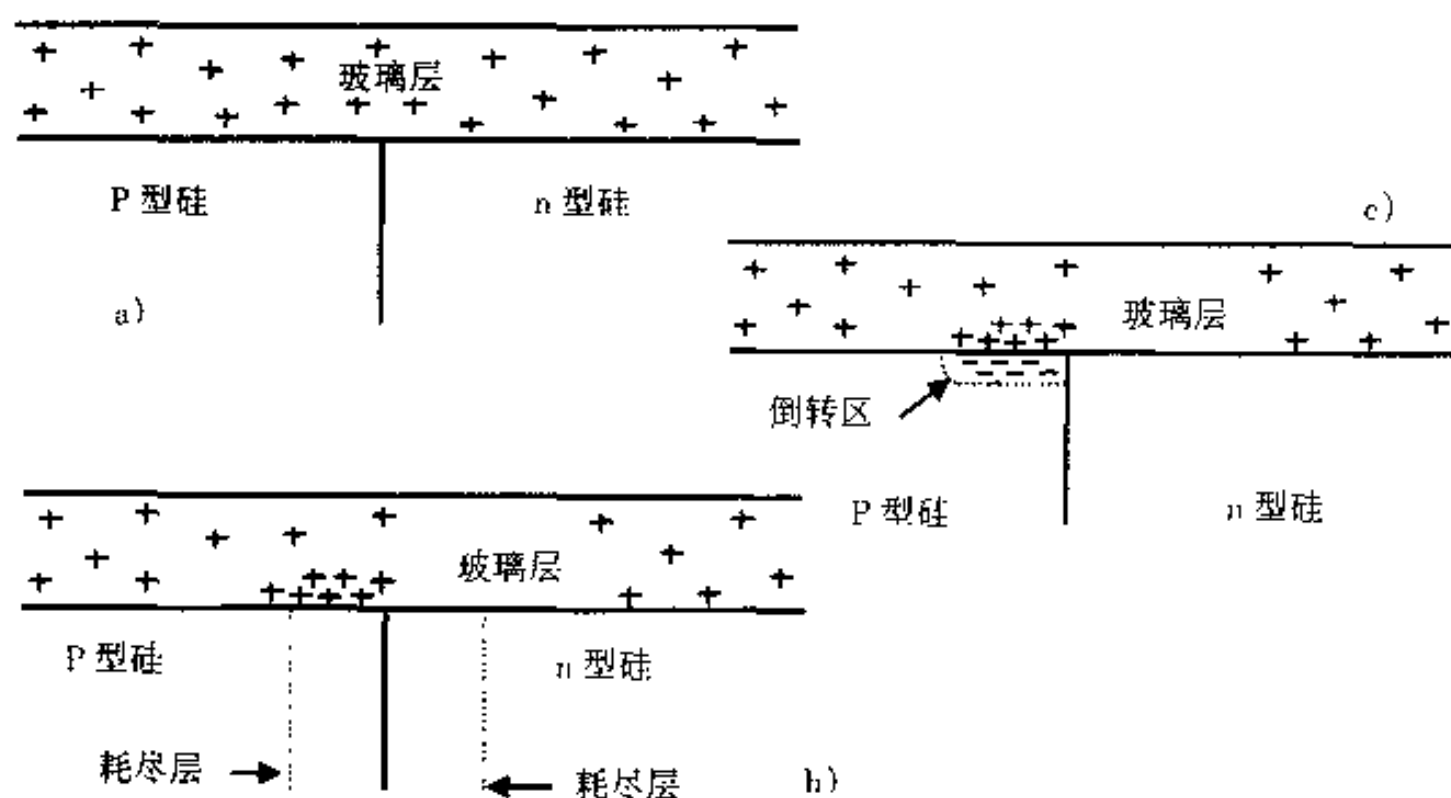


图 6.40 在 p-n 结横截面上示意显示离子污染引发的倒转

a) 表面玻璃层中 + 号代表随机分布的钠离子 b) 随着结点的反向电压偏置，横跨结点两侧生成耗尽层。p 型硅中的耗尽层相对于 n 型硅中的耗尽层而言为负偏压，从而使钠离子从 n 型硅中向 p 型硅扩散 c) 在反向偏置去除后，钠离子在 p 型硅上面的玻璃层中聚集，吸引 p 型硅表面上的次要负电荷载体。如果被吸引的次要元素载体足够多，在此区域内的材料可能倒转成 n 型材料，从而没有偏压施加于金属敷涂层闸门上（故 FET 在无闸门偏压下也会接通）（引自 Erickson^[15]）

金属氧化物场效应晶体管（MOSFET）是靠特意制成的反型层而进行工作的，如图 6.41a 所示。敷镀的金属（闸门）给以正偏压，在介电层与 p 型硅的界面处生成负偏压次要载体的反型区域，从而形成 n 型导体通道（半导体管因而导电），如图 6.41b 所示。但当介电层被带正电的钠离子污染后，金属敷镀层的正偏压排斥在 p 型硅邻近的介电层中浓集的钠离子。如果这种钠离子的浓度足够高，次要负电荷载体将在 p 型硅中形成反型层，既使在金属敷镀层中不存在偏压，半导体管也将“导电”，如图 6.41c 所示。在这两种情况下，钠离子因扩散而迁移。显然这个问题能在较高温度下很快解决。

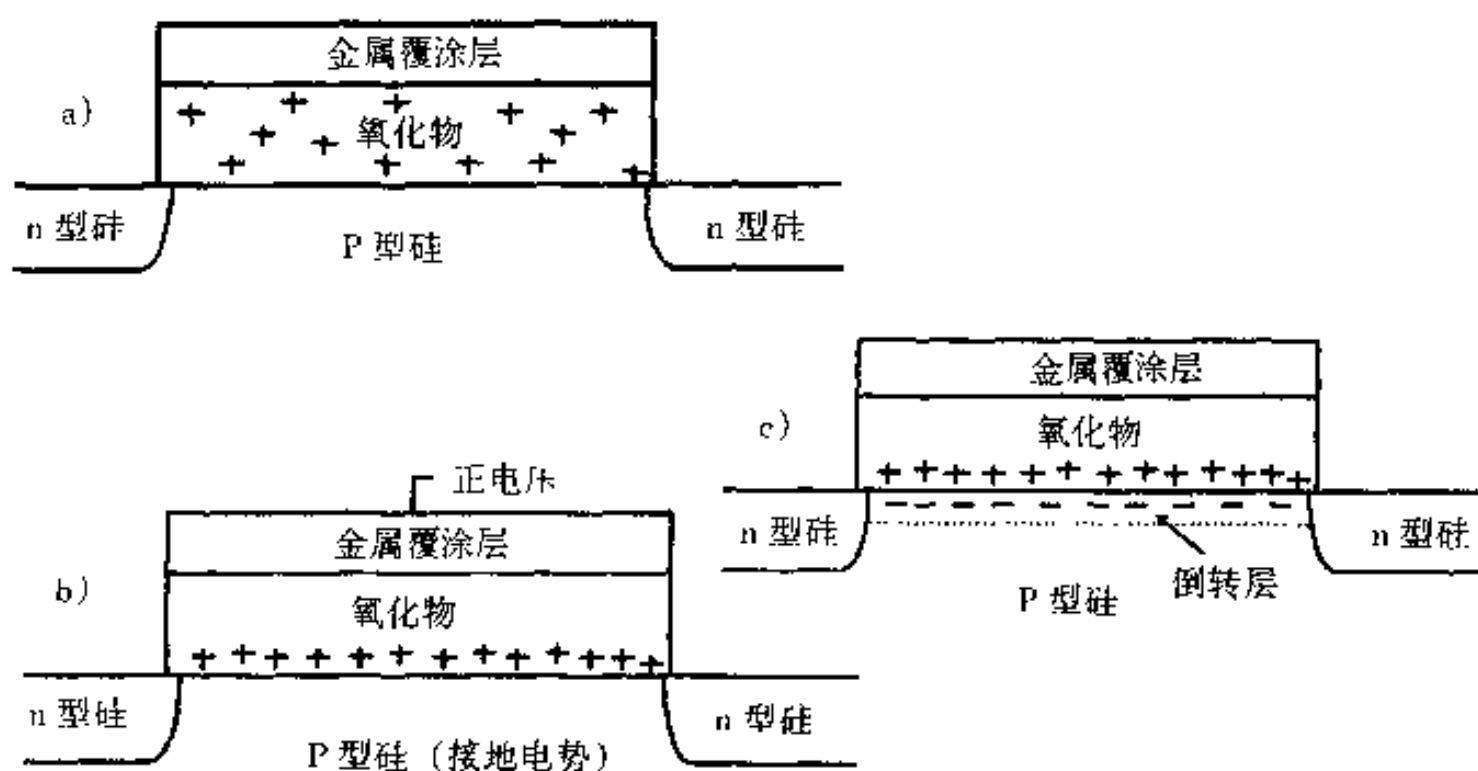


图 6.41 在一个硅 MOSFET 装置中一个 MOS 闸门区的部分横截面上，
示意显示离子污染引发的倒转

a) 氧化物中的“+”号代表随机分布的钠离子 b) 在金属敷涂层上加以相对 p 型硅为正的偏压，钠离子被金属敷涂层排斥，向硅扩散 c) ①如果钠离子浓度足够高，次要元素负电荷载体将在 p 型硅中形成倒转层，即使在金属敷涂层中去除偏压，半导体也将导电（引自 Erickson^[15]）

6.3 失效分析过程

6.3.1 绪论

电子器件有缺陷的第一个迹象通常是电学性能达不到要求。在电学试验中所观察到的现象有断路、短路、原因不明的机能不良或一些参数如输出值的改变。表 6.8 是这类现象在 IC 装置中引起整个系统失效所起的作用：

表 6.8 IC 系统失效典型观察结果

系统失效	占发表的百分比	系统失效	占发表的百分比
断路	30	机能不良	25
短路	26	参数改变	19

注：引自 Dicken^[4]。

分析电子装置、部件或系统失效的步骤取决于要分析对象的类型，如图 6.42 所示。对于系统或组件来说，可能需要电学实验或线路分析技术，以查出与设计或与缺陷有关的问题。一旦查出特定零件或加工工艺是引起失效的特定原因后，再使用成熟的失效分析技术来决定问题的解决办法，可能要包括制造商、用户和若干试验室之间的相互配合。经过这个过程之后，再扩大到防止和消除失

① 原文中 c) 的说明与 b) 同。——译者注

效的设计之中。

6.3.2 失效分析的步骤

对大多数失效电子器件 (FA) 的分析通常为 7 个步骤:

1. 打开封装之前的检查。
2. 打开封装, 取出封装物。
3. 检查封装的内部。
4. 取下选定的层面。
5. 确定失效部位。
6. 确定失效原因、机理和功能。

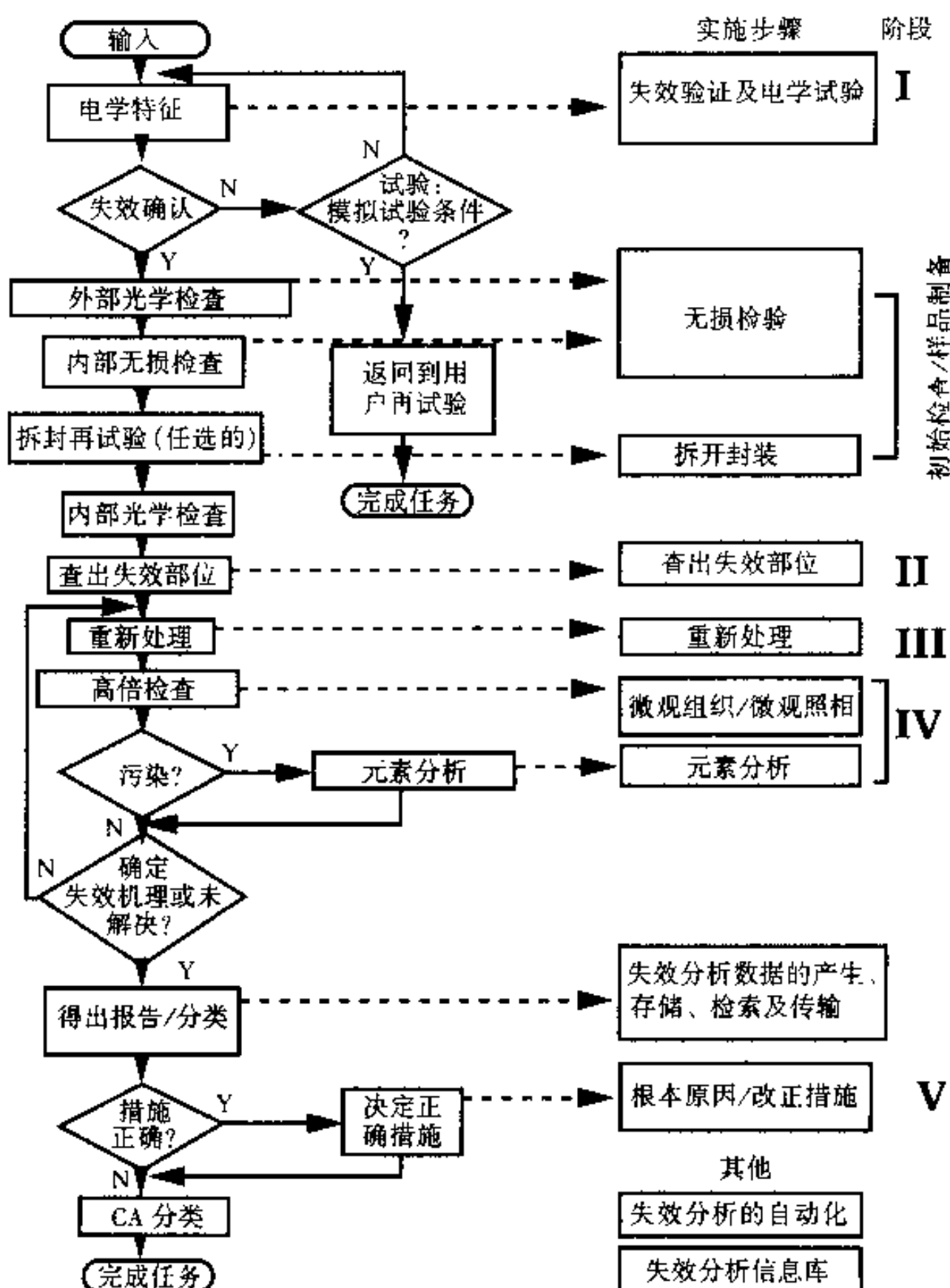


图 6.42 典型的失效分析流程图, 并明确关键步骤 (引自 Pabbisetty^[16].)

7. 模拟试验及最终的检查。

对电子器件进行破坏性分析的 7 个步骤详述于图 6.43 中。与图 6.42 所示的

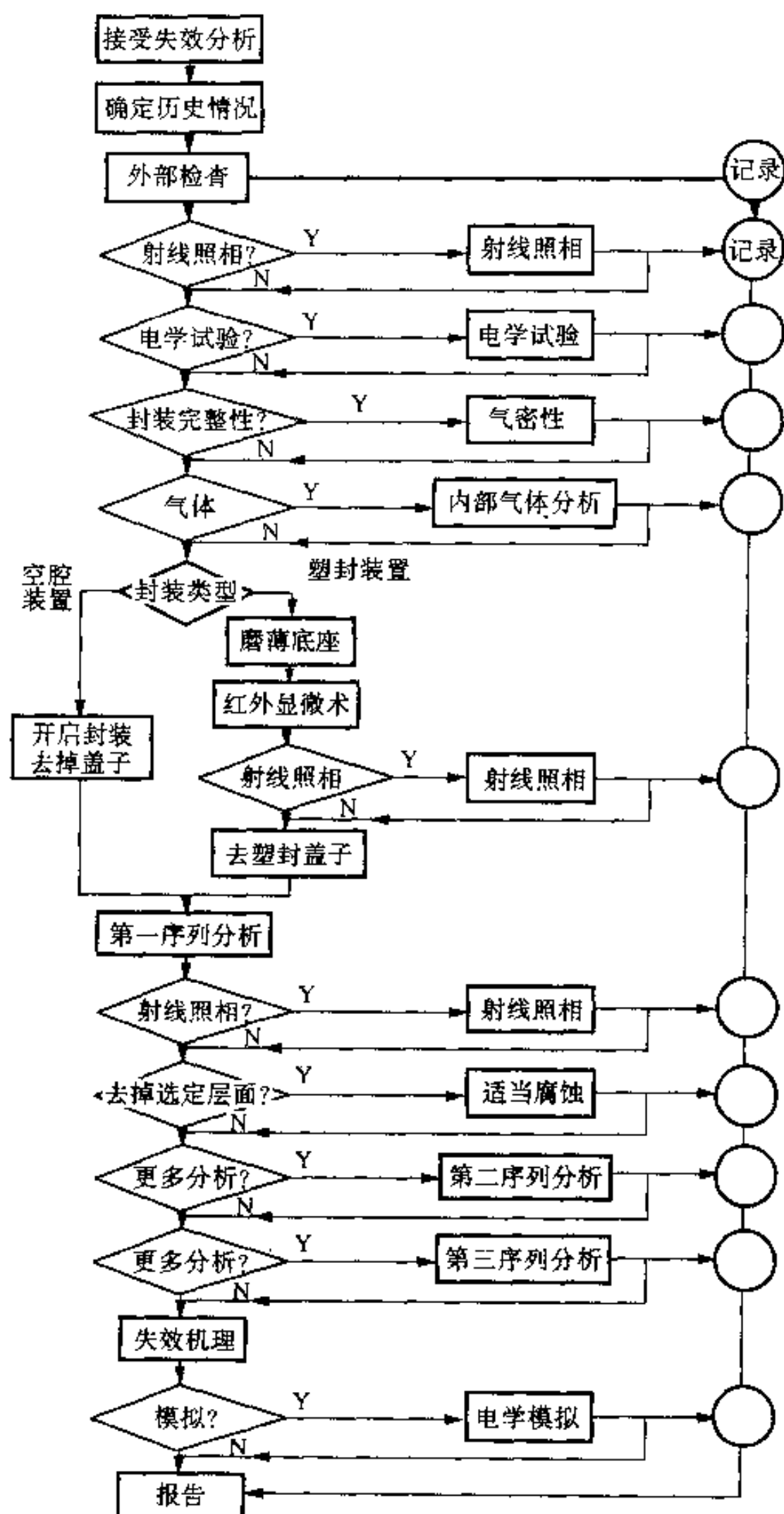


图 6.43 需要进行破坏性分析的失效分析流程图

(引自 Richards and Footner^[3])

一般情况相比,注意须进行破坏性分析时增加的步骤(图 6.43)。有关图 6.43 所涉及的各种试验的性质和类型详述于表 6.9 中。另一种电子部件失效分析的顺序如表 6.10 所示。

表 6.9 失效分析调查/实施顺序

No	技 术	说 明
1	目测/光学仪器检测	封装或宏观缺陷
2	射线检测	内部几何及物理结构/缺陷
3	简单电学试验	(如果适用的话)
4	封装试验	密封性
5	拆开封装	机械/化学拆封,分析装置腔内的气体
6	第一序列分析技术 光学/干涉显微镜 扫描光学显微镜(SLM) 扫描电镜(SEM) SEM-EDX 金相术——取截面 射线照相术	(主要为显像技术) 非破坏性 非破坏性 非破坏性 破坏性? 破坏性? 破坏性?
7	第二序列分析技术 红外显微镜 SEM-AC, SEM-CL SEM-EBIC SLM-OBIC 俄歇谱仪(AES) X线光电谱仪(XPS) 扫描声学显微镜(SAM) X射线衍射/形貌 气体分析——湿气成分 痕量分析——化学	(显像、成分及结构分析技术) 部分破坏 非破坏性 非破坏性 非破坏性 非破坏性 破坏性? 破坏性? 非破坏性 非破坏性 破坏性? 破坏性?
8	第三序列分析技术 SIMS 卢瑟福背散射谱仪(RBS) 热成像 液晶显示/定位 激光扫描技术 碳氟化合物气泡定位 扫描电子声显微镜(SEAM) 扫描激光声显微镜(SLAM)	破坏性 非破坏性? 非破坏性 非破坏性 非破坏性? 非破坏性 非破坏性? 非破坏性
9	失效机理与资料/文献库比较	
10	模拟试验	(如果适用的话)

注:引自 Richard and Footner^[3]。

表 6.10 电子装置失效分析及序列

No.	调查/实施次序
1	目视/光学检查
2	射线照相
3	简单电学试验
4	封装试验
5	拆开封装/打开密封
6	第一序列分析技术 (主要是成像技术) 光学/干涉光显微术 SLM SEM SEM-EDX、SEM-VC、SEM-CL 金相术——切片 射线照相术
7	第二序列分析技术 (成像、成分、结构分析技术) AES XPS SAM X 射线衍射 气体分析——湿气成分 痕量分析——化学成分
8	第三序列分析技术 SIMS RBS 热成像 (红外显微镜) 液晶显示/定位 激光扫描技术 (LIMA)
9	将失效机理与文献资料比较
10	模拟试验

注：引自 Amerasekera & Najm^[1]。

6.3.3 不同产品失效分析步骤的顺序

微处理器

1. 利用电学及功能试验从失效分析中排除功能单元，如逻辑单元。
2. 利用产品知识和功能试验来找出故障位置。
3. 确定故障结点。
4. 利用电学试验和微区探查等确定失效假说。

逻辑产品

1. 利用电学和功能试验来找出外围的失效。
2. 找出在功能单元级别上的故障位置。
3. 利用失效特征和热点探测确定故障结点。
4. 利用电学试验和微区探查等确定失效假说。

混合信号产品

1. 利用电学和功能试验以确定失效模式是模拟的还是数字的。
2. 找出在功能级别上的故障位置。
3. 利用失效特征和热点探测确定故障结点。
4. 利用电学试验和微区探测等确定失效假说。

存储产品

1. 利用电学和功能试验找出一般故障位置。
2. 利用微区探测、液晶、光学和电子显微术拆除密封并确立失效假说。

6.4 电子器件失效分析的工具与技术

在第1章中描述的工具和技术均大量地使用于电子系统和电子元件的失效分析。这些电子系统独特的特点（例如尺寸细小、结构复杂和电学现象）要求采用附加的失效分析方法，其中一些将在本节中详细介绍。

6.4.1 电子器件失效分析中所用的技术

这些技术的分类如下：

1. 照相和光学显微镜。
2. 用X射线或射线照相术进行电子器件检验。
3. 红外热成像术。
4. 声发射显微成像术。
5. 金相学。
6. 化学特性分析。
7. 电子和电学特性分析。
8. 扫描电镜（SEM），能量分散X射线分析仪（EDXA），以及波长分散谱仪（WDS）。
9. 其他技术。

由于电子元器件及其所用材料（层片）通常都很细小（而且会进一步缩小），故需用显微技术来观测。这类技术已详细介绍于第1章中。表6.11和图6.44比较了各种显微技术的特点、分辨率和穿透深度，包括若干独特的应用于电子失效分析的技术。

表 6.11 各种显微技术的特性对比

技 术	横向分辨率 / μm	试样尺寸 限 制	试样 制备	破坏/ 非破坏	焦距深度 / μm	皮下 信息	实时 成像	成本 系数
OM (好)	0.5	X	无	非	0.01	X		36 656
SEM-SE	0.005	X	无	非	10.0	X		50 ~ 300
SEM-VC	0.1	X	稍许	非		X		100
SEM-EBIC	0.5	X	中等	非				70
SEM-BSE	0.1	X	无	非				65
SLM-成像	0.3	X	稍许	非	0.1	X		80
SLM-OBIC	0.5 ~ 1.0	X	稍许	非				85
SAM-低频	20.0	X	无	非	0.1			120
SAM-高频	1.0	X	无	非	0.001	X	X	120
SLAM	10.0		无	非	0.1		X	150
SEAM	1.0 ~ 5.0	X	中等					80
IRM	0.5	X	稍许	非	0.05			40
PDM	10.0	X	无	非	0.01		X	30
JDM	1.0	X	无	非	0.01		X	50
STM	0.001		无	非	0.001	X	X	100
AFM	0.001		无	非	0.001	X	X	150
TEM	0.002		很多	破坏	1.0			150 ~ 400

注：引自 Richards & Footner^[3]。

6.4.2 照相术和光学显微术

关于照相术和光学显微术的论述已包括在第 1 章中。本节主要讨论照相文件编辑法在电子组件失效分析中的应用。对刚收到的电子组件进行肉眼目视检查和立体观察。照相文件编辑法不仅要应用于这一阶段，而且要应用于以后的无损检测、破坏性试验、拆开封装和模拟试验等阶段。在每一阶段中均应用照相文件编辑技术：胶片、电视摄像、静物摄像和数字影像技术。利用反射光光学显微镜探测应力引起的剥离如图 6.45 所示。该图中凡是装置的钝化层接触氧化物层中磁道的地方即可观察到近似圆形的应力花纹。在有些部位，应力超出预期的范围（如区域 A），而在另外的部位观察到了剥落（如区域 B）。诺玛尔斯基（Nomarski）微差干涉反衬成像技术可用于观察在不同搀杂物区域中热生长氧化物厚度的微小变化。

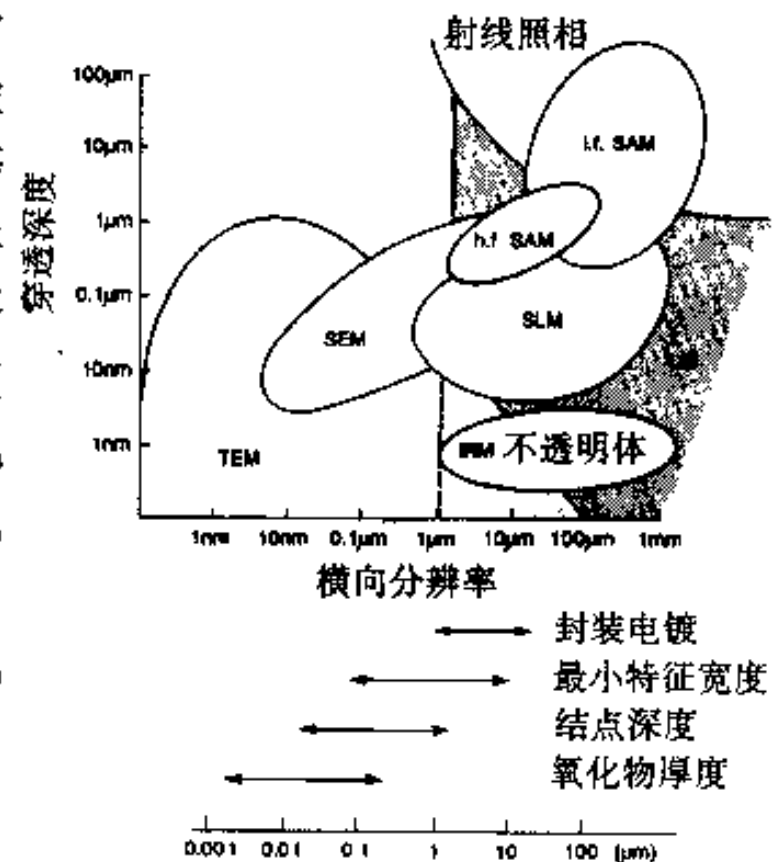


图 6.44 可用于失效分析的各种显微术的示意比较（引自 Richards and Footner^[3]）

此技术还可应用于测定非常浅的凸凹不平度，如点蚀。

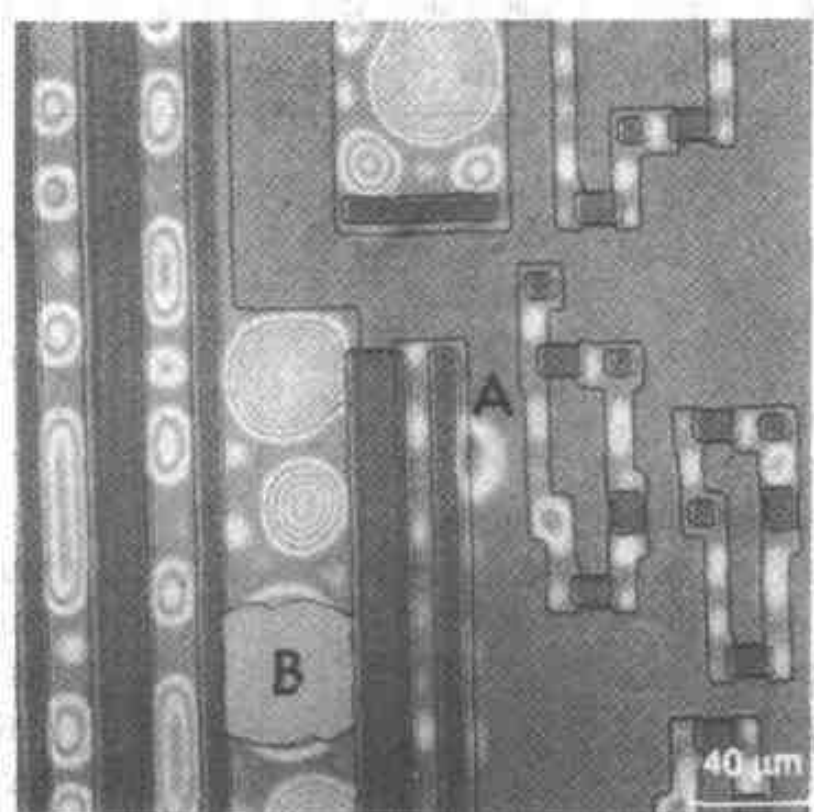


图 6.45 用明场反射光显微镜探测出应力引起的钝化层的剥离（A 和 B 处）（引自 Richards and Footner^[3]）

6.4.3 电子组件的 X 射线或射线照相检查（微射线照相术）

在电子失效分析中，X 射线或射线照相（RI）可用于无损检验、监视电子组件的老化，或作为电子装置或部件在拆封或截开之前的方位引导。图 6.46 是使用微射线照相术在塑料封装的电子组件中检查导线位移的情况。图 6.47 是晶体管中发射极引线损坏的情况。

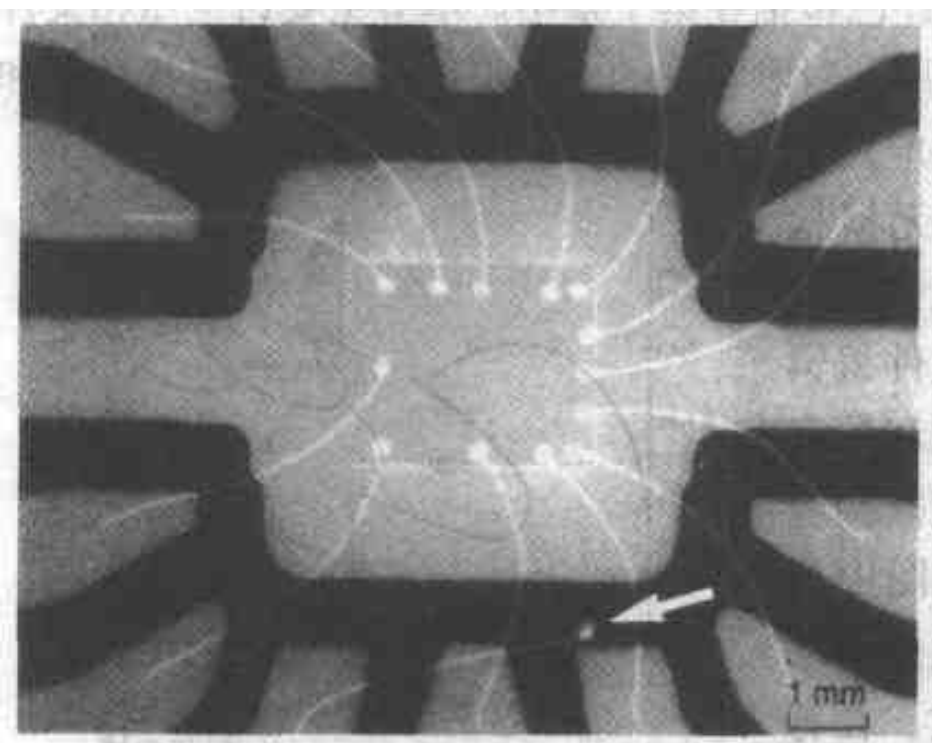


图 6.46 显微射线照相揭示在塑料封装的装置中金导线的位移（见箭头）（引自 Richards and Footner^[3]）

6.4.4 红外热成像术或红外显微术

红外热成像仪器可用于获得电子封装物、电子部件和装置的热图像（差热图），因为电流流过这些电子器件时均产生热量。这种表面温度（辐射）差热图可以是定量的或半定量的。在后一种情况下，灰度或色度可用于决定近似的温度。红外热成像术的优点是快速、非接触性、不介入和实时。把利用微差红外成

