

图 6.111 钻孔中的“回返”（引自 Brzozowski and Brooks^[43]）

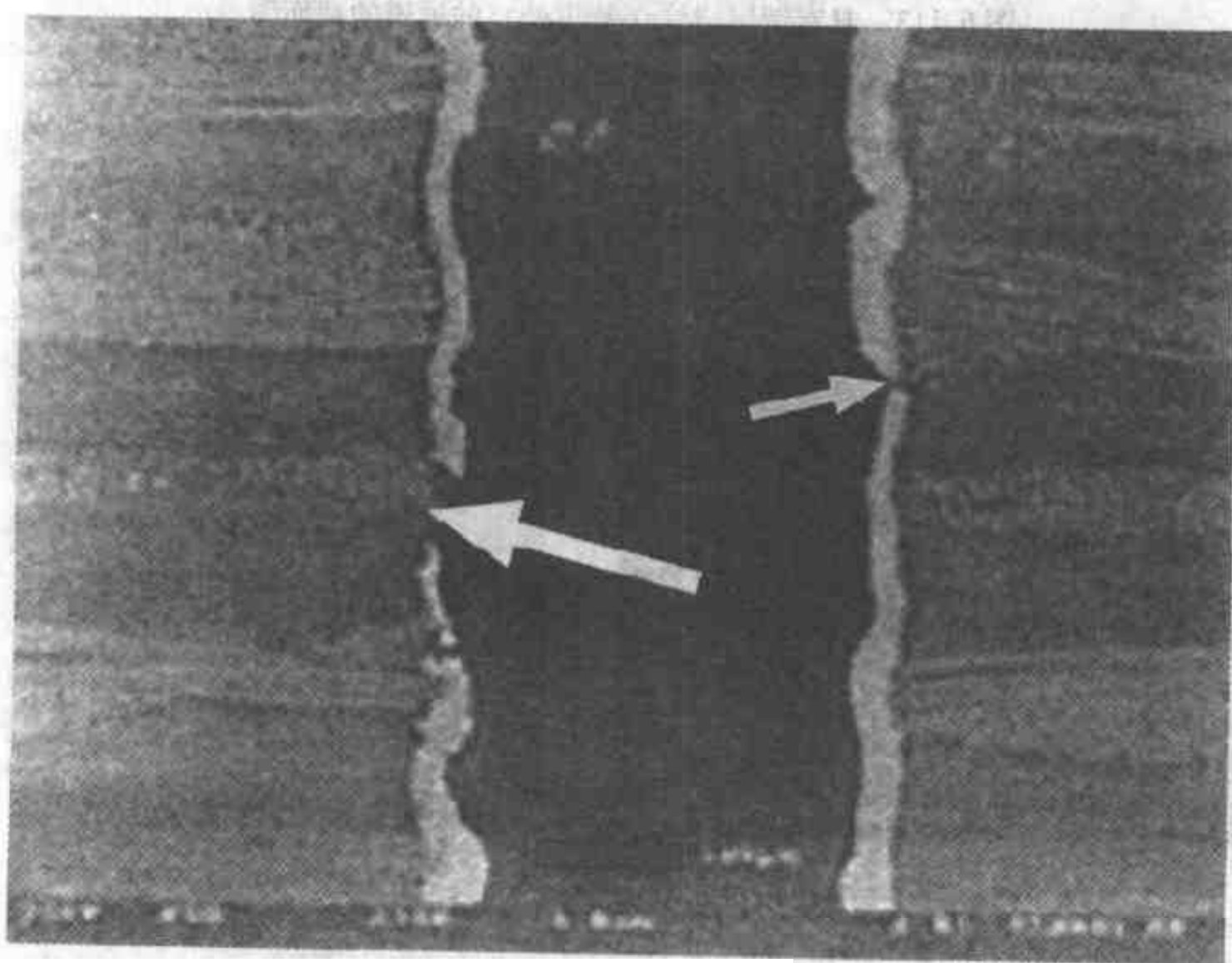


图 6.112 镀层厚度变化的例子（箭头处）
（引自 Stadterman and Osterman^[39]，经 CALCE-EPSC 允许）

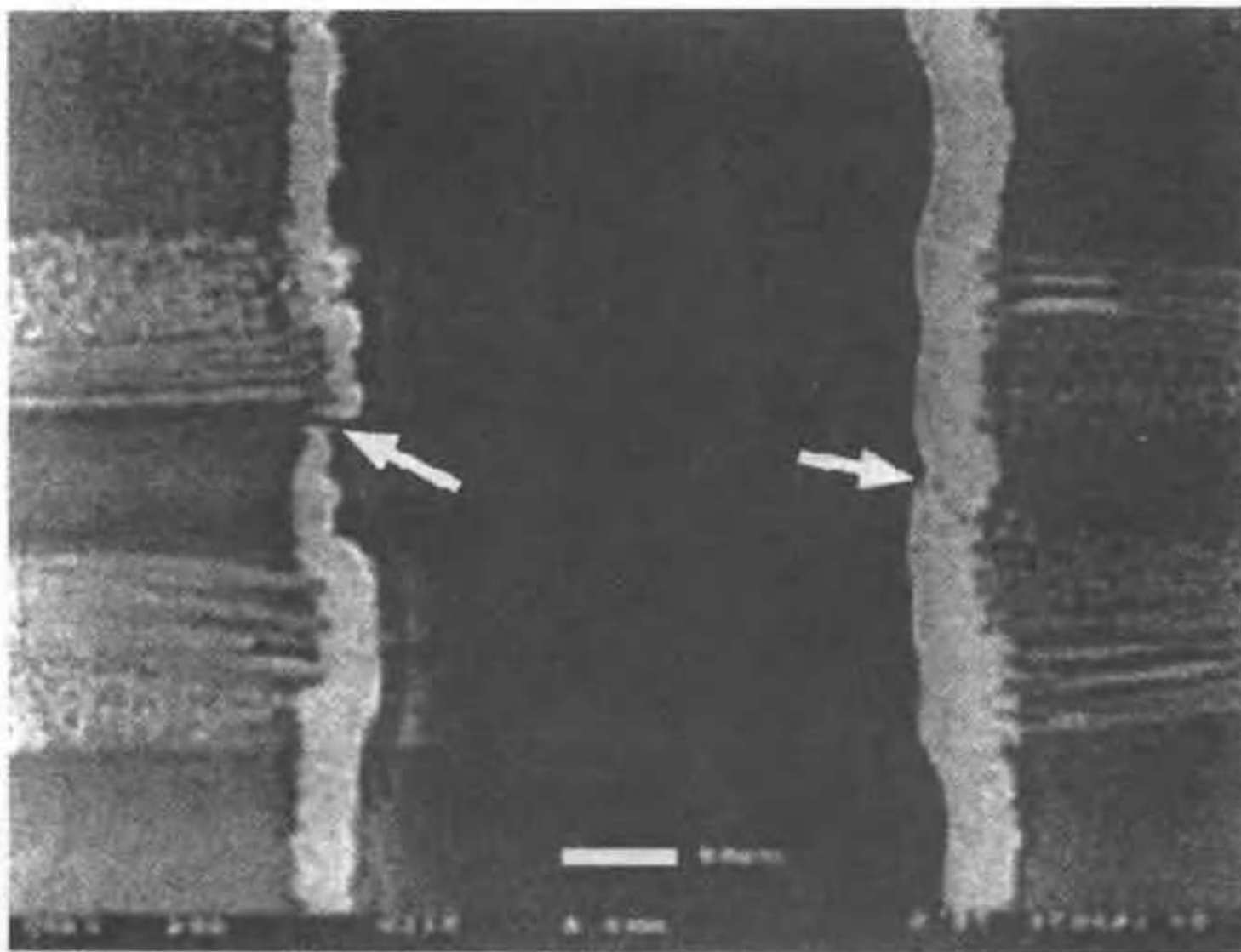


图 6.113 具有镀层裂纹（箭头处）的通道截面图
（引自 Stadterman and Osterman^[39]，经 CALCE-EPSC 允许）

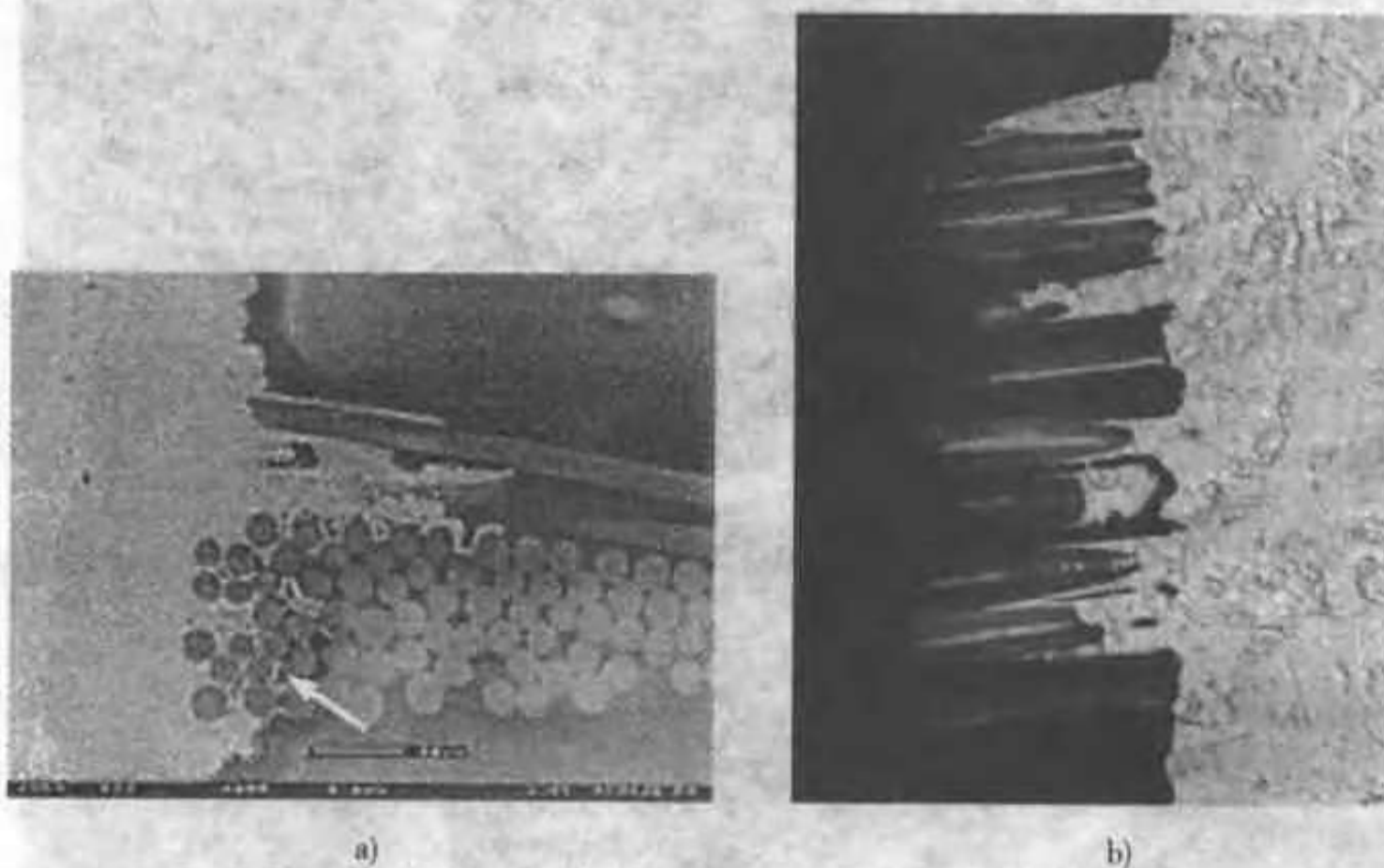


图 6.114

a) 铜进入玻璃纤维束的例子（摘自 Stadterman and Osterman^[39]，得到 CALCE-EPSC 允许）

b) 非电镀的沉积铜沿玻璃纤维钻入的例子（引自 Goldman^[44]）

在 PTH 和 SMT 工艺中, PCB 和 IC 组件之间的钎焊连接会因热膨胀系数 (CTE) 不同所引起热应力而损坏。有关钎焊的议题包含在以后的章节中, 这里只讨论与钎焊接头有关的缺陷。冷钎焊接头或“结霜的”接头比较脆弱, 是在低于正常的热量下钎焊的, 或钎焊表面清洗不够造成的。处理不良的钎焊料膜或过多的焊膏在称为“焊料搭桥”的过程中造成自然连接, 如图 6.115 所示。如果电子零件或组件的两端的焊料浸润力不均匀, 所产生不平衡的力能使零件或组件歪斜 (侧向摆动或转向一端) 或发生“立墓碑”现象, 即零件或部件被翻动到一端的位置上并竖起来。这一现象还称为“拉吊桥”、“曼哈顿效应”或“英国史前巨石柱”。图 6.116 是“立墓碑”现象的示意图, 图 6.117 是已立“墓碑”的芯片电阻器。在极端情况下, 不平衡力能使零件或组件断裂。

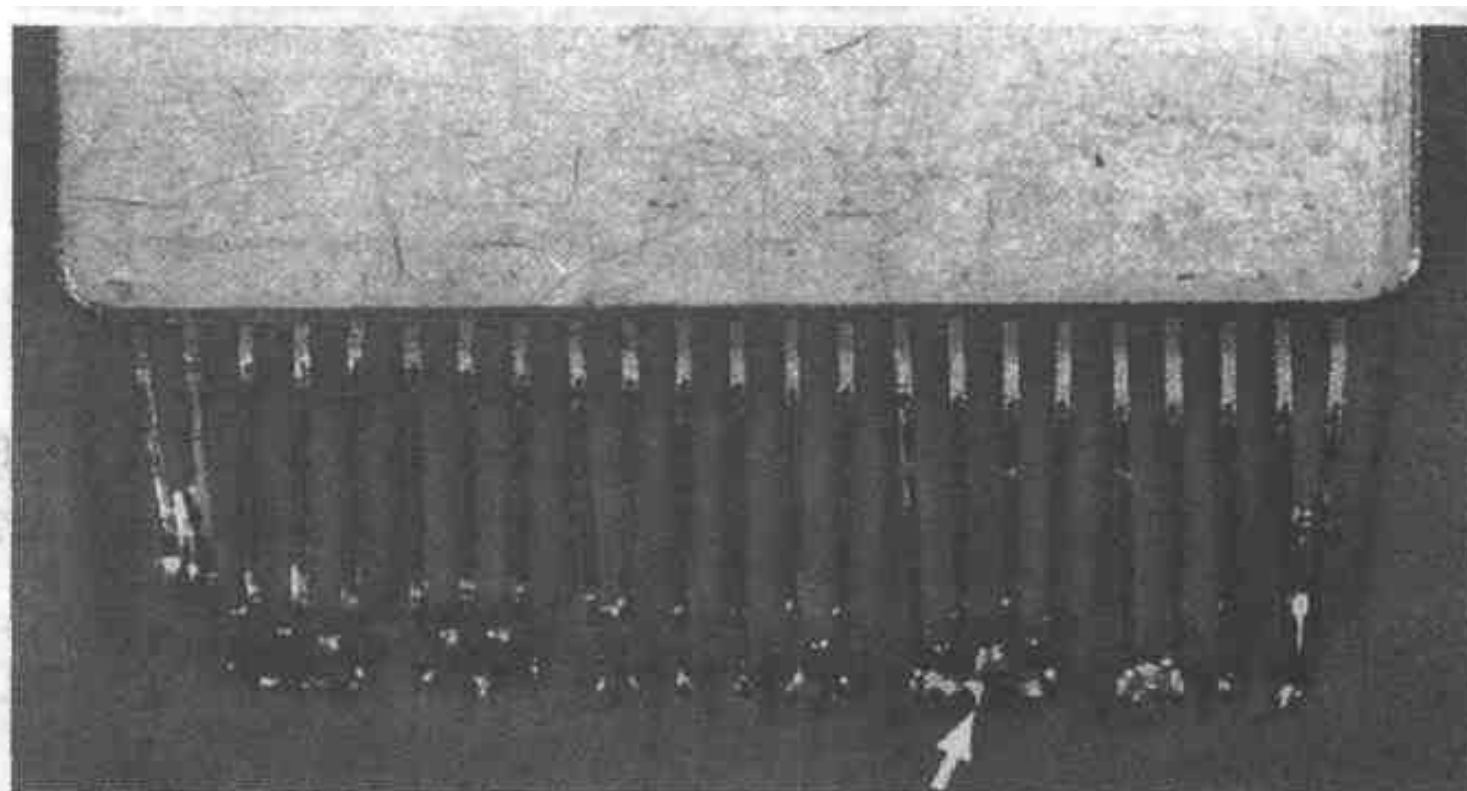


图 6.115 钎焊料在 SMD 引线上搭桥 (箭头处) (引自 Vettrano^[41])

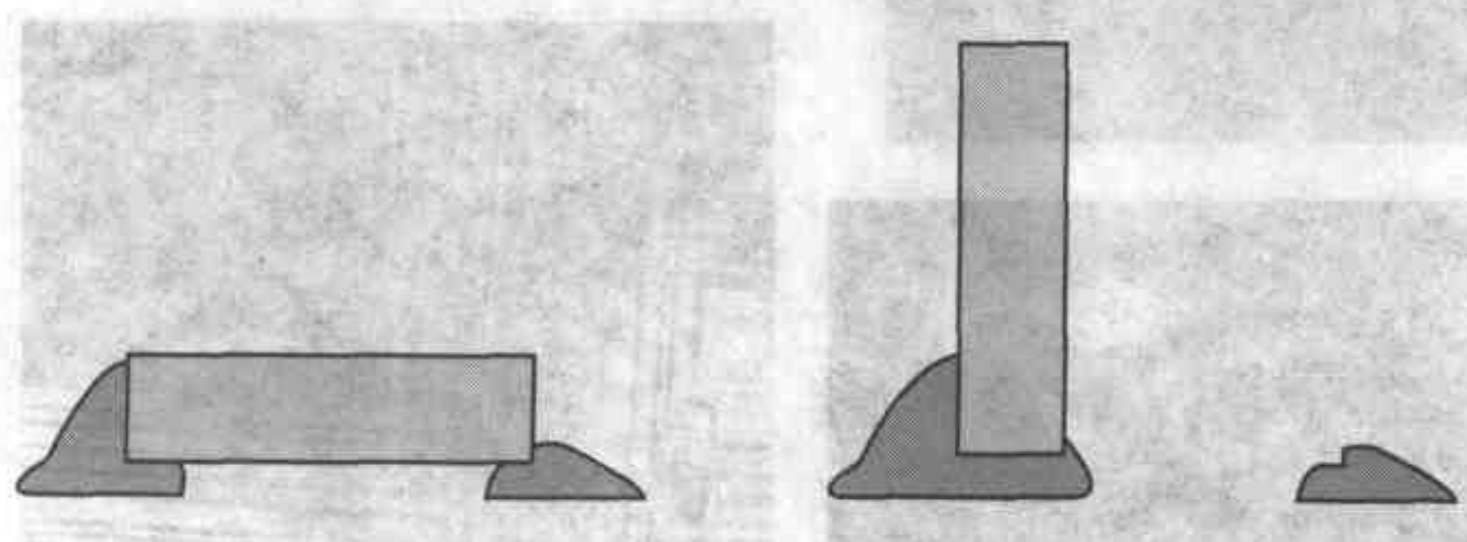


图 6.116 “立墓碑”示意图 (引自 Stadterman and Osterman^[39])

电迁移是指各种离子在外部电势的作用下从一个导体迁徙到另一导体 (两导体被绝缘体分开)。带正电的离子向负极迁徙, 在负极中和后经常以枝晶的形

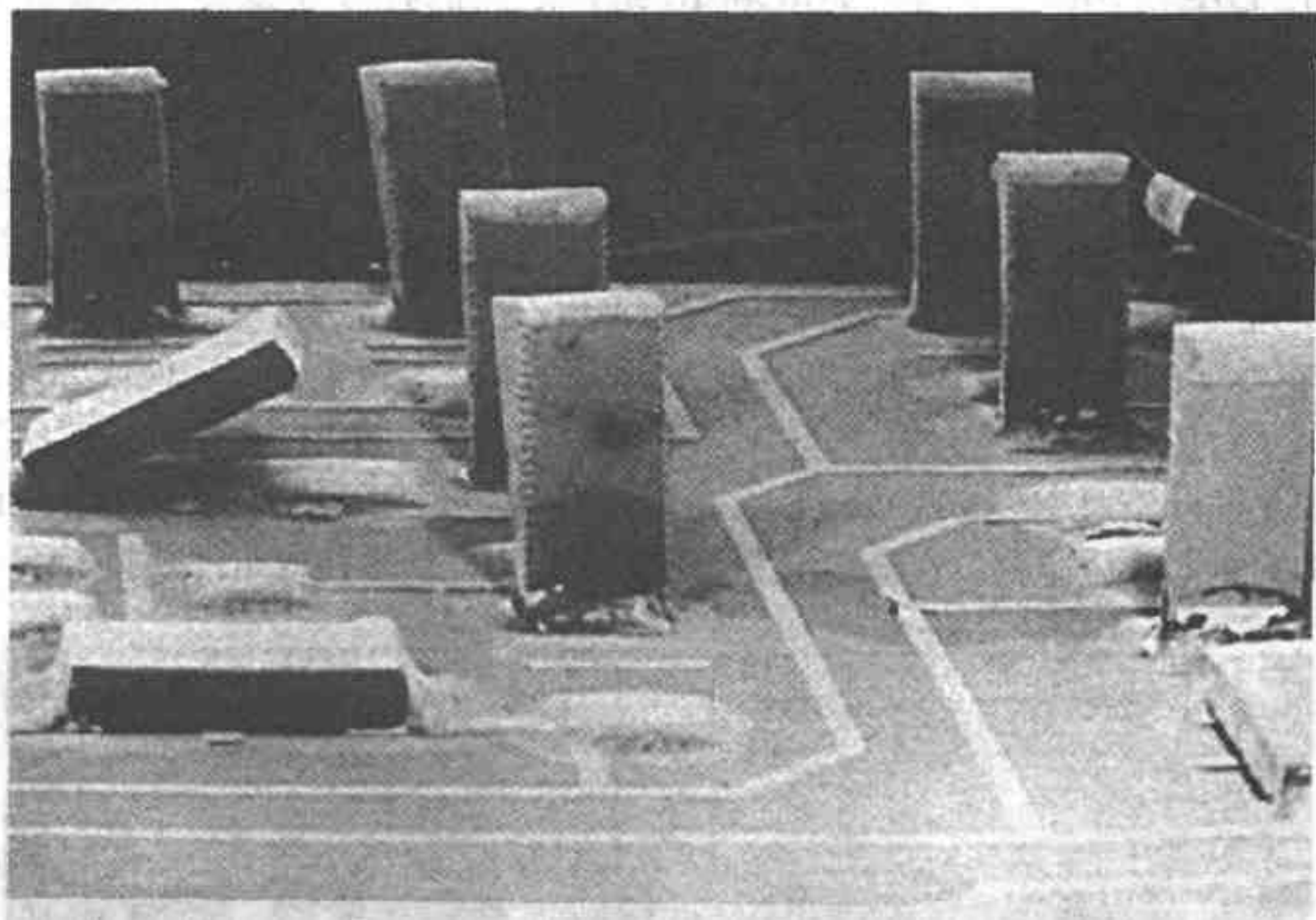


图 6.117 已立“墓碑”的芯片电阻器（引自 Hinch^[45]）

式沉积下来，从而最终会造成短路。发生这一现象的三个必要条件是足够的湿气、离子污染和外加电势。图 6.118 是形成枝晶的例子。金通常很稳定，但会受

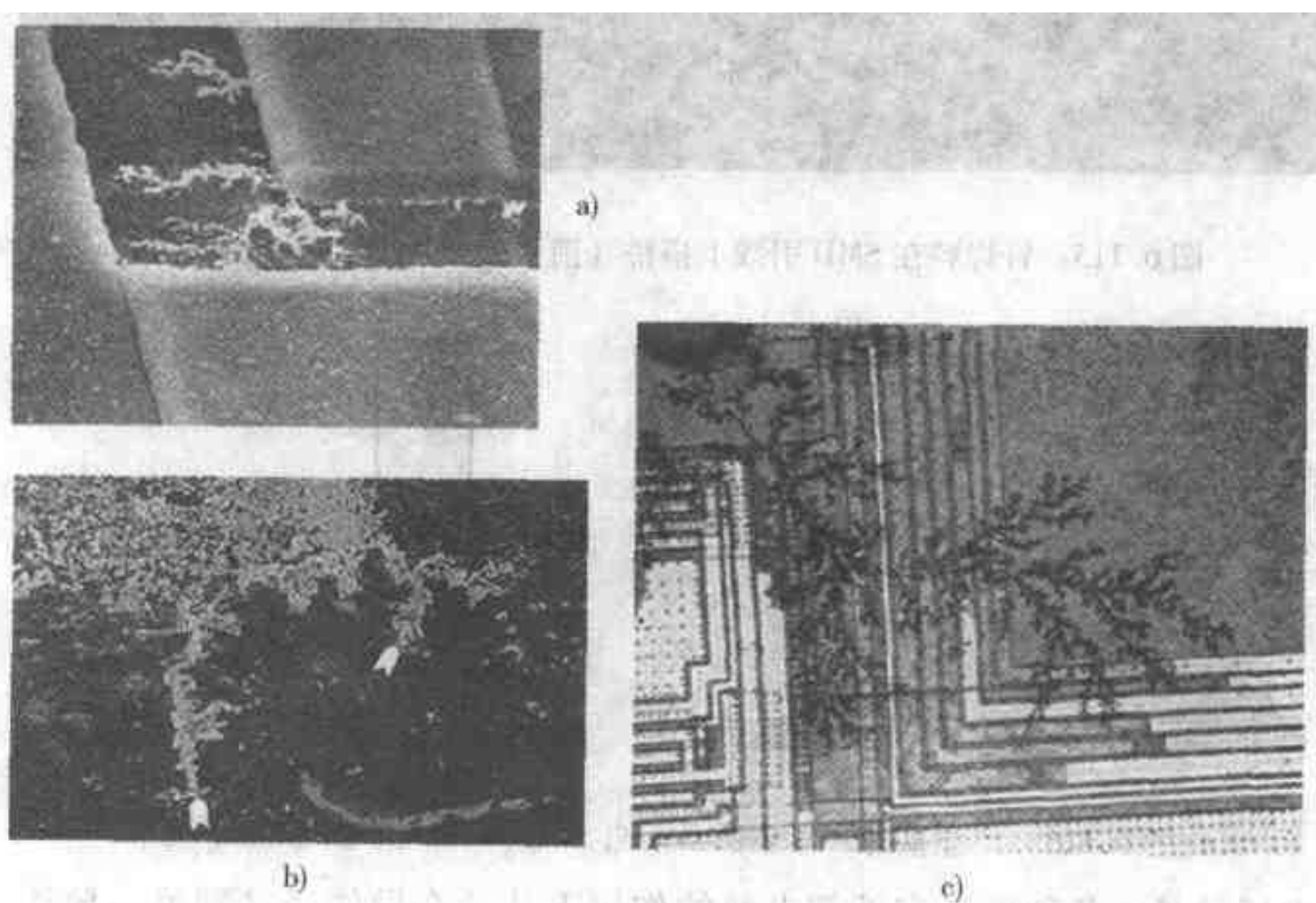


图 6.118 由于电迁移而形成树枝状，

(a) 引自 Picken^[41]，b) 引自 Silous^[46]，c) 引自 Haythornthwaite^[10])

到氯化物和氢氧化物的腐蚀，也能电迁移。

6.5.5 三级封装的失效

在三级电子封装中包含多种类型的硬件，而接头在电子封装中是无所不在的，故首先予以讨论。文献9对接头的失效机理作了极好的论述，本节内容大量选自该文献。

接头用于双重目的：提供电路间的机械的和电的连接。与使用接头和 PCB 组件有关的议题是：

1. 触点受溶剂污染，以后引起腐蚀。
2. 在 PCB 其余部分进行敷涂时，触点被涂上绝缘层。
3. 接头空槽内的灰尘和碎屑。
4. SMT 接头受过大应力。
5. 应用定位和导向机构使触点正确对准和配合。
6. 匹配接触冶金学及应用。

关于第6项，实际使用的触点通常用非贵金属制造，如黄铜、磷青铜和铍青铜。这些触点的表面要适当敷涂，以便改善其性能，如连接力、导电量、温升、一定温度下的应力松弛和插拔寿命。例如镀金，是先镀厚 $1.25 \sim 2.50 \mu\text{m}$ 的镍底层后再镀厚 $0.25 \sim 2.50 \mu\text{m}$ 的金。降低成本的另一种选择是镀钯。成本最低的是热涂或电镀厚 $0.75 \sim 1.25 \mu\text{m}$ 的 Pb-Sn 合金。从微振腐蚀的可能性考虑确定，镀金的触点不能与镀 Pb-Sn 合金的触点匹配。

由于接头在两电子器件或组件之间传输电信号或电能，故耐久性和低而稳定的接触电阻是对其基本的要求。接头的关键零件是触点。插头和触点弯曲、底板翘曲、不良运输、不当的公差和间隙、残屑和触点的不良加工等均能使接头发生机械失效。接头失效的三个主要原因是通过的电流过大、绝缘破裂和过大的电能消耗。这些原因能在失效的零件中产生断路。电阻短路的另一结果更为严重，能引起过热、熔化或电击伤人。接头太松或太紧的结合能使绞合导线或导线带变形，从而降低其承受电流的能力。接头还会发生一般的机械失效。用于将芯片连接到封装件上的直径 $25.4 \mu\text{m}$ (1mil) 的铝丝因拉应力过大而断裂，如图 6.119 所示。关于接头的其他一些问题将在下面讨论。

从镀锡层中长出的晶须能造成短路，如图 6.120 所示，被称为“长胡须”。解决这个问题的方法是采用 Sn-Pb 合金 ($w(\text{Sn}) = 93\%$ 、 $w(\text{Pb}) = 7\%$) 镀层。

镀锡触点因接触表面的相对运动而发生微振腐蚀，曝露出金属并被氧化，如图 6.121 所示。这种相对运动可由振动、冲击、不同的热膨胀及其他形式的机械故障引起。在潮湿环境中锡和金之间的电化学腐蚀使微振腐蚀更为恶化。在使用插座时，由于软材料镀层能转移到硬镀层表面上，插入件会跑出来。微振腐蚀产

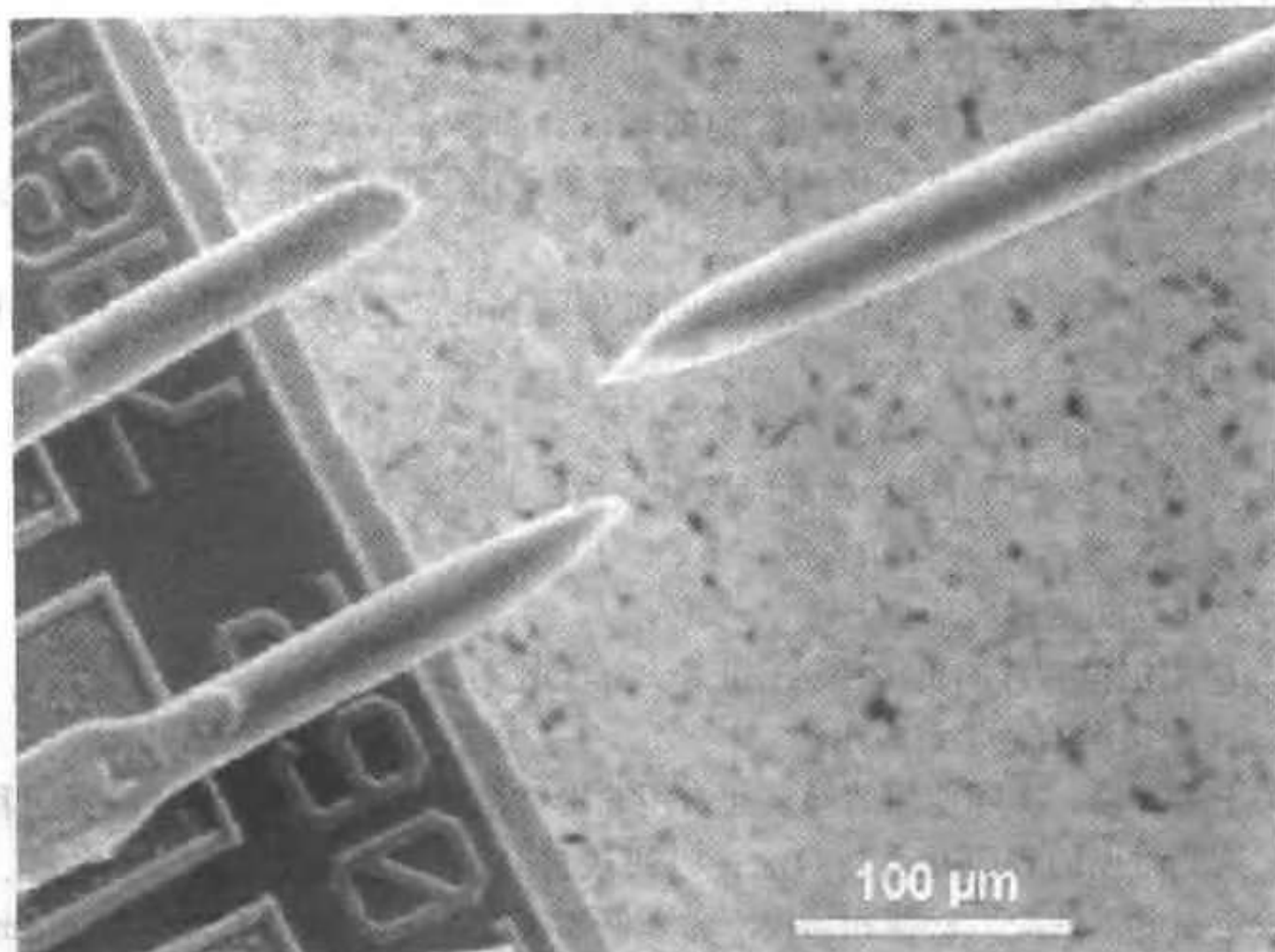


图 6.119 因拉应力过高而断裂的直径 $25.4\mu\text{m}$ (1mil) 的铝丝
(引自 Haythornthwaite^[10])



图 6.120 从绝缘的支座引线底板处长出的锡晶须的 SEM 显微照片 (引自 Silvus^[46])

生很高的接触电阻，消除的办法是在接触面上加润滑剂，或采用高于正常值的接触力。当存在有机物蒸汽时，由于已知的钯的摩擦聚合作用而在镀钯的触点上生成绝缘的聚合物薄膜。

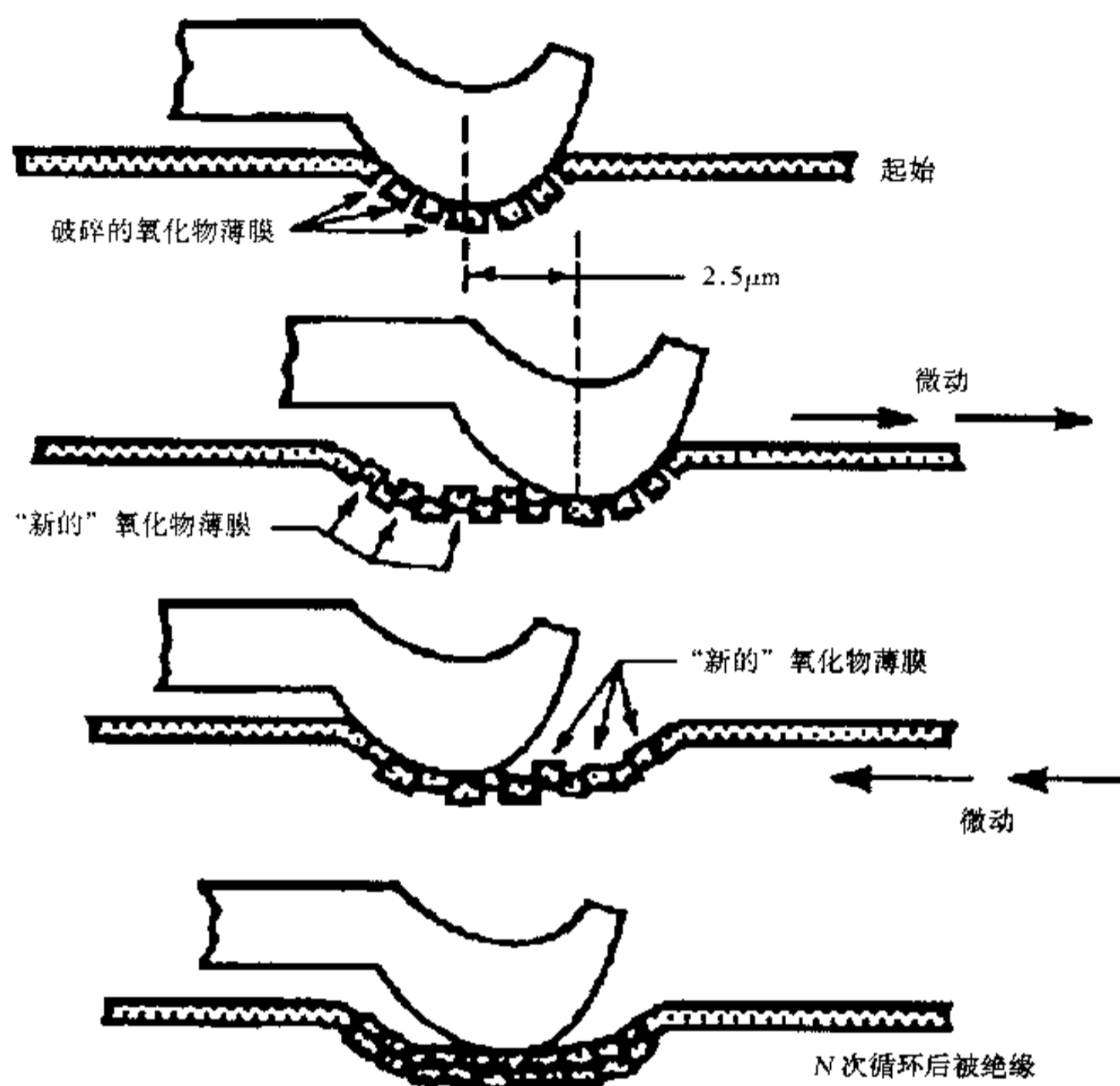


图 6.121 平移微动引起微动磨蚀的示意图 (引自 Medora^[47])

触点镀层材料中的缺陷能产生小孔（疏松），使基体材料暴露，遭受腐蚀。在基体上先镀一层镍，能使其上镀层中的小孔不起作用，如图 6.122 所示。

接头在超负荷状态下使用，最终导致性能恶化。短时超负荷，如带电接通或断开（热插入）能产生电弧，会永久性地损坏接头。

在苛刻的环境（化学的或机械的）中使用接头会发生污染物（例如盐雾、碳、湿气、脏物和油等）的沉积和迁移，能暂时地或永久性地损伤接头。

在这一封装级别上常用的另一物件是电缆线，是由金属线外面包上绝缘物质制成的。金属线（通常是铜）的失效可用下述失效特征加以研究（见文献 48）：

1. 铜线曾暴露于高温的迹象是其显微组织含有较大的等轴晶粒。OFHC 铜的例子见图 6.123。

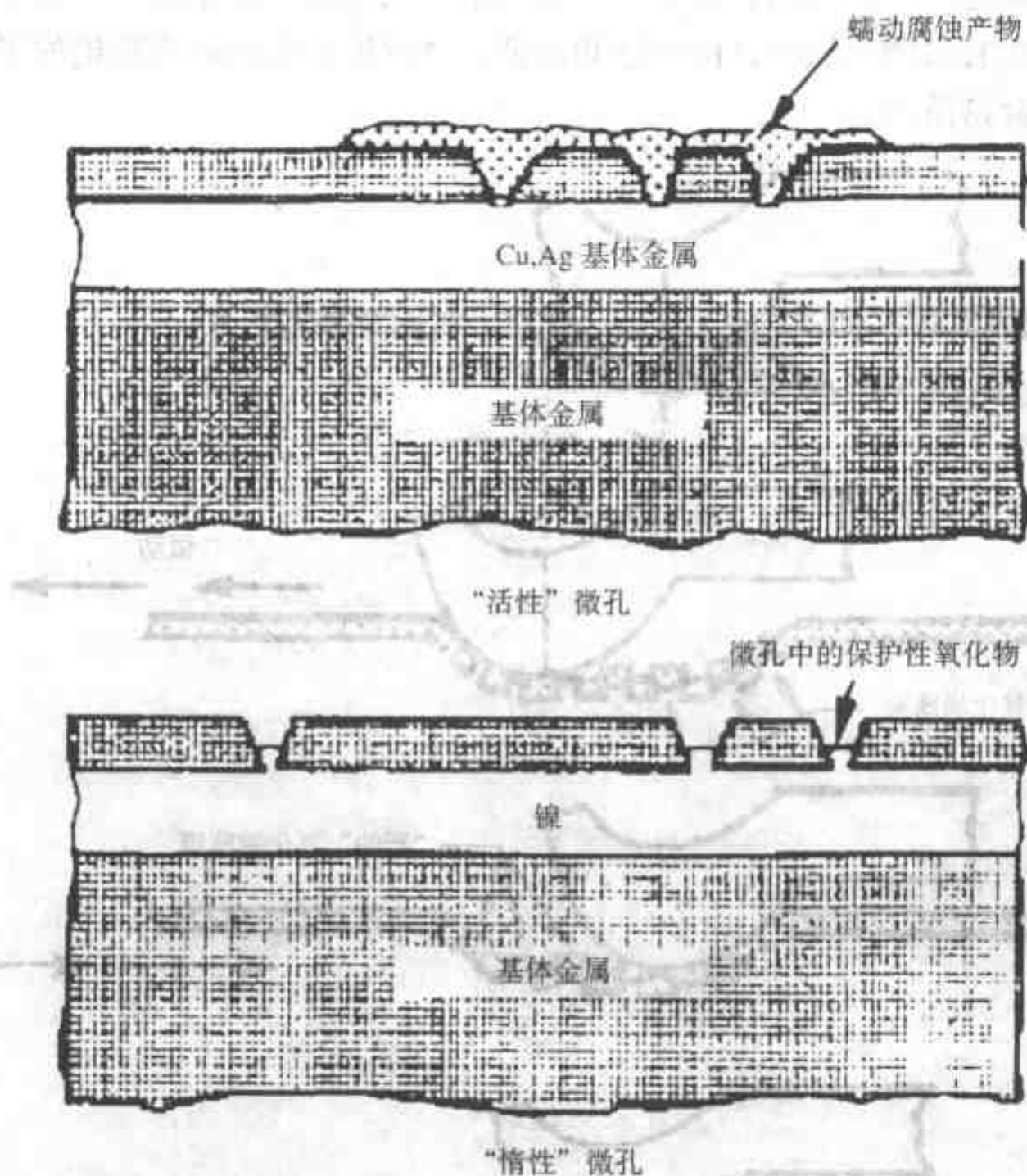


图 6.122 底镀层对微孔腐蚀的作用 (引自 Medora^[47])

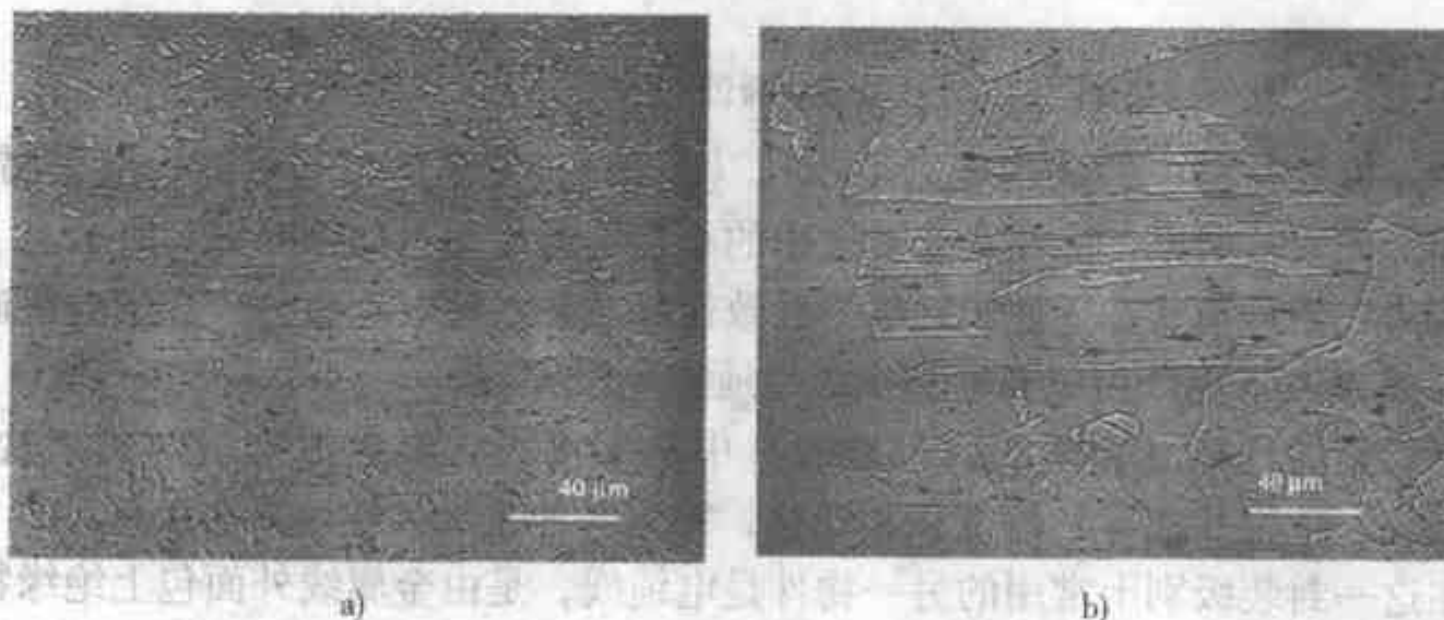


图 6.123 OFHC 铜的截面，显示晶粒结构

a) 正常的 b) 在 600℃ 停留 5min 后的大晶粒 (引自 Slenski and Galler^[48])

2. 局部电能消耗会产生电弧，使电线端部的铜熔化成小球。图 6.124 是一个例子。



图 6.124 来自 28V 直流电源系统的导线样品，显示起弧损伤。注意熔成小球的端部和绝缘的恶化（引自 Slenski and Galler^[48]）

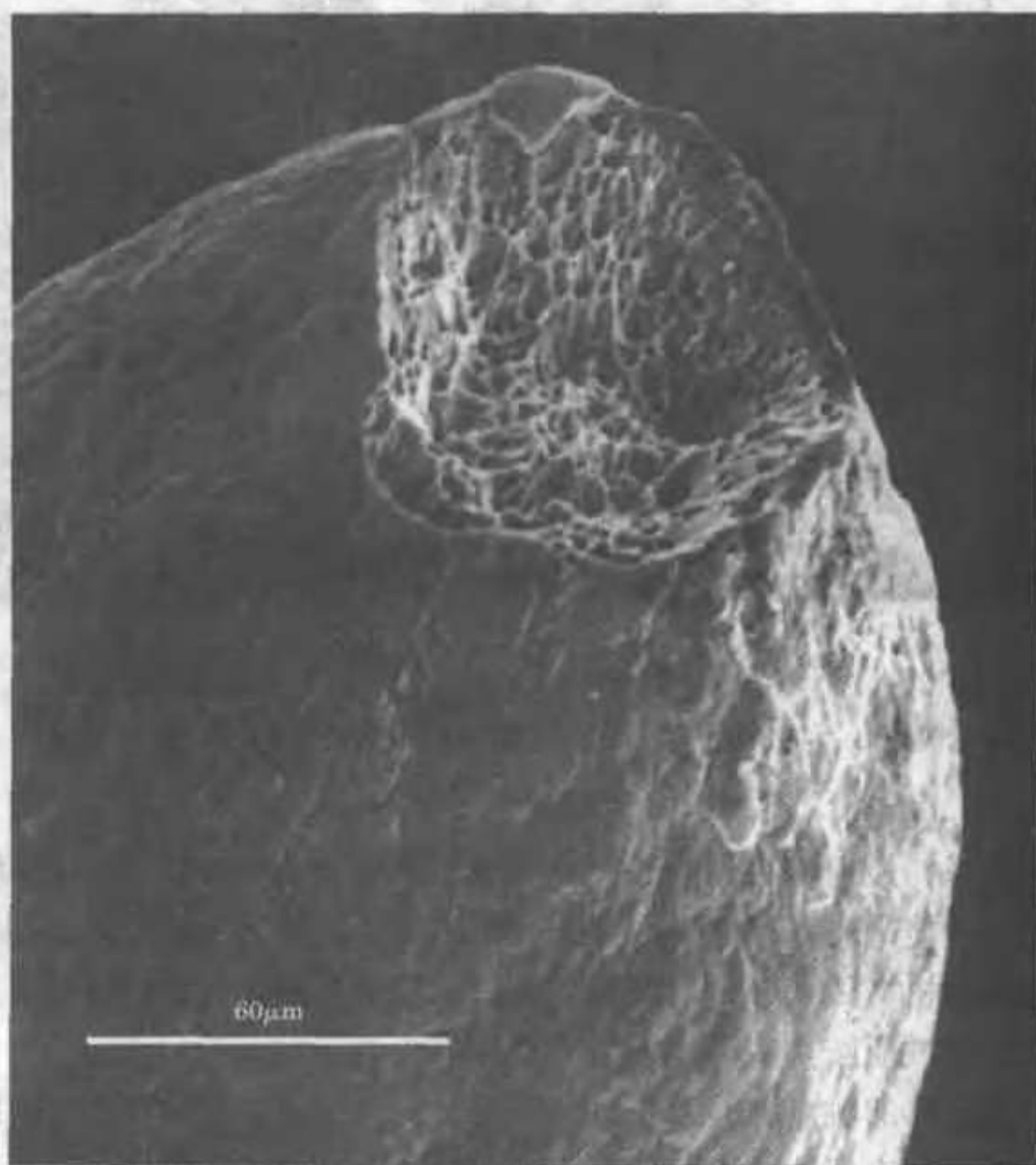


图 6.125 SEM 显微照片显示铜导线与机械损伤有关的典型杯锥状断口及伸长（引自 Slenski and Galler^[48]）

3. 导体间的电弧能使金属熔滴从一种材料转移到另一种材料上去。
4. 电线也会发生普通的拉伸失效，如图 6.125 所示的杯锥形断口。
5. 存在水和氧时，镀银铜线通常会生成红色亚铜氧化物 (Cu_2O) [偶尔会生成黑色正铜氧化物 (CuO)]。这种“红色瘟疫”如图 6.126 所示。
6. 镀锡的铜线中，铜和锡之间的电化腐蚀产生绿色腐蚀产物。

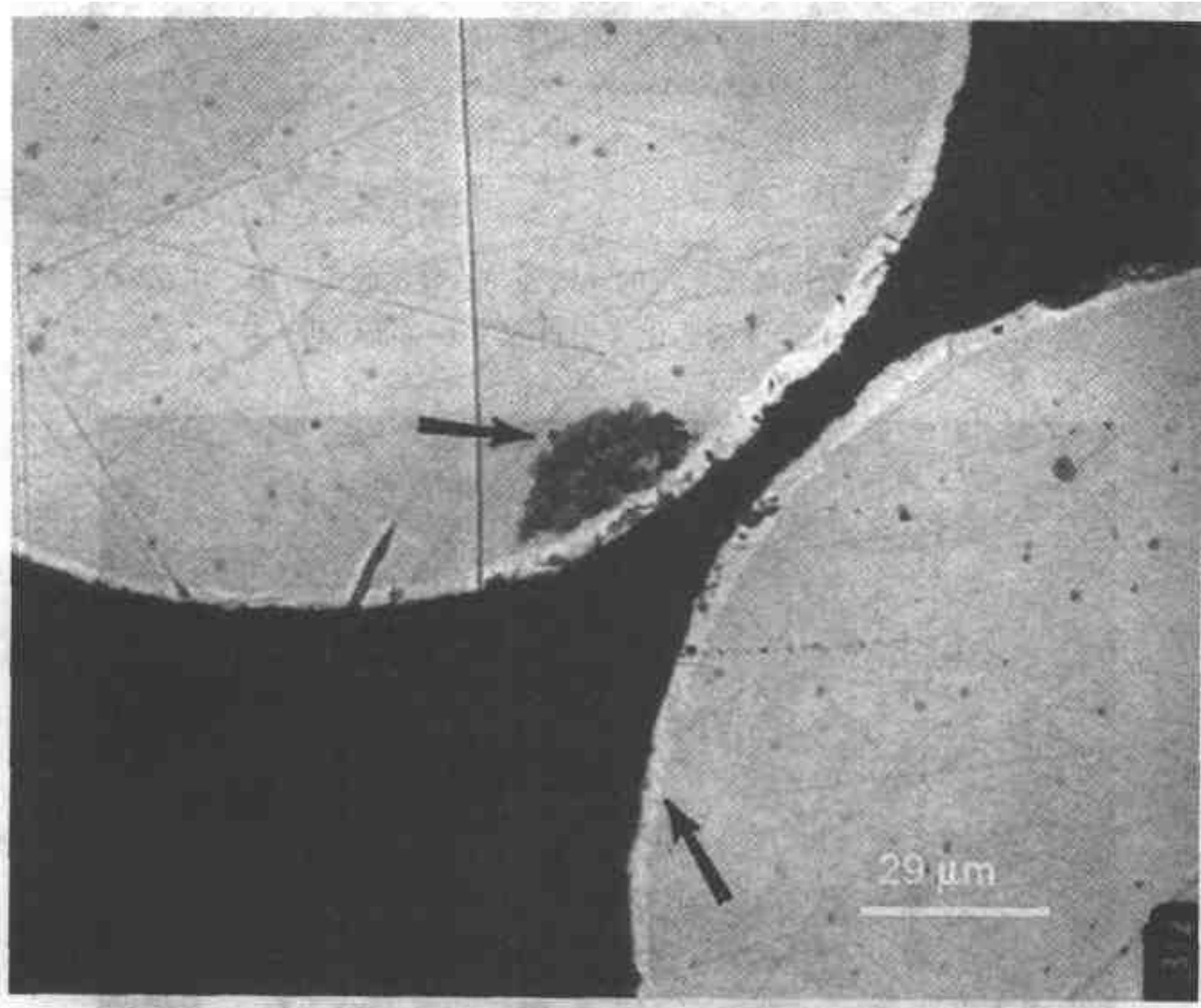


图 6.126 两个导线的截面图，显示“红色瘟疫”造成的腐蚀损伤。
铜线均镀银（下面的箭头）。黑色区域（接近中心的箭头）显示出腐蚀
(引自 Slenski and Galler^[48])

关于电绝缘，最根本的性能是抗电弧通过性。绝缘材料的电击穿使绝缘破坏，后果之一可能是飞弧，这是一种严重损坏，紧随其后是绝缘体的碳化。绝缘的破坏可能来自机械因素（例如磨损、摩擦、反复弯曲）、温度因素（如看到的已成玻璃状的聚酰亚胺）或环境因素（例如紫外线、湿气）。

开关和继电器的触点因起弧和机械磨损而发生接触磨损。在直流电路中，起弧引起沿电流流动方向的材料转移，结果在正极触点处产生弧坑，在负极触点处产生鼓包，见图 6.127。触点的电流过载失效表现出“溅起水花”般的外貌，见图 6.128。偶然也发生触点焊到一起，这是由于金属迁移或机械对中不当所致。

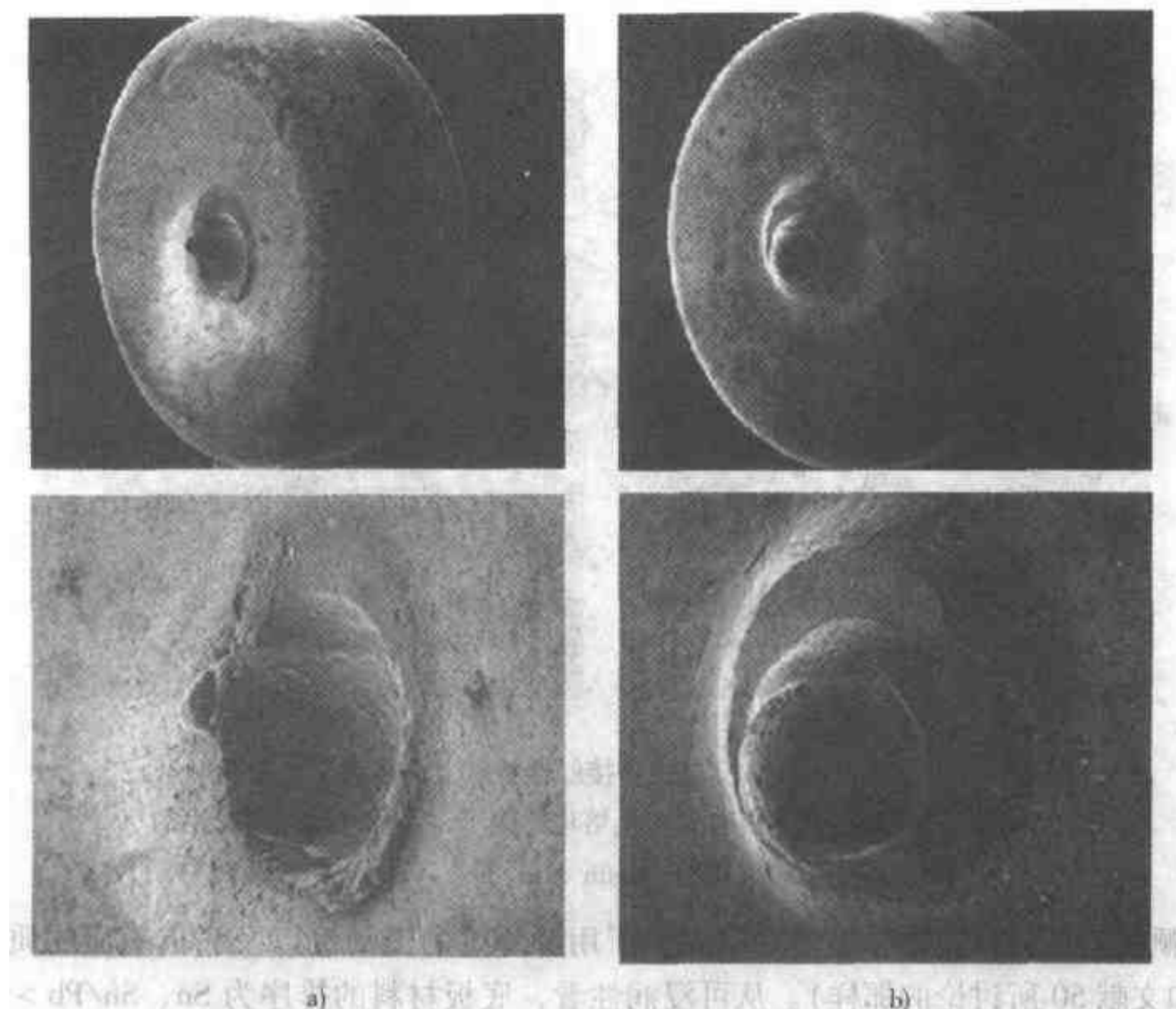


图 6.127

a) 10A 断路器的正极触点，在直流电阻负荷和额定电流下循环 10000 次。触点中心的弧坑在下面的照片中为更大的放大倍数 b) 10A 断路器的负极触点，在直流电阻负荷和额定电流下循环 10000 次。触点中心的鼓包在下面的照片中为更大的放大倍数（引自 Martin et al^[49]）

6.5.6 钎焊料及钎焊焊接性

强调钎焊料和钎焊工艺在制造和使用电子器件中的重要性是不会过分的。钎焊料合金包含两种或两种以上的元素，能浸润被焊表面的通常是铜，然后发生反应形成粘合层，在钎焊料合金凝固时，生成具有良好力学性能的中间连接层。该技术为电子部件、PWB 和其他硬件之间提供机械的和导电的连接。钎焊应用于所有级别的电子封装，故在本章中单独讨论。表 6.16 是一些常用的钎焊料合金的化学成分。

钎焊料的一个重要性能是能够浸润要钎焊的表面。在体系概念上，钎焊焊接性是指在动态加热过程中能在欲粘合的底板上获得清洁的金属表面的能力，因此能在底板表面上形成一层很好的浸润熔融的钎焊料。在使用钎焊膏的情况下，一种附加的要求是在钎焊料粉末上获得清洁金属表面的能力，从而使钎焊料中的粉

