

在宽而薄的板中，其缩颈过程与圆柱体的不同。宽度/厚度比较大（例如 10）时所产生的约束会阻止在包含宽度方向又垂直于载荷方向的平面中产生缩颈。相反地，可以发现（也可由平面应变分析而预测到）缩颈受到大约倾斜于加载轴 55° 的平面的限制。这也正是断裂平面的方位，如图 2.31 所示。

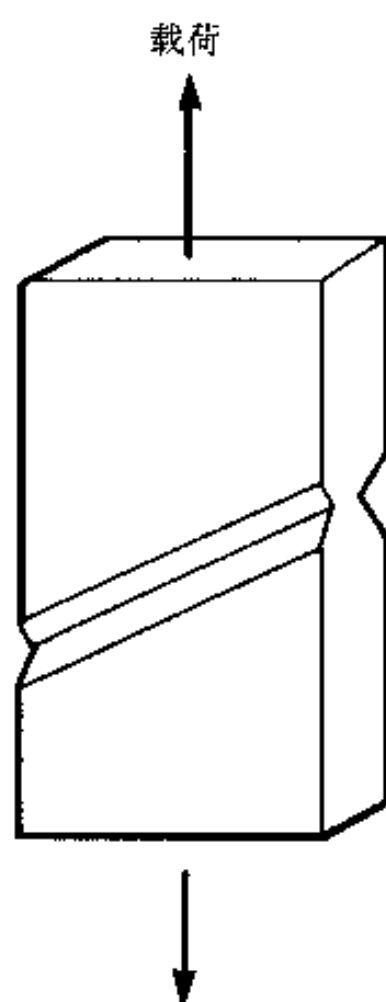


图 2.31 薄板中形成的局部变形区

2.9 应变速率与温度的影响

断裂过程取决于应变速率（它取决于加载速率）以及温度。材料对此也起特殊作用，但是此处仅就前两因素的作用加以考察。当应变速率增加、温度降低时，绝大多数材料变得更强但是更脆。图 2.32 中示出温度对真实应力—真实应变曲线的典型影响。注意，随着温度降低屈服强度增加，但是断裂时的伸长率减少。当温度降低时，断口表面显示出平面断裂较多而斜面断裂较少。图 2.33 表示应变速率对工程应力—工程应变曲线的典型影响。试验过程中，试样延伸加快时屈服强度增高而断裂时的延伸率降低。高应变速率试验所产生的断口表面中斜面断裂较少而平面断裂较多。图 2.34 中示出温度与应变速率对断口表面的影响。试样是有缺口的并经冲击试验，所以应变速率高。每个试样在不同的温度下破断。温度越低，剪切唇（斜面断裂区）的数量越少。这些数据表明，断口表面组织结构的总体形貌能提示断裂时的温度与断口扩展的速度。

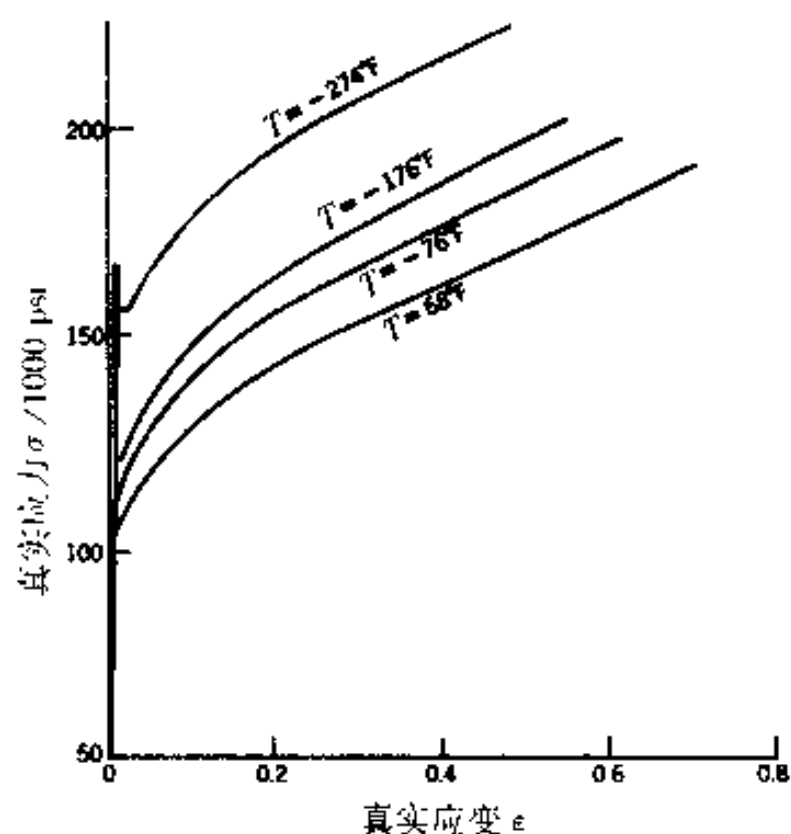


图 2.32 珠光体钢拉伸试验中试验温度对真实应力—真实应变曲线的影响。
注意，随着温度下降，屈服强度增大，但是韧性（断裂时的延伸率）下降
(引自 Zener and Holloman^[17])

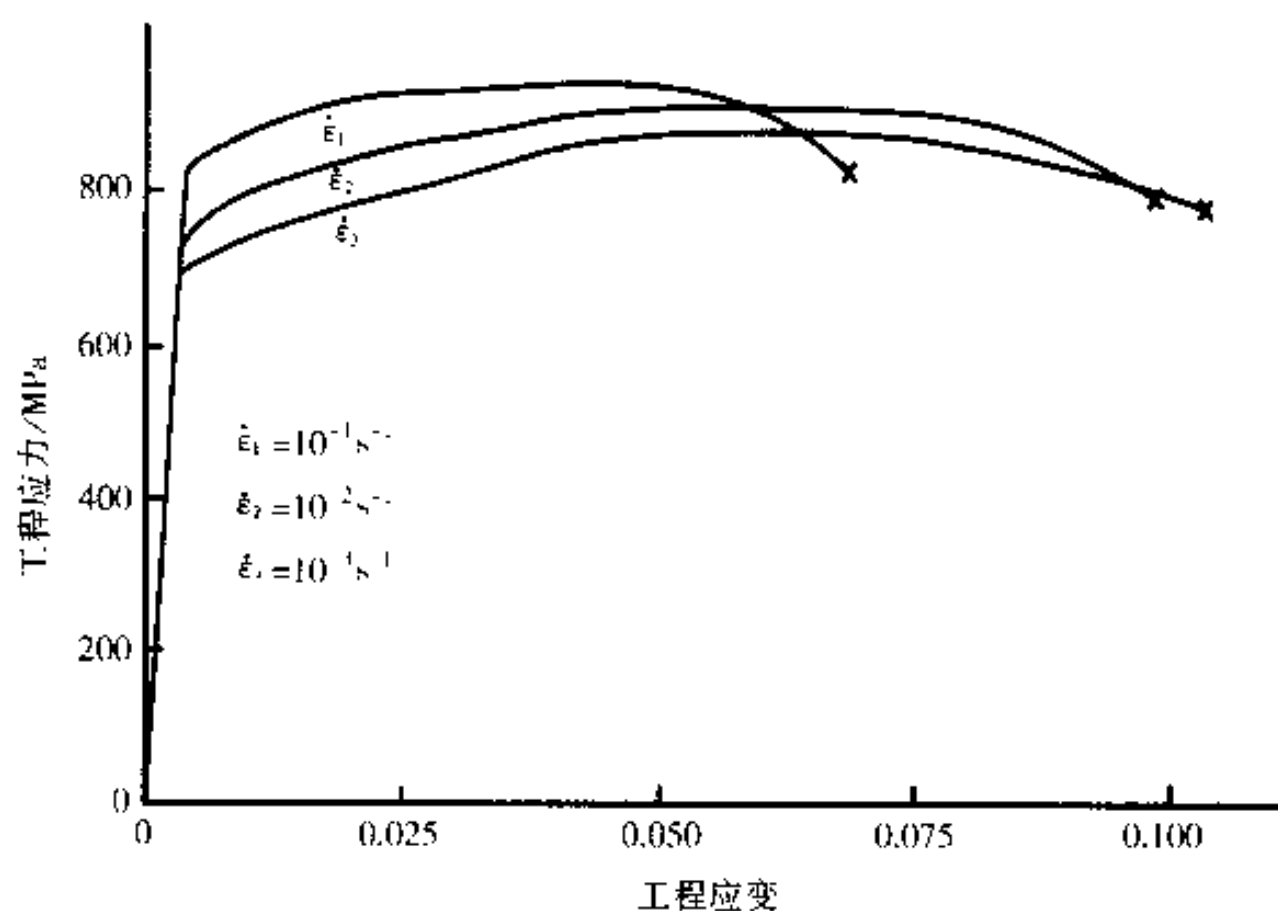


图 2.33 1040 钢拉伸试验中应变速率 $\dot{\epsilon}$ 对工程应力—工程应变曲线的影响。
注意，当应变速率增加时屈服强度及抗拉强度增加而韧性（断裂时的伸长率）下降
(引自 Meyers 及 Chawla^[18])

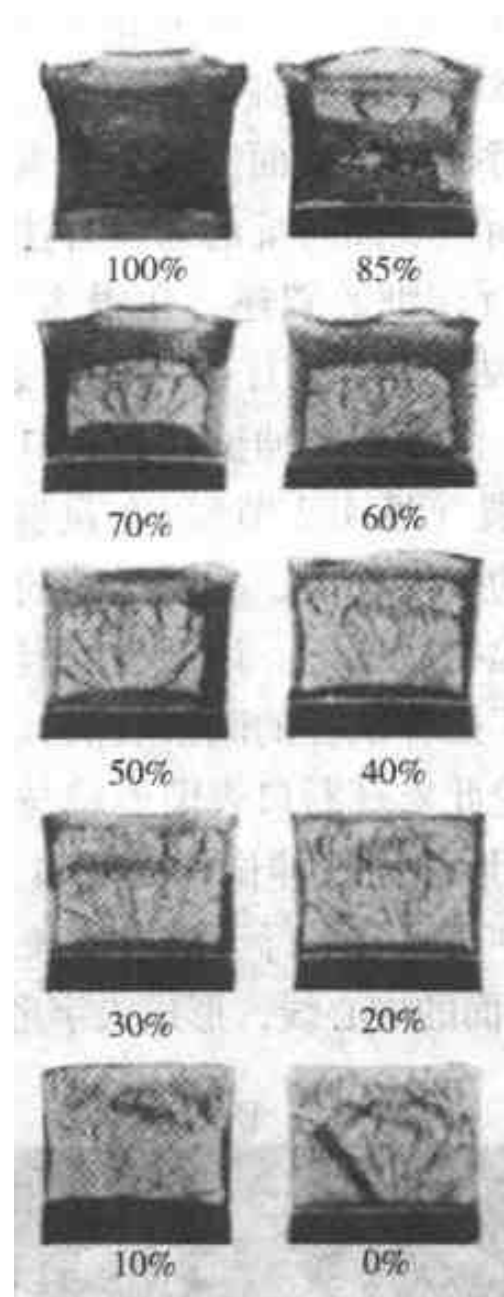


图 2.34 一组冲击试样的断口表面。材料为 4340 钢。试样以夏比 V 形缺口冲击试验破坏。在每幅照片下标出断口表面中覆盖的剪切唇（斜面断裂）的百分数（引自 Metals Handbook^[7]）

2.10 裂纹扩展

裂纹生长的速率通常分成两个类型。一为缓慢扩展（例如 6.1m/s (20ft/s)), 同时只在施加外部载荷时才扩展。这称为稳定裂纹生长。另一类型是快速生长（例如 915m/s (3000ft/s)), 如果内部有足够的弹性应力（例如热处理的残余应力），那么这些裂纹在没有外部载荷的情况下也会发展。这称作非稳定裂纹生长。（拉伸试样中缩颈后破断的扩展也属非稳定裂纹生长。）断裂发生的类型取决于许多因素，例如加载条件、温度、材料及零件的几何形状。应该注意，平面应变更易于形成非稳定裂纹扩展。

图 2.30 表明，平面与斜面断裂的相对数量取决于板的厚度。然而，另一个影响断裂类型的因素是应力集中，当裂纹扩展时这会变化，同时残留下来承受载荷的未开裂的材料就更小。例如，就环状缺口而论，当裂纹变得更深时，由于 d

减小（见图 2.17） r/d 也变化。因此一裂纹可能在平面应变的条件下开始扩展，然后变成平面应力（如在 2.8 节中就拉伸试样断裂所述的情况）。

一个影响断口表面宏观特征的重要而复杂的因素为裂纹扩展动力学。这方面还没有很好地了解，而解释断口表面特征的通常方法是实验观察与经验。现在提两个特点，在第 4 章中会进行详细的叙述。在很多具有圆形或正方形（或近似于正方形）横截面的零件断裂中观察到往回指向断裂源的辐射状标记。图 2.35 列出了例子。图 2.35a 示出一圆柱形拉伸试样的断口表面。辐射状标记往回指向试样的中心，在此处萌生断裂（见 4.2 节）。在足够尖锐的缺口发展的基础上，平面应变条件引发相当快速的裂纹扩展，裂纹运动的动力学使裂纹从一个倾斜的平面向另一个平面移动形成辐射状标记。用同类的但是硬度不同的钢在较低的温度下做试验，图 2.35b 示出其拉伸试样的断口表面。其辐射状标记细并覆盖断口的大部分。第 4 章中详细讨论此宏观断口表面形貌与断裂过程的关系。

图 2.36 示出正方形及矩形截面拉伸试样的断口表面。在正方形截面中可见辐射状标志，但在矩形截面中其标记平行于试样的长轴。当此类试样的厚度降低时，辐射状标记变成对称于平面的中心线，形成人字形标记（也称鱼刺形标记），