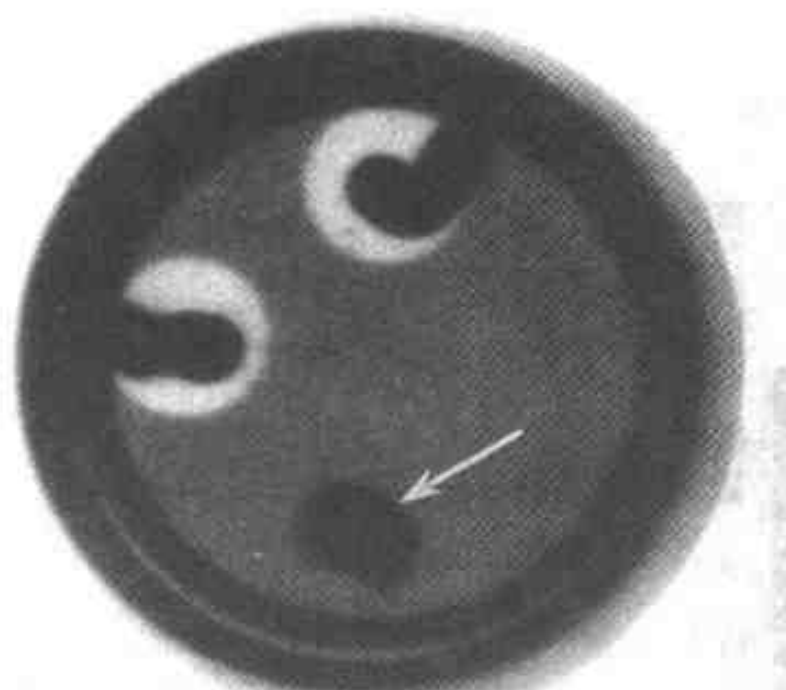


图 6.47 脱落的发射极连接线（箭头处）
的射线照相（引自 Ludwig^[17]）

像术（DIT）确定的电子部件、线路和模块的标准热分布图（STP）用于对比（或用作标准），这是应用半定量差热图的延伸。图 6.48 是在混合式电子装置中一个过热部件的差热图，图 6.49 显示 DIT 的应用。图 6.49a 显示出在电源转换系统中一个线路板上损坏的关键部件；图 6.49b 显示出有故障的印制电路板（右）和无故障的印制电路板（左）；在图 6.49c 中指出了与此问题有关的两个稳压二极管的位置。

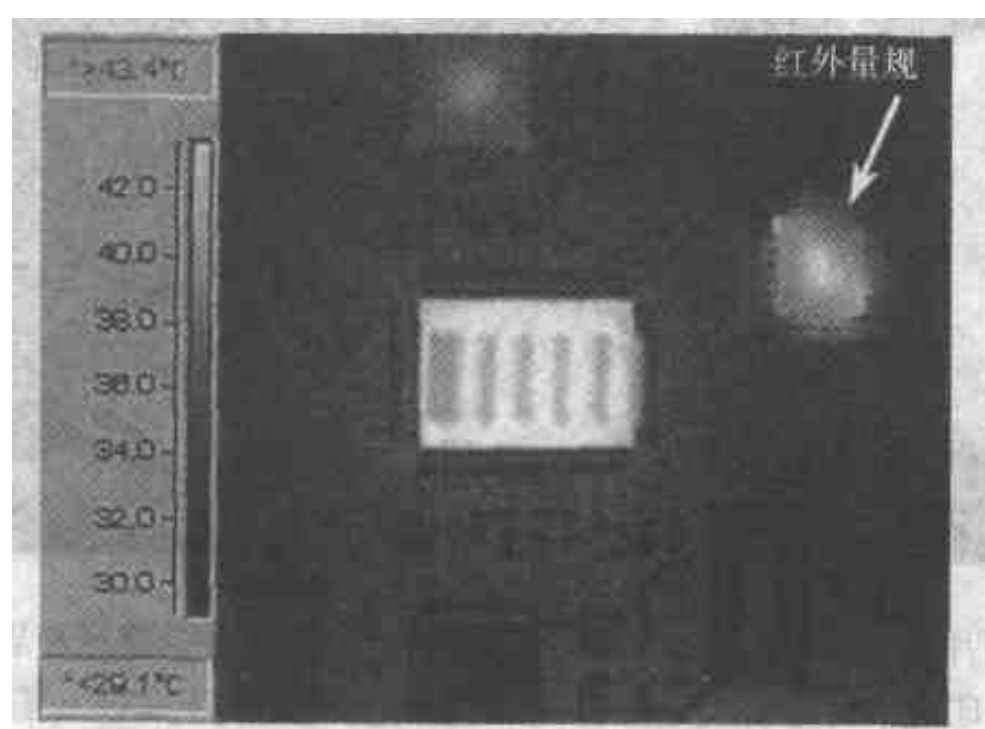


图 6.48 在一组混合型电子装置中过热组件
（箭头处）的差热图（引自 Kaplan^[18]）

红外显微术还用于检查在金属线与铝敷涂层之间生成的金属间化合物，如图 6.50 所示。这些金属间化合物影响粘结，从而影响了装置中电路的连续性。利用红外显微镜检查皮下晶界磨蚀，如图 6.51 所示；检查静电放电造成的损坏，如图 6.52 所示。

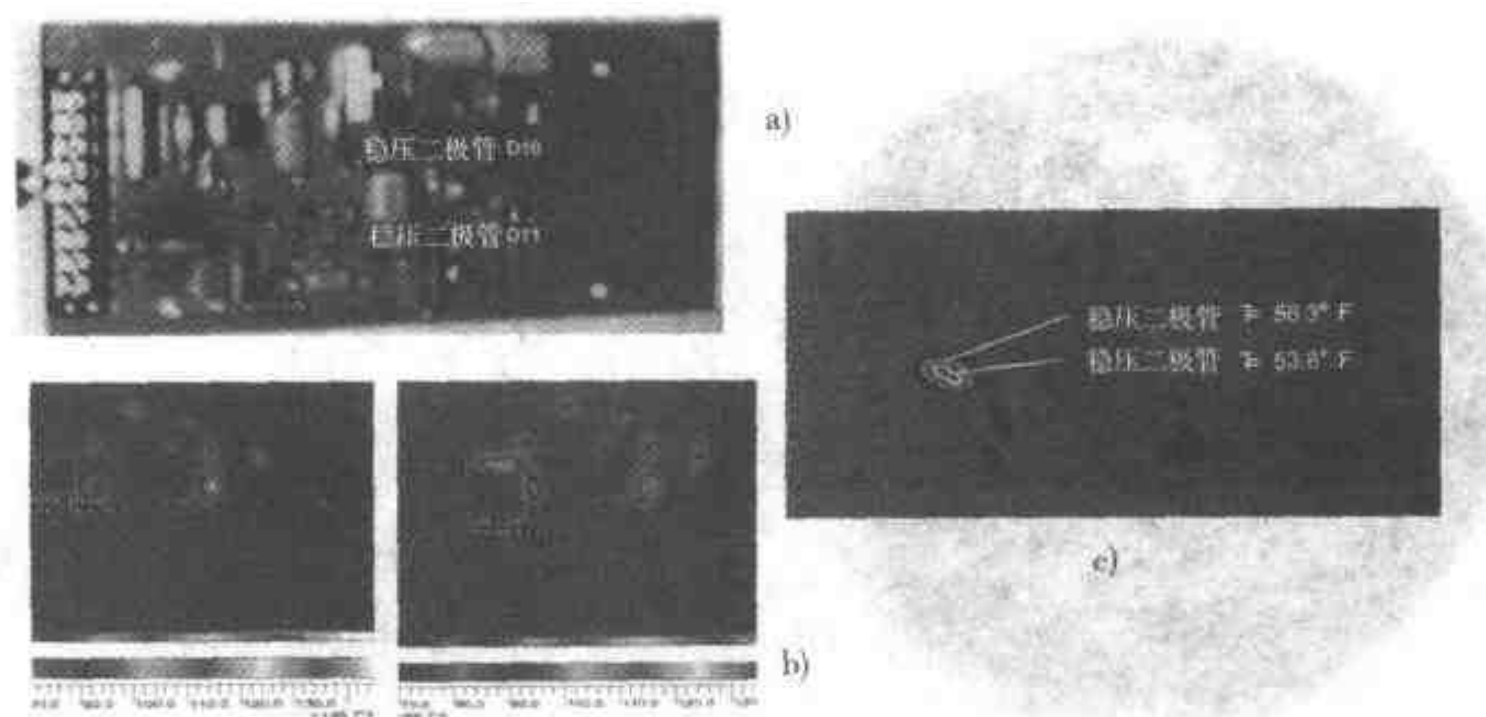


图 6.49 微差热成像图

a) 插件照片 b) 好的和差的印制电路板的差热图
c) 差别差热图 (引自 Kaplan^[18])

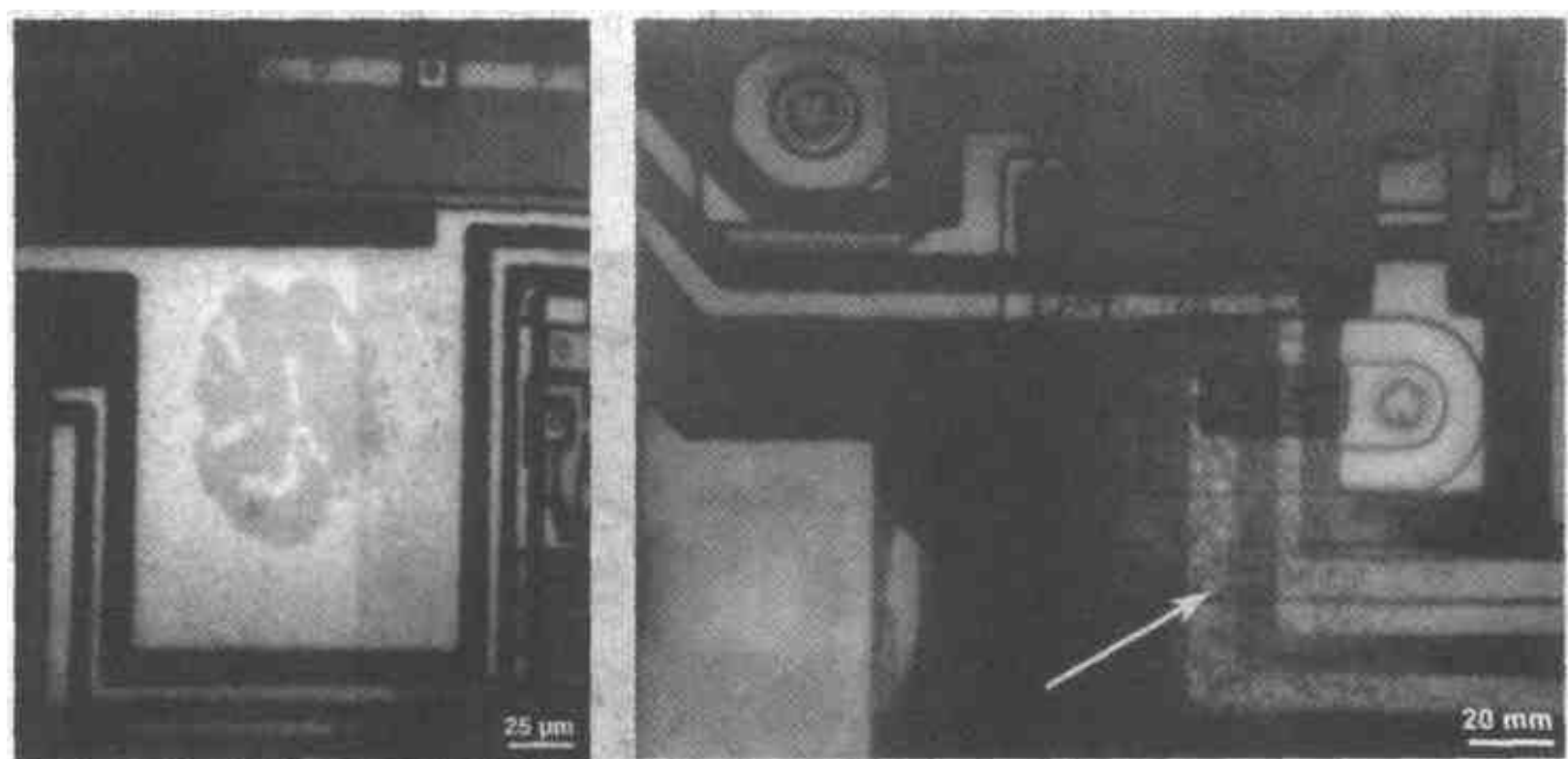


图 6.50 微缩照片显示与铝敷涂层粘结的小金球印迹中的金属间化合物(引自 Richards and Footner^[3])

图 6.51 红外微缩照片显示的铝敷涂层的皮下腐蚀 (箭头处) (引自 Richards and Footner^[3])

制造集成电路取决于接触点在烧结的过程中是否能良好地合金化。如果在此过程中经历突发的高温, 则生成液相, 造成合金化过度, 即铝转移到被硅过度迁移的区域中, 使铝贫化, 从而使装置的漏电流很高或发生短路。用红外微缩照片可以查出这种过合金化区域, 如图 6.53 所示; 利用它还能查出超过固溶极限的硅的晶间析出, 如图 6.54 所示。

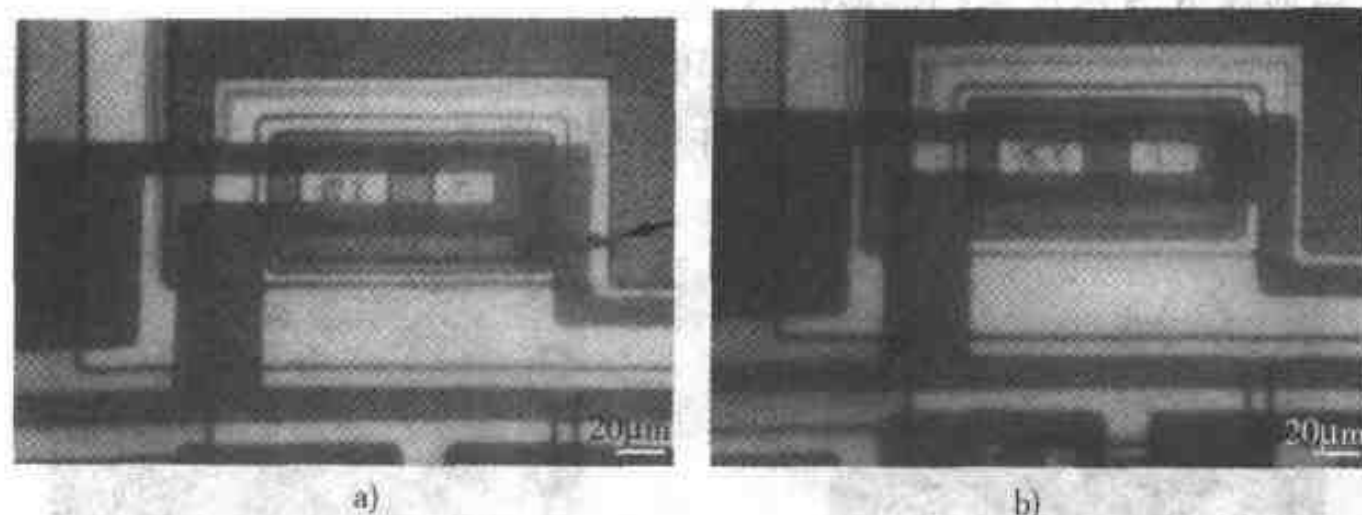


图 6.52

- a) 红外微缩照片显示装置中的静电放电损伤 (箭头处)
 b) 相应的未受损伤的装置 (引自 Richards and Footner^[3])

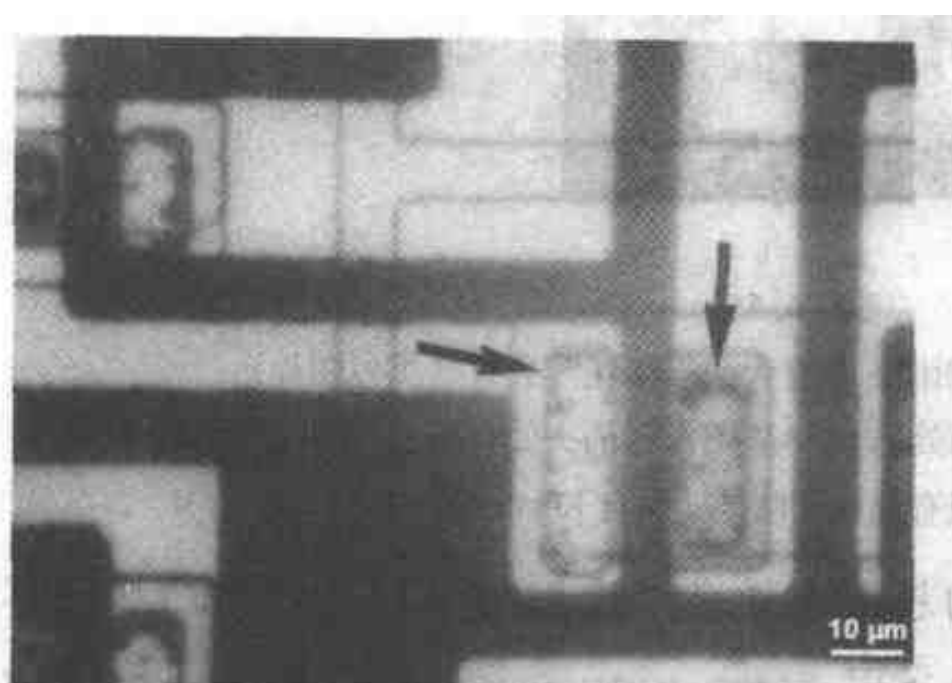


图 6.53 红外微缩照片显示为
不连续麻点的过度合金化
(引自 Richards and Footner^[3])

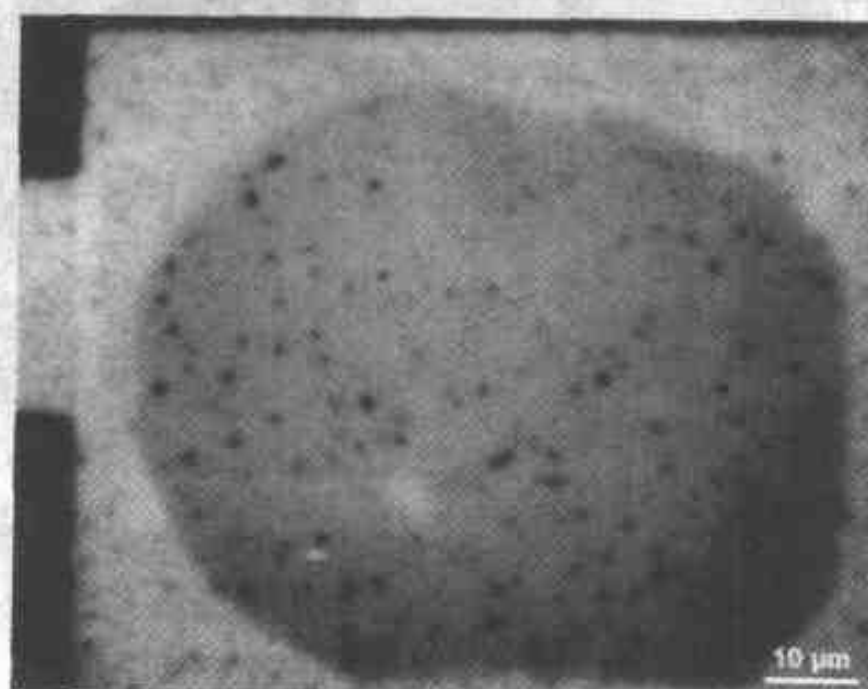


图 6.54 红外微缩照片显示在
小金球粘结印记处的不连续的
硅析出物 (引自 Richards
and Footner^[3])

6.4.5 声显微成像术及声扫描显微术

超声波通过空气或真空的传播速度低于在固体中的传播速度。声显微成像 (AMI) 术将这一声学特性用在电子器件中无损地查出气隙、裂纹、孔洞或疏松

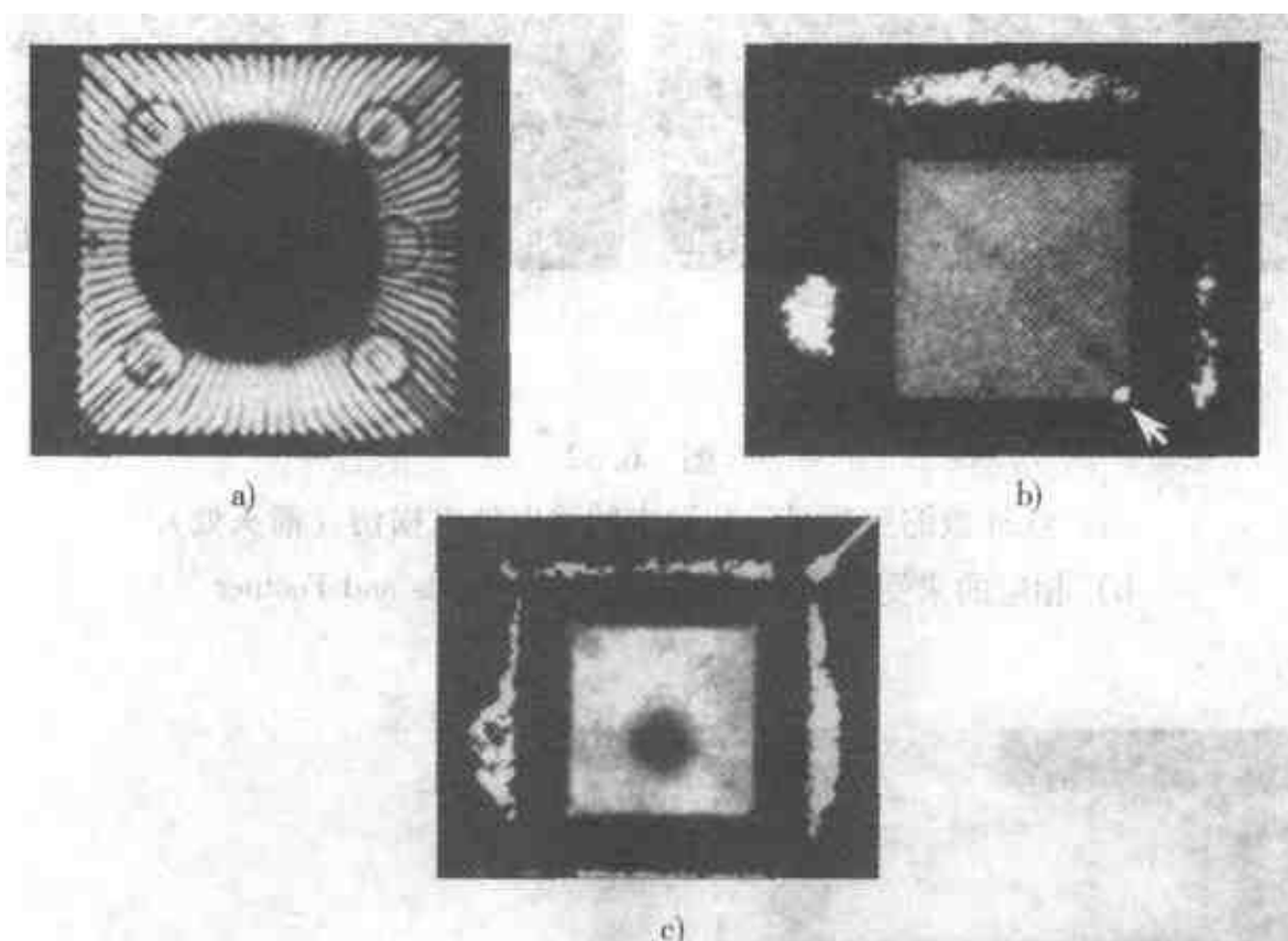


图 6.55

- a) PLCC 的透射 SLAM 图像, 具有大“爆米花”裂纹 (黑色图片)
 b) 在底板—模具化合物界面处的 C-SAM 图像 (箭头处剥离) c) 底板粘
 结界面处的 C-SAM 图像, 只有黑点处粘接 (引自 Kessler and Semmens^[19])

等。频率范围为 10 ~ 200MHz 的超声波通常以透射型 (扫描激光声显微术, SLAM) 或分辨深度的反射型 (C 型声扫描显微术, C-SAM) 获取电子器件内部不连续性的图像。图 6.55 是这两种技术在塑性引线芯片载体 (PLCC) 中查找不连续处的应用。声扫描显微术用于研究与封装有关的损伤, 如开裂、剥离或底板粘结上的问题。声扫描显微图像 (SAM) 基本上是样品中不同声阻抗区域的图像。图 6.56 是一种封装的 SAM 图像, 在角落处的剥离区已标出, 而低密度的树脂呈现为“彗星尾”状。图 6.57 是利用高分辨率反射型声扫描显微术在混合型线路

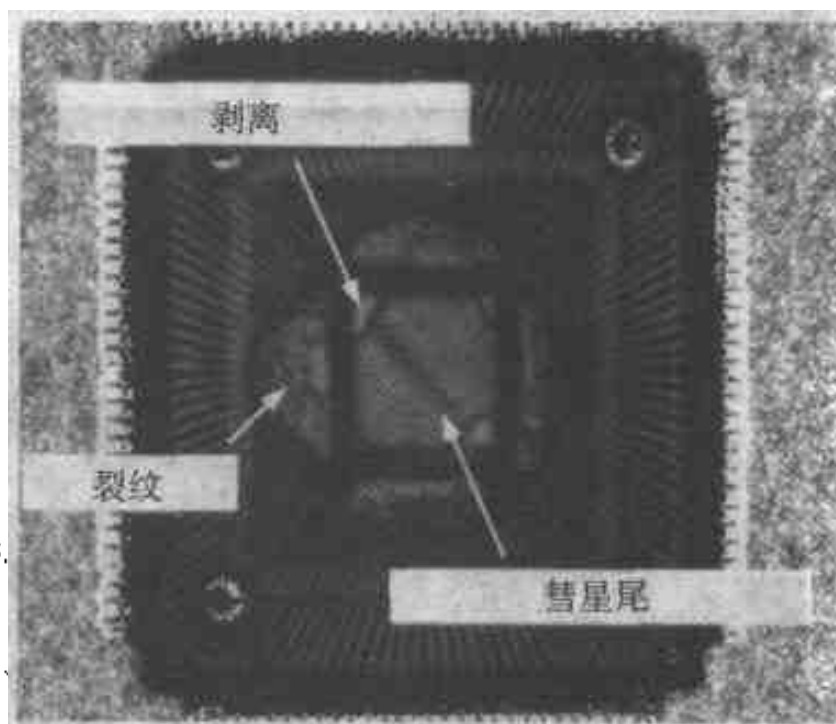


图 6.56 塑料封装的声扫描显微图像, 显示剥离和裂纹
 (引自 Amerasekera and Najm^[11])

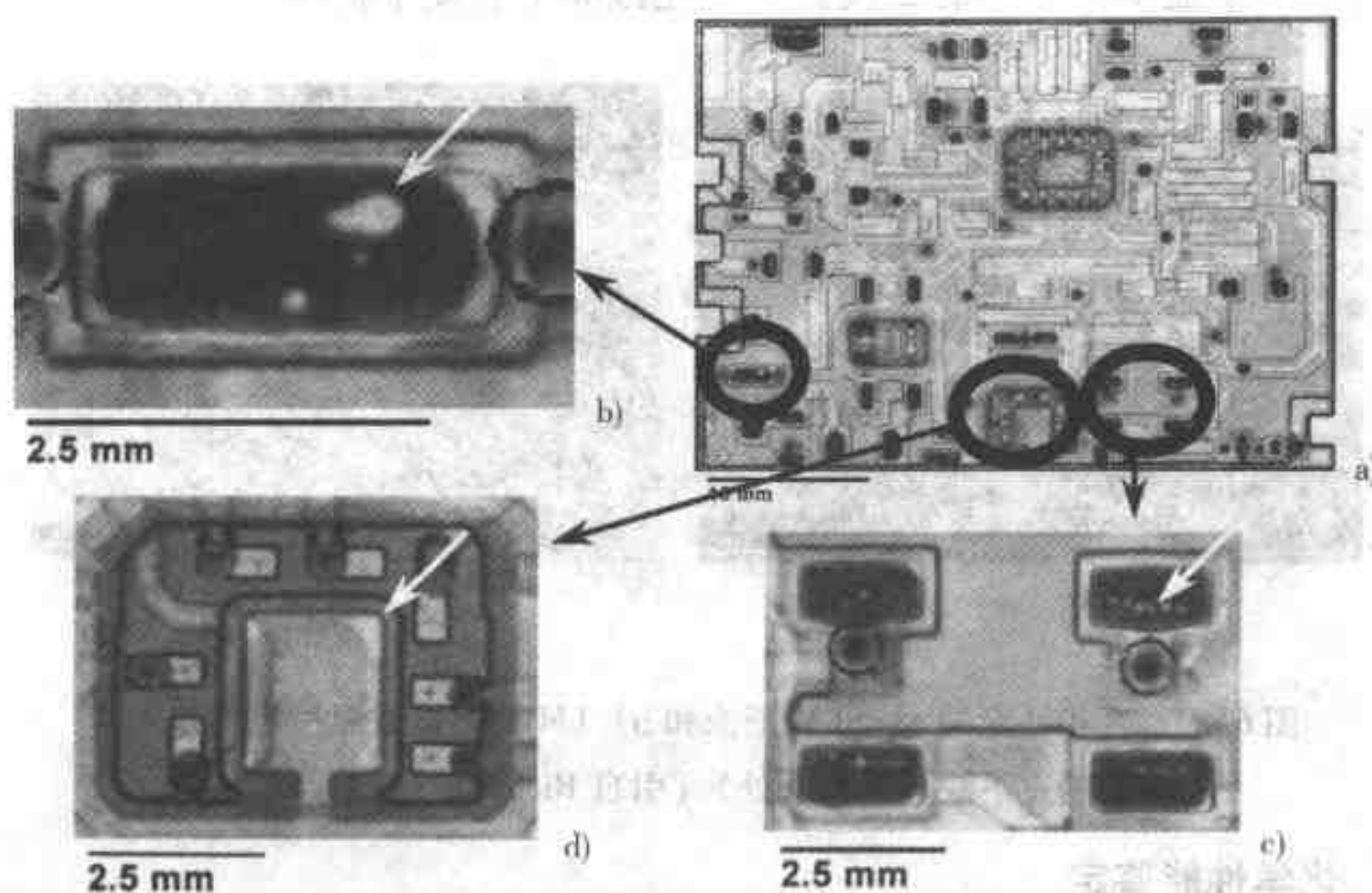


图 6.57 混合型电路装置的声图像

a) 全貌 b)、c) 孔洞 d) 剥离 (箭头处) (引自 Adams^[20])

装置中查出的若干类型的缺陷。

6.4.6 金相技术

在各种材料的失效分析中利用精细的金相技术已详述于第 1 章中。将其应用于电子材料和器件的失效分析时应特别关注金相样品制备的两个因素：一是用于电子器件的材料中有些特别软；二是使用于同一系统中各种材料的金相特性大不相同。图 6.58 的金相截面显示出金属间化合物的不均匀性，并已经穿透了铝敷