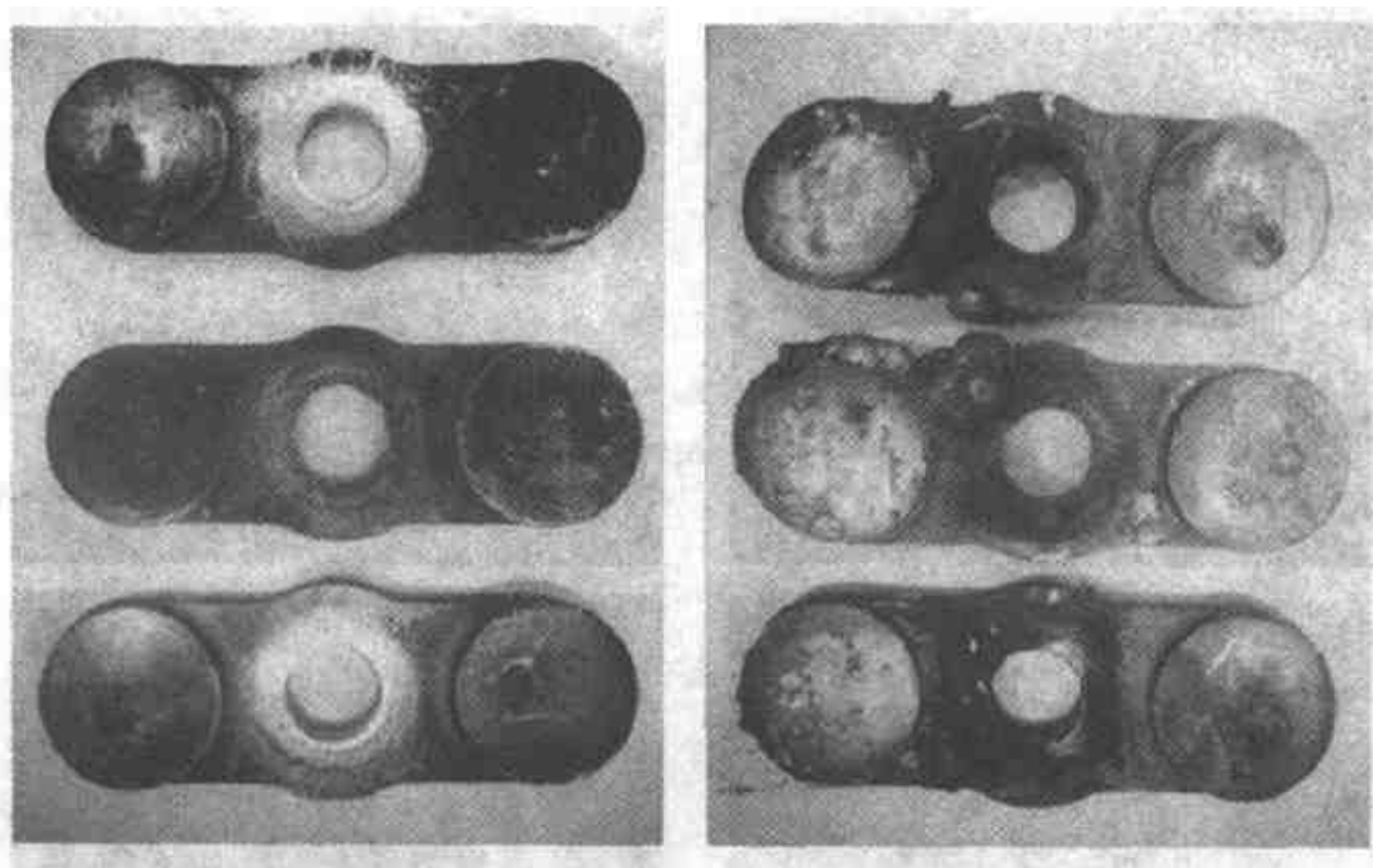


图 6.128 左图显示在一套电传动接触器触点上的碳黑层，表明触点是张开的，没有起弧。右边照片是熔化的例子，当触点起弧后发生的
(引自 Martin et al.^[49])

末颗粒完全融合。钎焊焊接性取决于所用钎焊剂的流动性以及底板表面的质量(如文献 50 所讨论的那样)。从可浸润性看，底板材料的排序为 Sn 、 $\text{Sn/Pb} > \text{Cu} > \text{Ag/Pa}$ 、 $\text{Ag/Pt} > \text{Ni}$ 。要钎焊的零件材料通常是 Cu 、 Cu 合金、合金 42 ($w(\text{Fe}) + w(\text{Ni}) \approx 42\%$) 和敷涂 Pb-Sn 合金的科瓦尔合金 ($w(\text{Fe}) = 54\% + w(\text{Co}) = 17\% + w(\text{Ni}) = 29\%$)。

关于钎焊接点的可靠性，一个值得关注的的关键问题是金属间化合物的形成。在被焊的铜和钎焊料中的锡之间，能形成金属间化合物 Cu_3Sn 和 Cu_6Sn_5 ，如图 6.129 所示。此外，锡和镍能形成 Ni_3Sn_4 ，金和锡能形成 AuSn 、 AuSn_2 和 AuSn_4 。这些金属间化合物的数量、尺寸、分布和形态均能影响钎焊可焊性和钎焊接点的强度。虽然脆性的金属间化合物能增加接点的强度，但降低了疲劳强度。也很重要的事实是，金属间化合物不仅能在钎焊过程中形成，而且能在以后的加工阶段中及一定的运行温度下形成。通常可接受的金属间化合物层的厚度范围为 $1 \sim 5\text{mm}$ 。图 6.130 显示，在两个不同类型的接点中，形成过量的金属间化合物所引发的在钎焊料和导线间界面处的裂纹。

不浸润或浸润较差是指形成的钎焊料层不连续，在其中的小圆孔中显出底板金属(图 6.131)。另一方面，去浸润是指在冷却已形成的钎焊料小珠或不规律团块时，钎焊料被拉回来(图 6.132)。有若干因素造成浸润不良(图 6.133)：

原书缺页

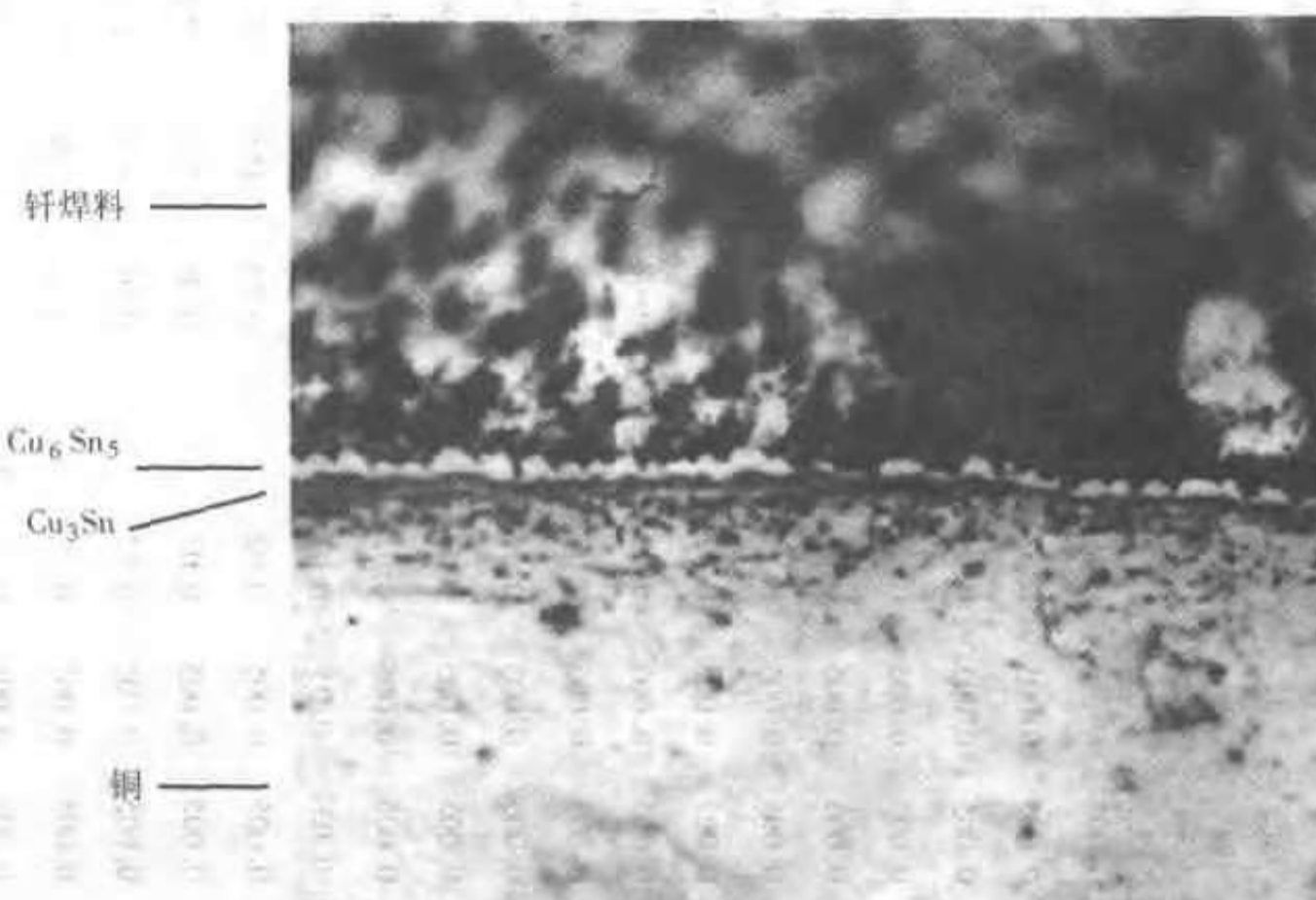


图 6.129 钎焊接点的金相截面，显示金属间化合物（引自 Thwaites^[51]）

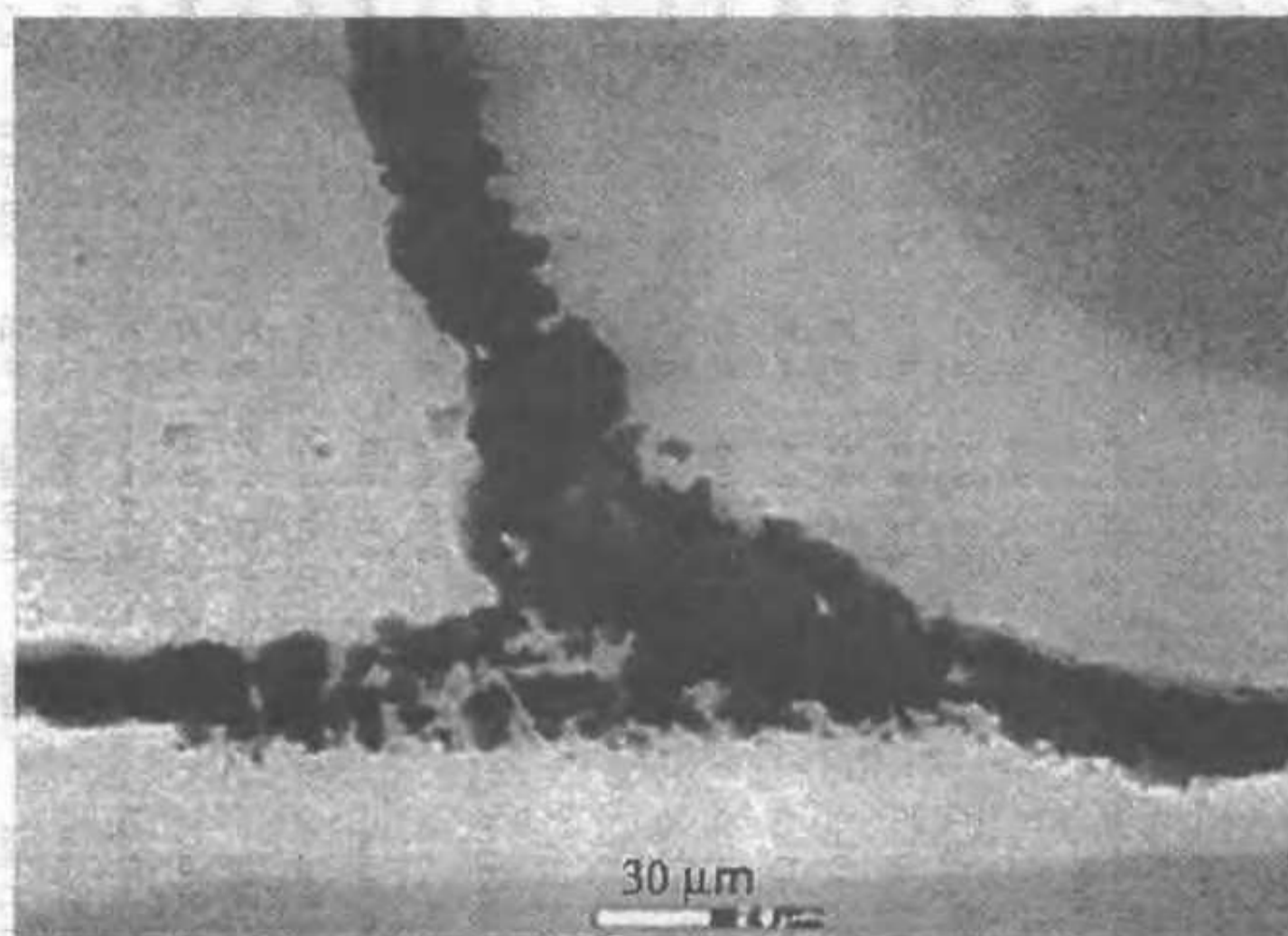


图 6.130 钎料因生成金属间化合物而分裂
（引自 Stadterman and Osterman^[39]，经 CALCE-EPSC 允许）

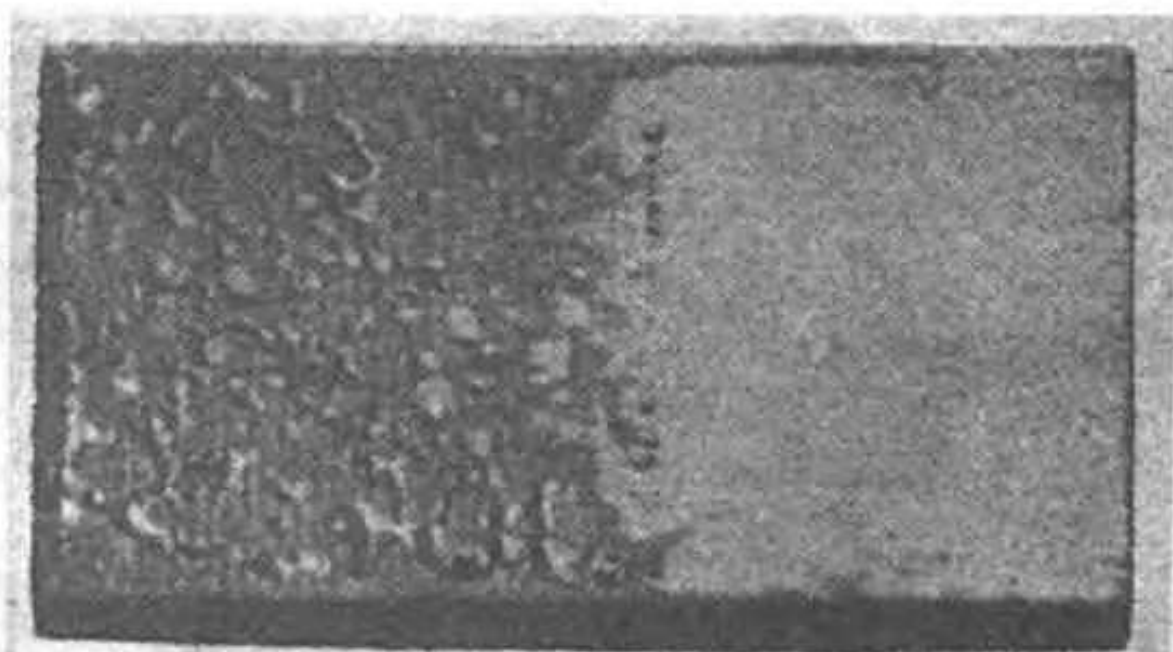
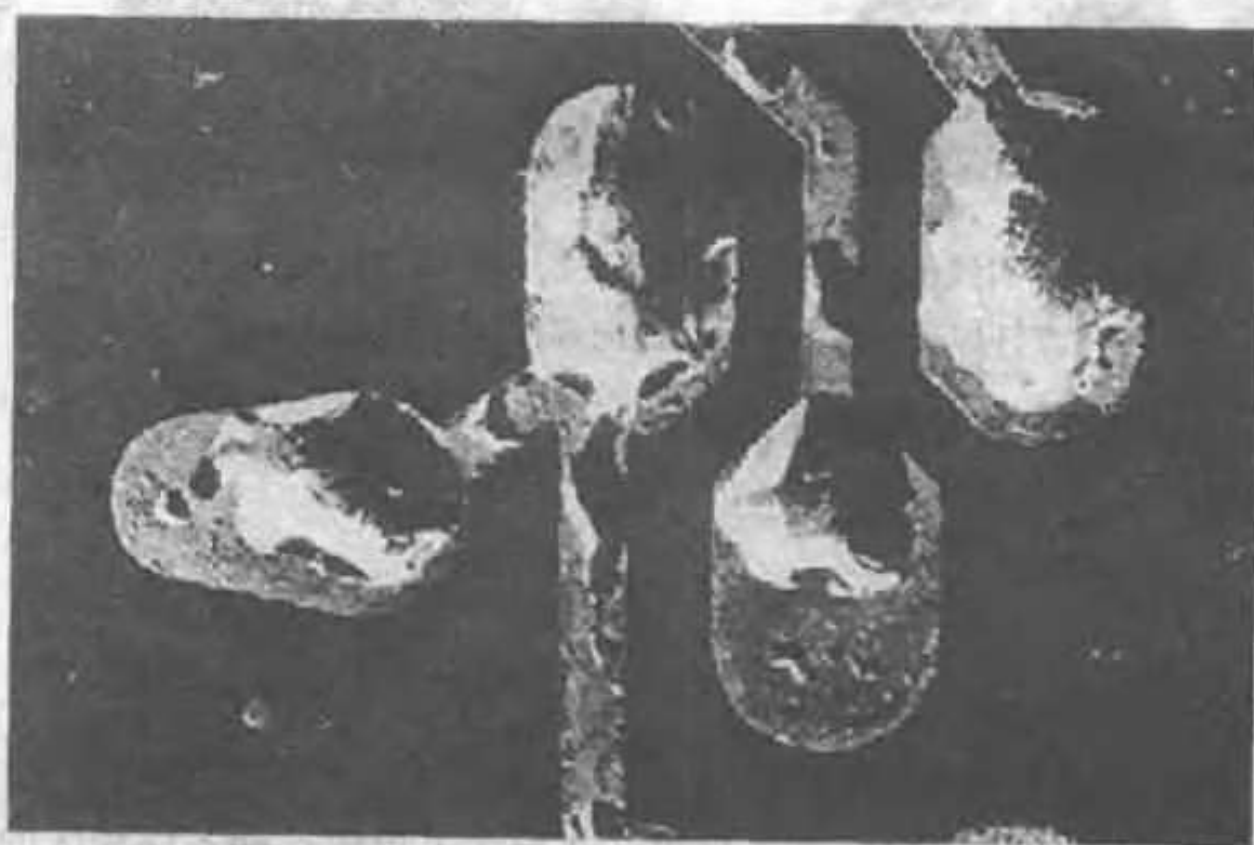
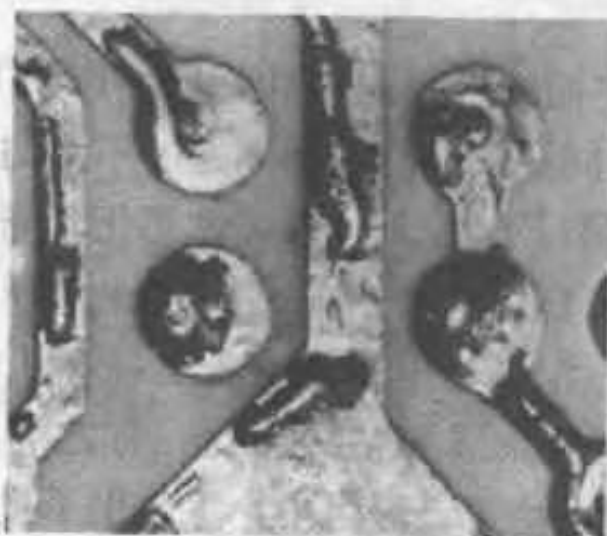


图 6.131 不浸润的图片。左半部分已浸入熔融的钎焊料中。注意通过钎焊料可看见基体金属的圆片 (引自 Manko^[52])



a)



b)



图 6.132

a) 在一电路板上的去浸润 (引自 Manko^[52]) b) 去浸润的钎焊接头的实际例子 (引自 Thwaites^[51])

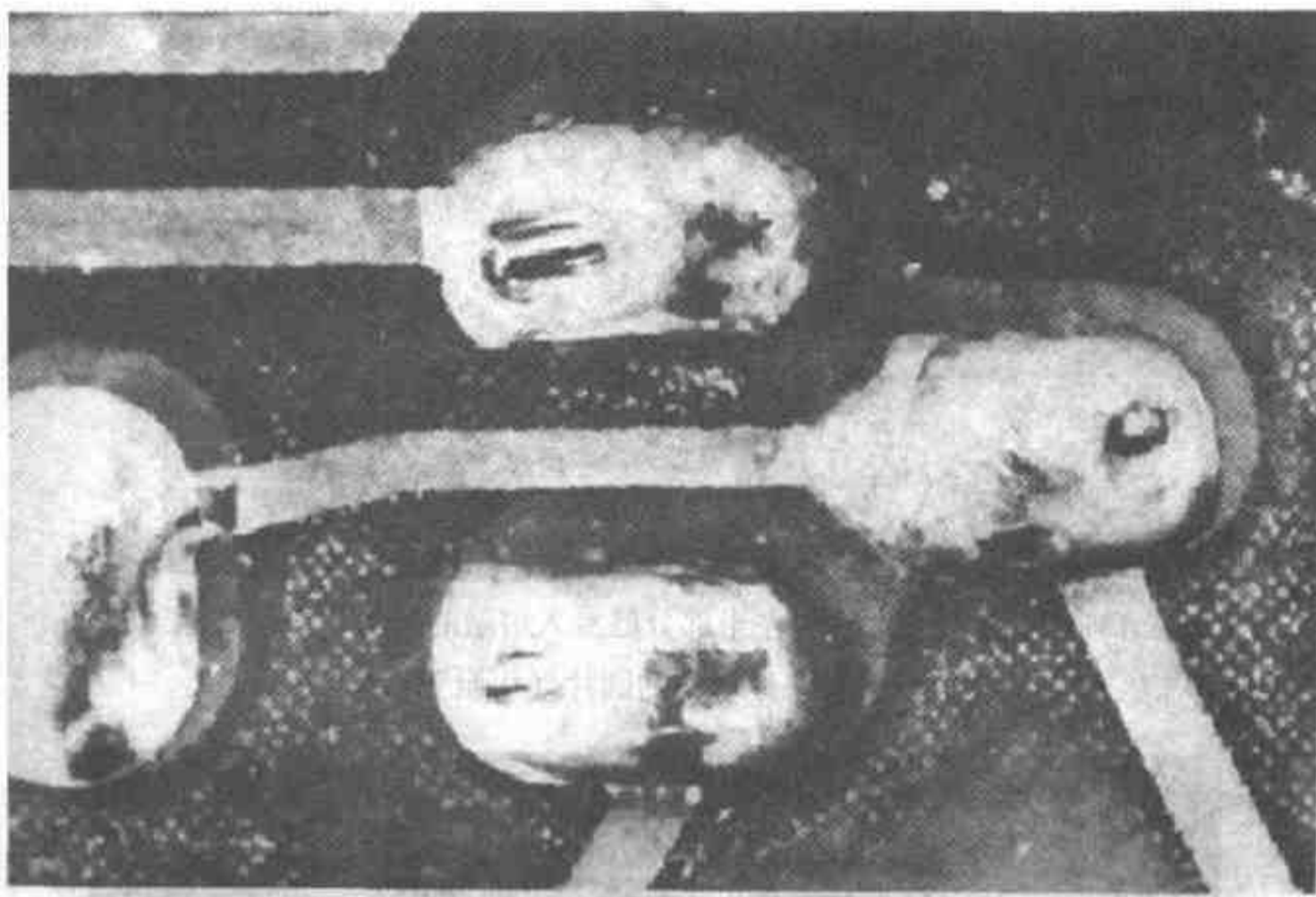


图 6.133 引线的不良浸润（见箭头），只有印制电路板浸润良好。

注意钎焊料的阻力限制了流向焊接区（引自 Manko^[52]）

1. 锈蚀，如生成氧化物和硫化物。
2. 表面上有外来污染物。
3. 嵌入的颗粒物。
4. 硅油。
5. 钎焊合金的问题，如温度低。

在有些镀金导线中，基础材料（合金 42）中的 Fe 和 Ni 能通过金扩散到表面上，形成不浸润的氧化物或氢氧化物。在导线上形成这种不浸润区的例子见图 6.134。

在 PTH 组件中，通孔填充不良和孔中铜的钎焊焊接性降低均影响 PCB 的质量。此外，孔加工粗糙及铜镀层较薄、层间孔洞、孔在圆周上的不均匀性、露出玻璃纤维及钻孔油污等能使铜镀层弯折和裂开，使钎焊焊接性恶化，降低了 PCB 的质量。在 SMT 封装中，焊料中的孔洞来自钎焊膏中的高挥发性组分。在 PTH 和 SMT 工艺中，少量孔洞能改善接头的适配性，但数量太大会使接头的可靠性下降。在表面安装电阻或电容时，银或钼敷涂层（粘结层）在称之为离析作用的过程中熔解于钎焊料的铅中。这一过程发生于钎焊之中，除产生不良的钎焊焊缝外，还曝露出敷涂层下的陶瓷表面。这个问题有两种解决办法。第一种办法是采用 $\text{Sn}_{62}\text{-Pb}_{36}\text{-Ag}_2$ 合金，但仅适用于逆流钎焊。焊料合金中的银用作牺牲元素。

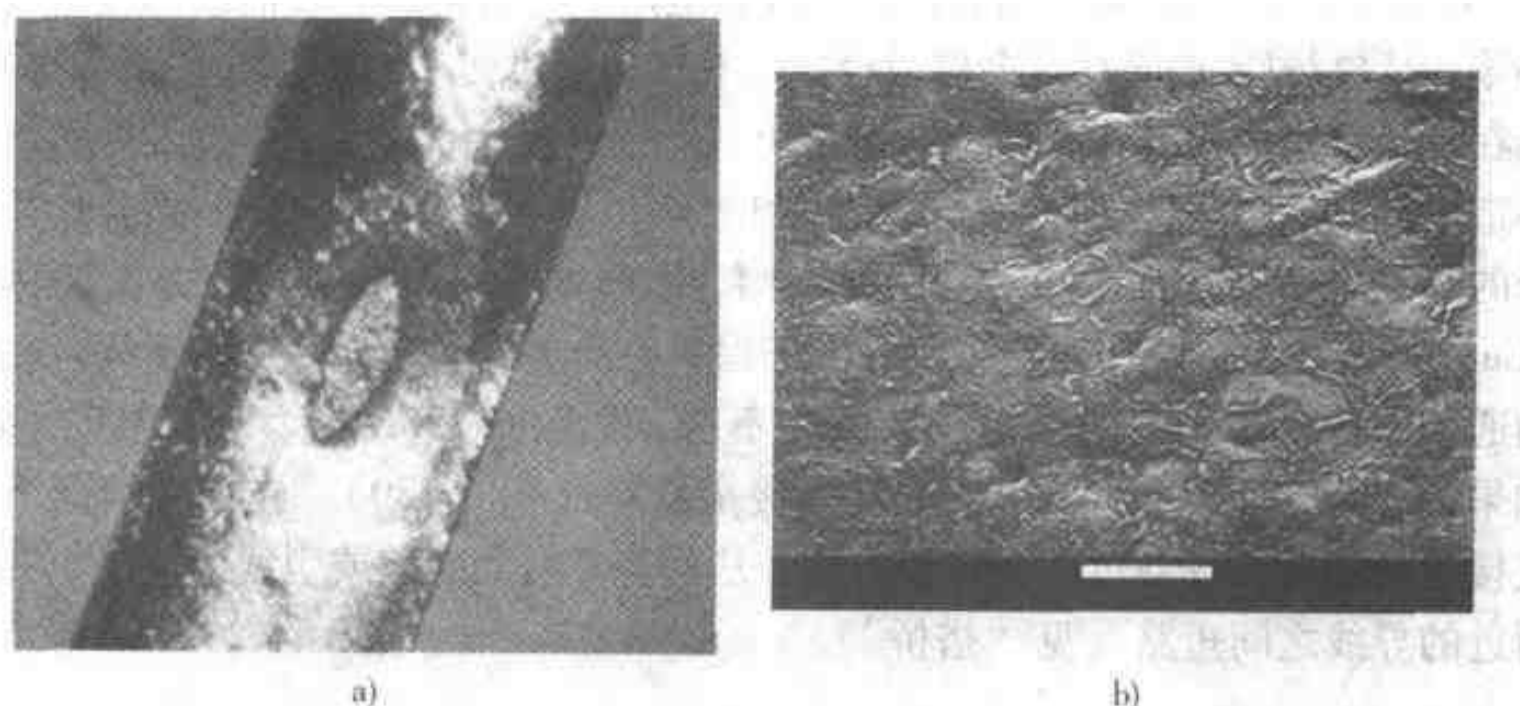


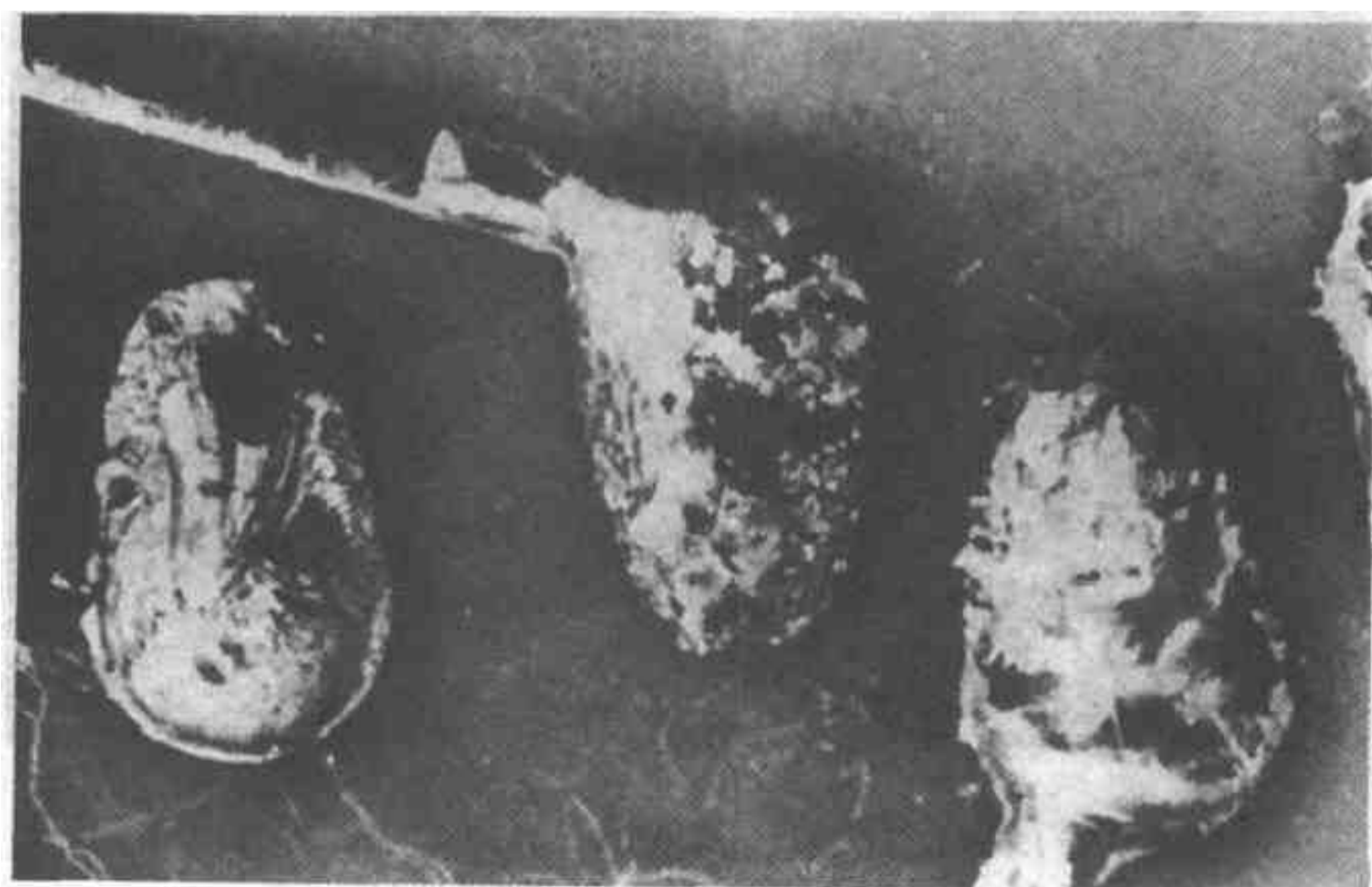
图 6.134

a) 镀金引线上不浸润区的光学显微照片

b) SEM 显微照片显示不浸润区的“蠕虫” (引自 Linn and Wade^[53])

第二种办法用于波峰钎焊, 采用厚度为 $1.27\mu\text{m}$ ($50\mu\text{in}$) 的镍作阻挡层, 可形成 Ni_3Sn_4 和 Ni_3Sn 两种金属间化合物。

在焊料凝固过程中, 零件移动便产生“受干扰的”钎焊接点, 如图 6.135 所示。从浸润的表面移开时, 焊料凝结会形成带有尖顶的圆锥形缺陷, 称为“冰柱”。当这种形状的接点作为导电的接头时, 会发生所谓的“搭桥”, 如图

图 6.135 一个受干扰的钎焊接点 (引自 Manko^[52])

6.136 所示。在 PCB 底面上的钎焊滴或条能形成焊料网，在板的顶部则形成焊料小球。环氧树脂-玻璃纤维夹层板释放的气体会通过镀层中的小孔进入钎焊孔中，能在焊料中生成喷气孔，如图 6.137 所示。一些凝固的不完整问题仅是表面的，不造成性能缺陷，例如针孔、凝结线和“鳄鱼皮”（晶粒轮廓）。晶粒状或无光泽的焊料表面的成因为凝固方式、焊料中的杂质（如 $w(\text{Al}) \geq 0.004\%$ ， $w(\text{Cu}) \geq 0.2\%$ ）、金属间化合物、混于焊料中的渣或不充分的热轮廓线。在电镀的通孔中，表面张力效应造成孔填充不全，如图 6.138 所示。在 SMT 封装中，如果欲焊的零件翘起来，会造成钎焊接头缺料（图 6.139）。在极端情况下会造成接点处断路。焊料过多会遮蔽焊缝，从而隐藏浸润缺陷或引线的缺失，并能使附近的导线之间短路（见“搭桥”）。

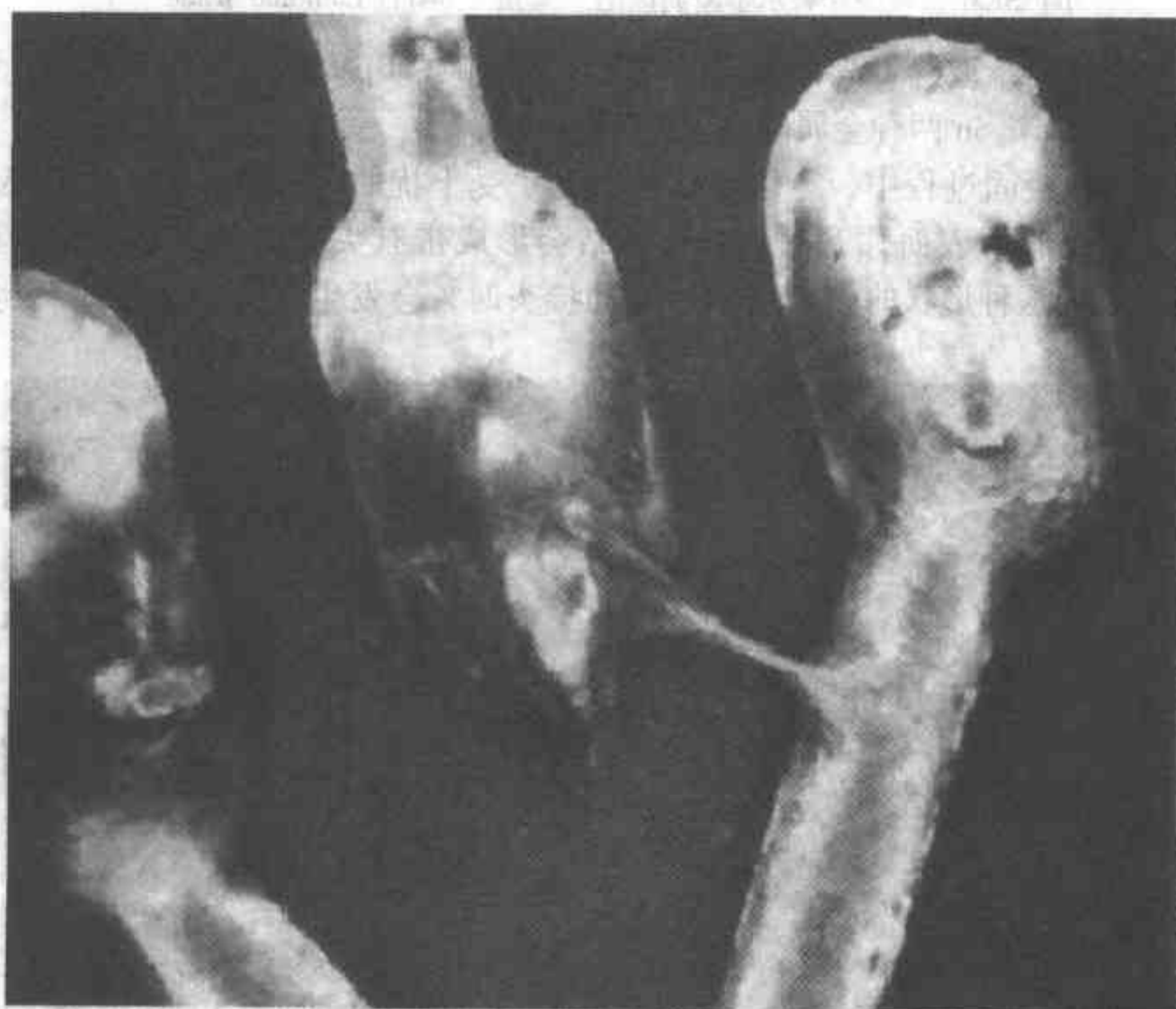


图 6.136 在部件终端间的焊料桥，由于不正确的布置或不正确的钎焊状态（引自参考文献 54）

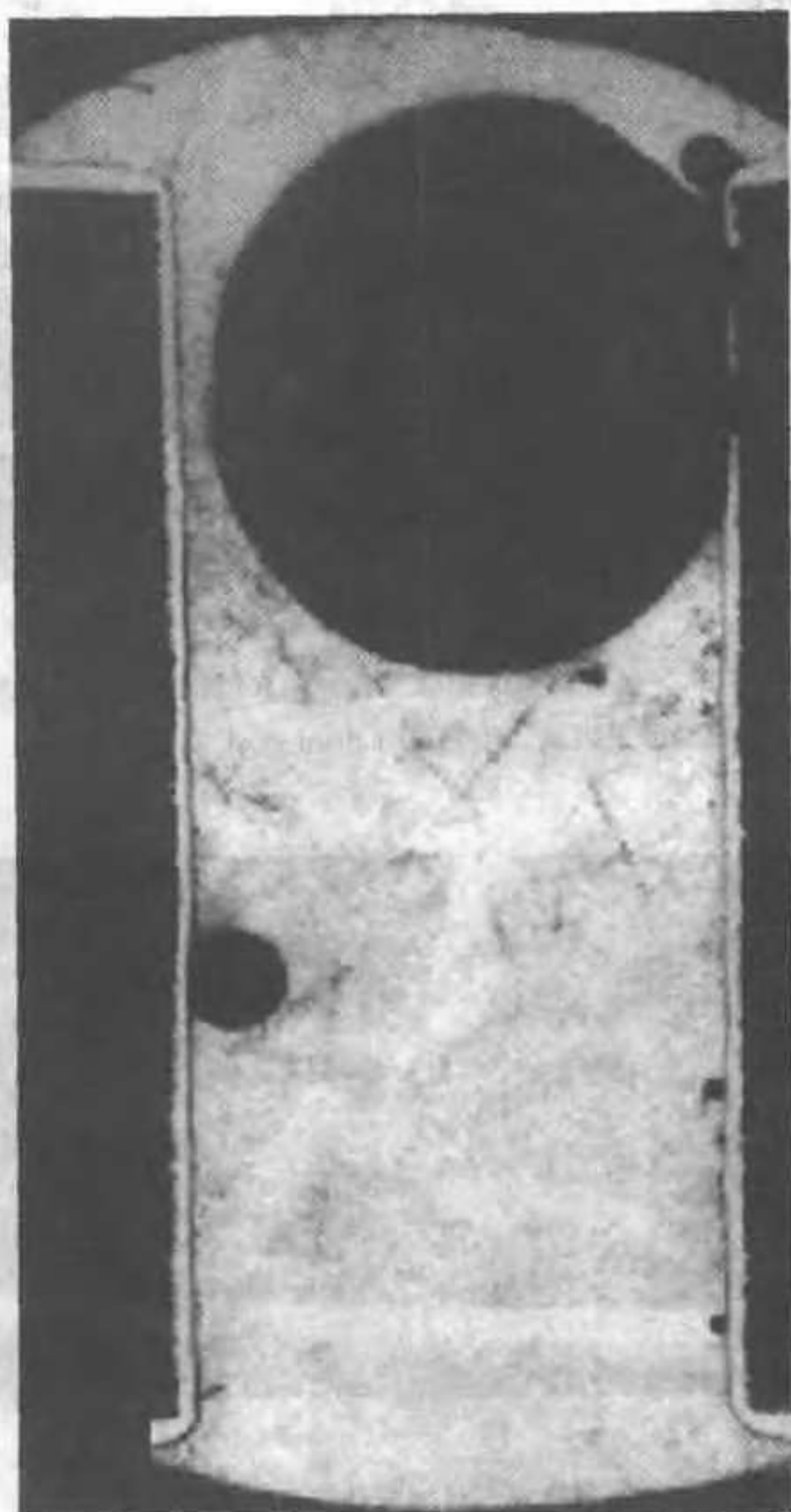


图 6.137 从环氧树脂-玻璃纤维中排气造成的喷气孔 (引自 Woodgate^[35])

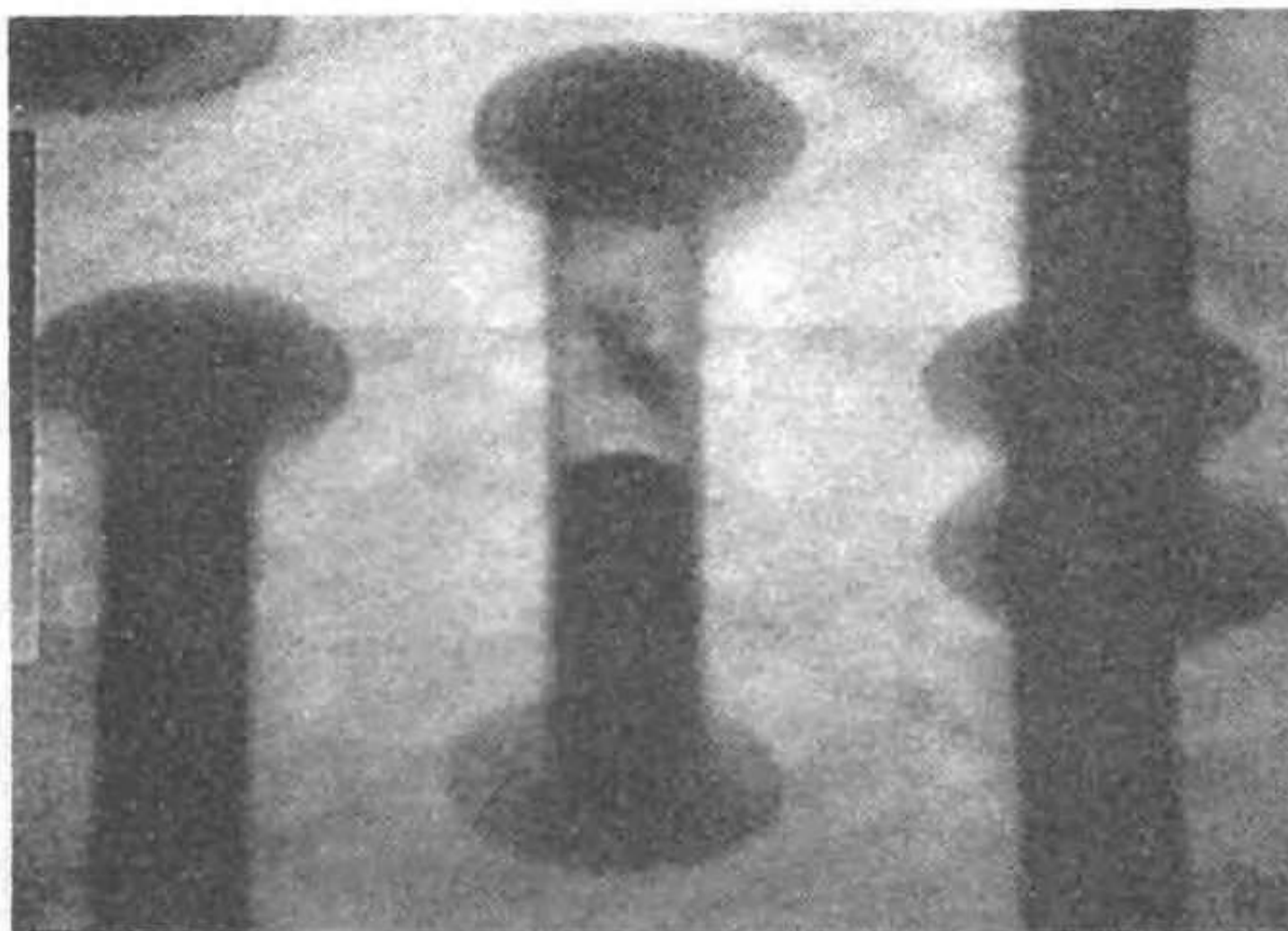


图 6. 138 显微聚焦 X 射线照片显示在镀铜通孔中钎焊料未填满 (引自 Blanchard et al.^[42])

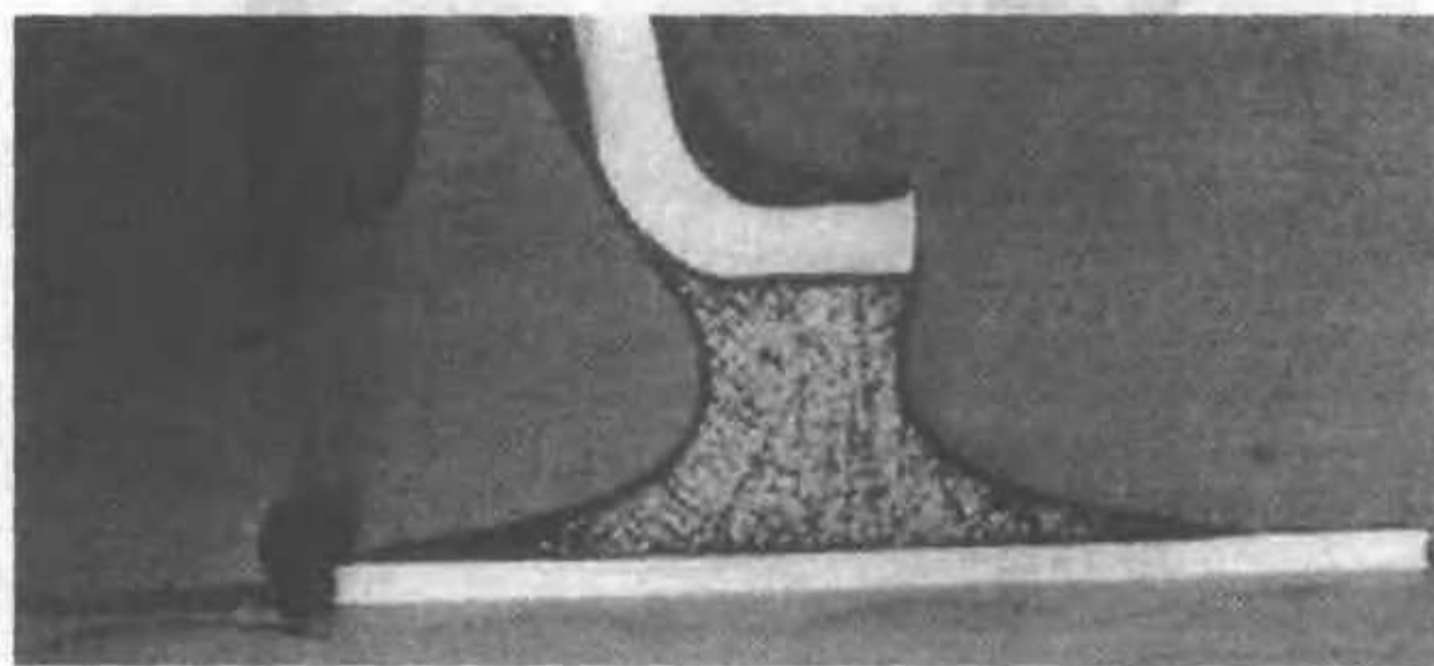


图 6. 139 零件翘起使接点钎料欠缺 (引自 Stadterman and Osterman^[39], 经 CALCE-EPSC 允许)

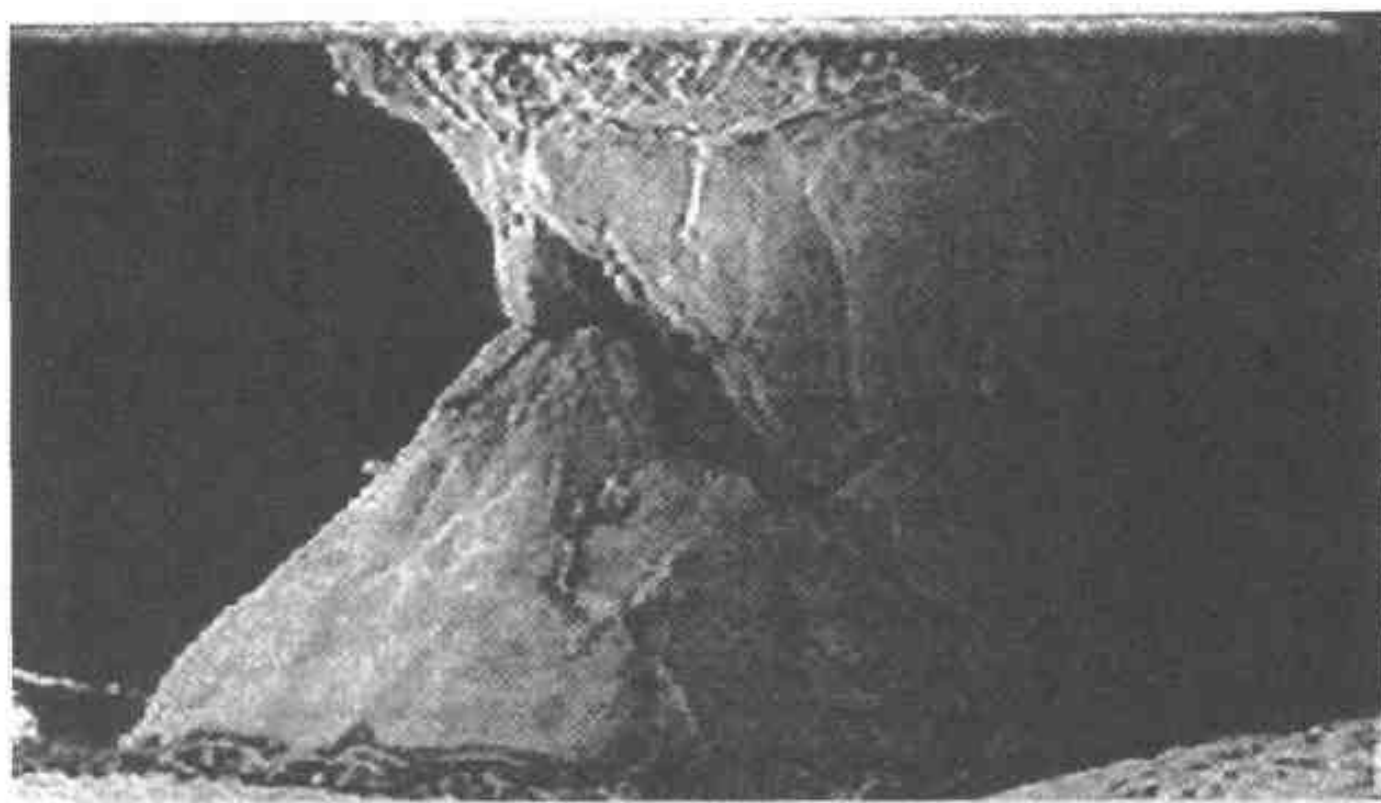


图 6.140 装置中两表面之间的连接钎焊块的蠕变断裂 (引自 Pabbisetty et al.^[13])

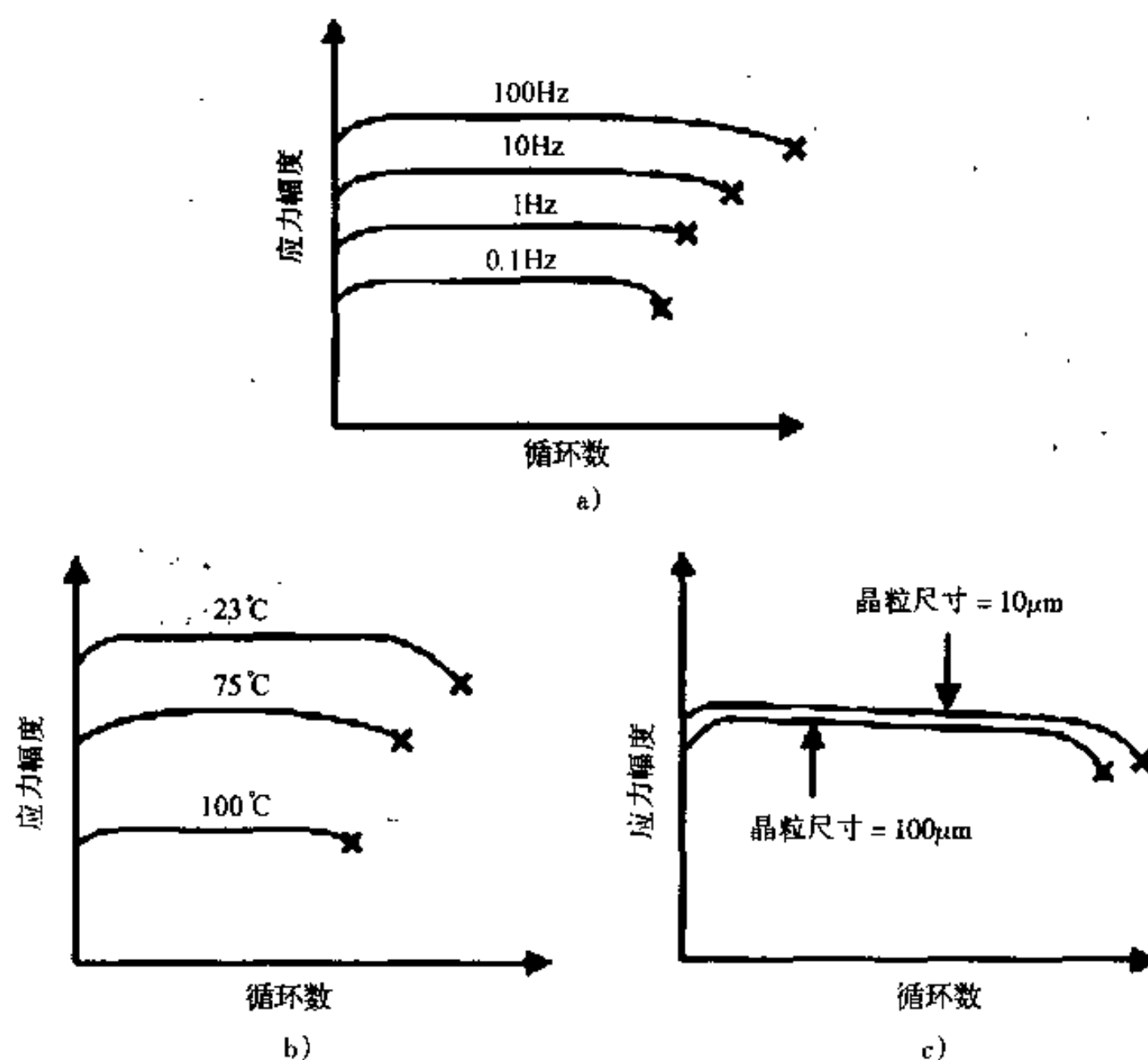


图 6.141 Sn-Pb 共晶钎焊料的疲劳性能, 显示在恒定应变下:

a) 频率 b) 温度 c) 晶粒尺寸对于应力幅度的影响。注意曲线显示, 因应变硬化而在开始时增加, 寿命随频率而增加, 直至非常高频率的极限, 温度较高则降低疲劳寿命, 晶粒尺寸下降则疲劳寿命增加 (引自 Johnson et al.^[56])

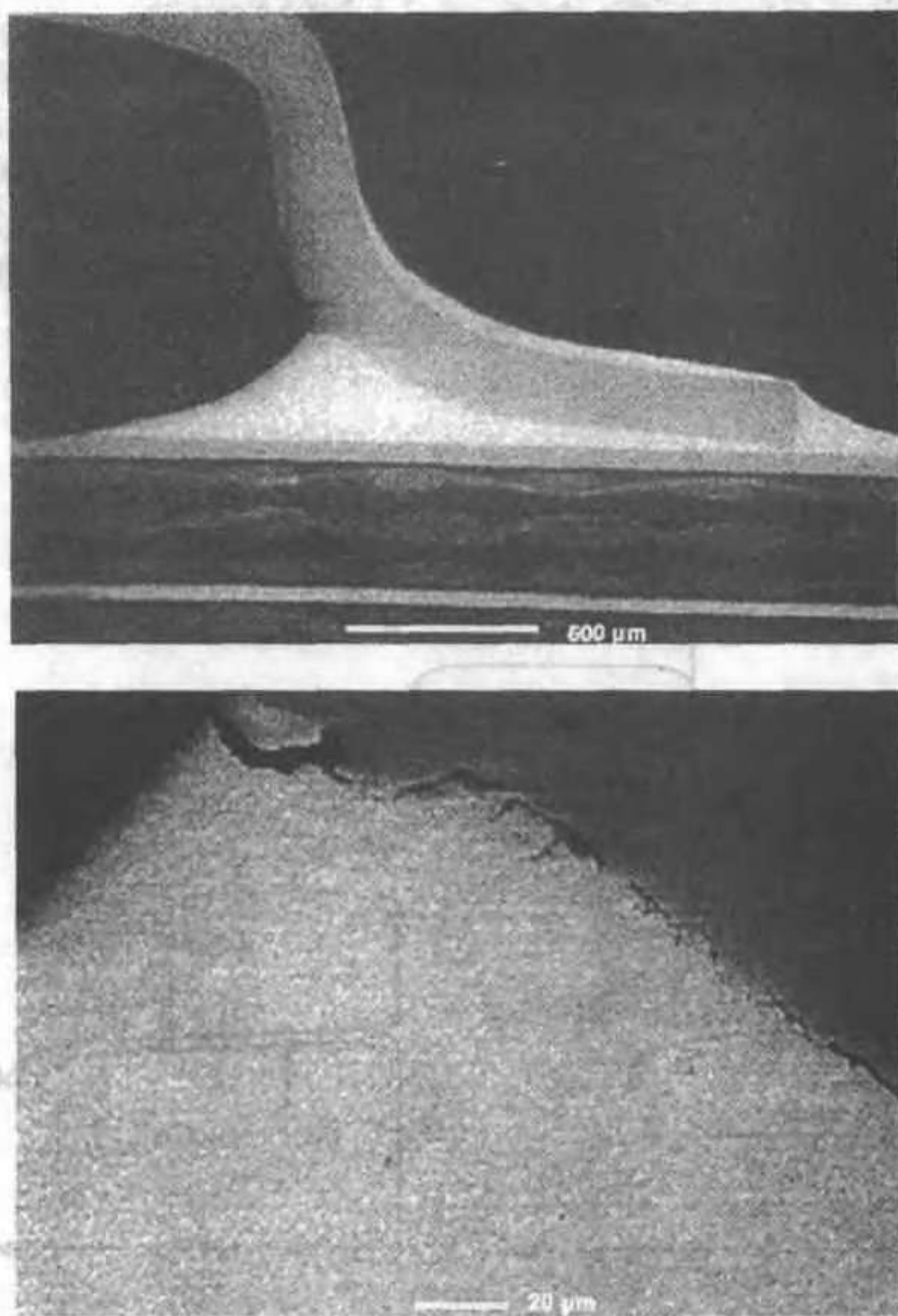


图 6.142 鸥翅形连接条的疲劳损伤
(引自 Stadterman and Osterman^[39], 经 CALCE-EPSC 允许)