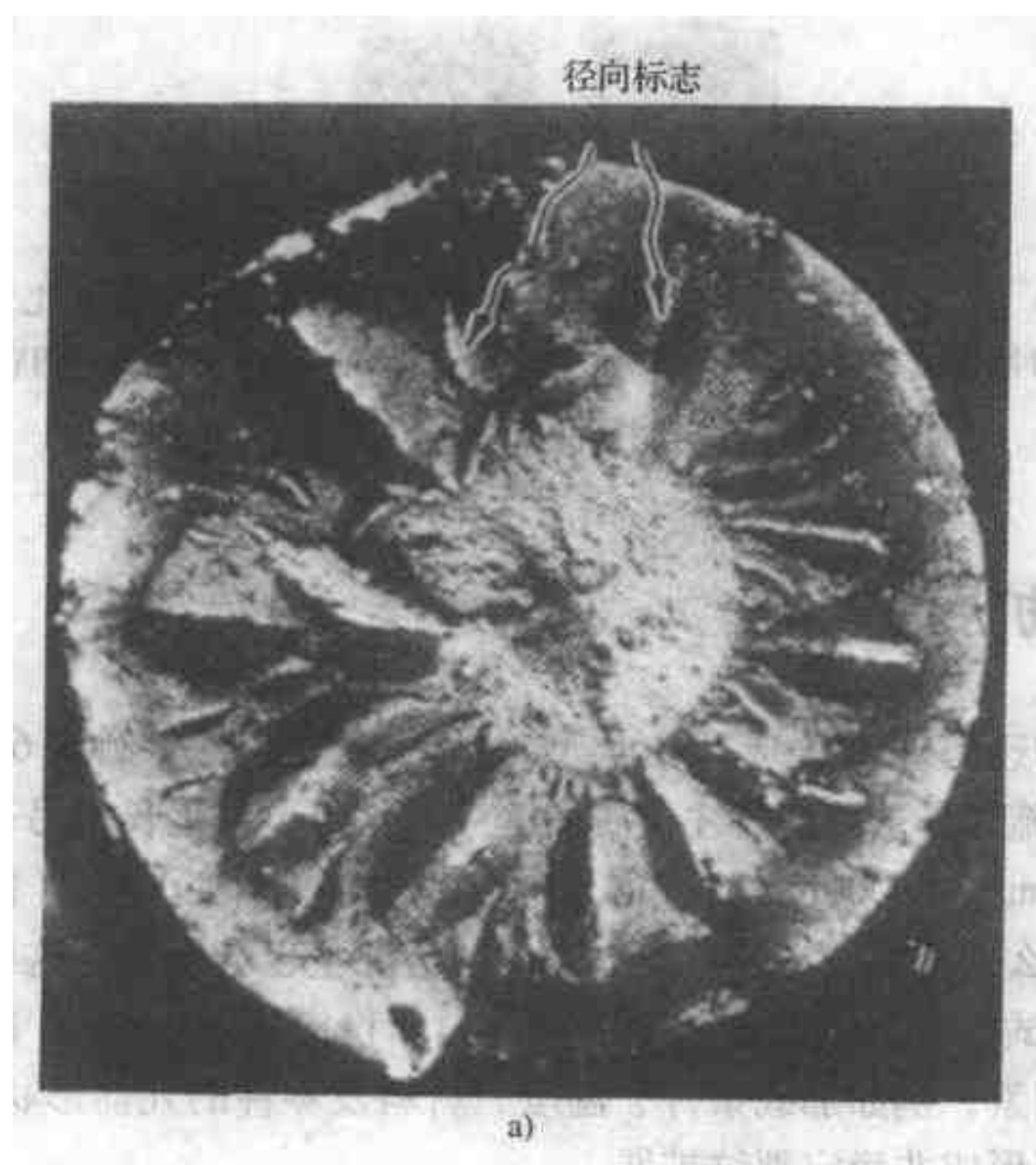


图 2.35 具有圆形横截面的 4340 钢的拉伸试样，其断口表面的径向标志

a) 回火马氏体组织，硬度为 28HRC。内部的纤维区四周有脊状围绕；
中间为粗大的径向标志；外环为剪切唇区

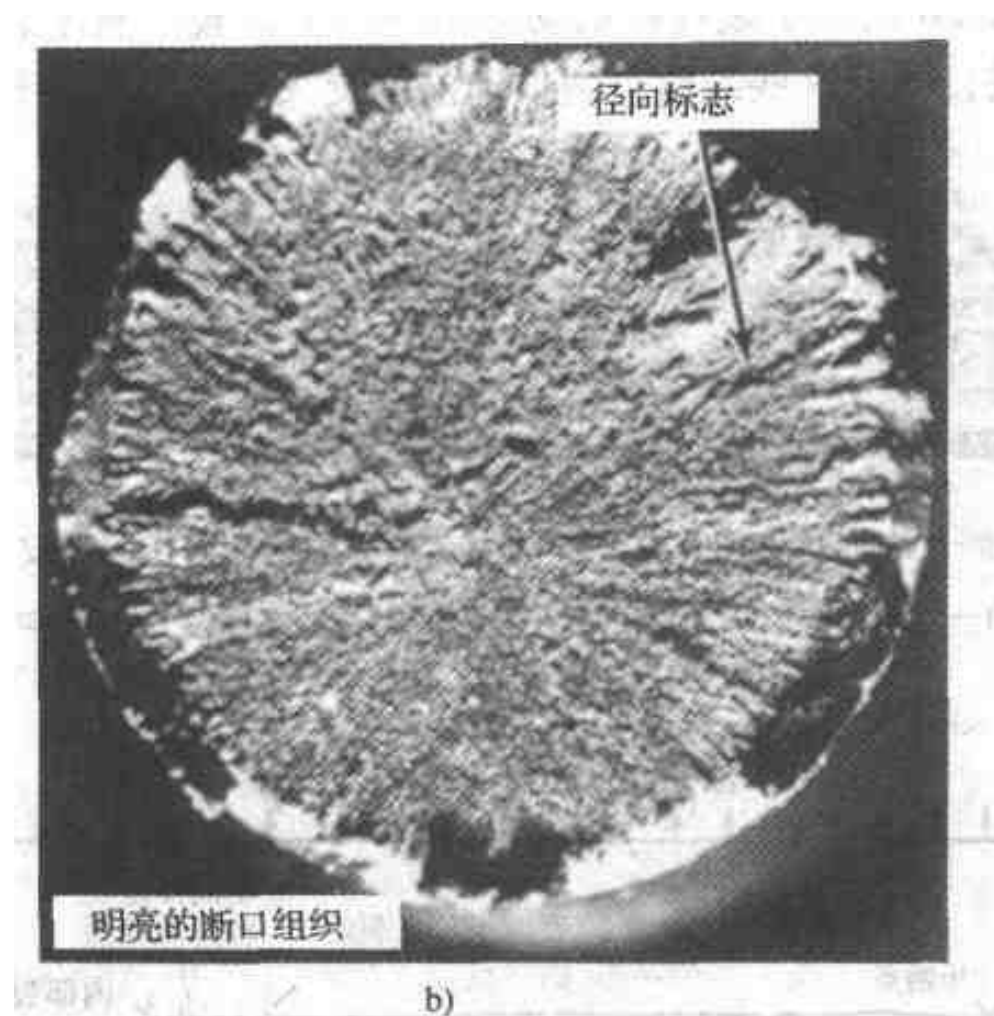


图 2.35 具有圆形横截面的 4340 钢的拉伸试样，其断口表面的径向标志（续）
b) 试样断裂于 -196°C (-321°F)。组织为回火马氏体，硬度为 35HRC。断口没有纤维区。在狭窄的剪切唇区域内，径向标志占据整个面积（引自 Metals Handbook^[12]）

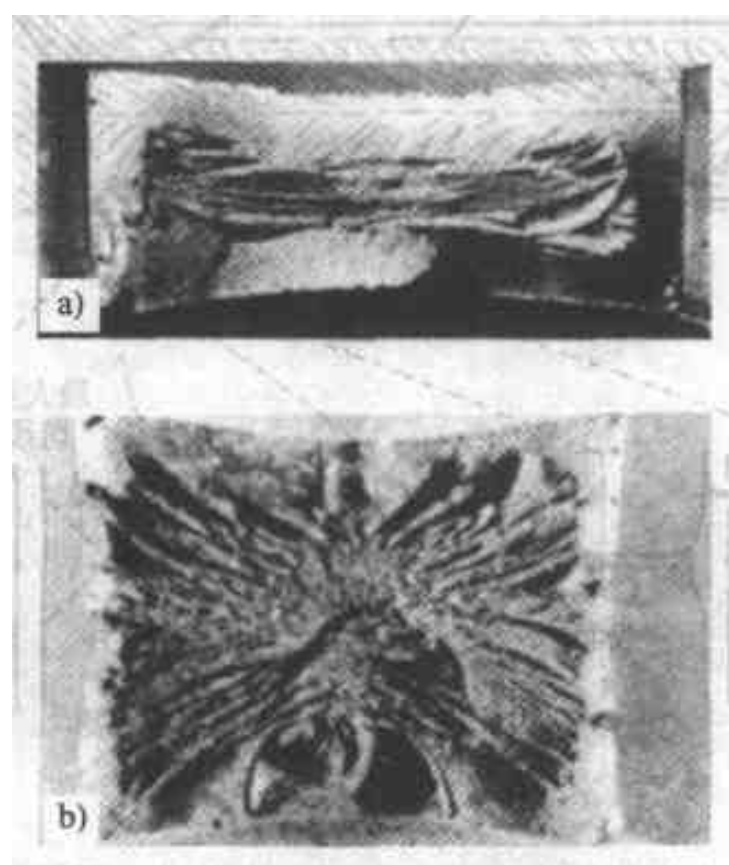


图 2.36 矩形及正方形拉伸钢试样显示径向标志
（引自 Metals Handbook^[12]，由 Nunes et al.^[19]）

见图 2.37。图 2.38 给出了裂纹扩展动力学的一个代表。假定裂纹正好在新起的裂纹前沿前形成，同时这些裂纹与裂纹前沿的交叉形成了人字形标志。

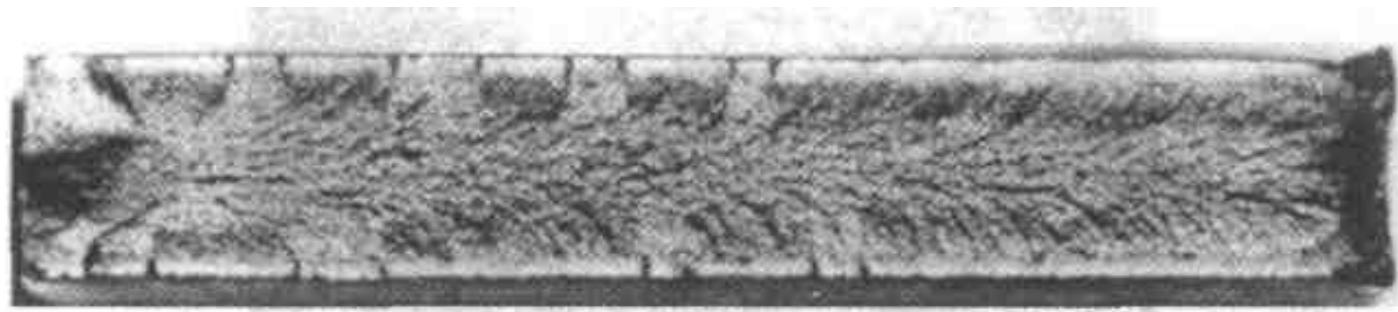


图 2.37 钢板的断口表面，显示充分发展的人字形标志，往回指向裂纹的起源（在左边），那里夹有一个小的纤维区。这是一个高速断裂（引自 Metals Handbook^[12]）