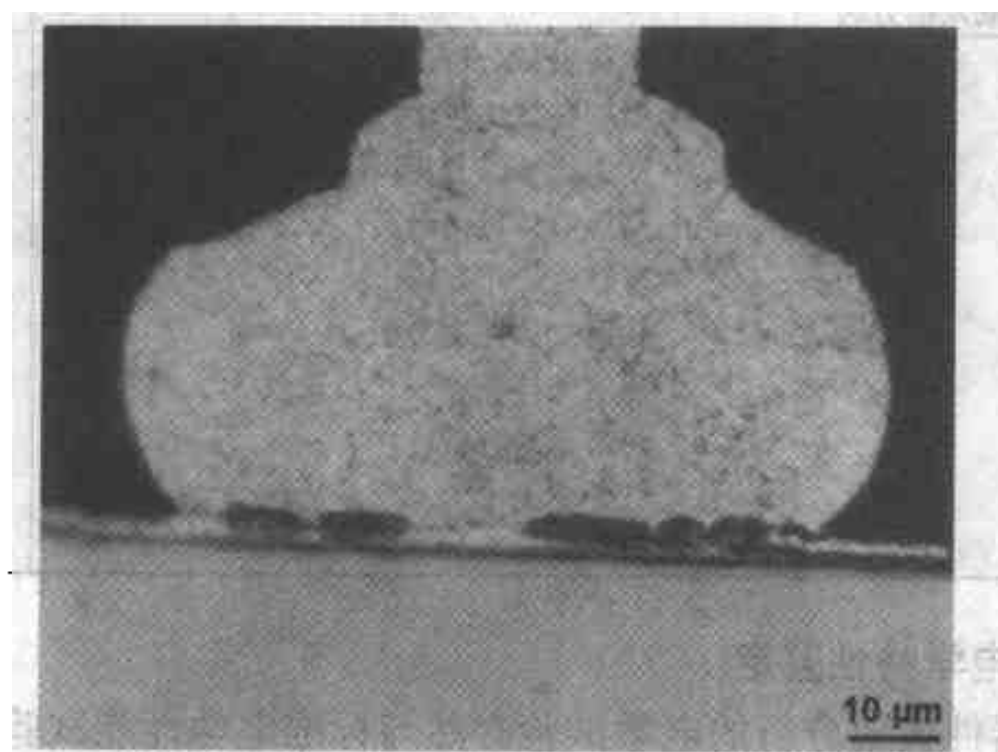


图 6.58 在光学显微镜下显示透入铝敷涂层的金属间化合物的不均匀性 (引自 Richards and Footner^[31])

涂层。图 6. 59 显示出分立的二极管的抛光截面上有皮下损伤。

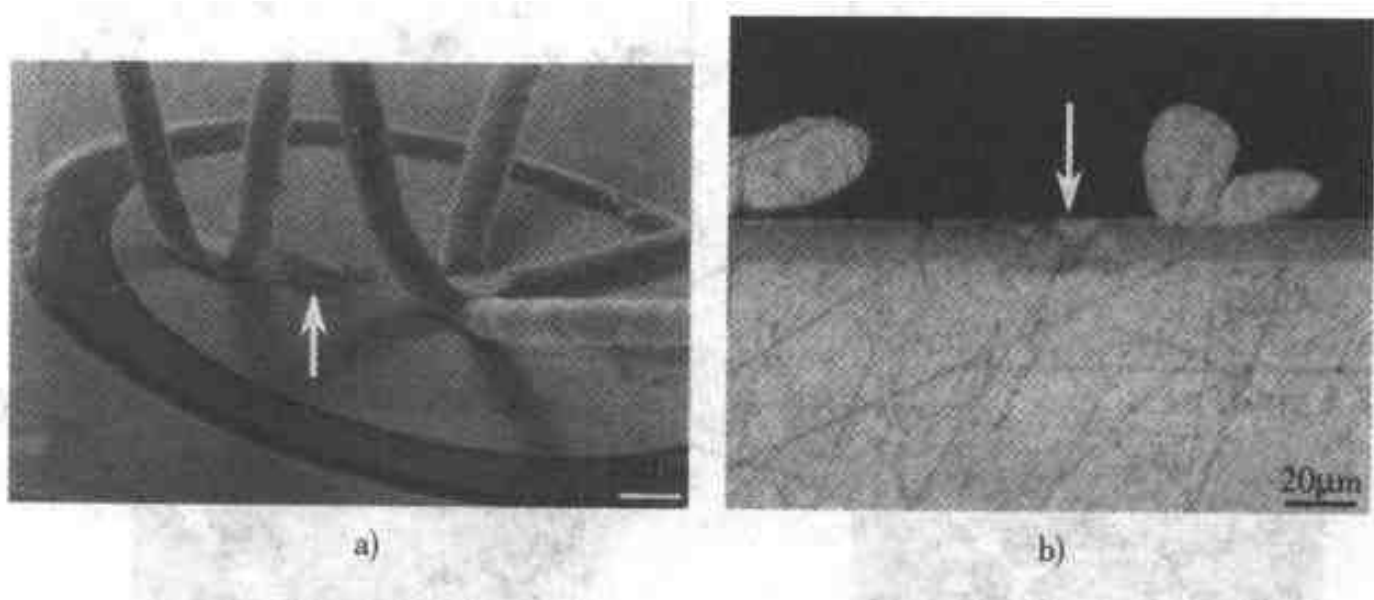


图 6. 59 互相补充的 a) SEM 图像和 b) LM 截面显微照片显示分立的二极管的皮下缺陷（箭头处）（引自 Richards and Footner^[3]）

6. 4. 7 化学性能鉴定

表 6. 12 是可用于失效分析的各种化学性能鉴定技术。

表 6. 12 若干化学性能鉴定技术

类 别	技 术	缩 写
原子分光法	火焰原子吸收	FAA
	石墨炉原子吸收	GFAA
	原子发射	AE
	电感耦合等离子体——发射	ICP-E
	电感耦合等离子体——质谱仪	ICP-MS
	原子荧光	AF
傅里叶转换红外显微光谱分析		
热分析	热机械学分析	TMA
	微差扫描比色法	DSC
	动态机械学分析	DMA
	高压液体色谱分析	HPLC
	X 射线荧光分析	XRF
	热解气体色谱分析	PGC
	热解气体色谱——质谱仪	PGC-MS
	热解重量分析	TGA
	红外分光术	
	溶剂萃取	

6. 4. 8 电子和电学特性鉴定

用于电子器件失效分析的电学试验必然与标准电学性能试验不同，基于以下因素：

- 1. 所试验的器件通常不是正规的器件。

2. 除了试验预期的性能之外，还必然包括未曾预期的性能（不做不该做的）。

3. 试验通常是必须能够探测不连续的性能。

电学及电子学试验的详细情况已超出本章的范围。用于失效分析的电学试验顺序推荐如下：

- 1. 设置跟踪试验装置。
- 2. 标准的及修正的电学特性。
- 3. 在一定温度范围内的电学特性。
- 4. 在失效发生的条件下试验。
- 5. 电学试验数据的评估。
- 6. 辅助的特殊电学性能。

6.4.9 透射电子显微镜、扫描电子显微镜、能量分散 X 射线分析仪及波长分散谱仪

如第 1 章所述，电子显微镜在电子器件和材料的失效分析中具有明显的优势。根据所需资讯的类型，将 SEM、TEM、EDS 和 WDS 结合使用将更有利于失效分析。电子显微镜的理论基础已在第 1 章加以论述，本节将讨论专门用于电子失效分析的专门技术。

利用能量分散谱仪（EDS）和二次电子成像来分析电子束焊接的混合型电子装置的泄漏如图 6.60 所示。

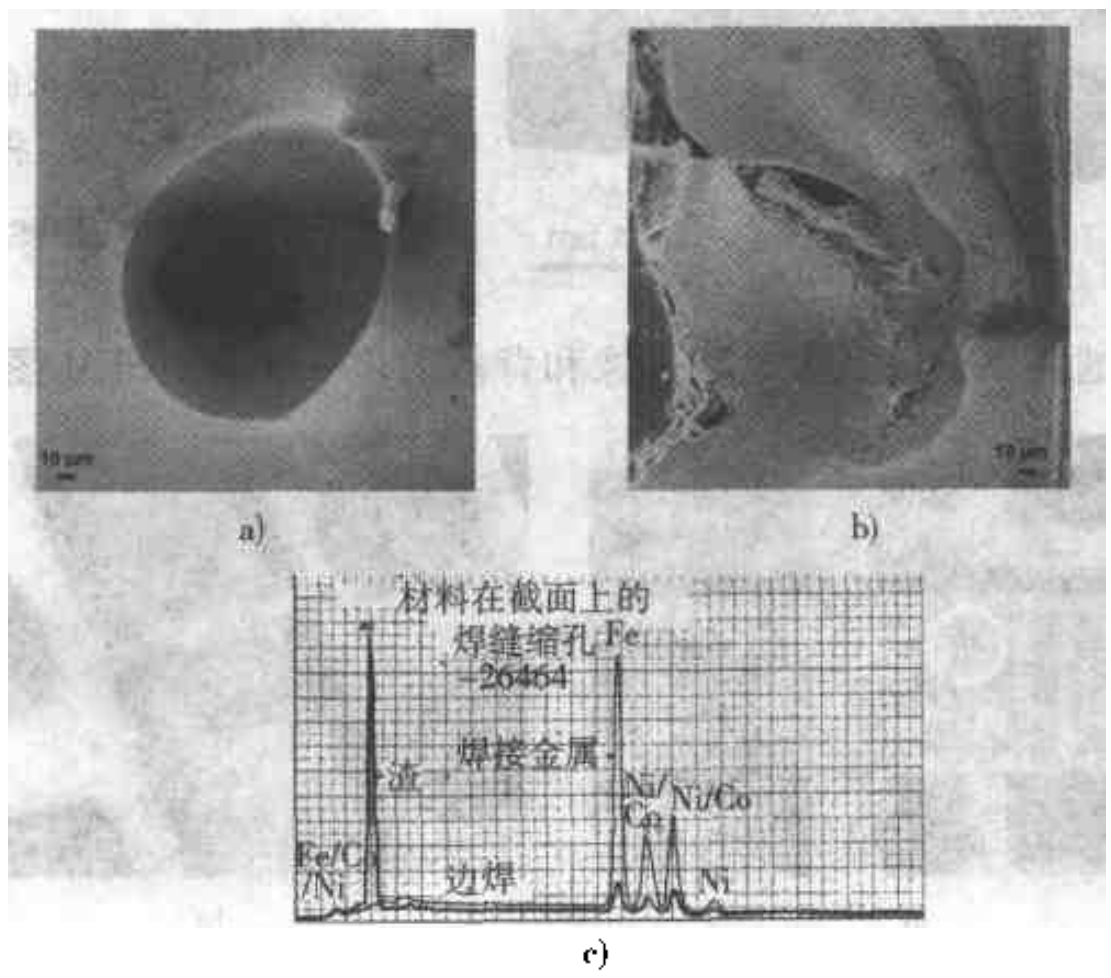


图 6.60 EDS 用于电子束焊接的混合型装置的泄漏失效分析。焊缝上的缩孔
a) 顶视图 b) 沿孔隙切开 c) EDS 确认出“渣”的化学成分（引自 Kashar^[21]）

虽然 TEM 不常用于电子失效分析, 但图 6.61 的 TEM 图像表明, 因二硅化铁细棒从发射极扩展到基极, 从而使该装置失效。图 6.62 的 TEM 图像是在过度退火的粘结带中被 CuAl_2 沉淀物着色的晶界。

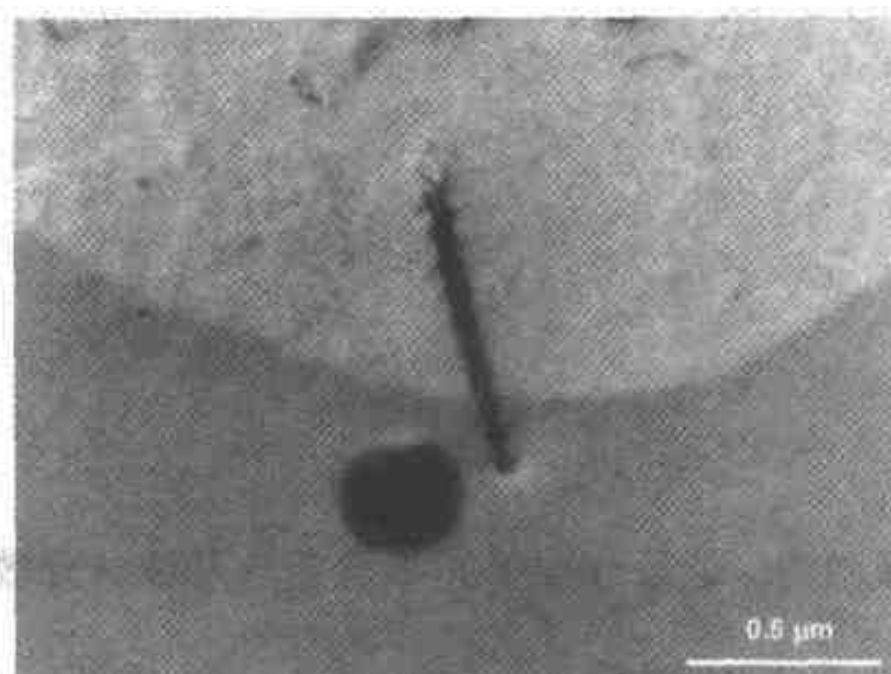


图 6.61 二硅化铁棒和双极晶体管中析出的硅的 TEM 图像
(引自 Richards and Footner.^[3])

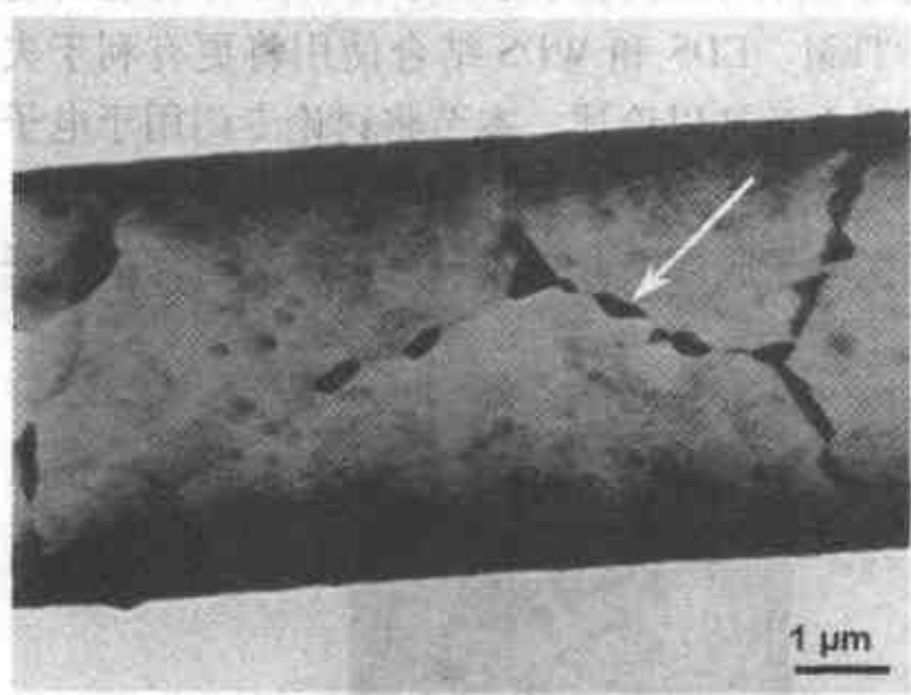


图 6.62 在过度退火的连接带中 CuAl_2 析出物 (箭头) 将晶界着色的 TEM 图像 (引自 Rose et al.^[22])

SEM 最普通的图像是二次电子成像和背散射电子图像。SEM 图像具有较大

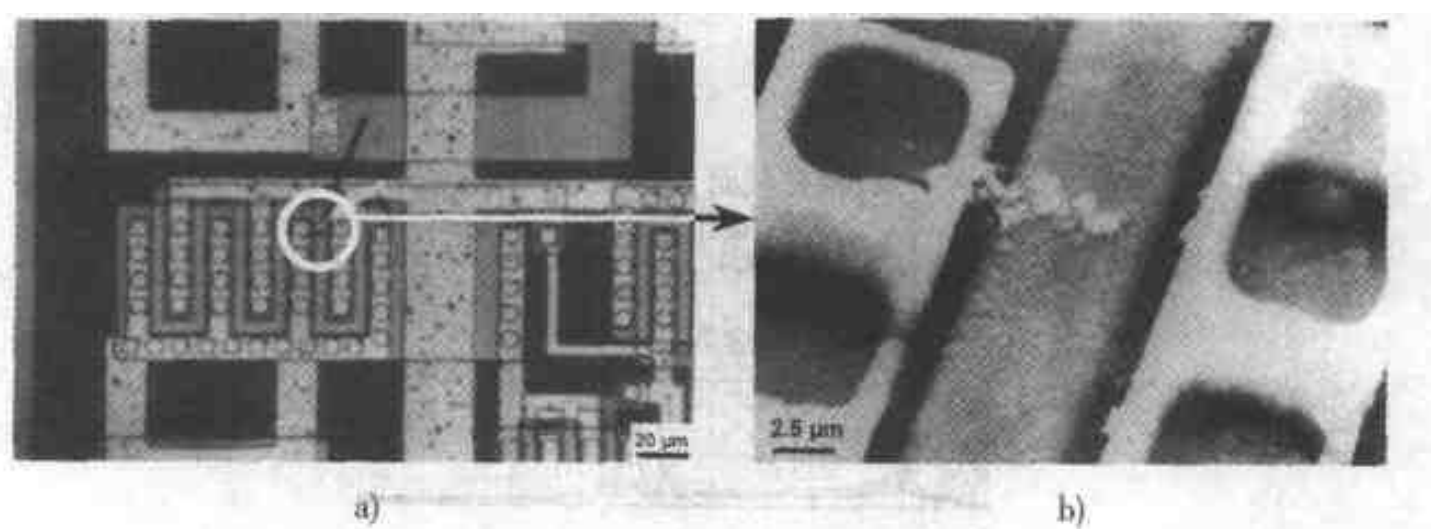


图 6.63 表面污染的 SEM 图像, 可能与静电放电损伤混淆 (引自 Richards and Footner^[3])

的景深和可以立体转动, 其优点见图 6.63a、b。图 6.63a 显示出通过台阶处的铝敷涂层不均匀及敷涂层边缘有孔洞。图 6.63b 显示出在不连续二极管中粘接导线之间有一隐藏的“热点”。背散射图像的景深通常比二次电子型图像的景深大, 从而提供了对表面缺陷的无损观察方法, 这可从图 6.64a 附加的二次电子图像和 6.64b 背散射电子图像的对比中得到证明。一些铝已电致迁移, 留下图 6.64b 显示的孔洞; 迁移的铝生成铝晶须, 突入到开裂的钝化层中。在背散射电子图像中, 因原子序数不同而产生的对比度可用以显示非均质层状结构中原子的相互扩散, 如图 6.65 所示。图 6.66 显示嵌入的一个不锈钢颗粒使两金属导线之间短路。图 6.67 显示由于存在钨颗粒而使受热循环导线断开。

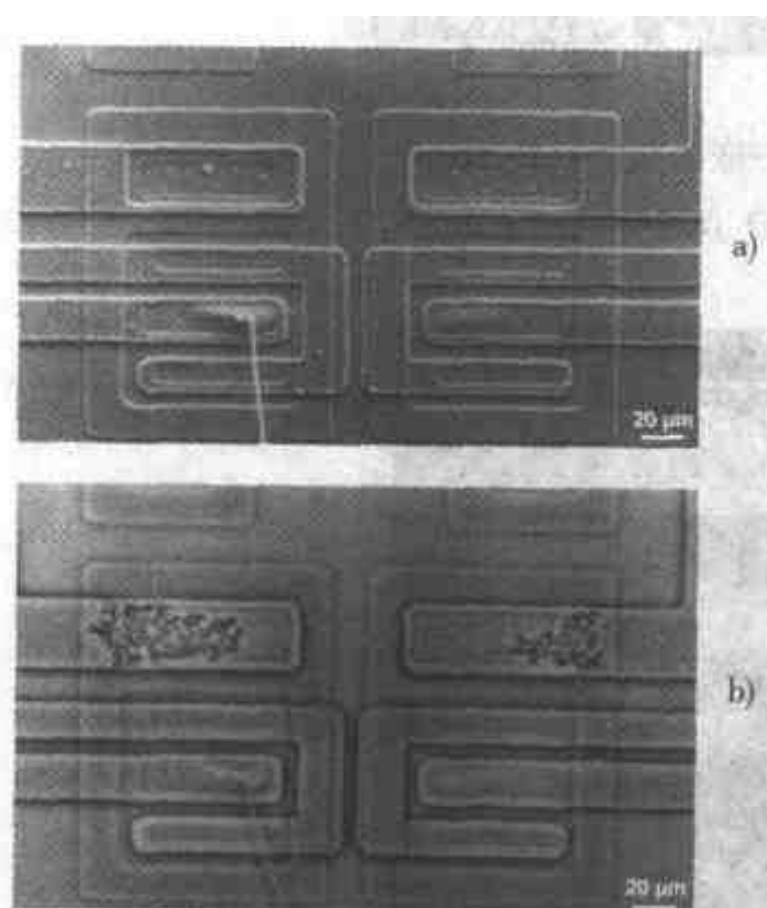


图 6.64 BSE 图像 b) 用于显示敷涂层的皮下孔洞, 而在 SE 图像 a) 中未发现踪迹
(引自 Richards and Footner^[3])

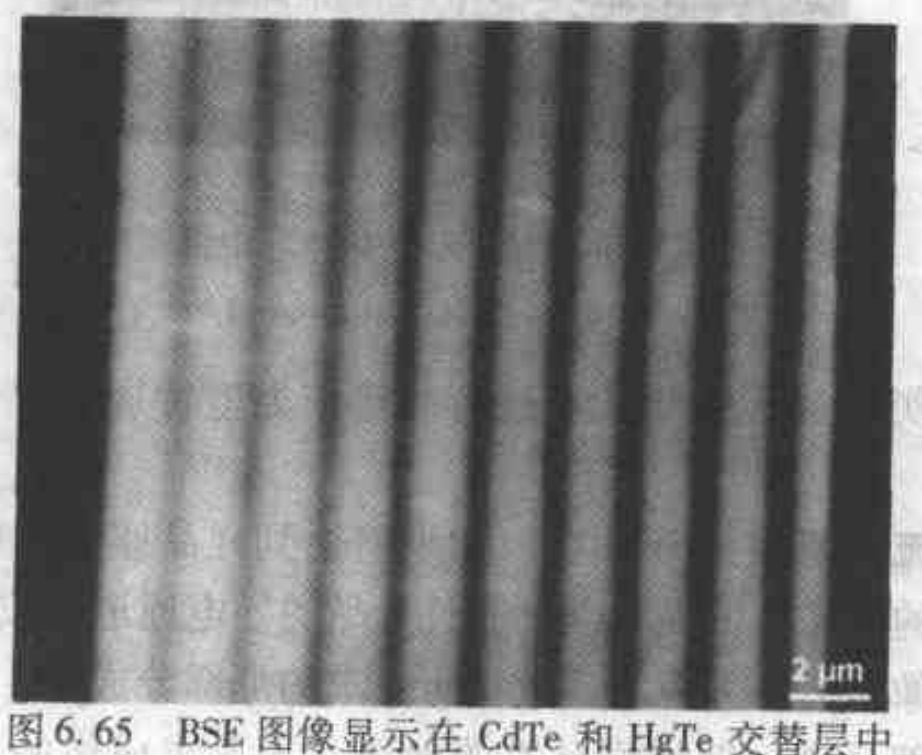


图 6.65 BSE 图像显示在 CdTe 和 HgTe 交替层中由于相互扩散而生成的 Cd-Hg-Te 而失去明显的界面 (引自 Richards and Footner^[3])

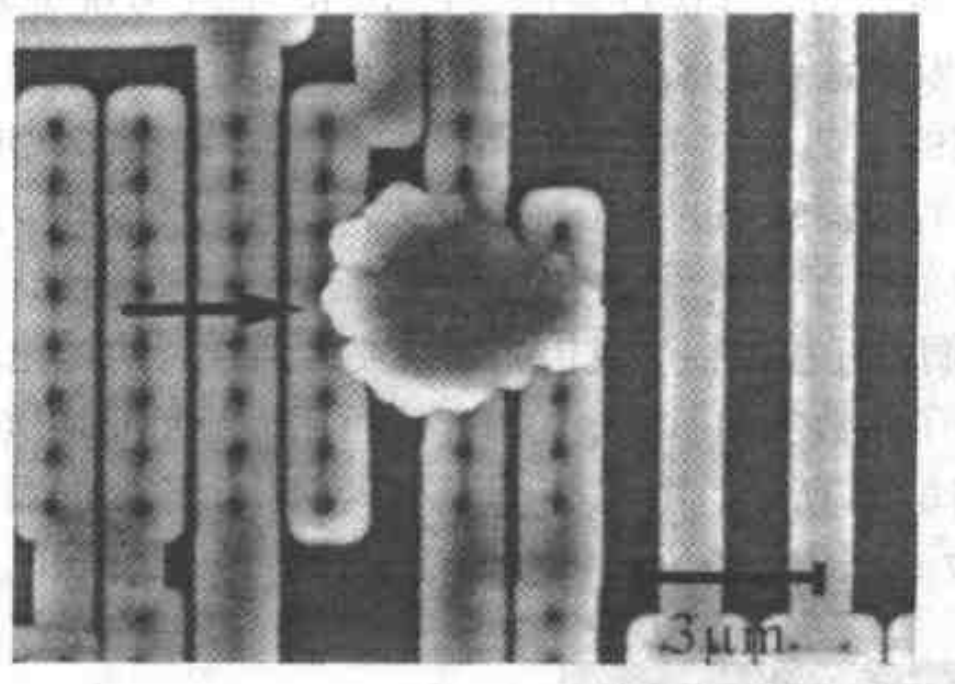


图 6.66 SEM 图像显示一嵌入的颗粒使相邻两金属导线发生电阻断路(引自 Tangyonyong et al.^[23])

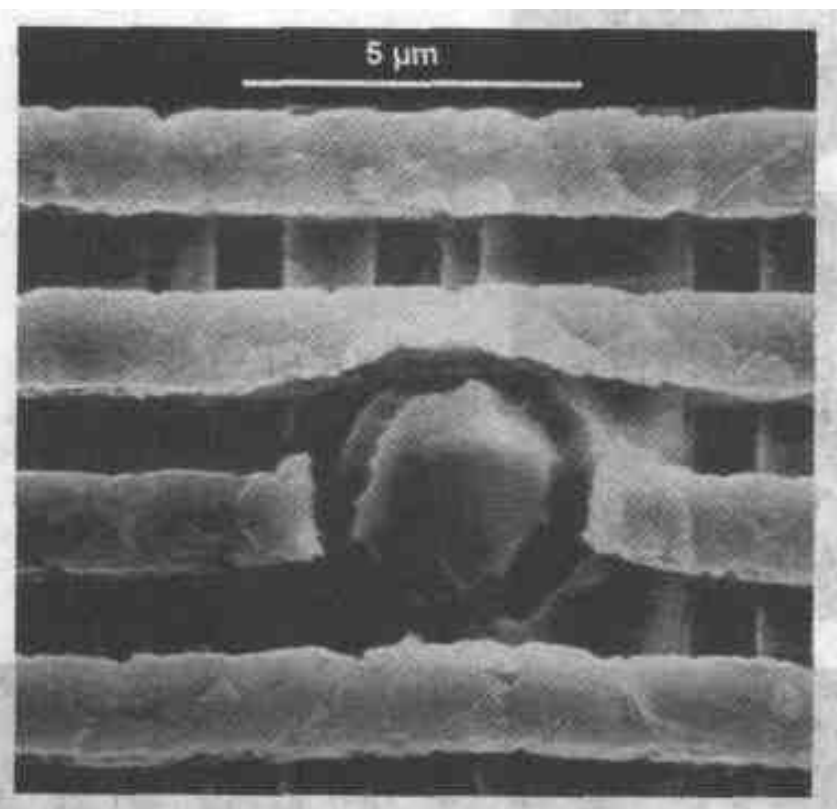


图 6.67 SEM 图像显示在热循环中钨颗粒的污染造成断路(引自 Rose et al.^[22])

除上述操作类型外, SEM 的下述特殊操作类型特别适合于电子器件的失效分析。

样品吸收电流类型。在 SEM 中, 如果将通到样品座上的电流不接地而是加以放大, 所得到的图像可以表明电流通过样品的导电通道, 或用于绘制出样品中电导率差别的图像。另一种应用是只将所要求的那部分成像, 从而将复杂的印制电路板隔离出一部分来, 即将样品座的地线与不要求成像的那些部分断开(图 6.68)。

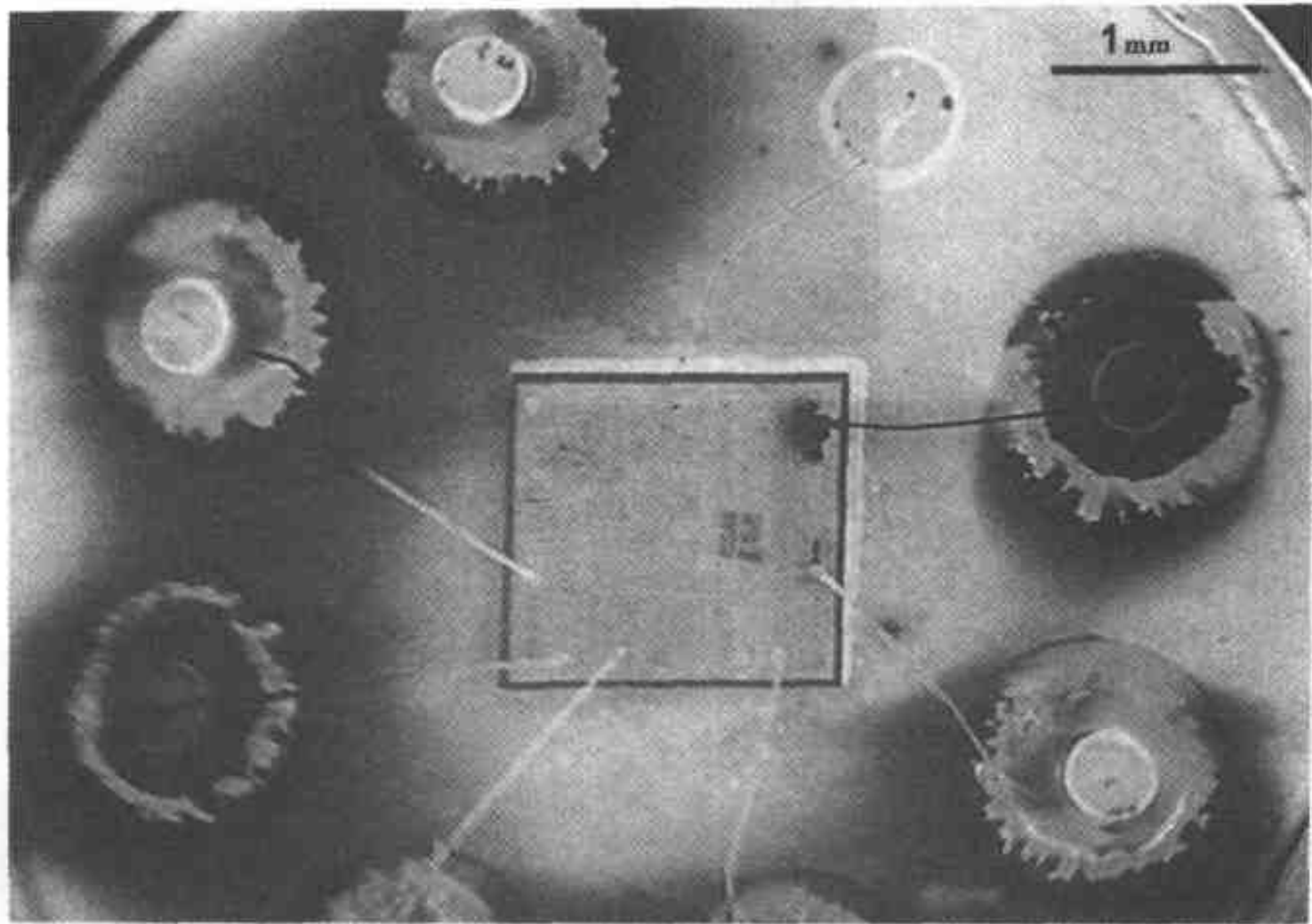


图 6.68 电路的样品电流图像，只有黑色导线连接到样品座地线上（引自 Devaney^[24]）

电子束感应电流（EBIC）类型。这是样品吸收电流类型使用于半导体的特殊情况。通常这种类型的图像得自较大尺寸的光斑、较高的电子束电压和很慢的扫描速率。p-n 结的过渡层中的原子在缓慢移动的电子束的作用下可被电离。这一电离电流在过渡层场的作用下扫过结点，产生电流。通过样品吸收电流放大器可以监测到这个电流，从而得到显示局部缺陷的图像，如图 6.69 所示。EBIC 通常用于制成的电子器件，但这种类型的一种改进型是复合发光，被称之为阴极发光（CL），可用于部分加工的或原始的材料。用 CL 测定掺杂水平上的变化如图 6.69c 所示。入射电子束感应电流与不同偏压源结合，测量不同的量，可得到有关半导体的各种数据，如表 6.13 总结的那样。