钎焊接点承受热-机械应力的作用,引起蠕变、疲劳和热松脱。一个钎焊凸台的蠕变损伤的例子见图 6.140。在某些条件下,即使在室温下运行也能在钎焊材料中引起蠕变损伤。机械的、温度的和电的重复应力均能在钎焊材料中引起疲劳。图 6.141 是各种变量对钎焊合金疲劳性能的影响。表 6.17 是各种钎焊合金的疲劳性能。图 6.142 是在一鸥翅形引线中的疲劳裂纹。图 6.143 是一钎焊小球因疲劳而破裂。低周疲劳通过一个 PTH 接点而发展的情况见图 6.144。钎焊接点在试验和使用中的热循环在钎焊接点上产生循环应力(因 CTE 不匹配),当这些应力超过临界值后,会产生塑性变形或断裂。在一个无引线芯片电阻的钎焊接点上发生的例子如图 6.145 所示。在图 6.146 中,钎焊料受热循环后的断口形貌显示出疲劳条纹和蠕变空洞。陶瓷 BGA 的热循环疲劳如图 6.147 所示。

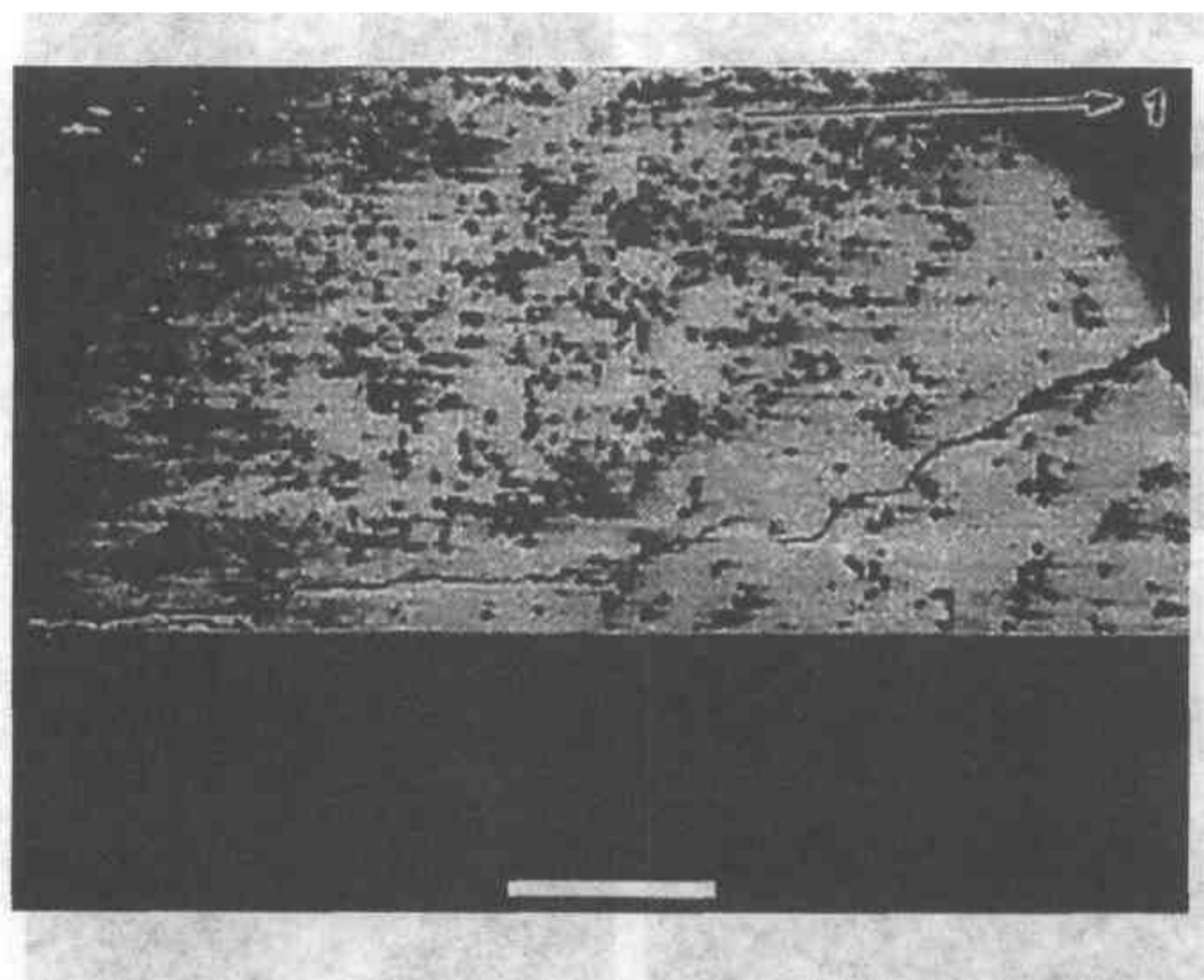


图 6.143 钎焊料连接小球的疲劳破裂

(引自 Stadterman and Osterman^[39], 经 CALCE-EPSC 允许)

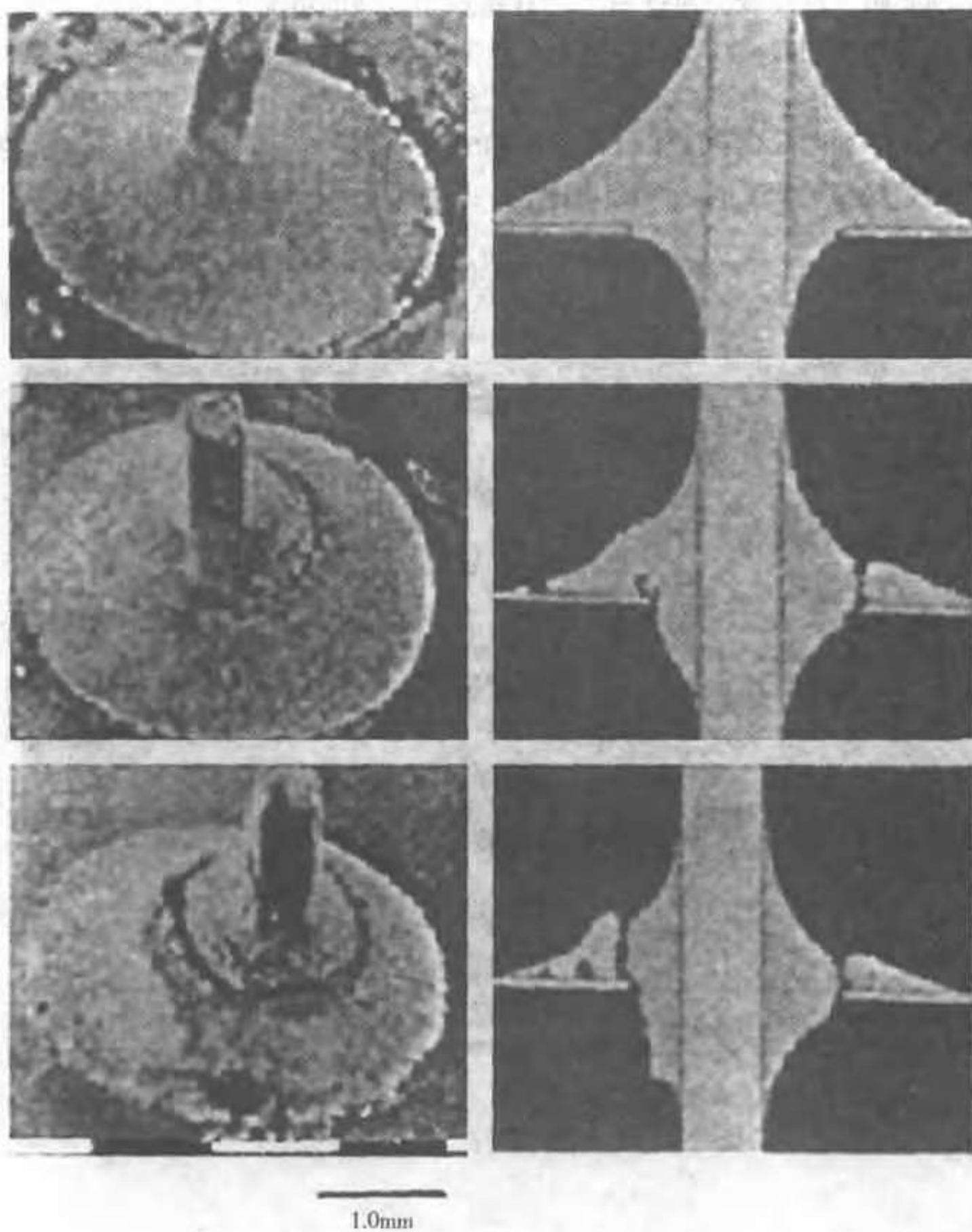


图 6.144 低周疲劳通过单边通孔钎焊接点而发展 (引自 Vettrano^[41])

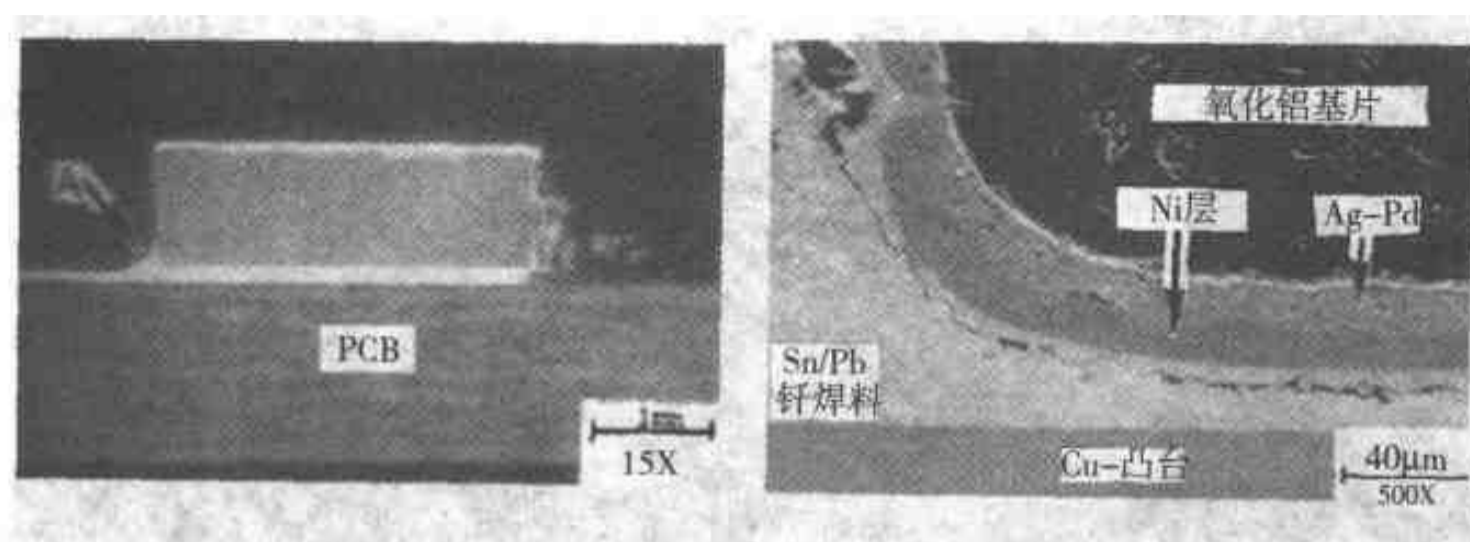


图 6.145 SEM 显微照片显示接近电阻的转角处由蠕变/疲劳引起的损伤：
在 250 次热循环后的端面图（左图）；在 A 区钎焊料显微组织中的开裂（箭头处）
（右图）（引自 Lau and Pao^[32]）

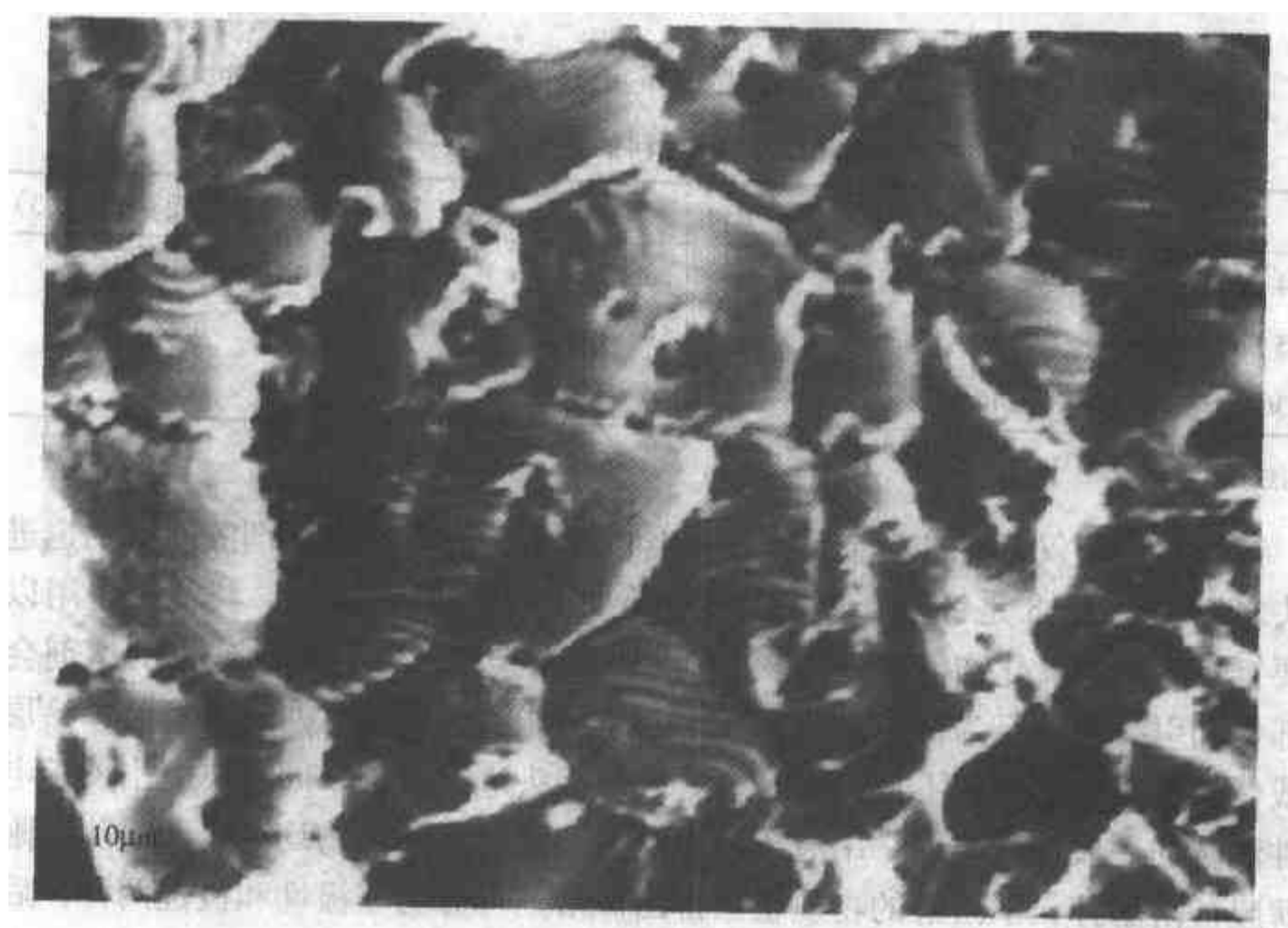


图 6.146 电子探针显微照片显示 2512 LCR 63Sn-37Pb 钎焊接点经受
-40 ~ 95℃ 温度循环后的疲劳条纹和蠕变空洞（引自 Lau and Pao^[32]）

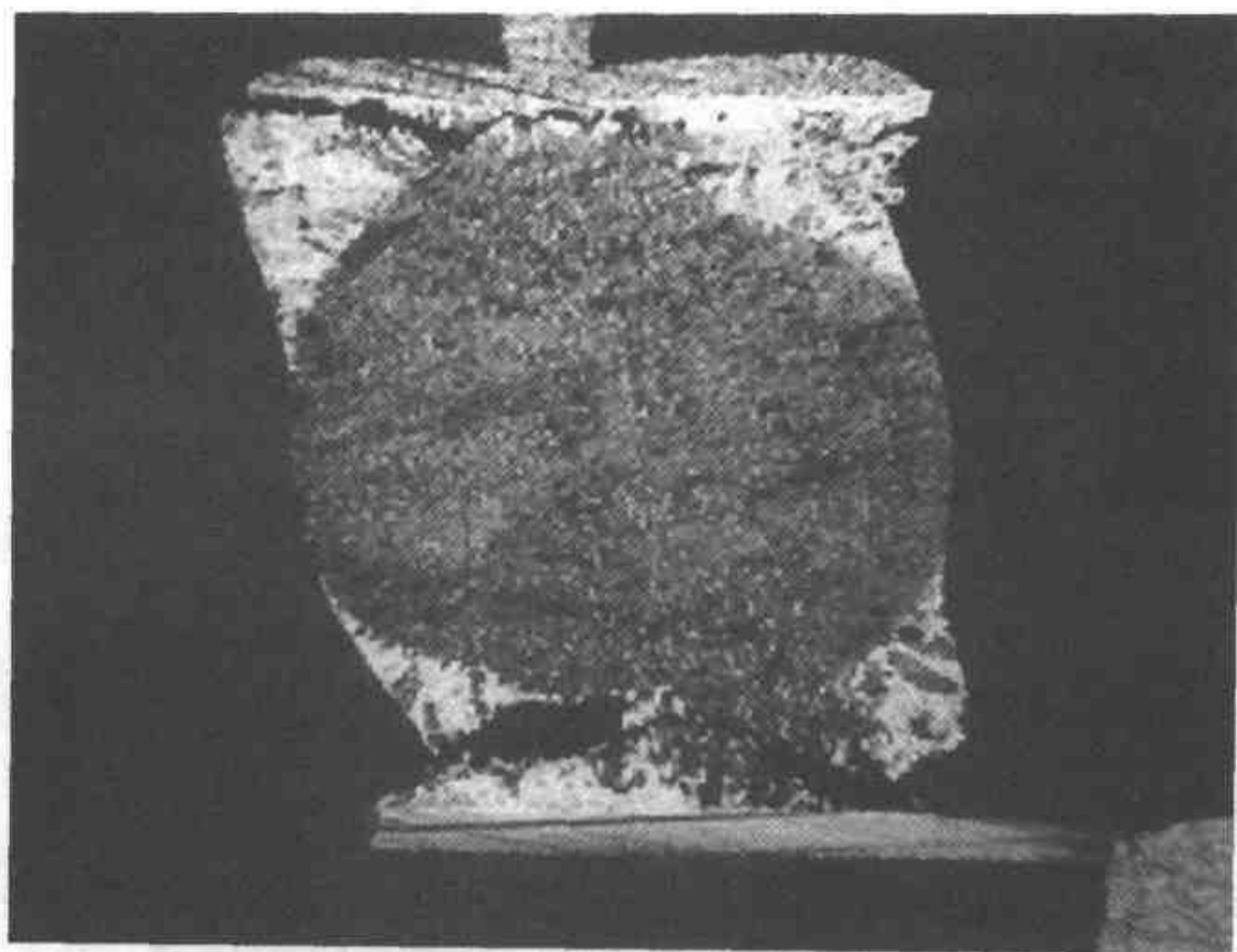


图 6.147 栅格排陶瓷小球的热循环疲劳样式 (引自 Lau and Pao^[32])

表 6.17 钎焊料的疲劳抗力

合 金	疲劳寿命 (相对于 Sn 63)	合 金	疲劳寿命 (相对于 Sn 63)
96/4 Sn/Ag	3.03	63/37 Sn/Pb	1.00
95/5 Sn/Sb	2.10	59/37/4 Sn/Pb/Sb	0.66
62/36/2 Sn/Pb/Ag	1.14	40/60 Sn/Pb	0.61

注: 引自 Prasad^[57]。

钎焊接头不仅含有钎料金属本身所含的杂质, 而且所用熔剂的残留物也进入接头之中。表 6.18 是钎料合金中杂质的允许水平。至于熔剂, 其目的是用以去除钎焊表面的氧化物薄膜 (锈膜), 以裸露出金属。因此焊后残余的熔剂会腐蚀部件和引线就不足为奇了。焊后残留的熔剂能引起腐蚀、漏电、短路、涂层剥落或使接触表面电接触不良, 因此要对钎焊接头进行清洗, 同时要提出关于电子器件清洗的一般注意事项。用液体冲洗电子装置时, 颗粒物均被机械清除, 附着的薄膜被溶解掉, 不溶解的物质也被排出。溶剂可分为非极性和极性两种, 后者又可分为可电离的及非电离的两种。去离子水是不导电的, 其电导率随极化杂质含量的增加而增加, 含有大量可电离极性杂质的高电导率的电解液能在绝缘体上产生漏电电流, 并能引起电化学腐蚀, 因而会产生问题。在清洗过程中, 先用

“除油”的非极性溶剂去除非极性污染物，之后用第二种极化水冲洗，去除可离子化的污染物。详细的清洗过程已超出本书的范围，读者可参阅 Manko^[52] 的杰出的处理方法。

表 6.18 共晶钎焊料中杂质的容许含量

金 属	最大容许含量 (质量分数) (%)	金 属	最大容许含量 (质量分数) (%)
Al	0.006	Au	0.200
Sb	0.500	Fe	0.020
As	0.030	Ag	0.100
Bi	0.250	Zn	0.005
Cd	0.005	Ni	0.010
Cu	0.300		

注：引自 Prasad^[57]。

6.5.7 无铅钎焊料

电子器件中最常用的钎焊料是铅锡焊料 ($w(\text{Pb}) = 63\%$ 、 $w(\text{Sn}) = 37\%$)。随着从钎焊料中去除铅的趋势，现使用若干替换铅的材料。表 6.19 中是若干取代铅的元素的相对成本。表 6.20 是选出的无铅焊料合金的性能。通常这些焊料合金的浸润性和疲劳性能均比铅锡合金差。由于波峰钎焊温度大约比焊料合金的熔点高 $45 \sim 65^\circ\text{C}$ ，使用表 6.20 中熔点较高的焊料合金在波焊过程中可能引起陶瓷电容器的开裂。

表 6.19 替换铅的材料及其相对成本

替换铅的元素	相对成本	替换铅的元素	相对成本
铅 (Pb) 作参考	1	In	194
Sb	2.2	Ag	212
Bi	7.1	Sn	6.4
Cu	2.5	Zn	1.3

注：引自 Prasad^[57]。

表 6.20 若干无铅钎焊料及其性能

无铅钎焊料成分 (质量分数) (%)	熔点范围/ $^\circ\text{C}$	评 述
48Sn、52In	118 共晶	低熔点、价高、低强度
42Sn、58Bi	138 共晶	确认的，与 Bi 的有效性有关
91Sn、9Zn	199 共晶	多渣，腐蚀的可能性大
93.5Sn、3.5Sb、2Bi、1.5Cu	218 共晶	高强度，极好的热疲劳性能
95.5Sn、3.5Ag、1Zn	218 ~ 221	高强度，良好的热疲劳性能
99.38Sn、0.7Cu	227	高强度和高熔点
95Sn、5Sb	232 ~ 240	良好的抗剪强度和热疲劳性能
65Sn、25Ag、10Sb	233	摩托罗拉专利，高强度
97Sn、2Cu、0.8Sb、0.2Ag	226 ~ 228	高熔点
96.5Sn、3.5Ag	221	高强度和高熔点

注：摘自 Prasad^[57]。

锡铋合金 ($w(\text{Sn}) = 42\%$ 、 $w(\text{Bi}) = 58\%$) 的应用日益增加。这种合金的使用引起关注之处是, 当这种合金被铅污染后, 能形成低熔点的三元共晶, 以及其对应变速率的敏感性 (即在冲击载荷下的脆化)。此外, 若干含铟的合金 (例如一种合金是 $w(\text{Sn}) = 77.2\%$ 、 $w(\text{In}) = 20\%$ 、 $w(\text{Ag}) = 2.8\%$) 是含铅钎焊料的替代物。但这些材料除成本高之外, 还有在不同的条件下易受腐蚀的问题。

6.5.8 无源元件的失效

电子器件中的无源元件, 如电阻、电容、振荡器和电感器等的失效分析已超出本书的范围, 读者可参阅 Viswanadham 和 Singh^[9] 的杰出的处理方法。

参考文献

1. E. A. Amerasekera and F. N. Najm, *Failure Mechanisms in Semiconductor Devices*, 2d ed., Wiley, New York, 1997.
2. L. L. Marsh, R. D. Havens, S. C. Wang, J. A. Malack, and H. B. Ulsh, "Reliability and Testing," in D. P. Seraphim, R. C. Lasky, and C. Y. Li (eds.), *Principles of Electronic Packaging*, McGraw-Hill, New York, 1989.
3. B. P. Richards and P. K. Footner, *The Role of Microscopy in Semiconductor Failure Analysis*, Oxford University Press, New York, 1992.
4. H. K. Dicken, "The Management (?) of Reliability Information," in *Proceedings of Advanced Techniques in Failure Analysis Symposium—1976*, IEEE, New York, 1976.
5. D. D. Dylis, "Overview of Electronic Component Reliability," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
6. T. W. Lee, "ESD Damage Simulation and Failure Mechanisms," in R. J. Ross, C. Boit, and D. Staab (eds.), *Microelectronic Failure Analysis Desk Reference*, 4th ed., ASM International, Materials Park, Ohio, 1999.
7. T. W. Lee, "Thermomechanical Effects of EOS," in R. J. Ross, C. Boit, and D. Staab (eds.), *Microelectronic Failure Analysis Desk Reference*, 4th ed., ASM International, Materials Park, Ohio, 1999.
8. M. Johnson and D. Pote, "Silicon Precipitate Nodule-Induced Failures of MOSFETs," in *ISTFA 91, Proceedings of the 17th International Symposium for Testing and Failure Analysis*, ASM International, Materials Park, Ohio, 1991.
9. P. Viswanadham and P. Singh, *Failure Modes and Mechanisms in Electronic Packages*, Chapman & Hall, New York, 1998.

10. R. Haythornthwaite, "Case Studies of Metallurgical Failure Mechanisms in Microcircuits," in D. O. Northwood, E. Abramovici, M. T. Shehata, and J. Wylie (eds.), *Microstructural Science*, vol. 26: *Analysis of In-Service Failures and Advances in Microstructural Characterization*, ASM International, Materials Park, Ohio, and International Metallographic Society, Columbus, Ohio, 1999.
11. H. B. Bakoglu, *Circuits, Interconnections, and Packaging for VLSI*, Addison-Wesley Publishing Company, New York, 1990.
12. P. L. Martin, "Semiconductors," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
13. S. V. Pabbisetty, D. Corum, P. Scott, and K. S. Wills, "Failure Mechanisms in Integrated Circuits," in R. J. Ross, C. Boit, and D. Staab (eds.), *Microelectronic Failure Analysis Desk Reference*, 4th ed., ASM International, Materials Park, Ohio, 1999.
14. C. G. Woychik and R. C. Senger, "Joining Materials and Processes in Electronic Packaging," in D. P. Seraphim, R. C. Lasky, and C. Y. Li (eds.), *Principles of Electronic Packaging*, McGraw-Hill, New York, 1989.
15. J. J. Erickson, "Electronic and Electrical Characterization," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
16. S. V. Pabbisetty, "Failure Analysis Overview," in R. J. Ross, C. Boit, and D. Staab (eds.), *Microelectronic Failure Analysis Desk Reference*, 4th ed., ASM International, Materials Park, OH, 1999.
17. L. L. Ludwig, Jr., "X-Ray/Radiographic Component Inspection," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
18. H. Kaplan, "Infrared Thermography," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
19. L. W. Kessler and J. E. Semmens, "Acoustic Micro Imaging Failure Analysis of Electronic Devices," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
20. T. E. Adams, "Very High Resolution Reflection Mode Acoustic Microscopy," *Microscopy and Analysis*, The Americas Edition, July 2000.
21. L. Kashar, "Failure Analysis of Electron-Beam Welded Metal Hybrid Packages," in *Proceedings of Advanced Techniques in Failure Analysis Symposium—1976*, IEEE, New York, 1976.
22. J. H. Rose, R. Shuman, T. S. Sriram, and T. Spooner, "Microscopy Methods for Integrated Circuit Interconnect Evaluation," in *ISTFA 93, Proceedings of the*

- 19th International Symposium for Testing and Failure Analysis, ASM International, Materials Park, Ohio, 1993.
23. P. Tangyonyong, A. Y. Liang, A. W. Richter, D. L. Barton, and J. M. Soden, "Localizing Heat-Generating Defects Using Fluorescent Microthermal Imaging," in *ISTFA '96, Proceedings of the 22nd International Symposium for Testing and Failure Analysis*, ASM International, Materials Park, Ohio, 1993.
 24. J. R. Devaney, "Scanning Electron Microscopy and X-Ray Analysis," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
 25. D. E. Newbury, D. C. Joy, P. Echlin, C. E. Fiori, and J. I. Goldstein, *Advanced Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis*, Plenum Press, New York, 1986.
 26. L. Rice and W. Chen, "Failure Analysis Using Voltage Contrast and EBIC," in C. Hayzelden, C. Hetherington, and F. Ross (eds.), *Electron Microscopy of Semiconducting Materials and ULSI Devices*, Materials Research Society, Warrendale, Pa., 1998.
 27. A. S. Brar and P. B. Narayan, *Materials and Processing Failures in the Electronics and Computer Industry: Analysis and Prevention*, ASM International, Materials Park, Ohio, 1993.
 28. "Identification of a Tungsten Particle on a Silicon Wafer," Application Note, by permission of ThermoNoran, Middleton, Wis., 2000.
 29. C. Cohn and M. T. Shih, "Packaging and Interconnection of Integrated Circuits," in C. A. Harper (ed.), *Electronic Packaging and Interconnection Handbook*, McGraw-Hill, New York, 2000.
 30. J. K. Lumpp, "Hybrid Assemblies," in G. R. Blackwell (ed.), *The Electronic Packaging Handbook*, CRC Press, New York, 2000.
 31. B. O. Kolbesen and H. P. Strunk, "Analysis, Electrical Effects, and Prevention of Process-Induced Defects in Silicon Integrated Circuits," in N. G. Einspruch and H. Huff (eds.), *VLSI Electronics Microstructure Science*, Academic Press, New York, 1985.
 32. J. H. Lau and Y. -H. Pao, *Solder Joint Reliability of BGA, CSP, Flip Chip, and Fine Pitch SMT Assemblies*, McGraw-Hill, New York, 1997.
 33. C. G. Woychik, "Soldering and Cleaning of High Performance Circuit Board Assemblies," in C. A. Harper (ed.), *High Performance Printed Circuit Boards*, McGraw-Hill, New York, 2000.

34. S. D. Prough and D. E. Pope, "Material Development Challenges in High Density Packaging of Advanced VLSI Memory Devices," in A. T. Barfknecht, J. P. Partridge, C. J. Chen, and C. -Y. Li (eds.), *Advanced Electronic Packaging Materials*, Materials Research Society, Pittsburgh, Pa., 1990.
35. K. Parekh, R. Milburn, and K. Georgia, "Package Related Failure Mechanisms in Plastic BGA Packages Used for ASIC Devices," in *ISTFA '96, Proceedings of the 22nd International Symposium for Testing and Failure Analysis*, ASM International, Materials Park, Ohio, 1993.
36. C. Capillo, *Surface Mount Technology*, McGraw-Hill, New York, 1990.
37. P. Hinton, "Fabrication of Rigid Printed Wiring Boards," in M. W. Jawitz (ed.), *Printed Circuit Board Materials Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1997.
38. S. S. Mansilla, "Microsection Analysis," in M. W. Jawitz (ed.), *Printed Circuit Board Materials Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1997.
39. T. J. Stadterman and M. D. Osterman, "Reliability and Performance of Advanced PWB Assemblies," in C. A. Harper (ed.), *High Performance Printed Circuit Boards*, McGraw-Hill, New York, 2000.
40. D. McKeeby and L. Phillips, "Lamination of Flex and Rigid-Flex Printed Wiring Boards," in M. W. Jawitz (ed.), *Printed Circuit Board Materials Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1997.
41. L. G. Vettraino, "Solder Joints," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
42. R. A. Blanchard, D. Galler, D. Glover, A. Kusko, J. D. Loud, N. K. Medora, and G. J. Mimmack, "Failure Analysis of Printed Wiring Assemblies," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
43. V. J. Brzozowski and C. T. Brooks, "Printed Wiring Boards," in C. A. Harper and R. N. Sampson (eds.), *Electronic Materials and Processes Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1994.
44. P. J. Rice Goldman, "The Desmear/Etchback Processes," in M. W. Jawitz (ed.), *Printed Circuit Board Materials Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1997.
45. S. W. Hinch, *Handbook of Surface Mount Technology*, Longman Scientific and Technical, London, 1988.
46. S. Silvus, "Failure Analysis of Passive Components," in R. J. Ross, C. Boit, and D. Staab (eds.), *Microelectronic Failure Analysis Desk Reference*, 4th ed., ASM

- International, Materials Park, Ohio, 1999.
47. N. K. Medora, "Connection Technology," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
 48. G. Slenski and D. Galler, "Wires and Cables," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
 49. P. Martin, R. A. Blanchard, W. Denson, D. Glover, A. Kusko, and D. Galler, "Switches and Relays," in P. L. Martin (ed.), *Electronic Failure Analysis Handbook*, McGraw-Hill, New York, 1999.
 50. J. S. Hwang, "Solder Technologies for Electronic Packaging and Assembly," in C. A. Harper (ed.), *Electronic Packaging and Interconnection Handbook*, McGraw-Hill, New York, 2000.
 51. C. J. Thwaites, *Capillary Joining-Brazing and Soft-Soldering*, Research Studies Press, London, 1982.
 52. H. H. Manko, *Solders and Soldering: Materials, Design, Production, and Analysis for Reliable Bonding*, 3d ed., McGraw-Hill, New York, 1992.
 53. J. H. Linn and W. R. Wade, "Reduced Solderability Effectiveness Due to Base Metal Oxide Formation," in *ISTFA '91, Proceedings of the 17th International Symposium for Testing and Failure Analysis*, ASM International, Materials Park, Ohio, 1991.
 54. *Soldering Manual*, 2d ed. rev., American Welding Society, Inc., Miami, Fla., 1978.
 55. R. W. Woodgate, *The Handbook of Machine Soldering*, Wiley, New York, 1988.
 56. E. A. Johnson, W. T. Chen, and C. K. Lim, "Mechanical Design," in D. P. Seraphim, R. C. Lasky, and C. Y. Li (eds.), *Principles of Electronic Packaging*, McGraw-Hill, New York, 1989.
 57. R. P. Prasad, *Surface Mount Technology*, Chapman & Hall, New York, 1997.

第7章 失效分析的典型案例

7.1 绪论

在本章中我们选择一些冶金案例研究以说明失效分析原理。在每一研究中，对特定观点所作的引证均包含在以前的章节中，以表明这些引证如何应用于分析之中。

这些研究是针对实际的失效，其中失效分析的范围受到一些因素的限制。这些因素包括用于解决问题的时间、所要求试验的费用以及关于特定失效状况的不完整的信息资料。读者会发现有些结论完全是初步的，是该真实失效的一般分析结果。

微观结构分析总是大多数冶金失效分析的一部分。在本书中，我们打算评述所检验合金的物理冶金性能，读者可在许多书和文献资料中查阅这类信息资料，如在参考书目中列出的两种文献。

7.2 案例 A：真空波纹管的开裂[⊙]

7.2.1 引言

筒形波纹管是连接部件的有用装置。用途之一是对必须插入真空室的移动零件如一个必须作轴向和侧向运动的转柄，进行真空密封。图 7.1a 就是一个例子，这个机构用于移动底板，把橡胶垫片放在底板平面上以提供真空密封。靠转动连接到转轴关节上的转柄来完成工作，截面图如图 7.1b 所示。波纹管中的空气除了通过打开的阀门外，不会进入小室。在转柄上没有滑动的 O 形环密封。O 形环会磨损，并需要润滑。

与图 7.1 非常相似的是电弧炉真空系统上的波纹管。该真空系统周期性地抽真空到 $133.322 \times 10^{-4} \text{ Pa}$ (10^{-4} Torr) 左右（只用机械泵）。这一操作不常进行（每月数次）。操作者注意到，在数月中达到所要求真空度的时间越来越长，最

⊙ 作者感谢 David Dellinger 对此案例所作的研究工作。

后长到无法接受的程度，不得不对该系统进行仔细的检查，以找到漏气源。对波纹管的检查发现，有一纤细的裂纹贯穿了一个肋片（图 7.2），用肉眼可勉强看出，在裂纹的两端还有绿色的沉积物。

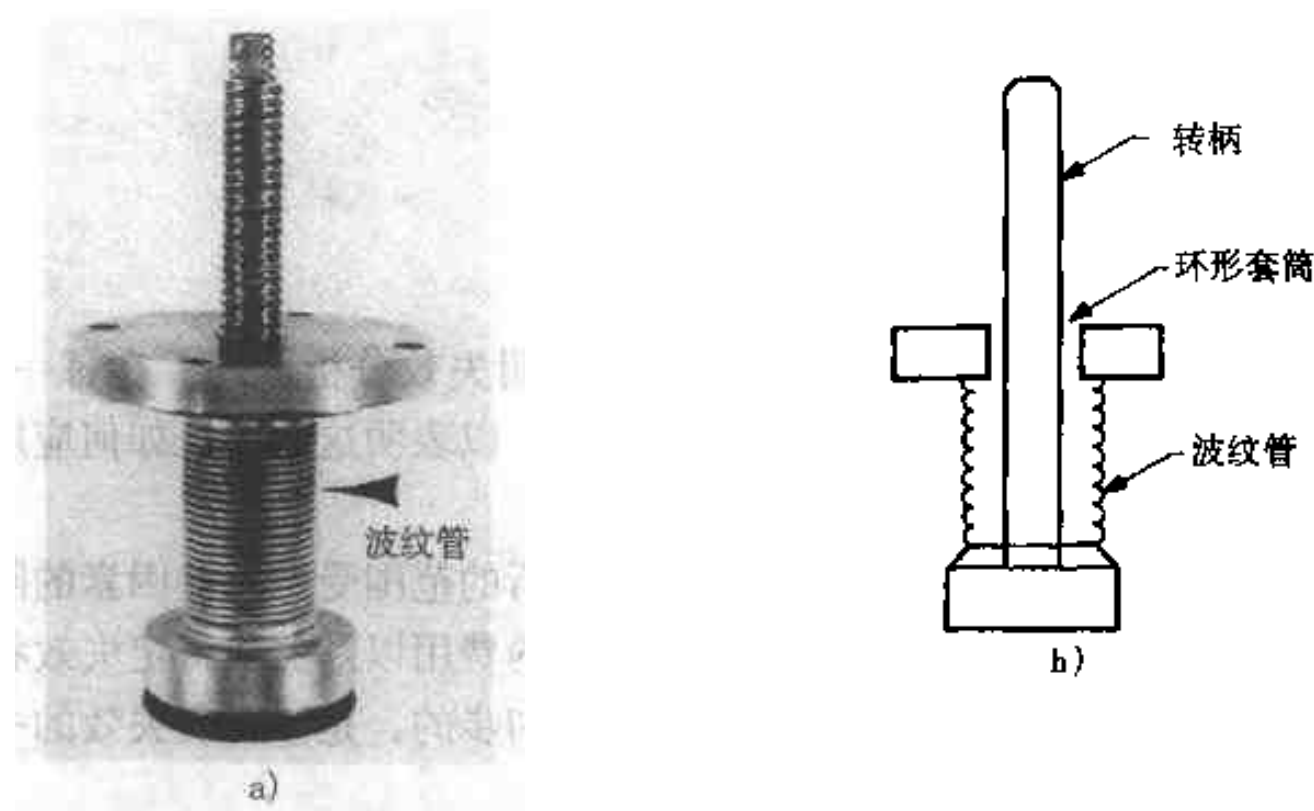


图 7.1

a) 用真空密封的波纹管 b) 截面图

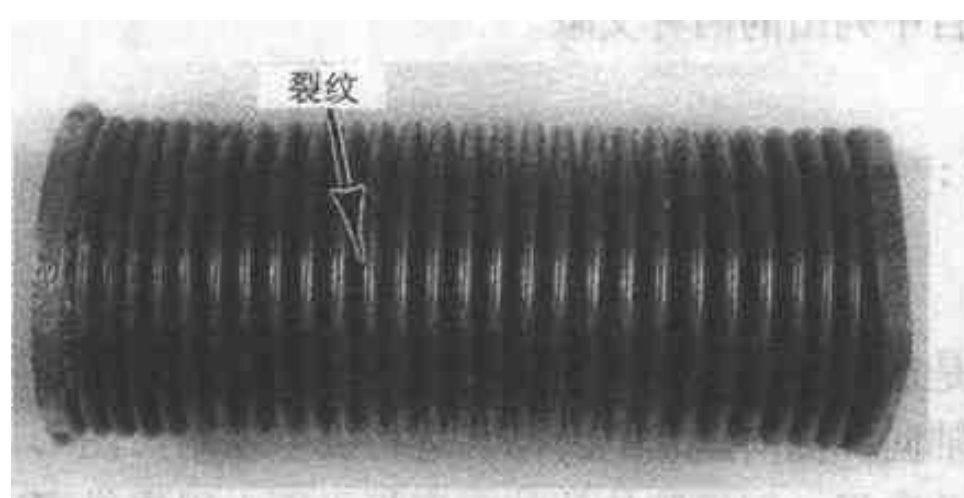


图 7.2 用于分析的波纹管，以确定产生箭头所指处的细小裂纹产生的原因

7.2.2 实验过程

波纹管的表面用扫描电镜检验，以测定管子的材料，并利用扫描电镜的能量分散谱仪（EDS）对腐蚀沉积物进行化学分析。虽然 EDS 分析只是定性的（见第 1 章），但其灵敏度已足以分辨存在元素的相对浓度。

为检查管子的内部，用一安装在高速切割轮上的薄刀片（厚 0.004mm）及大量冷却水将管子截开，之后马上用甲醇冲洗并随即进行干燥。这样得到的切片段如图 7.3 所示。在含有裂纹的切段上从裂纹的两侧切开，如图 7.4a 所示，之后使之完全断开，曝露出原始的裂纹（图 7.4b）。这一裂纹很容易与劈开该段而新形成的裂纹区别开来（此劈开过程使波纹管伸长）。劈开后，一段用于扫描电

镜观察，另一段沿裂纹切开，切开后的一半镶在塑料中用于金相观察，即从此截面中检验裂纹本身。利用黄铜的标准制样方法对此试样进行磨光和抛光，之后在氨水-过氧化氢溶液中进行蚀刻。

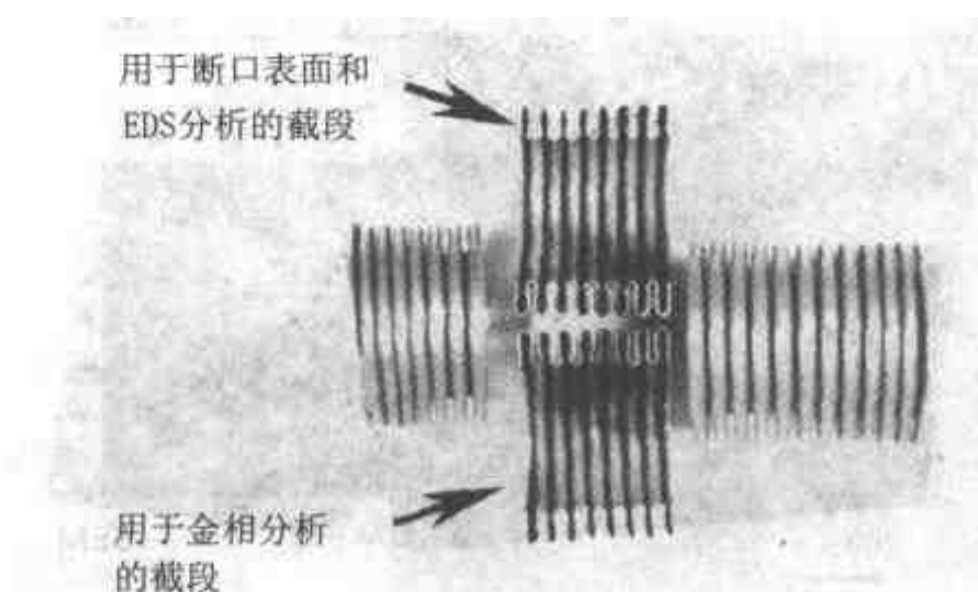


图 7.3 切开的用于分析的两个截段

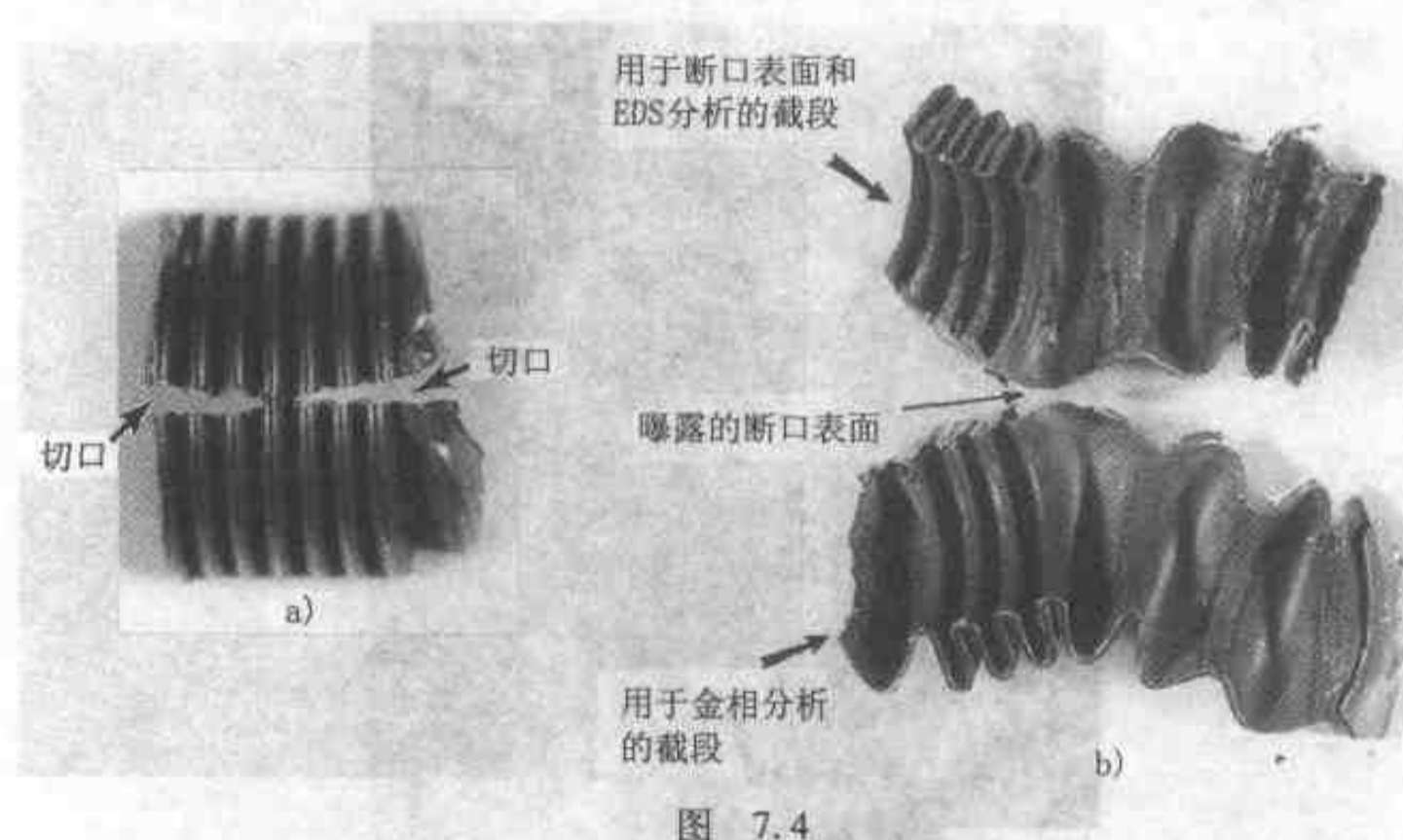


图 7.4

a) 在裂纹的两边开切口的截段，在断开时可曝露出裂纹表面

b) 断开后，曝露出断口表面

7.2.3 实验结果

图 7.5 是扫描电镜显微照片，显示管子外侧的裂纹。裂纹两端处的腐蚀产物非常显著。在未受影响的表面上，EDS 分析显示只有 Cu（强）和 Zn，而腐蚀产物则显示出 Cu、Zn、S、Cl、Ca 和 K。检查管子内部显示，靠近裂纹的一个肋片内在与裂纹相同的位置上也含有腐蚀产物。在其他肋片的表面上，发现许多未穿通管壁的裂纹，如图 7.6 中管壁的截面图所示。

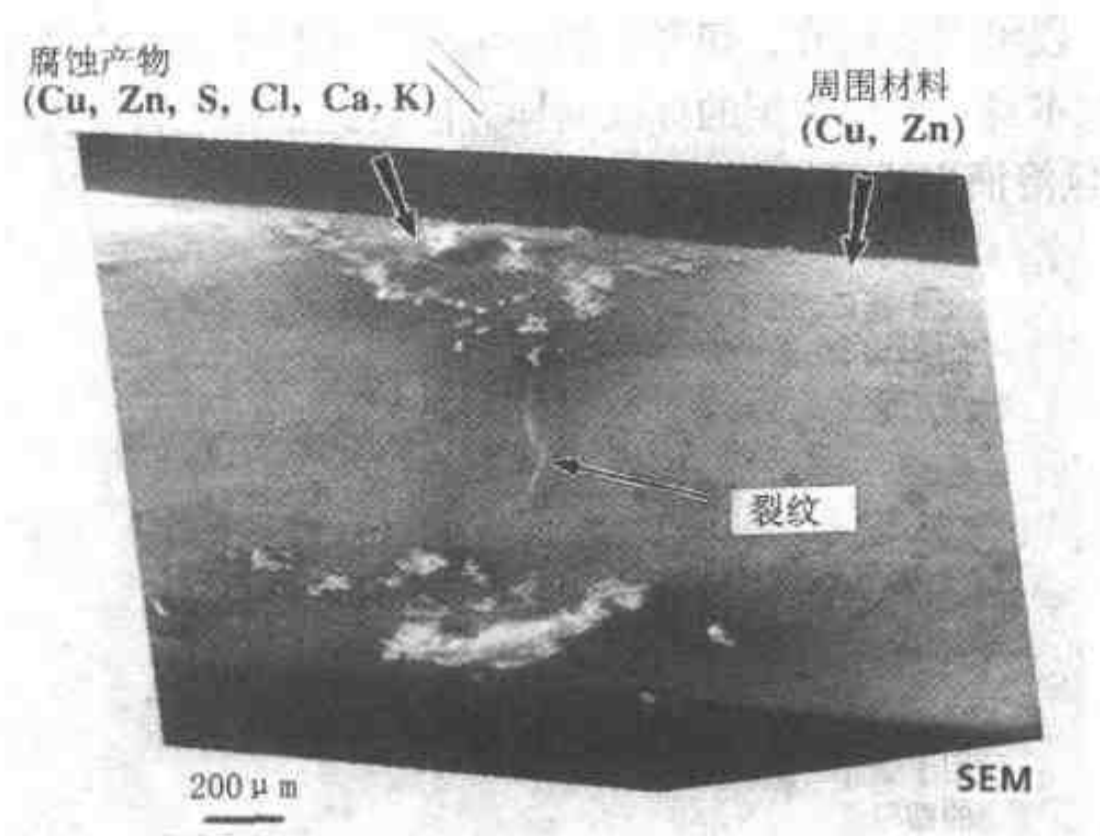


图 7.5 波纹管图 7.2 中裂纹的扫描电镜照片。腐蚀产物在每个端部，EDS 分析出的元素已写出。未腐蚀表面用 EDS 分析出的元素也写出，只有 Cu 和 Zn

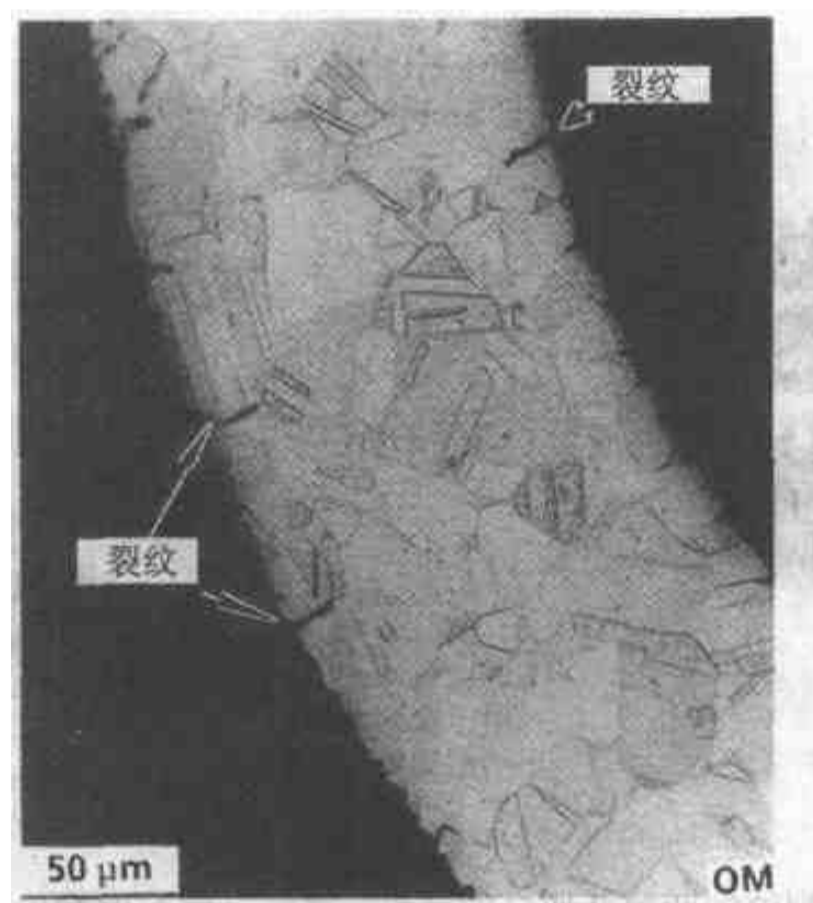


图 7.6 波纹管壁截面的光学显微照片，显示出管壁表面上的未穿透壁厚的裂纹

断口表面形貌因腐蚀产物而模糊不清。这些腐蚀产物附着力太强而无法用 3 次复制胶带（见第 1.4.1 节）将其取下来。但 EDS 分析显示，新断口（切断试样时产生的）上只有 Cu（强）和 Zn，而在原始裂纹表面上探测出 Cu（强）、Cl、Si 和 Al。还应指出，在原始断口表面上未发现 Zn。

显微组织（图 7.7）呈现出大量的变形带（见术语汇编）和弯曲的退火孪晶（见第 3.3 节），表明材料处于冷加工状态（见第 1 章 Brooks^[1]）。这种现象发

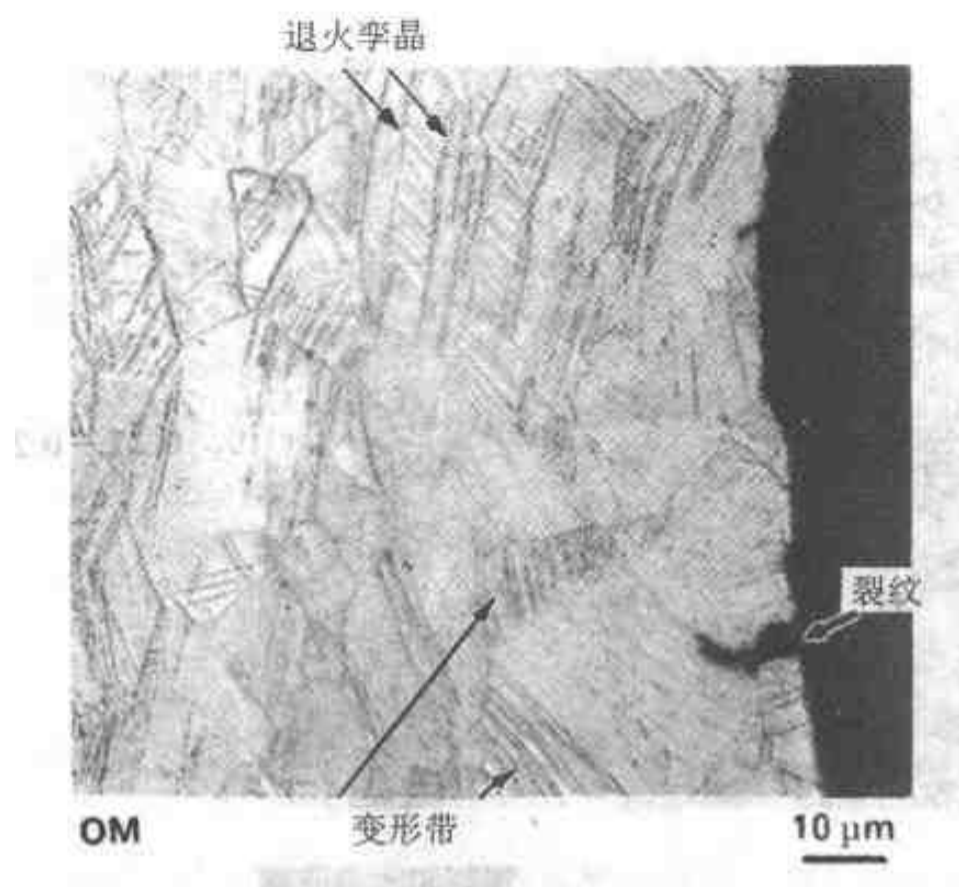


图 7.7 波纹管截面的光学显微照片。注意变形带和弯曲的退火孪晶，表明材料已进行过冷加工

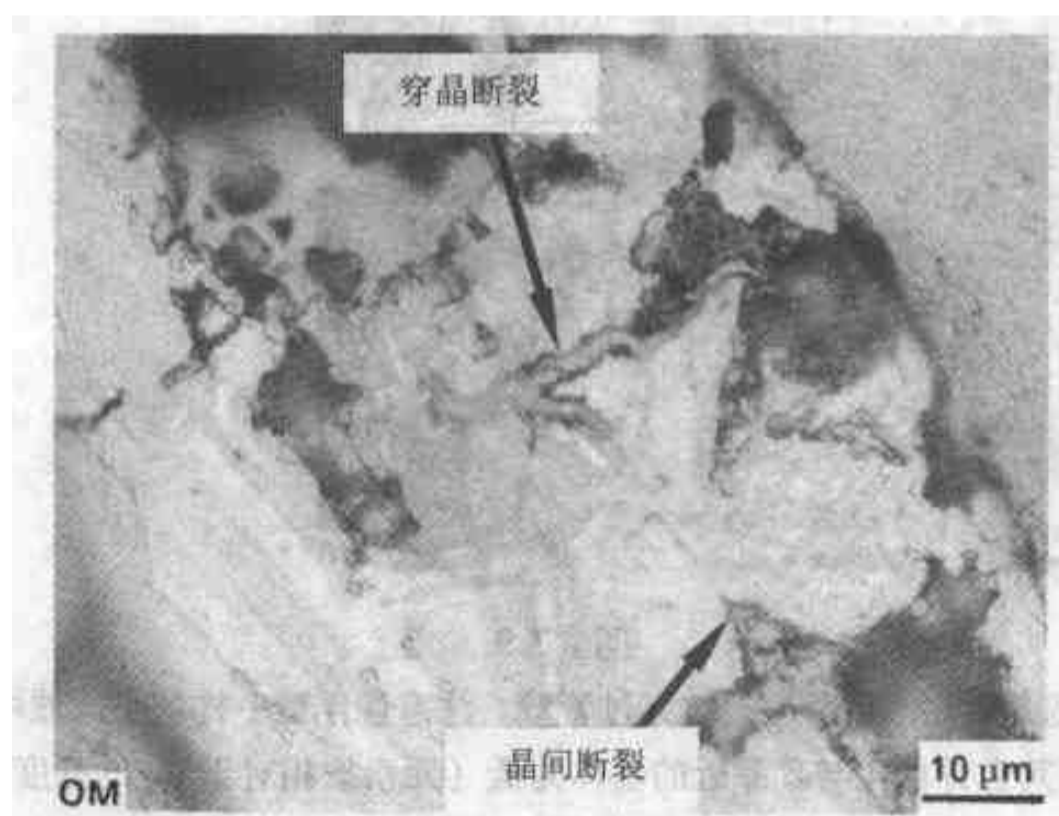


图 7.8 接近断裂表面处的截面的光学显微照片，显示出在外表面上有大量裂纹

现于肋片的弯曲部分和直边中。在很多肋片的弯壁内发现大量的裂纹，见图 7.6 和 7.7 中箭头所指处。离裂纹较近处发现一些这类区域（图 7.8）。看来裂纹既有沿晶粒边界的，也有穿晶的，后者可能是沿着变形带发生的。图 7.9b 是用扫描电镜检验的一个非常接近断裂截面的区域（图 7.9a）。EDS 分析显示，一些在图 7.9a 中像浮雕一样的区域含 Zn 相当低。用光学显微镜观察（图 7.9b），发现这些突起的区域与周围材料相比，具有明显的铜的颜色。