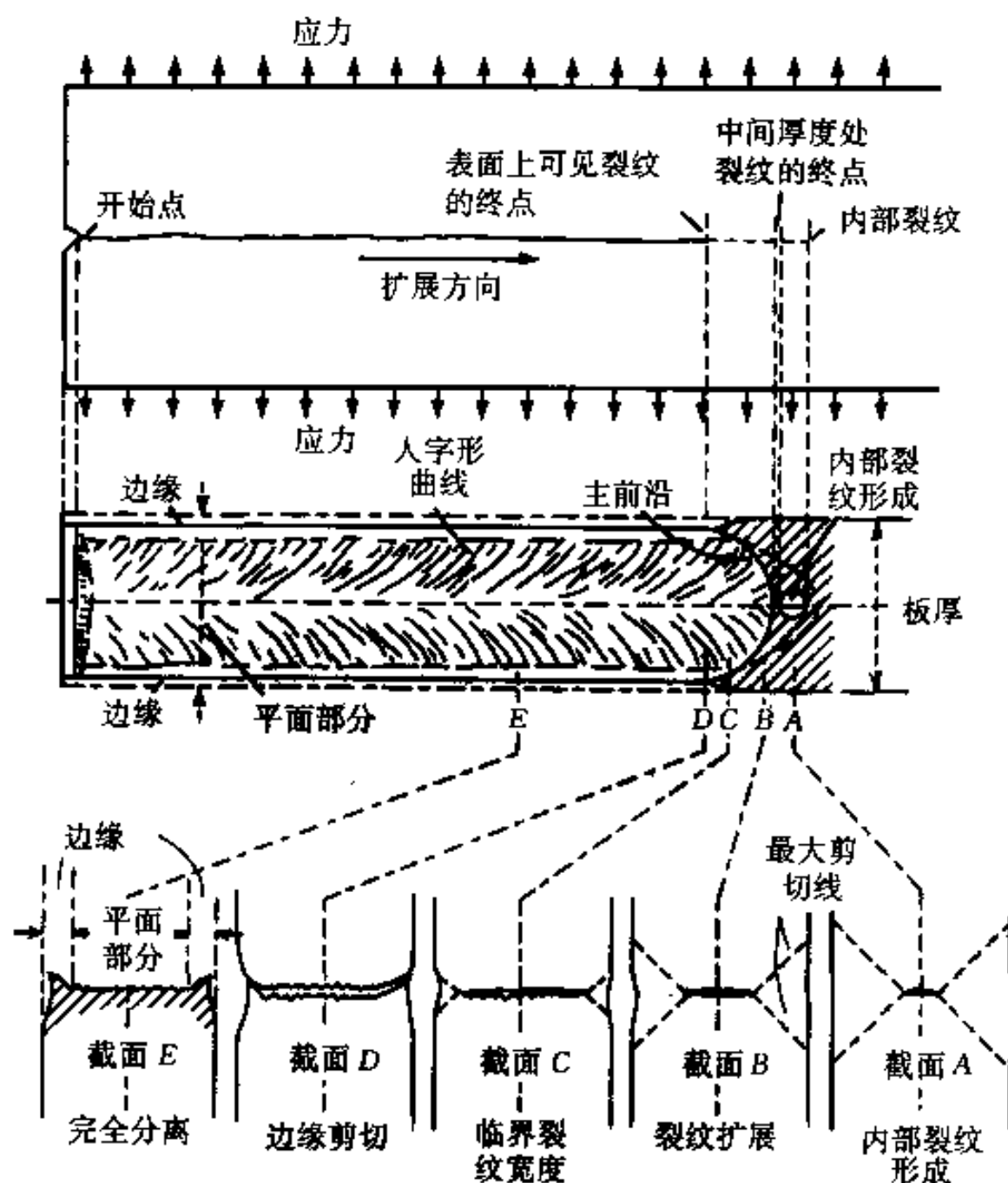


图 2.38 人字形标志在断口表面上的形成。下部显示板中
人字形标志与杯锥形断裂间的类似性（引自 Boyd^[20]）

2.11 韧性断裂与脆性断裂的含义

术语韧性及脆性一般用作本性的描述，但是在使用它们时要小心。它们用以表明在断裂时的总塑性，取决于（韧性）断裂时延伸的数量以及是否存在缩颈，以表明此材料是韧性的还是脆性的。这里的困难在于决定需要有多少韧性才把此材料放入韧性级中，现在并无采纳的通用值。我们更关心的是用术语韧性及脆性来区别宏观与微观两方面的韧性及脆性断裂。如在第3章将讨论在微观的范畴内裂纹形成的空洞聚集机理就涉及到滑移的塑性变形。因此这机理有时就与韧性有关。不过，虽然有可能此机理形成了裂纹并引发了断裂，但是此材料却表现出没有明显的或很少的宏观塑性变形。在此基础上，此断裂就被归入脆性断裂。

本书中术语韧性及脆性用于描述断裂的宏观状况而非基于微观机理。可用此两过程的下列特点来区分它们（引自 Vander Voort^[15]），包括断口表面的宏观特征。

1. 韧性断裂

- a. 断裂之前有相当大数量的塑性变形。
- b. 通常在断裂终端区能观察到剪切唇。
- c. 根据不同的材料，断口表面可能出现纤维状或可能会有钨或丝状结构。
- d. 断裂处的横截面通常会因缩颈而减小。
- e. 裂纹生长缓慢。

2. 脆性断裂

- a. 断裂前很少有或没有可见的塑性变形。
- b. 断口总体上是平坦的且垂直于零件的表面。
- c. 断口上可能出现晶粒或晶体并且常常反光很好。也可能观察到小面，特别是在粗晶粒的钢中。
- d. 可能存在鱼刺状（人字形）模式。
- e. 裂纹生长快速，常常伴之以大的声响。

基于宏观上形状或尺寸变化的数量可以容易地作出区分。例如在拉伸试验中断口处延伸的数量常被作为韧性的量度。问题是什么数值可作为韧性与脆性之间有用的区分。注意，由前可知脆性断裂的特点是很少或没有可见的塑性变形。这暗示不存在或很少存在剪切唇区域，但是实际上区分脆性及韧性也许不可能。

虽然在脆性与韧性断裂之间建立一个精确的区分点是困难的，但是一般并不存在实际问题。一个恰当的工作性的区分要求认定平坦的与倾斜的断口平面的数量以及宏观塑性变形的程度，这些通常都能判断出来。

2.12 断裂力学与失效

设计构件及机械零件时很关注的一点是防止突然的灾难性的断裂。在许多文件记载的实例中系统正常运行了许多年，然后突然破坏。当这种经历的次数增多后，显示出某些因素例如低温及环境条件会加剧这个问题。常常发现，断裂起源于业已存在的裂纹或内部、外在表面的不连续性。

此种习性的一个例子常会在疲劳断裂中发现（见 2.13 节）。如果一零件在低于屈服强度下弹性地加载，又不是在会发生蠕变的条件下（见 2.14 节）运行，那么可以期望它会安全地工作。然而，如果载荷是循环的（但并未超过屈服强度），常会发现生成小的裂纹，特别是在表面不连续处（例如机加工缺口），因为在这些部位产生了应力集中（见 2.4 节）。这些裂纹随着每个循环而扩张，而残留的材料必须承受此载荷。逐渐减小的支撑区域最终变得不足以承受载荷的再一次增加，断裂即可预期了。这种断裂的重要方面是通常发生得很急（灾难性地）并很少伴有塑性变形，也就是说其最终断裂是脆性的。有些情况与裂纹（缺口）有关，它最终使材料以这种方式形成破坏。缺口的两个重要特性是其尺寸及尖锐程度。

如果裂纹或缺口具有一定的尺寸，则受载的零件可能突然地脆性断裂。注意，这种习性并不能从拉伸试验的结果而预测到。虽然可以怀疑一种相当脆的材料（例如做拉伸试验破断时伸长率低），但是一种相当韧的材料也可能灾难性地断裂。希望有一个材料性能，它可以测量到并且从它可以预测这种习性。断裂力学可以处理这个问题。现在我们简要地叙说有关概念的要点，本章末尾所列的参考文献中有更多实际的论述。

假设有一平行六面体，其尺寸如图 2.39a 所示。如果沿其轴向弹性加载，则其外力—长度曲线如图 2.39b 所示，可假定（实际上）是线性的。外力—长度曲线可以转换成工程应力—工程应变曲线如图 2.39c 所示，弹性区内直线的斜率为弹性模量 E 。用外力 F 拉伸长度为 l 的棒所做的功为 $\int Fdl$ 。此功为积累的弹性能 $U = \sigma^2 / (2E)$ （每单位体积材料）。如图 2.39d 所示。

现在假设从棒的中心取出一个小的区域，如图 2.40 所示。如果加在此棒上的应力仍然是 σ ，那么由于现存的材料较少，此棒的弹性能也减少。其减少量为 $\sigma^2 a^2 l_0 / (2E)$ ，如图 2.40 所示。

如果此实心棒在心部有一裂纹或缺口，如图 2.41 所示，而此棒仍然加载到应力 σ ，在缺口区域的材料不承受载荷，所以缺口的存在就降低了棒的能量。假定不承受载荷的体积由所示的椭圆形决定，那么能量的减少值为 $\sigma^2 a^2 B / E$ 。假定

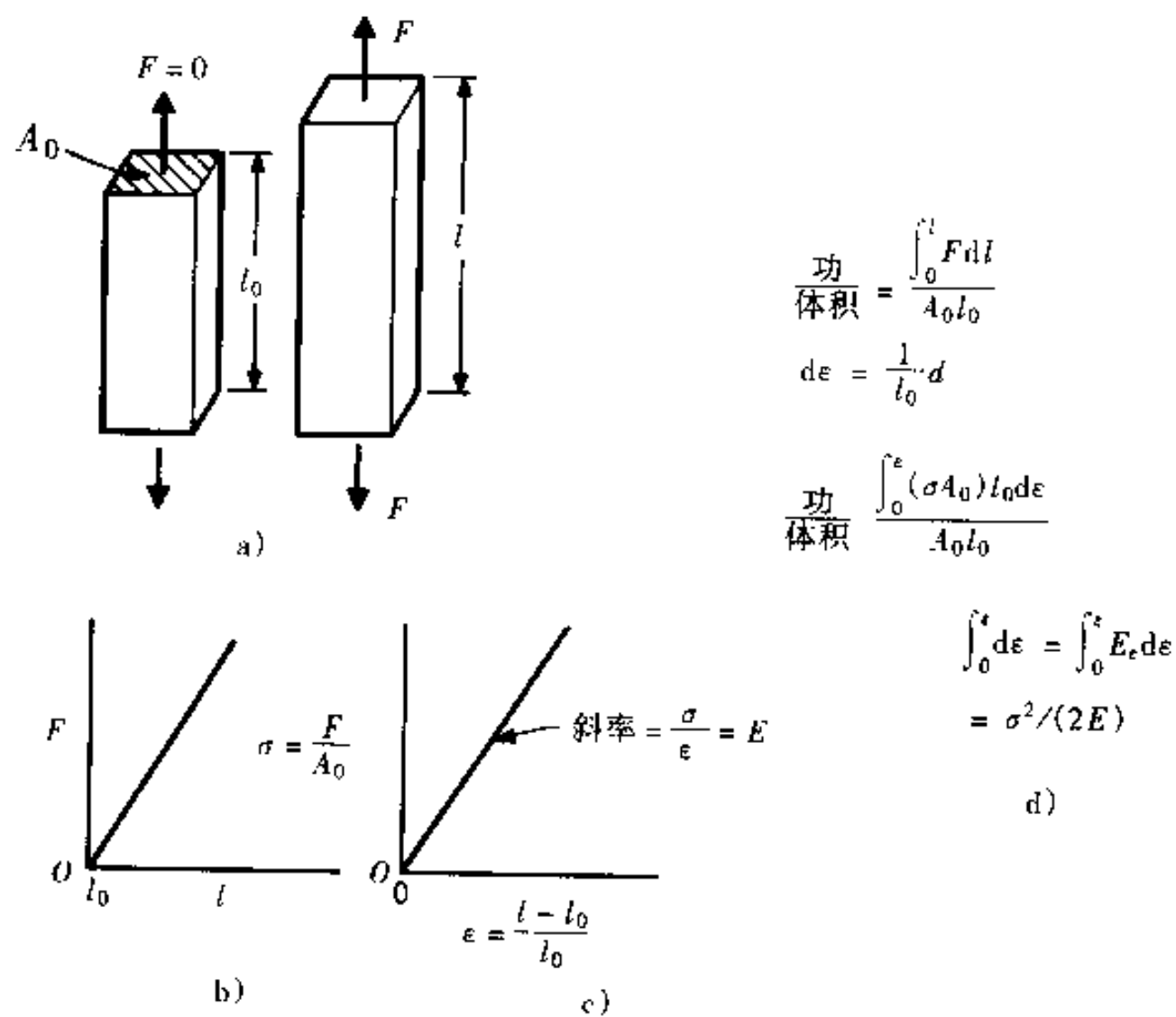


图 2.39 当轴向加载至应力 σ 时，圆柱体中弹性能的推导

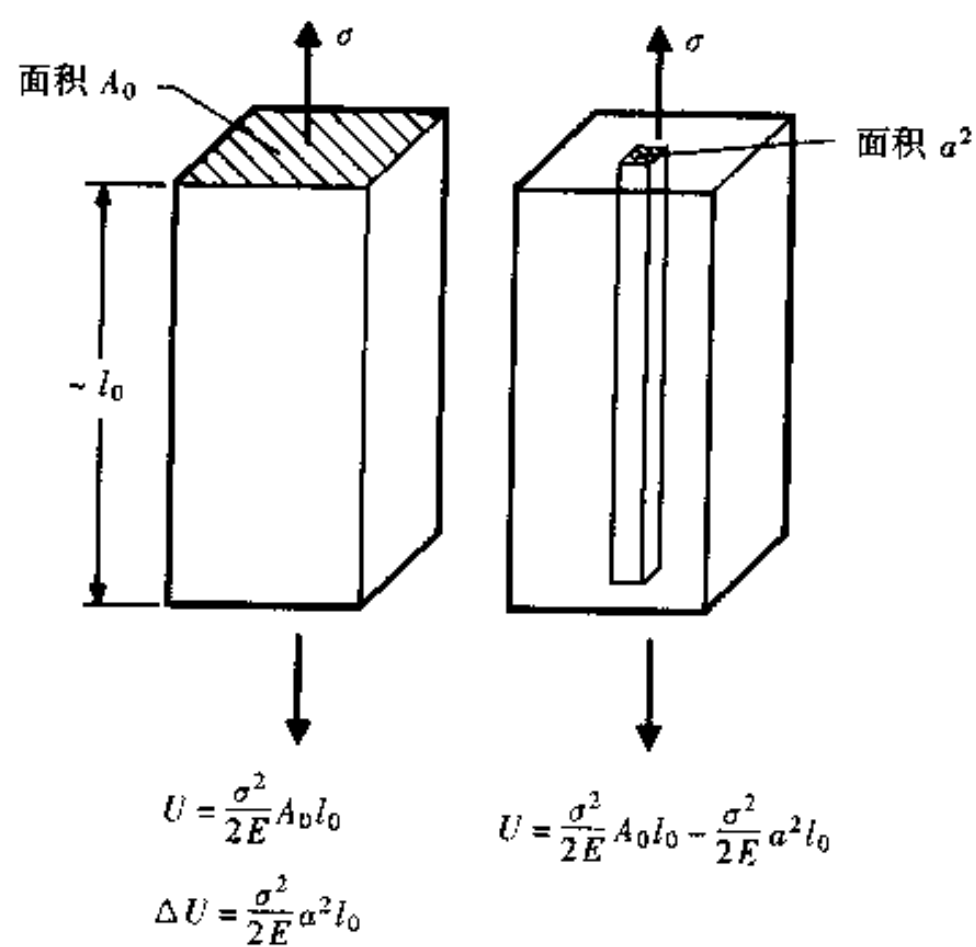


图 2.40 当从试样中取出一小棒时所减少的能量

缺口与棒的横截面相比小, 那么棒的弹性能即随缺口的面积而减小。图 2.41 中, 裂纹延伸穿透棒的厚度, 所以能量的减少值正比于 a^2

然而, 出现一条裂纹即形成一自由表面, 其单位表面积的能量为 γ 。在图 2.41 的情况下, 缺口表面积为 $2 \times 2aB$, 故棒的能量增加了 $4aB\gamma$ 。能量的增加值正比于 a 。总能量的值应是弹性能的减少量与表面能的增加量之和, 见图 2.42。