表 6.13 用于测量半导体特殊性能的各种类型的电荷收集显微术

偏压源及形式	检测的量值	类 型
外部恒定电压	电 流	β 电导率
外部恒定电流	电 压	β 电导率
内部（p-n 或肖特基效应）	断路电压	动电的
内部（p-n 或肖特基效应）	短路电流	电荷收集

注：引自 Newbury et al.^[25]。

电压对比类型。如果金属表面为正偏压，则二次电子无法从此表面逃逸，故在二次电子图像上此表面呈现黑色。在电压对比类型中，上述效应用于测定金属

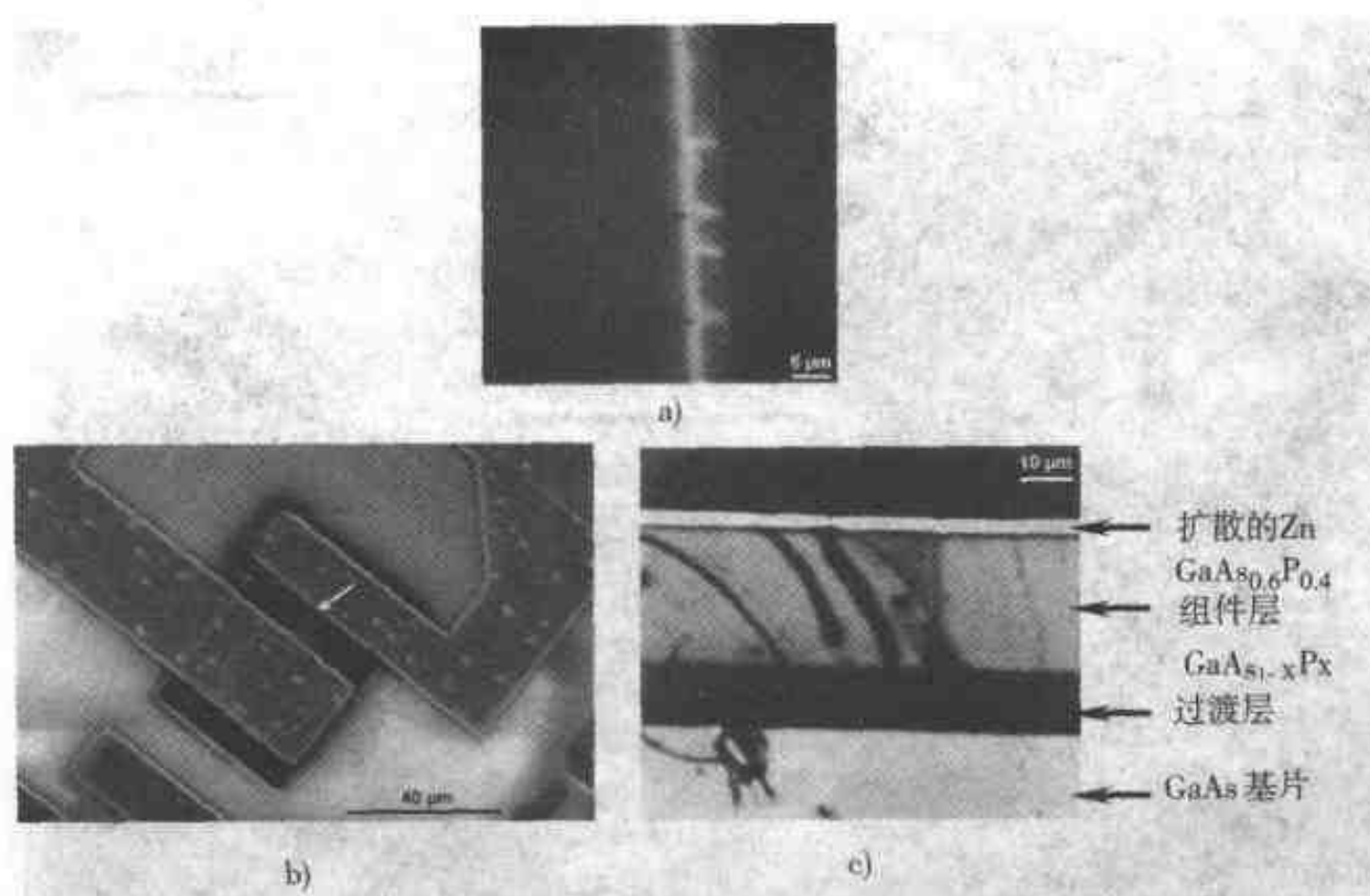


图 6.69

a) 叠加到 SE 图像上的 Si-p-n 结的 EBIC 图像，显示晶体损伤（见脉冲峰）。（引自 Richards and Footner^[3]） b) 发射图像与 EBIC 图像重叠。箭头所指为跨结点的漏电处（EBIC 图像）（引自 Devaney^[24]） c) CL 图像显示由于掺杂而引起的对比度变化（引自 Newbury et al.^[25]）

导线或通路中的断开处。很明显，要有一外部电压加到样品上。通常这种成像类型需要处于良好状态的二次电子探测器，加速电压须能够精密调节。图 6.70 为一示例。还应注意到这种类型通常只能提供定性的信息，因为对比度与所加电压之间不成线性关系。

低电压类型。电子元器件均由多种材料构成，其中有些材料导电，有些不导

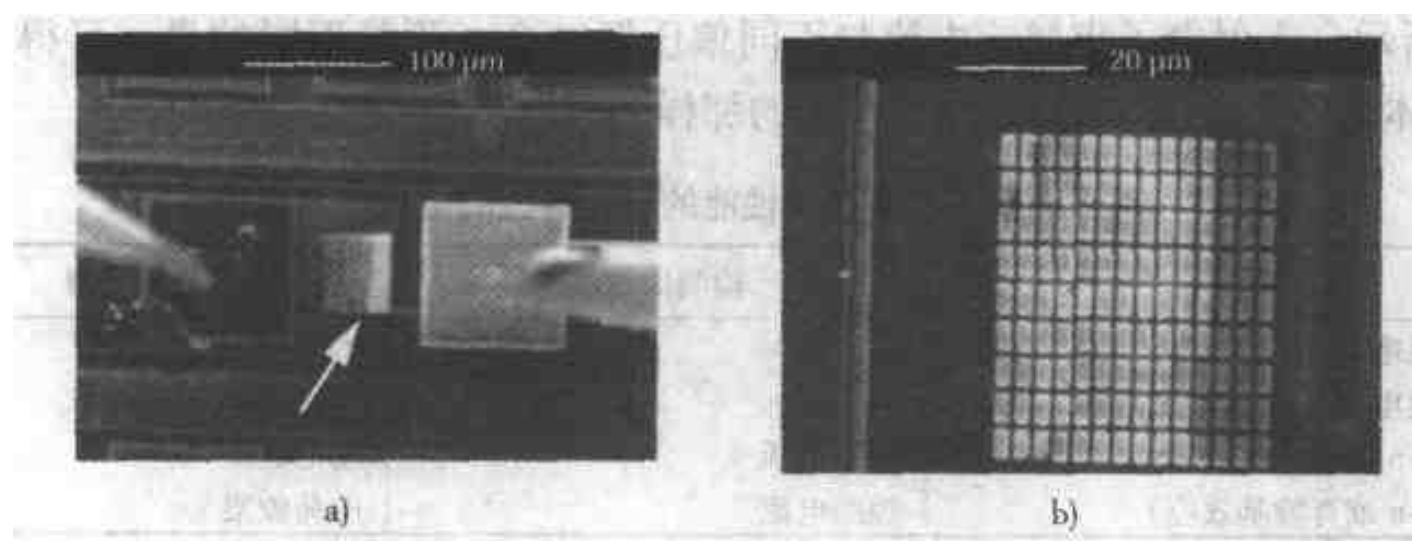


图 6.70

a) 低放大倍数二次电子图像，显示一断路（箭头处的白色区域）
b) 在反偏压下得到的较高放大倍数的二次电子图像（引自 Rice and Chen^[26]）

电。典型例子是“温切斯特”型硬盘及驱动头。硬盘的制造通常是在光滑的铝基片上旋涂上一层磁性材料。涂料通常由针状 γ 氧化铁颗粒及弥散有百分之几的硬氧化铝粉的有机粘结剂树脂组成，在旋涂到基片上之后硬化，再在表面上加一润滑涂层。当硬盘静止时，驱动头停在盘上；当硬盘以 3600r/min 旋转时，磁头受气动推力而抬起，当盘停止旋转时，头又落在盘上。润滑涂层用于减少磁头升降时与盘的摩擦。此外，磁性涂层上受到控制的孔隙率为润滑材料提供了储存场所。典型的磁性涂层的厚度小于 $0.5\mu\text{m}$ ，磁头抬离硬盘表面的高度小于 $0.3\mu\text{m}$ 。很显然，微小污染物将严重地损伤这种驱动器的性能（图 6.71）。观察污染物最

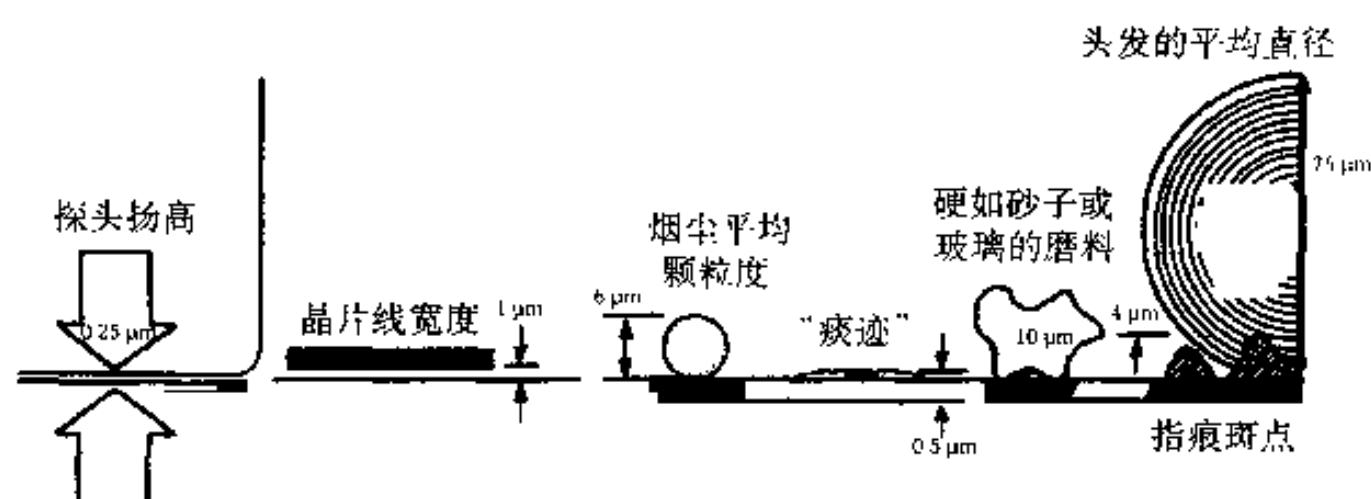


图 6.71 在驱动器和半导体器件中，普通污染物的近似尺寸与关键尺寸的比较（引自 Brar and Narayan^[27]）

方便的工具是 SEM，但若干材料的绝缘性能使问题复杂化，如图 6.72 所示，在 20 ~ 30keV 加速电压下，电子发射比〔（二次电子 + 背散射电子）/入射电子〕小于 1。随着加速电压的降低，电子发射比增加，在 1 ~ 1.5keV 时达到最大值，之后随加速电压的降低而下降。值得注意的是，当总电子发射比小于 1 时，负电荷在样品上累积，从而使入射电子束和二次电子图像发生畸变。这是在 20 ~ 30keV 加速电压下正常操作的 SEM 中发生的情况。如上所述，驱动器中有一部分材料是非导体，如陶瓷滑动材料和有机物树脂。在加速电压为 1 ~ 5keV 运转 SEM 时，这些绝缘部分的充电问题可以忽略。此外，SEM 在低电压下运转还可避免其他问题，如有机物薄膜的

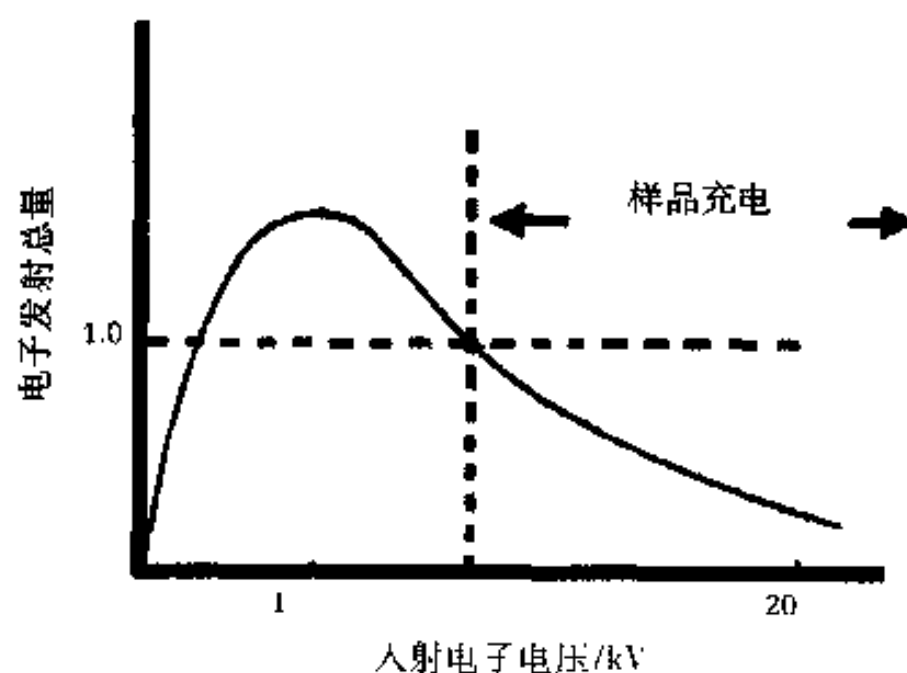


图 6.72 电子发射总量（二次电子和背散射电子）随入射电子和电压而变化（引自 Brar and Narayan^[27]）

聚合反应，并改善了表面形状的对比度。但低压下运转的 SEM 具有亮度低、色散和对漏磁场敏感等问题。例证之一是用以检测铁素体污染引起的失效，如图 6.73 所示。

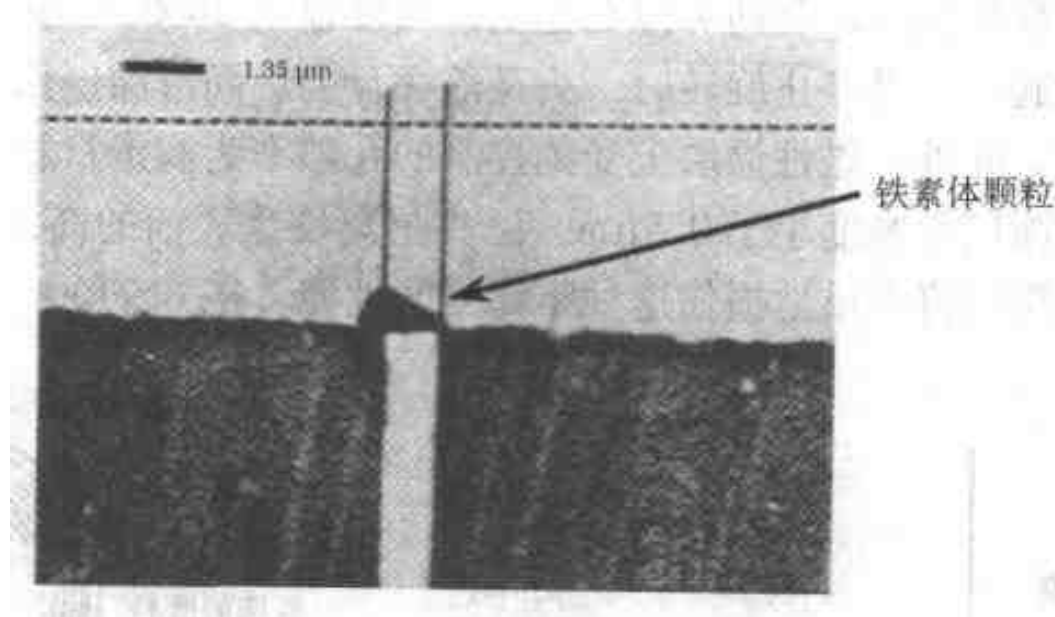


图 6.73 失效的组合磁头的铁心，显示横跨间隙上的铁素体污染（引自 Brar and Narayan^[27]）

运用 EDS 探测短路及其发生的原因见图 6.74。

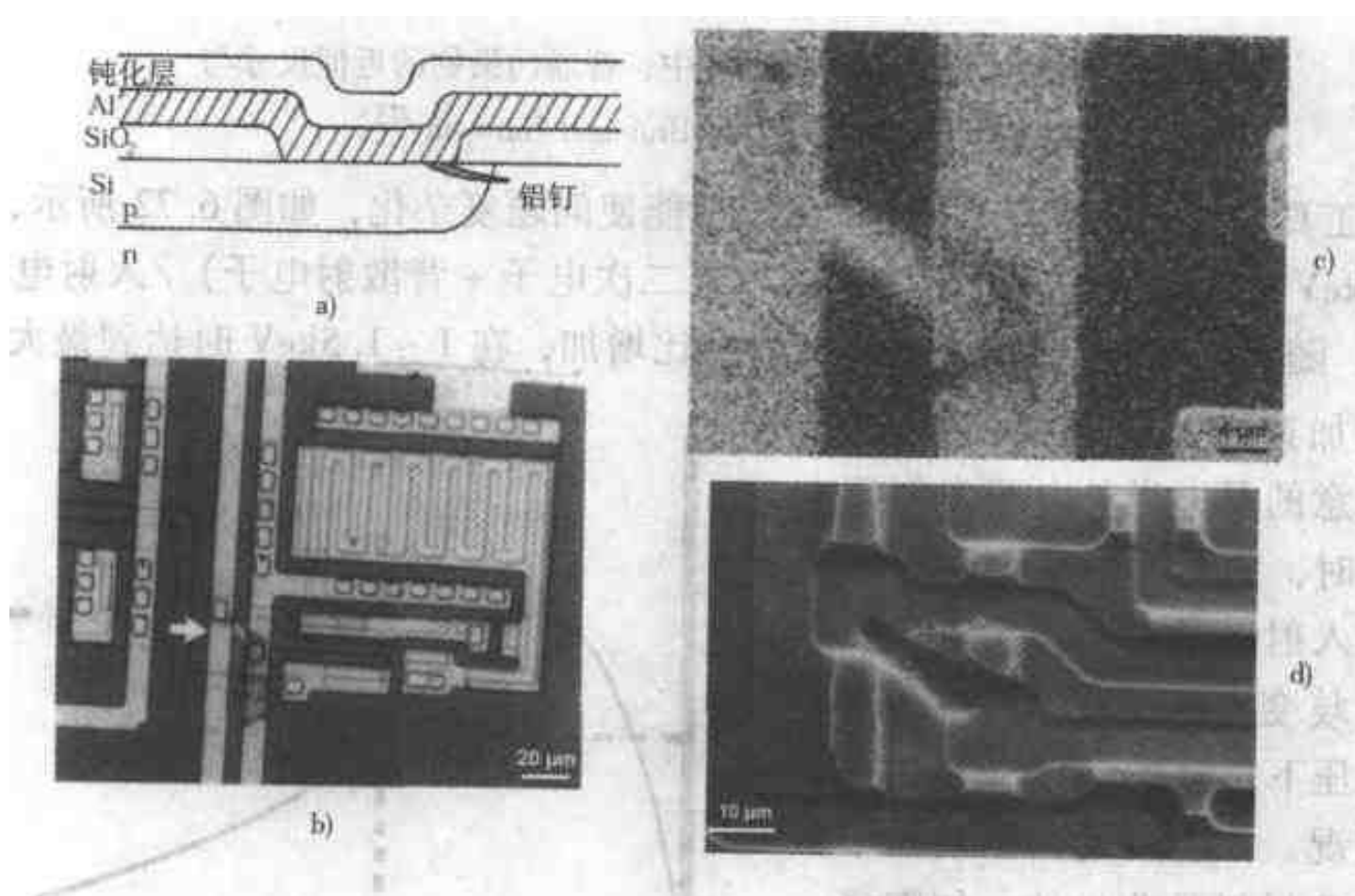


图 6.74

a) ESD 引发的须状铝钉的生长示意图 b) 辅助的光学显微照片
c) EDX 的 Al 地图 d) SE 图像（引自 Richards and Footner^[31]）

先进的 WDS 系统可用于确定微观和亚微观尺寸的颗粒。在图 6.75 的例子中，比较了利用 WDS 和 EDS 对硅晶片上一个 1 μm 颗粒的线扫描结果。EDS 系

统较低的能量分辨率不能明确地确定是什么元素，即硅和钨出现于同一峰值中（图 6.75b）。而利用先进的 EDS 系统能够分辨出 3 个基本峰值，分别属于 $\text{SiK}\alpha_1$ 、 $\text{WM}\alpha_1$ 和 WMB_1 。图 6.75c 中的线扫描（计数率曲线）进一步证明该颗粒是钨。

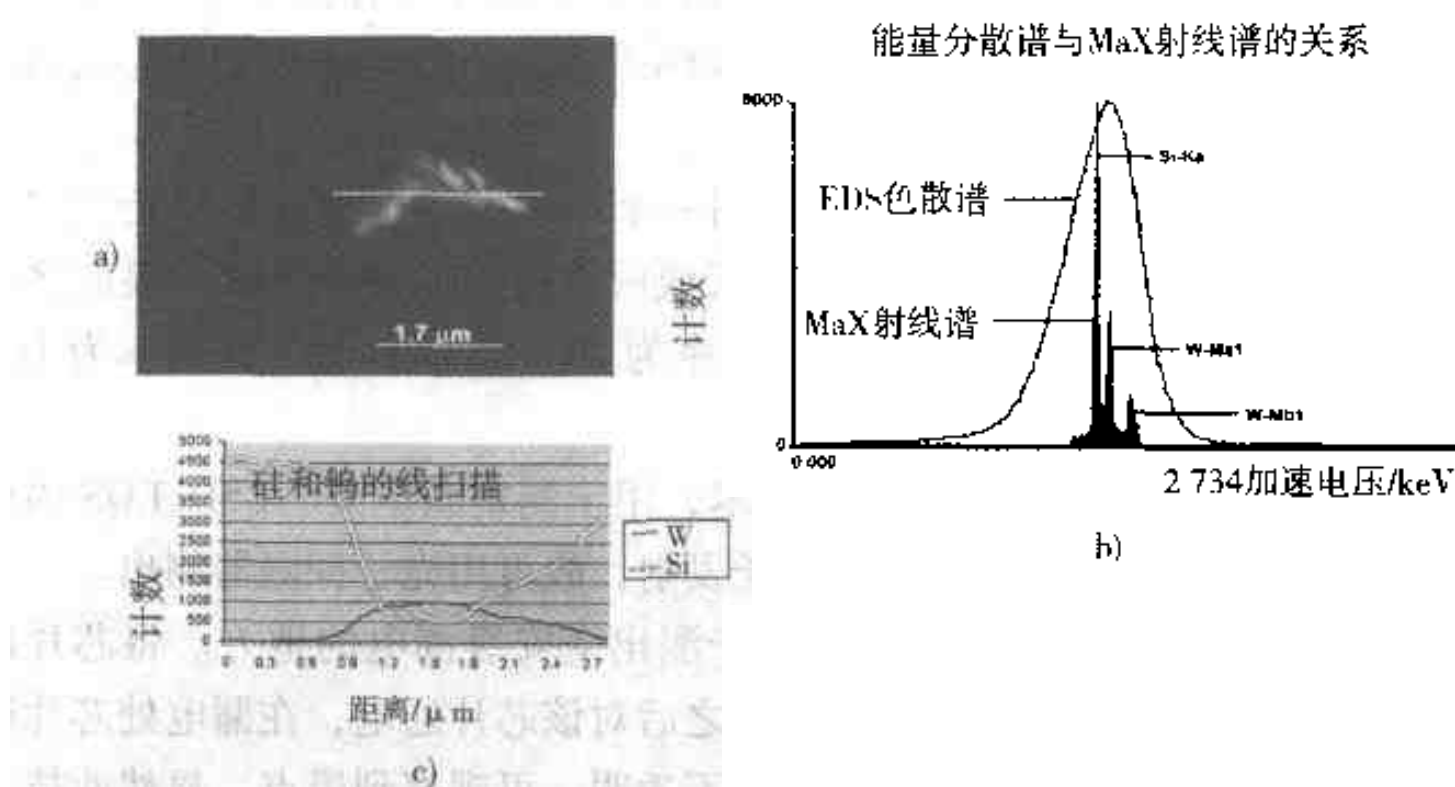


图 6.75 在硅片上辨认一颗粒

a) 硅片上 $1\mu\text{m}$ 颗粒的二次电子图像，显示 100 点线扫描的位置 b) EDS 能量谱与先进的 WDS 能量谱的比较。WDS 优越的能量分辨率能分辨出 W 和 Si 的峰值，而 EDS 谱则无法分辨 c) W 和 Si 的线扫描图，显示当线扫描电子束扫过颗粒时 WX 线计数增加（引自 ThermoNoran^[28] 得到其允许）

利用 SEM 分析半导体有 4 个弱点。第一，由于初级电子的穿透深度有限，故皮下缺陷不易探出；第二，装置中的钝化层（介电质）引起电离问题；第三，SEM 不完全适用于结晶学的或原子序数的对比检测；第四，SEM 使有些电子器件不能再使用，因而被认为是破坏性检测技术。

6.4.10 其他技术

一些特殊技术可用于电子材料的失效分析。详细讨论每种技术已超出本书的范围，这里只概述其中几项。

1. 扫描探针显微镜（SPM）这一名词包括了扫描隧道显微镜（STM）、原子力显微镜（AFM）以及磁力显微镜（MFM）。在 STM 中，被扫描表面精确外形的获得，完全取决于探针头与导体表面之间的隧道电流。该技术的分辨率（深度）约为 0.1nm 。此技术的改进型之一是利用压电传动装置，使探针头在感兴趣的表面上扫描时精确地保持探头位置恒定。对用于保持探针头与表面之间相对距离恒定所需要的电流进行检测，可以获得高分辨率的表面形貌图。该技术取决于探针头与被扫描表面之间原子间作用力变化所引起的压电电流变化，故得名为

AFM。磁力显微镜是利用一个磁化的探头测量磁场强度，当 IC 通电后，磁场被加强，从而提高了 MFM 的灵敏度。

2. 在低能电子显微镜 (LEEM) 中，来自低能电子束的低能电子与所研究表面的材料发生强烈的相互作用，使电子受表面下数层原子的作用而发生背衍射，其中一些背衍射电子可用来得出表面的高分辨率图像。此技术需要使用超高真空系统

3. 扫描近场光学显微镜 (SNFLM) 使用一个小于所用光波波长的光学“天线”，当使用此天线扫描要研究的表面时，天线所发射的光波被天线与表面之间的近场相互作用所改变，从而得到横向分辨率为 20 ~ 25nm、纵向分辨率为 1nm 的图像

4. 光子发射显微镜是一种无损检测技术，用于测定漏电处、ESD/EOS 损伤处、闭锁处和载热体等。损伤区强化了光子发射，故可用光子探测器测出。

5. 液晶分析是一种不昂贵的技术，用于测出毫安级漏电的地方。将芯片放入一控制温度的卡头中，在单色光下观察，之后对该芯片通电，在漏电处芯片被加热。液晶在这些被加热的地方变得晦暗、不透明，可观察到黑点。显然此技术的关键是选择卡头的温度和液晶的相变温度，使二者恰当地配合。

6.4.11 微观显微技术的选择

从上节可以看出，选择一特定的显微技术或一套辅助的技术完全取决于所进行失效分析的特殊性。不仅要考虑技术问题，如可探测性、空间分辨率和深度上的灵敏度等均很重要，而且要考虑商业问题，如成本、可能性和分析速度等也很重要。表 6.14 列出一些适用于研究电子器件缺陷的显微技术，还应指出，探测技术的选择还经常受到不断降低的特征尺寸、不断增加的电子器件尺寸及复杂程度等难题的影响。

表 6.14 适于研究电子器件缺陷的显微技术

缺陷	封装类型	显微技术	说明/举例
外部缺陷			
封装损坏	H/P	LM	机械损伤、裂开、微裂纹
腐蚀污染	H/P	LM、SEM、EDX、AES、XPS	电镀层上交叉连接的枝晶/晶须
封装缺陷			
气密封装	H	LM、SEM、LF-SAM、射线照相	选择 SAM 或射线照相，取决于封装对 X 射线的遮光性
塑料开裂	P	LM、IRM、SAM	LM 需显微切割
塑料基板剥离	P	IRM	“无损”的
基板附着	H/P	射线照相、SAM	射线照相仅能探测孔洞，不能探测剥离，SAM 两种均可测

(续)

缺陷	封装类型	显微技术	说明/举例
内部缺陷 (拆开塑料封装或准备用 IRM)			
导线粘结缺陷	H	射线照相	不适用于铝导线
导线粘结缺陷	H	LM、SEM、IRM	SEM 具有较大的焦距和视场
腐蚀污染	H/P	LM、SEM、EDX、显微 FTIR	测颜色用 LM, 形貌用 SEM, 元素成分用 EDX, 有机污染物用 FTIR
ESD	H/P	IRM、LM、SEM、SLM	IRM 能损伤金属皮下裂纹。SLM 和 SEM 的 OBIC 和 EBIC 用于测定低损伤水平的缺陷并定位
EOS	H/P	IRM、LM、SEM、SLM	与上同
EM	H/P	LM、SEM	细小显微孔洞需 SEM 的高分辨率
层片剥离	H/P	SAM	分辨率取决于频率
定位取向	H/P	LM、SEM、IRM	LM 从层片颜色判断层片差别
层片定界缺陷	H/P	LM、SEM、IRM	SEM-OBIC 适合于研究结点定位取向。IRM 用于观察金属下的结点/层片
金属/硅接触点	H/P	IRM、SEM	用 SEM 检测时金属层须先露出; IRM 能直接损伤下侧
底板裂纹	H/P	HF-SAM	是一种罕见的缺陷, 对研究这类裂纹 HF-SAM 是极好的工具
金属敷涂层微裂纹	H/P	SEM + VC	通过电压对比定位缺陷, 用高分辨率 SEM 观察
层片厚度	H/P	LM、SEM	通过显微切割或劈开底板制备样品, 取决于定位精度
氧化物破裂	H/P	EMMI、SEM	EMMI 是缺陷精确定位的唯一技术, 用蚀刻及 SEM 验证
硅中缺陷	H/P	LM、SEM、TEM	在利用 LM、SEM 检测前试样需有选择的蚀刻

注: 引自 Richards and Footner^[3]。

6.5 电子封装物的失效分析

6.5.1 封装基础

电子材料的封装这个词汇意味着若干层次的封装, 可总结为:

1. 零级封装：包括半导体、辅助材料和基片材料。
2. 一级封装：将芯片装入单芯片组件（SCM）或多芯片组件（MCM）中，包括连接线、接线带、壳体材料、封装盖和引线。
3. 二级封装：将 SCM、MCM、接线等装到印制电路板（PCB）上，包括强化纤维材料、树脂、层压材料、挠性印制板材料和敷形涂覆。
4. 三级封装：将 PCB、电缆线、电源、辅助系统等装到底座或外壳上（例如母板）。从材料的角度看，这包括了支撑材料、连接材料、电缆线和挠性电路材料。