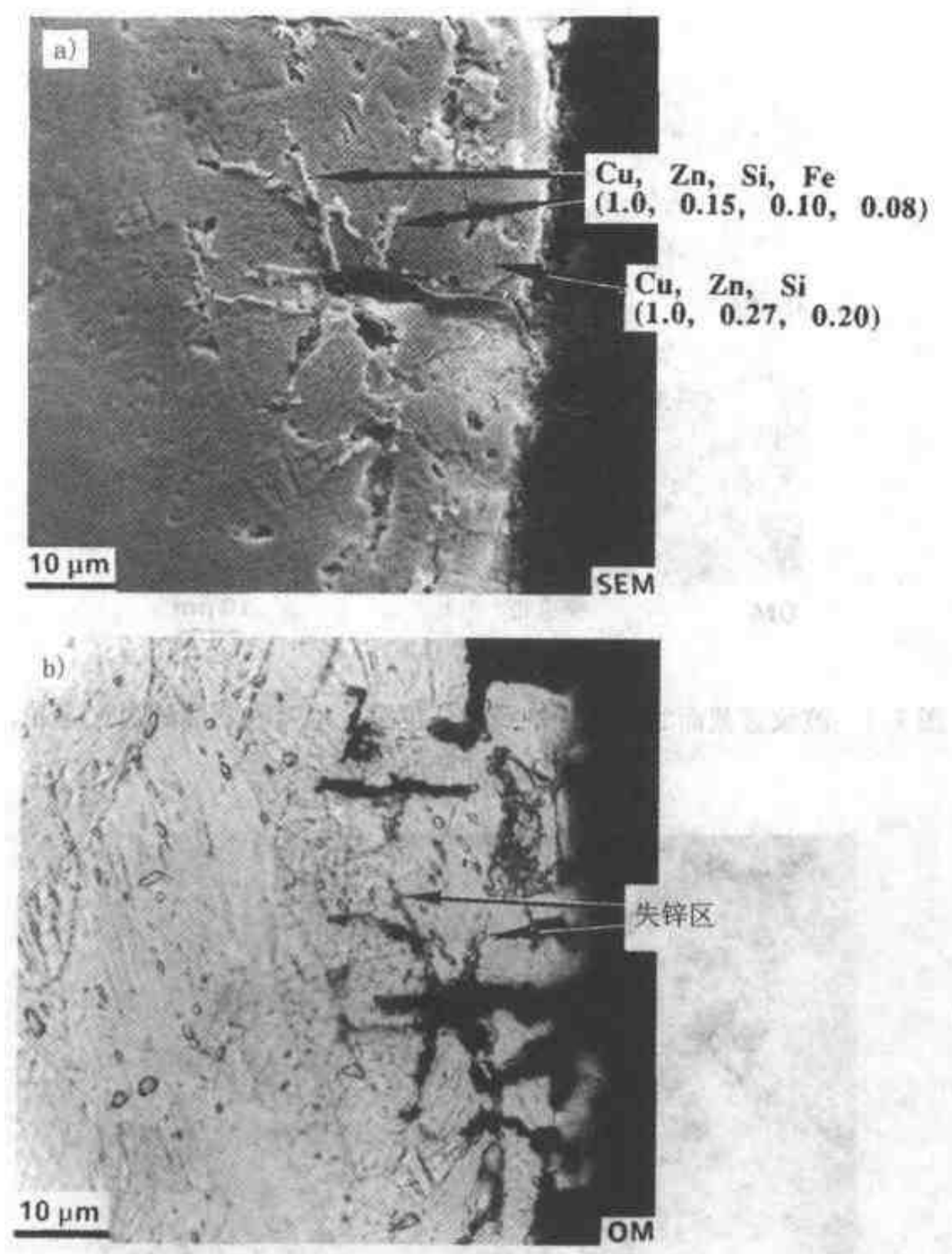


图 7.9

a) 扫描电镜显微照片，显示一裂纹穿过管壁。注意像浮雕一样的小区域中 EDS 分析结果显示其含锌量比与其靠近的基体为低（元素按相对于 Cu 的强度给出）

b) 同一区域的光学显微照片，注意其具有铜的颜色

7.2.4 讨论

波纹管的制造包括肋片成形，即对其内表面液压的同时又对管坯进行轴向压缩，如图 7.10 所示。很明显，在弯曲处有深度的塑性变形，但肋片平直部分的显微组织中也有大量的塑性变形（图 7.7），表明管坯已经过冷加工，用以得到强度高的波纹管。

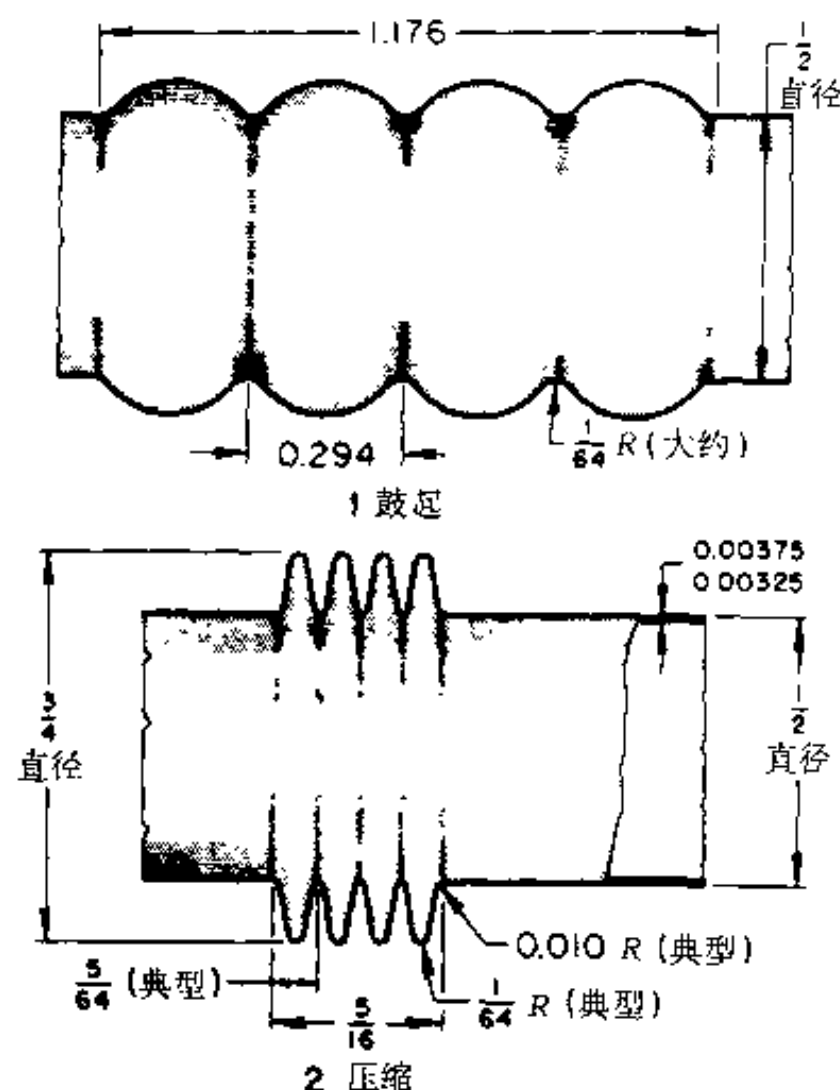


图 7.10 管子变形的波纹管的示意图 (引自 Metals Handbook^[27])

断裂表面上缺锌, 以及接近断裂表面处 (图 7.9a) 的锌^③贫化晶粒均表明, 腐蚀过程包括了失锌过程。这是选择性浸出或非合金化^[3~5]过程, 是 $w(\text{Zn}) > 15\%$ 的黄铜中一种普通的腐蚀机理^[3~5]。锌被溶解后, 留下一富铜的区域, 通常这会引入疏松^[6], 但在图 7.9 中看不到这一点。注意图 7.11 中贫锌晶粒中显示细小的、直的退火孪晶, 孪晶中无变形带, 表明这些晶粒是在失锌过程中形成的。Polushkin 和 Shuldener^[6] 在黄铜热水管中发现这种细小的形成孪晶的晶粒, 该热水管在使用中已被腐蚀。

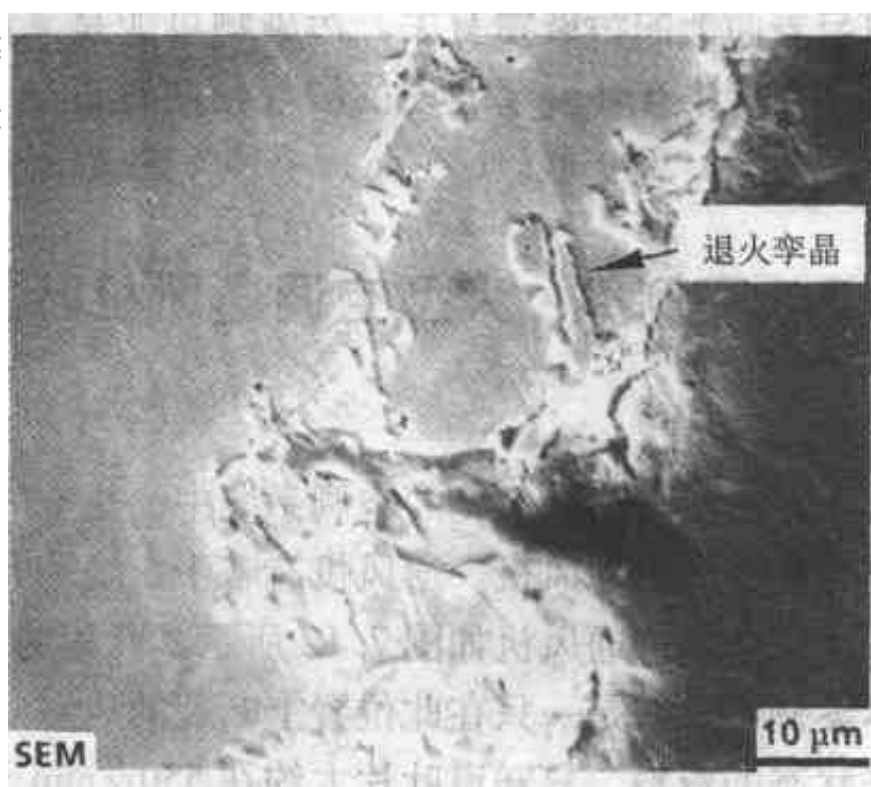


图 7.11 显微照片, 显示在富铜区因失锌而形成的退火孪晶

③ 原文为铜, 应为锌。——译者注

促进去锌化的一个因素是表面沉积。表面沉积消耗了沉积层下的氧,形成氧浓差电池^{5,7}。在波纹管失效的本案例中,裂纹起始的表面仅与空气接触,如果形成沉积层,则上述机制将起作用。但对沉积的起源仍不清楚。沉积物含有 S、Cl、Si、Ca、Al 和 K。波纹管外表面未锈蚀,除裂纹本身外,没有发生腐蚀的迹象(图 7.5),但内表面已腐蚀。在含有裂纹的肋片附近的肋片内部、与裂纹同样的位置上发现大量腐蚀沉积物,推测这些区域会含有钎焊熔剂的沉积。波纹管是用钎焊与底板连接的,而用铜钎焊的熔剂可能含有氯(见 Metal Handbook⁹,第 1035 页)。已知氯促进去锌化⁷。由于环形间隙太窄,熔剂在钎焊后不易清除(图 7.1b)。空气中的湿气能聚集在这一窄缝区域,如被熔剂吸收就会激活腐蚀。

冷加工黄铜易产生应力腐蚀开裂(季节性开裂⁴¹)(见第 3.11 节),而去锌化在这类开裂中起关键作用⁶。伴随去锌化发生的穿晶断裂已在冷加工的黄铜⁵中发现,这与本研究中裂纹随变形带而出现是一致的。在内、外表面上看到的许多裂纹表明,波纹管遭受普遍的应力腐蚀开裂,而在发生去锌化的腐蚀区域中,这个开裂过程被加速了。

用 $w(\text{Zn}) < 15\%$ 的黄铜⁴¹可以避免这个问题。如果改换的黄铜不符合强度要求,则应采用其他材料,如用奥氏体不锈钢制造波纹管。

7.2.5 结论

在黄铜波纹管冷加工的弯曲部分中发生穿透管壁的纤细裂纹,观察到的其他纤细裂纹尚未穿透管壁。裂纹生成与此区域中发生的腐蚀和去锌化有关。发生腐蚀与表面上的污染物有关。污染物可能是清洗波纹管装置时未清除掉的钎焊熔剂,而聚集在环形窄缝中的湿气使问题进一步恶化。裂纹因应力腐蚀开裂(季节性开裂)而扩展。 $w(\text{Zn}) < 15\%$ 的黄铜通常对这类侵蚀和开裂不敏感。

7.3 案例 B: 大型空调通风机叶片的失效^②

7.3.1 引言

在一些大型建筑物的空调系统中,热空气要通过水冷的冷却塔。大量的空气需要相当大的通风机。通风机有若干个绕一共同轴转动的叶片,像涡轮螺旋桨那样运转。这种通风机如图 7.12 所示。叶片的颈部承受最大的离心力和弯曲应力,本案例研究的是一只在此位置上断裂的风扇叶片。既无叶片的历史数据,又无操作状态的资料,只知道叶片大约在 550r/min 下旋转,

7.3.2 实验过程

断裂的叶片如图 7.13 所示,从断裂的叶片上切下用于分析的试样。较大的

② 作者感谢 Hwa-Peng Kan 对此案例所作的研究工作

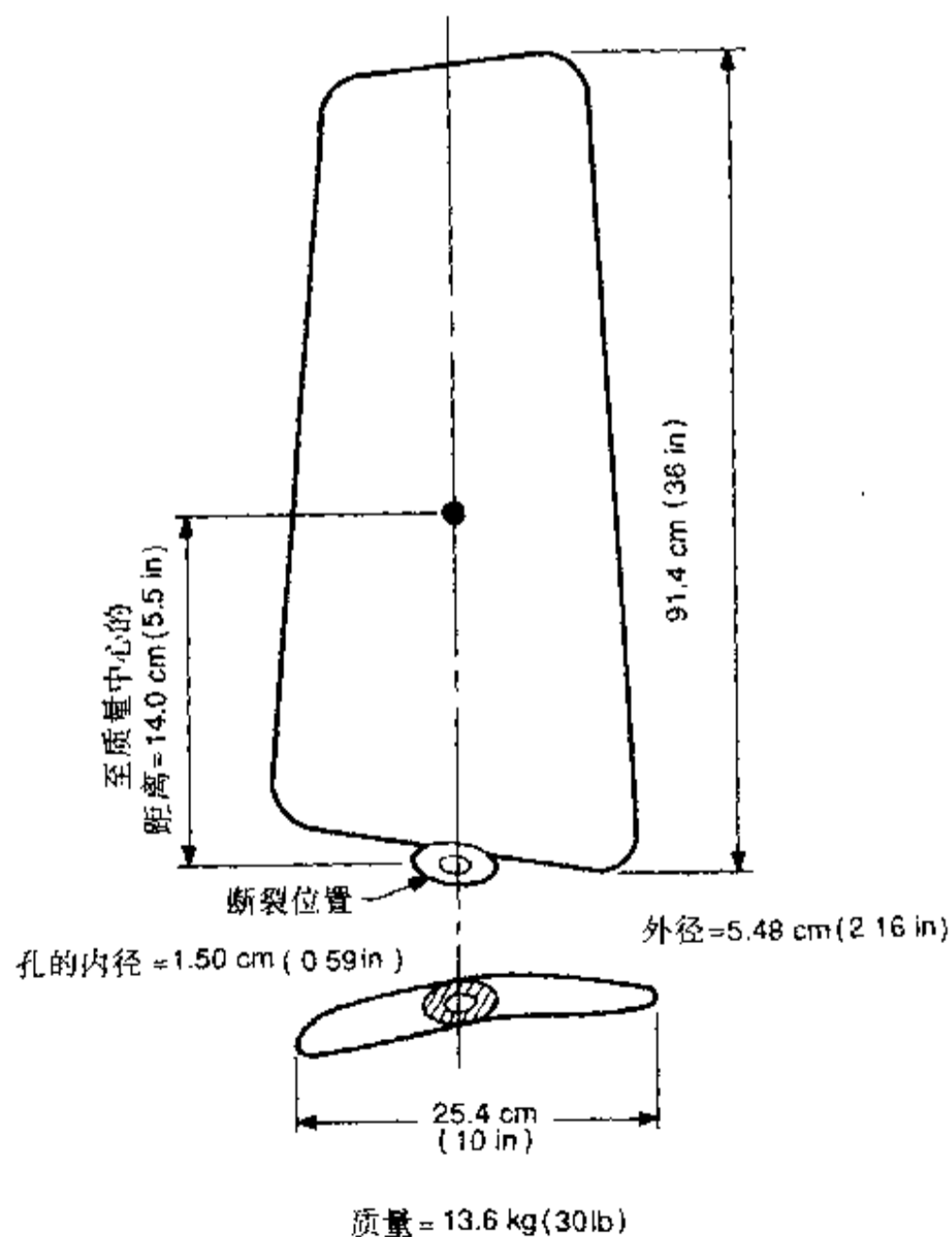
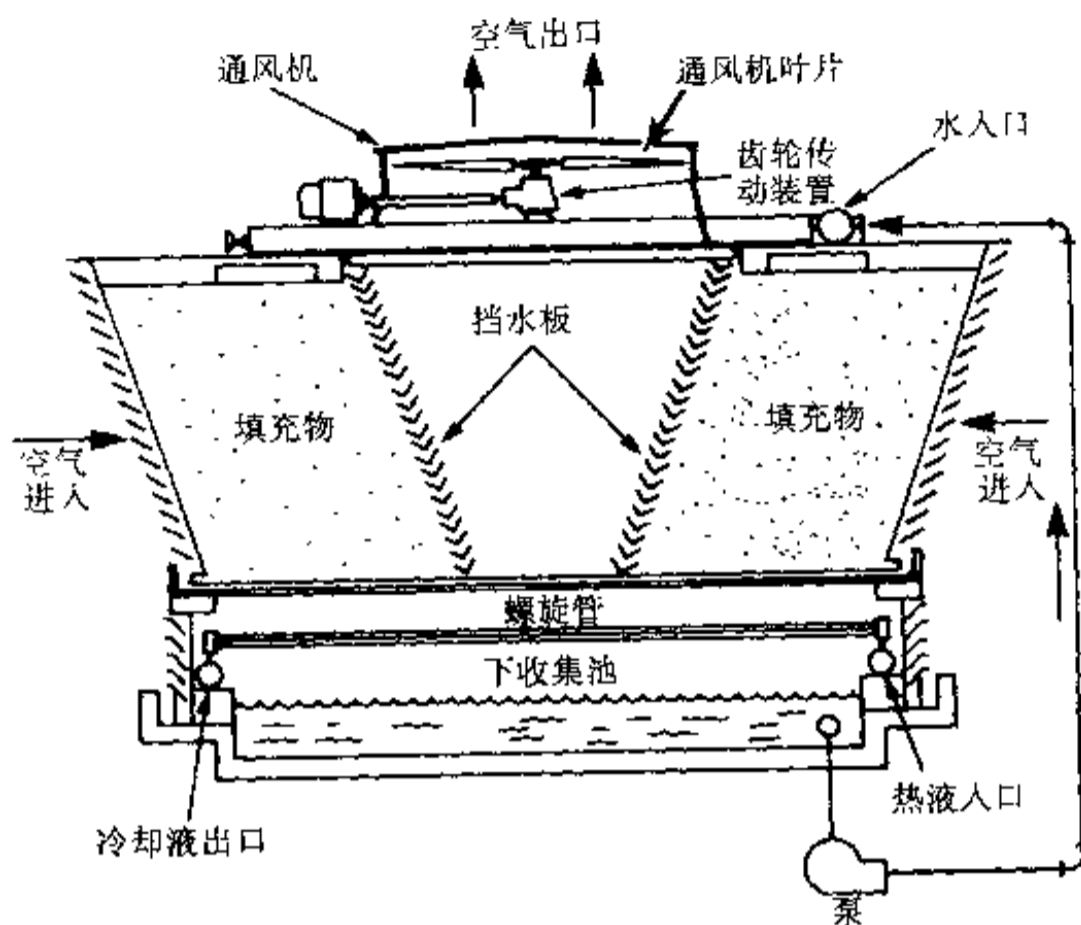


图 7.13 断裂的通风机叶片图

试样是用钢锯锯下的，较小的一块用水冷切割轮切割。切割后，每一试片均立即用水清洗，之后再用丙酮清洗，最后进行干燥。

金相试样镶嵌于塑料中，然后用标准方法磨光和抛光，所用浸蚀剂是溶于水中的 HF，虽然未浸蚀前已显示出显微组织。用光学显微镜和扫描电镜检验显微组织。扫描电镜的 EDS 用于确定合金中和相中的元素。

用洛氏硬度的 E 标尺（HRE，准确到 ± 2 个读数）测量硬度。将取自叶片的小型抗拉试样试验到拉断为止，以获得抗拉力学性能。抗拉强度准确到 3.5MPa (500lbf/in²) 左右，断裂时的伸长率准确到 1% 左右。金相和抗拉试样均在 538℃ ($\pm 5^\circ\text{C}$) (1000°F) 作固溶处理 12h，之后水淬火。其中一些试样在这些处理之后再在 155℃ ($\pm 5^\circ\text{C}$) (311°F) 分别时效 3h、3.5h 和 4h，再在空气中冷却到 25℃ (77°F)，用以对比热处理对力学性能和显微组织的影响。

7.3.3 实验结果

断口形貌和显微组织。图 7.14 显示了断裂区。注意没有明显的塑性变形迹象。断口表面如图 7.15 所示，循着辐射状纹路可回指到断裂起源（见第 4.2 节）。

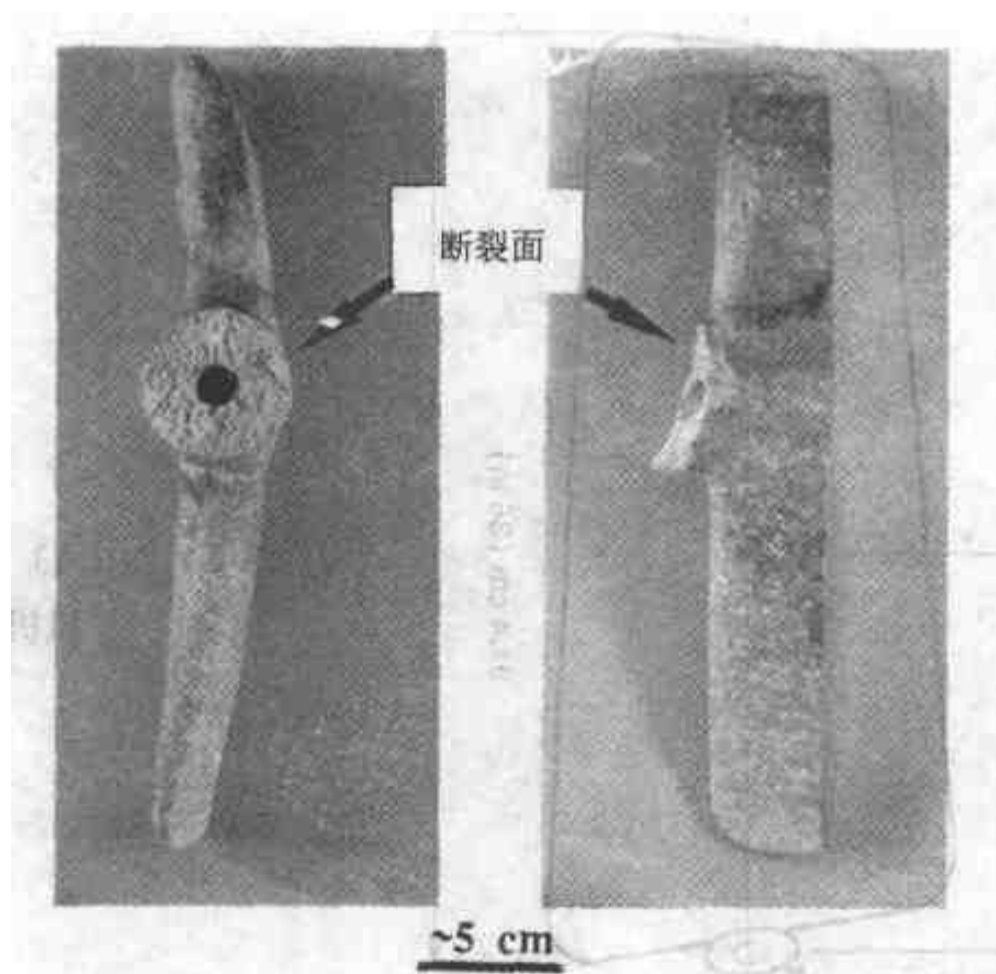


图 7.14 断裂的通风机的断裂区

图 7.16 是紧靠断口表面下的一个抛光截面的低倍放大照片。注意疏松区，表明叶片是铸造的。环形区是由于气泡在金属冷却时被释放出来，在逸出液态金属之前被截留下来造成的。这些气孔显露在断口表面上（图 7.17）和显微组织中，即显露在图 7.18 中接近断口表面的一个截面上。注意有明显伸长的气泡群

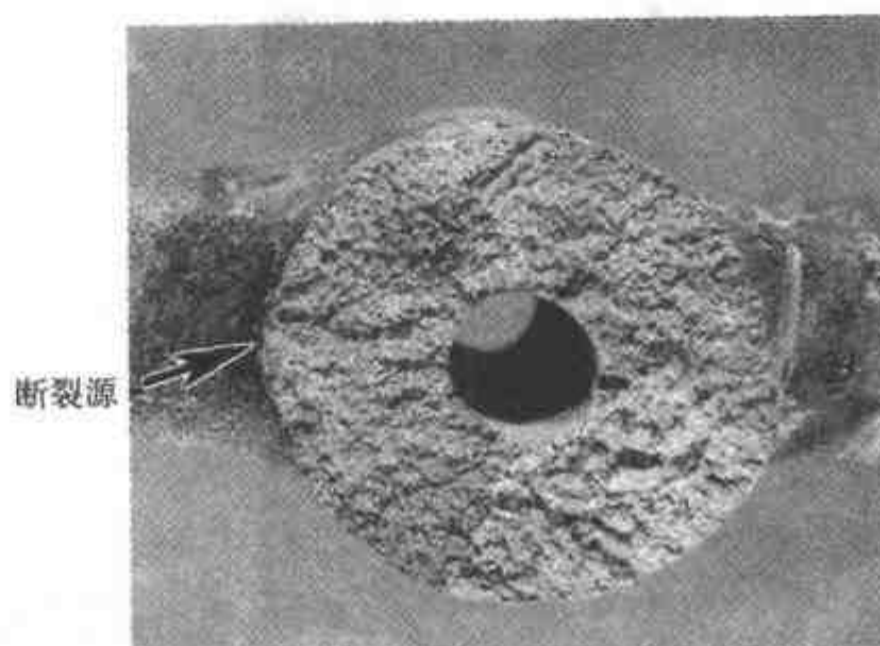


图 7.15 断口表面显示出指向断裂起源的辐射状纹路

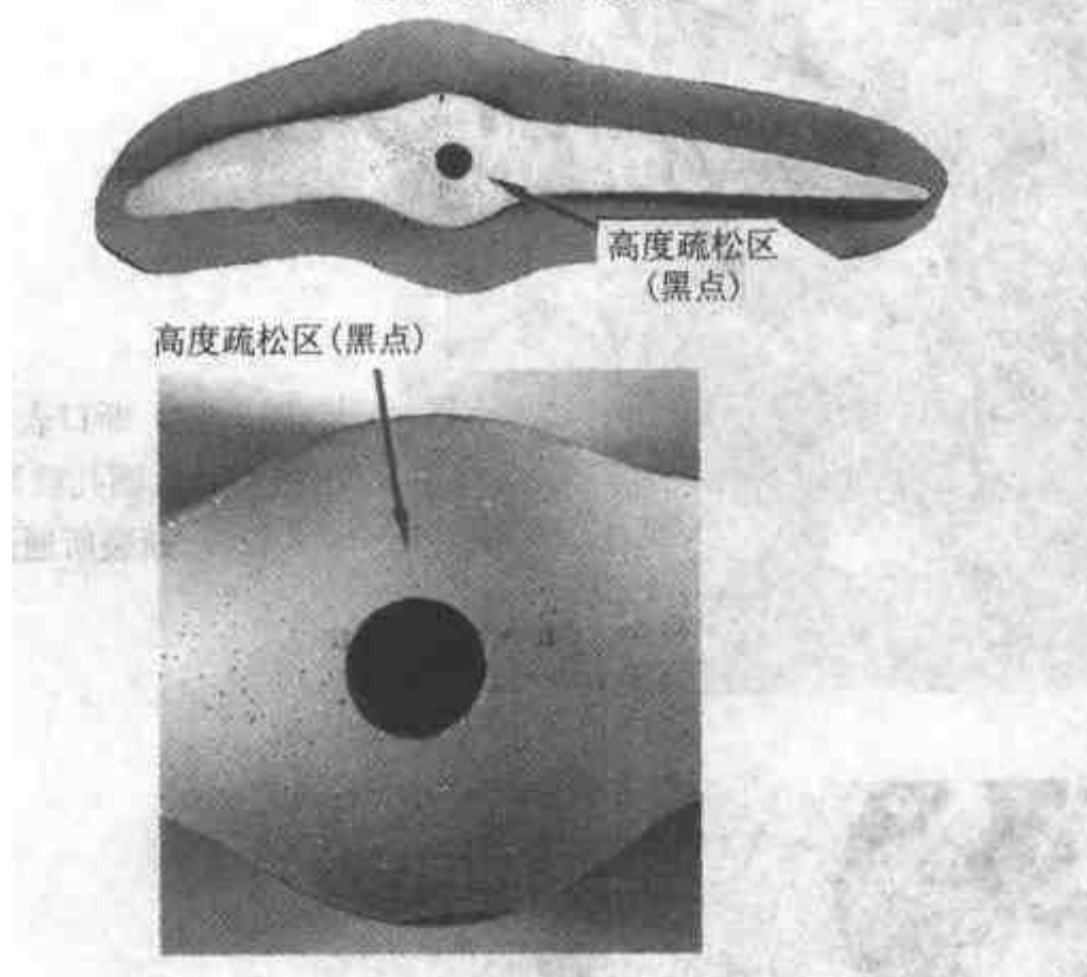


图 7.16 靠近断裂表面的一个截面抛光后显示出中心部位高度疏松区

存在于这个区域中。

图 7.19 中的显微组织显示出比球形孔小很多的枝晶间疏松，此处的枝晶均被另一种相包围。在图 7.20 中，这些相已被确定（根据 EDS 实验结果）。基体 α 相是铝，含有少量存在于固溶体中的硅。存在两种类型的颗粒，大多数基本上是纯硅，其余是一种金属间化合物（Fe-Al-Mg-Si）。在共晶组织存在的区域中，有一部分是 α 相。

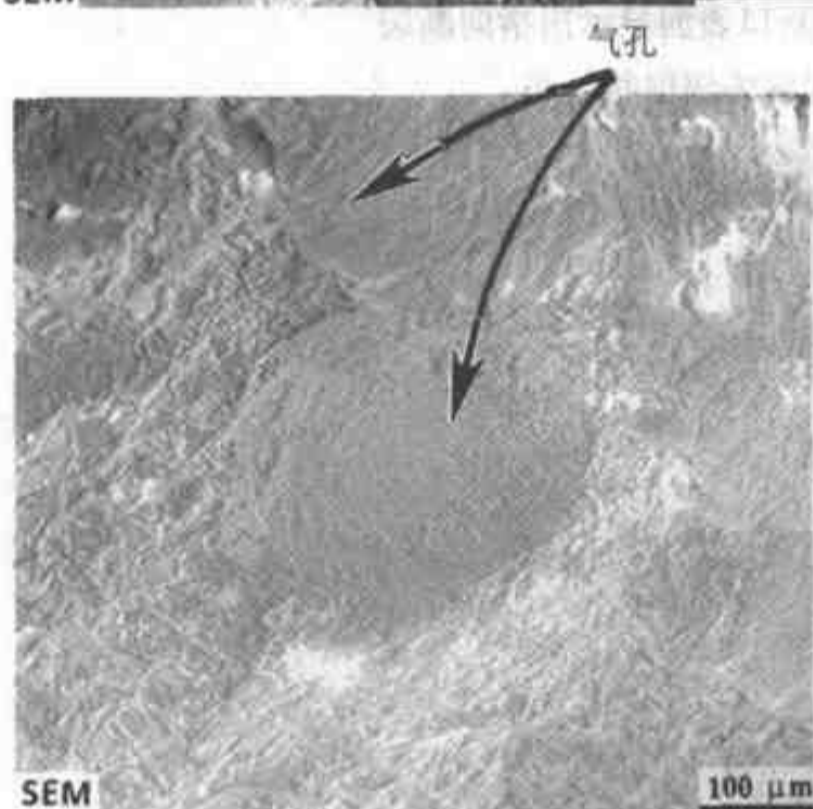
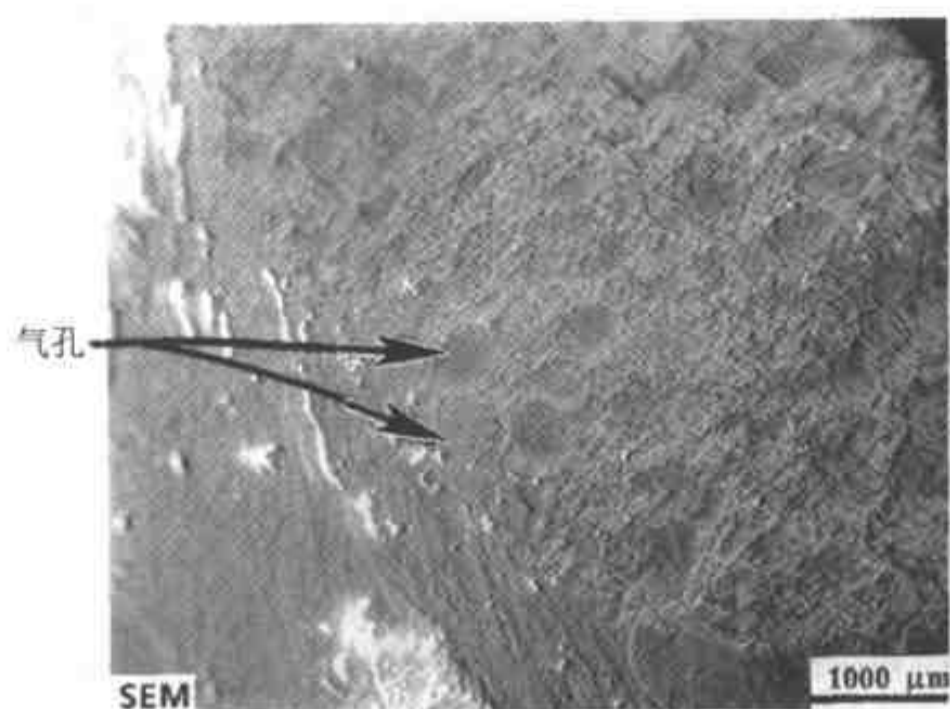


图 7.17 断口表面的扫描电镜显微照片。圆孔就是图 7.16 中发生断裂所通过的气孔

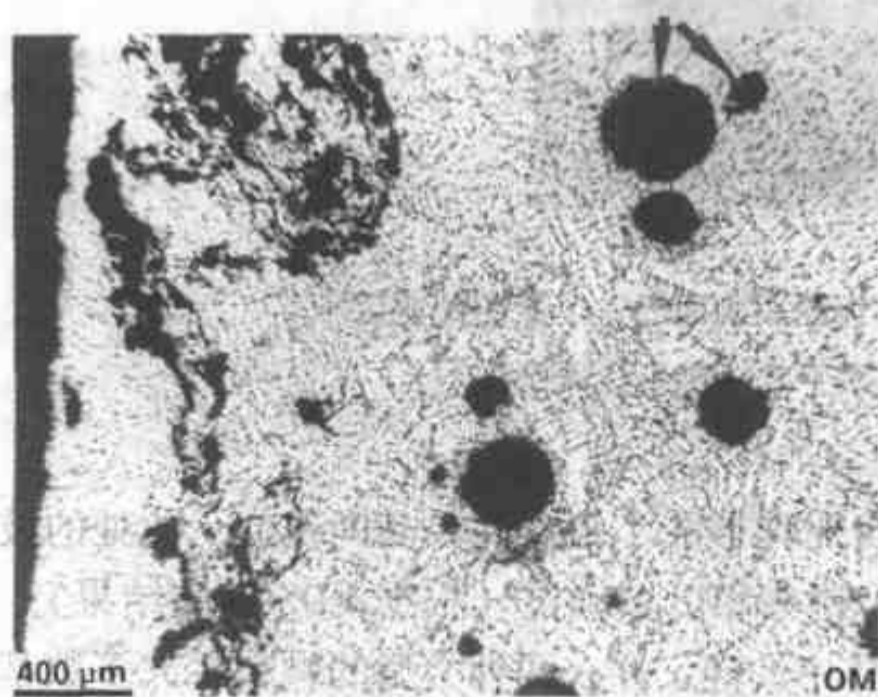


图 7.18 靠近断裂表面的一个截面的光学显微照片，显示出气孔

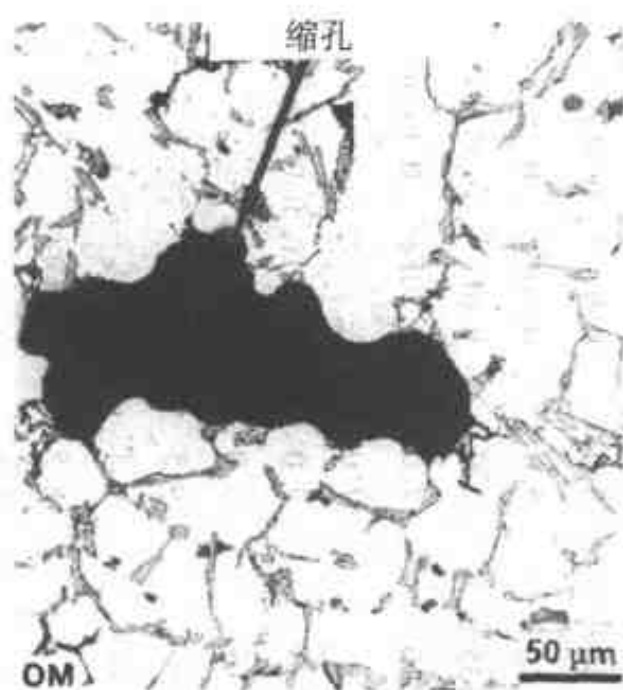


图 7.19 显微组织显示出的枝晶间的缩孔

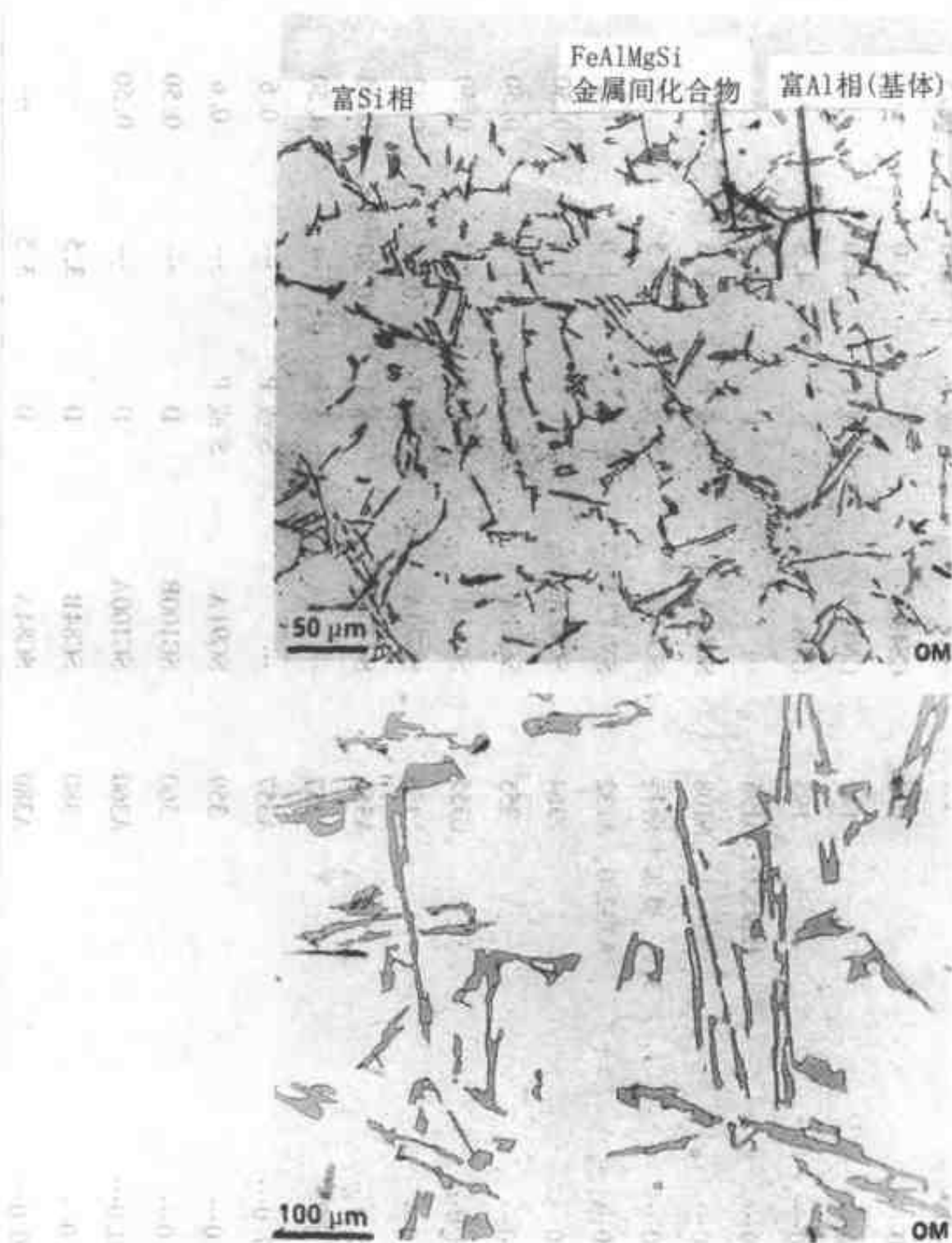


图 7.20 显微组织显示富 Al 的 α 相中的共晶晶粒。注意具有尖角的斜角片

表 7.1 普通铸造铝合金的化学成分

AA 号数	合金以前 AA 命名	以前 ASTM 号数	产品 ¹⁾	Cu	Mg	Mn	化学成分 (质量分数) (%) Si	其 他
201.0...	S	4.6	0.35	0.35	...	0.7Ag, 0.25Ti
206.0...	S 或 P	4.6	0.25	0.35	0.10 ²⁾	0.22Ti, 0.15Fe ²⁾
A206.0...	S 或 P	4.6	0.25	0.35	0.05 ²⁾	0.22Ti, 0.10Fe ²⁾
208.0...	108	CS43A	S	4.0	3.0	...
242.0...	142	CN42A	S 或 P	4.0	1.5	2.0Ni
295.0...	195	C4A	S	4.5	0.8	...
296.0...	B295.0, B195	...	P	4.5	2.5	...
308.0...	A108	SC64A	S 或 P	4.5	5.5	...
319.0...	319, 奥尔夫斯特	SC64D	S 或 P	3.5	6.0	...
336.0...	A332.0, A132	SN122A	P	1.0	1.0	...	12.0	2.5Ni
354.0...	354	SC92A	P	1.8	0.50	...	9.0	...
355.0...	355	SC51A	S 或 P	1.2	0.50	0.50 ²⁾	5.0	0.6Fe ²⁾ , 0.35Zn ²⁾
C355.0...	C355	SC51B	S 或 P	1.2	0.50	0.10 ²⁾	5.0	0.20Fe ²⁾ , 0.10Zn ²⁾
→356.0...	356	SG70A	S 或 P	0.25 ²⁾	0.32	0.35 ²⁾	7.0	0.6Fe ²⁾ , 0.35Zn ²⁾
A356.0...	A356	SG70B	S 或 P	0.20 ²⁾	0.35	0.10 ²⁾	7.0	0.20Fe ²⁾ , 0.10Zn ²⁾
357.0...	357	...	S 或 P	...	0.50	...	7.0	...
A357.0...	A357	...	S 或 P	...	0.6	...	7.0	0.15Ti, 0.005Be
359.0...	359	SG91A	S 或 P	...	0.6	...	9.0	...
360.0...	360	SG100B	D	...	0.50	...	9.5	2.0Fe ²⁾
A360.0...	A360	SG100A	D	...	0.50	...	9.5	1.3Fe ²⁾
380.0...	380	SC84B	D	3.5	8.5	2.0Fe ²⁾
A380.0...	A380	SC84A	D	3.5	8.5	1.3Fe ²⁾

(续)

AA 号数	合金以前 AA 命名	以前 ASTM 号数	产品 ^①	Cu	Mg	Mn	化学成分 (质量分数) (%) Si	其 他
383.0...	...	SC102A	D	2.5	10.5	...
384.0...	384	SC114A	D	3.8	11.2	3.0Zn ^②
A384.0...	384	SC114A	D	3.8	11.2	1.0Zn ^②
390.0...	390	...	D	4.5	0.6	...	17.0	1.3Zn ^②
A390.0...	A390	...	S 或 P	4.5	0.6	...	17.0	0.5Zn ^②
413.0	I3	S12B	D	12.0	2.0Fe ^②
A413.0	A13	S12A	D	12.0	1.3Fe ^②
4430	43	S5B	S	0.6 ^②	5.2	...
A443.0	43	...	S	0.30 ^②	5.2	...
B443.0	43	S5A	S 或 P	0.15 ^②	5.2	...
C443.0	A43	S5C	D	0.6 ^②	5.2	2.0Fe ^②
514.0	214	G4A	S	...	4.0
518.0	218	G8A	D	...	8.0
520.0	220	G10A	S	...	10.0
535.0	奥尔麦格 35	GM70B	S	...	6.8	0.18	...	0.18Ti
A535.0	A218	...	S	...	7.0	0.18
B535.0	B218	...	S	...	7.0	0.18Ti
712.0	D712.0, D612, 40E	ZC61A	S 或 P	...	0.6	5.8Zn, 0.5Cr, 0.20Ti
713.0	613, 坦查洛依铝锌铸造合金	ZC81A, B	S 或 P	0.7	0.35	7.5Zn, 0.7Cu
771.0	普列西但特 71A	ZG71B	S	...	0.9	7.0Zn, 0.13Cr, 0.15Ti
850.0	750	...	S 或 P	1.0	6.2Sn, 1.0Ni

注: 引自 Metals Handbook^[10]。

①S = 砂型铸造, P = 金属型铸造, D = 压铸。

②最大值。

这些实验表明,鼓风机叶片是用一种铸造铝合金制造的,可能是合金 356 (表 7.1)。根据 Al-Si 二元相图 (图 7.21), 约 $w(\text{Si}) = 7\%$ 铝合金如果从液态缓慢冷却到 25°C (77°F), 即相当于在砂型铸造中冷却, 则在显微组织中看到的主要是 α 相 (图 7.20)。

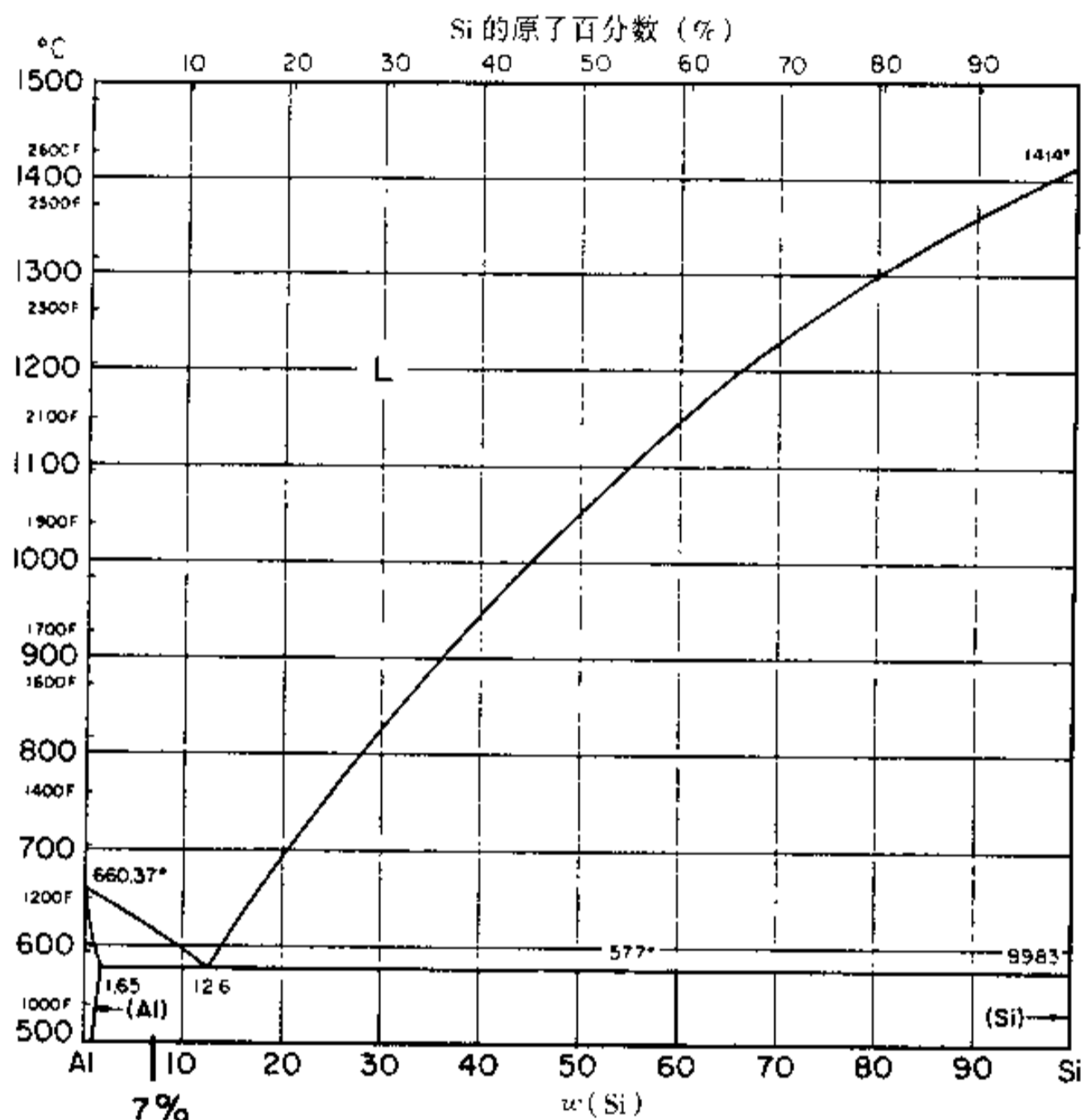


图 7.21 Al-Si 相图, 鼓风机叶片合金的近似成分显示在 $w(\text{Si}) = 7\%$ 处 (引自 Metals Handbook^[11])

注意图 7.20 中的那些颗粒均相当尖锐。试样固溶处理后水淬火, 然后在 155°C (311°F) 时效 3~4h, 则颗粒变成圆形 (图 7.22)。据说这种断口形貌能增强抗拉力学性能^[12]。

力学性能。铸件硬度范围为洛氏硬度 45~55HRE, 数值分散是由于硬度压痕区域中疏松程度不同而造成的。抗拉强度为 110MPa ($16000\text{lb}/\text{in}^2$) 左右, 伸长率在 4% 左右 (表 7.2)。叶片试样在 538°C (1100°F) 固溶处理 12h, 如图 7.21 所示那样, 使 Si 最大限度地溶解于 α 相中。硬度大致与交货状态相同 (表 7.2), 之后将试样在 155°C (311°F) 进行热处理, 以引起沉淀硬化^[10], 其结果

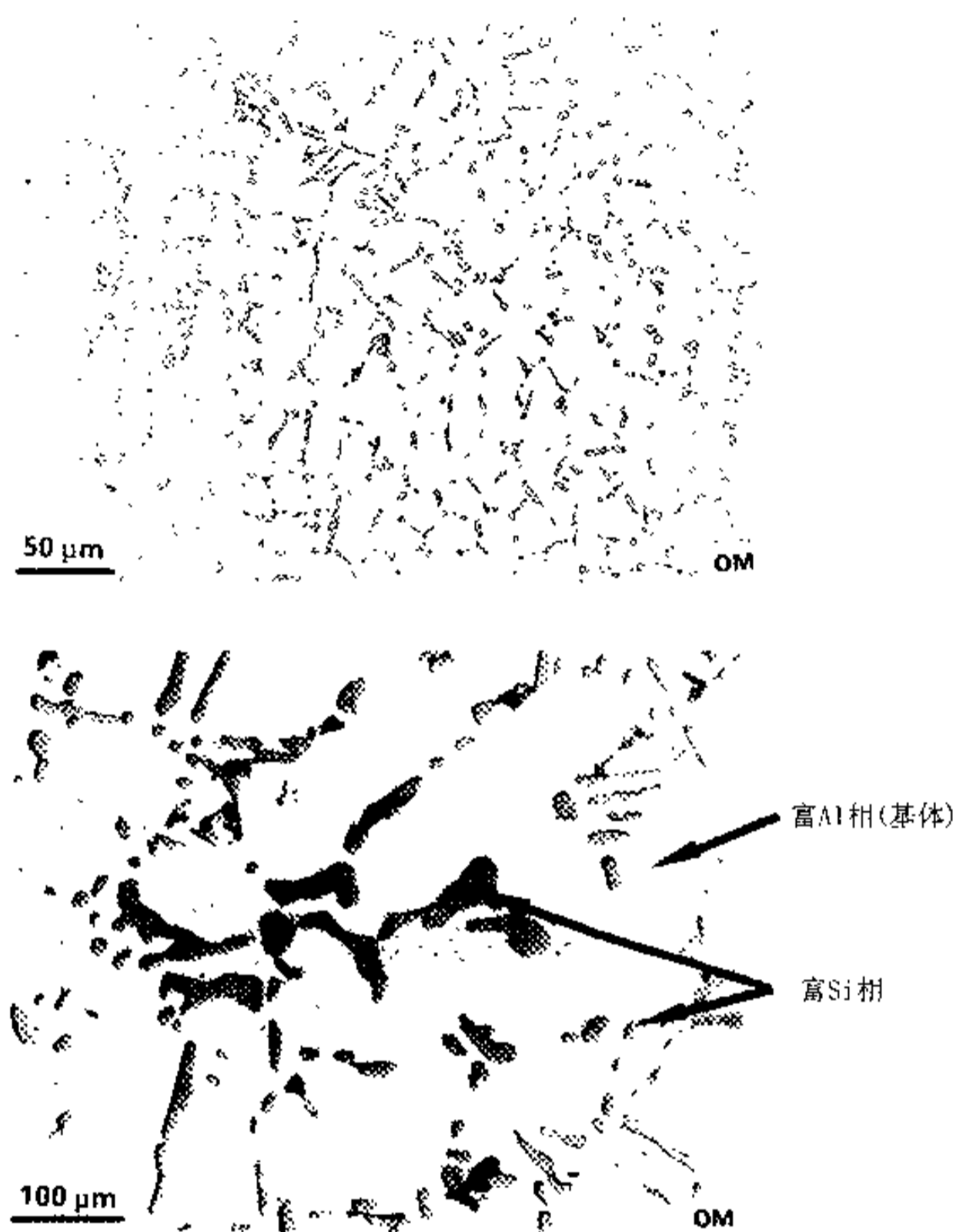


图 7.22 材料时效处理后的显微组织，注意晶粒变圆了

如图 7.23 所示。注意硬度的显著增加。抗拉强度与表中这种合金经 T6 热处理后的数值相近（表 7.3）。

表 7.2 热处理对通风机叶片断口处材料的硬度、抗拉强度及伸长率的影响

试样编号	(a) 抗拉试验结果			
	热处理状态			
	交货状态		固溶处理 + T6	
	T1	T2	T3	T4
硬度 HRF	49 ~ 55	45 ~ 55	77 ~ 78	77 ~ 78
抗拉强度 / (lbf/in ²)	16 200	12 000 强度低，大量缺陷	25 900	28 000

(续)

(a) 抗拉试验结果				
热处理状态				
交货状态			固溶处理 + T6	
伸长率 (%)	4.1	—	—	2.5
断面收缩率 (%)	3.6	—	断在标距之外	2.2
典 型 数 值				
抗拉强度 / (lbf/in ²)	16 000			27 000
伸长率 (%)	4			3
356-T6 的名义力学性能				
抗拉强度 / (lbf/in ²)	38 000			
伸长率 (%)	5			
(b) 热处理对硬度的影响				
热处理状态			硬度 HRE	
固溶处理 (ST): 538℃, 12h, 水冷			42, 32, 38, 42, 37	
ST + T6 (155℃, 3h)			77, 77, 79, 74	
ST + T6 (155℃, 3.5h)			73, 76, 78, 75	
ST + T6 (155℃, 4h)			67, 66, 72	
交货状态, 断裂的叶片			45 ~ 55	

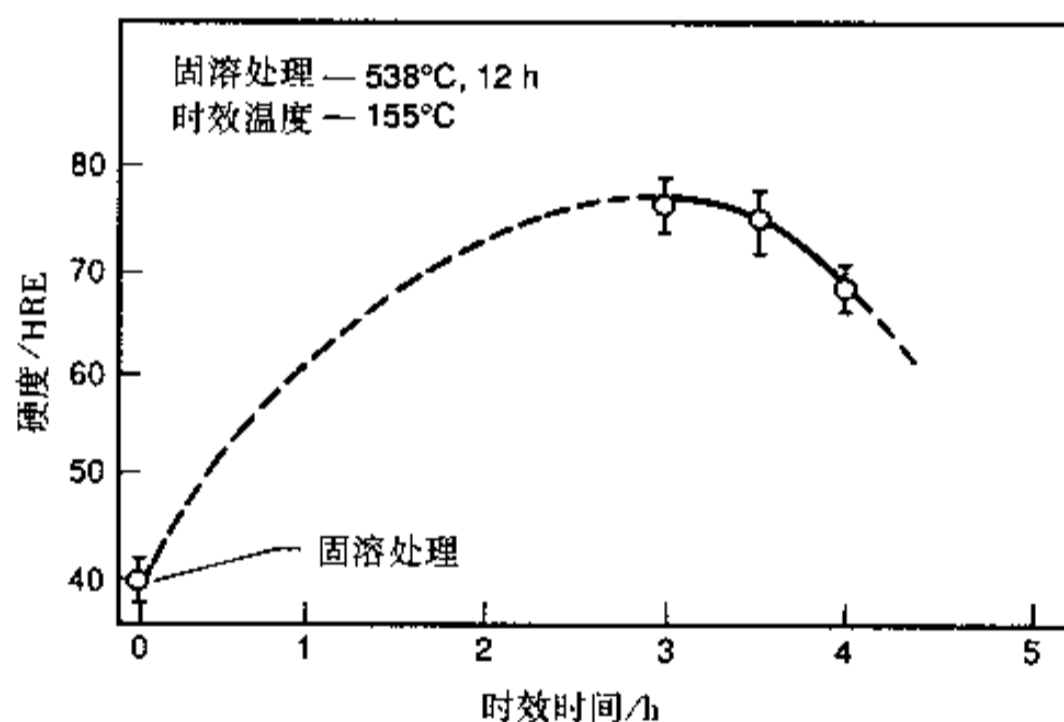


图 7.23 在 155℃ (311°F) 时效对通风机叶片材料硬度的影响

应力分析。在计算叶片应力时考虑 4 种作用力：重力、升力、拉力和离心力。重力来自叶片的质量，即 24kg (30lb)^①。升力为^{[14] ②}：

$$L = C_L \rho b c \left(\frac{u^2}{2g} \right)$$

式中 C_L ——升力系数 = 1；

ρ ——空气密度 = 1.2kg/m³ (0.043lb/in³)；

① 24kg 和 30lb 的换算关系有误。——出版者注

② 以下公式中数据计算可能有误，仅供参考。——出版者注

b ——跨度 = 0.91m (36in);

c ——弦长 = 0.25m (10in);

u ——叶片的圆周速度 = $\left(\frac{r/\text{min}}{60}\right)\pi D = \left(\frac{550}{60}\right)(\pi)(72\text{in})$
 $= 53\text{m/s} (2073\text{in/s})$;

则

$$L = (1)(0.042 \times 10^{-3})(36)(10)(2073)^2 \left[\frac{1}{(2)(9.8)(3)(12)} \right]$$

$$= 375\text{N}(84\text{lb})$$

由于 $D \ll L$, 故拉力可忽略不计 (见 Wallis^[14])。

离心力为:

$$C = \left(\frac{w}{g}\right)\left(\frac{v^2}{r}\right)$$

式中 r ——至质量中心的距离 = 0.36m (14in);

v ——质量中心的速度 = $(550/60)(\pi)(28\text{in}) = 20.5\text{m/s} (806\text{in/s})$;

w ——质量 = 13.6kg (30lb);

则

$$C = 16\,000\text{N}(3600\text{lb})$$

从上述数字计算叶片颈部的应力。离心力产生的拉应力 σ_c 为:

$$\sigma_c = \frac{3600}{(\pi)(1.08^2) - (\pi)(0.30^2)} = 7.3\text{MPa}(1060\text{lb/in}^2)$$

弯曲应力 σ_b 产生于重力和升力。最大弯曲应力位于断裂起源处 (见图 7.13)。计算公式为:

$$\sigma_b = \frac{My}{I}$$

式中 M ——力矩 = $(30 + 84)(14) = 180\text{N} \cdot \text{m} (1596\text{lb} \cdot \text{in})$;

I ——惯性矩 = $(\pi/4)(R_o^4 - R_i^4) = (\pi/4)(1.08^4 - 0.30^4)$
 $= 4.40 \times 10^{-7}\text{m}^4 (1.07\text{in}^4)$;

y —— $R_o = 0.027\text{m} (1.08\text{in})$;

所以

$$\sigma_b = 11.2\text{MPa}(1620\text{lb/in}^2)$$

这样, 在 a 点的拉应力是 $(11.2 + 7.3)\text{MPa} = 18.5\text{MPa} (2700\text{lb/in}^2)$ 。

7.3.4 讨论

断裂叶片的抗拉强度在 $110\text{MPa} (16\,000\text{lb/in}^2)$ 左右 (表 7.2)。由于这种材料相当“脆”, 如较低的拉伸塑性所示那样 (表 7.2), 简单的设计标准是要求抗拉强度等于最大外加应力。(注意在这种脆性材料中未提屈服强度)。但载

表 7.3 普通砂型铸造铝合金的典型力学性能

AA No.	同 火	抗拉强度		抗拉屈服强度		伸长率 (在 50mm 或 2in 上的) (%)		硬度 ¹⁾		抗压屈服强度 ²⁾		抗剪强度		疲劳极限 ³⁾		弹性模量 ⁵⁾	
		/MPa	/ksi	/MPa	/ksi			HBS		/MPa	/ksi	/MPa	/ksi	/MPa	/ksi	$\times 10^6$	/psi $\times 10^6$
201.0	T43...	414	60	255	37	17.0	
	T6...	448	65	379	55	8.0		130		386	56	290	42
	T7...	469	68	414	60	5.0		14	97	14
A206.0	T4...	431	62	264	38	17.0		...		285	41	292	42
	T7...	436	63	347	50	11.7		...		372	54	257	37
213.0	F...	207	30	165	24	1.5		85		172	25	165	24	66	9.5
	T52...	241	35	214	31	1.0		100		214	31	172	25
222.0	T551...	255	37	241	35	<0.5		115		276	40	207	30	59	8.5	74	10.7
	T65...	331	48	248	36	<0.5		140		248	36	248	26	62	9	74	10.7
238.0	F...	207	30	165	24	1.5		100		207	30	165	24
	T571...	276	40	234	34	1.0		105		234	34	207	30	72	10.5	71	10.3
249.0	T61...	324	47	290	42	0.5		110		303	44	241	35	66	9.5	71	10.3
	T63...	476	69	414	60	6.0	
277...	T7...	278	62	359	52	9.0		...		414	60	276	40	55	8.0	72	10.5
	T4 ⁽⁶⁾ ...	255	37	131	19	9.0		75		138	20	207	30	66	9.5	70	10.1
296.0	T6...	276	40	179	26	5.0		90		179	26	221	32	69	10	70	10.1
	T7...	270	39	138	20	4.5		80		138	20	207	30	63	9	70	10.1
308.0	F...	193	28	110	16	2.0		70		117	17	152	22	90	13

○ 原文表 7.3 中没有相对应的①, ——译者注

(续)

AA No.	回 火	抗拉强度		抗拉屈服强度		伸长率 (在 50mm 或 2in 上的) (%)		硬度 ^{①③}		抗压屈服强度 ²		抗剪强度		疲劳极限 ⁴		弹性模量 ⁵	
		/MPa	/ksi	/MPa	/ksi			HBS		/MPa	/ksi	/MPa	/ksi	/MPa	/ksi	$\times 10^6$	/psi $\times 10^6$
319.0	F...	234	34	131	19	2.5		85		131	19	165	24
	T6...	276	40	186	27	3.0		95		186	27
324.0	F...	207	30	110	16	4.0		70	
	T5...	248	36	179	26	3.0		90	
	T62...	310	45	269	39	3.0		105	
	T5	248	36	193	28	1.0		105		77	11.2
332.0	T5	234	34	131	19	2.0		90		131	19	186	27	100	14.5
	F...	234	34	172	25	1.0		100		172	25	186	27	83	12
333.0	T5...	290	42	207	30	1.5		105		207	30	228	33	103	15
	T6...	255	37	193	28	2.0		90		193	28	193	28	83	12
	T7...	248	36	193	28	0.5		105		193	28	193	28	93	13.5
336.0	T551...	324	47	296	43	0.5		125		296	43	248	36
	T65...	205	30	165	24	2.0		75		165	24	165	24
355.0	T51...	290	42	185	27	4.0		90		185	27	235	34	69	10
	T6...	310	45	275	40	1.5		105		275	40	250	36	69	10
	T61...	275	40	205	30	2.0		85		205	30	205	30	69	10
	T7...	250	36	215	31	3.0		85		215	31	185	27	69	10
	T71...	303	44	234	34	3.0		90		248	36	221	32	97	14
C355.0	T61...	179	26	124	18	5.0	
	F...	186	27	138	20	2.0	
	T51...	262	38	186	27	5.0		80		186	27	207	30	90	13	72	10.5
	T6...	221	32	165	24	6.0		70		165	24	172	25	76	11	72	10.5
	T7...																