可以看出, 一旦裂纹尺寸达到 a^* , 再进一步增大就会伴有棒的能量降低, 这暗示这样尺寸的裂纹会生长。这就解释了为什么裂纹会发生灾难性的急剧扩展。

裂纹的临界尺寸与应力的关系可由微分总能量的公式并使之等于零而得, 即相应于图 2.42 中总能量曲线的最大值。得到:

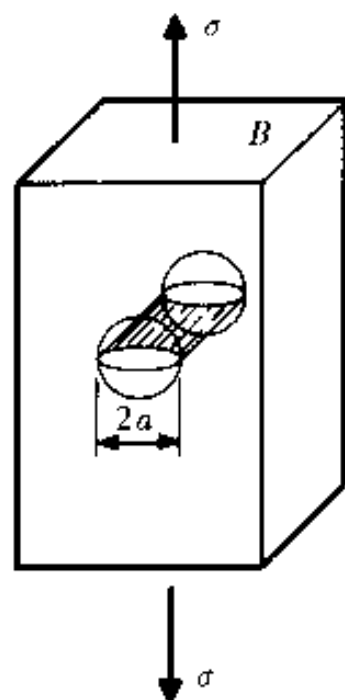
$$\sigma \sqrt{\pi a} = \sqrt{2E\gamma} \quad (2.1)$$

公式的右侧只包含材料常数, 故可写成:

$$\gamma \sqrt{\pi a} = K \quad (2.2)$$

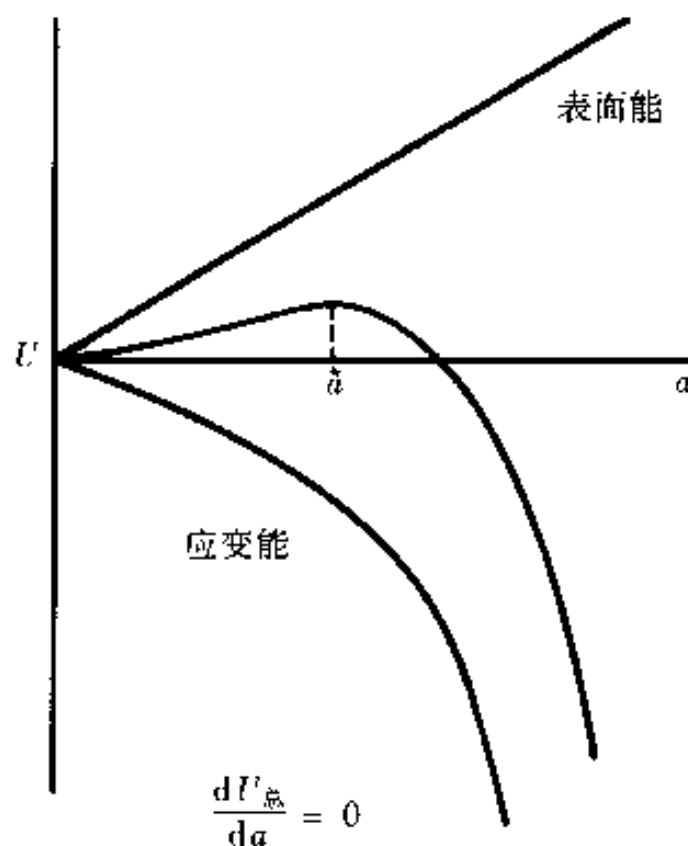
另一个平行的处理方法是从小弹性理论的角度计算裂纹尖端前头的应力场并用临界应力强度因子 K_I 来表示结果。 K_I 与式 (2.2) 中的 K 相似, 但其精确的形式取决于裂纹与板的尺寸和形状。 K_I 被视为材料的性能 (也就是化学成分与显微组织), 称为断裂韧度。

应力分析中论及的裂纹开口有



$$\begin{aligned} \Delta U_{弹性} &\approx \frac{\pi(2a)(a)B\sigma^2}{2E} \\ &\approx \frac{\sigma^2 a^2 B}{E} \\ \text{表面能} &= (2a)(B)2\gamma \\ &= 4aB\gamma \end{aligned}$$

图 2.41 在平行六面体中产生小裂纹时能量的减少



$$\begin{aligned} \frac{dU_{总}}{da} &= 0 \\ \sigma \sqrt{\pi a} &= \sqrt{2E\gamma} \\ K &= \sigma \sqrt{a} \end{aligned}$$

图 2.42 在一定的应力下弹性应变能与表面能随裂纹尺寸的变化。此两曲线之和的最大值确定临界裂纹尺寸 a^*

三种模式，如图 2.43 所示。开口模式 I，或称拉伸模式，此处裂纹表面运动而直接分离。对于模式 II，发生滑移或平面内剪切，此处裂纹表面与另一面互相滑动。模式 III 为撕裂或非平面剪切模式，此处裂纹表面相对于另一面运动并平行于裂纹前缘。到目前为止绝大多数的裂纹生长与模式 I 有关。将在第 2.6 节中讨论这类裂纹开口。

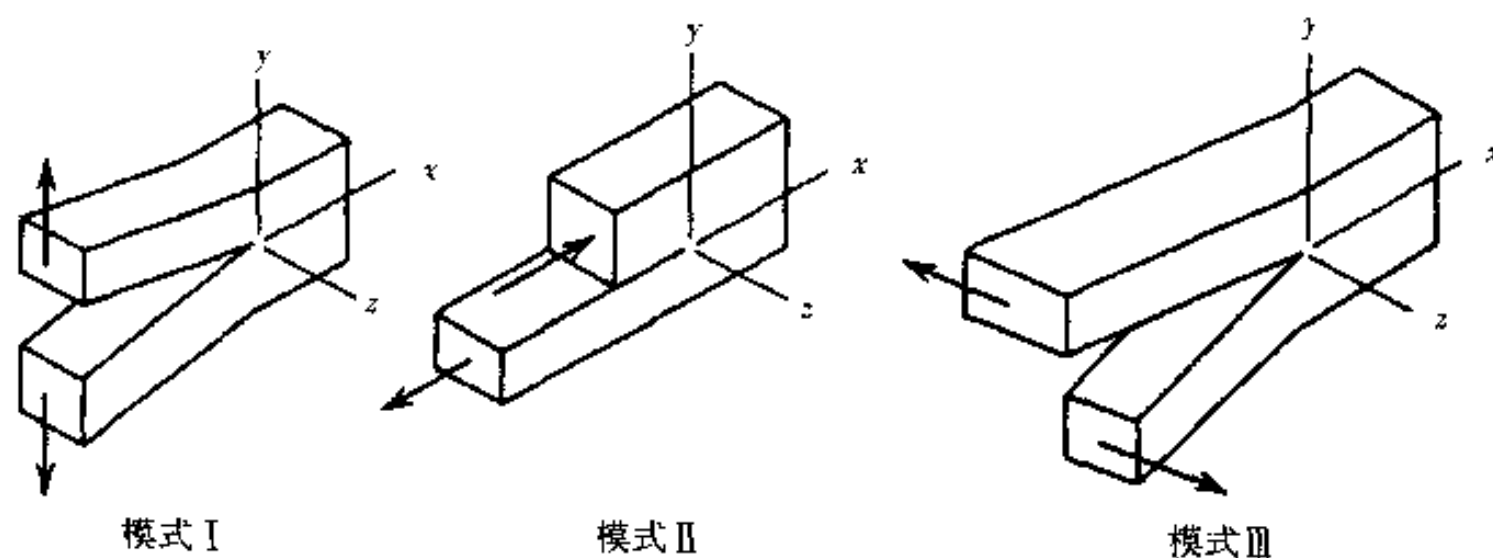


图 2.43 阐明裂纹开口的三种模式

讨论断裂韧性必须延伸到解释局部的塑性变形。同时，断裂韧性 K 取决于其加载条件是平面应变还是平面应力，因此而有不同类型的 K 值。同样， K 值可能会对环境条件敏感，所以其数值被确定为在应力腐蚀裂纹条件下的、氢脆或其他条件下的裂纹扩展。

韧性也取决于材料、其显微组织及温度。在图 2.44 中说明了这些。一般说，材料越强或温度越低则韧性越低。

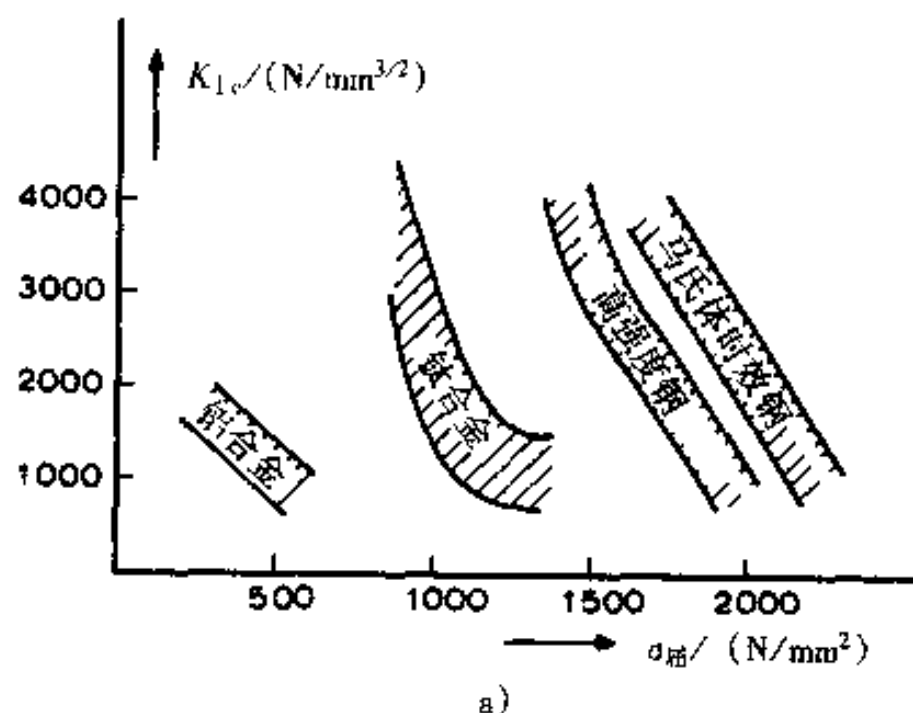


图 2.44 断裂韧性
a) 与屈服强度的关系

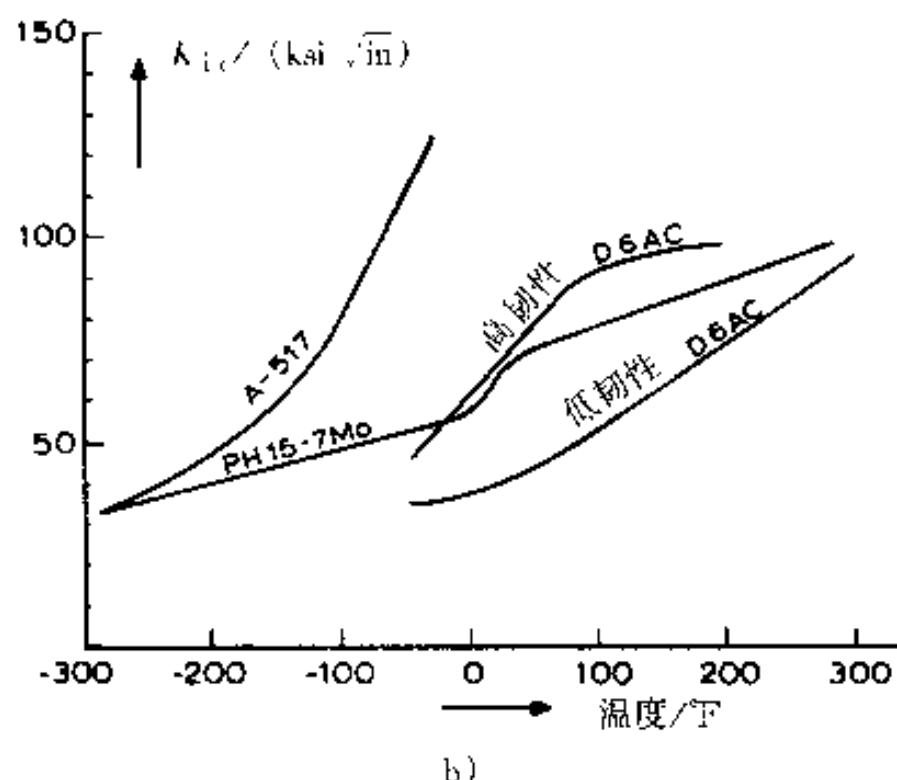


图 2.44 断裂韧度 (续)

b) 与温度的关系 (引自 Brock^[16])

在已损坏的零件的失效分析中, 失效的断裂力学分析常会揭示出有关失效的重要信息。例如, 在断口表面上常能测到从裂纹起始点到裂纹快速扩展的开始点之间的距离 a 。如果 K_I 已知, 则通过与式 (2.2) 相似的关系式可以估算出零件断裂时所承受的总应力。如果 K_I 及应力 σ 均已知, 并且计算出的临界裂纹尺寸等于测量到的 a , 那么此裂纹必定是经缓慢生长而达到最终的尺寸, 可能是经历了疲劳 (见 2.13 节)。