包装的最终目的是使被封装的所有部件能够协调一致的运转。图 6.76 示意地显示封装的四个级别。

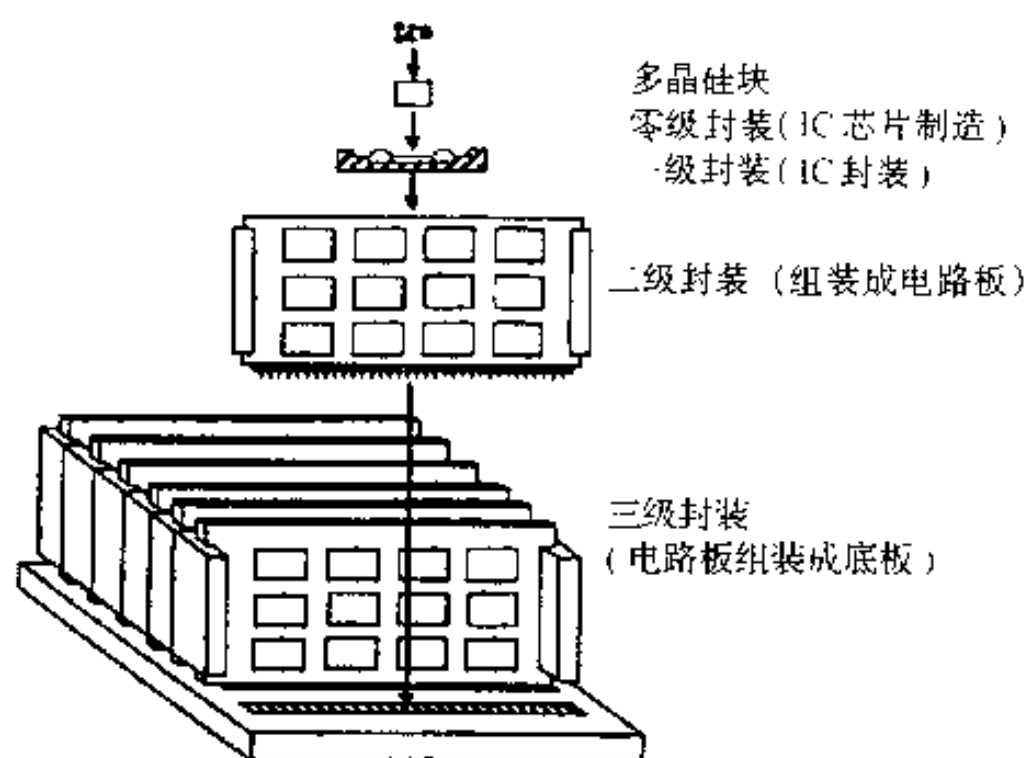


图 6.76 电子封装的分级（引自 Cohn and Shih^[29]）

在一级封装时，芯片或 IC 组件用粘结线、倒装附件、自动粘结带和 z 向粘合剂等连接到托架上。在粘结线中，芯片和外部托架焊点之间的电连接是靠粘结细小的金或铝导线到两方面的焊点上。利用倒装技术时，芯片反转过来，利用低温焊剂或金“肿块”将芯片的焊点和托架的焊点粘接起来。随着有机（聚酰亚胺）基片的出现，因其耐高温性能差，不得不更换用于粘结的金属焊料。在利用自动粘结带的情况下，芯片和托架焊点之间的连接是用指状金属薄片。图 6.77 显示 IC 封装的各个部分，用双列直插式封装作为例子。图 6.78 显示芯片附着的不同选择。另外两种值得注意的封装技术是球形基准排列（BGA）封装和芯片尺度封装（CSP）。

在二级封装上，IC 组件（SCM 或 MCM）和单个部件均安装到刚性的或挠性的“板”上，成为众所周知的印制电路板（PCB）或印制线路板（PWB）的装

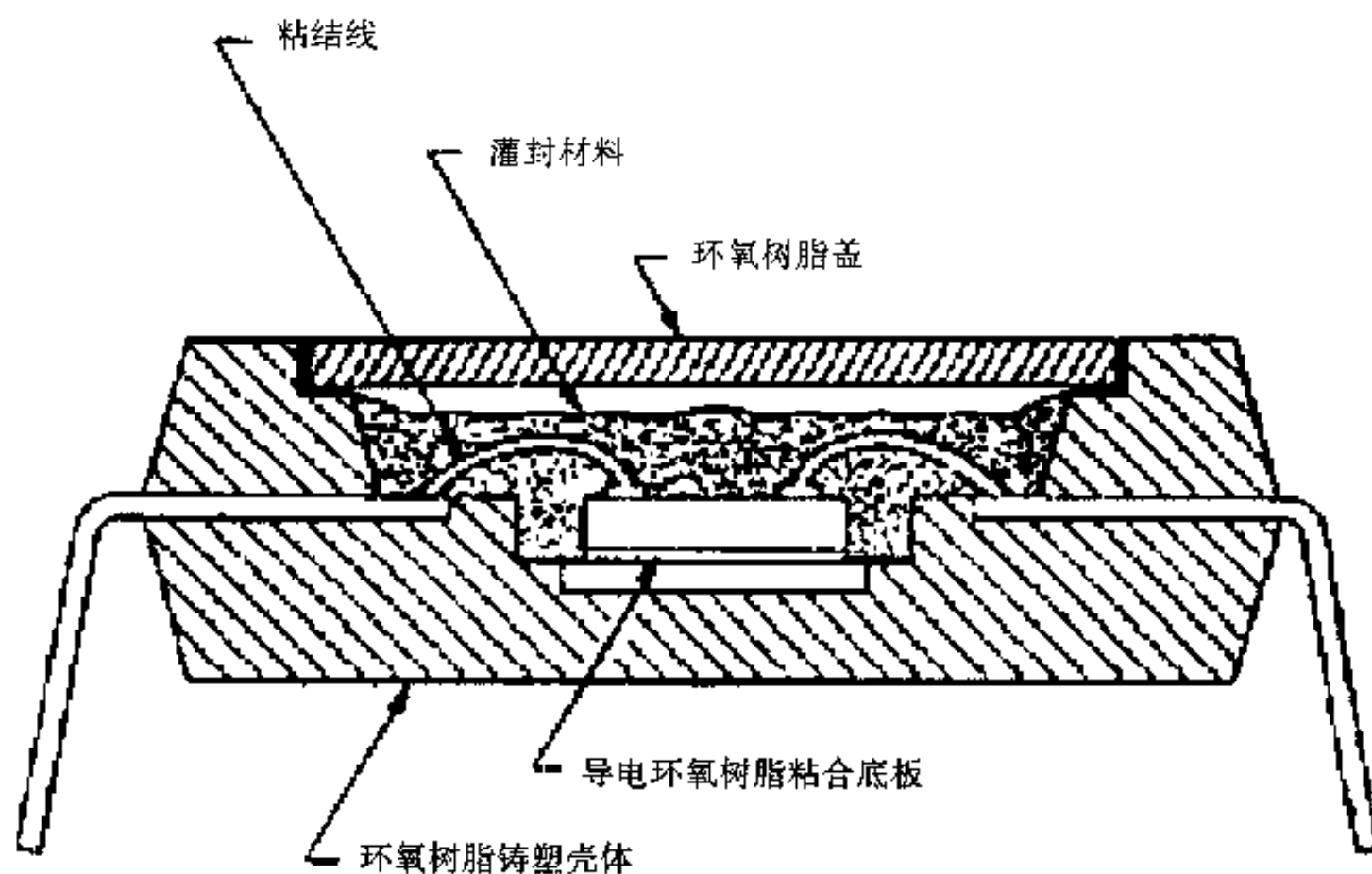


图 6.77 铸塑壳体双排直插式封装的截面图，包括 IC 芯片（引自 Cohn and Shin^[29]）

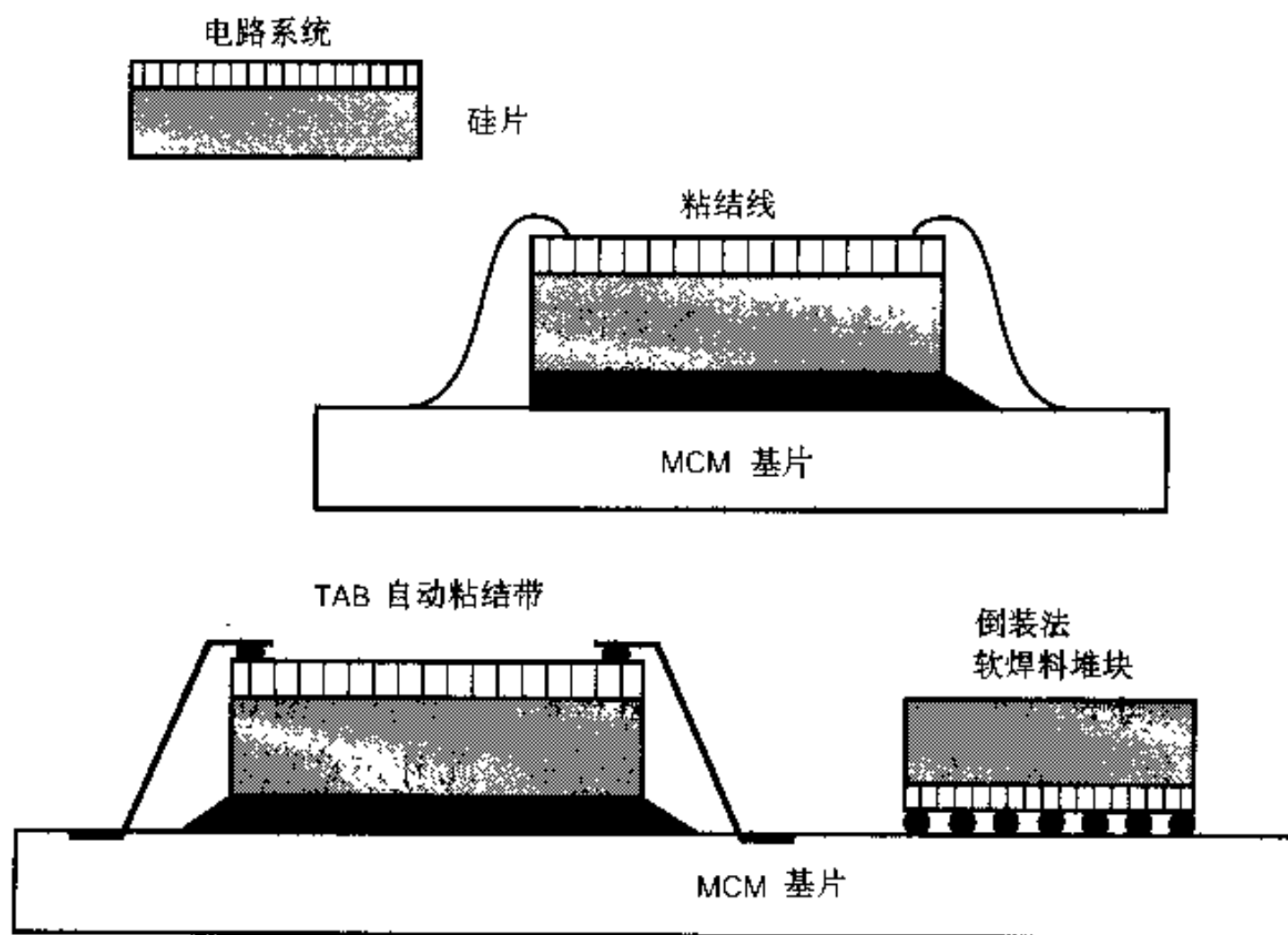


图 6.78 芯片附着法选择（引自 Lump^[30]）

配件。有两种类型的技术用于将组合部件或芯片组件安装到 PCB 上，其使用取决于引线的布置或安装的类型。一种是销钉插孔（PIH）技术，将组件的引线插

入板上有镀层的通孔 (PTH) 中, 然后钎焊住; 另一种是表面安装技术 (SMT), 将组件的引线钎焊到板上凸台处或板面上, 如图 6.79 所示。

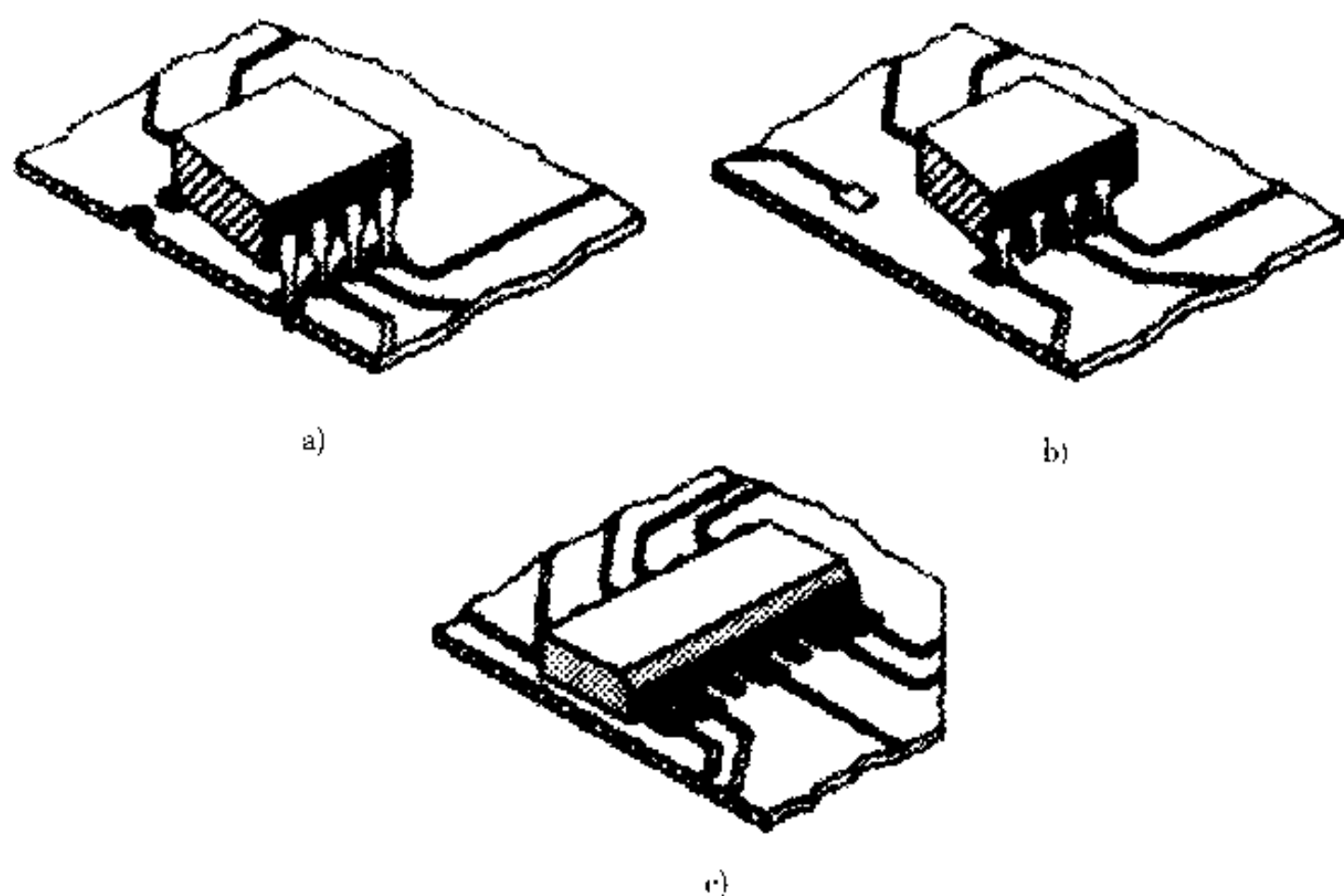


图 6.79

- a) 双列直插 (DIP) 销钉插孔组装 b) 塑性引线的芯片托架 (PLCC) 表面安装组件
c) 小轮廓集成电路 (SOIC) 表面安装组件 (摘自 Woychik and Senger^[14])

在三级封装上, 板间相互连接, 电源和其他硬件 (电气的及其他) 通过支撑架、插接件和电缆线与之连接。

6.5.2 零级封装的失效

在零级封装中, 用于制造 IC 芯片的半导体材料可能具有原子级别的或结晶级别的缺陷, 从而损害其性能。这些缺陷可为线缺陷, 如滑移引起的位错 (图 6.80)、不匹配位错 (图 6.81) 或氧化物-氮化物边缘位错。当半导体材料在氧化气氛中进行离子注入退火以外延生长 (图 6.82)、氧化 (图 6.83) 或扩散 (图 6.84) 时, 会产生表面缺陷, 特别是堆垛层错。此外, 这些缺陷提供了易于扩散的通道 (管路), 从而引起电子失效, 如造成发射极-接收极之间的短路, 如图 6.85 所示。

6.5.3 一级封装的失效

粘结线失效的若干方面已包含在 6.2.5 节中。在 IC 封装件中, 芯片与引线支架的连接是采用各种金和铝的凸台和导线。当存在湿气和卤族元素如氯、溴时, 铝粘结凸台会受到腐蚀, 使粘结恶化, 如图 6.86 所示。此外, 能由固态扩

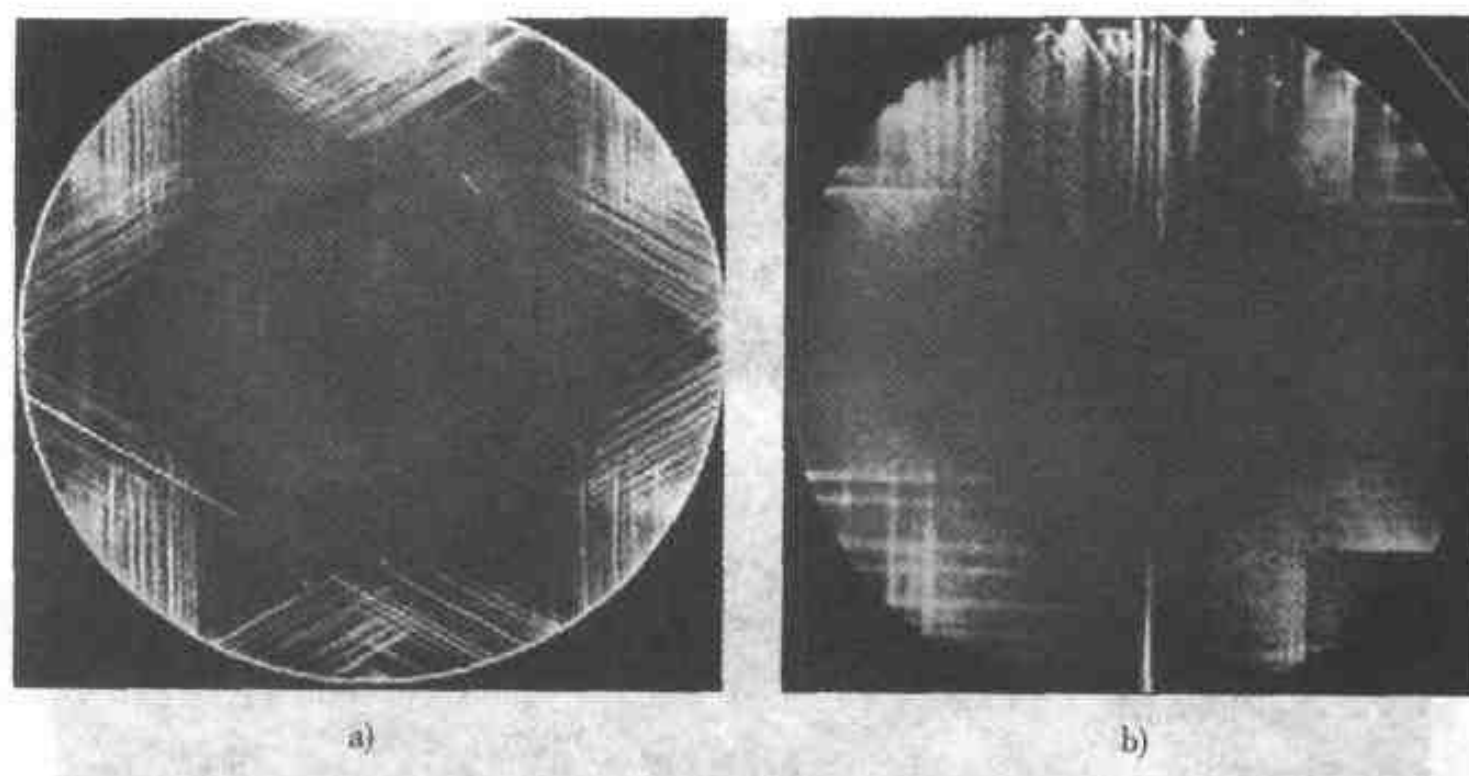


图 6.80 a) (111) -、b) (100) -取向的晶片〔(直径 76.2mm (3in))〕的 X 射线形貌图，显示大量的起始于晶片边缘的滑移（引自 Kolbesen and Strunk^[31]）

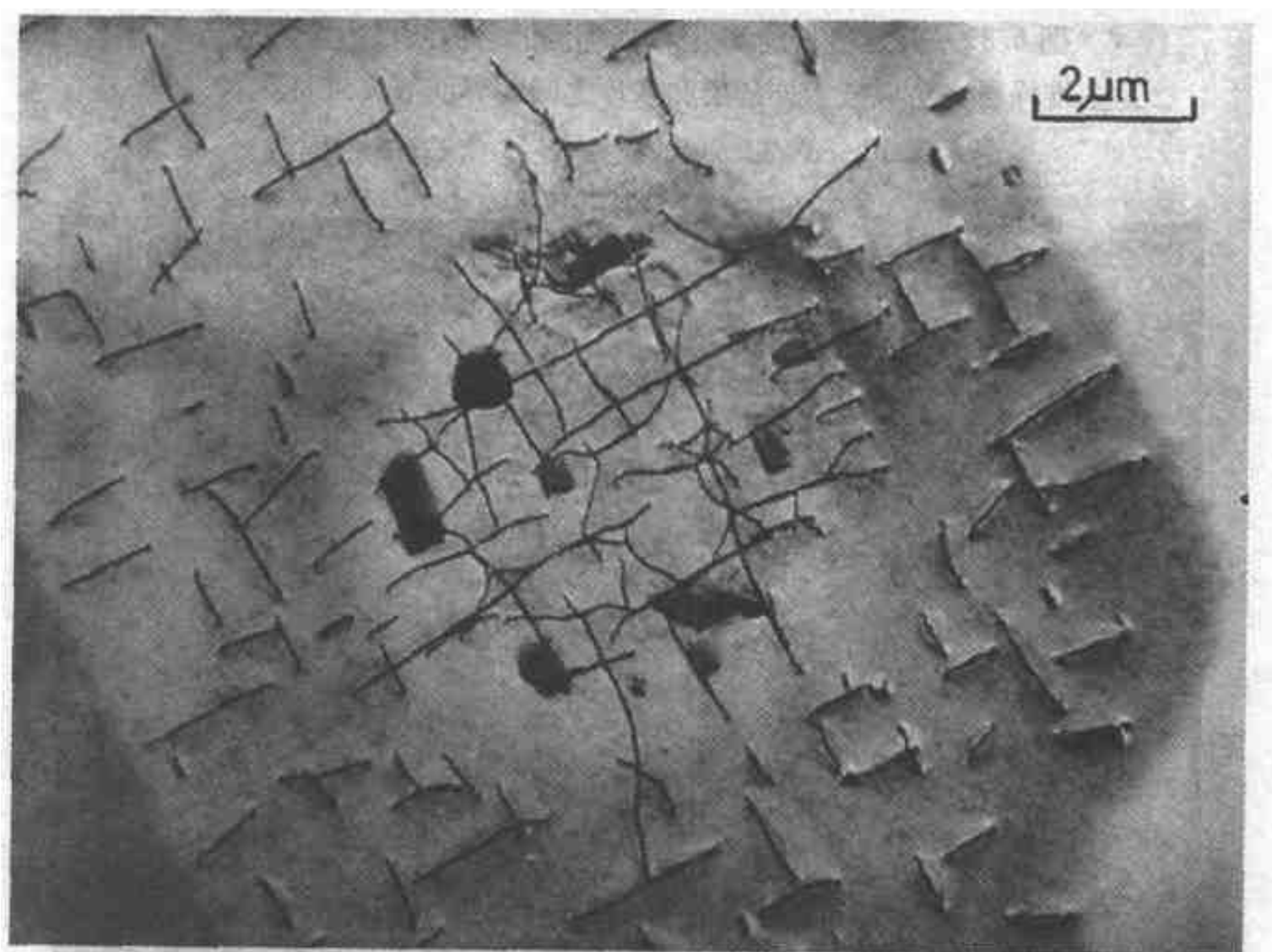


图 6.81 (100) -取向晶片中不匹配位错的例子。圆形接触区内由于较高的不匹配（磷浓度 $>10^{20}/\text{cm}^3$ ），其位错密度比接触区外面（砷浓度 $\approx 10^{20}/\text{cm}^3$ ）高（HVEM 图像）（引自 Kolbesen and Strunk^[31]）

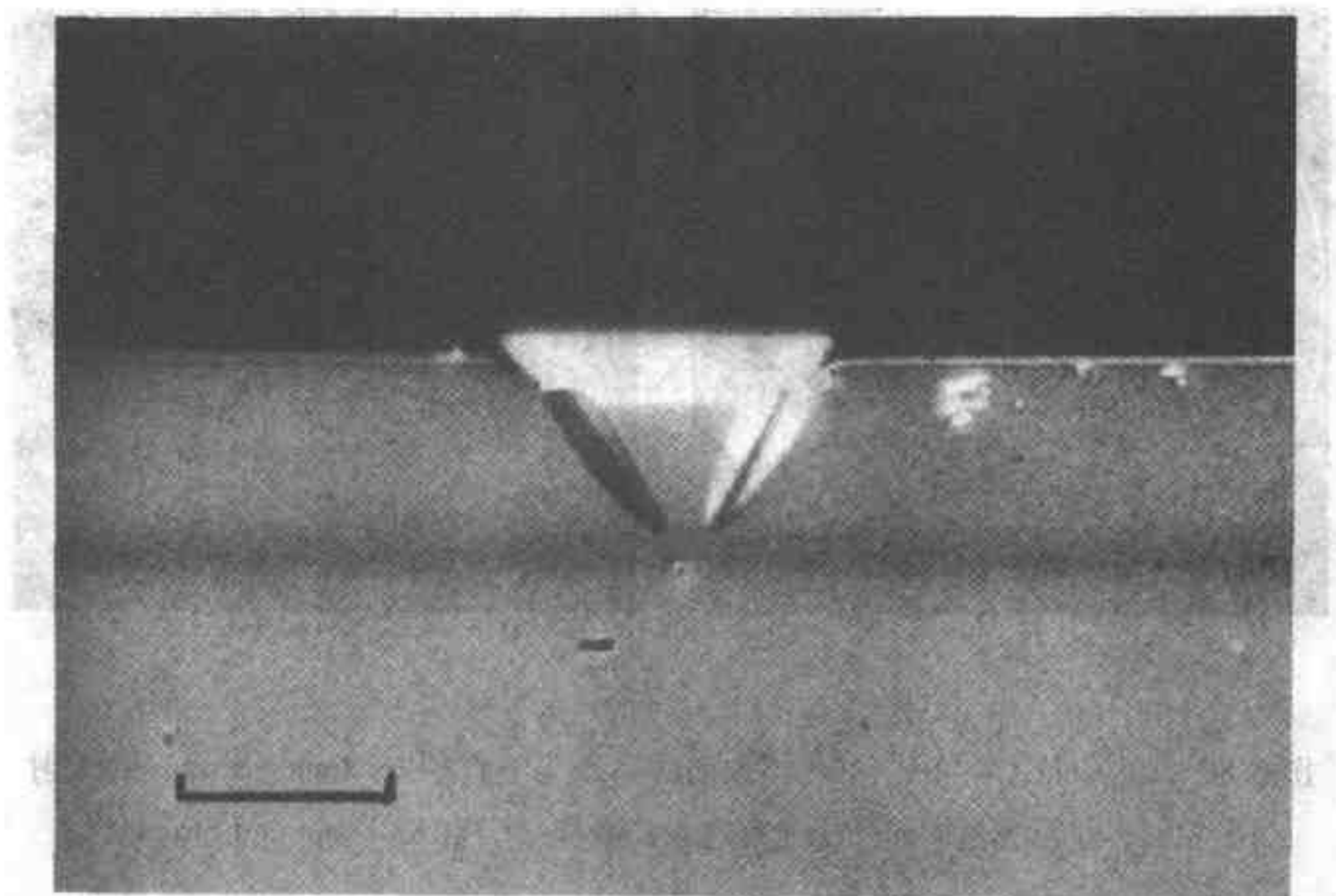


图 6.82 外延生长的 Si 层在择优浸蚀后的断口边缘，显示堆垛层错已成核于外延层和基片之间的界面上（SEM 图像）
（引自 Kolbesen and Strunk^[31]；经过 G. Franz 的同意）

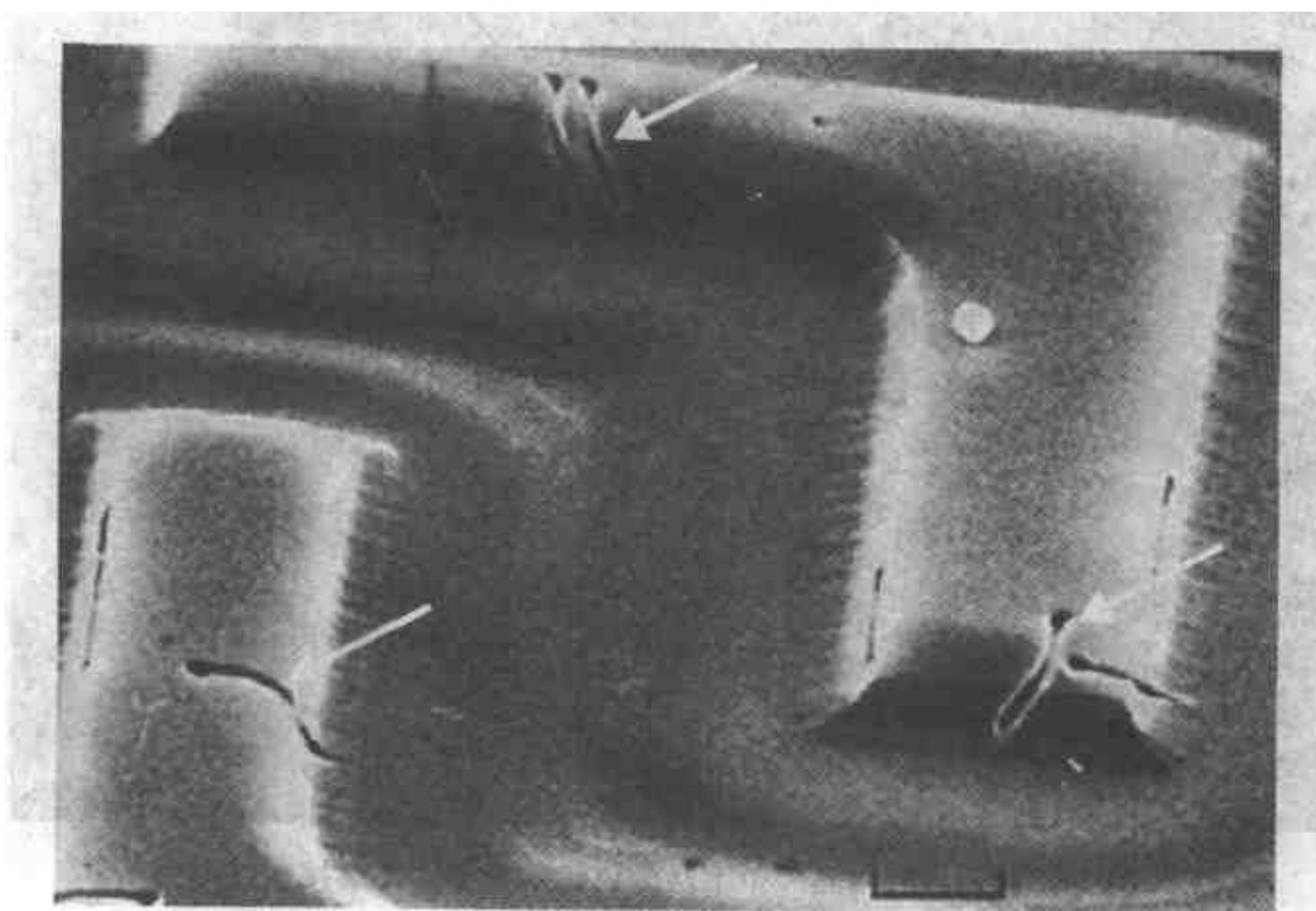


图 6.83 氧化产生的堆垛层错（箭头处），已从氧化物深入到双极半导体管的激活区中（择优浸蚀后的 SEM 图像）
（引自 Kolbesen & Strunk^[31]；经过 G. Franz 的同意）