(续)

AA No.	回 火	抗拉强度		抗拉屈服强度		伸长率 (在 50mm 或 2in 上的) (%)		硬度 ^{①②}		抗压屈服强度 ^③		抗剪强度		疲劳极限 ^④		弹性模量 ^⑤	
		/MPa	/ksi	/MPa	/ksi			HBS	/MPa	/ksi	/MPa	/ksi	/MPa	/ksi	/MPa	/ksi	/psi × 10 ⁶
A356.0	T61...	283	41	207	30	10.0		90	221	32	193	28	90	13	72		10.5
357.0	F...	193	28	103	15	6.0	
	T51...	200	29	145	21	4.0	
	T6...	359	52	296	43	5.0		100	303	44	241	35	90	13
A357.0	T6...	359	52	290	42	5.0		100	296	43	241	35	103	15
359.0	T62...	345	50	290	42	5.5		110	16
A390.0	F...	200	29	200	29	<1.0		110	82		11.9
	T5...	200	29	200	29	<1.0		110
	T6...	310	45	310	45	<1.0		145	414	60	117	17
	T7...	262	38	262	38	<1.0		120	359	52	100	14.5
443.0	F...	159	23	62	9	10.0		45	62	9	110	16	55	8	71		10.3
A444.0	F...	165	24	76	11	13.0		44
	T4...	159	23	69	10	21.0		45	76	11	110	16	55	8
513.0	F...	186	27	110	16	7.0		60	117	17	152	22	69	10
711.0	F...	241	35 ^⑥	124	18 ^⑦	8.0 ^⑧		70 ^⑨	76	11	76		11.0
850.0	T5...	159	23	76	11	12.0		45	76	11	103	15	62	9	71		10.3
851.0	T5...	138	20	76	11	5.0		45	76	11	97	14	62	9	71		10.3
852.0	T5...	221	32	159	23	5.0		70	159	23	148	21	76	11	71		10.3

注: 引自 Metals Handbook^[13]。

①从直径 13mm (1/2in) 标准试样上测定的拉伸和硬度数值, 试样用金属型铸造, 表面不加工。②在永久变形 0.2% 处。

③在 10mm (0.4in) 钢球上施加 500kg (1102lb) 的载荷。④疲劳极限得自 5 亿 (5 × 10⁸) 次全交变应力试验, 使用旋转横梁式疲劳试验机, 使用试样。

⑤拉伸和压缩模量的平均值, 压缩模量比拉伸模量大 2% 左右。⑥在室温下停留数周后, T4 的性能接近 T6 的性能。

⑦铸造后约 30 天进行试验。

荷既有静态的,也有动态的,后者包括离心应力的变化和机械振动。根据表 7.2,合金 356 在时效状态(如 T6)下的疲劳强度(持久极限)(见第 2.13 节)约为 60MPa ($8500\text{lb}/\text{in}^2$),约为表中所列抗拉强度的 $1/3$,故叶片的疲劳强度约为 $(110/3)\text{MPa} = 37\text{MPa}$ ($5300\text{lb}/\text{in}^2$)。由于存在疏松,硬度测量值的变化范围约为 50% (表 7.2),故其疲劳强度可能降低至 $37 \times 0.5\text{MPa} = 19\text{MPa}$ ($2600\text{lb}/\text{in}^2$)。由于铸件表面粗糙,这一数值进一步降低的系数为 2,预计其疲劳强度仅为 10MPa ($1300\text{lb}/\text{in}^2$) 左右,低于计算的最大拉应力 19MPa ($2700\text{lb}/\text{in}^2$),即其强度太低了。

合金 356 能够沉淀硬化^[1,15],但叶片未进行这一热处理。测得的时效后的抗拉强度为 186MPa ($27\,000\text{lb}/\text{in}^2$),与发表的该合金在此状态下的数值接近(表 7.3)。即使此合金进行了沉淀硬化处理,其强度也仅接近外加应力,对于承受动载的机械零件而言,安全系数太低。

7.3.5 结论

失效是由于所用材料不具备所需的疲劳强度。即使叶片经过热处理后得到强化,其安全系数也仅仅处于临界状态。所以应考虑换用其他材料。

7.4 案例 C: 汽车飞轮挠性板的开裂^①

7.4.1 引言

汽车零件均承受复杂的振动载荷,故疲劳是挠性板常见的失效模式。本案例研究的是在 1978 式 Oldsmobile 旅行车上开裂的汽车飞轮。图 7.24 是该飞轮,裂纹位置如箭头所示,没有发生明显的塑性变形,如弯曲。图 7.25 是飞轮与汽车传动系统的关系,它是发动机和传动系统之间的机械连接件,发动机产生的扭矩通过飞轮传递给传动系统。车主说,在飞轮损坏前未对汽车进行过大修。该车行驶已超过 $3.218688 \times 10^5\text{km}$ ($2 \times 10^5\text{mile}$),是此零件合理的寿命。

7.4.2 实验过程

用钢锯从飞轮上锯下含有裂纹的部分(图 7.26)和另外未开裂的用作对比的部分,再从中取下金相试样,镶嵌于塑料中,进行磨光和抛光。然后用含有 2% 硝酸的甲醇溶液显示显微组织。

从图 7.27 可以看到,裂纹从一个孔的边缘扩展到附近另一孔的下面不远处。为了观察断口,从两孔之间切下试样,曝露出部分断口表面。但这部分断口已严重研磨(见第 3.13 节),所以在试块上正对裂纹尖端处切开(图 7.27),以曝露全部断口表面,从而可用扫描电镜观察断口表面,并用 EDS 进行分析。

① 作者感谢 David Dellinger 对此案例研究所作的工作。

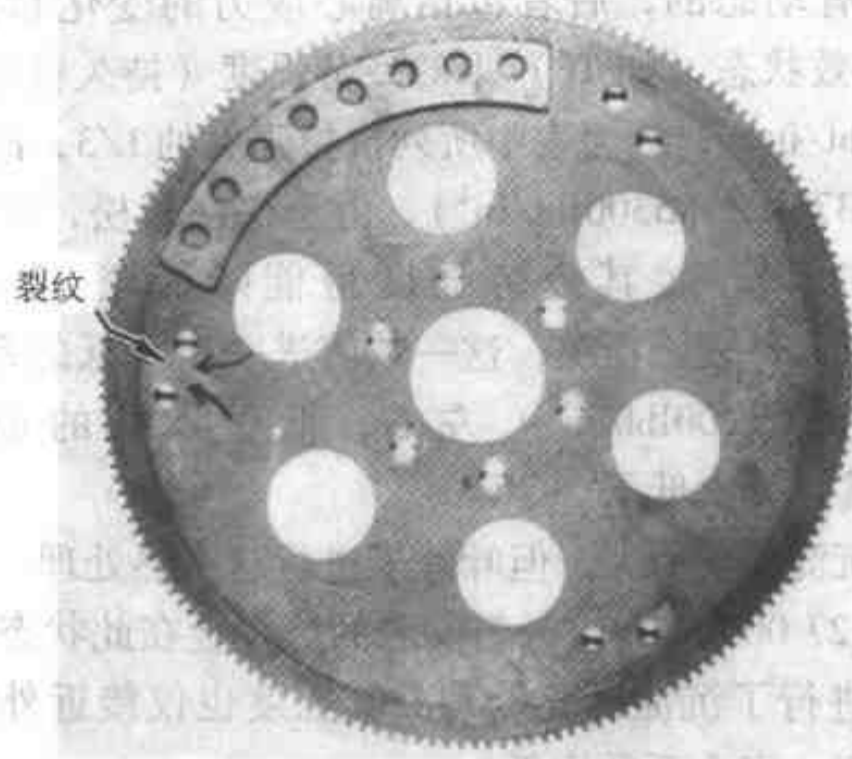


图 7.24 开裂的飞轮，裂纹见箭头所指

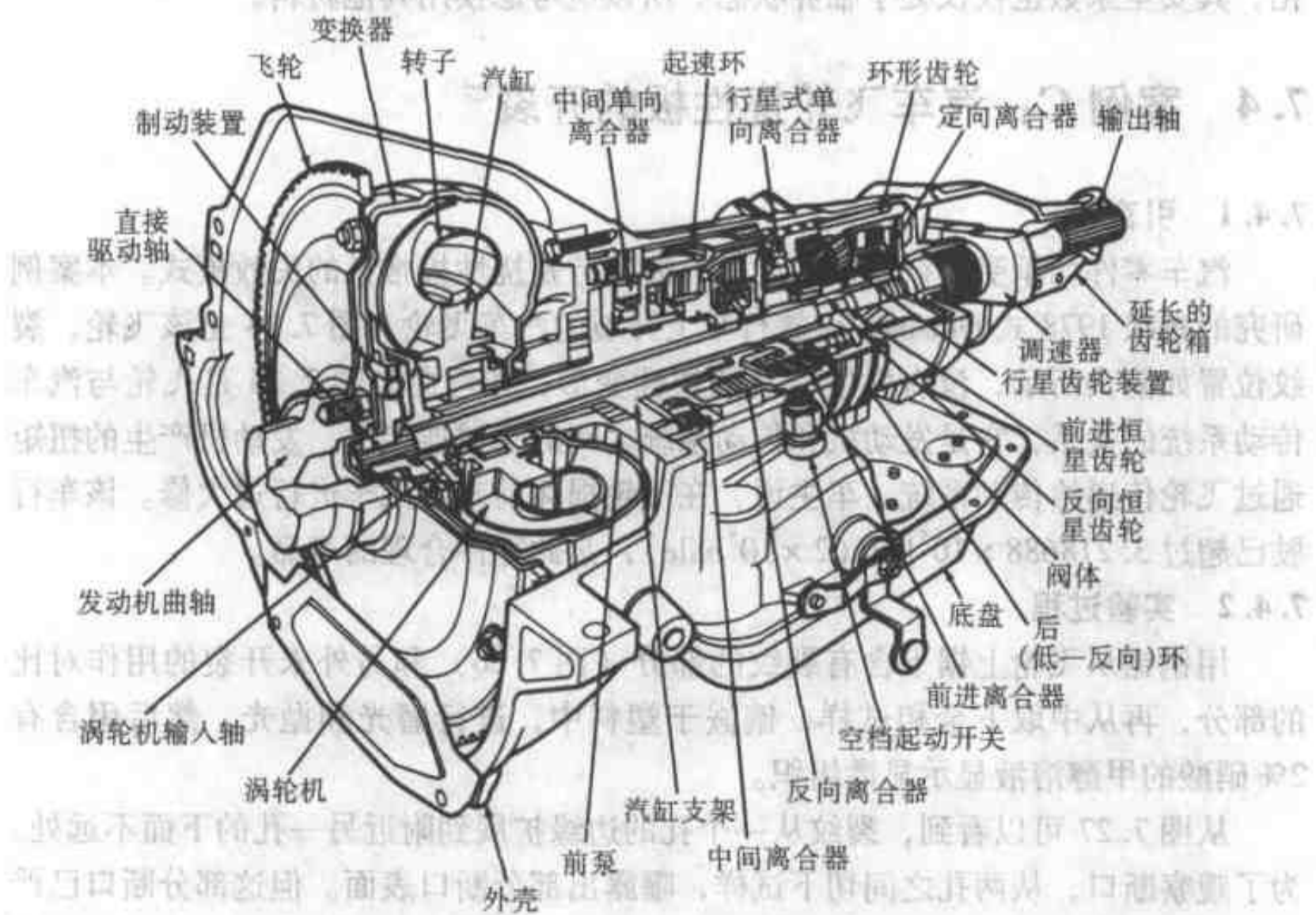


图 7.25 显示飞轮在汽车中的功能。注意将飞轮连接到扭转变换器上的螺栓 (引自 Motor Auto Repair^[16])

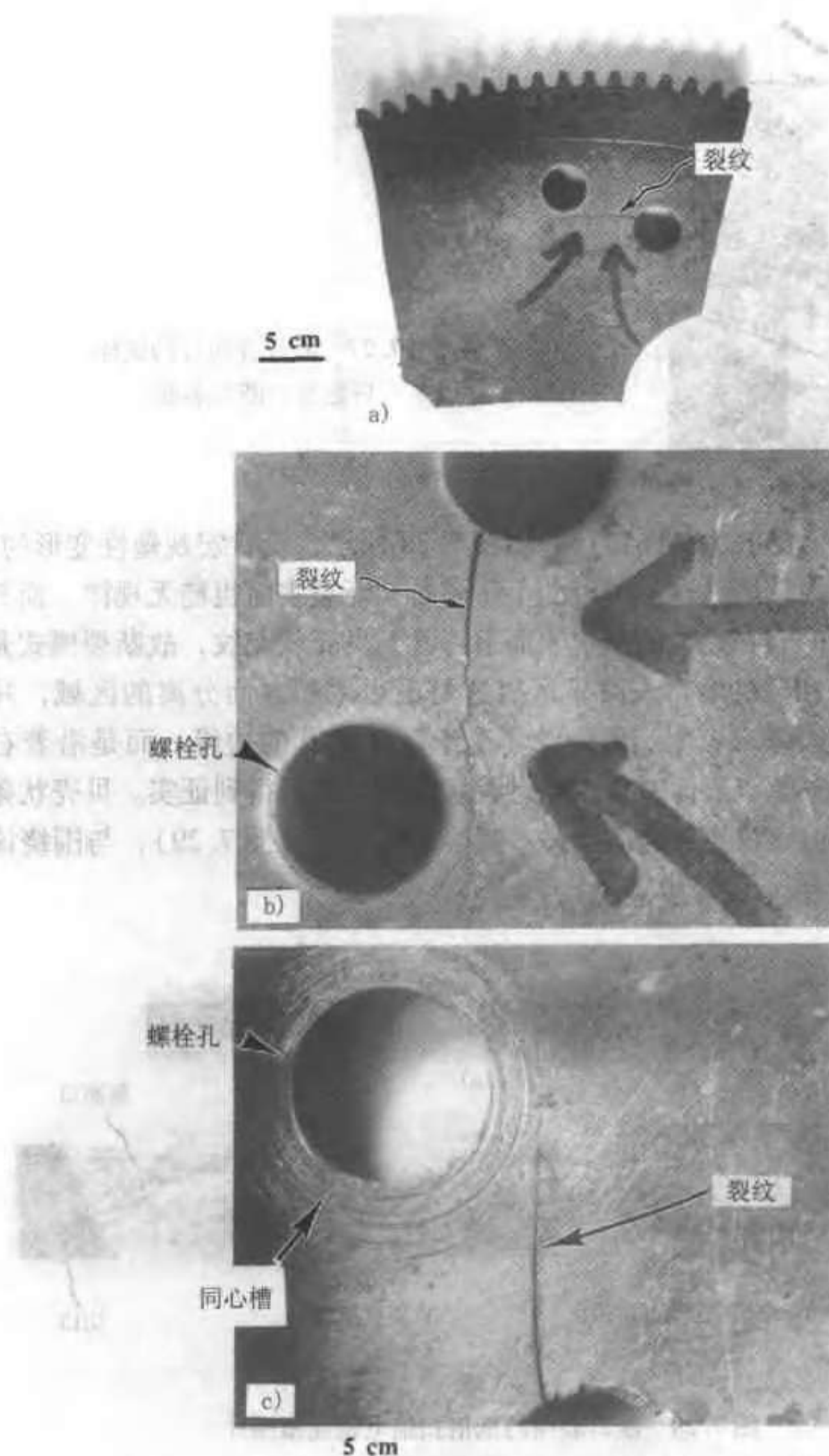


图 7.26 含有裂纹的试块

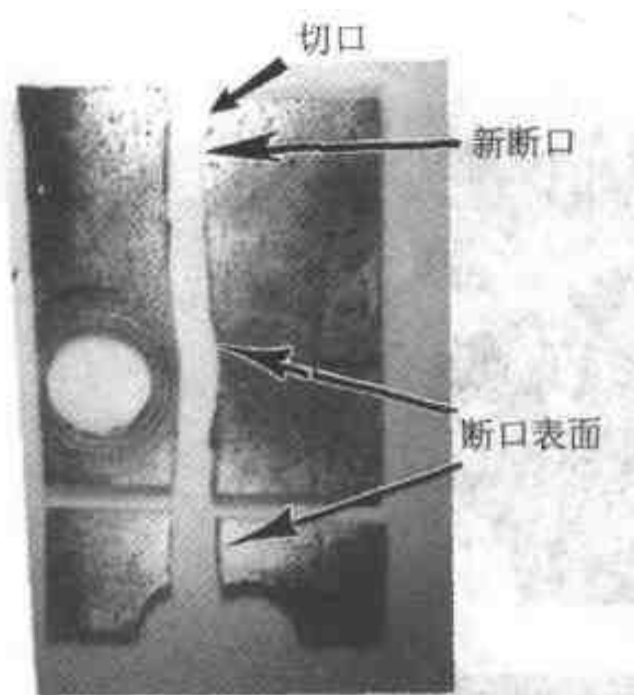


图 7.27 断开有切口的试样
后显露出断口表面

7.4.3 实验结果

断口形貌。低倍放大的断口形貌如图 7.28 所示，没有宏观塑性变形的迹象。裂纹从左边缘向内扩展，通过厚度的 1/4 左右，断裂表面粗糙无规律，而其余的断口表面是光滑的。在光滑的断口表面上可看到贝壳状花纹，故断裂模式是疲劳（见第 4.5 节）。粗糙的断口表面显示出这是最后因超载而分离的区域，并向前扩展到一个孔的边缘，表明疲劳裂纹不是起源于此孔的边缘，而是沿着右边缘的。这一点在观察断口表面时，也就是在切开试样之后得到证实。贝壳状条纹的弯曲部分表明疲劳裂纹直接起源于另一螺栓孔的下面（图 7.29），与围绕该螺栓孔的同心圆槽重合（图 7.30）。

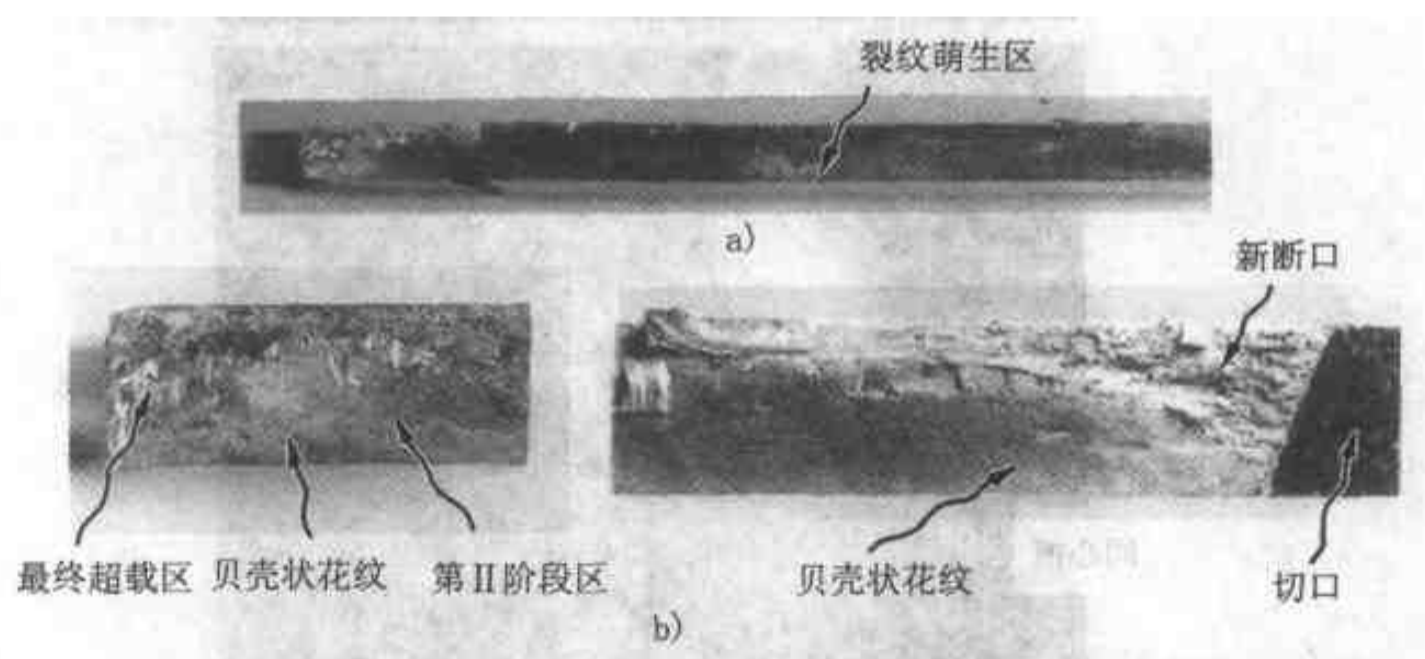


图 7.28 断口表面的低倍扫描电镜显微照片

在接近末端处偏离开其中之一的螺栓孔的断口表面已严重研磨（但仍能看到有贝壳状花纹）（图 7.28b），而另一端则很少研磨损伤，并发现有疲劳条纹（图 7.31）。（如第 3.9 节指出的那样，疲劳条纹在显微组织复杂的钢中不常出现。本案例中的显微组织主要是晶粒尺寸均匀的单相铁素体。）试块切开后产生的断口表面如图 7.32 所示，具有韧窝状的形貌，表明这个区域是因空洞聚集而

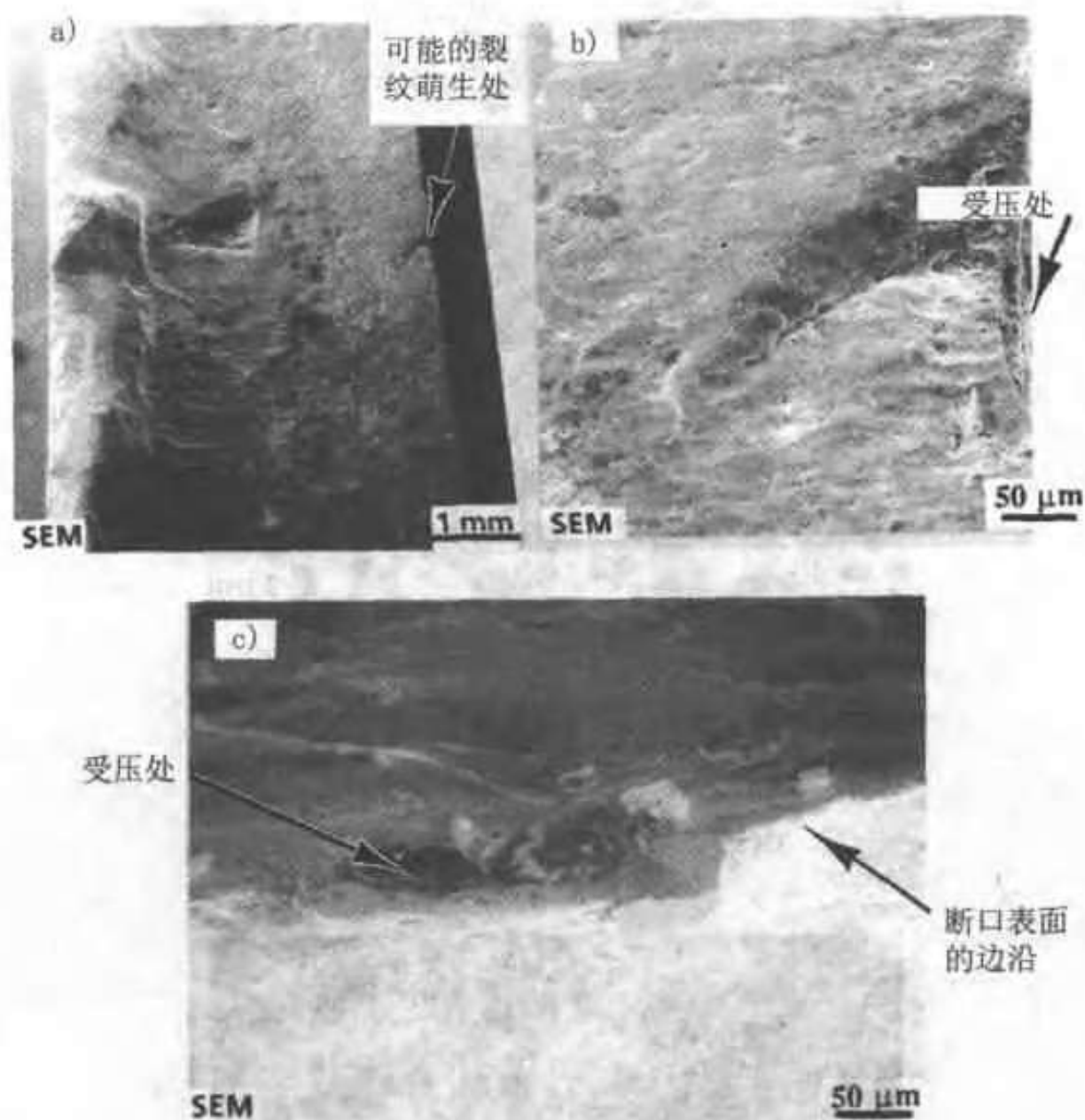


图 7.29 在裂纹起源处的断口表面的扫描电镜显微照片

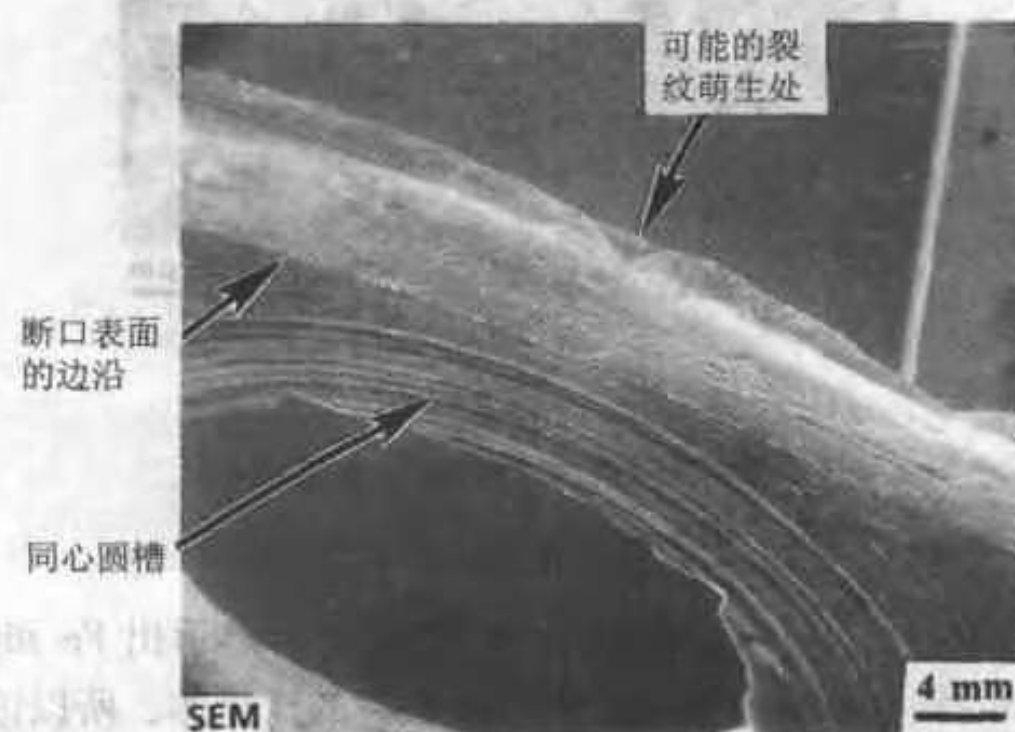


图 7.30 扫描电镜显微照片显示接近裂纹源处螺栓对表面的损伤

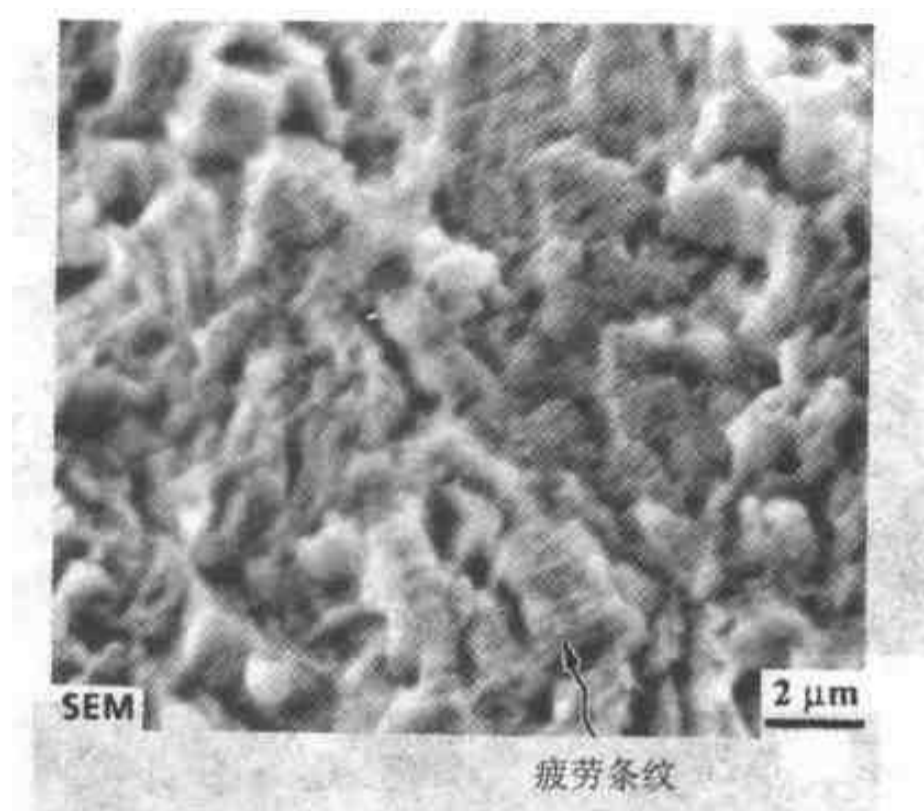


图 7.31 疲劳断口表面的扫描电镜显微照片，显示疲劳条纹

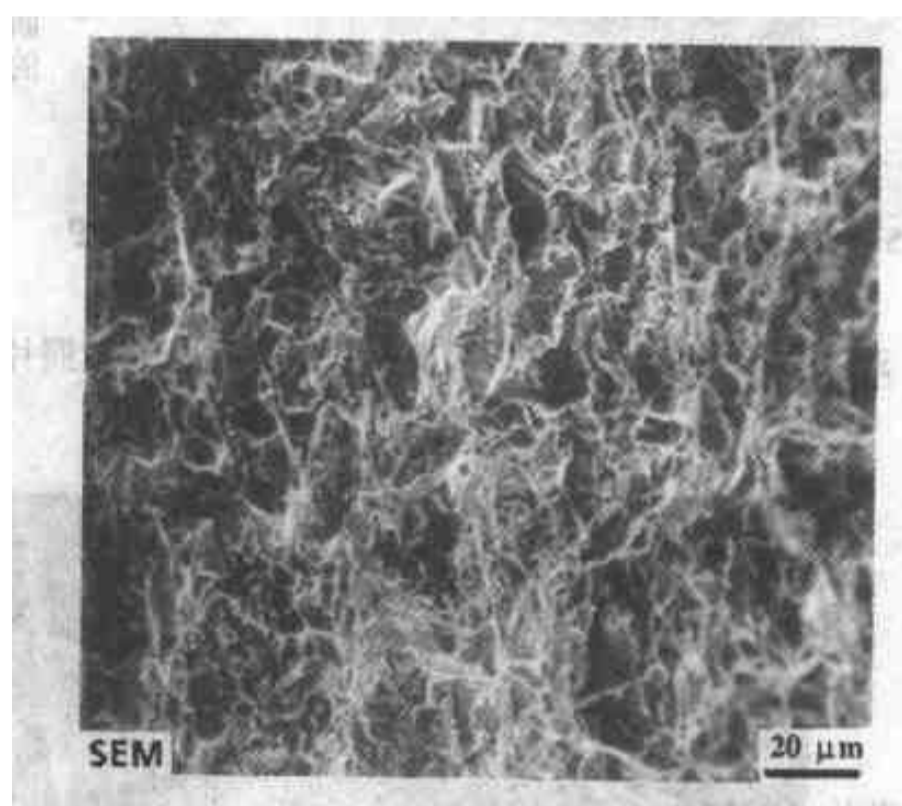


图 7.32 断开有切口的试样后产生的断口表面的扫描电镜显微照片

分开的（见第 3.5 节）。

显微组织。显微组织如图 7.33 所示，EDS 分析显示出 Fe 和痕量 Mn 和 Si。显微组织由细小的铁素体晶粒组成，含有很少量的珠光体，所以该板可能是用低碳普通碳钢制造。存在密度相当高的拉长的夹杂（图 7.34），夹杂同样存在于断口表面（图 7.35），EDS 分析为 MnS。

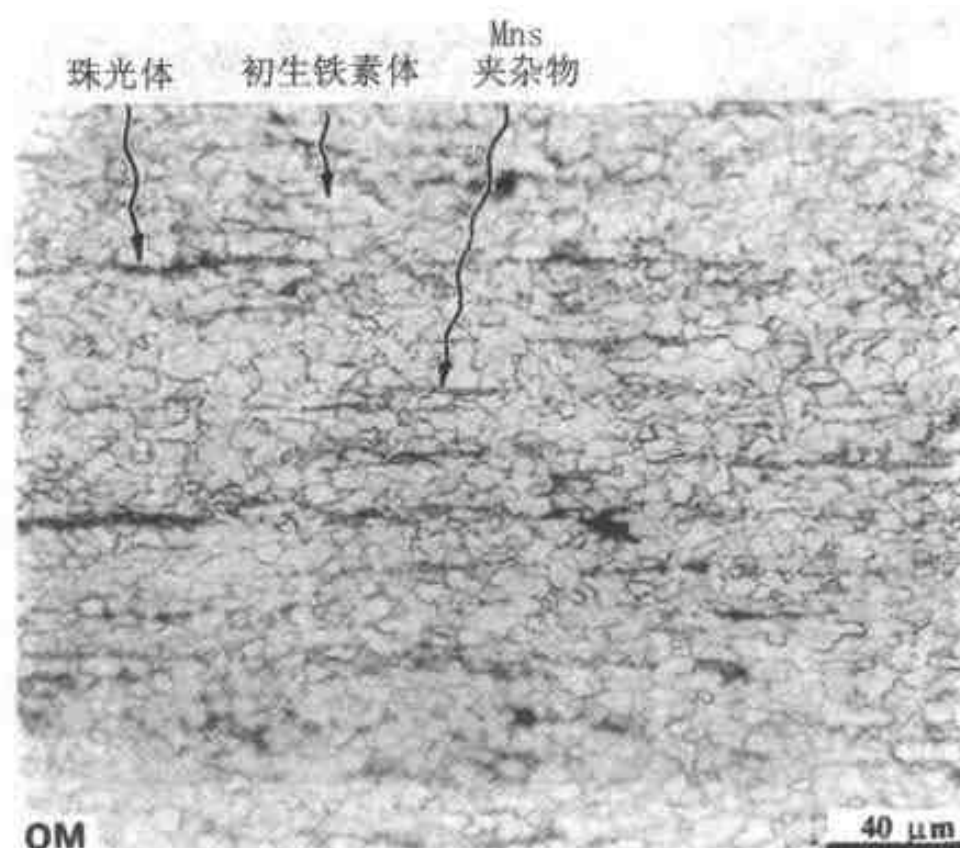


图 7.33 飞轮的显微组织，显示细晶粒的铁素体

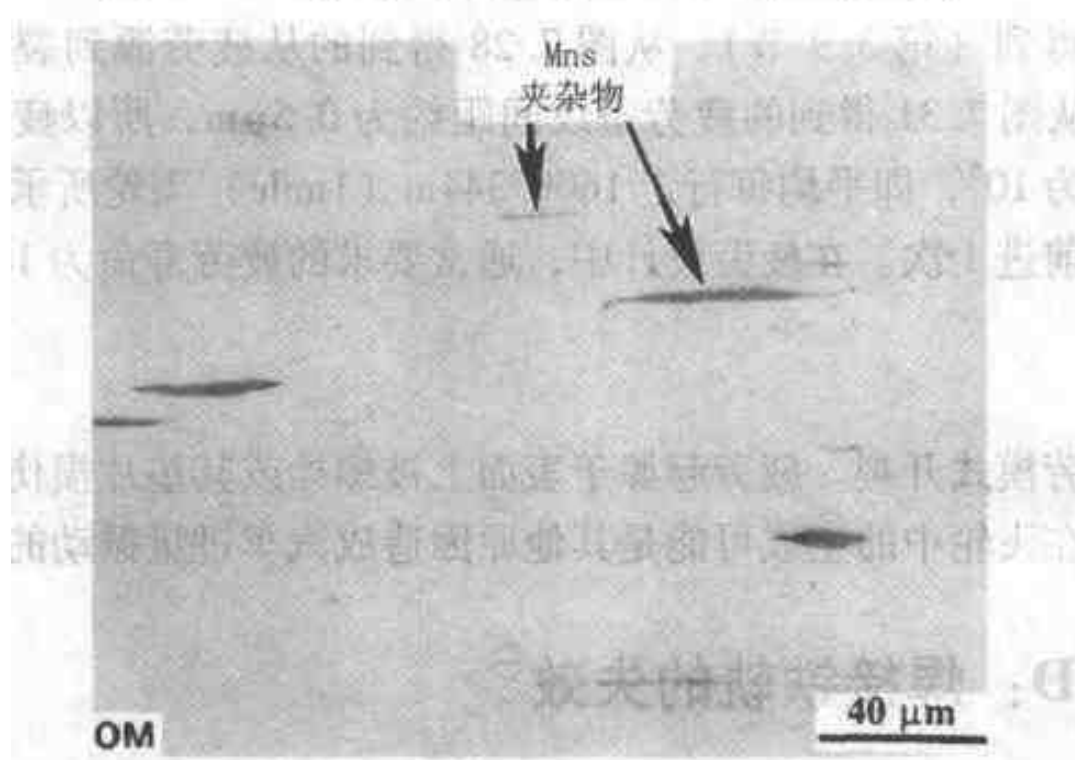


图 7.34 未蚀刻的显微组织，显示拉长的夹杂

7.4.4 讨论

飞轮是由普通碳钢制造的，具有细晶粒的铁素体组织。服役寿命超过 $3.218688 \times 10^5 \text{ km}$ ($2 \times 10^5 \text{ mile}$)，证明其基本设计和材料选择都是正确的。尽管存在密度较高的拉长的夹杂物（图 7.34），但它们不影响飞轮的疲劳寿命^[17]，裂纹不是萌生于断口表面上的夹杂物（图 7.35）。看来疲劳裂纹源与螺栓或其垫片所引起的表面损伤有关，有可能是在安装时拧紧螺栓造成的。

虽然 $3.218688 \times 10^5 \text{ km}$ ($2 \times 10^5 \text{ mile}$) 的服役寿命是比较好的，但从估计疲劳裂纹扩展的循环次数可以得到服役状况更为清晰的景象，这可由裂纹长度除以

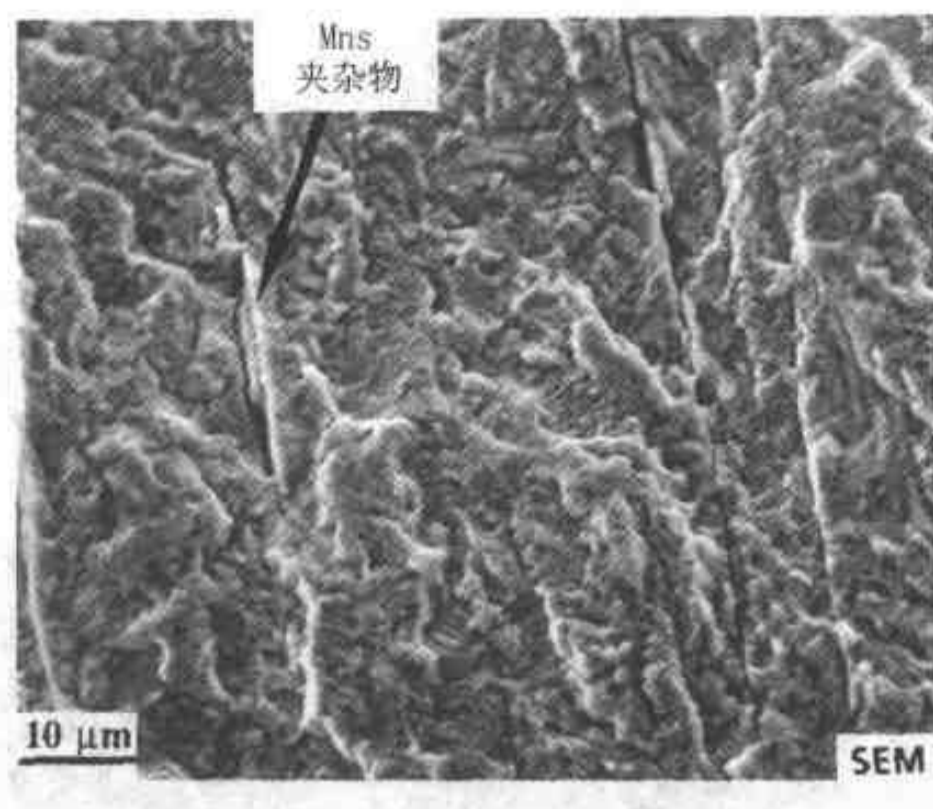


图 7.35 疲劳断裂区的扫描电镜显微照片，显示拉长的夹杂，用 EDS 证明是 MnS

疲劳条纹间距得到（第 3.9 节）。从图 7.28 得到的从疲劳源到裂纹端部的距离约为 0.5cm，从图 7.31 得到的疲劳条纹间距约为 $0.5\mu\text{m}$ ，所以疲劳裂纹扩展的循环次数大致为 10^5 ，即平均每行走 1609.344m (1mile) 飞轮所承受的载荷已大到足以使裂纹前进 1 次。在疲劳设计中，通常要求的疲劳寿命为 10^6 次循环或更高。

7.4.5 结论

飞轮以疲劳模式开裂。疲劳起源于表面上被螺栓或其垫片损伤的区域。还应记住疲劳裂纹在飞轮中的生成可能是其他原因造成汽车过量振动的征兆。

7.5 案例 D：焊接铁轨的失效[⊖]

7.5.1 引言

制造很长铁轨的常用方法是用铝热剂法将铁轨焊接起来，如图 7.36 所示，工艺过程如图 7.37 所示。在两段铁轨的端头处放置包容两端头的模子，在模子上面放置盛装铝粉和氧化铁粉混合物的坩埚，点燃混合物后，氧化铁被铝还原，同时生成氧化铝。这一剧烈的放热反应产生的热量足以将铁熔化，之后铁液流入下面的铸型中。铁液中的显热足以将部分铁轨熔化，冷却时，熔化的材料凝固，形成两铁轨端部的焊接接头。之后去掉模子，对接头的顶面和侧面进行磨削，使之与铁轨外形相同。本案例是研究若干个铁轨的铝热焊接头在短期服役后（例

⊖ 作者感谢 Clayton Crouse 对此案例研究所作的工作。

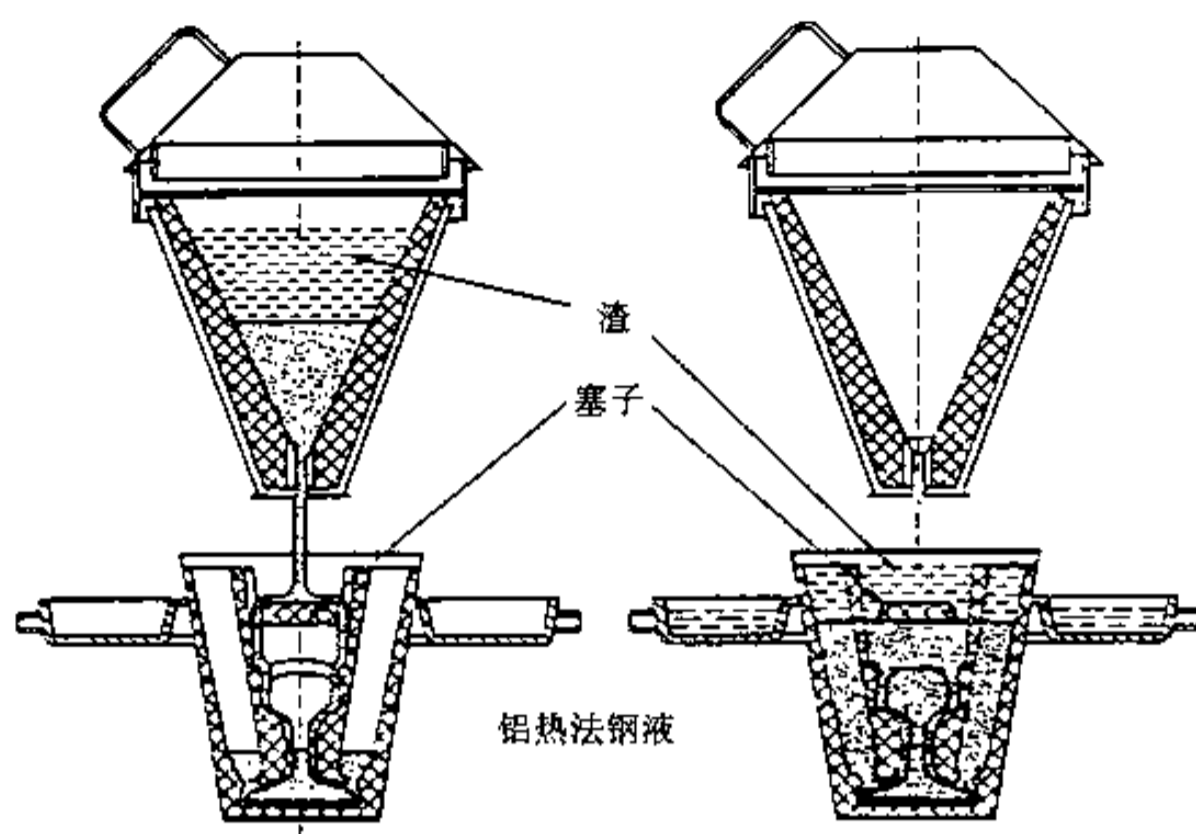


图 7.36 简要说明焊接铁轨的铝热剂法过程图
(引自 H. D. Fricke, Metals Handbook^[8], 695 页)



图 7.37 焊接铁轨的铝热剂法 (引自
H. D. Fricke, Metals Handbook^[8], 695 页)

如 6 个月) 即断裂的问题, 图 7.38 是一典型的断裂接头。

7.5.2 实验过程

为得到断口形貌和金相试样, 用钢锯锯下一段断裂的铁轨, 如图 7.39 所示。断口表面放入超声波清洗器中的含洗涤剂的热水中清洗。在洗涤剂热水中浸泡并

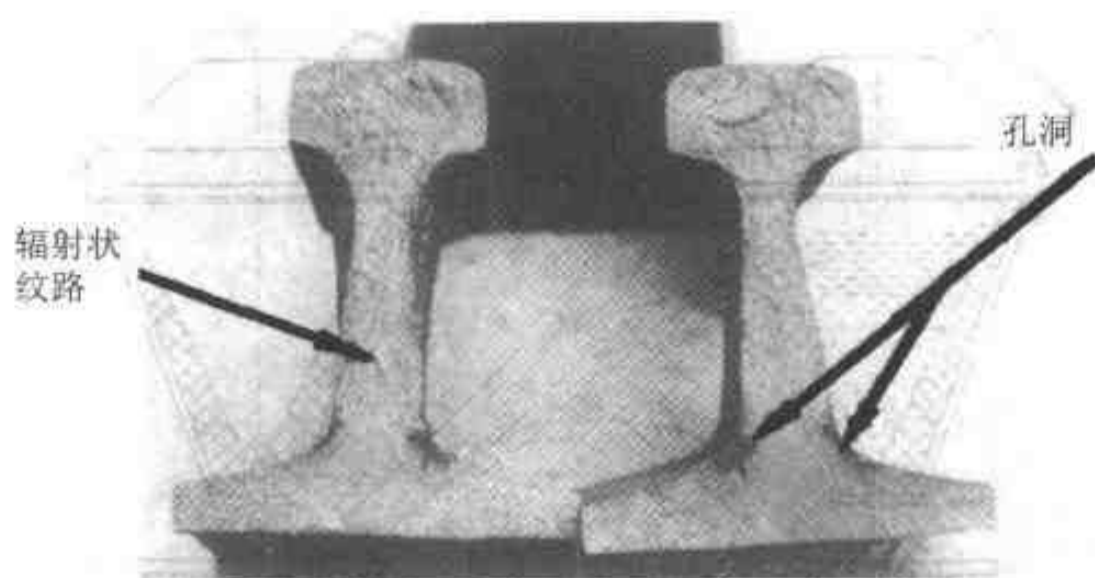


图 7.38 一对断裂的铁轨。注意指向断裂源的辐射状纹路

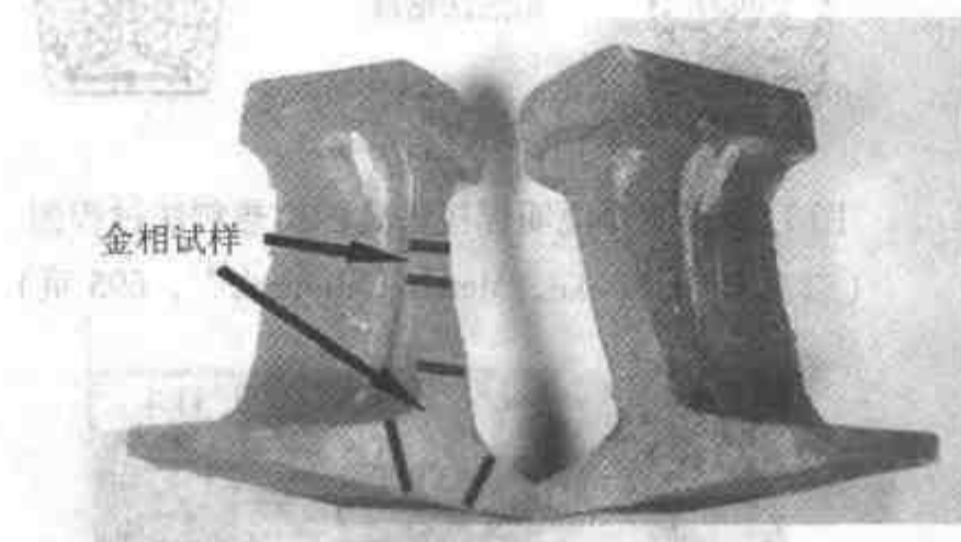


图 7.39 取样位置

用一软毛刷子刷断口表面。之后，又在超声波搅动的丙酮中清洗，然后进行干燥（见第 1.4.1 节）。金相试样镶嵌于环氧树脂中，之后用标准方法磨光和抛光。试样表面用含 2% 硝酸的甲醇溶液蚀刻。

在未蚀刻的金相试样上测量显微硬度，选用 500g 的载荷。金钢石角锥体硬度（DPH）值准确到 10DPH。（注：即维氏硬度 HV）。

7.5.3 实验结果

断口形貌。断裂穿过焊缝区，而不是附近的热影响区。图 7.38 中断口表面上的辐射状纹路指向裂纹源（第 4.2 节），是在轨腰底部的两侧。裂纹从这两处扩展，通过铁轨整个截面，在接近铁轨顶面处发生最终断裂。裂纹源处含有较大的孔洞，孔洞的表面由枝晶构成（图 7.40）（见第 3.10 节）。在此区域中可以看到裂纹是从断口表面扩展出去的。在断口表面的不同位置上还能看到一些相似的、更小一些的孔洞。孔洞区以外的断口表面显示为解理断裂（见第 3.4 节），如图 7.41 所示。

显微组织。从轨腰切下的金相试样（图 7.39）用以检验截面上的显微组织——从断口表面（熔化区）经过热影响区，再到未受影响的基体金属。取自不同区域的

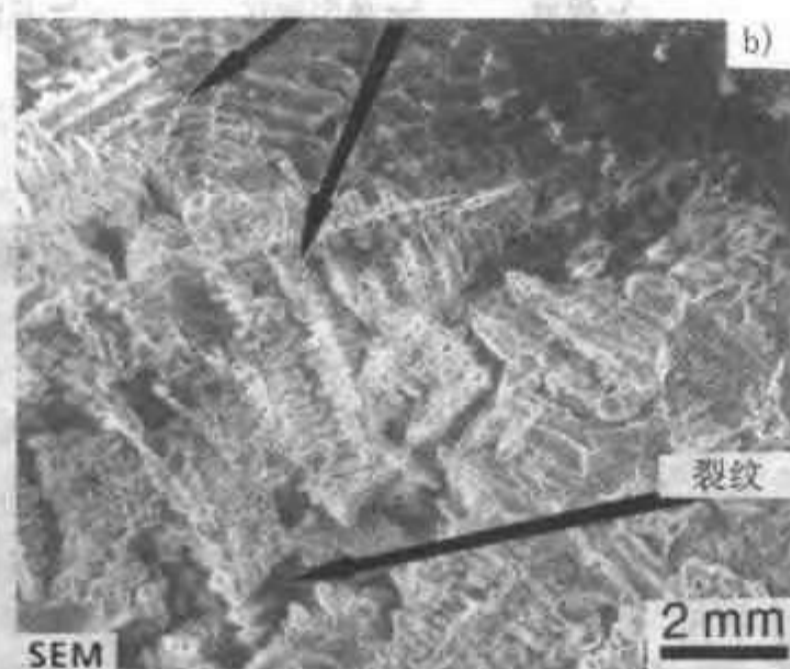
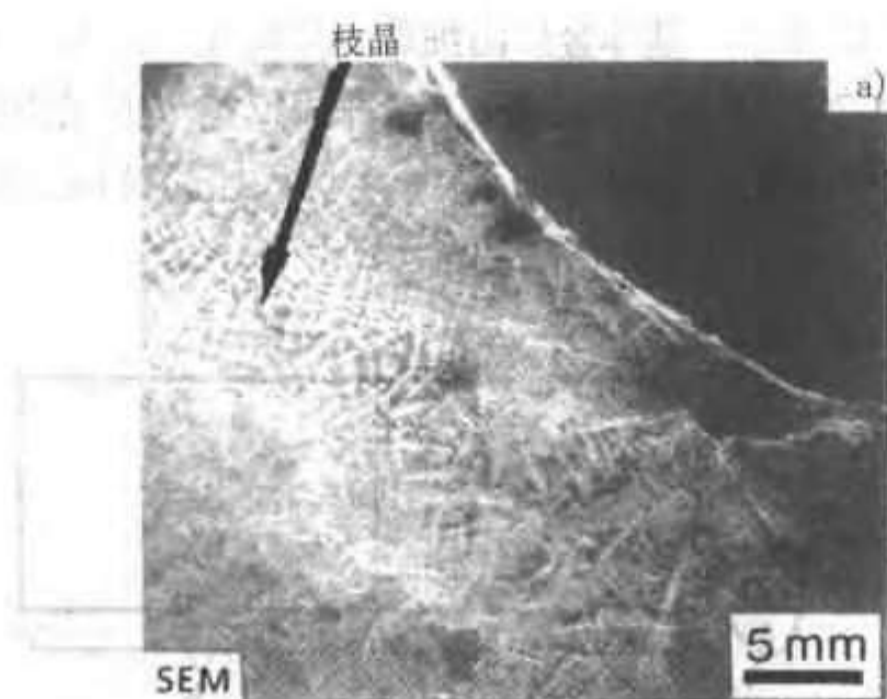