2.13 疲劳载荷

假设有--杆承受随时间而变的载荷, 如图 2.45 所示。循环的最大载荷仅能产生弹性应力。也就是说, 在标准的拉伸试验的基础上此圆柱体所受的应力值低于屈服强度, 即不会失效。然而, 由于在不连续处 (例如表面缺口或内部裂纹) 产生了应力集中, 局部应力会超过屈服强度并发生变形与局部断裂 (见第 3.9 节关于机理的详细讨论)。裂纹随着每一循环而发展, 这就是亚临界裂纹增长。最终裂纹超过此材料韧性的临界值, 然后不稳定地扩展导致断裂。

达到断裂时循环的时间与数量随载荷振幅的减少而增加。对于某些材料而言, 存在一个应力值, 如果低于它, 裂纹不会扩展。此应力值称为疲劳极限, 如图 2.46 所示。此结果通常对循环的频率不敏感。

裂纹扩展的速率取决于试验过程中载荷、应力或应变是否保持恒定。为了恰当地解释试验结果, 这些因素必须确定。利用一些数据 (例如图 2.46 中的那些

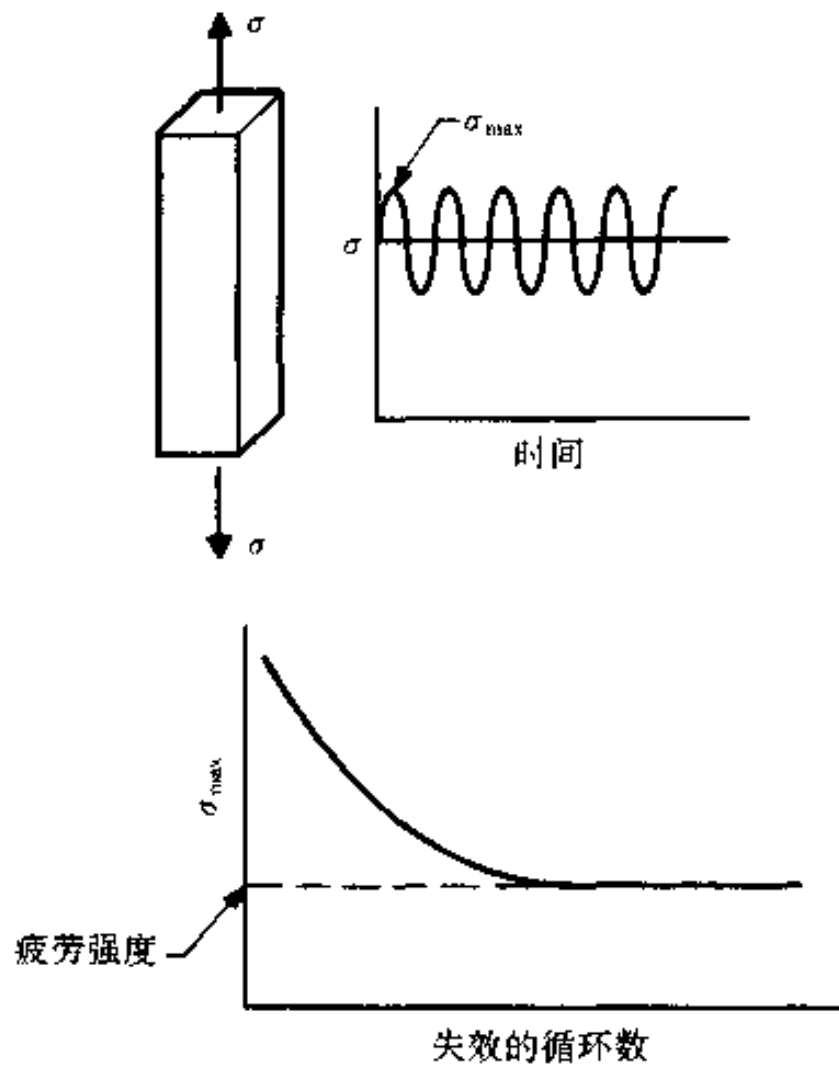


图 2.45 阐述疲劳试验

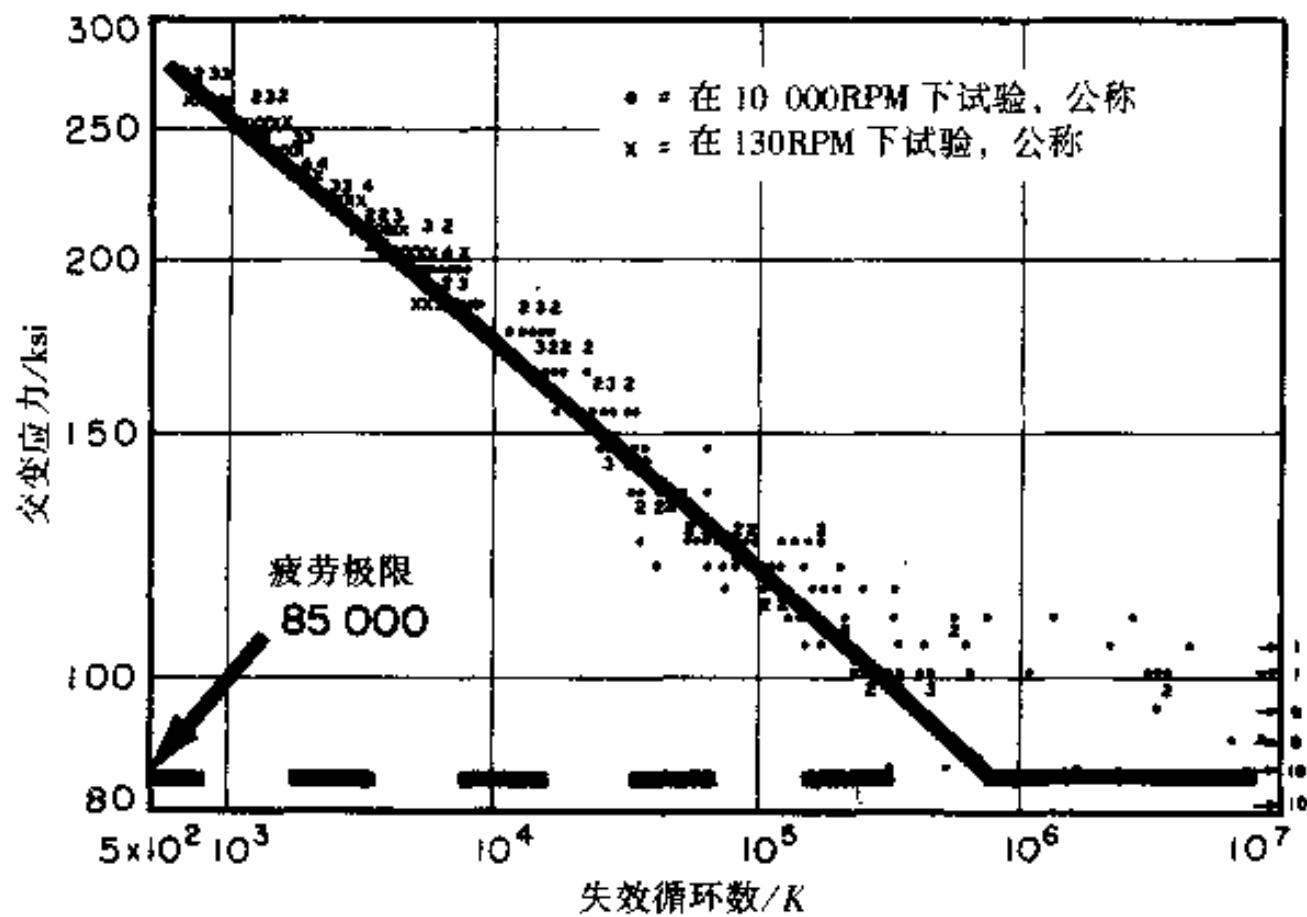


图 2.46 典型的疲劳曲线。4340 钢热处理至抗拉强度 1793MPa (260000lbf/in²)、屈服强度 1724MPa (250000lbf/in²)、硬度 53HRC。数据点边上的数字为获得此数据的试验次数。箭头边上的数字为在此应力下于 10⁷ 循环时不破坏的试棒数。试棒为圆柱体，在回转的电子流中进行试验。注意，此结果对两个差别很大的转速都有效 (引自 Cummings et al. [21])

数据) 时的困难在于, 没有简单的方法可以预测什么时候裂纹的增长会导致快速扩展的临界值。通过测量应力强度因子对裂纹扩展距离变化的影响可以做到这一点。图 2.47 中阐述了这个概念, 同时在图 2.48 中列出了一些数据。图 2.48 中的曲线可以分为三个区域: 裂纹不扩展区, 此处 ΔK 非常低; 裂纹线性扩展区; 及裂纹高速扩展区, 伴有高的 ΔK 值。

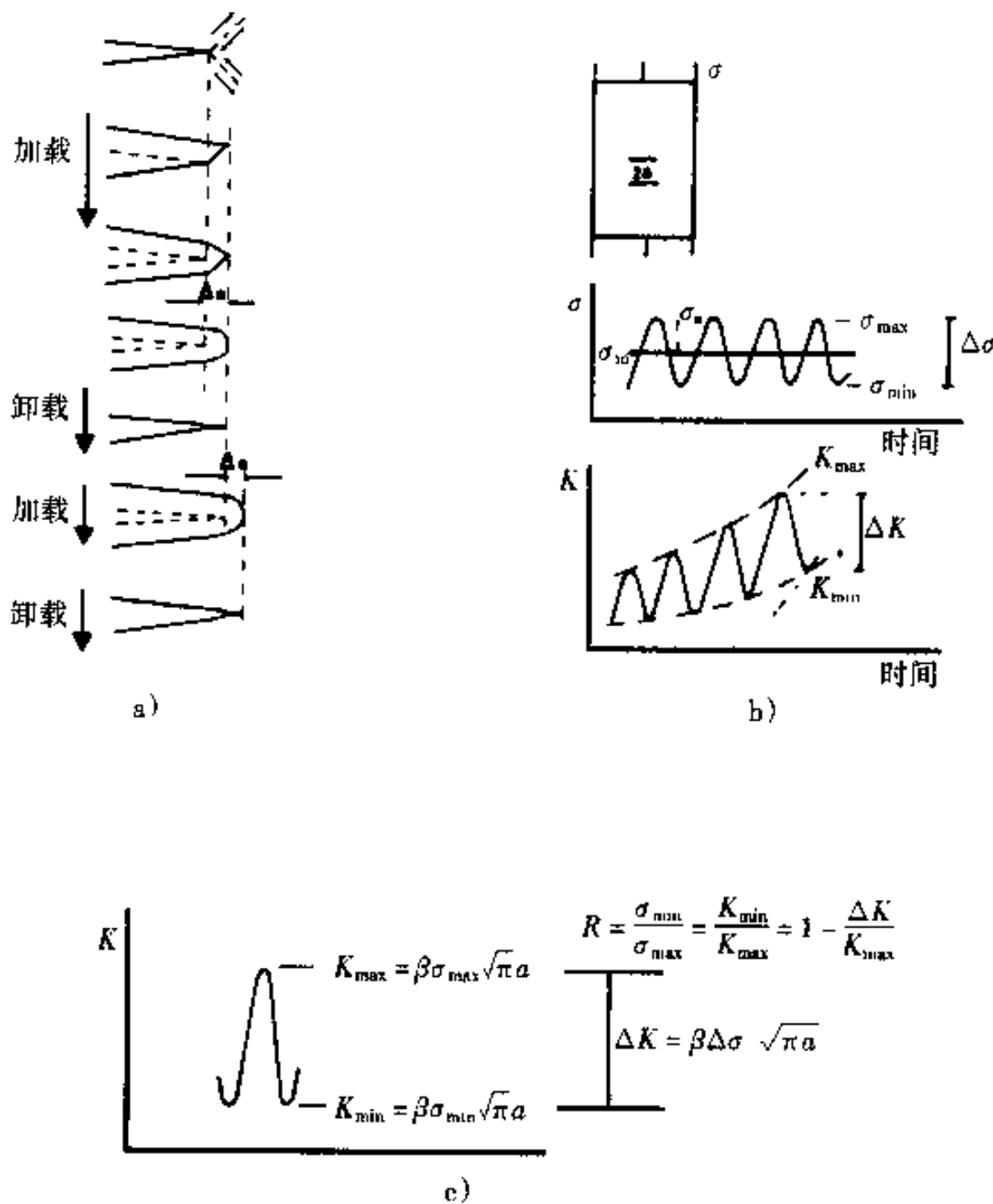


图 2.47 简要说明用以获得疲劳裂纹生长曲线的诸参数 (引自 Broek^[22])