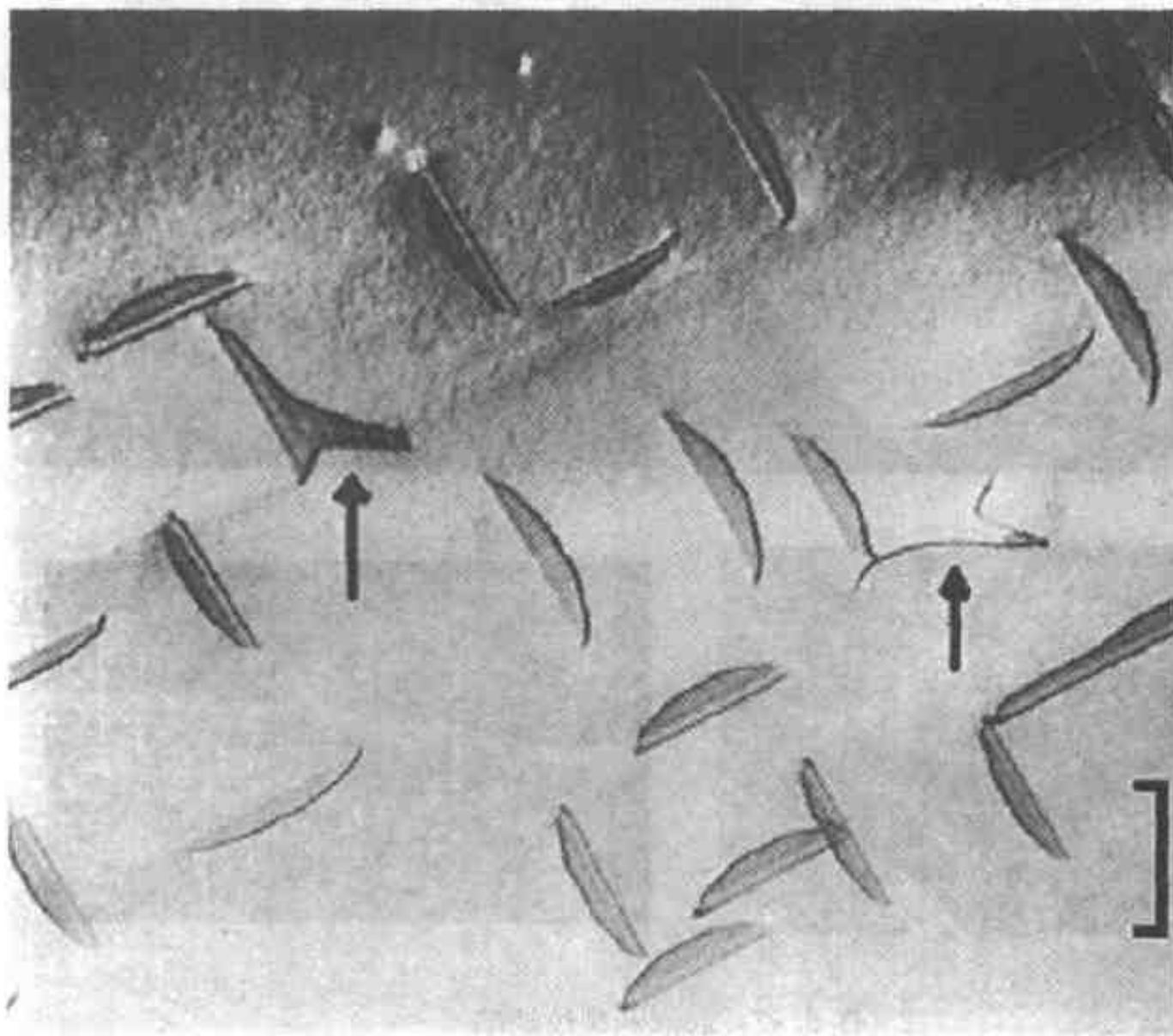


图 6.84 在发射极扩散后，双极电子器件中堆垛层错（SF）的排列。两箭头指向帆船形 SF，其中之一几乎完全没有错位。这些 SF 造成发射极-接收极的短路。（HVFEM 图像）（引自 Kolbesen and Strunk^[31]）

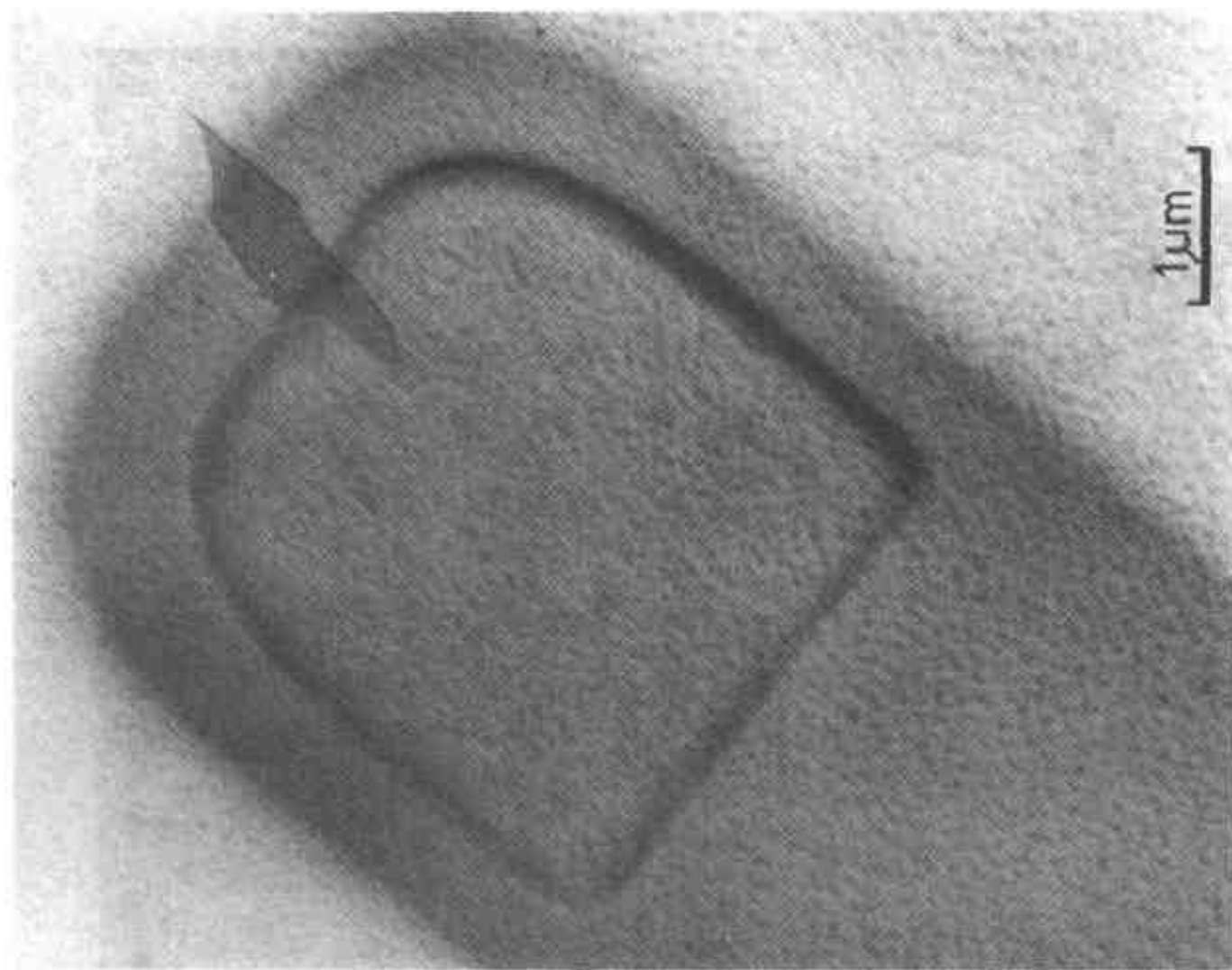


图 6.85 氧化使堆垛层错从氧化物生长并深入双极半导体管的发射极，形成管路（HVFEM 图像去掉氧化物介质）（引自 Kolbesen and Strunk^[31]）

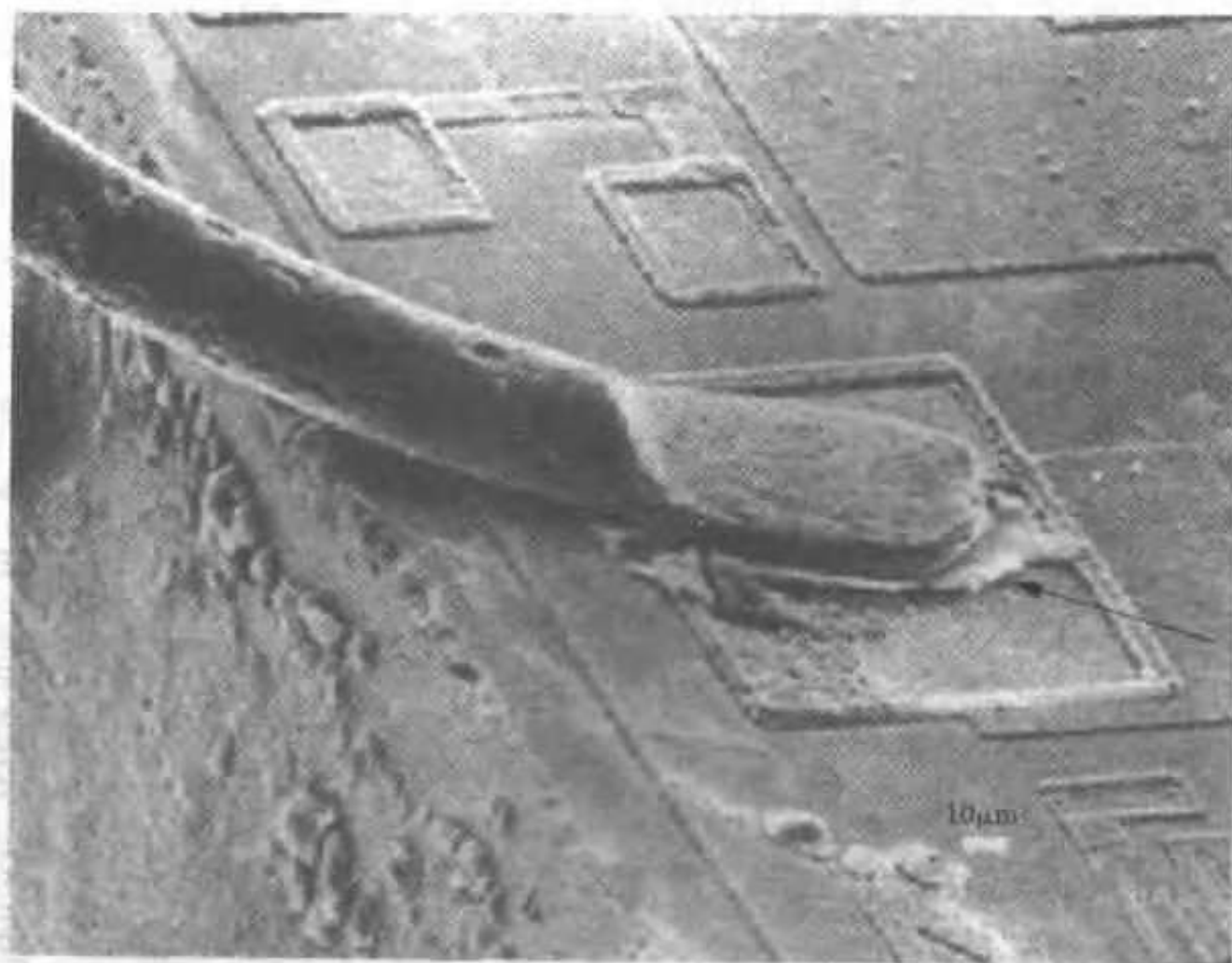
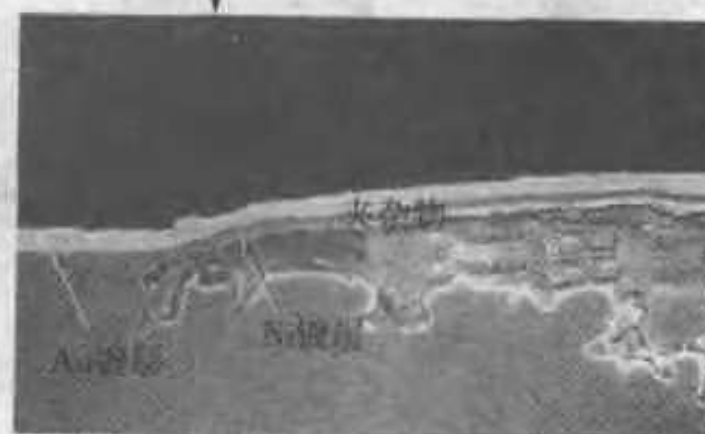


图 6.86 铝在粘合凸台上的离解引起断路 (见箭头) (引自 Haythornthwaite^[10])



a)

b)

图 6.87 起泡和裂纹缺陷

a) 顶视图 b) 截面图 (引自 Martin^[12])

散生成脆性的金属间化合物如 Al_2Au 、 Au_5Al 等，在其后的热应力或机械应力的作用下会开裂。还有铝或金扩散入这些金属间化合物中的问题，形成并最终聚集成空洞而造成线路断路。电镀液（特别是镀金的溶液）通常要加入一些组元，这些组元可能被镀上，并在以后产生离解而使晶间弱化，铊就是一个主要例子。在科伐（Kovar）导线与镍上镀金层之间的氯污染会造成起泡并在以后开裂，如图 6.87 所示。

使用软焊料块时，缺陷的一般来源是：

1. 凸台根部凹陷（图 6.88）。



图 6.88 合缝线边缘处的突出部分（引自 Lau and Pao^[32]）

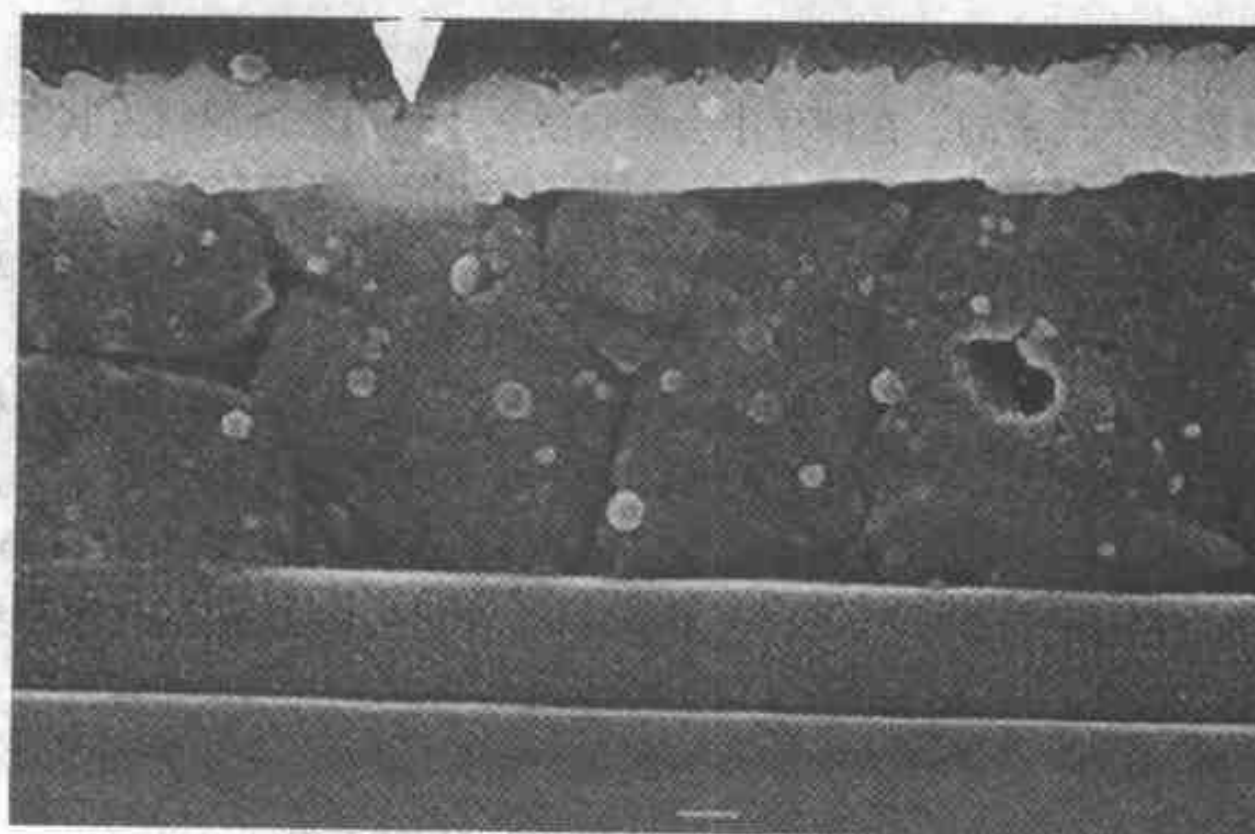


图 6.89 接线金属层破裂（见箭头）（引自 Lau and Pao^[32]）

2. 在焊料和凸台之间的接线金属层破裂（图 6.89）。
3. 由于生成过多的金属间化合物而使金属界面的粘合受到损害（图 6.90）。
4. 金属相在焊料块中的不良分布（图 6.91）。

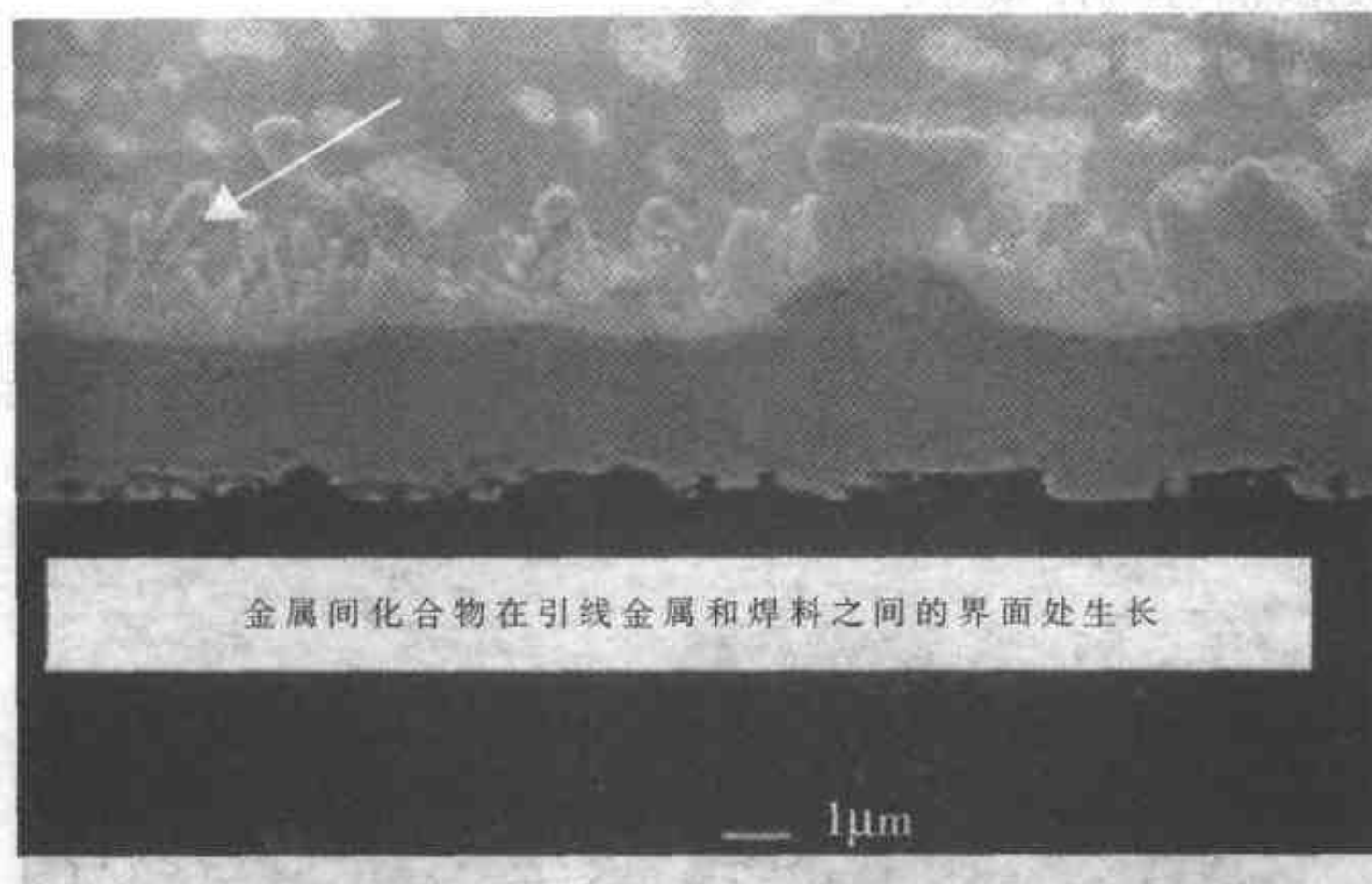


图 6.90 金属间化合物在引线金属和焊料之间的界面处生长
(见箭头) (引自 Lau and Pao^[32])

塑料封装是不气密的，在储存中会吸收湿气。利用软熔焊料将其安装到 PCB 上时，温度会由室温急剧上升到 200℃，使吸收的湿气迅速转变为蒸汽，引起爆裂剥离/开裂，即所谓“爆米花”现象。图 6.92 是发生这一现象的示意图，图 6.93 是塑封 BGA 中发生“爆米花”现象的 SAM 图像。

封装过程易发生各种缺陷，如生成孔洞、移动粘结线以及不良的粘合。图 6.94 显示在封装和 PCB 基片的边缘处发生分离。这种剥离会产生应力，应力又会抬起底板凸台处的粘结小球（图 6.95），并会使粘结线断裂（图 6.96）。

在用于这一级别封装的引线方面，表 6.15 列出一些常用于 SMT 引线架的合金的化学成分。大多数封装的引线均采用刚性较好的合金 42 钎焊连接。有关引线失效的讨论包括所用材料的刚性，引线设计的贴合性，所经受的温度变化的幅度，引线弯曲部和端部的尖锐度引起的钎焊可焊性等问题。



图 6.91 成分接近共晶点富 Pb 边的非共晶 Sn-Pb 合金的典型显微照片。
可以看出富 Pb 树枝状结晶及最后凝固的共晶组织 (引自 Woychik^[33])

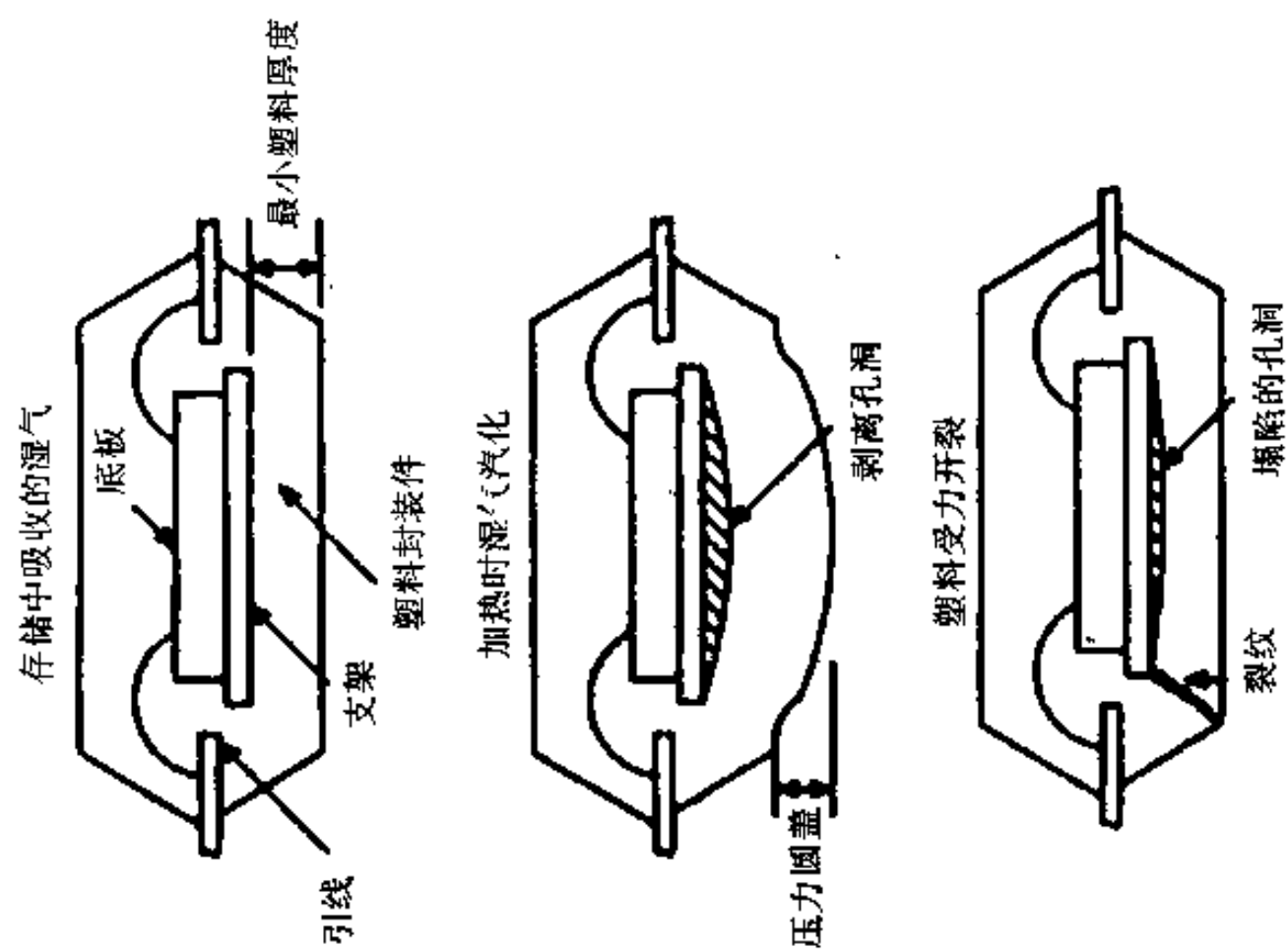


图 6.92 钎焊中发生“爆米花”现象的机理示意图
(引自 Prough and Pope^[34])

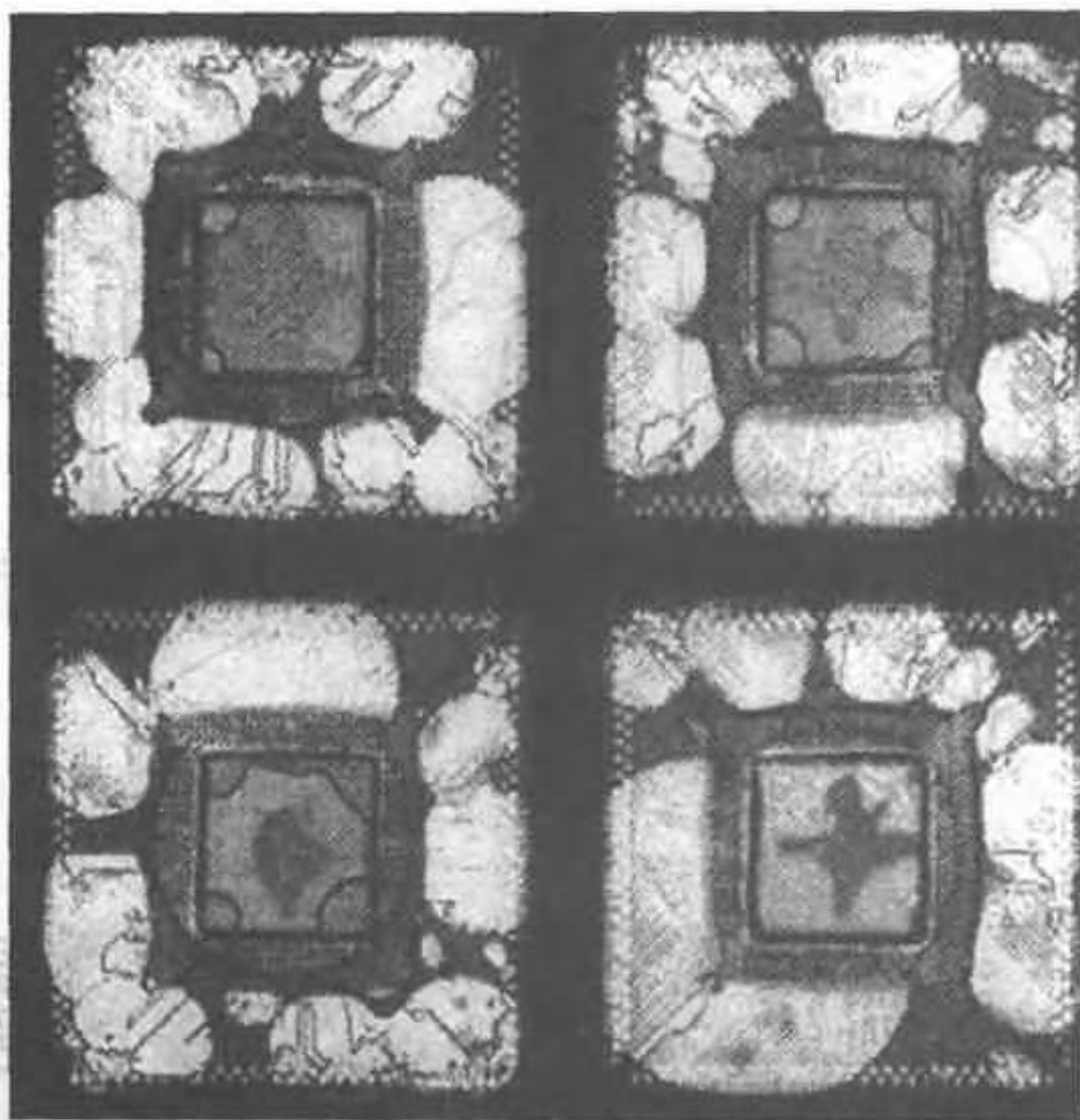


图 6.93 塑性小球栅格排列 (PBGA) 式封装件在温度 85℃、相对湿度 85% 下停留 168h 后发生“爆米花”现象的 C-SAM 图像 (引自 Lau & pao.^[32])

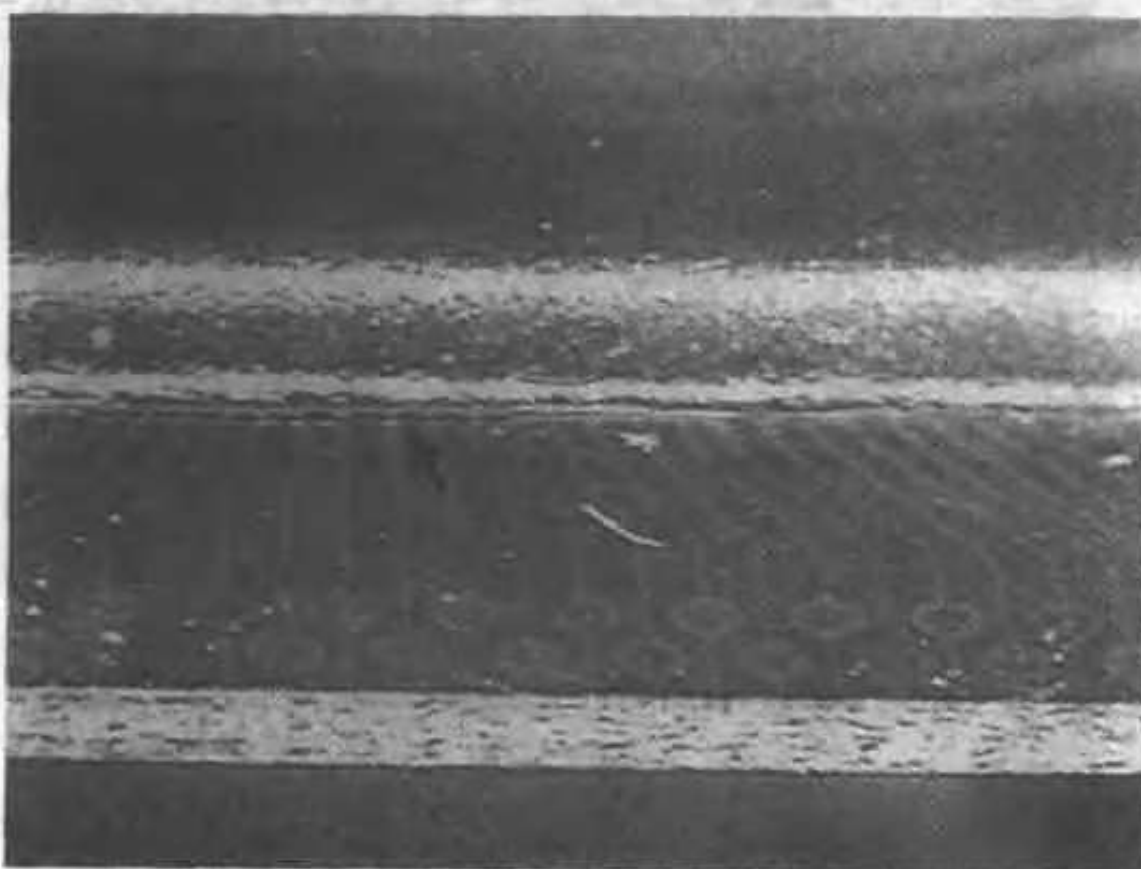


图 6.94 在封装和 PCB 基片边缘处的剥离 (箭头处) (引自 Parekh et al.^[35])