图 7.40 轨腰底部一较大孔洞的扫描电镜显微照片，显示枝晶

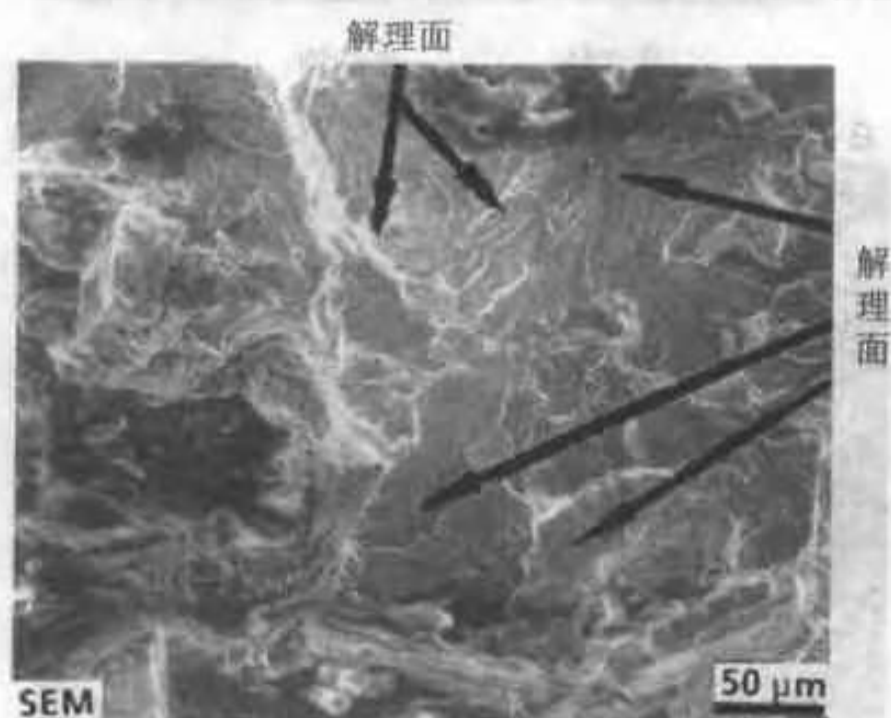


图 7.41 在接近轨底的轨腰中心部分的断口表面扫描电镜显微照片。断裂为解理式

显微组织的位置如图 7.42 所示。基体金属由细珠光体构成（图 7.43），含有少量初生铁素体，故 $w(C) = 0.7\% \sim 0.8\%$ 。表面上存在脱碳，是铁轨在加工和热处理过程中产生的，与铝热焊过程无关。在热影响区中原生奥氏体晶粒得到细化（图 7.44a），但在焊缝中则晶粒长大，最后成为粗晶粒组织（图 7.44b）。

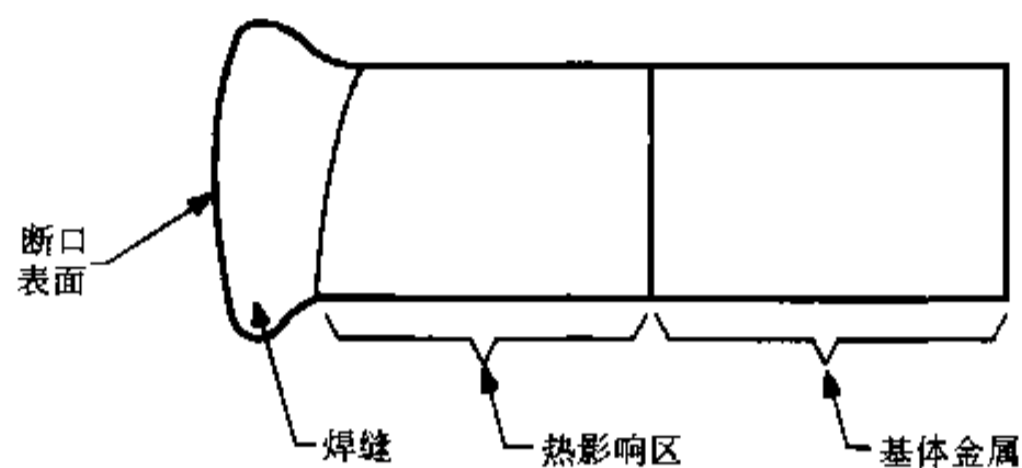


图 7.42 显示焊缝和热影响区的金相试样取样位置

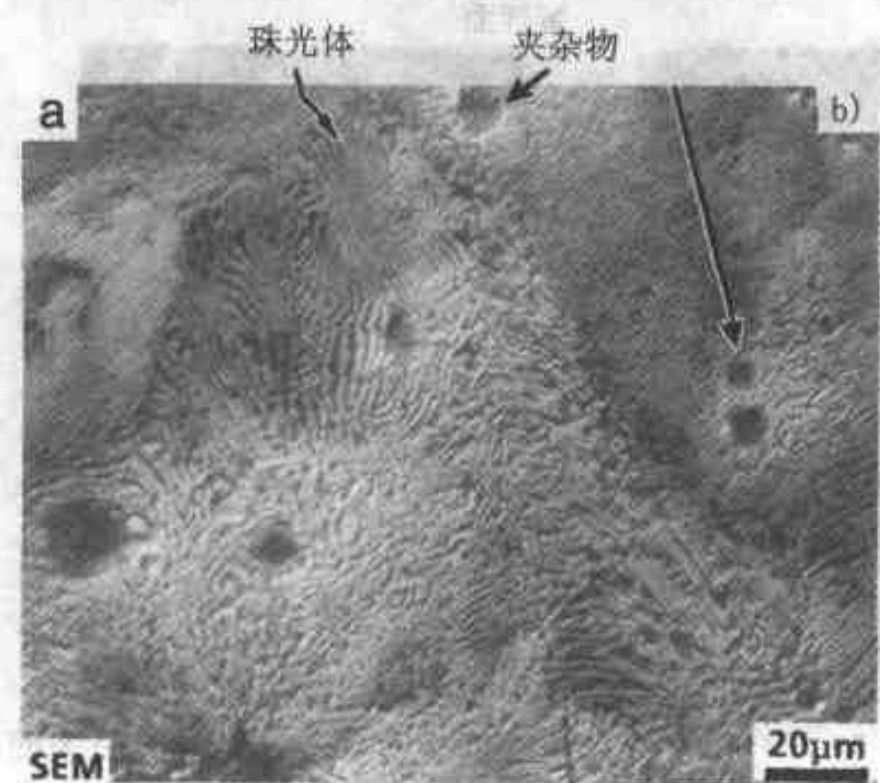
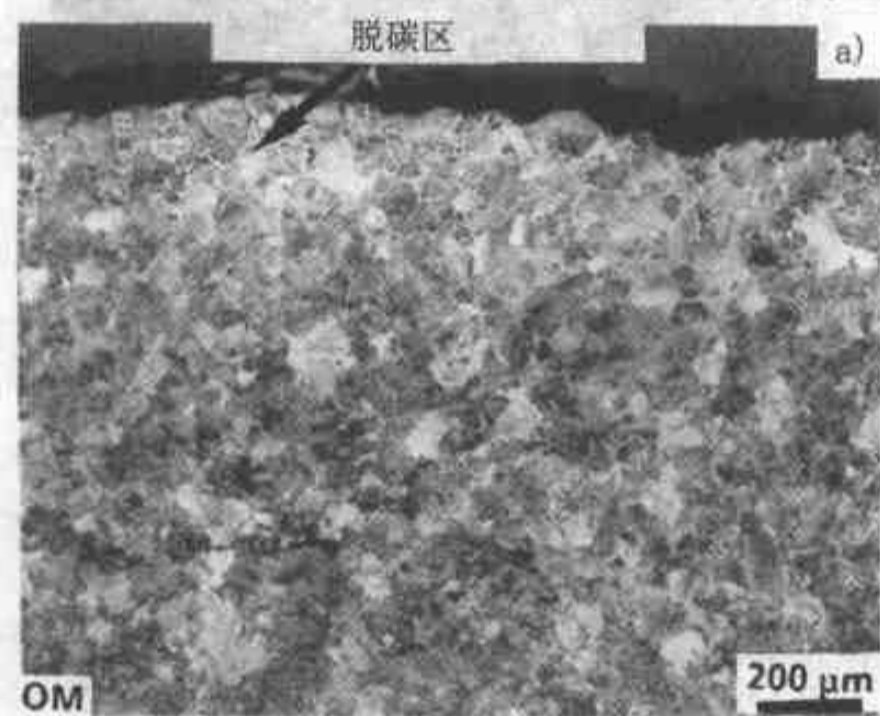


图 7.43 基体金属的显微照片

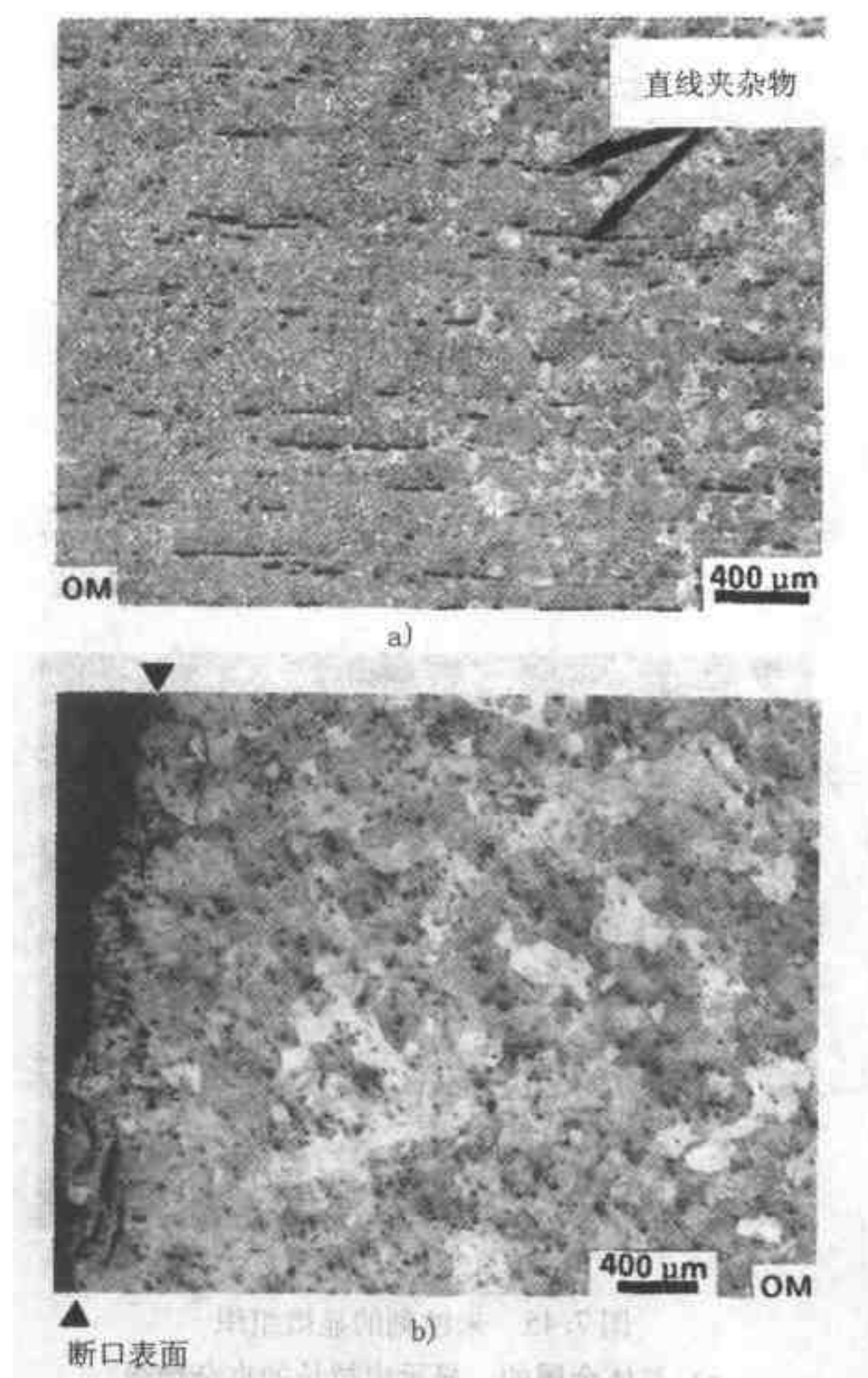


图 7.44 光学显微照片

a) 热影响区的 b) 焊缝金属的。组织细化程度不同是由于原生奥氏体晶粒尺寸不同，焊缝金属区的晶粒尺寸较大

在基体金属中，有密度相当高的夹杂物，在平行于铁轨轴线的方向上拉长（是铁轨热轧成形的结果）。夹杂物可能是 MnS （图 7.45a）。在焊缝区中，夹杂物为球形（图 7.45b）。在接近断口表面的边缘处发现大量裂纹（图 7.46）。

硬度测量。图 7.47 显示沿焊缝试样截面的硬度分布，并将 DPH 值转换为洛氏硬度 $\text{HRC}^{[18]}$ 。

7.5.4 讨论

焊缝的显微组织是这类碳素钢通常所具有的。从焊缝到基体金属的硬度分布

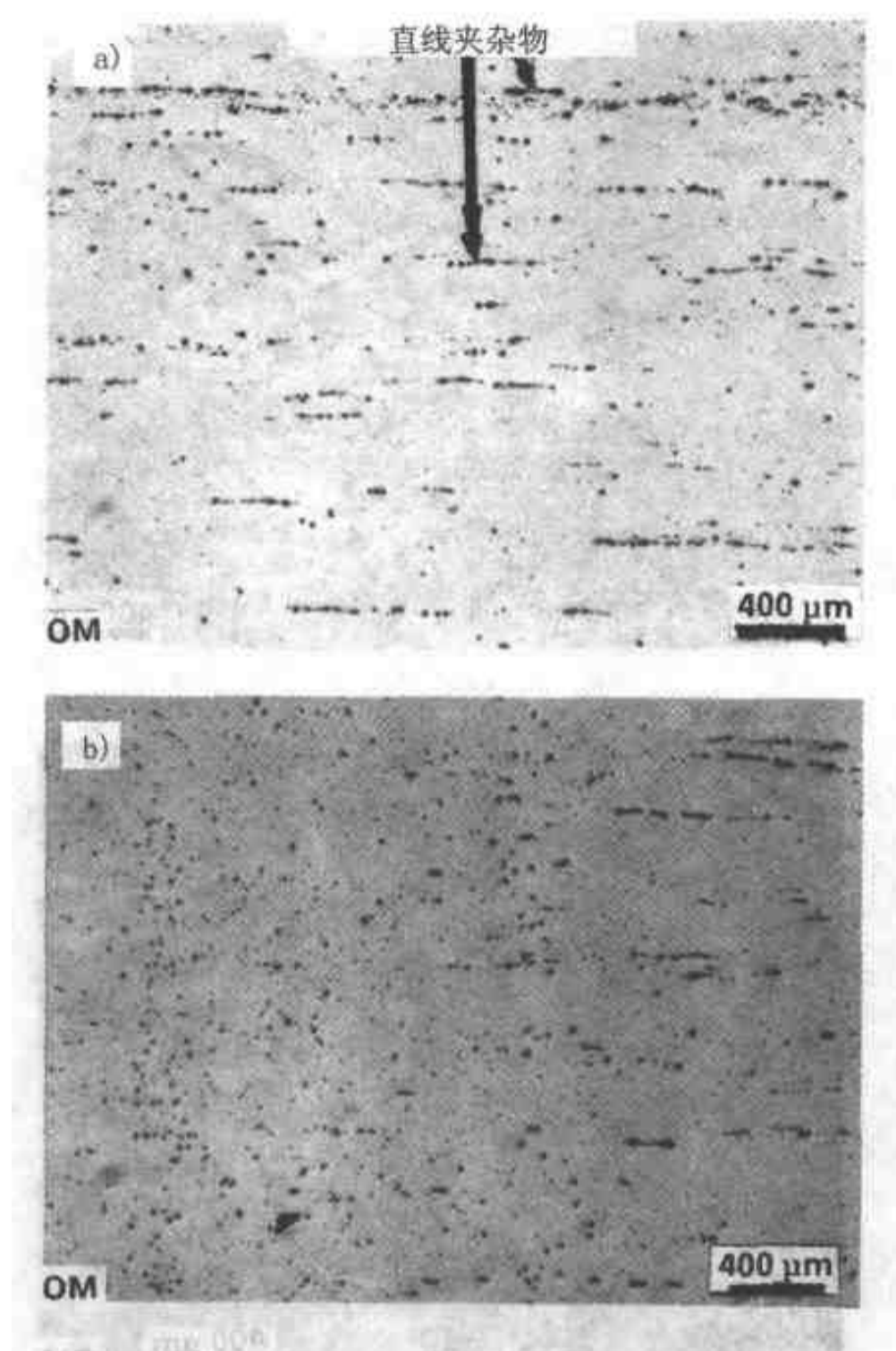


图 7.45 未蚀刻的显微组织

- a) 基体金属的，显示出拉长的夹杂物线
- b) 焊缝金属的，显示出圆形化的夹杂物

(图 7.47) 提供了对加工成这种状态的钢的有用数值。这些观察检验未提出钢种选择方面的问题。

铁轨失效的主要原因是在凝固过程中产生了起裂纹源作用的较大的孔洞。这些孔洞是凝固过程中钢液补缩不充分而造成的，是铸型设计不当所致。铁路公司已修改了铸型设计以解决这个问题，但新设计是否成功的现场评价尚未完成。

这里关心的另一问题是接近断口表面处的截面中存在大量裂纹 (图 7.46)。这些裂纹所在区域曾经熔化，最可能产生的原因是在凝固后的冷却过程中发生的热应力和相变应力所致。如果这些裂纹存在于焊缝中，则为裂纹提供了容易扩展的通道。确定失效的原因很复杂，因为铁路公司在前两年里将使用多年的未经热处理的铁轨换用一种经过热处理以提高表面硬度从而提高寿命的铁轨。

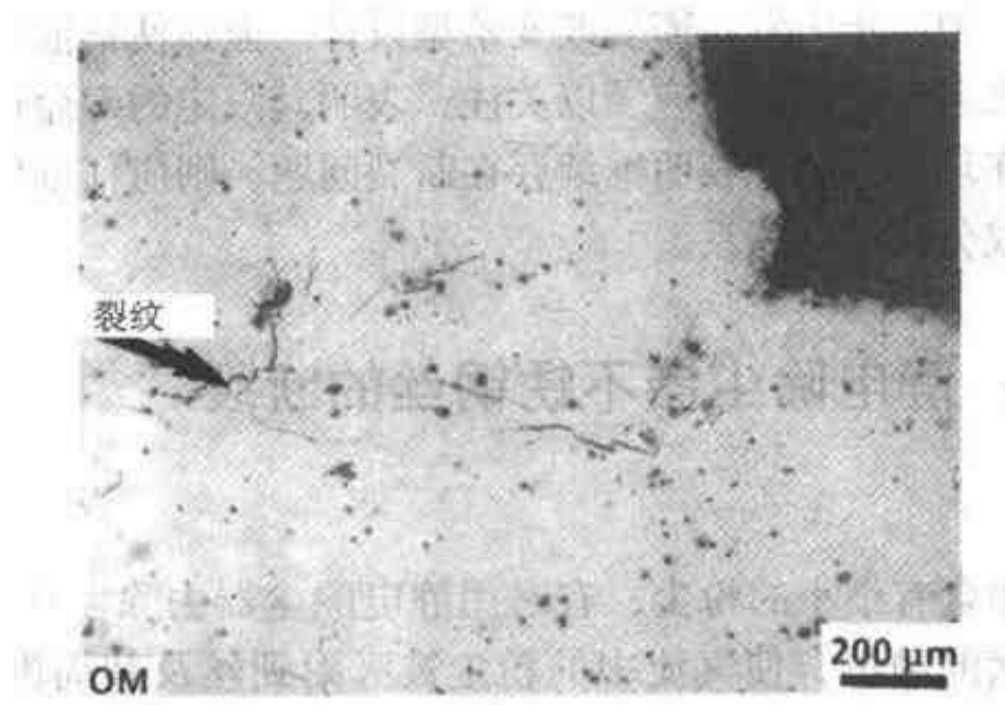


图 7.46 接近断口表面处的未蚀刻的显微组织，
显示出存在大量裂纹

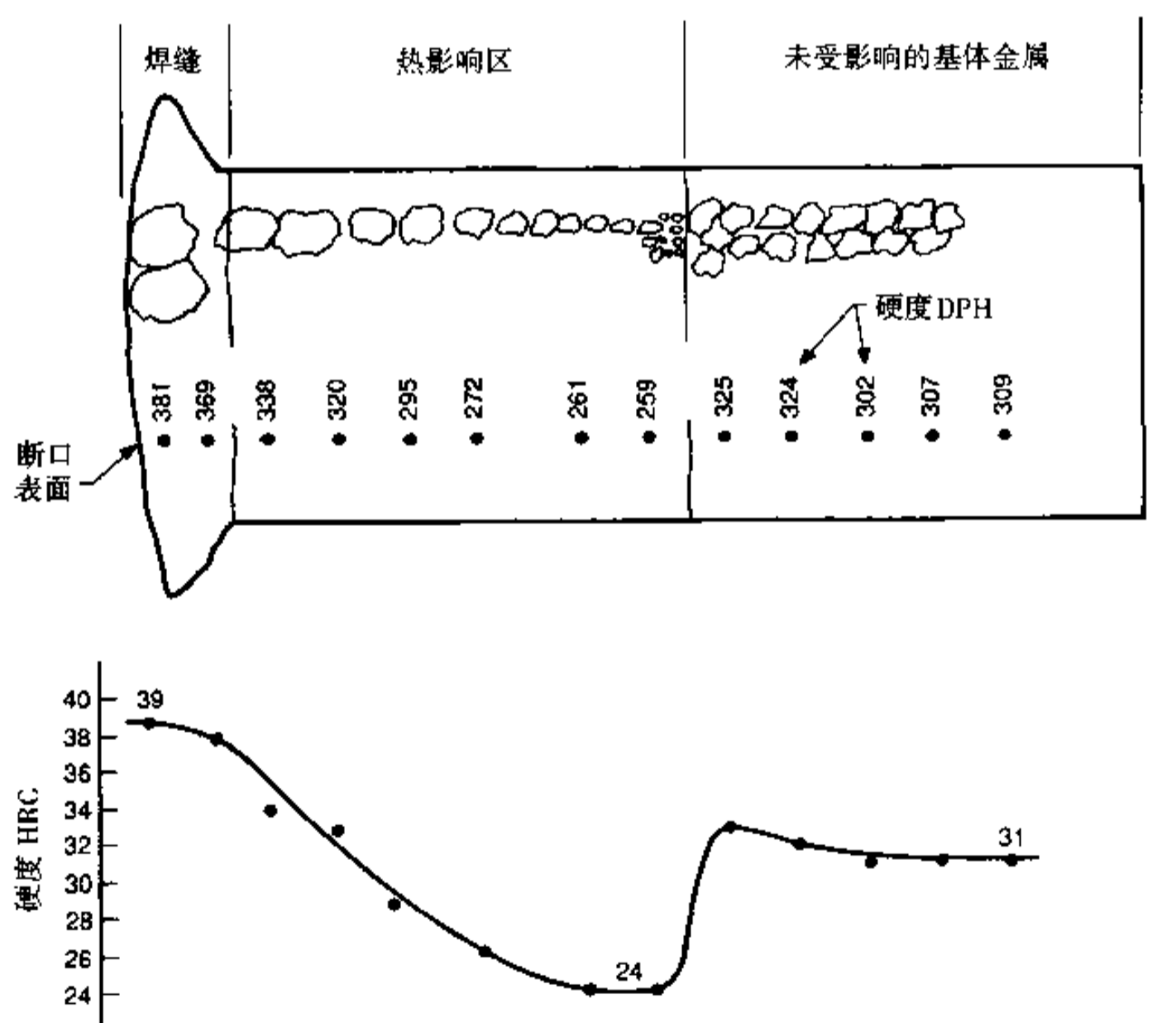


图 7.47 沿焊缝试样的硬度分布。显微硬度的测量位置是近似的

7.5.5 结论

造成铁轨失效的裂纹萌生于轨腰底部的较大孔洞处。这些孔洞是由钢液补缩

不充分所造成的。为防止失效，需要改变铸型设计。但即使钢液补缩适当，在焊缝显微组织中发现大量的裂纹也应予以关注，表明其限定的寿命仍是问题。如果重新设计的铸型在现场试验中表明继续存在断裂问题，则应仔细研究新铁轨的焊接、凝固和化学成分之间的关系。

7.6 案例 E：静电除尘器不锈钢丝的断裂

7.6.1 引言

造纸厂废气中含有细小的粉尘，有时用静电除尘器去除。在这种除尘器中，将细丝充以数千伏的静电，使气流中的粉尘被吸附到丝及其周围的粉尘收集板上。周期性地振动丝和收集板，将粉尘抖落到下面的接收槽内（图 7.48）。在一台此种静电除尘器中有几根这种充电丝在意外短的时间里断裂。丝制成螺旋圈，安装时被下端的重锤拉直（图 7.49）。已知这种丝为瑞典制造，相当于 316L 不锈钢，并注有“硬化 3/4”的标记。

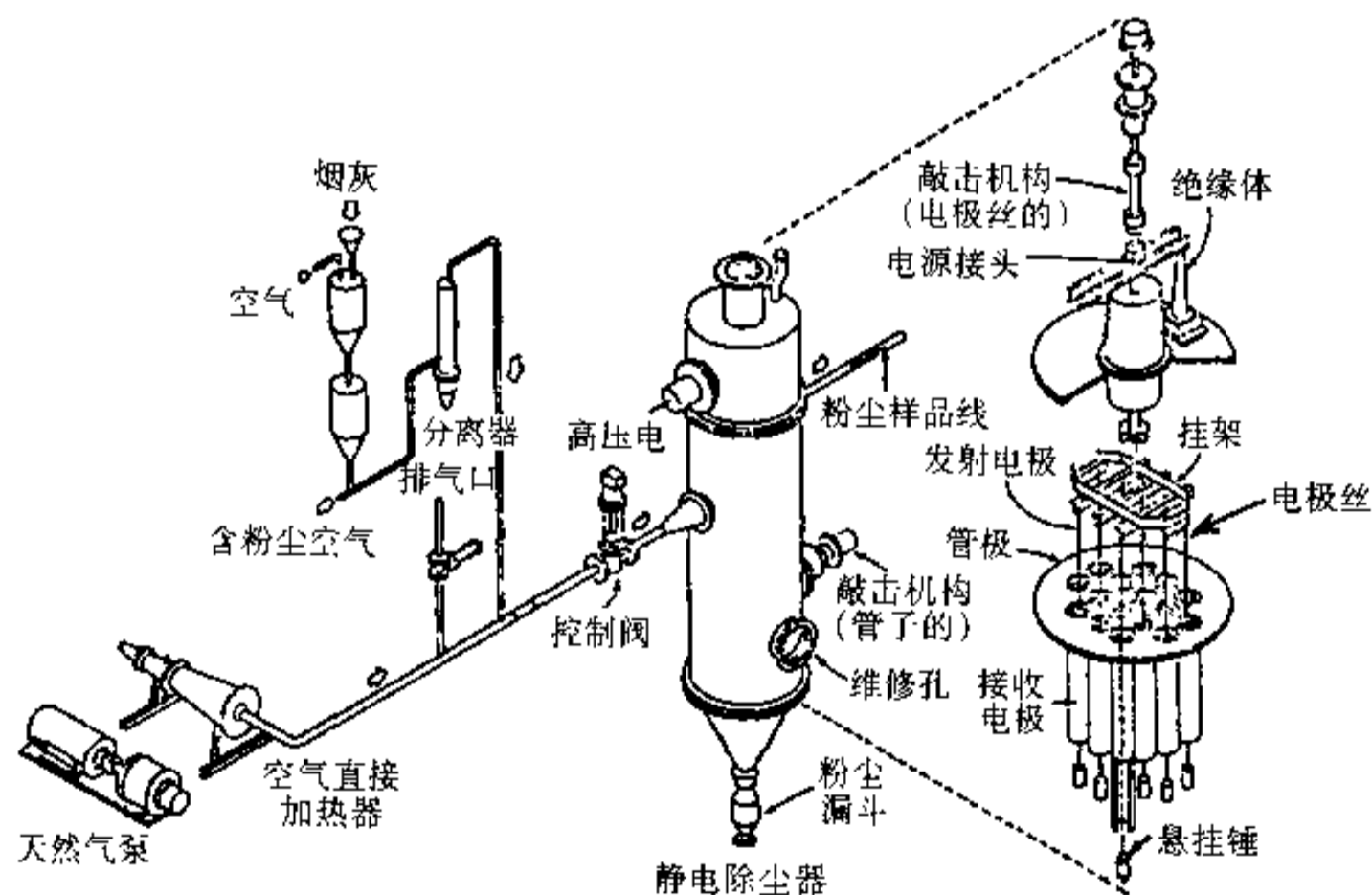


图 7.48 静电吸尘器系统简图，说明丝的位置

7.6.2 实验过程

收到一些断丝后，切成段以适合用扫描电镜和光学显微镜检验。试样在超声波搅动的丙酮中清洗后，进行目视、宏观断口形貌分析和扫描电镜检验。此外，在抛光后的金相试样上测量显微硬度。

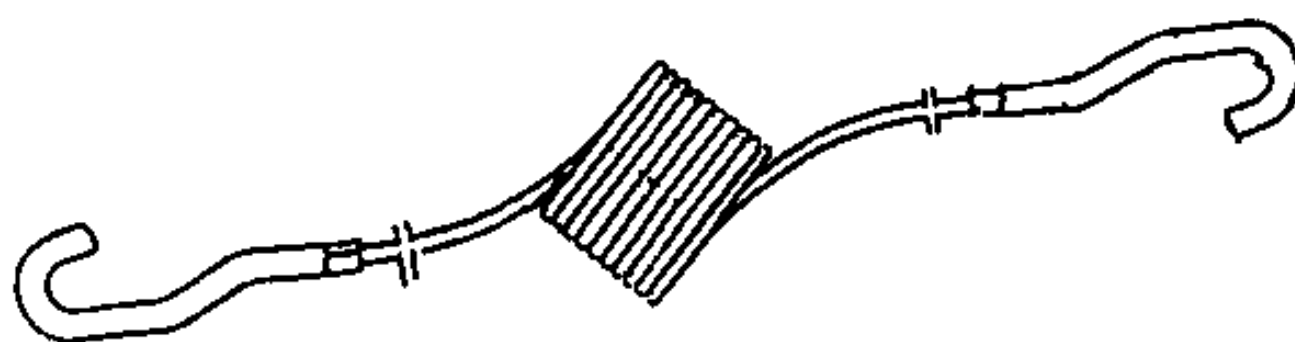


图 7.49 静电除尘器电极丝安装前的螺旋圈的外形

7.6.3 实验结果

目视检查。目视检查表明，丝的表面相当清洁，仅有一层薄薄的腐蚀产物。断裂面垂直于丝的轴线，没有明显的塑性变形迹象。

硬度测量。作了一些硬度测量并转换为 C 标尺的洛氏硬度值 (HRC)^[20]。

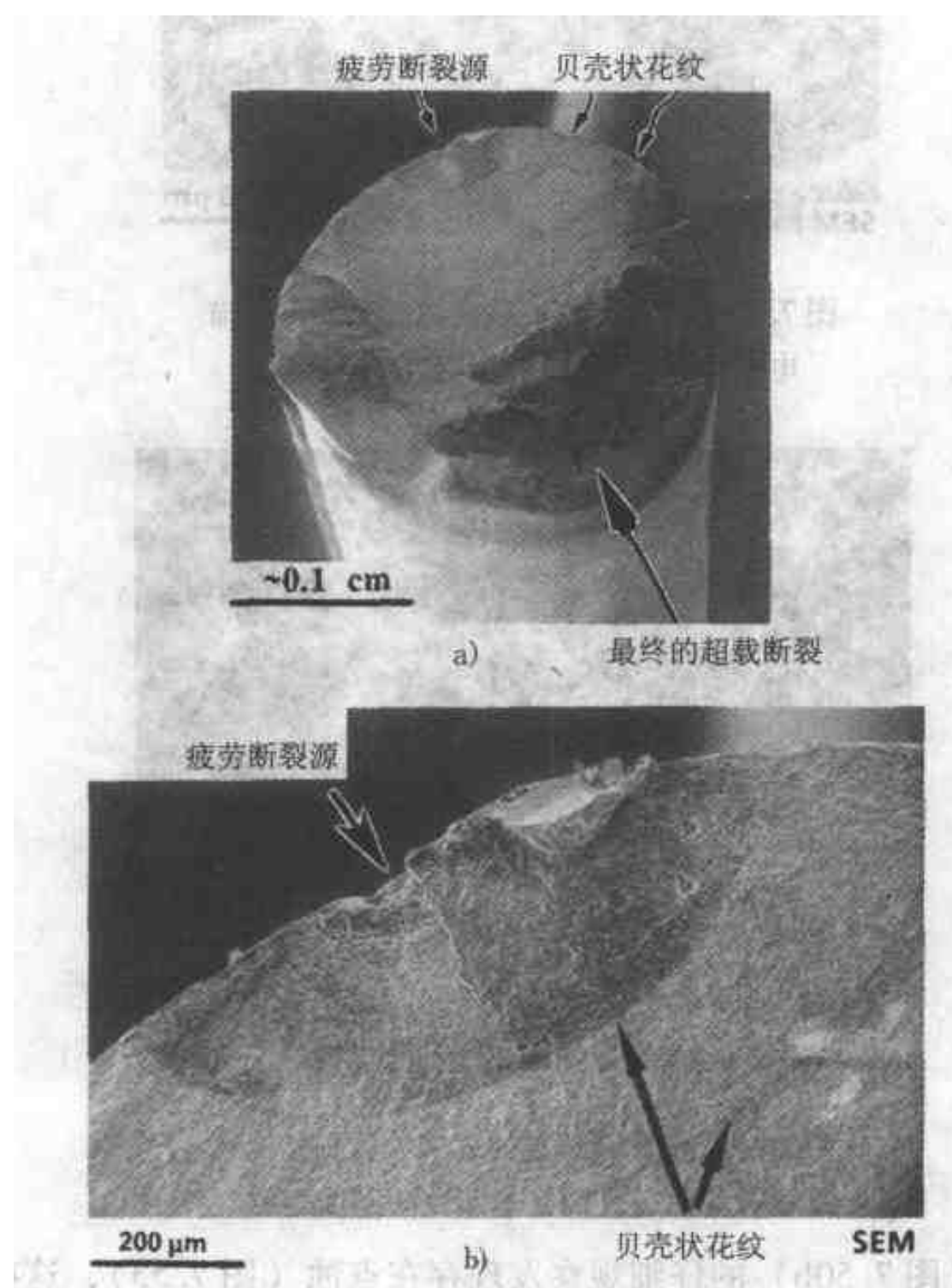


图 7.50 一电极丝断口表面的扫描电镜显微照片，显示疲劳引起的断裂

平均硬度为 37 (± 2) HRC。

断口形貌。在低倍放大时，断口表面显示出贝壳状花纹（图 7.50）（见第 4.5 节）。从断口形貌看，疲劳源很明显。在高倍放大时（图 7.51），看不到疲劳条纹，可能是被断口表面上生成的腐蚀产物遮盖住了。断口表面上的最后超载区表现为韧窝状（图 7.52）。

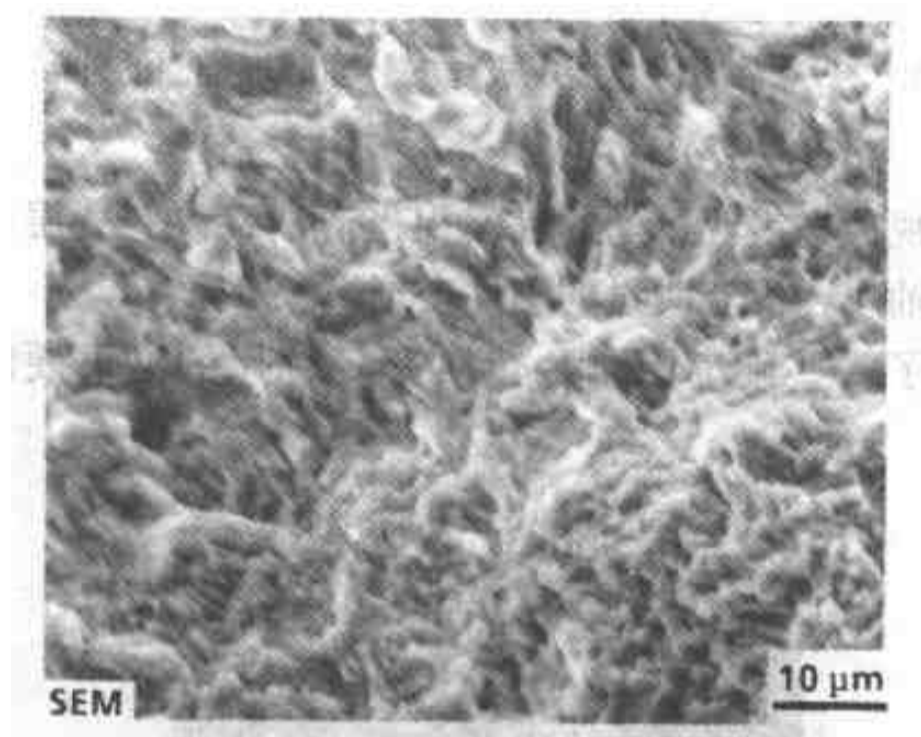


图 7.51 疲劳裂纹扩展区的高倍放大扫描电镜显微照片，注意不存在疲劳条纹

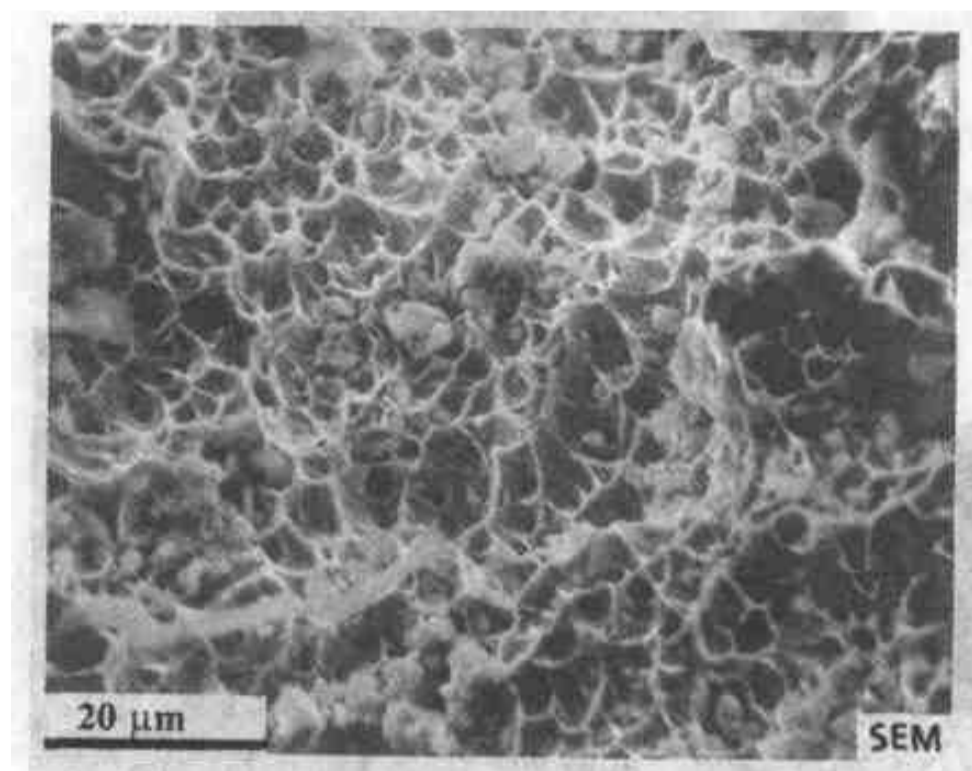


图 7.52 超载断裂区的高倍放大扫描电镜显微照片。表面显示凹坑和腐蚀碎屑

对断裂源（图 7.50b）的仔细观察发现存在点蚀（图 7.53），这些点蚀不仅能在一些丝的断裂源处看到，而且在丝的表面上也存在（图 7.54）。这些点蚀的外貌与发生在不锈钢表面上的点蚀相似。^[21]

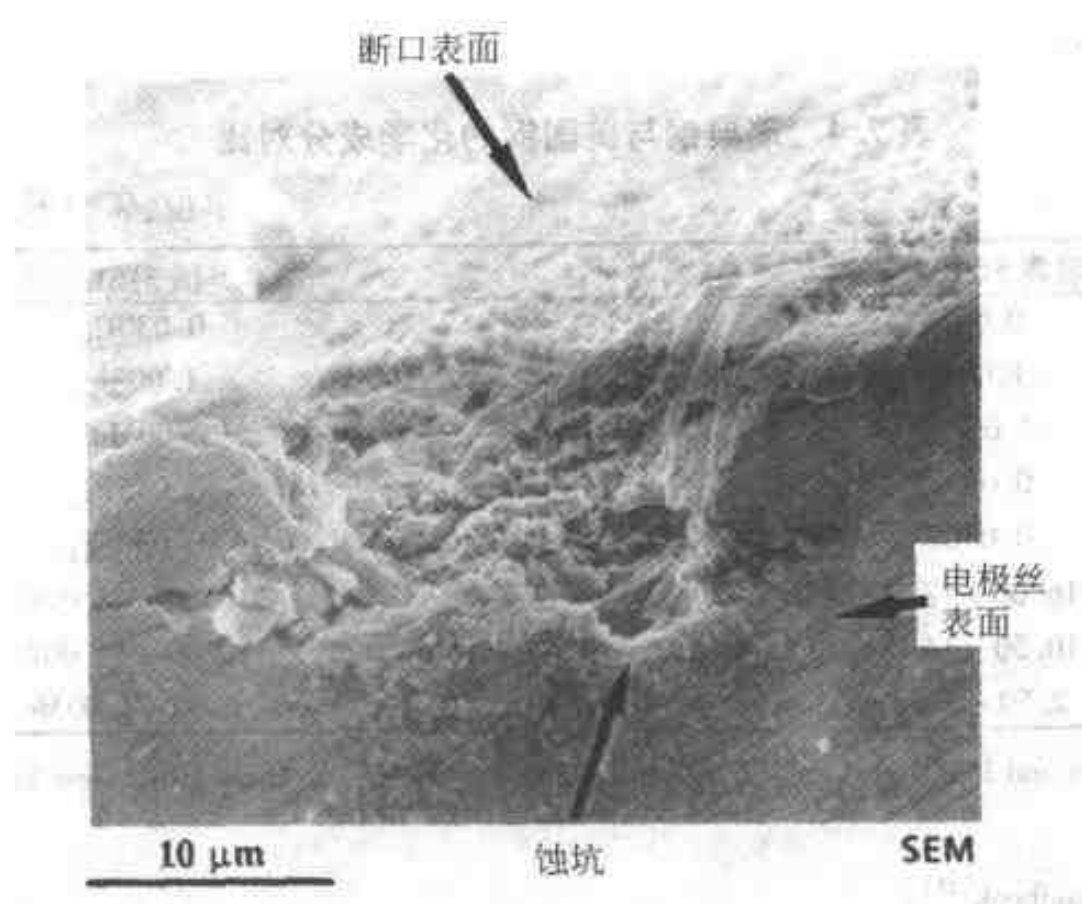


图 7.53 疲劳裂纹源处蚀坑的扫描电镜显微照片

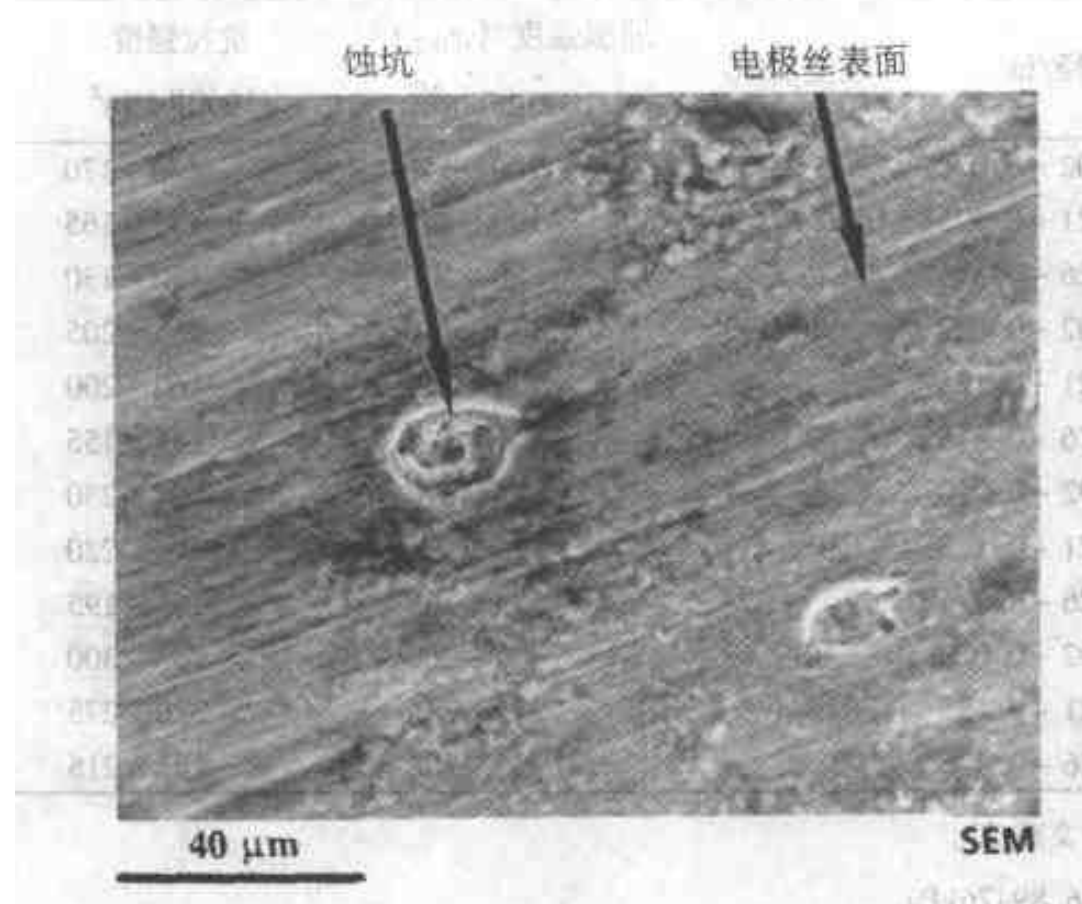


图 7.54 电极丝表面的扫描电镜显微照片,显示蚀坑

7.6.4 讨论

断口形貌明确表明断裂模式是疲劳,而且还指明疲劳裂纹萌生于点蚀。电极丝不能经受点蚀这一点令人关注。

制造电极丝的钢的化学成分见表 7.4,表明该钢种基本上是 316L 不锈钢。冷拉 316L 不锈钢的性能见表 7.5。从表中可以看到“硬化 3/4”状态下的硬度应为 29~32HRC,而失效丝的硬度测量值(37HRC)高于表中数值,相当于

“全硬化”状态。

表 7.4 瑞典钢与美国钢的化学成分对比

(单位: % (质量分数))

瑞典 SIS2343 钢 ^①	美国 316L 钢 ^②
0.05C _{max}	0.030C _{max}
1.00Si _{max}	1.00Si _{max}
2.00Mn _{max}	2.00Mn _{max}
0.045P _{max}	0.045P _{max}
0.030S _{max}	0.030S _{max}
16.00 ~ 18.00Cr	16.00 ~ 18.00Cr
10.50 ~ 14.00Ni	10.00 ~ 14.00Ni
2.50 ~ 3.00Mo	2.00 ~ 3.00Mo

①引自 D. Peckner and I. M. Bernstein, *Handbook of Stainless Steels*, McGraw-Hill, New York, 1977, p. A1-53.

②引自 Metals Handbook^[23].

表 7.5 316 奥氏体不锈钢的名义力学性能

状态	直径/in	硬度 HRC	屈服强度 ($\sigma_{0.2}$) /1000lbf/in ²	抗拉强度 /1000lbf/in ²	伸长率 (2in 上的)(%)
1/4 硬化	0.002 ~ 0.020	23 ~ 28	100 ~ 140	130 ~ 170	15 ~ 20
	0.021 ~ 0.125		100 ~ 130	125 ~ 165	15 ~ 25
	0.126 ~ 0.375		80 ~ 100	110 ~ 130	20 ~ 30
1/2 硬化	0.002 ~ 0.020	29 ~ 32	135 ~ 170	165 ~ 205	5 ~ 17
	0.021 ~ 0.125		130 ~ 165	160 ~ 200	11 ~ 18
	0.126 ~ 0.375		105 ~ 125	135 ~ 155	12 ~ 20
3/4 硬化	0.002 ~ 0.020	33 ~ 37	185 ~ 210	205 ~ 230	3 ~ 10
	0.021 ~ 0.125		175 ~ 205	200 ~ 220	6 ~ 12
	0.126 ~ 0.375		135 ~ 165	165 ~ 195	12 ~ 20
全硬化	0.002 ~ 0.020	38 ~ 43	230 ~ 260	235 ~ 300	1 ~ 2
	0.021 ~ 0.125		215 ~ 245	320 ~ 275	2 ~ 5
	0.126 ~ 0.375		155 ~ 185	185 ~ 215	3 ~ 6

注: 1. 引自参考文献 22。

2. 11bf/in² = 6.89476kPa。

标出所用丝处于冷加工状态的目的尚不清楚。这些电极丝处于静载荷以及由振动产生的附加载荷的作用之下, 故需要一定的疲劳断裂抗力。一般情况下, 抗拉强度高则疲劳强度也高, 故使用冷加工不锈钢丝是合理的。但表面光滑的和有切口的冷加工 304 不锈钢试样的数据 (图 7.55)^[24] 表明, 在冷加工状态下材料具有很高的切口敏感性。据报道, 301 不锈钢有相似的实验结果 (见 Metal Handbook^[25], 765 页)。在图 7.56^[26] 中退火 302 不锈钢的疲劳曲线显示, 在退火状态下对切口不甚敏感。此外, Metal Handbook^[25] 的数据表明, 应力集中系数 K_t 为 3

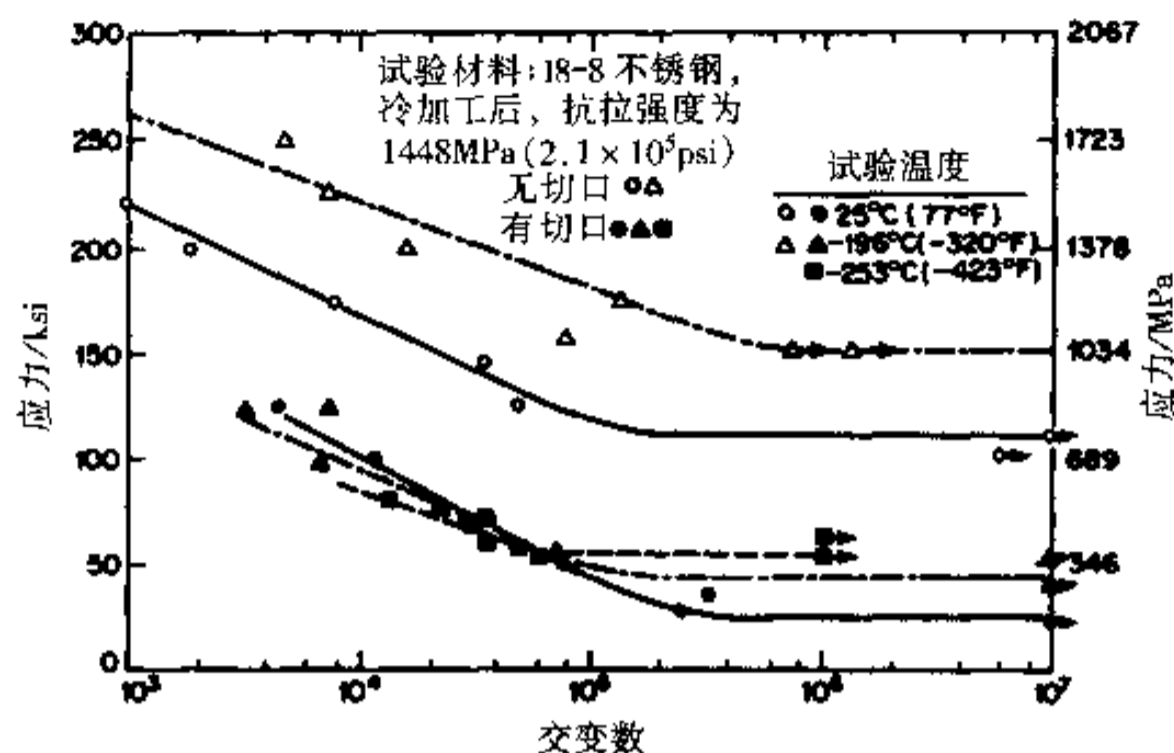


图 7.55 冷拉 304 奥氏体不锈钢的疲劳曲线, 显示冷加工状态下的切口敏感性 (引自 Spretnak et al.^[24])

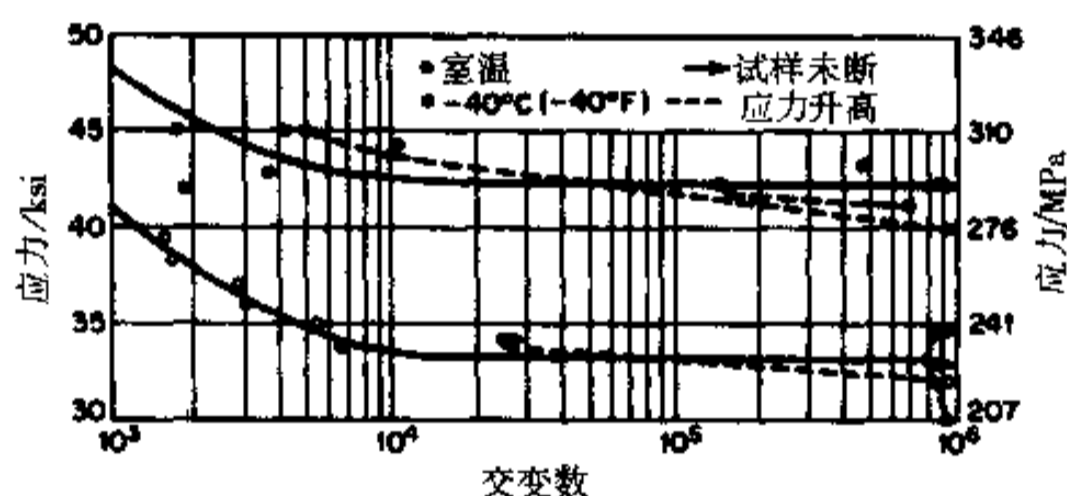


图 7.56 退火 302 奥氏体不锈钢的疲劳曲线, 显示在此状态下切口敏感性不明显 (引自 Henke^[26])

时,“特别硬化”的 301 不锈钢和退火的 304L 不锈钢具有相近的疲劳强度。所以冷加工 316L 不锈钢可能具有切口敏感性。

因此在冷加工改善抗拉强度时,材料可能变得对切口非常敏感。在造纸厂废气的化学侵蚀环境中,细丝发生点蚀,这些蚀坑成为切口,从而降低了细丝的疲劳强度。

另外重要的一点是,细丝的断裂可能表明系统的操作不当,产生过量的振动载荷和静载荷。这在本研究中尚不清楚。

7.6.5 结论

引起断裂的基本原因是点蚀,为疲劳裂纹的萌生提供了场所。虽然冷加工状态有较好的静载荷抗力,但提高了材料的切口敏感性。推荐选用含 Mo 量较高的材料(如 317L)以便更好地抵抗点蚀。

7.7 案例 F：剪线钳的断裂^①

7.7.1 引言

斜头剪线钳用于各种操作，主要是用于电气线路方面。收到了一把损坏的剪线钳，损坏位置在钳柄与钳口的过渡处。图 7.57 是已损坏的剪线钳全貌（指出了损坏位置）。在已损坏的剪线钳上能看到的标记仅为“2214”和“模锻”，未见制造厂家的商标，也不知产自哪个国家。

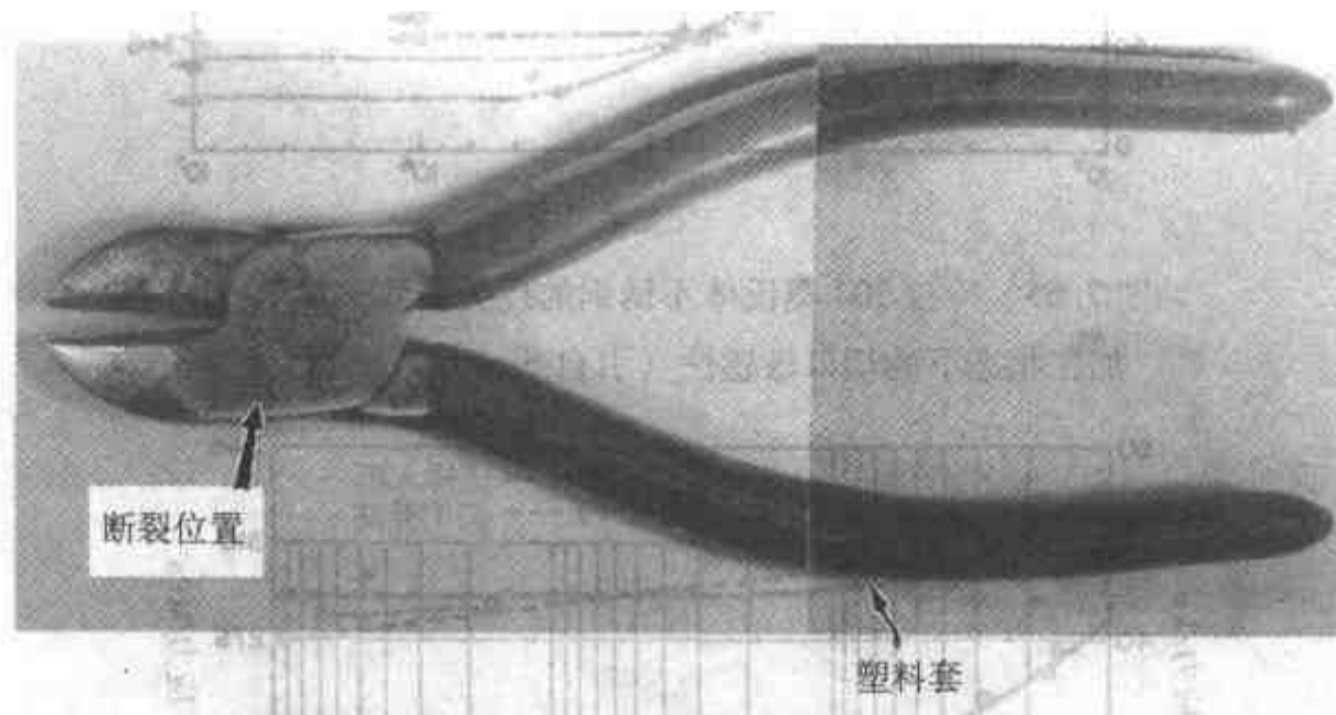


图 7.57 损坏的剪线钳

已知剪线钳是在剪通常用于居民家中的尺寸正常的铜线时损坏的，一般用更大一些的工具剪这种尺寸的铜线，以便更省力、更方便。收到此剪线钳作分析时，钳口处于完全闭合的位置，须用旋具撬开。这说明钳的铰链已不正常，可能是造成损坏时使用了过大的力气。

调查有关制造标准时发现，美国没有制造手工工具的标准。未调查军工标准。英国标准学会和日本工业标准中则有这类手工工具的制造标准。

7.7.2 实验过程

图 7.58 是两个断口表面的低倍放大照片，图 7.59 是这两个断口表面的位置和方向。在照片中分辨出两个明显的区域：外表面，即承受载荷时的最大纤维应力区，没有发生尺寸改变的迹象，而在中心区域则看到一些尺寸改变。此外在表面上有一些明显的塑性变形，应是发生最后断裂的地点（见第 4.4 节）。