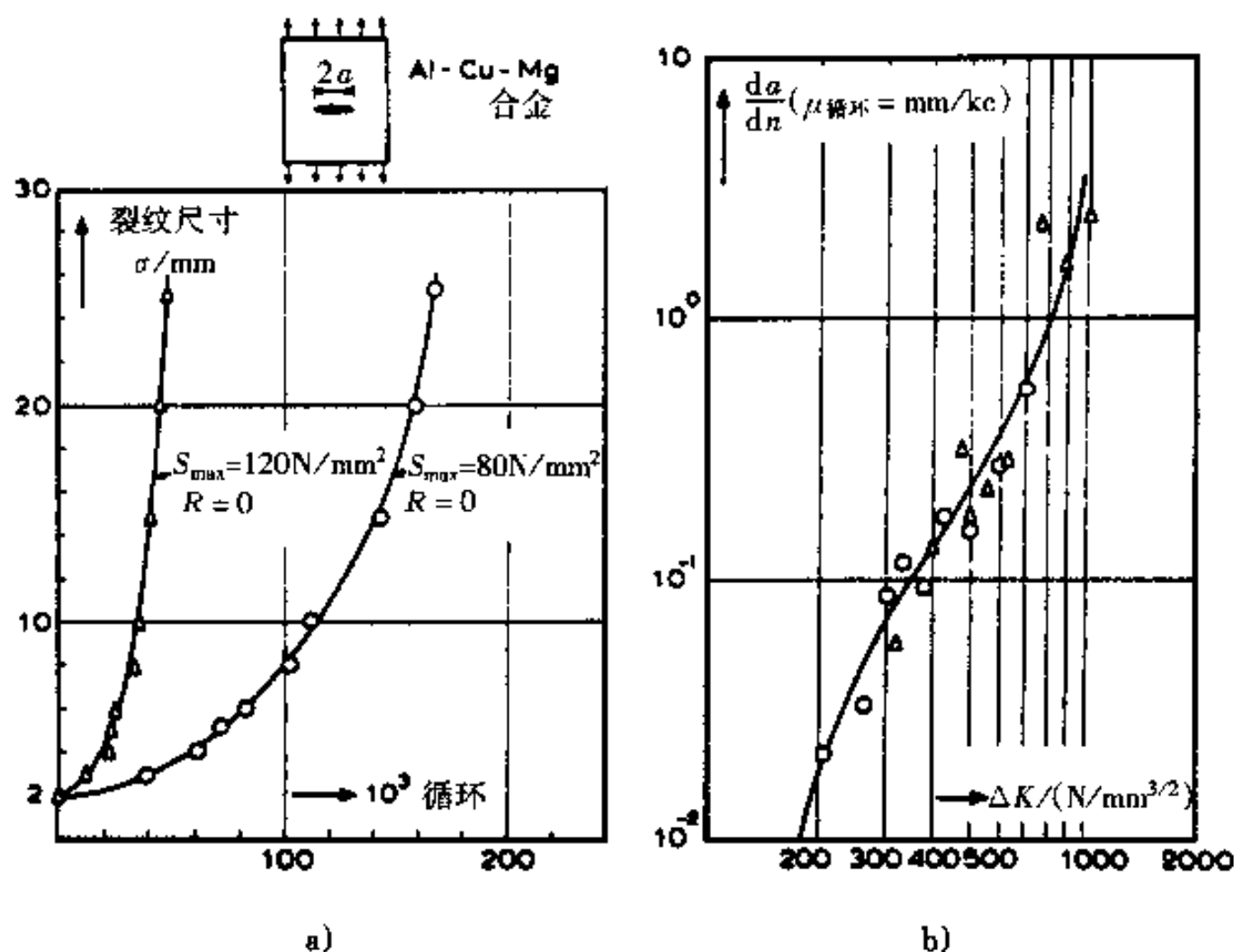


图 2.48 疲劳裂纹扩展曲线

a) 裂纹生长曲线 b) 裂纹扩展速度 (引自 Broek^[16])

2.14 蠕变变形

如果一圆柱体以应力小于屈服强度进行轴向加载, 则预期不会发生屈服与断裂。但是, 有的情况下会发生缓慢的变形。这说明材料对载荷的反应是与时间有关的, 但是在拉伸试验的短时间内可能没有观察到 (见图 2.33)。图 2.49 表明在固定的轴向应力下伸长率随时间的变化。此伸长过程称为蠕变。伸长速度 (蠕变速度) 随温度与应力的增加而增加, 此时断裂时间 (破坏前的寿命) 降低。注意, 断裂伸长率相当低 ($\leq 10\%$)。

蠕变断裂的断口表面一般垂直于最大正应力。图 2.50 中示出在一根管子中的蠕变断裂的例子。一般断裂应变是小的 (见图 2.49), 所以邻近断裂处的尺寸变化是轻微的, 然而局部的裂纹能导致明显的塑性变形。

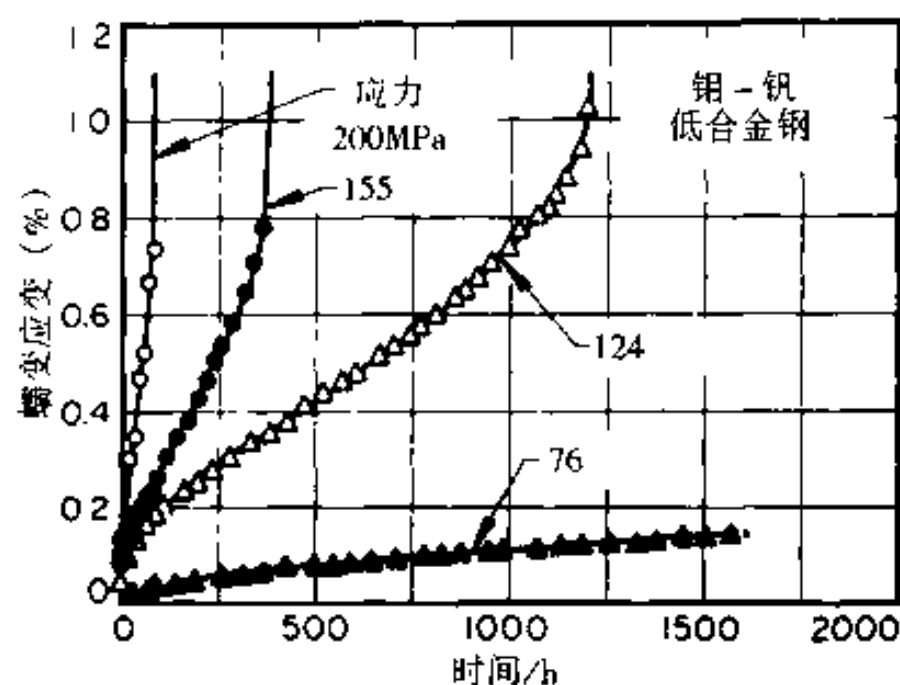


图 2.49 典型的蠕变曲线。试样为铝—钒低合金钢，在 600℃ (1110°F) 下以四种标示的应力水平进行拉伸试验（引自 Metals Handbook^[21]）

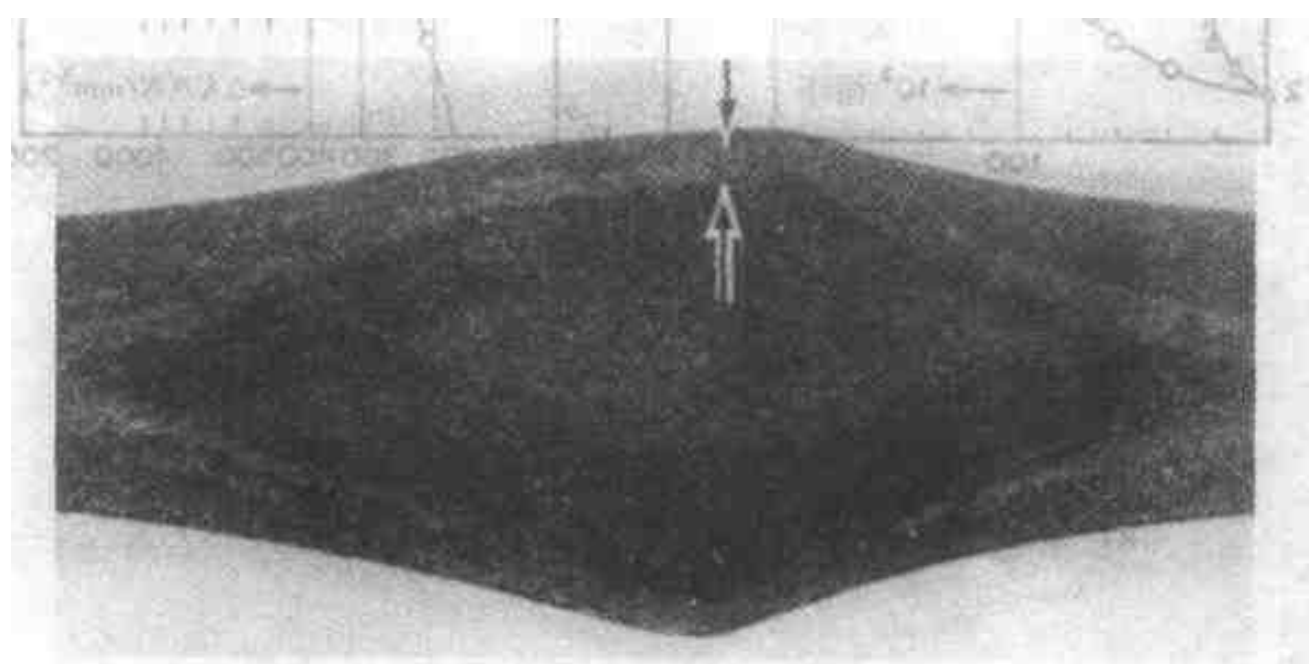


图 2.50 321 不锈钢 (ASME SA—213、牌号 TP321H) 过热器管的蠕变断裂，以厚层应力破坏的方式失效。断裂面垂直于环状（切向）应力。注意，箭头所示管壁厚度的变化是轻微的。此断裂形态有时称作鱼口破裂（引自 Metals Handbook^[23]）

参考文献

1. W. F. Smith, *Principles of Materials Science and Engineering*, 2d ed., McGraw-Hill, New York, 1986.
2. C. O. Smith, *The Science of Engineering Materials*, 2d ed., Prentice-Hall, Englewood Cliffs, N. J., 1977.
3. S. Rabinowitz and N. Brown, "Microstrain Investigation of Polyethylene," *J. Polymer*

- Science* A-2, vol. t, pp. 143—156, 1967.
4. S. Matsuka, "Nonlinear Viscoelastic Stress-Strain Relationships in Polymeric Solids," in W. Brostow and R. D. Corneliusen (eds.), *Failure of Plastics*, Hanser Publishers, New York, 1989, pp. 24—59.
 5. D. J. Wulpi, *Understanding How Components Fail*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1985.
 6. R. I. Feynman R. B. Lefshon, and M. Sands, *The Feynman Lectures on Physics*, California Institute of Technology, 1964, reprinted with permission of Addison-Wesley, Reading, Mass.
 7. *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 10: *Failure Analysis and Prevention*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1975.
 8. F. A. Avallone and T. Baumeister III, *Mark's Standard Handbook for Mechanical Engineering*, 9th ed., McGraw-Hill, New York, 1987.
 9. C. Lipson and R. C. Juvinall, *Handbook of Stress and Strength*, Macmillan, New York, 1963.
 10. E. R. Parker, *Brittle Behavior of Engineering Structures*, Wiley, New York, 1957.
 11. G. Henry and D. Horstmann, *De Ferri Metallographia*, vol. V: *Fractography and Microfractography*, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, Germany, 1979.
 12. *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 9: *Fractography and Atlas of Fractographs*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1974.
 13. R. W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 2d ed., Wiley, New York, 1983.
 14. A. Nadai, *Theory of Flow and Fracture of Solids*, 2d ed., McGraw-Hill, New York, 1950.
 15. G. F. Vander Voort, "Visual Examination and Light Microscopy," in *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 12: *Fractography*, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987.
 16. D. Broek, *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Sijthoff and Noordhoff, The Netherlands, 1978.
 17. C. Zener and J. H. Holloman, "Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Steel," *J. Appl. Phys*, vol. 15, p. 22, 1944.
 18. M. A. Meyers and K. K. Chawla, *Mechanical Metallurgy-Principles and Applications*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, N. J., 1984.
 19. J. Nunes, F. L. Carr, and F. R. Larsen, "Macrofractographic Features," in

- R. F. Bunshah (ed.), *Techniques of Metals Research*, vol. 2, pt. 1, Wiley, New York, 1968, p. 379.
20. G. M. Boyd, "The Propagation of Fracture in Mild Steel Plates," *Engineering*, vol. 175, pp. 65 and 100, 1953.
21. H. M. Cummings, F. B. Stulen, and W. C. Schulte, "Relation of Inclusions to the Fatigue Properties of SAE 4340 Steel," *Trans. ASM*, vol. 49, P. 482, 1957.
22. D. Broek, *The Practical Use of Fracture Mechanics*, Kluwer, Boston, Mass., 1989.
23. *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 11: *Failure Analysis and Prevention*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1986.

参考书目

- Campbell, J. E., W. W. Gerberich, and J. H. Underwood (eds.), *Application of Fracture Mechanics*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1982.
- Ewalds, H. I., and R. J. H. Wanhill: *Fracture Mechanics*, Edward Arnold, Baltimore, Md., 1984.
- Hertzberg, R. W.: *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, Wiley, New York, 1983.
- Tetelman, A. S., and A. J. McEvily: *Fracture of Structural Materials*, Wiley, New York, 1967.