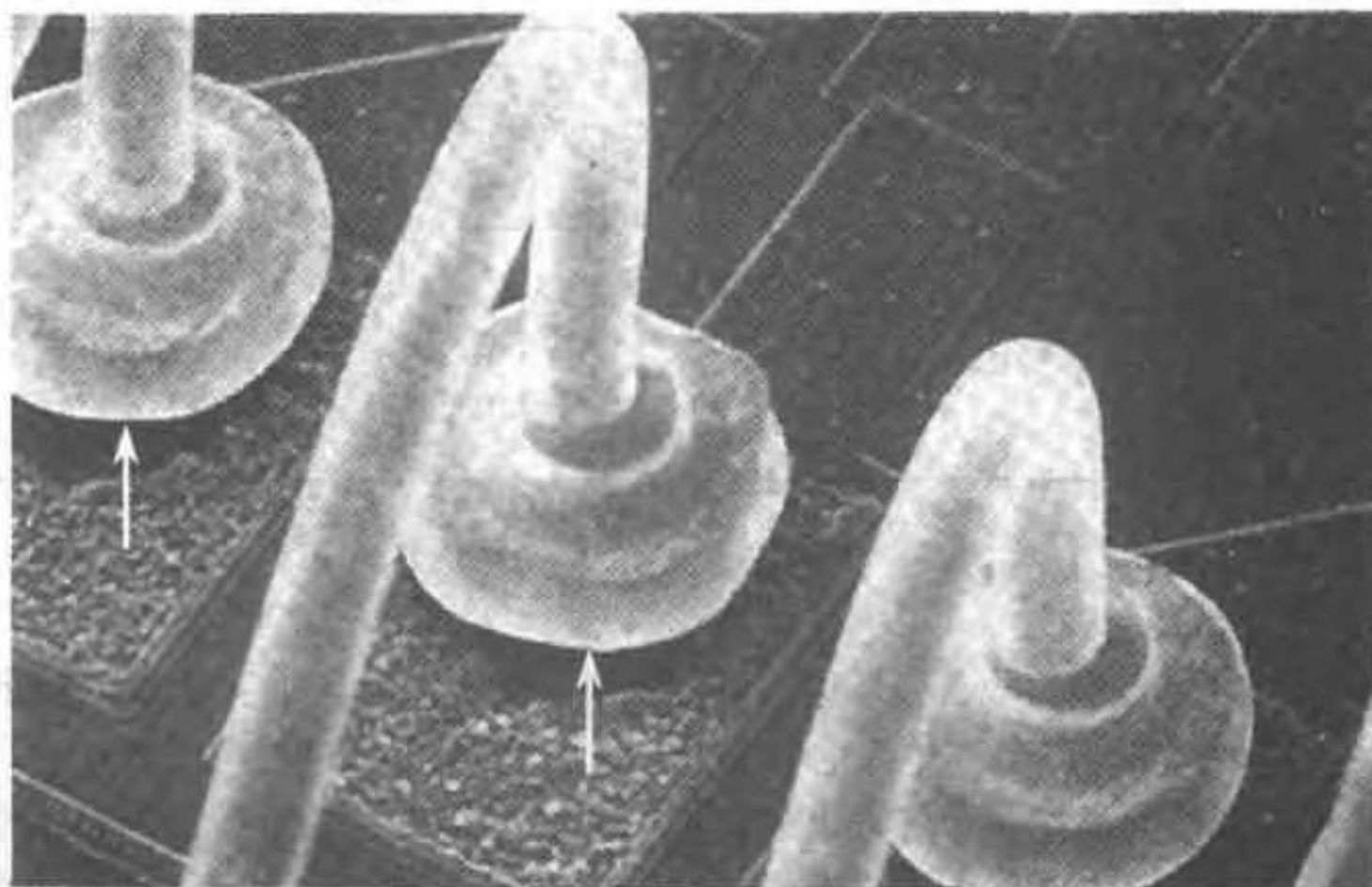


图 6.95 由封装件剥离所引起的从底板凸台隆起的粘结小球(箭头处)的 SEM 图像(引自 Parekh et al.^[35])

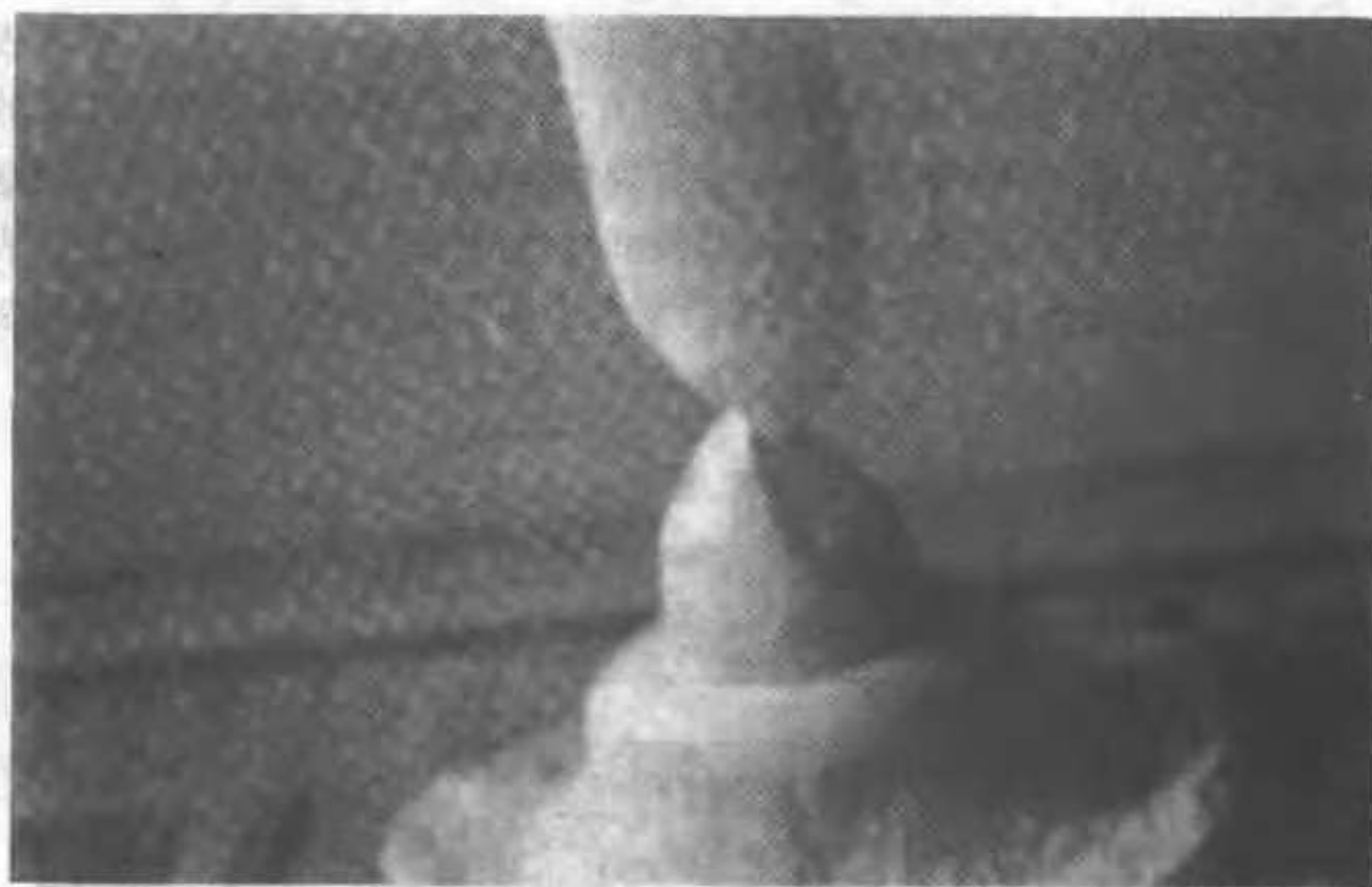


图 6.96 封装剥离引起粘结线断裂的 SEM 图像(引自 Parekh et al.^[35])

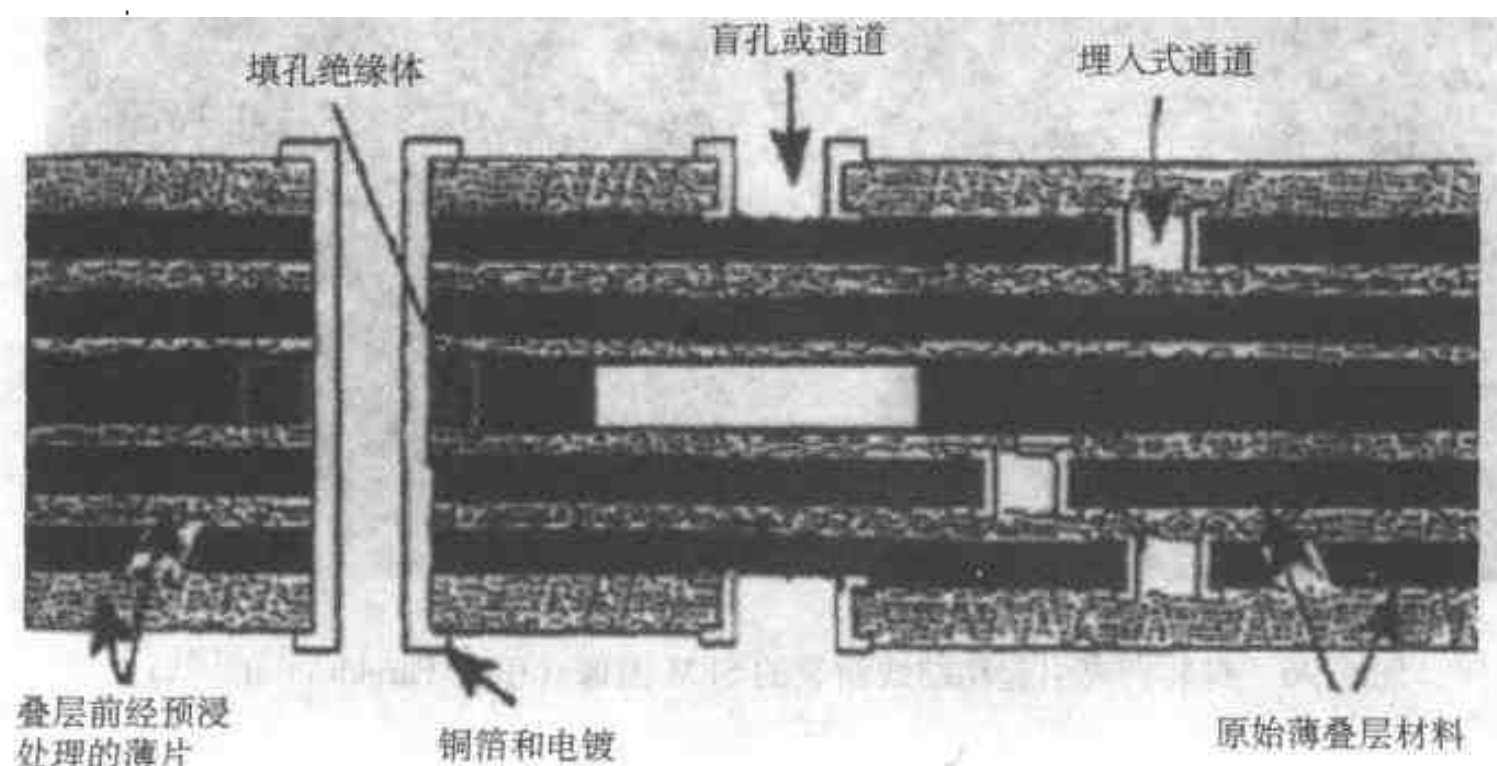
表 6.15 常用引线架合金的名义成分、用于表面安装引线的封装

合金名称	Cu _(min) (包括 Au) (质量分数) (%)	Fe (质量分数) (%)	Sn (质量分数) (%)	P (质量分数) (%)	其他元素 (质量分数) (%)
C151	99.9				0.1Zr
C155	99.75			0.06	0.027 - 0.10Ag, 0.8 - 0.13Mg
C194	97.0	2.35		0.03	0.12Zn, 0.03Pb _(max)
C195	96.0	1.50	0.6	0.03	0.8Co
合金 42		58			42Ni

注：引自 Capillo^[36]。

6.5.4 二级封装的失效

因 PCB 使用普遍，故首先从这一封装级别上开始，会有助于对封装的研究。最常见的刚性板是树脂层（绝缘的）和渗入铜的 FR-4 玻璃纤维环氧树脂层（导电的）交替叠放的叠层板。各导电层之间的导电连接有三种电镀的通道：全电镀孔通道〔（直径 0.762 ~ 1.0668mm（30 ~ 42mil））、埋入式和盲孔式较小直径的通道〔152.4 ~ 254 μ m（6 ~ 10mil）〕，所有通道均镀铜（图 6.97）。在 PIH 和 SMT 封装中，最常见的电子部件附着技术是钎焊（用 Pb-Sn 共晶合金），之后再用电导的粘结剂，利用印制电路的导线或线道通过 PCB 分配电信号和电能。印制电路是用加、减蚀刻工艺制造的。在上述工艺过程之后，在 PCB 的所有表面上涂一层绝缘膜（不被钎焊料浸润的），只有准备以后钎焊的裸露铜的区域除外。这些裸露铜的区域因生成氧化物而使钎焊性能恶化，有各种减轻这一问题的技术，如表面涂一层锡铅合金、使用有机浸润性保护材料、焊料热气整平、表面镀钯和金等。除刚性 PCB 外，在此封装级别上还使用挠性 PCB 和热塑的模制电

图 6.97 具有埋入式和盲孔式通道的多层金属芯板（引自 Hinton^[37]）

路板（二维或三维的）。

PCB 中的铜印制导线可能有以下缺陷：

1. 印制导线厚度减少，称为凹点。
2. 印制导线宽度减少，称为“鼠咬”（Mouse bites）。
3. 铜“过剩”，如图 6.98 所示。

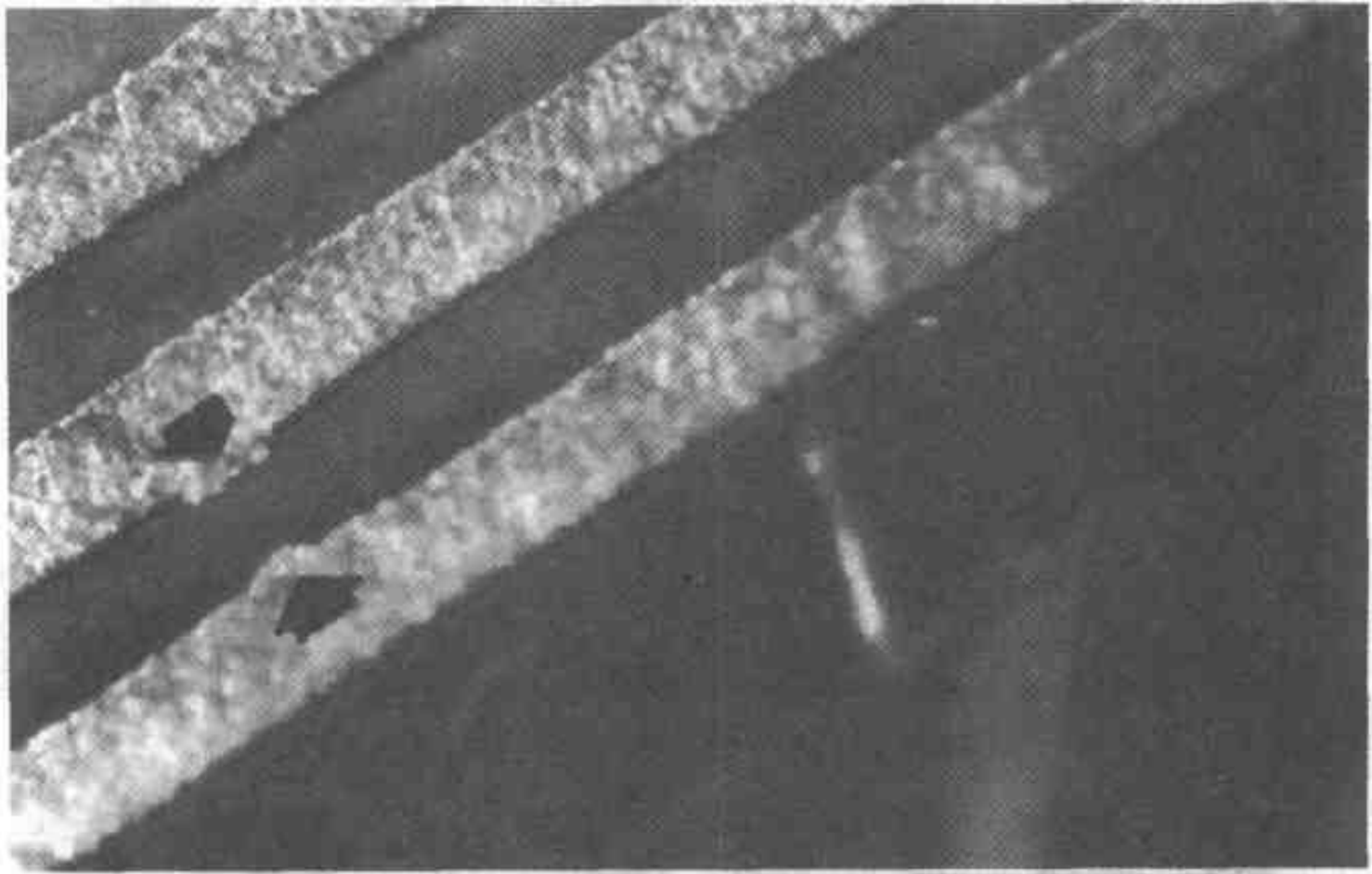


图 6.98 铜印制导线上的铜过剩（箭头处）（引自 Mansilla^[38]）

4. 印制导线间“搭桥”，如图 6.99 所示。
5. 导体受损（裂口或刻痕），如图 6.100 所示。

两种常用于 PCB 的薄片被命名为 G-10 和 FR-4，所使用的树脂和基体材料均为环氧树脂和玻璃纤维，在 FR-4 中还增加了一种阻燃物质。如果纤维在长度方向（称卷曲纤维）是空心的（吸收空气），在 PTH 组件中会由纤维里面镀的铜而使电路短路，称之为“装芯子”，如图 6.101 所示。将玻璃纤维布在硅烷中进行预先处理，可改善 PCB 叠层中环氧树脂和玻璃纤维之间的粘合力。此外，玻璃-环氧树脂的界面在以后的加工过程中会裂开，如图 6.102 所示。这些界面裂纹能吸收镀铜溶液，并能为铜、湿气和离子污染物的迁移提供通道。树脂和铜镀层之间也可能剥离，如图 6.103 所示。在叠合层中，环氧树脂的短缺能使玻璃纤维和环氧树脂之间的粘结力丧失。有时在钎焊时因吸收的湿气急剧汽化而使 PWB 纤维膨胀和脱开，呈现为白点或白色十字（加号），称之为“麻点”，出现麻点时则称为“发裂”。对孔周围的局部微观发裂则称之为“晕影”。所有这些缺陷均能引起短路，因其提供铜的迁移和湿气吸附的通道而使绝缘丧失。图

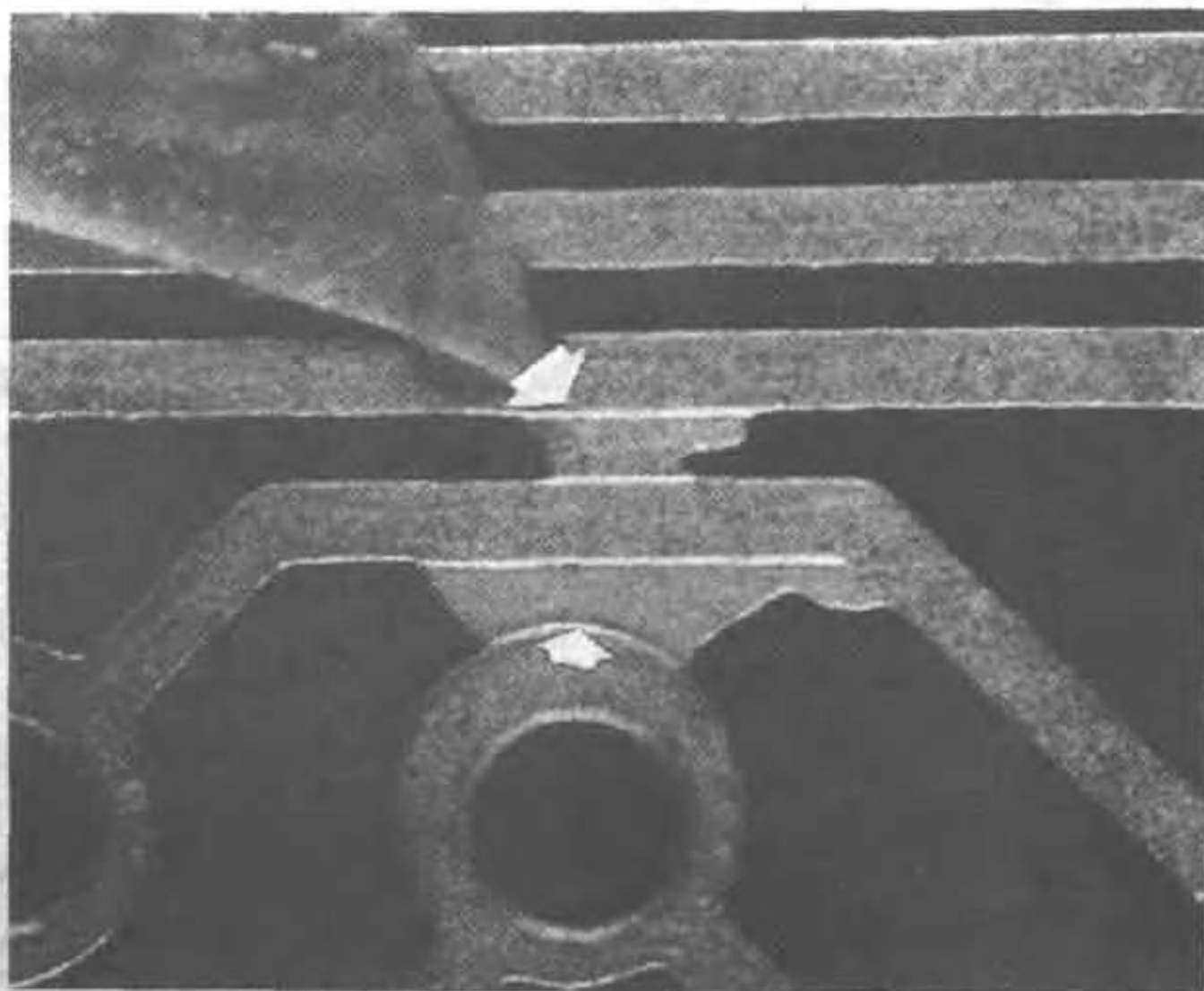


图 6.99 铜印制导线间的搭桥（箭头处）（引自 Mansilla^[38]）

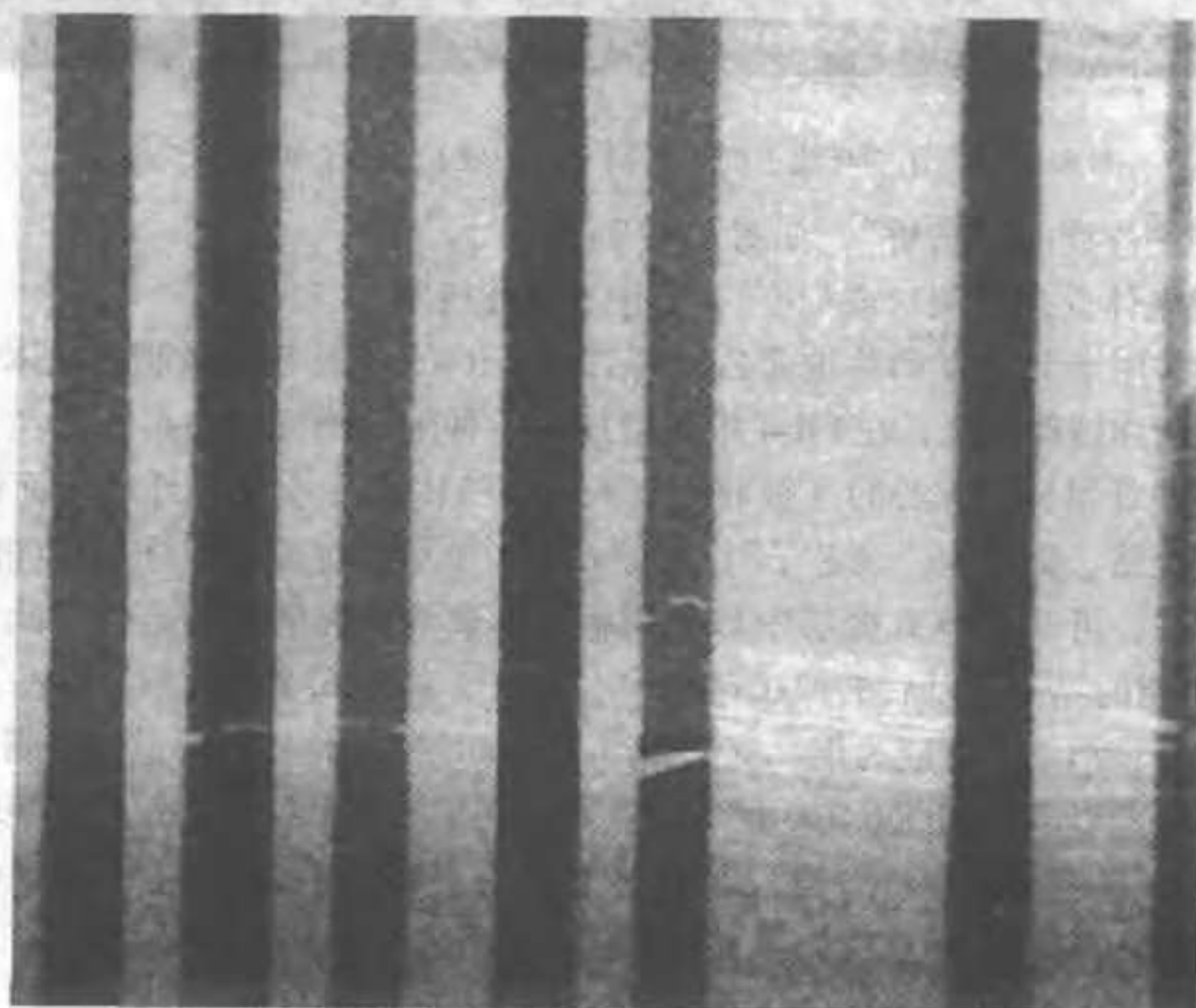


图 6.100 导电体的裂口、刻痕和断裂（引自 Mansilla^[38]）

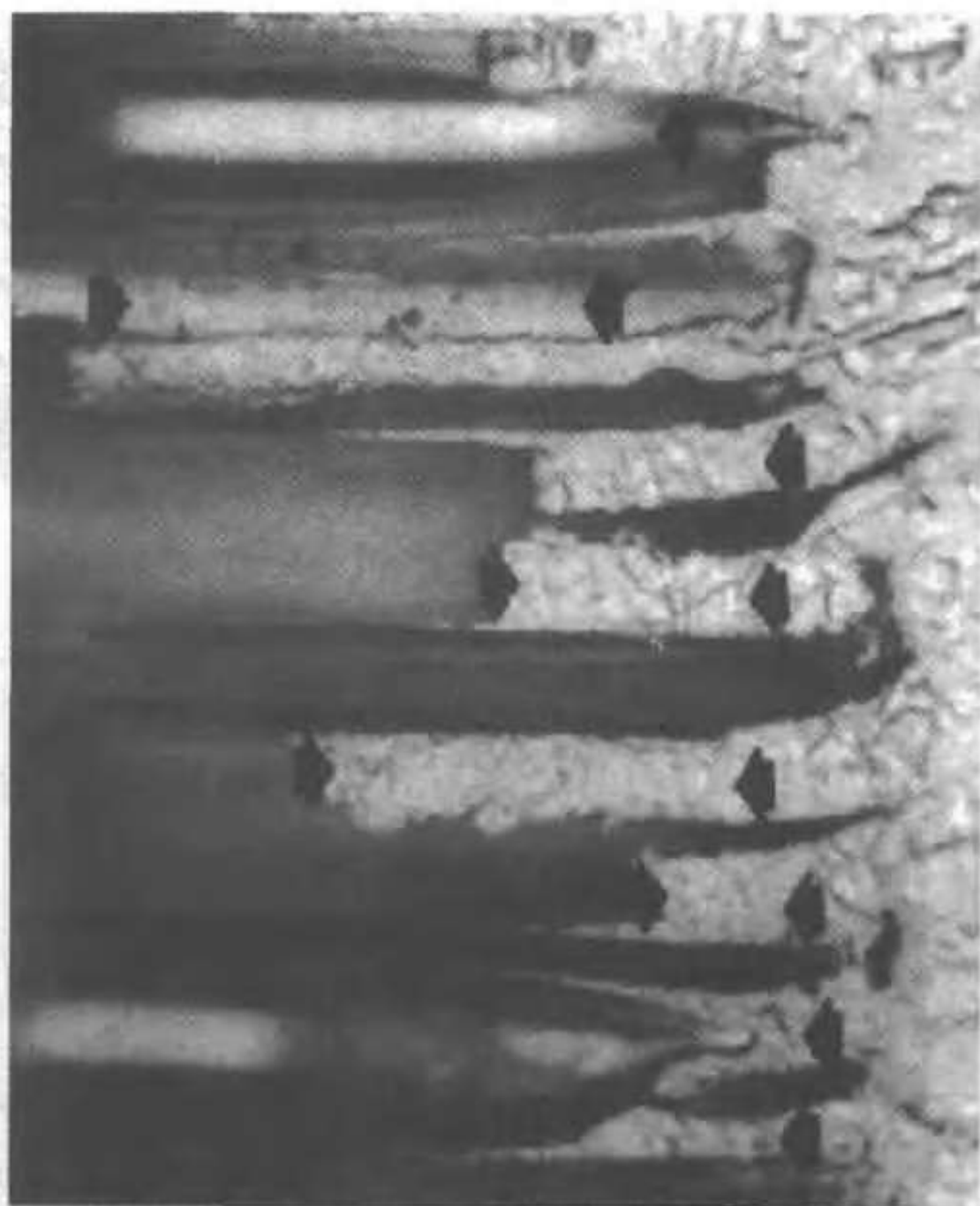


图 6.101 电沉积铜沿玻璃纤维“装芯子”
(箭头处) (引自 Mansilla^[38])