将钳柄上的塑料套剥掉以曝露钳柄区域。钳的前部镀铬，直至塑料套的边缘。钳柄表面上有一层乌黑的物质，该钳必定是在要装塑料套后再进行电镀的。

^① 作者感谢 Brian Kruse 对本案例研究所作的工作。

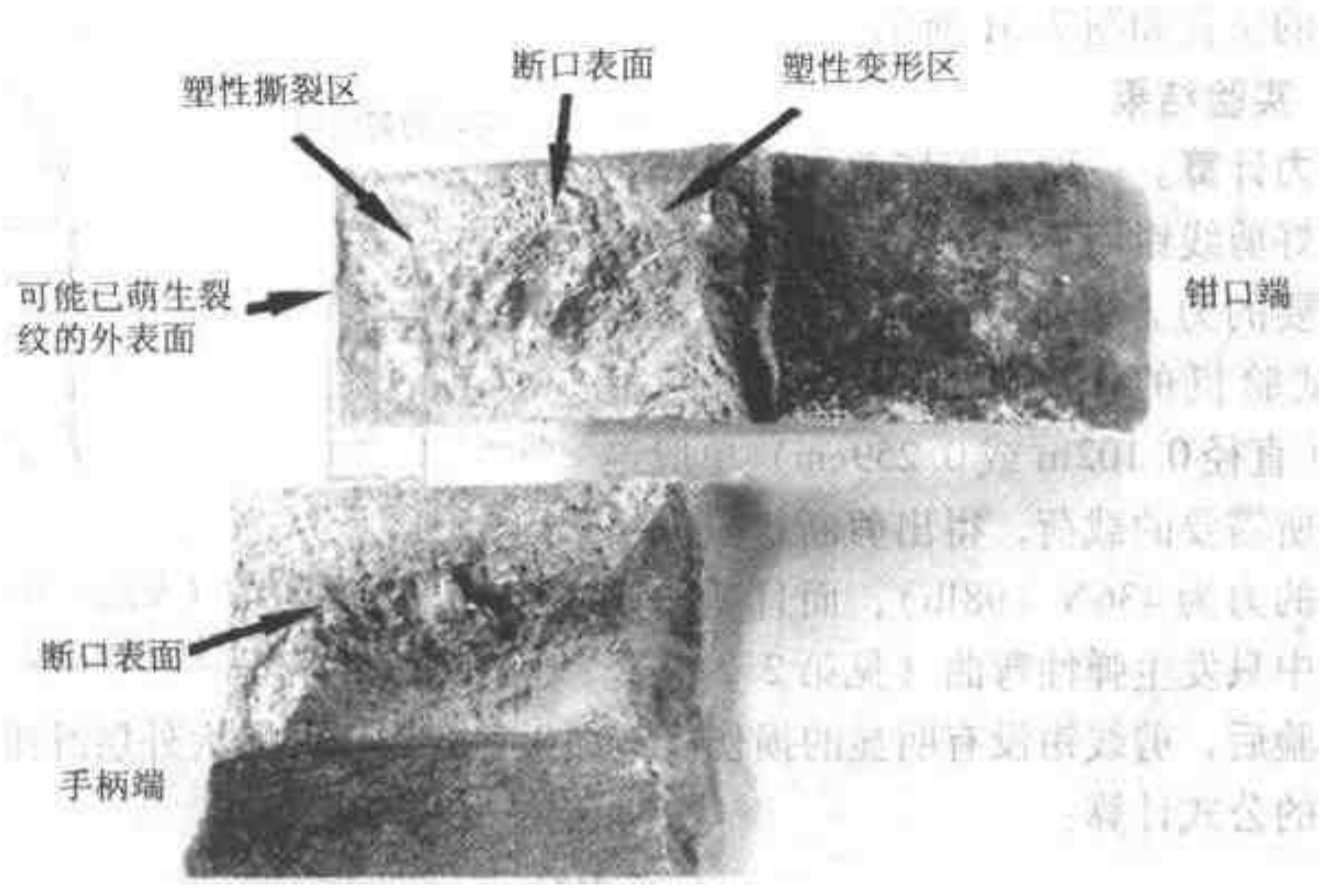


图 7.58 一把破断的剪线钳的断口表面。下面的是手柄部分，上面的是接近铰链销轴的地方

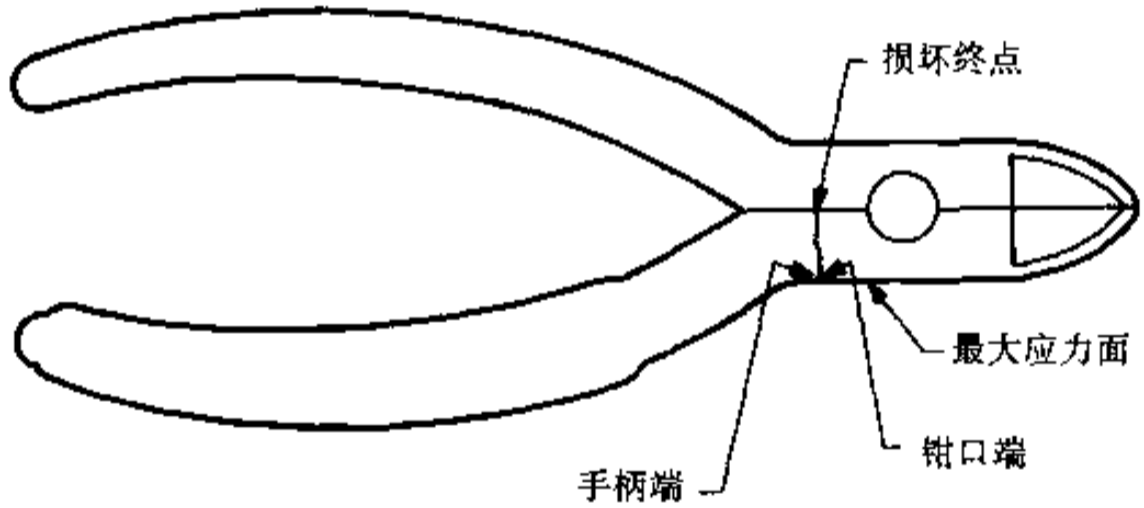


图 7.59 剪线钳简图，说明图 7.58 中的断口位置和位置的特性

表面上的乌黑层或是塑料套留下的，或是一种热处理造成的。

目视检验后，分三步进行分析以决定失效的原因。首先评价对该钳剪线操作的设计应力水平，之后对所用材料及热处理工艺进行金相检验，最后利用扫描电镜对断口进行仔细的检验。

图 7.60 是失效零件切开后用于显微组织检验的情况。将钳的头部镶嵌以作金相检验，以曝露出平行于断口表面的一个面和铰链中心线上的截面。在损坏区和未断裂区测量 C 标尺洛氏硬度，

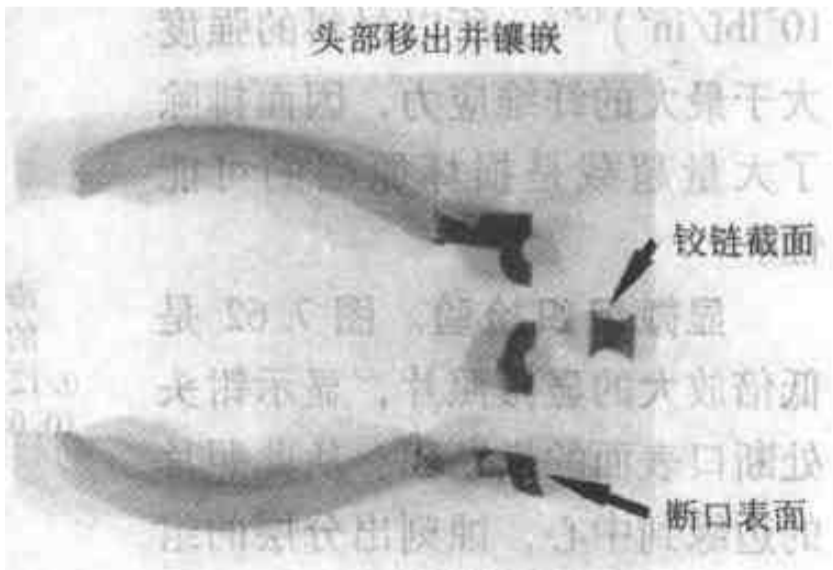


图 7.60 切开失效的剪线钳得到的显微组织检验的试样

测量点的位置如图 7.61 所示。

7.7.3 实验结果

应力计算。一副与损坏剪线钳尺寸相近的完好剪线钳用于测量在典型剪线操作中所需要的力。将此剪线钳放置在 Tinius Olsen 试验机的压头下，测量剪断一根 10TW（直径 0.102in 或 0.259cm）单股绝缘铜线所需要的载荷，得出剪断这根铜线所需要的力为 436N（98lb），而且剪线钳在试验中只发生弹性弯曲（见第 2.2 节）。完成试验后，剪线钳没有明显的损伤。施加于剪线钳上的最大外层纤维应力可用简单梁的公式计算：

$$\sigma = \frac{Mc}{I}$$

式中 M ——为力矩 = 6.4cm × 438N（2.5in × 98lbf）

c ——为 0.34cm（0.269/2in）

I ——为惯性矩 = 0.0112cm⁴ [(0.166 × 0.269³/12in⁴)]

所以

$$\sigma = 8.4 \times 10^4 \text{ Pa} (1.22 \times 10^5 \text{ lbf/in}^2)$$

现在要把上述数值与所用材料的力学性能进行比较。

硬度测量值见图 7.61。损坏剪线钳的硬度要低一些，平均为 40HRC，相当的抗拉强度为 $1.24 \times 10^9 \text{ Pa}$ ($1.8 \times 10^5 \text{ lbf/in}^2$)，屈服强度约为 $1.03 \times 10^9 \text{ Pa}$ ($1.5 \times 10^5 \text{ lbf/in}^2$)^[27]。所以材料的强度大于最大的纤维应力，因而排除了大量超载是损坏原因的可能性。

显微组织检验。图 7.62 是低倍放大的显微照片，显示钳头处断口表面的横断面。从此照片的边缘到中心，蚀刻出分层的组织，表明该工具是经过渗碳的。高倍放大后，显示出显微组织是

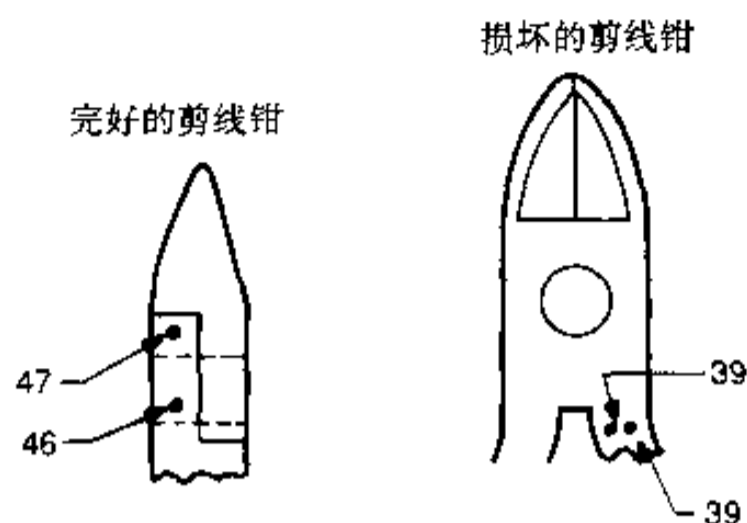


图 7.61 在完好的（左边）和已损坏的剪线钳（右边）上测定硬度值（HRC）

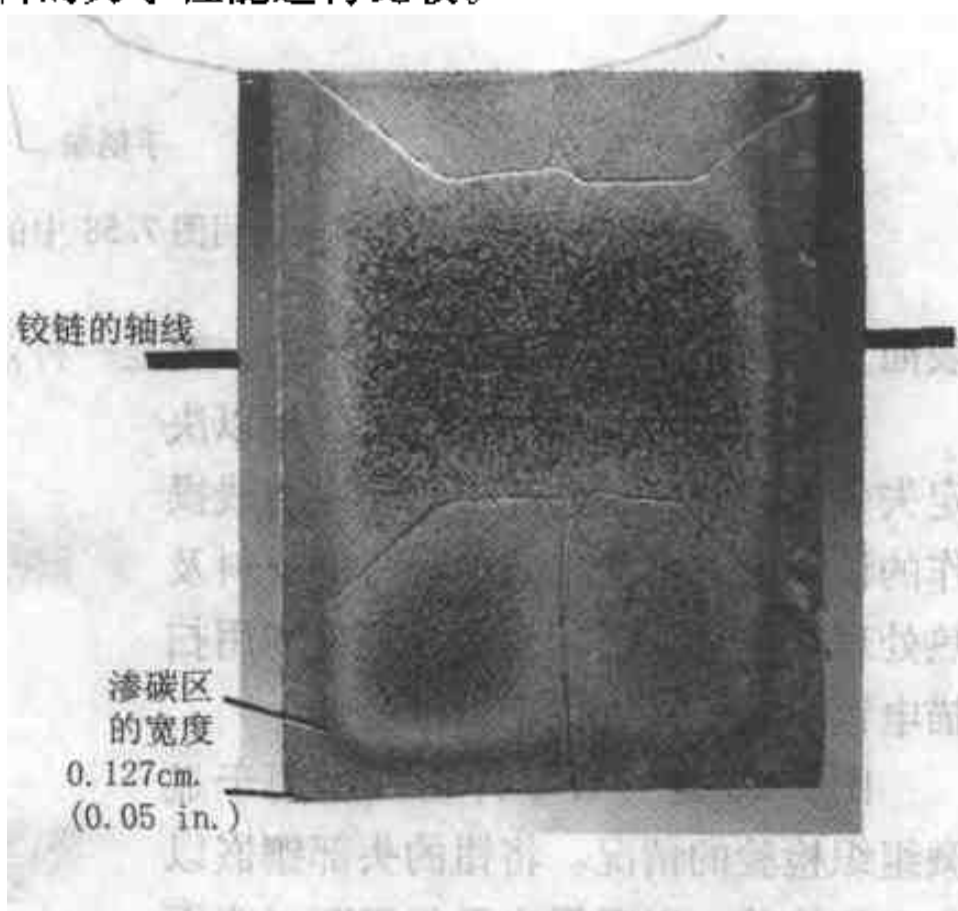


图 7.62 断裂区的低倍放大显微照片，显示渗碳区的宽度

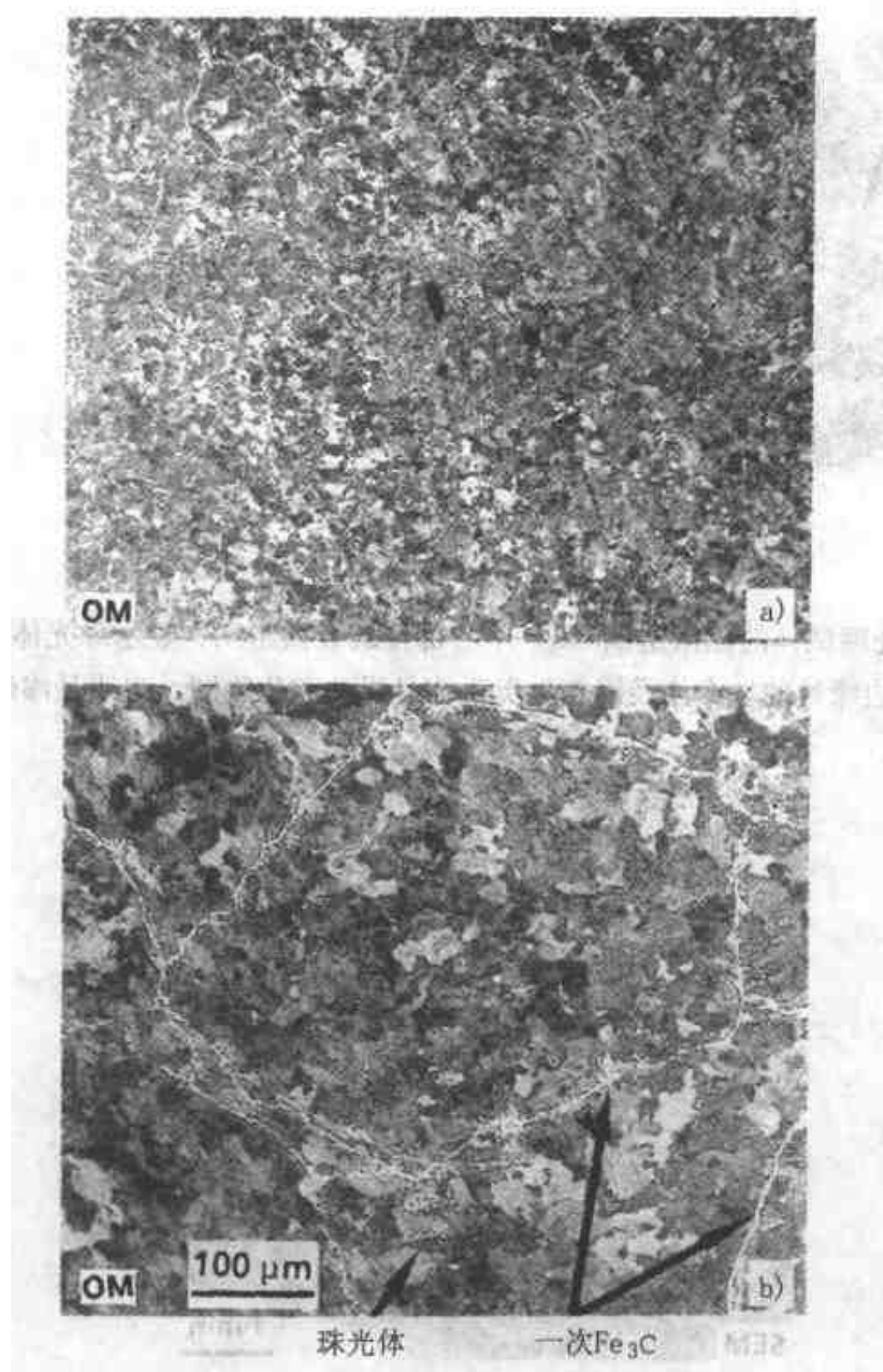


图 7.63 渗碳区低倍 a) 和高倍 b) 放大的显微照片，显示沿初生奥氏体晶界的碳化物网

回火马氏体，未溶解的碳化物勾划出初生奥氏体晶粒的边界，如图 7.63 所示。这一组织从表面向内延续的深度约相当于 3 个（初生奥氏体）晶粒，在它下面已看不到晶界碳化物。初生奥氏体晶粒的尺寸估计为 ASTM 3 级。表面上无脱碳迹象。所有这些表明，材料是经过渗碳的。为了证实这一点，自钳柄切下一段试样，然后在 980℃ (1800°F) 奥氏体化 2h，之后炉冷。这一段试样边缘至中心的低倍放大显微组织如图 7.64a 所示，明显地呈现出渗碳区。图 7.64b 是显示试样中心部位未渗碳，并显示在铁素体基体中约含有 10% 的珠光体，表明制造剪线钳的钢约含 $w(\text{C}) = 0.1\%$ 。与之相对照，接近边缘处的显微组织（图

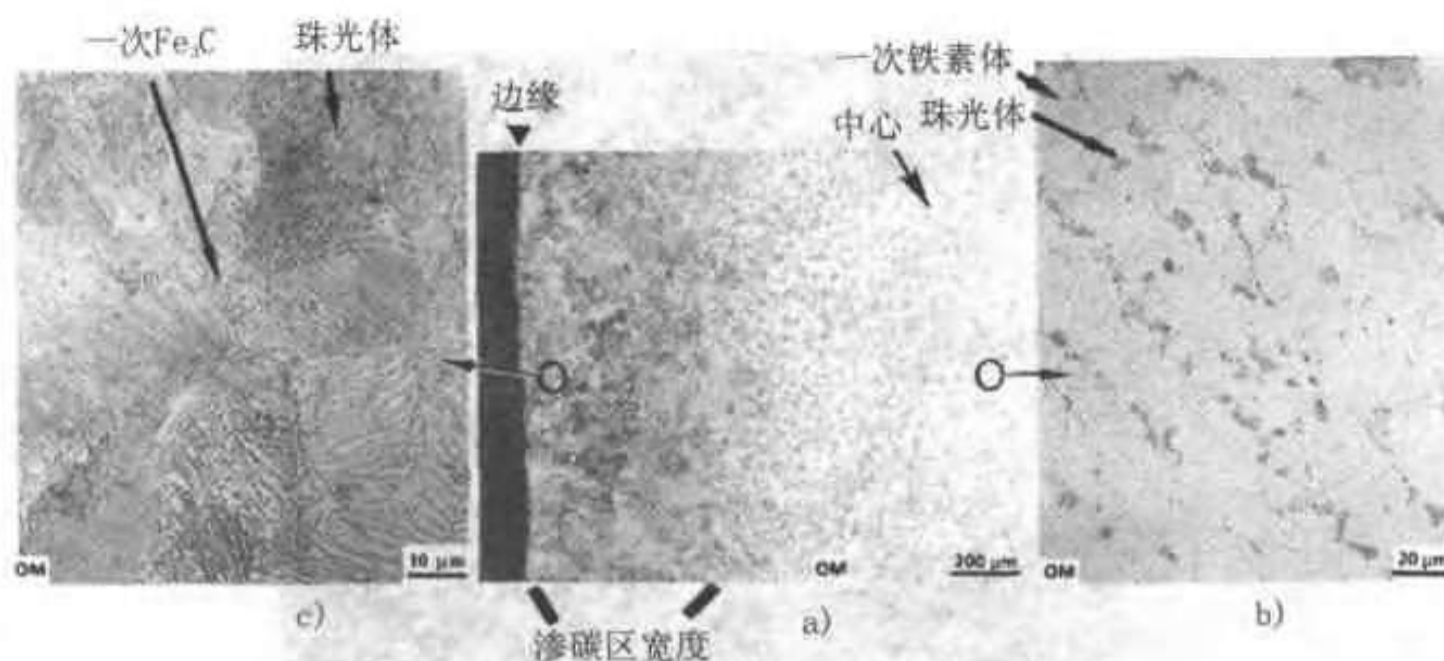


图 7.64

- a) 热处理试样的显微组织 b) 中心部位的显微组织, 显示珠光体和铁素体
c) 边缘处的珠光体及沿初生奥氏体晶界的碳化物网, 表明是渗碳组织

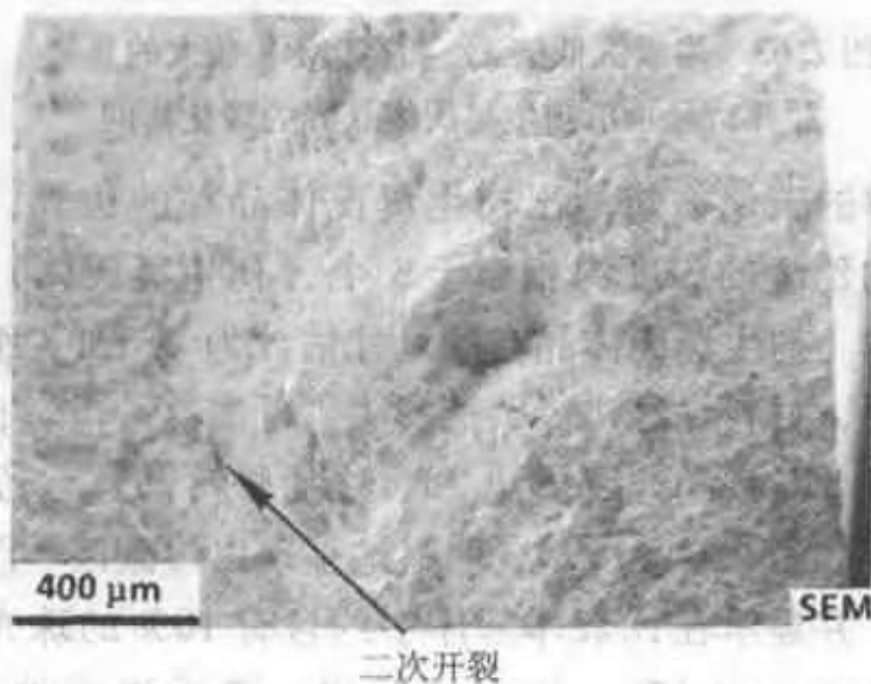
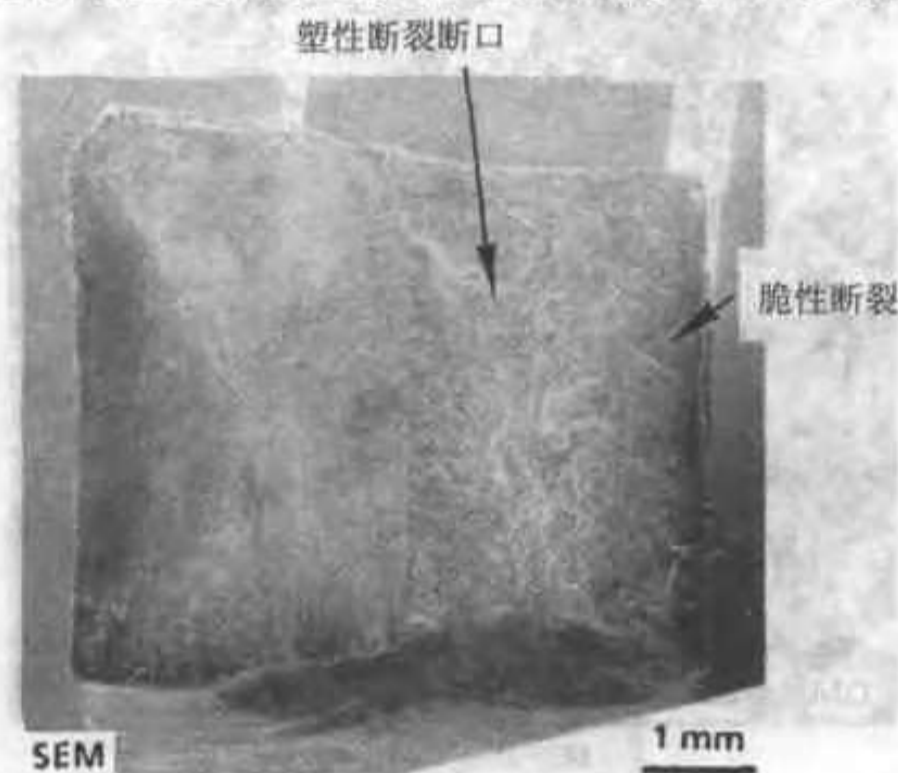


图 7.65 断口表面的低倍放大断口形貌

7.64c) 显示出沿初生奥氏体晶粒边界的珠光体和碳化物, 推断出这一区域的含 $w(\text{C}) > 0.8\%$ 。

SEM 断口形貌。用扫描电镜检验钳头部分的断口表面 (图 7.58)。如图 7.65 中所示的低倍放大断口表面那样, 外层区域是脆断, 中心部分发为具有一些二次开裂的塑性撕裂 (见第 3.4 节)。图 7.66 的高倍放大断口形貌取自外层渗碳区, 很明显为混合型开裂, 由解理 (见第 3.4 节) 和显微孔洞聚集组成。中心区域只有韧窝, 如图 7.67 所示, 此图是取自一个二次裂纹附近的高倍放大

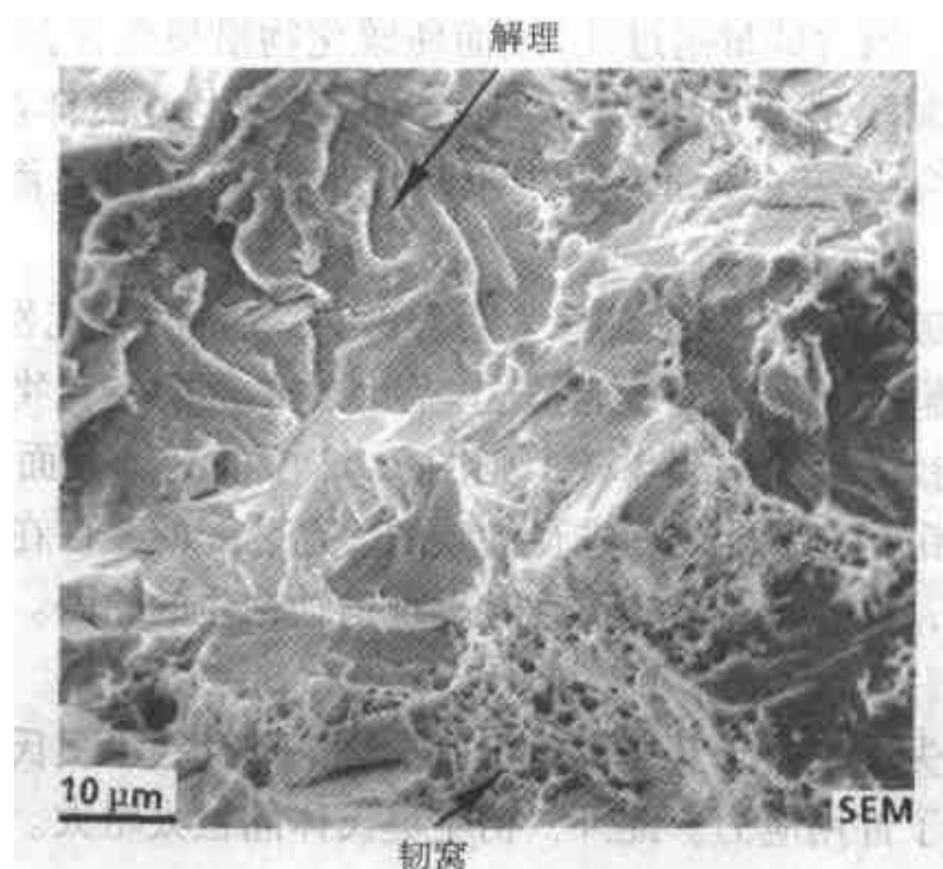


图 7.66 接近边缘处 (见图 7.65) 的扫描电镜断口照片, 显示出混合型断裂机制

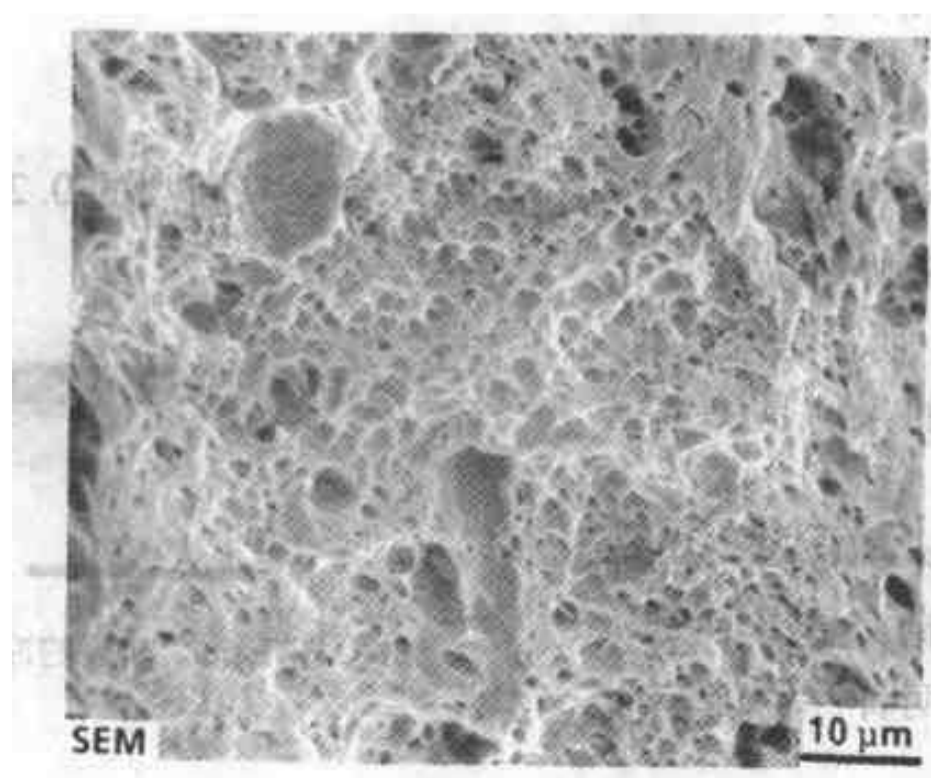


图 7.67 接近图 7.65 中二次开裂处的扫描电镜断口照片, 显示韧窝

的断口形貌。最外缘处（最大纤维应力区）的特征是覆盖有一些腐蚀产物，这些腐蚀产物不能用标准的表面清洗方法去除（见第 1.41 节）。

7.7.4 讨论

取自剪线钳上接近断裂处表面上的硬度表明，其屈服强度显著地高于外加应力。这一事实可能引起误导，因为初生奥氏体晶粒边界处的碳化物显微组织降低了材料的断裂韧性^[28]。

由于表面存在乌黑色物质，推测是采用了固体渗碳。此外，或者是零件从渗碳处理后直接淬火，因含碳量超过 4_{cm} 线而使碳化物沿奥氏体晶界析出；或者是淬火速率不当，抑制了晶界碳化物的形成。由于初生奥氏体晶粒粗大（约为 ASTM 3 级），看来零件未进行重新奥氏体化。最有可能的是渗碳后直接淬火，然后回火。

由于不当的电镀工艺而导致氢脆（见第 3.11 节）的可能性不能完全排除。在外缘处观察到的解理断裂特征可能是这一区域中的晶界碳化物网造成的。如果零件在安装之前与铰链销轴一起渗碳，则图 7.62 中的销轴表面应有明显的渗碳区，所以推断剪线钳是在装配之后进行渗碳的。已装配的零件在热处理过程中产生不均匀的热膨胀，这应该是最初检查时发现销轴粘住的原因。

7.7.5 结论

看来剪线钳的失效是由于其显微组织有缺陷，即存在沿奥氏体晶界分布的一次碳化物网，降低了许用应力。此外，初生奥氏体晶粒太粗大。这两个问题均出自不当的热处理。

7.8 案例 G：钢冲子的断裂^①

7.8.1 引言

细杆冲子用于水泥块打孔的中心定位。收到一只断裂的 0.238cm (3/32in) 冲子（图 7.68），断裂处接近工作端。冲子为钢制造，明显是电镀的，可能是镀镍。研究的目的是决定损坏的原因。

研究中，测得冲子材料是一种高含碳量的普通碳钢，具有回火马氏体组织。已知有两种原因能造成



图 7.68 断裂的冲子

① 作者感谢 Bruce D. Cutler 对本案例研究所作的工作。

这类钢脆化：在 $250 \sim 540^{\circ}\text{C}$ ($482 \sim 1004^{\circ}\text{F}$) 温度范围内停留或缓慢冷却产生的回火脆性^[29]，以及在 $260 \sim 370^{\circ}\text{C}$ ($500 \sim 698^{\circ}\text{F}$) 进行马氏体组织回火后产生的回火马氏体脆性 (TME)^[29]。

如果将这类材料曝露于氢中，如在电镀过程中可能发生的那样^[30,31]，则 TME 会更为恶化。高强度钢更易于发生氢脆^[31]。减轻的办法之一是将电镀的零件在 200°C (392°F) 烘烤 3 ~ 4h，通常可使氢扩散出去，但如果电镀层本身起到氢扩散的阻断层时则例外。本研究中的钢具有较高的含碳量。当从奥氏体温度淬火冷却到 25°C (77°F) 以硬化材料时，一些奥氏体可能保留下来，因为奥氏体转变的终了温度低于 25°C (77°F)。在回火时，这些残留奥氏体会分解为易于发生氢脆的微观组分。

7.8.2 实验过程

第一步是目视检查零件和整个冲子的照片 (图 7.68)。图 7.69 说明是如何将其截开进行研究的。第 1 段的断口表面 (图 7.69) 用扫描电镜检验，不仅检查整个断口表面的特征 (低倍放大)，而且检查横跨断面上的变化。此外还用 X 线荧光光谱仪 (EDS) 分析整块材料、夹杂和电镀层。

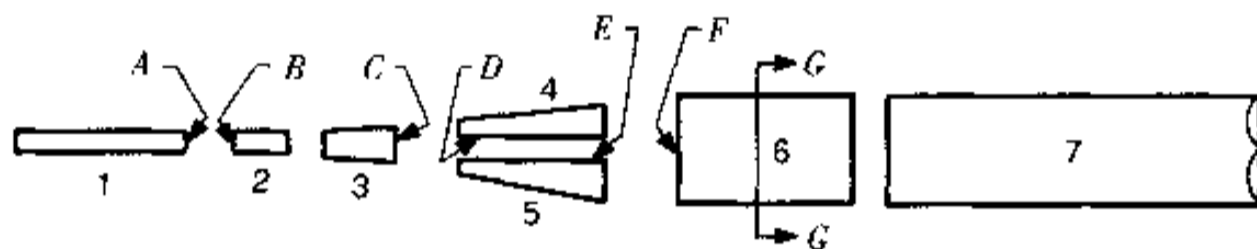


图 7.69 从损坏冲子上切取试样的示意图

在第 6 段 (图 7.69) 的 F 面上测量洛氏硬度 (HRC)，在第 3 段 (C 面) 的金相试样抛光表面上测量显微硬度以得到硬度分布，然后将显微硬度转换为洛氏硬度 HRC^[18]。利用标准金相方法对第 4、5 段的 D 、 E 面分别进行抛光和蚀刻，以得到其显微组织的情况。

将第 6 段在 900°C (1652°F) 奥氏体化处理 1h，之后炉冷 24h，用以测定钢的含碳量。在进行奥氏体化处理之前，已将大部分镀层磨掉。第 6 段在奥氏体化和退火之后再切开，如图 7.69 所示，以产生 G 面，用于金相检验。在检验中，测量了组织中的珠光体和先共析体 (铁素体或碳化物) 含量，从而确定钢的含碳量。

为了测定材料中的残留奥氏体，将第 3 段浸入 -79°C (-96°F) 的甲醇-干冰冷浴中约 25min，进行深冷，之后放入真空干燥器中升至室温。然后测量此样品 C 面上的显微硬度分布，并与最初试样上的硬度分布 (如前述) 进行比较。

7.8.3 实验结果

原始资料。没有冲子发生损坏的详细情况，假定它是在正常工作状态下断裂

的，即用一锤子敲击时。在类似冲子的包装上提到，冲子尖部是两次回火的，冲子镀镍。图 7.70 是冲子断裂处的细部，没有宏观变形的迹象或明显的剪切唇发生，故断裂发生在脆性状态。在断口表面上看到的唇部是电镀层的（下面再谈），是偶然性地未断在工具本身断裂的地方。假定镀层的断裂不影响工具的损坏。

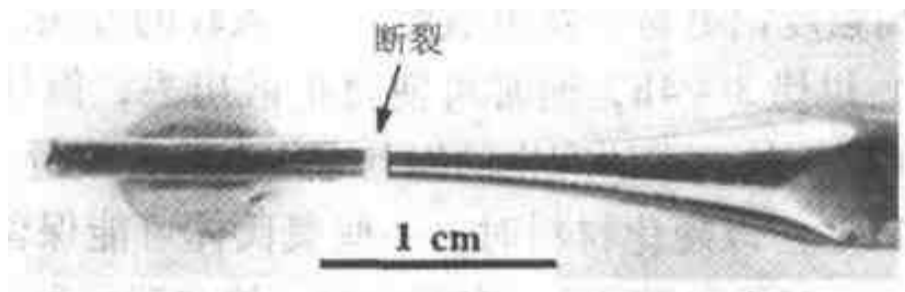


图 7.70 冲子断裂区域细部，显示无明显宏观塑性变形

扫描电镜断口形貌和 EDS 分析。图 7.71 是两个断口表面的低倍放大断口形貌（全貌）。在放大倍数稍大时（图 7.72），这些区域和镀层更为清晰，在中心灰暗色的纤维区外面环绕着光亮的脆性断裂外环。图 7.73 显示中心部位的典型韧窝断裂特征。与之成对照的是图 7.74 中边缘部位的立体副照片对，显示出主要是晶间断裂的“冰糖”状形貌，与显示有韧窝的区域混在一起。

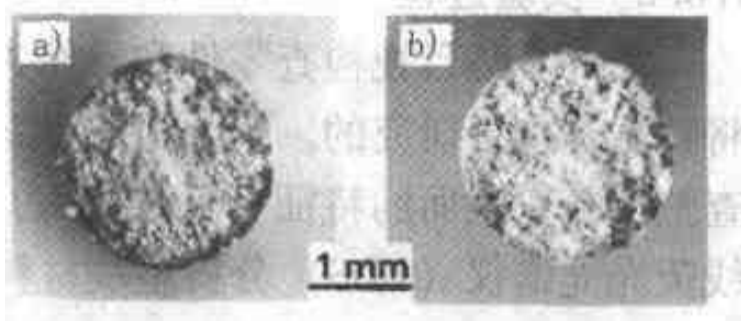


图 7.71 损坏冲子的两个断口表面的低倍放大显微照片

- a) 较小段的断口表面
- b) 较大段的断口表面

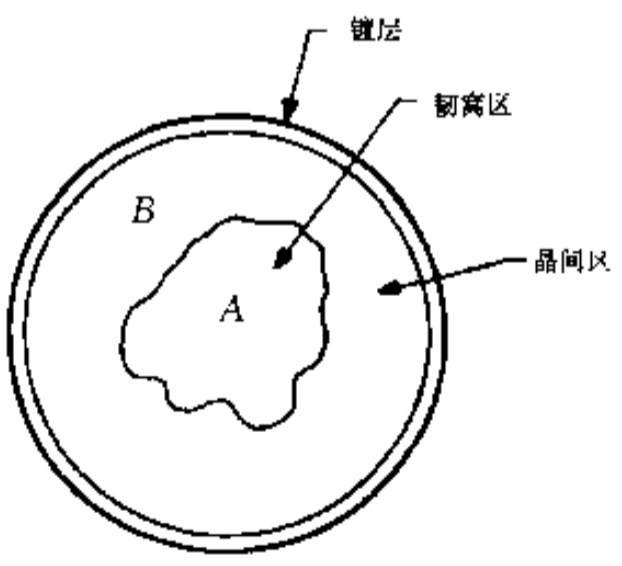
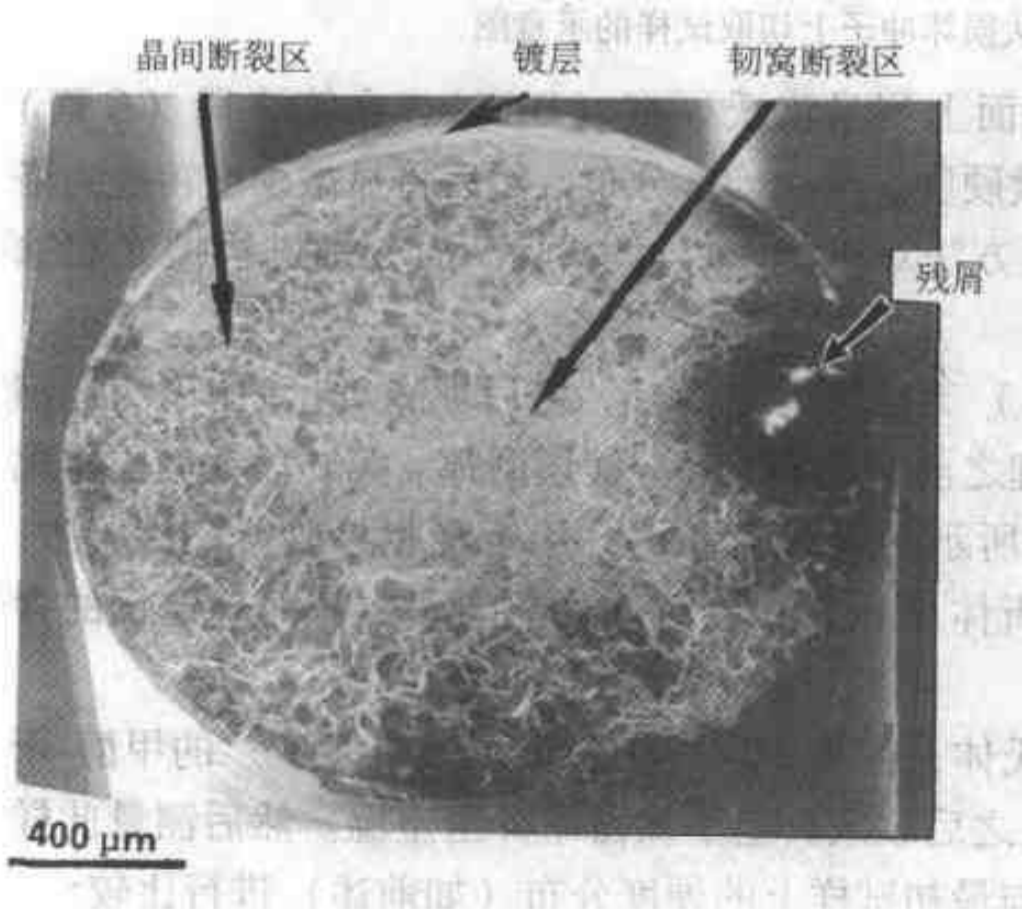


图 7.72 第 1 段的断口表面上，镀层、韧窝区和晶间区的位置

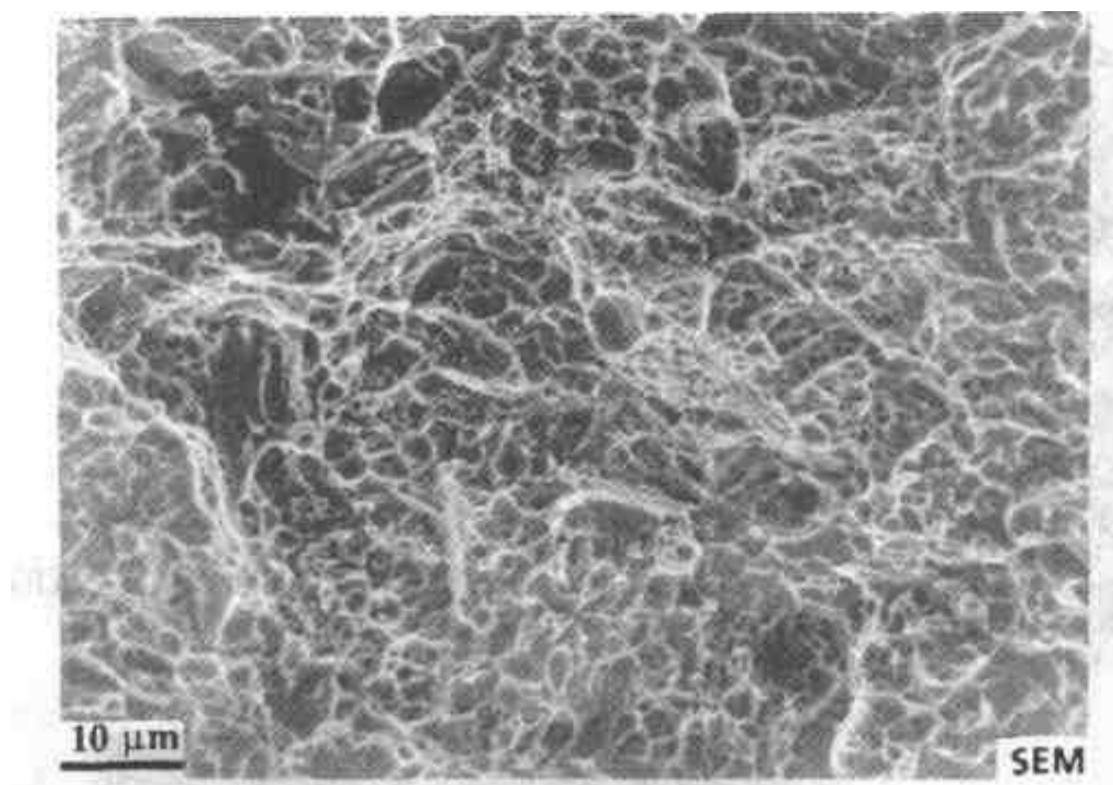


图 7.73 图 7.72 中中心区的断口形貌，
显示韧窝断口特征

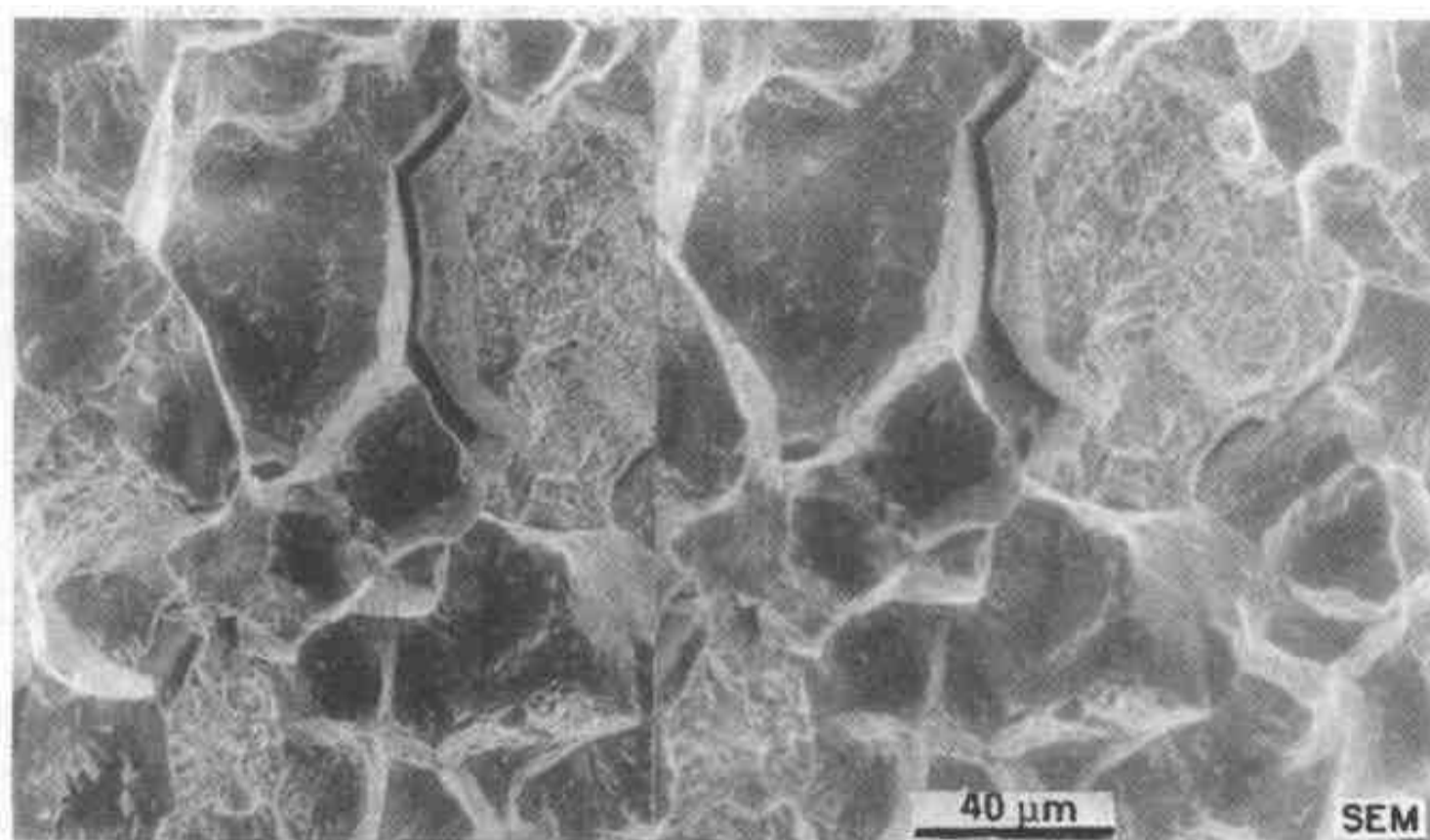


图 7.74 图 7.72 中 B 区断口形貌的立体副照片对，显示晶间断裂

断口表面主体材料的 EDS 分析表明，材料是普通碳钢。对镀层分析表明，内为一层镍，外面一层为铬。

显微组织资料。图 7.75 是冲子中心部位的显微组织，全部由马氏体构成。图 7.76a 的低倍放大显微照片显示，在表面及接近表面处有一白色组元，在高倍放大时（图 7.76b）显示此组元可能是马氏体中的残留奥氏体。如果确是如此，则接近表面处的含碳量必然高于内部（无残留奥氏体的）主体材料。

材料（主体）的含碳量可从图 7.77 中的显微组织估算，该显微组织取自热

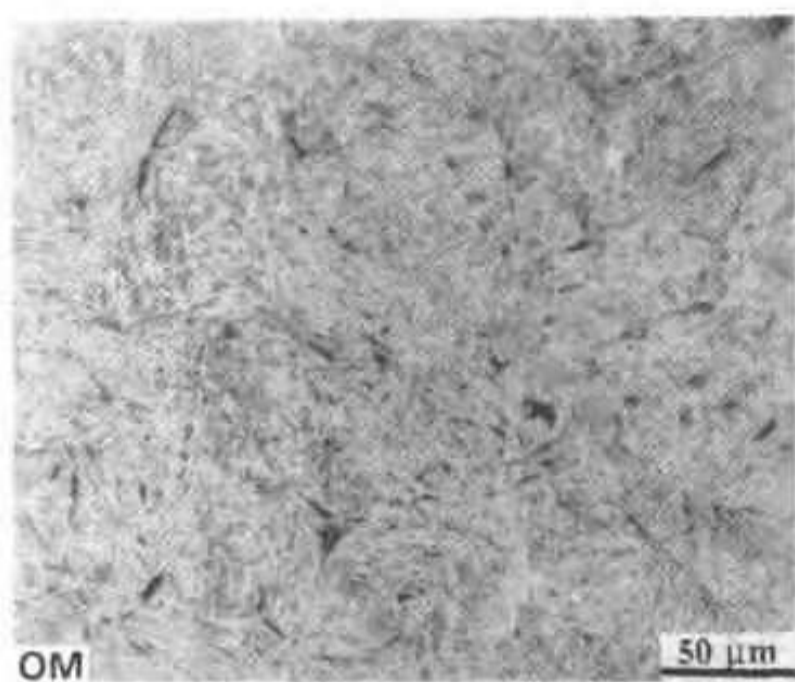


图 7.75 冲子中心区域的显微组织

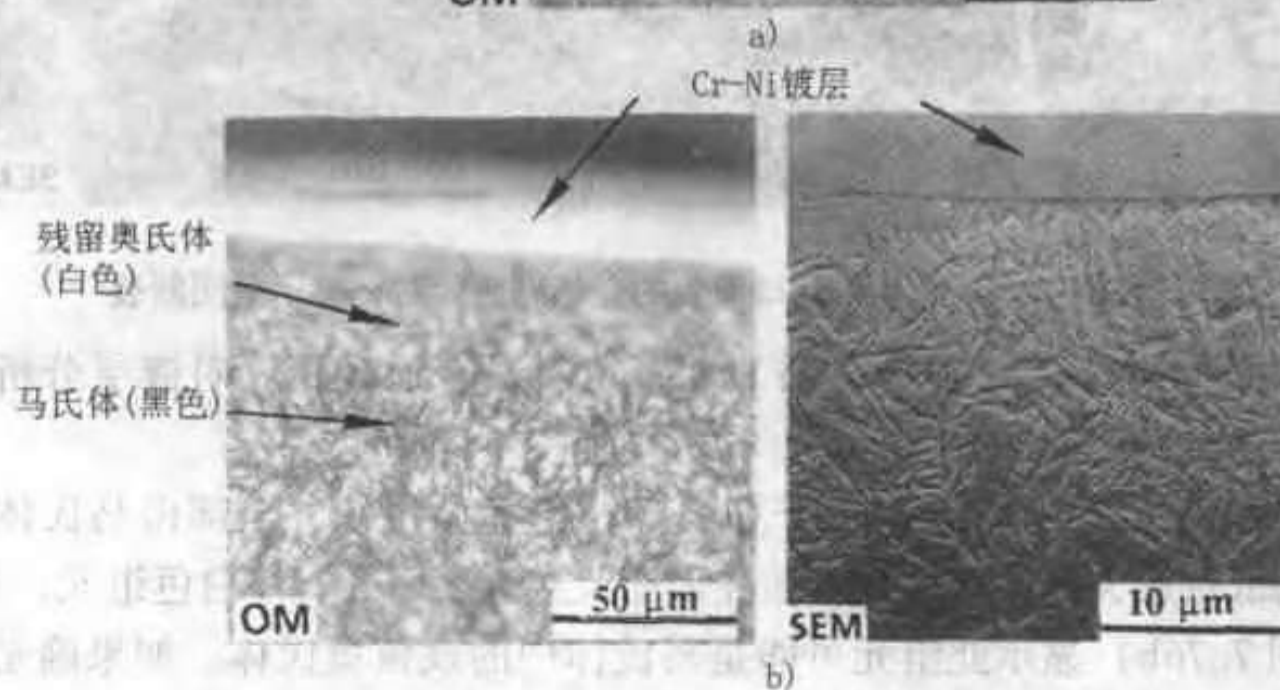
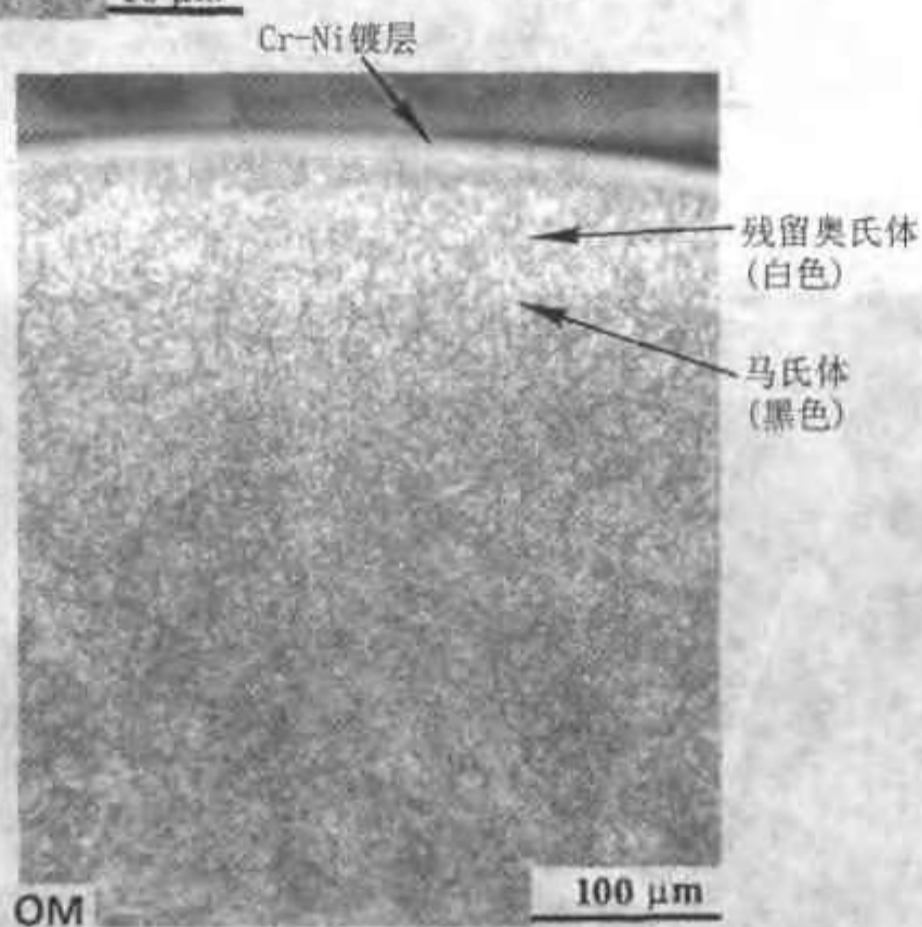


图 7.76 接近冲子表面的 a) 低倍放大的和 b) 高倍放大的显微组织 b) 中清晰地显示出残留奥氏体

处理试样的中心部位。图 7.77 中大块黑色和灰色区域是珠光体（约 90%），较小的光亮区域是先共析铁素体（约 10%），后者分布在初生奥氏体的晶粒边界处。由此可得材料的含 $w(\text{C}) \approx 0.7\%$ 。

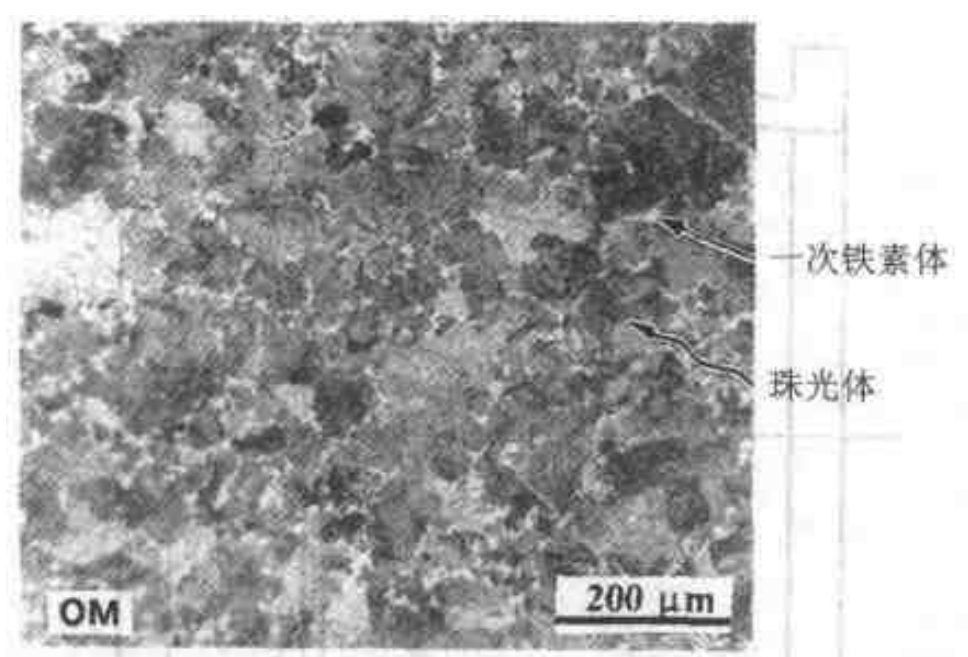


图 7.77 热处理试样中心区域的显微照片，显示珠光体和先共析铁素体

硬度测量。冲子接收状态下横过中心的显微硬度值平均为 57HRC，与宏观硬度值相符，但接近边缘处的硬度从 50HRC 变化到 60HRC，表明硬度试验压头打到了不同的显微组织。在前述的深冷处理后，表面和中心部位的硬度均接近 60HRC，表明在冲子外缘处的残留奥氏体已转变为马氏体。

7.8.4 讨论

这件工具的损伤机理很明显是沿初生奥氏体晶粒边界的晶间开裂。该冲子是用高碳（ $w(\text{C}) \approx 0.7\%$ ）的碳素钢制造，表面渗碳到更高的含碳量，造成以后的热处理之后存在残留奥氏体。虽然这本身不引起材料脆化，但初生奥氏体晶粒粗大（ASTM 3 级），已知其容易造成晶间脆化^[29]，而且被电镀过程中进入表面部位的氢气所加重。