第3章 断裂机理及微观显微形貌

“断口组织试验”是我们为此技术所使用的名称。出于方便的考虑，倾向于用一个字“FRACTOGRAPHY”来代替一长串字“对已断裂的金属试棒上的解理面进行微观显微研究”，后者就是断口组织试验（fractography）的定义。另外，字 FRACTOGRAPHY 还有词源学上的意义，因其词根与金相学中的一些词根相类似，fracto-就是拉丁文中的 fractus，其意义为断裂。

C. A. Zapffe and M. Clogg, JR.

《美国金属学会学报》，1945

3.1 绪论

本章将回顾当材料承受增加的载荷并导致材料分离（断裂）时，在相当小的范围内所发生的一般过程。由于在此范围内人眼不能分辨各个特征，所以需要利用显微镜。这些过程可以称为断裂的微观机理，但是此书中采用“断裂机理”这个术语。这把小范围过程从大范围过程或称断裂的宏观机理中区分开来，后者称为“模式”，见第4章。

由于断裂机理决定断口表面的细小形貌，故其外观形状会给出断裂机理的线索并且常常能直接地肯定断裂机理。对小的表面形貌进行考查叫做“微观断口组织试验”。对粗大的断口表面形貌进行考查，一般用人眼或低倍放大（例如 25×）的光学显微镜来分辨，叫做“宏观断口组织试验”，见第4章。

本章开始回顾金属材料相应于加载的普通又基本的机理，也即滑移、孪晶及解理。此处并不考查潜在的原子的机理，例如位错及移动，相反地仅评论那些绝大多数直接影响断口表面形貌的特征。然后把这些基本机理与断裂机理并进而与所导致的断口表面形貌相联系。

3.2 滑移与解理

塑性变形的普通机理为滑移，是在一晶体内的材料层平行移动经过相邻的层面，可阐述为一个单晶对切应力的反应，见图 3.1。此处可假定，当在所示平面

上的切应力超过一临界值即临界分解切应力时就开始了塑性变形。继续采用此应力就会产生分离，也即因此而断裂

图 3.2 中阐述一个更真实的情况。此处对圆柱形单晶体轴向加载，其轴向应力为 F/A_0 ， A_0 为此圆柱体的横截面积。产生滑移的面与圆柱体轴倾斜相交，其垂直方向与圆柱体的方向（加载轴）成 ϕ 角。滑移仅沿着此平面内的一个方向发生，即为滑移方向，它与载荷轴的方向形成 ψ 角。因此轴向载荷 F 分解到此平面上的剪切力 F_s 为 $F \cos \psi$ 。剪切面的面积为 $A_0 / \cos \phi$ 。分解后的切应力 τ 为 $(F/A_0) \cos \psi \cos \phi$ 。圆柱单晶体承受增加的载荷，当分解切应力在滑移面上达到临界分解切应力值时就开始滑移。观察到这情况发生在许多部位，呈椭圆形的圆盘互相滑过，如图 3.3b 所示。如果晶体相当大（例如直径为 1cm）并且原始表面经很好地抛光过，则这些位移具有足够的变形，裸眼就可以见到（图 3.3c）。显微镜检查显示，每个粗大的滑移（滑移带）是由许多细小的滑移线组成的（图 3.4）。

以上效果也能在多晶体试样中见到。如果试样以金相分析的方式抛光，再如图 3.5a 所示的方法加载，当超过临界分解切应力时就激活了每颗晶粒的滑移系统并发生表面偏移。图 3.5b 中示出一例。注意，在晶粒边界处滑移的方向发生变化，并因此而显示出这些边界，虽然此试样并未经过腐蚀。

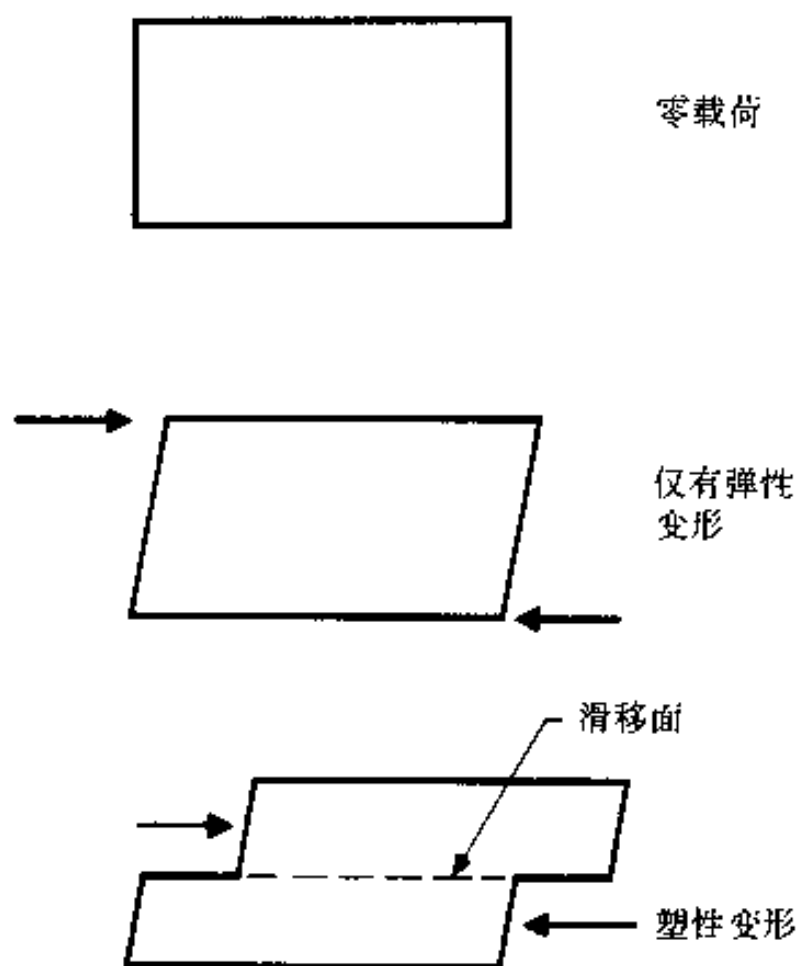
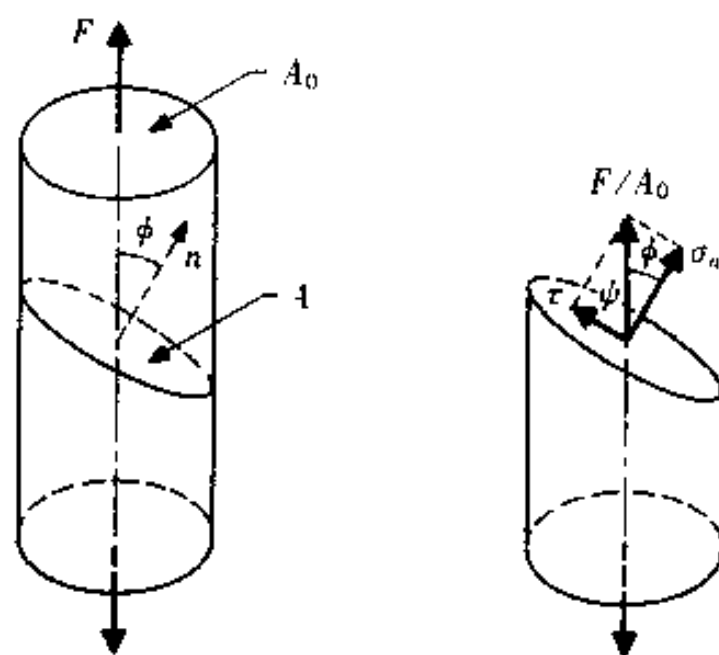


图 3.1 阐明单晶体通过滑移而致的塑性变形



$$\tau = \text{分解的切应力} = \frac{F}{A_0} \cos \psi \cos \phi$$

$$\sigma_n = \text{分解的正应力} = \frac{F}{A_0} \cos \phi \sin \psi$$

图 3.2 阐明圆柱体试样轴向

加载后分解的切应力

$$\tau [= (F/A_0) \cos \psi \cos \phi]$$

及分解的正应力 σ_n

$$[= (F/A_0) \cos \phi \sin \psi]$$

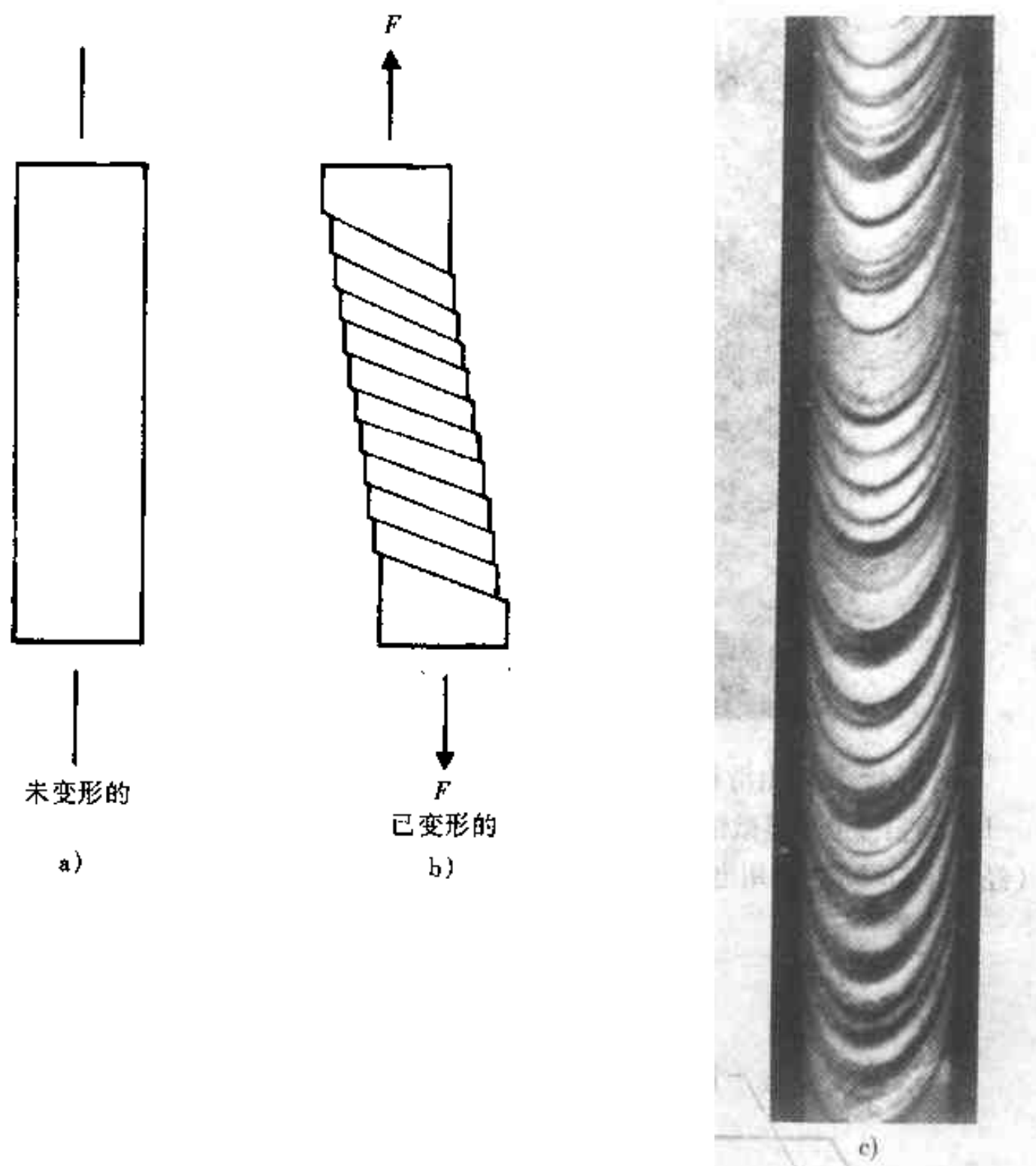


图 3.3 阐明单晶体的塑性变形

a) 未变形的 b) 已变形的，显示滑移

c) 已变形的锌圆柱体单晶，显示由滑移而导致的椭圆形偏移（引自 Boas and Schmid.^[1]）

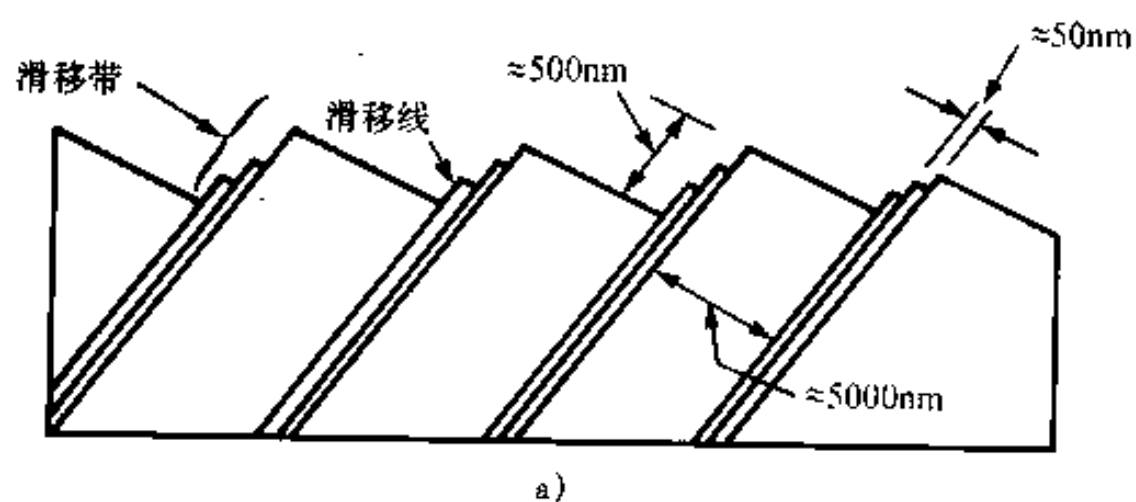


图 3.4 阐明由滑移而产生的自由表面上的细小偏移

a) 在高放大倍数下横截面的形状

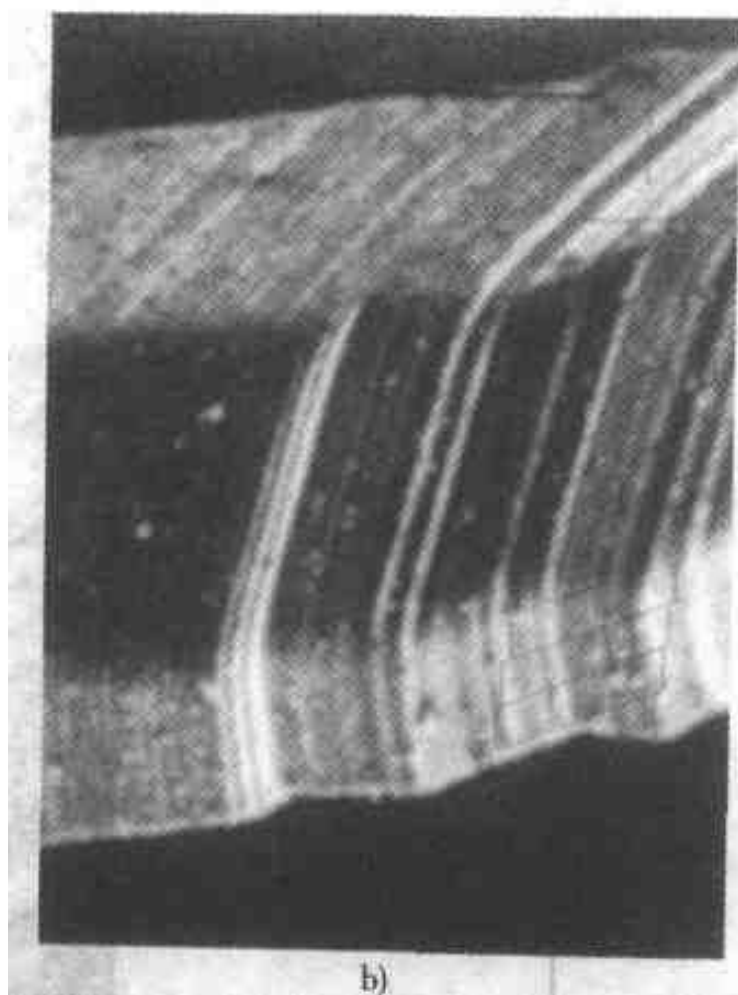


图 3.4 阐明由滑移而产生的自由表面上的细小偏移 (续)