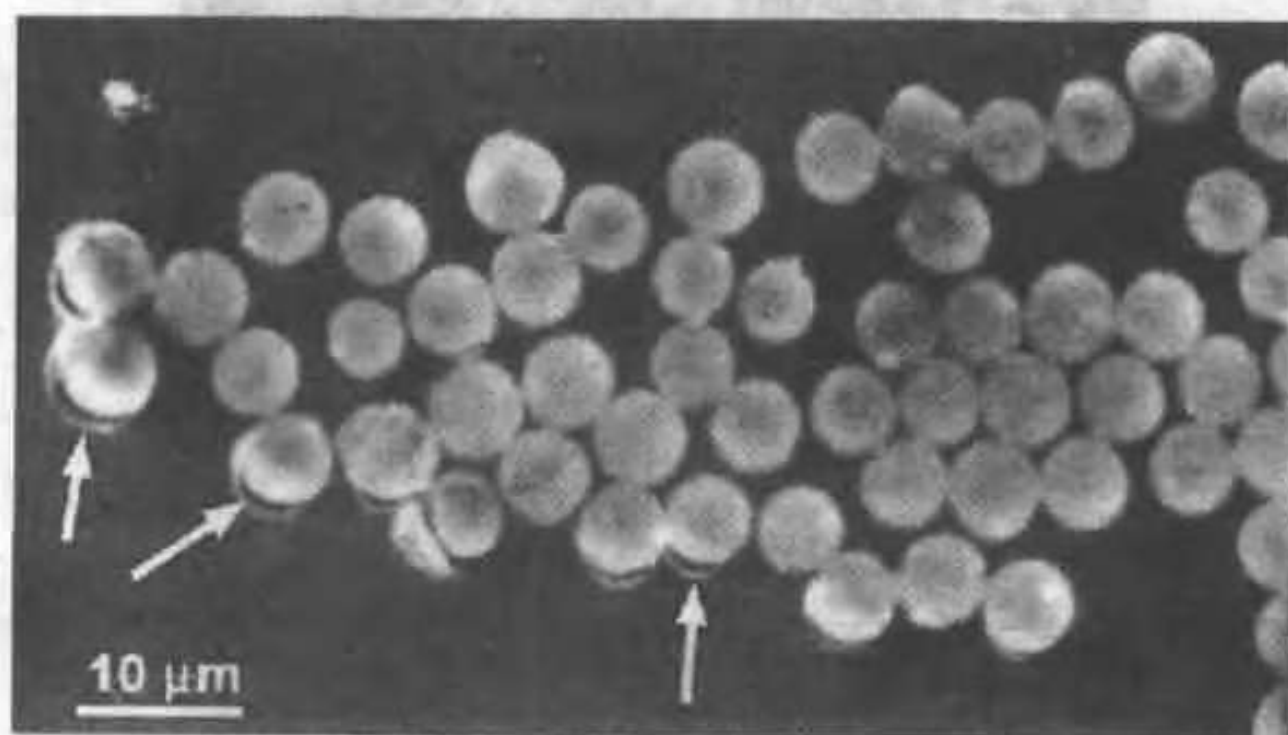


图 6.102 树脂与纤维之间剥离 (箭头处)
(引自 Stadterman and Osterman^[39], 得到 CALCE-EPSC 允许)

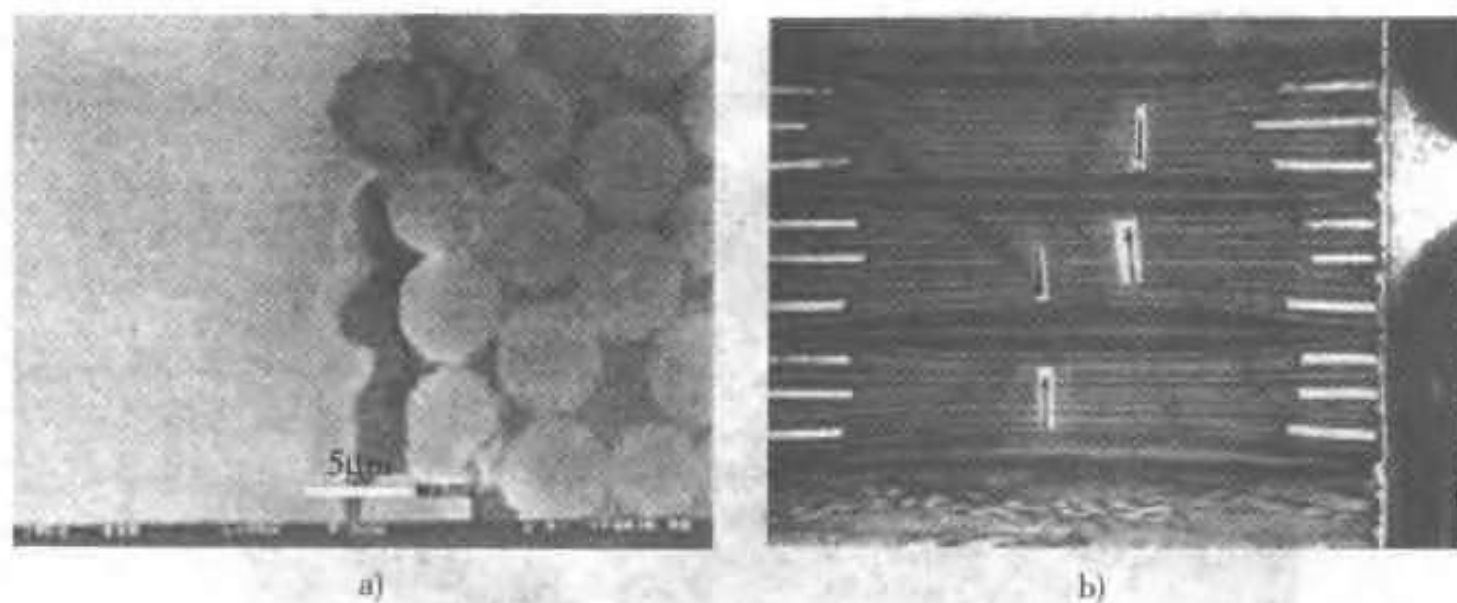


图 6.103 树脂与铜剥离, a) 引自 Stadterman and Osterman^[39], 得到 CALCE-EPSC 允许, b) 引自 McKeeyby and Phillips^[40]



图 6.104 出现在印制线路板上 3 个焊点周围的麻点 (引自 Vetraino^[41])

6.104 是 PCB 中 3 个焊点附近的麻点群。当叠层板中的环氧树脂因热应力而收缩时, 在靠近内层铜箔处或 PTH 套筒附近能形成叠层间空洞。在蚀刻过程中, 悬垂部分偶然发生的断裂能产生银或所镀金属的颗粒, 从而使电路短路或绝缘破坏。

在电镀和蚀刻过程中, 残留的保护膜能阻止镀上的铜被蚀刻掉, 从而产生短路; 而不要求蚀刻铜的地方却被蚀刻掉, 从而造成断路。特别成问题的是薄薄的残余铜膜有时会使电路在试验中表现为“良好”。在印制导线之间存在铜瘤、残余铜膜或“起霜”能降低印制导线之间的绝缘。热循环或热冲击引起的热应力能使铜印制导线开裂, 如图 6.105 所示。在电镀过程中, 各种清洗及不恰当的操作, 如留下手印、油迹、灰尘、划痕等, 均能引起粘合问题。图 6.106 就是一个例子, 是不细心的操作在 PCB 上留下的指印。此外, 不当的电镀工艺会在电镀的表面上留下间隙, 称之为“针孔”。

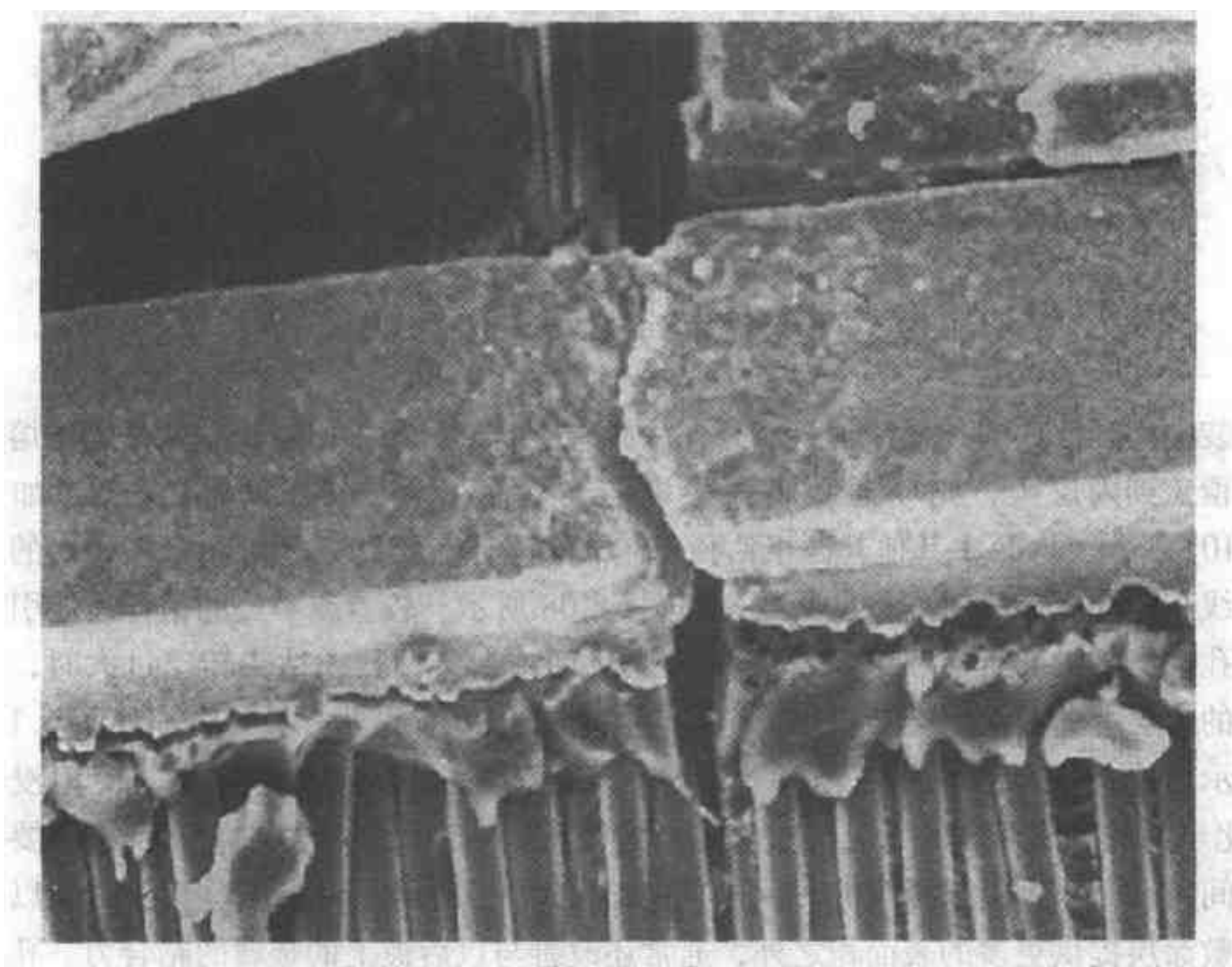


图 6.105 PCB 基片典型的铜印制导线因热应力而裂开 (引自 Parekh et al.^[35])

在多层 PWB 中, 电镀的通孔为不同层片之间提供了导电通路。制造 PTH 的加工步骤包括钻孔、去毛刺、除油渍、非电镀法沉积铜 (20 ~ 100 μm 厚) 及用铜滚镀, 之后再镀一层锡或锡-铅合金 (用于以后的钎焊)。在钻孔过程中, 由于

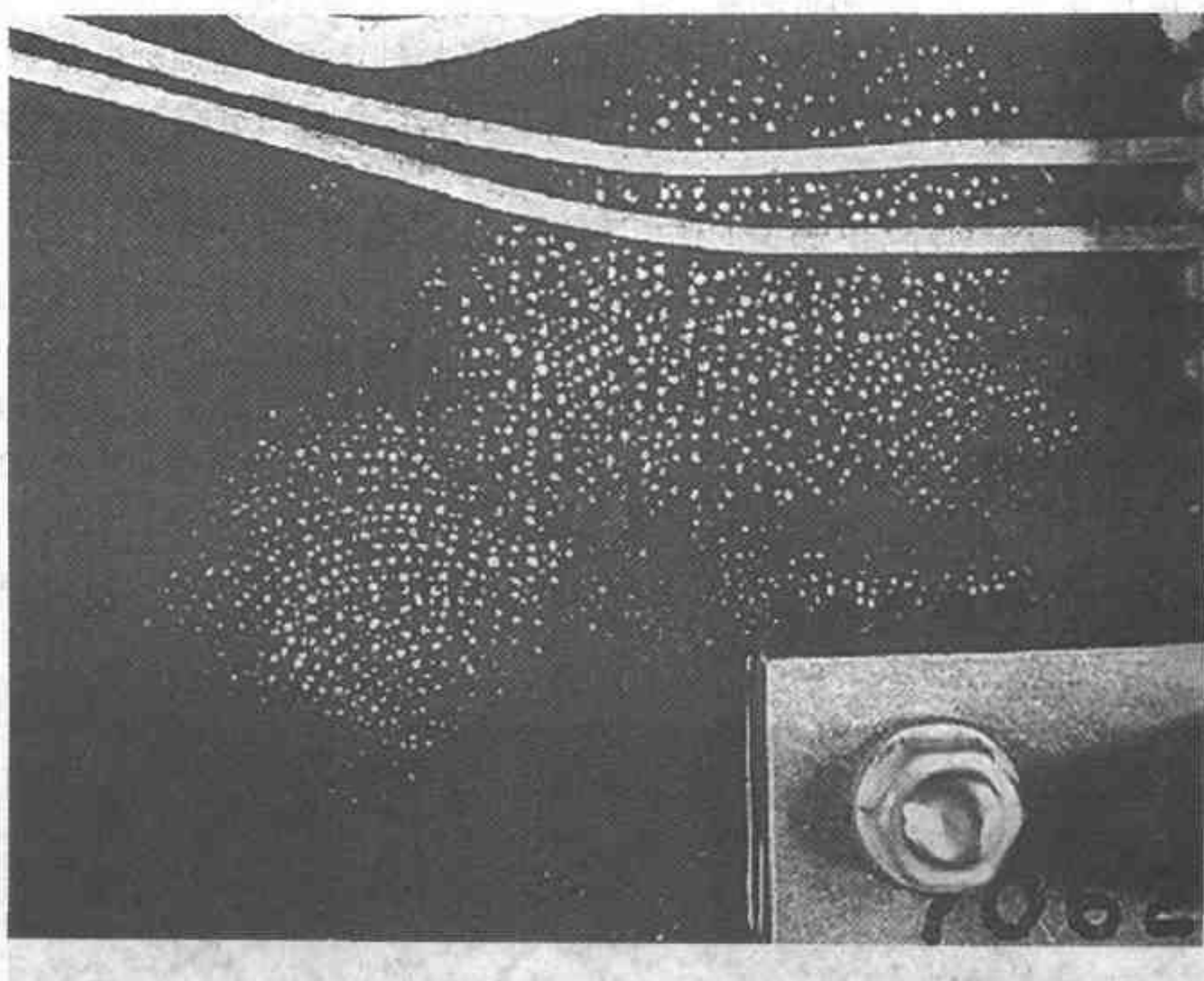


图 6. 106 PCB 上指纹形污染 (引自 Blanchard et al.^[42])

工装的问题而使通孔只钻了一部分，从而造成断路。如果树脂在钻孔过程中熔融并覆盖到内层上，则使通孔丧失导电能力，使以后制成的 PWB 失效，如图 6. 107 所示。PCB 中其他起源于钻孔工艺的缺陷还有短路，是由于电极凸台的中心线与孔的中心线对准不良所致，如图 6. 108 所示。较差或不当的钻孔还能引起通孔电镀层上的折痕和结瘤（图 6. 109）。用钝钻头钻孔或钻头转速过大时，在板的内层上的敷涂层会被压扁，金属层加工硬化，引起进一步开裂，如图 6. 110 所示。这一效应称为“钉子装头”。对于 PWB 顶部和底部的毛刺，使用浸蚀（化学的或等离子体的）工艺去除残余的树脂屑和油渍。浸蚀时间比严格需要的时间稍长时，会引起树脂的“回返”，如图 6. 111 所示。树脂回返除了可为以后的敷涂层提供更多的表面积之外，通常还改善与以后镀上的金属的粘合力。孔面镀铜易在电镀时或以后的钎焊中出现缺陷，如厚度不均匀（图 6. 112）和裂纹。电镀裂纹的一个例子如图 6. 113 所示。如果玻璃纤维束已散开，镀层就会沿着纤维进入 PCB 中，示意表示见图 6. 114。在以后的加工过程中，镀在通孔中的铜会承受拉应力。铜镀层中的柱状晶粒取向垂直于孔轴线会使之削弱并断裂（Visvanadham & Singh^[9]）。

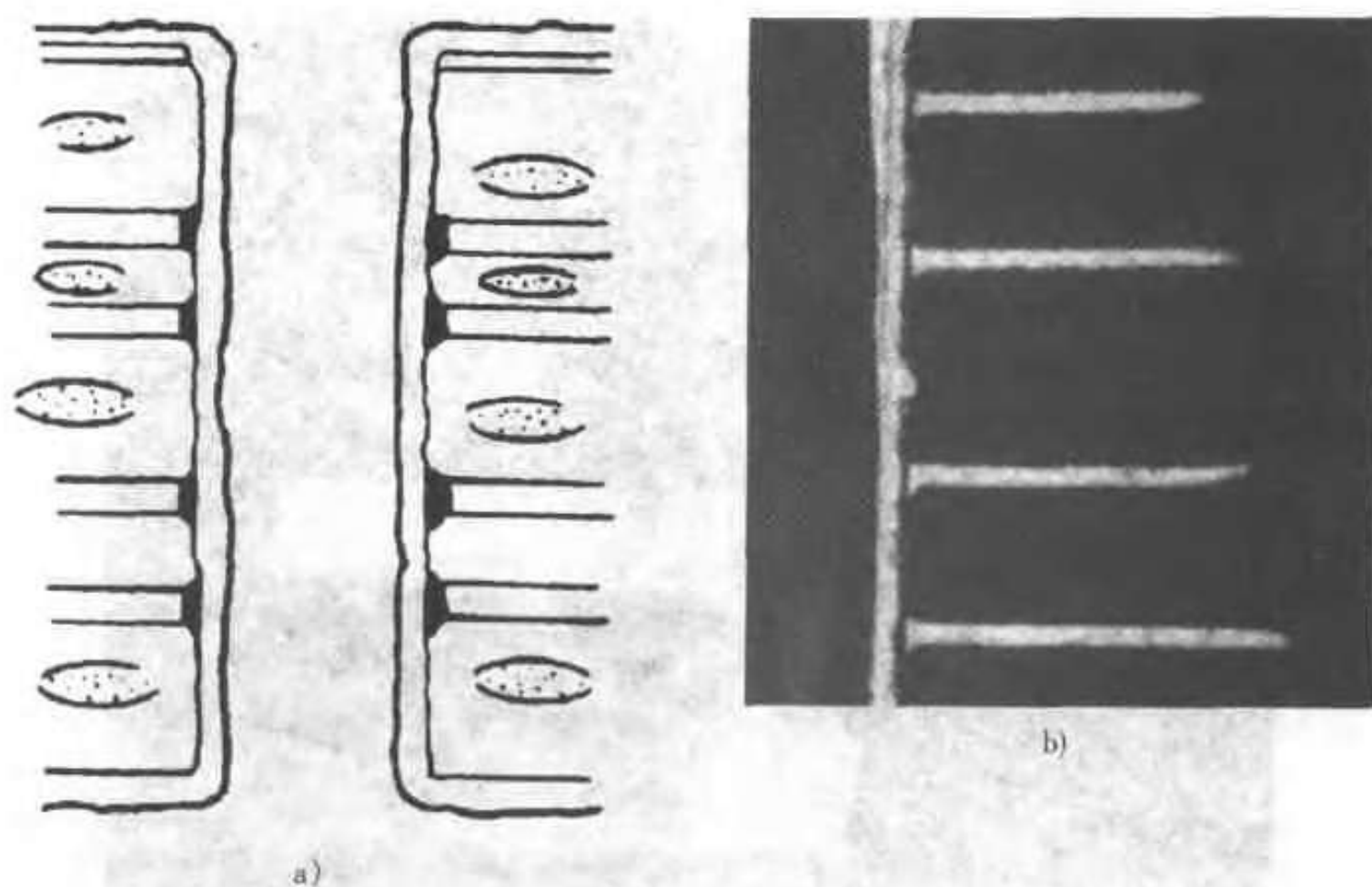
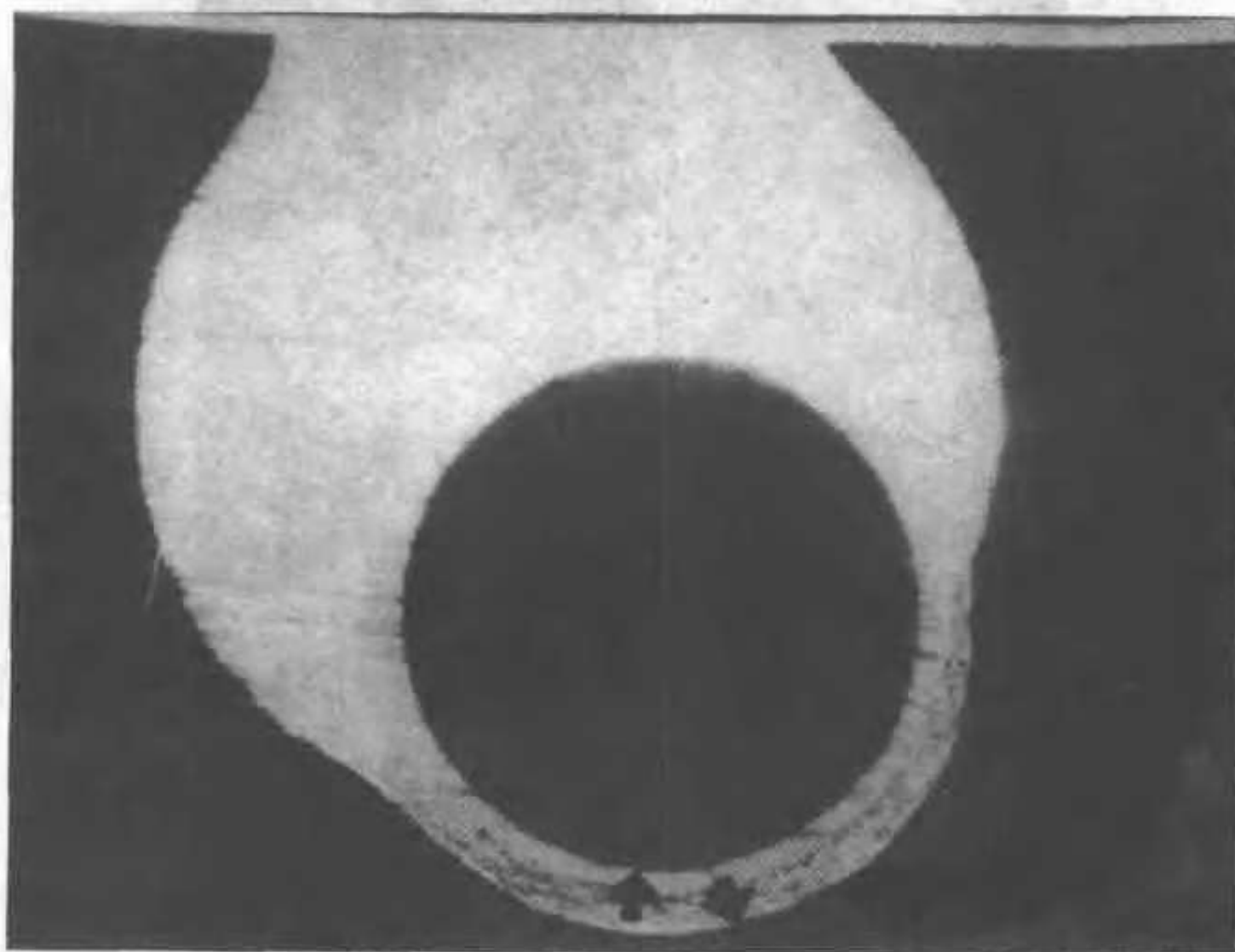


图 6.107

a) 电镀通孔中的树脂斑点 (引自 Brzozowski and Brooks^[43]) b) 树脂斑点和钉子装头的例子 (引自 Stadterman and Osterman^[39], 得到 CALCE-EPSC 允许)

图 6.108 水平显微截面显示对准不良 (箭头处) (引自 Mansilla^[38])

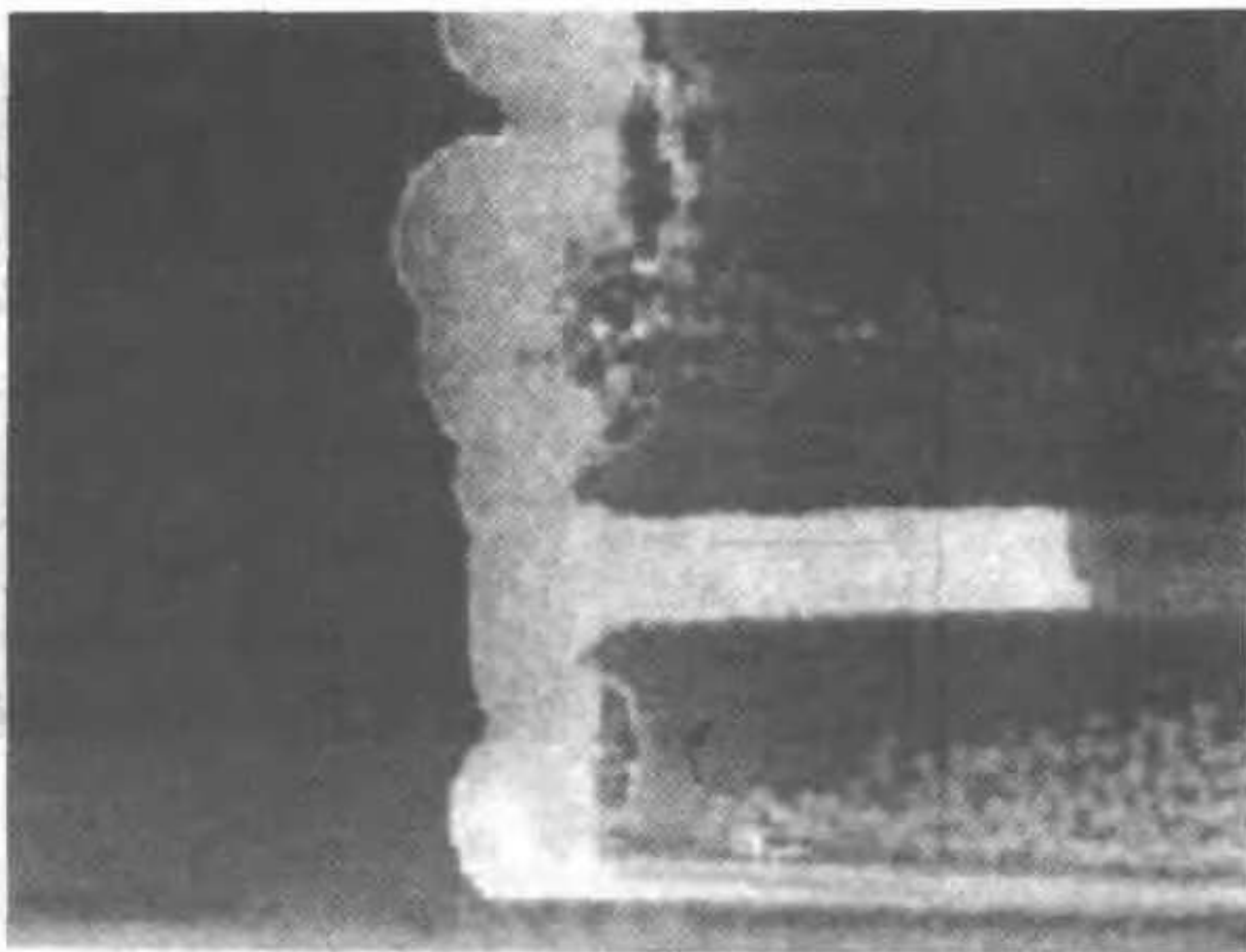


图 6.109 镀层折叠的例子 (引自 Stadterman and Osterman^[39], 得到 CALCE-EPSC 允许)

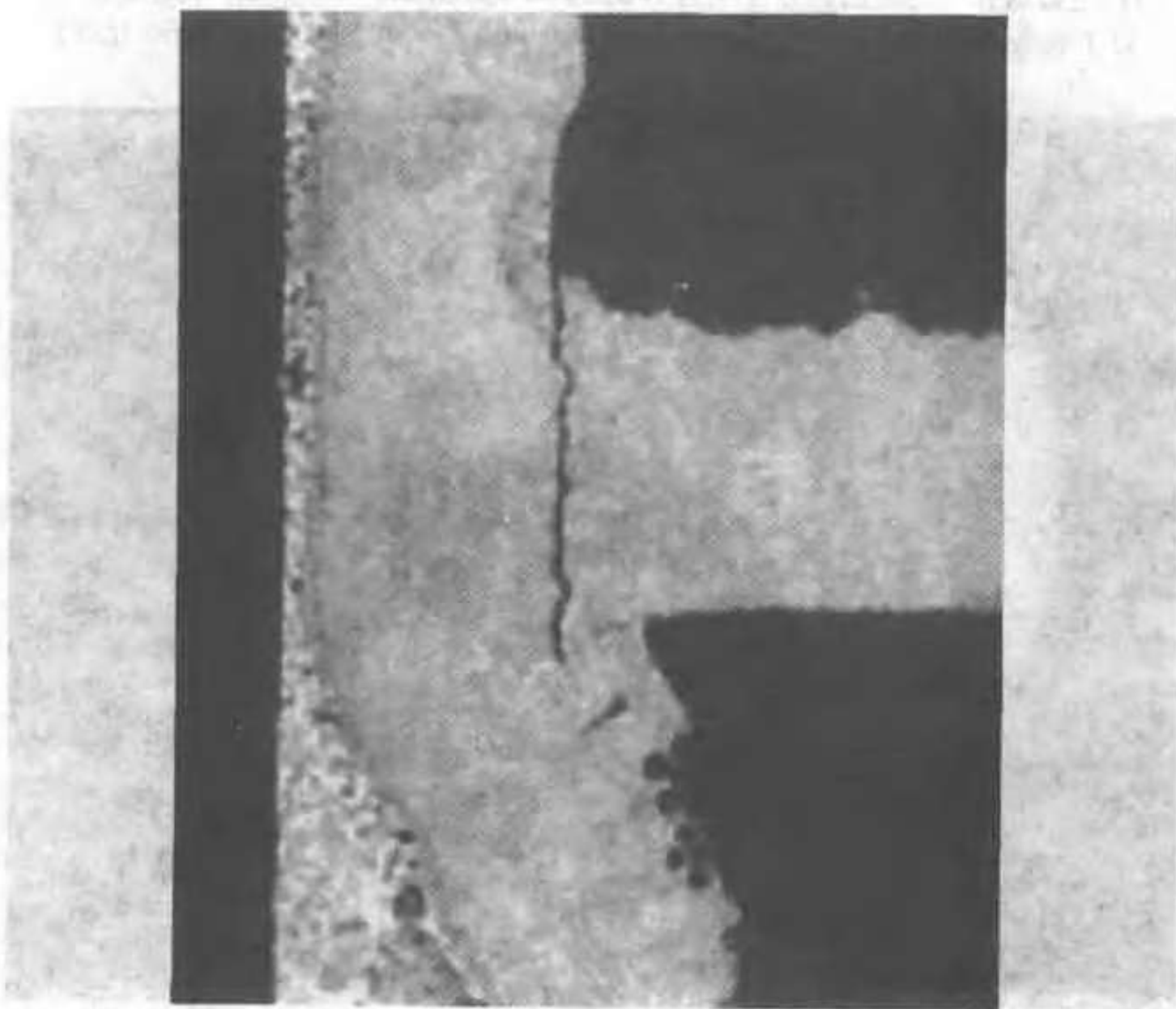


图 6.110 钉子装头的例子 (引自 Stadterman and Osterman^[39], 得到 CALCE-EPSC 允许)