7.8.5 结论

看来冲子失效是由于显微组织有缺陷，而且这种显微组织极易引起氢脆。

7.9 案例 H：止回阀不锈钢铰链的断裂

7.9.1 引言

从一石油厂商处收到了海水管线上一个止回阀的断裂的铰链。断裂零件在止回阀中的准确结构不明，可能的装配结构如图 7.78 所示。在两块断片的包装上写道：“此止回阀工作于生产水（海水）的管线中。如果泵失效，则阀门关闭，以防止排水管线中的高压水进入低压的吸入管线中。当此阀损坏时，吸入管线遭

受高压，造成严重的损伤。服役寿命大约 1 年；材料为不锈钢；当其关闭时，作用于其上的冲击力相当大。”

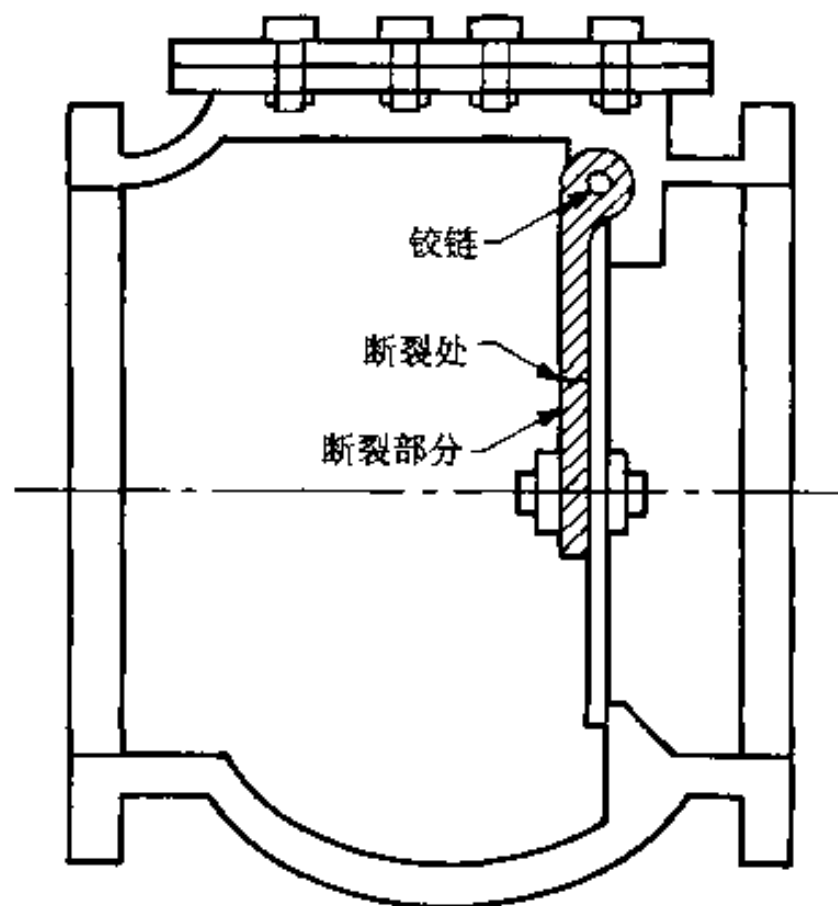


图 7.78 铰链和止回阀可能的装配结构示意图

注意仍然欠缺以下有用的资料：

1. 铰链本身的工作环境。可能与止回阀的工作环境相同。
2. 铰链的装配结构，对决定铰链的受力状态非常重要。
3. 外载荷的大小。
4. 所用不锈钢的类型和级别。

收到的铰链是两块，图 7.79 是两块的相对位置，图 7.80 和 7.81 是两部分的尺寸。

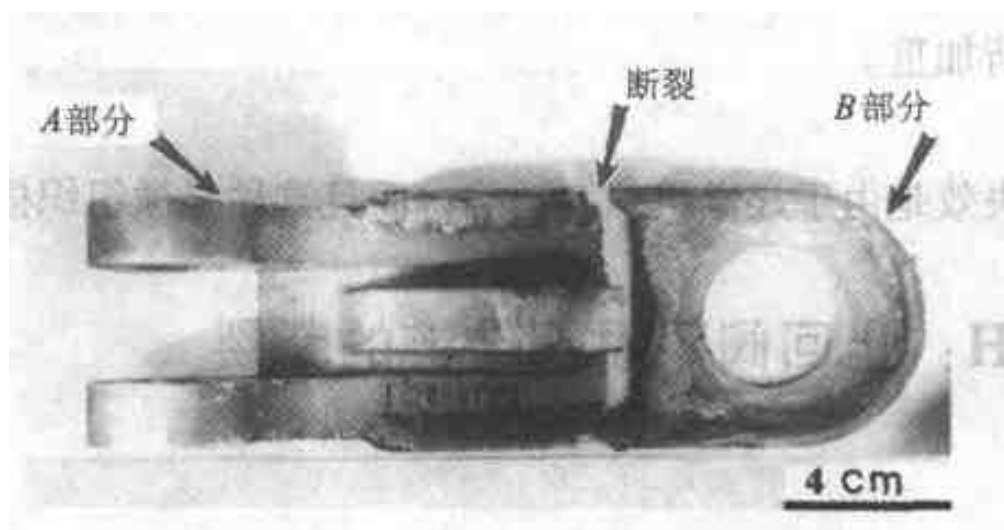


图 7.79 断裂铰链的两段 A 部分和 B 部分

7.9.2 实验过程

第一步是目视检查零件及其两部分的照片资料。仔细检查两部分的断口表

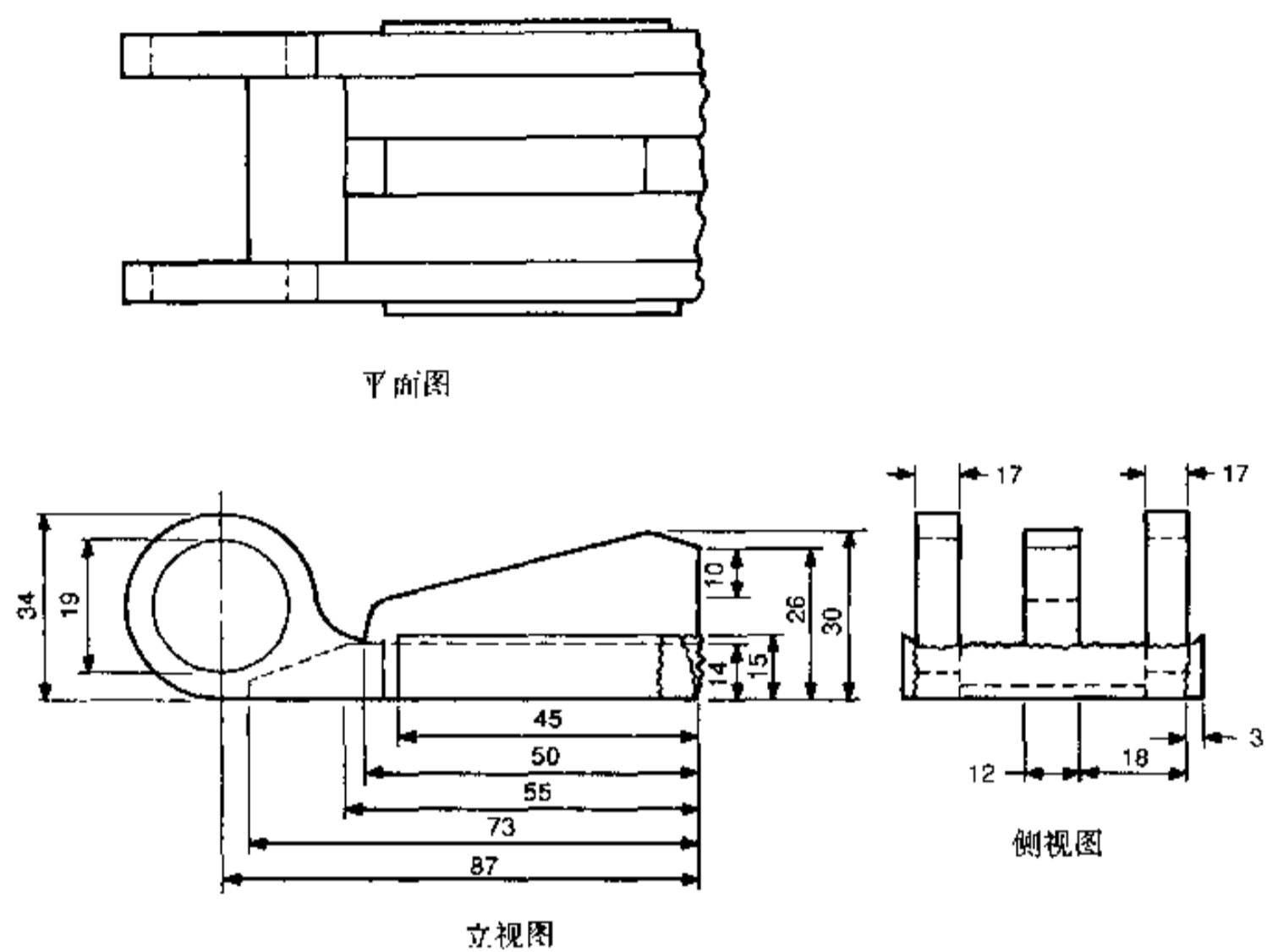


图 7.80 A 部分的尺寸

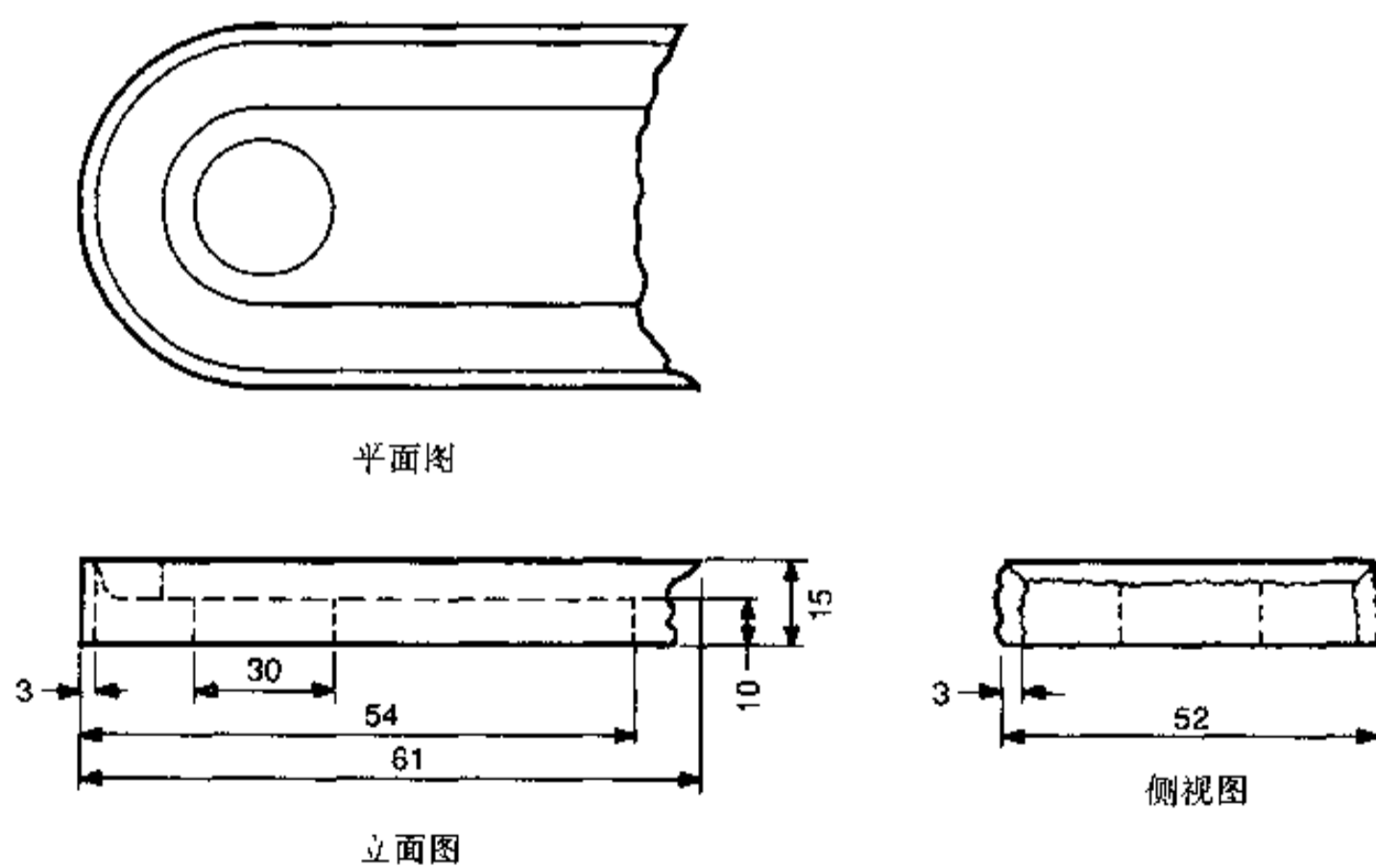


图 7.81 B 部分的尺寸

面, 利用低倍宏观检验和扫描电镜检验。此外, 对断口表面的不同区域进行 EDS 分析。

切开 A 部分, 如图 7.82 所示, 得到两块试样 (称为试样 1 和 2), 用以显微硬度测量、磁性测量和显微组织检验。用试样 1 进行磁性测量, 以测定其显微组织中 δ 铁素体的含量³²。显微硬度也在试样 1 上测试。用标准金相方法对试样 1 和 2 进行抛光和蚀刻 (Kalling 蚀刻法), 以得到显微组织的资料。

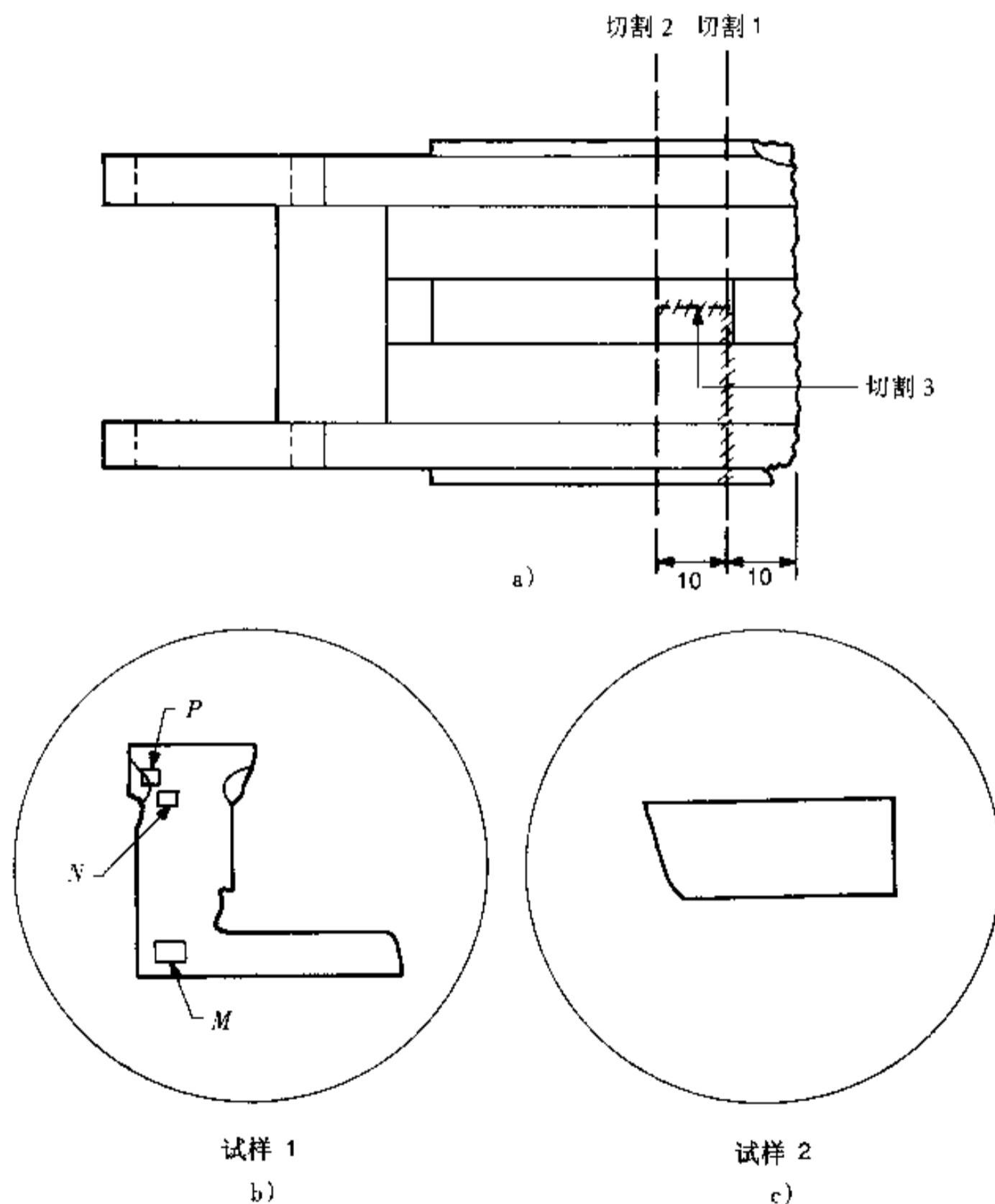


图 7.82

a) 从 A 部分切下试样的示意图 b)、c) 两个试样

7.9.3 实验结果

目视检查。A 部分的大部分表面已涂成绿色。这部分有三个明显的区域: 底

板、底板上的筋和焊到底板上的衬条，如图 7.83 所示。用于将衬条焊接到底板上的角焊缝已在图 7.83a 中标出。在 A 部分的底板上可以看出两个印记：一个在顶面上（图 7.83a），一个在底面上（图 7.83b）。可以看到几个光亮的表面（研磨外貌），也在图 7.83 中标出。

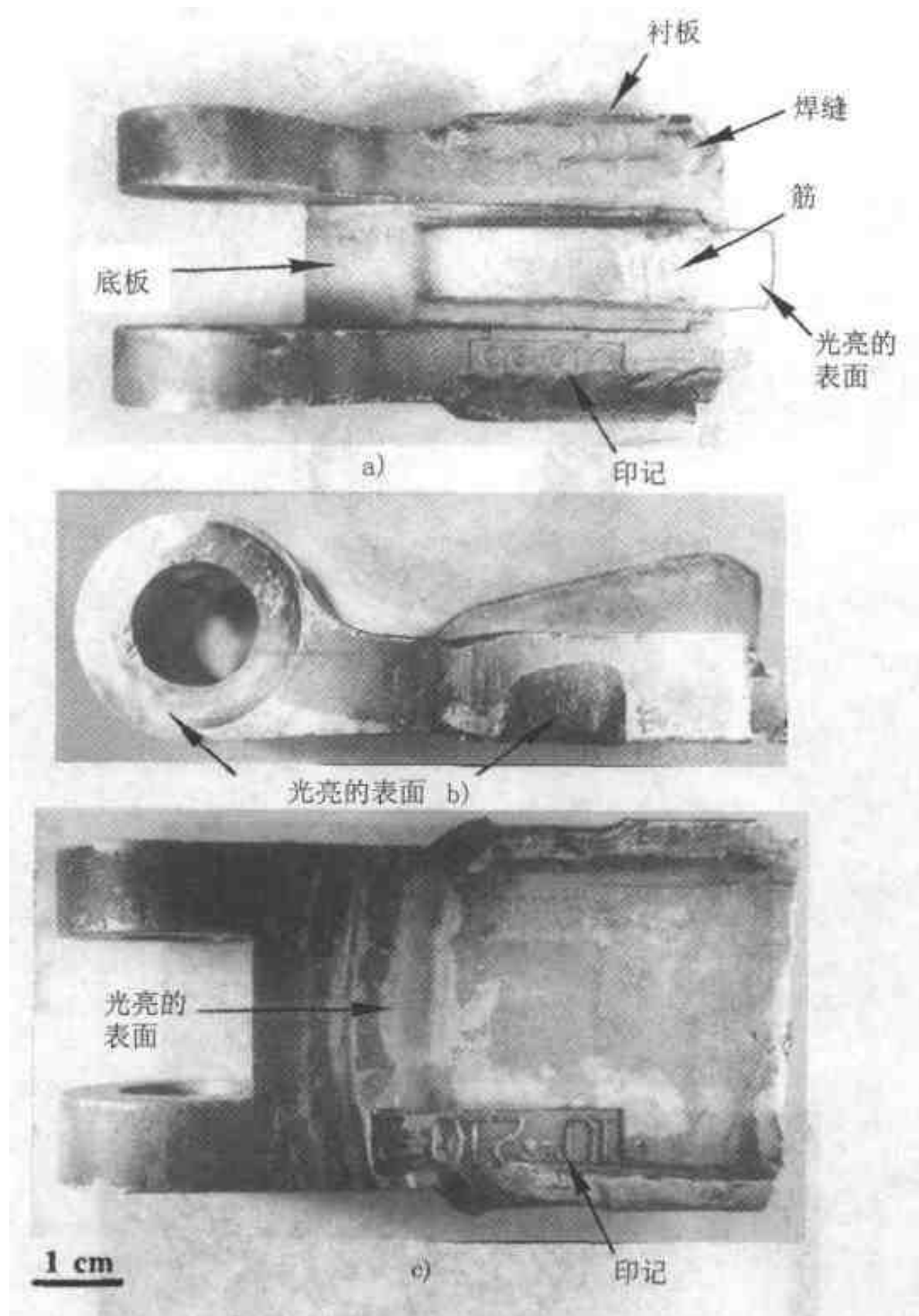


图 7.83 A 部分：a) 平面图 b) 侧视图 c) 底面
注意零件的印记和几个光亮的表面

B 部分的外貌比 A 部分更黑更脏，涂层更不规则，呈鳞片状，颜色也比 A 部分浅。B 部分的整个外貌给人的印象是这部分曾曝露于高温之中。图 7.84 是 B 部分的顶部和底部。

在图 7.84a 中，孔的周围很明显地像“轴承表面”。图 7.85 是 B 部分的两

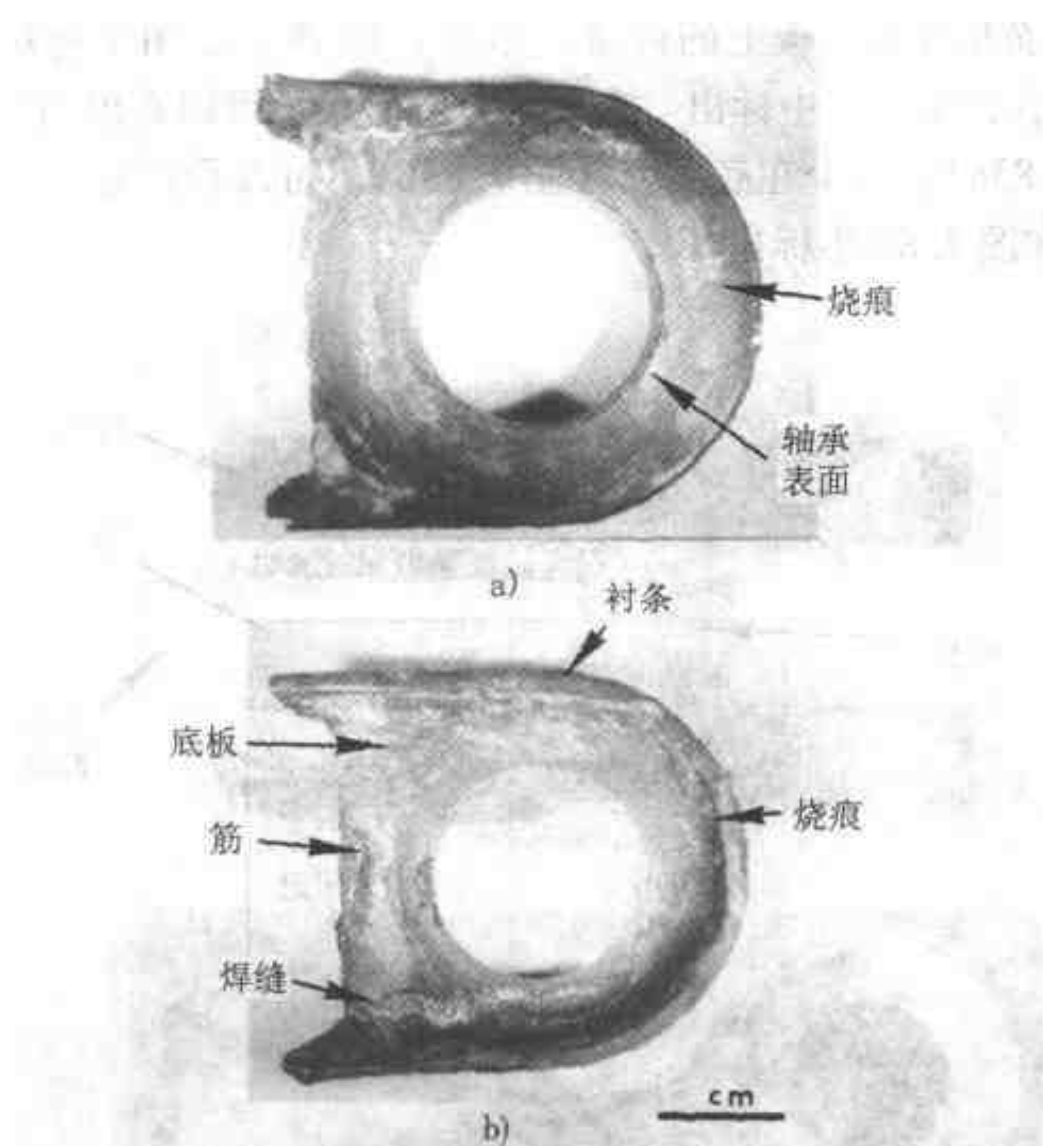


图 7.84 B 部分: a) 顶视图 b) 底面

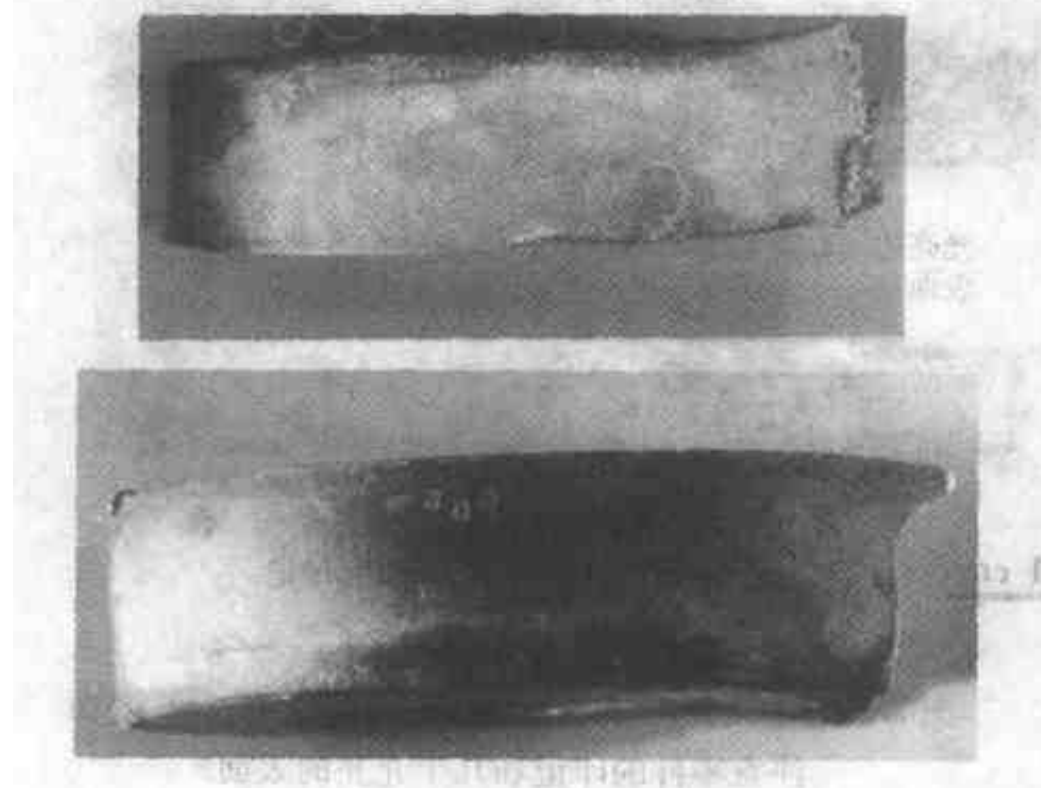


图 7.85 B 部分的两个侧视图，显示出弯曲

个底视图，显示出在断口附近已明显弯曲（塑性变形）（见第 4.4 节）。

SEM 断口形貌及 EDS 分析。图 7.86 是接收状态的 A、B 部分的断口表面低倍放大断口形貌（全貌）。如图 7.86a 所示那样，A 部分的断口表面已生锈，呈

小片状，有 $1/2$ 覆盖黑色的薄膜。 B 部分的断口表面（图 7.86b）几乎全部覆盖一层黑色的（氧化物？）薄膜。重复放入 10% 草酸溶液中进行超声清洗和使用乙酸纤维素复制胶带清理 A 部分的断口表面，几乎去除了所有锈迹，但黑色薄膜依然存在（见第 1.4.1 节）。这妨碍了从精细的断口形貌来决定断裂机理。

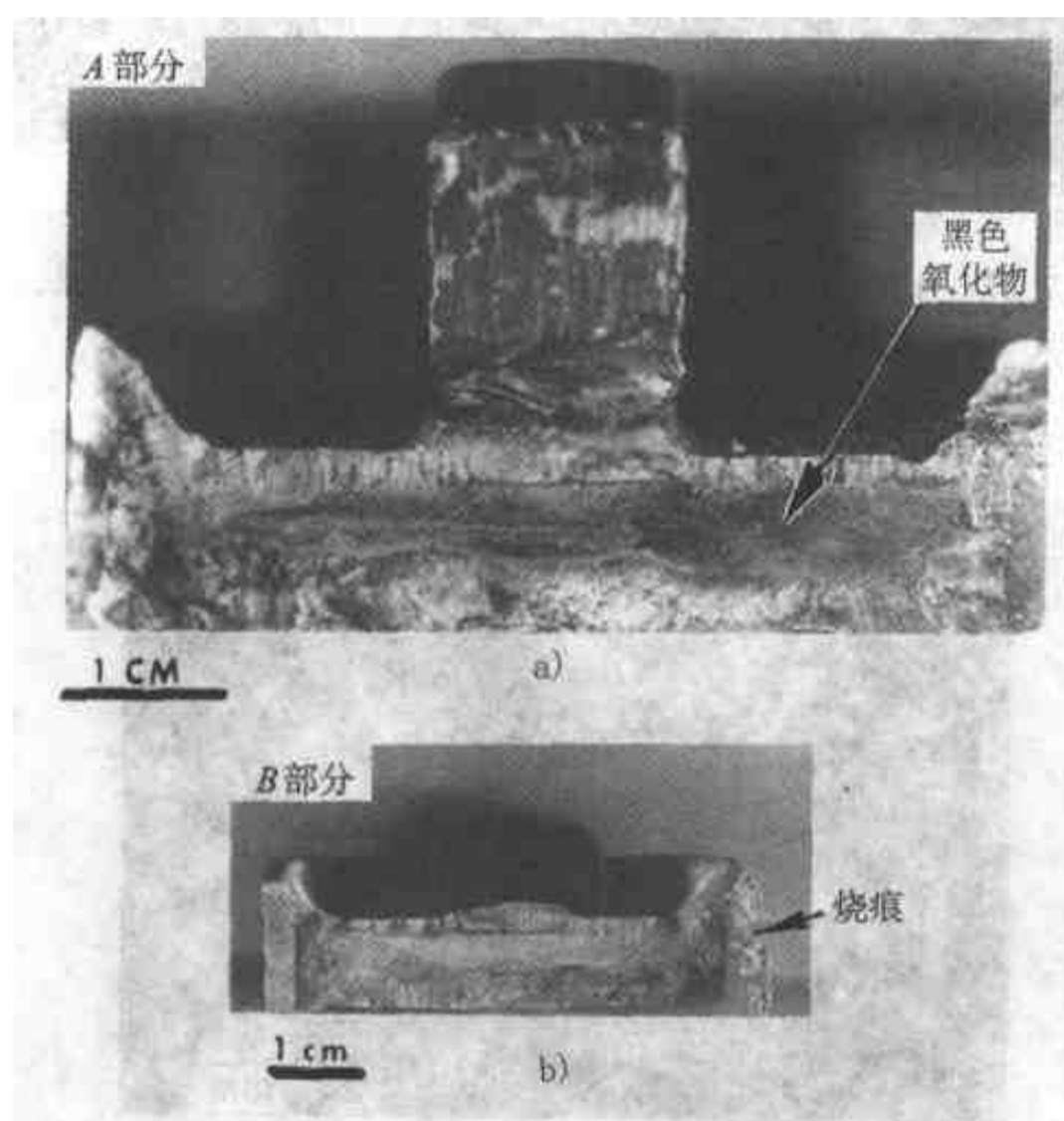


图 7.86 低倍放大的断口形貌

a) A 部分 b) B 部分

图 7.87 是 A 部分断口表面的拼合图，从中可以看到两个明显的区域——具有辐射状花纹的光亮的边缘和中心灰暗的矩形区域。辐射状花纹向回指向中心矩形区域，后者具有机械加工的形貌（见第 4.2 节）。在立体显微镜下可以看到，光亮的边缘区域是由非常尖锐的小镜片构成。衬条是用两条角焊缝焊接到底板上，一条在顶部，一条在底部。后一条经过磨削加工。衬条的断口表面从底板退回一些。顶部焊缝在衬条断口表面和底板之间提供了一个倾斜的连接点，顶部焊缝与衬条的分界面上，大部分是不连续的。在图 7.87 中标有 X 记号处，观察到焊缝中有一小圆形的不连续点，其表面象是凝固时产生的，与断裂的不同。其表面为黑色的，周围是焊缝金属中一个扩展到表面的裂纹。在它旁边有一眼睛状具有光亮黑色形貌的夹渣，周围是光亮的金属边缘区，部分形貌显示于图 7.88 中。在 A 部分的底板与筋之间，焊缝有根切（图 7.87）。在图 7.87 的 Y 处，从 SEM 显微照片上可以看到有一条细裂纹和指向裂纹源的辐射状花纹，如图 7.89 所示。

在抛光和蚀刻的底板和衬条的金相试样（下一段）上进行 SEM 检验，同时

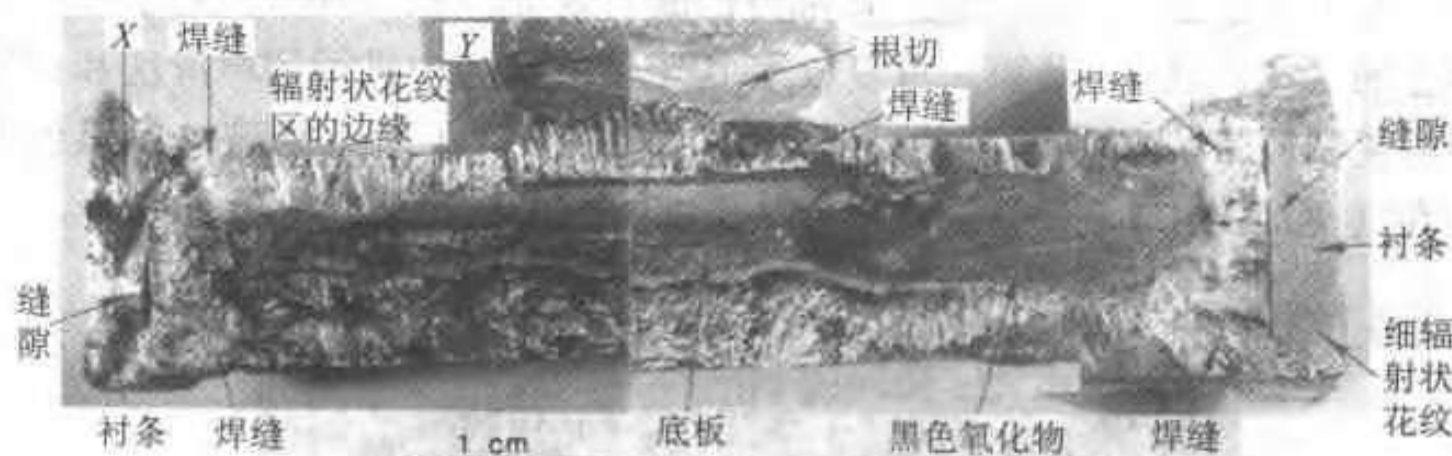


图 7.87 A 部分的低倍放大断口形貌，显示两个明显的区域，一是光亮的，另一是灰暗的形貌

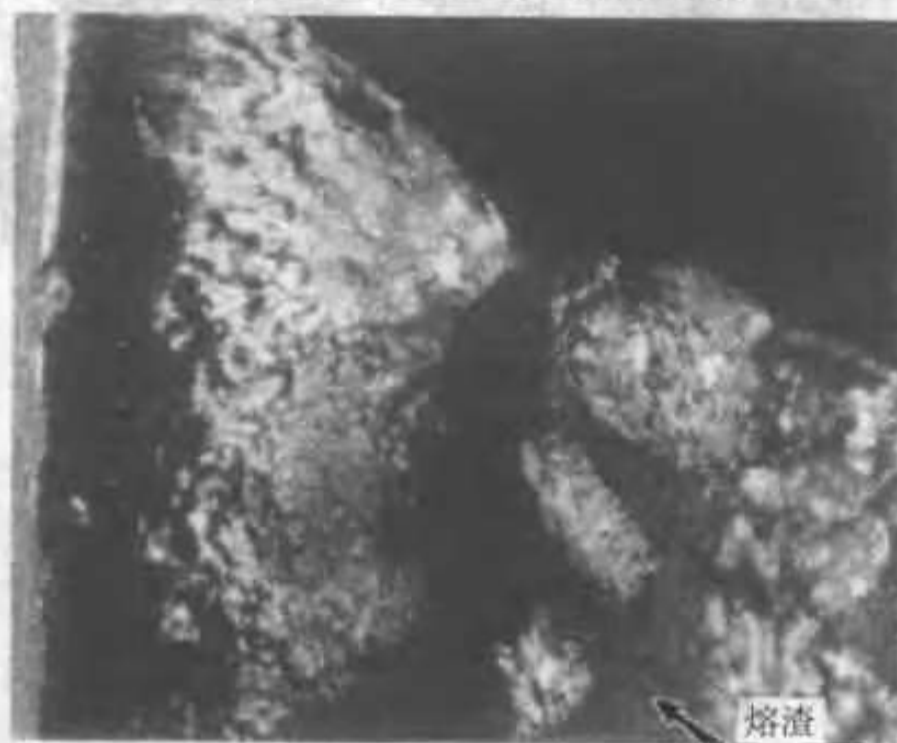


图 7.88 在图 7.87 标注 X 处近旁发现的夹渣的光学照片



图 7.89 在图 7.87 标注 Y 处发现的裂纹的光学照片

也作 EDS 分析。实验结果列于表 7.6 中。从此表可以得出, 衬条材料是 347 不锈钢, 底板材料是 CF8C (化学成分见表 7.7), 由于在衬条的分析中发现有 Nb。表 7.8 是基体的 EDS 分析结果, 原来推测其显微组织中存在 δ 铁素体, 实验结果证实了这一推测。

表 7.6 底板和衬条的 EDS 分析结果

底 板			衬 条		
keV	读数	元素	keV	读数	元素
1.75	51	Si	2.31	87	S
2.34	86	S	5.40	775	Cr
5.40	736	Cr	5.93	203	Cr
5.95	179	Cr	6.40	1745	Fe
6.39	1732	Fe	7.05	251	Fe
7.06	275	Fe	7.50	203	Ni
7.47	192	Ni	8.26	51	Ni
8.25	65	Ni			

表 7.7 CF8C 铸件和 347 不锈钢的化学成分规范

CF8C 铸件 ^①		347 不锈钢 ^②	
元素	成分 (质量分数) (%)	元素	成分 (质量分数) (%)
Cr	18.0 ~ 21.0	Cr	17.0 ~ 19.0
Ni	8.0 ~ 11.0	Ni	9.0 ~ 13.0
C _{max}	0.08	C _{max}	0.08C _{min}
Mn _{max}	1.50	Mn _{max}	2.00C _{min}
Si _{max}	2.00	Si _{max}	1.00C _{min}
P _{max}	0.04	P _{max}	0.045C _{min}
S _{max}	0.04	S _{max}	0.03C _{min}
Nb	> 8 × C 但 < 1.00	Nb + Ta	> 10 × C _{min}

①引自 ASTM A743 - 79^[33]。

②引自 Metals Handbook^[25]。

表 7.8 基体和 δ 铁素的 EDS 分析结果

基 体			δ 铁 素 体		
keV	读数	元素	keV	读数	元素
1.69	121	Si	5.42	375	Cr
5.43	288	Cr	5.94	127	Cr
5.94	101	Cr	6.42	629	Fe
6.40	717	Fe	7.03	142	Fe
7.05	156	Fe	7.47	65	Ni
7.48	106	Ni			

显微组织资料。图 7.82 是试样 1 和 2 及取样位置。未蚀刻时, 试样 1 显示出在底板中存在含量相当多的圆形夹杂, 其组织为枝晶, 故底板是铸件。与之相对照的是, 衬条显示出少量细条状夹杂物, 表明是轧材。应注意的一个特征是衬条相对于底板倾斜, 如图 7.90 所示。

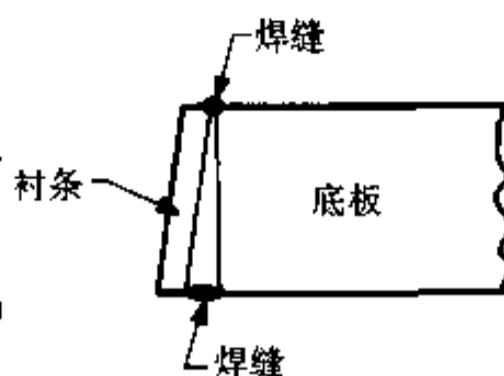


图 7.90 示意表示衬条和底板的相对倾斜

图 7.91 的光学显微照片取自图 7.82b 中底板的 *M* 区。背景显示出管状的枝晶组织及晶间的 δ 铁素体。图 7.92 是取自 *N* 区的 SEM 显微照片, δ 铁素体非常明显。图 7.93 是取自 *P* 区的相似的显微照片, 显示出一条裂纹沿 δ 铁素体扩展。可注意到焊缝金属中的 δ 铁素体比底板材料少。

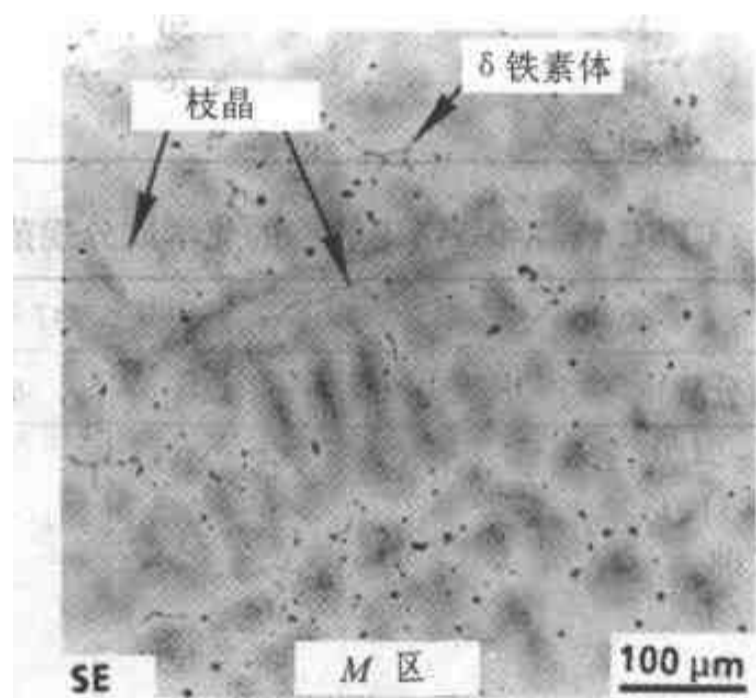


图 7.91 图 7.28b 中 *M* 区的显微照片, 注意管状枝晶组织和晶间区中的 δ 铁素体

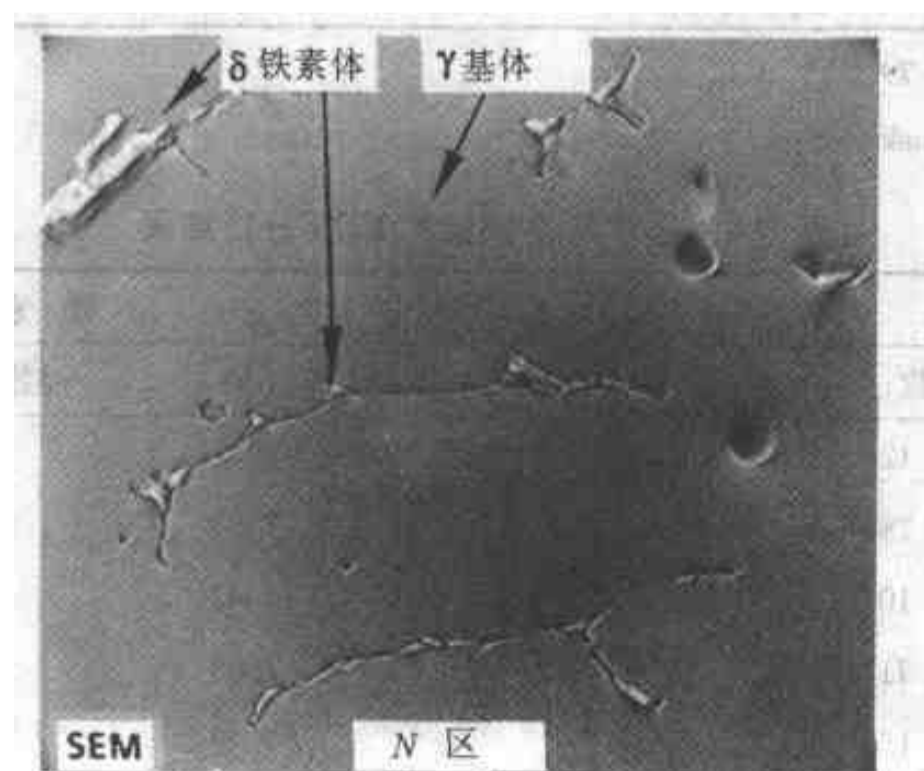


图 7.92 图 7.28b 中 *N* 区的显微照片, 显示 δ 铁素体

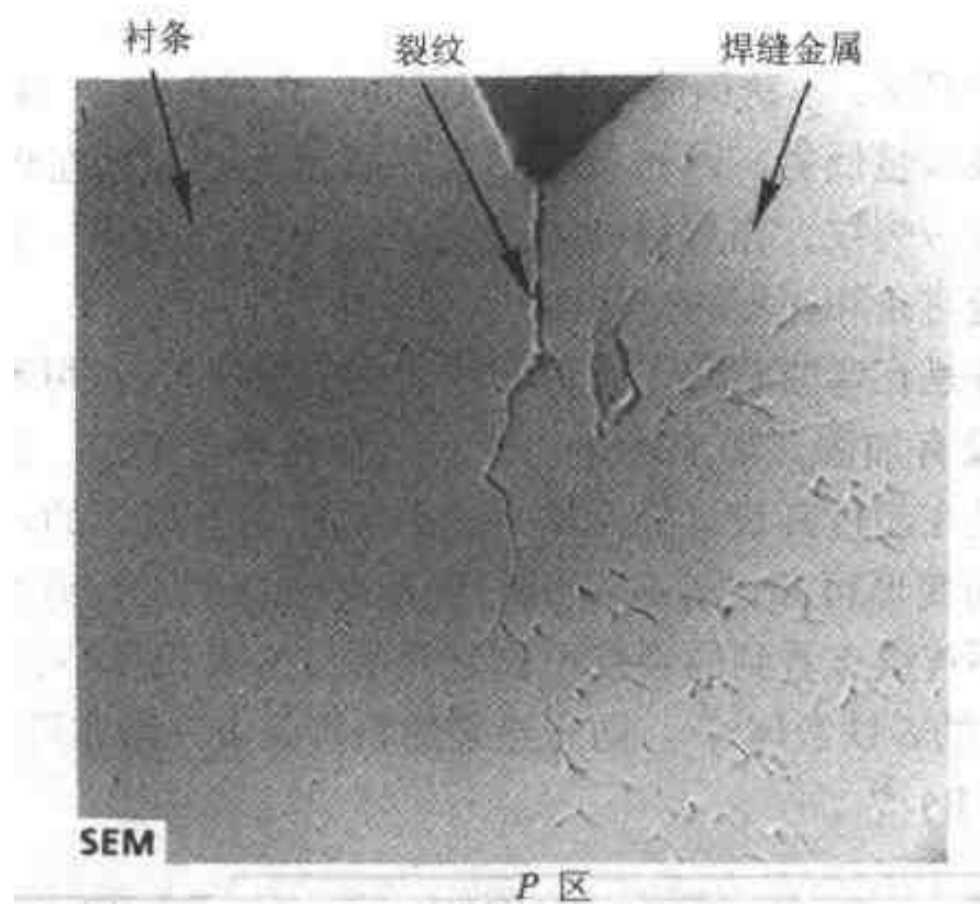


图 7.93 图 7.28b 中 P 区的显微照片，显示出一条通过 δ 铁素体而扩展的裂纹

磁性测量。利用磁力计^[32]测量了底板、焊缝和衬条材料中的铁素体含量。从试样 1 得到的读数如图 7.94 所示（所指位置）。在这样低的铁素体含量时，铁素体读数大致等于铁素体含量的体积百分比。从实验结果推导出的铁素体含量范围：

衬板：无铁素体

焊缝金属： $\approx 1.5\%$

底板热影响区： $\approx 2.5\%$

底板基体： $\approx 2.0\%$

显微硬度测量。在试样 1 上数个位置测得的显微硬度如图 7.95 所示。

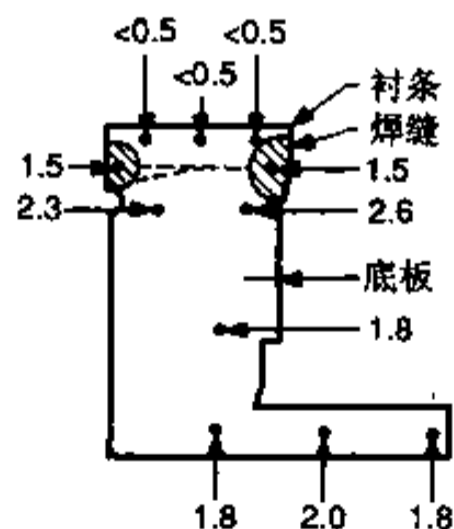


图 7.94 试样 1 上不同位置处用磁力计测量的材料含 δ 铁素体的读数

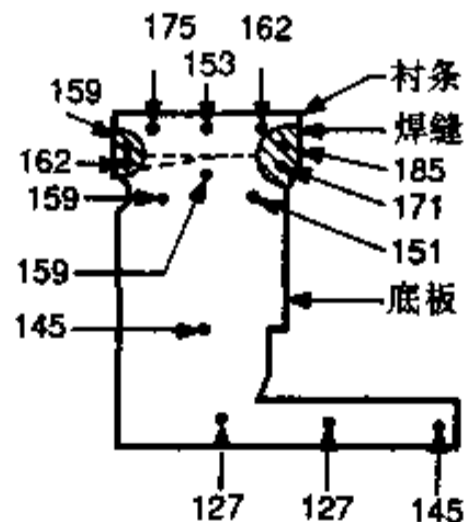


图 7.95 试样 1 上不同位置处的显微硬度值

7.9.4 讨论

零件是由两块 CF8C 不锈钢铸件焊接而成的，之后再焊上 347 不锈钢的衬条以增加强度。焊接质量低劣，因衬条未平放在底板上，而且在焊缝金属-衬条之间的界面上发现有一裂纹，在焊缝-衬条和底板之间还发现有一缝隙（即焊根未象要求的那样焊透衬条和底板的接触面）。

考虑到此零件是在弯曲载荷作用之下，如图 7.96 所示，可看到零件 A 用筋加固，而零件 B 没有加固。如前所述，焊缝区存在不连续点，造成严重的应力集中。看来零件是在超过其设计极限的冲击载荷作用下损坏的。从图 7.85（见第 4.4 节）看到的变形可知，外载荷很明显是弯曲型的。焊缝金属的铁素体含量较低表明，在不连续点看到的裂纹可能是热裂纹。奥氏体不锈钢要防止热裂，至少需要含有 5% 的 δ 铁素体^[34]。防止热裂的机理是 δ 铁素体可清除引起热裂的杂质元素（如 S、B）^[34]。

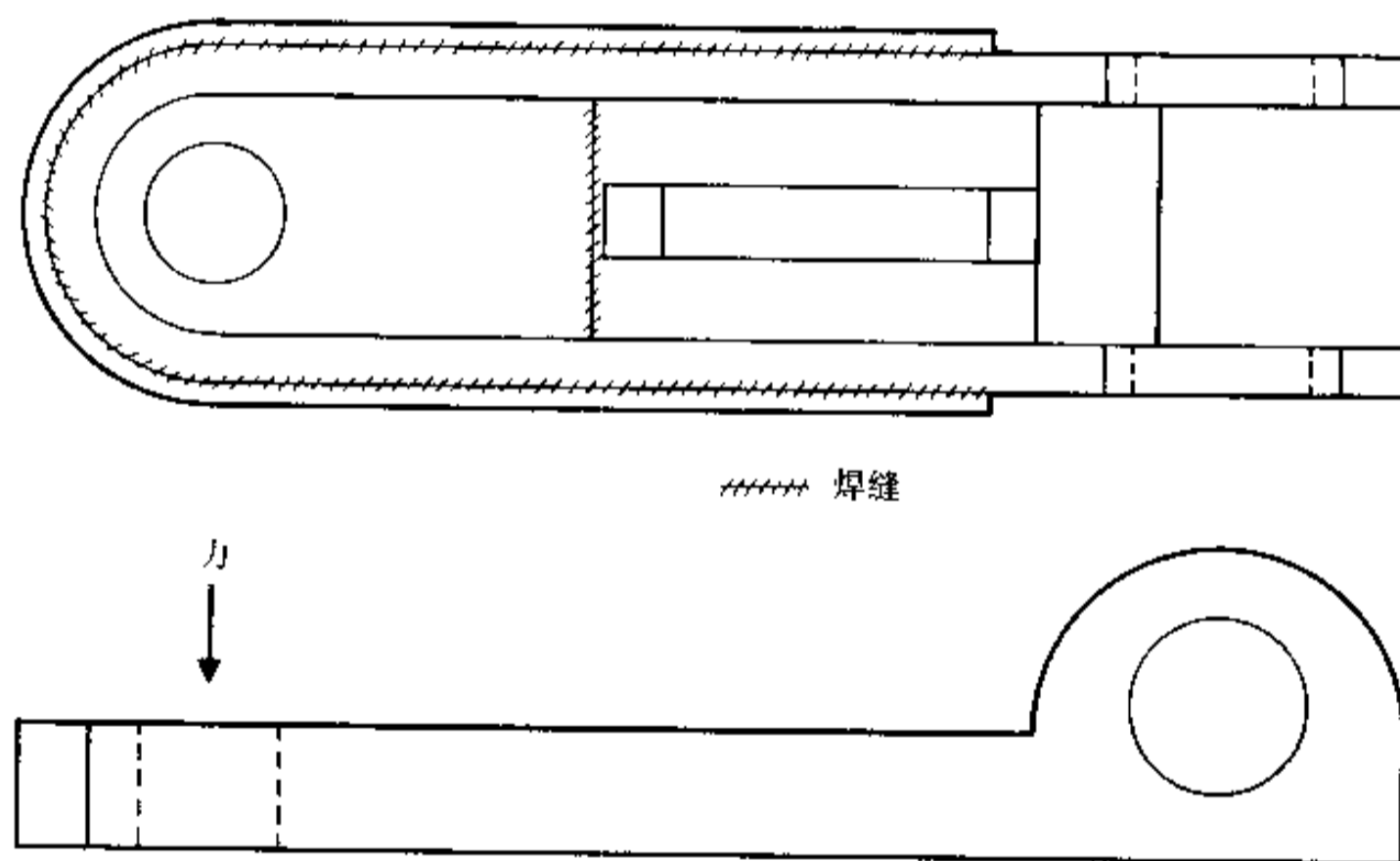


图 7.96 弯曲载荷对失效零件的作用

非常可能的是，零件不是为所承受的并引起失效的冲击载荷类型而设计的。此外，按照 ASTM A 743—79^[32]，底板的强度水平是在要求的强度水平的下限。

7.9.5 结论

失效类型可能是冲击型弯曲过载。没有分辨出明确的失效机理。除了焊缝金属中 δ 铁素体含量稍高外（是要求的），没有发现其他材料缺陷。不能排除焊接不当是引起失效的可能性。

参考文献

1. C. R. Brooks, *Heat Treatment, Structure and Properties of Non-Ferrous Alloys*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1982.
2. *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 4: *Forming*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1969, p. 423.
3. R. H. Uhlig, *Corrosion and Corrosion Control*, 2d ed., Wiley, New York, 1971.
4. M. G. Fontana and N. D. Green, *Corrosion Engineering*, 2d ed., McGraw-Hill, New York, 1978.
5. *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 13: *Corrosion*, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987, p. 131.
6. E. P. Polushkin and H. J. Shuldener, "Corrosion of Yellow Brass Pipes in Domestic Hot-Water Systems—A Metallographic Study," *Trans. AIME*, vol. 161, p. 214, 1945.
7. H. Leidheiser, *The Corrosion of Copper, Tin and Their Alloys*, Wiley, New York, 1971.
8. *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 6: *Welding, Brazing and Soldering*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1983.
9. *ASHRAE Handbook—Equipment*, American Society for Heating, Refrigeration, and Air-Conditioning Engineers, Atlanta, Ga., 1983, p. 21.7.
10. *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 2: *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1979.
11. *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 8: *Metallography, Structure and Phase Diagrams*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1973.
12. S. Shivkumar, S. Ricci, Jr., C. Keller, and D. Apelian, "Effect of Solution Treatment Parameters on Tensile Properties of Cast Aluminum Alloys," *J. Heat Treat.*, vol. 8, p. 63, 1990.
13. H. E. Boyer and T. L. Gall (eds.), *Metals Handbook—Desk Edition*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1985.
14. R. A. Wallis, *Axial Flow Fans and Ducts*, Wiley, New York, 1983.
15. J. E. Hatch (ed.), *Aluminum—Properties and Physical Metallurgy*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1984.
16. *Motor Auto Repair*, 51st ed., Motor, New York, 1987, p. 14-6.
17. R. Kiessling, *Nonmetallic Inclusions in Steel: Part III*, The Metals Society, Lon-

- don, U. K. , 1978.
18. ASTM E 140-88, "Standard Hardness Conversion Tables for Metals," American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa. , 1988.
 19. Shale and Faschig, "Operating Characteristics of a High-Temperature Electrostatic Precipitator," Rep. 7276, U. S. Bureau of Mines, Washington, D. C. , 1969.
 20. ASTM E 140-86, vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa. , 1987.
 21. H. L. Craig, T. W. Crooker, and D. M. Hoepfner (eds.), *Corrosion-Fatigue Technology*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa. , 1978, pp. 126, 168.
 22. *Mechanical and Physical Properties of Austenitic Chromium-Nickel Stainless Steels at Ambient Temperatures*, International Nickel Co. , New York, 1963.
 23. *Metals Handbook*, 8th ed. , vol. 1: *Properties and Selection of Metals*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1961.
 24. J. W. Spretnak, M. G. Fontana, and H. E. Brooks, "Notched and Unnotched Tensile and Fatigue Properties of Ten Engineering Alloys at 25 and -196°C ," *Trans. ASM*, vol. 43, p. 547, 1951.
 25. *Metals Handbook*, 9th ed. , vol. 3: *Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special Purpose Metals*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1980.
 26. R. H. Henke, as quoted in K. G. Brickner and J. P. Defilippi, "Mechanical Properties of Stainless Steels at Cryogenic Temperature and at Room Temperature," in *Handbook of Stainless Steels*, McGraw-Hill, New York, 1977, p. 20-11 ff.
 27. C. R. Brooks, *The Heat Treatment of Ferrous Alloys*, Hemisphere Publ. Corp. / McGraw-Hill, New York, 1979.
 28. *Republic Alloy Steels*, Cleveland, Ohio, 1968, p. 337.
 29. G. V. Van der Voort, "Embrittlement of Steels," in *Metals Handbook*, 10th ed. , vol. 1: *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International, Metals Park, Ohio, 1990, p. 689 ff.
 30. *Metal Finishing Guidebook*, 43d ed. , Metals and Plastics Publ. , Hackensack, N. J. , 1975, pp. 156 - 157.
 31. S. F. Floreen, "Hydrogen Cracking in Speciality Steels," in R. A. Oriani, J. P. Hirth, and M. Smialowski (eds.), *Hydrogen Degradation of Ferrous Alloys*, Noyes Publ. , Park Ridge, N. J. , 1985, p. 799 ff.
 32. ASTM A799/A-91, "Standard Practice for Steel Castings, Austenitic Alloy, Esti-