b) 用扫描电子显微镜获得的钴的已变形单晶表面上的滑移标志
(经 Eric Lifshin, 通用电器公司, 研究与开发中心同意。引自 Guy^[2])

$$1\text{\AA} = 1 \times 10^{-10}\text{m}$$

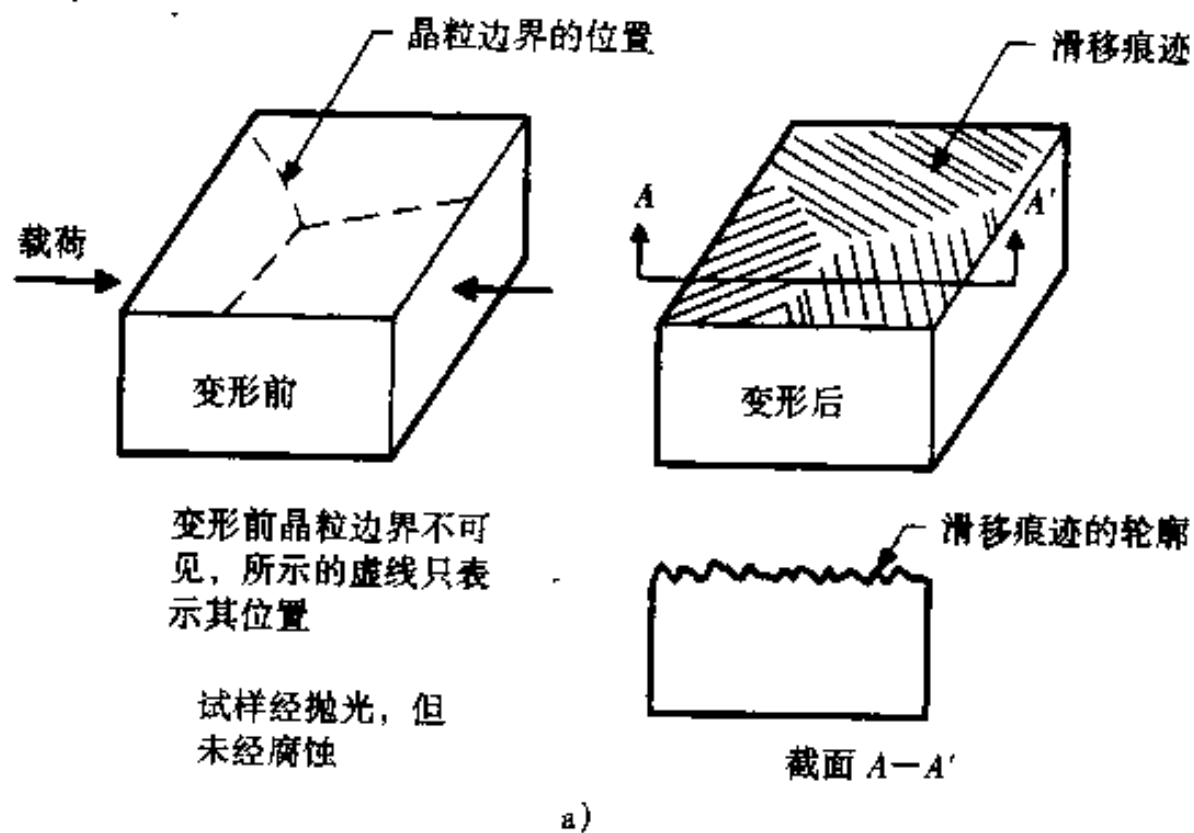


图 3.5

a) 经金相抛光但未经腐蚀的试样, 加载到在抛光面上产生滑移标志

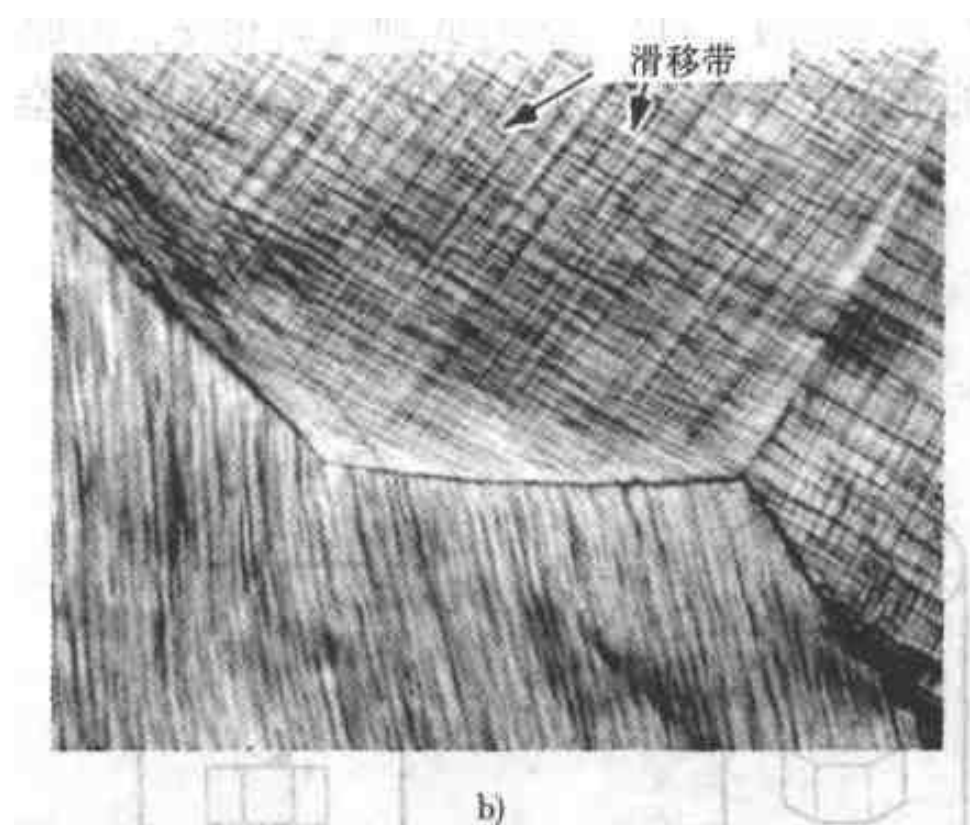


图 3.5 (续)

b) 此种铝试样的显微照相，显示滑移痕迹（引自 Verhoeven^[3]）

发生滑移的平面与方向取决于材料的晶粒组织，一般说那是原子级别上的密排面与方向。因此在面心立方晶体中为 $\{111\}$ 面与 $\langle 110 \rangle$ 方向。在此平面中滑移面及滑移方向组成一滑移系统。在面心立方金属中有 4 个 $\{111\}$ 平面，在每个 $\{111\}$ 平面中有 3 个 $\langle 110 \rangle$ 方向，所以有 12 个滑移系统。在其他的密排结构内，属密排六方的仅有 1 个密排平面，但有 3 个等价的滑移方向，也就是说仅有 3 个滑移系统。

当晶体加载时，在所有的滑移系统上切应力都增加，但滑移仅在首先达到此材料的临界分解切应力的系统上开始。是哪个系统，这取决于晶体的方位。可能在一个方位上，有两个滑移系统具有等价的分解切应力，并且此两者首先达到临界分解切应力。这就导致在这两个滑移系统上同时产生滑移，称作“交叉滑移”。

在密排六方的组织内可能有一个方位中其分解切应力为零，见图 3.6。其基本平面为滑移面，垂直于加载力。这样当载荷力增加时，滑移可能会在另一类滑移平面（不是密排平面）上发生。然而，这时的临界分解切应力很高。另一种可能是，在一平面上的分解正应力超过了固有地把平面联接在一起的力，这些平面就会分离或解理。注意，从图 3.2 可知对于一特定的平面（由角 ϕ 决定）其正应力 σ_n 为 $(F/A_0) \sin\phi \cos\psi$ 。因此，当超过了解理所需的临界分解正应力就会发生解理。

如果密排六方金属锌的晶体受到图 3.6 所示的载荷则不会发生滑移。相反的会在基面上发生解理，同时断口表面会相当光滑，犹如镜面。这类解理通常不会发生在面心立方的晶体中。如果晶体的取向是 1 个 $\{111\}$ 滑移面垂直于加载

轴,那么仍然有3个其他的 $\{111\}$ 面与此轴倾斜相交,因此这些各含有3个 $\langle 110 \rangle$ 滑移方向的平面中会有--定的分解切应力,同时滑移会在其中的某些面上发生。

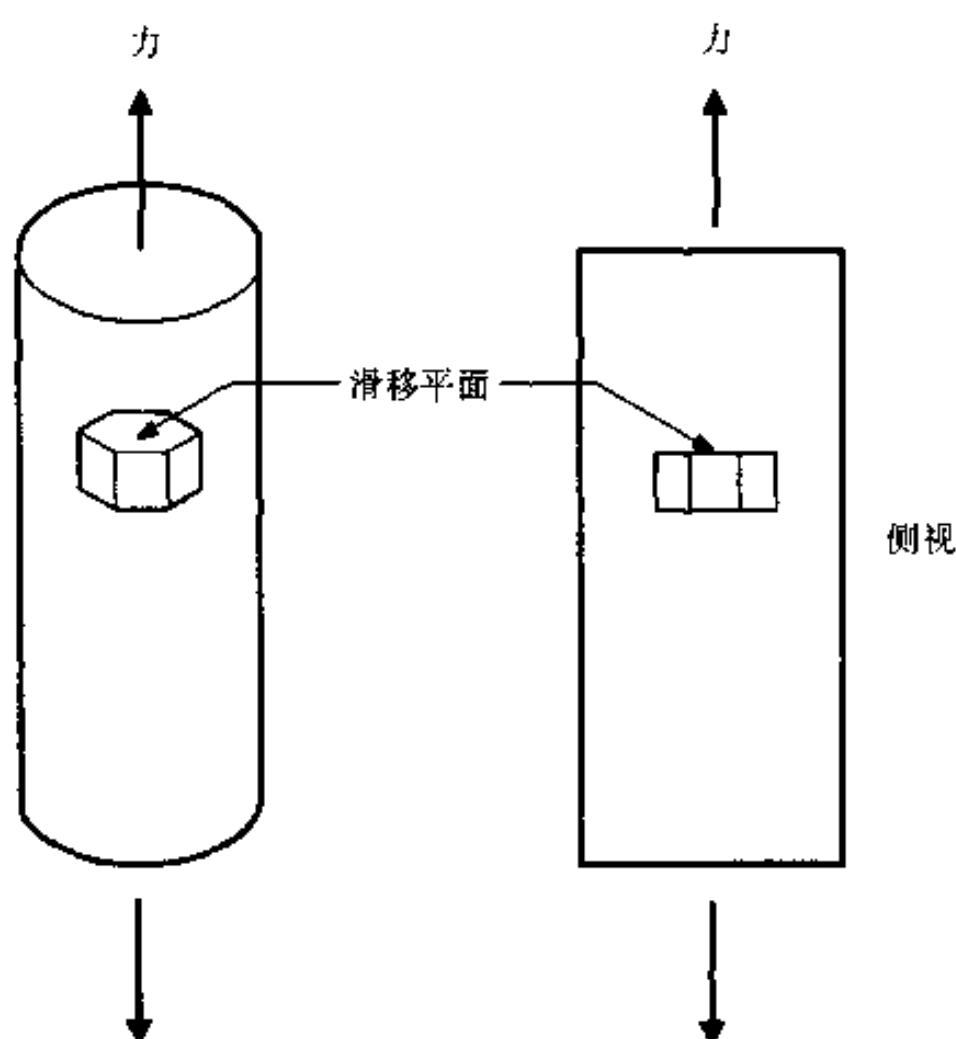


图 3.6 表示一密排六方金属单晶体的取向,其基面(滑移面)垂直于加载轴,所以此面上没有分解切应力

因此,在滑移与解理之间会有“竞争”。当晶体上的外部载荷增加时,在滑移系统上的切应力增加,同时在解理平面上的正应力也增加。哪一个先发生,是滑移还是解理,这取决于哪个应力先达到其临界值,见图 3.7。如果载荷使 τ 与 σ_n 沿 A 线增加,则滑移先发生。如果沿着 B 线增加,则发生解理。显然,如果 $\tau_{\text{临界值}} \tau_c$ 大大低于 σ_n 的临界值 σ_n^c 那就倾向于发生滑移。对于绝大多数的密排金属与绝大多数的体心立方金属在温度足够高时都是这种情况。 τ 及 σ_n 的临界值是随温度而变的,两者都是随温度的降低而升高。但是在某些情况下,例如体心立方金属,温度较低时更倾向于发生解理(图 3.8)。 τ 及 σ_n 的临界值也受应变速率的影响。所以,如果引起断裂的加载过程足够快,则金属可能会解理。

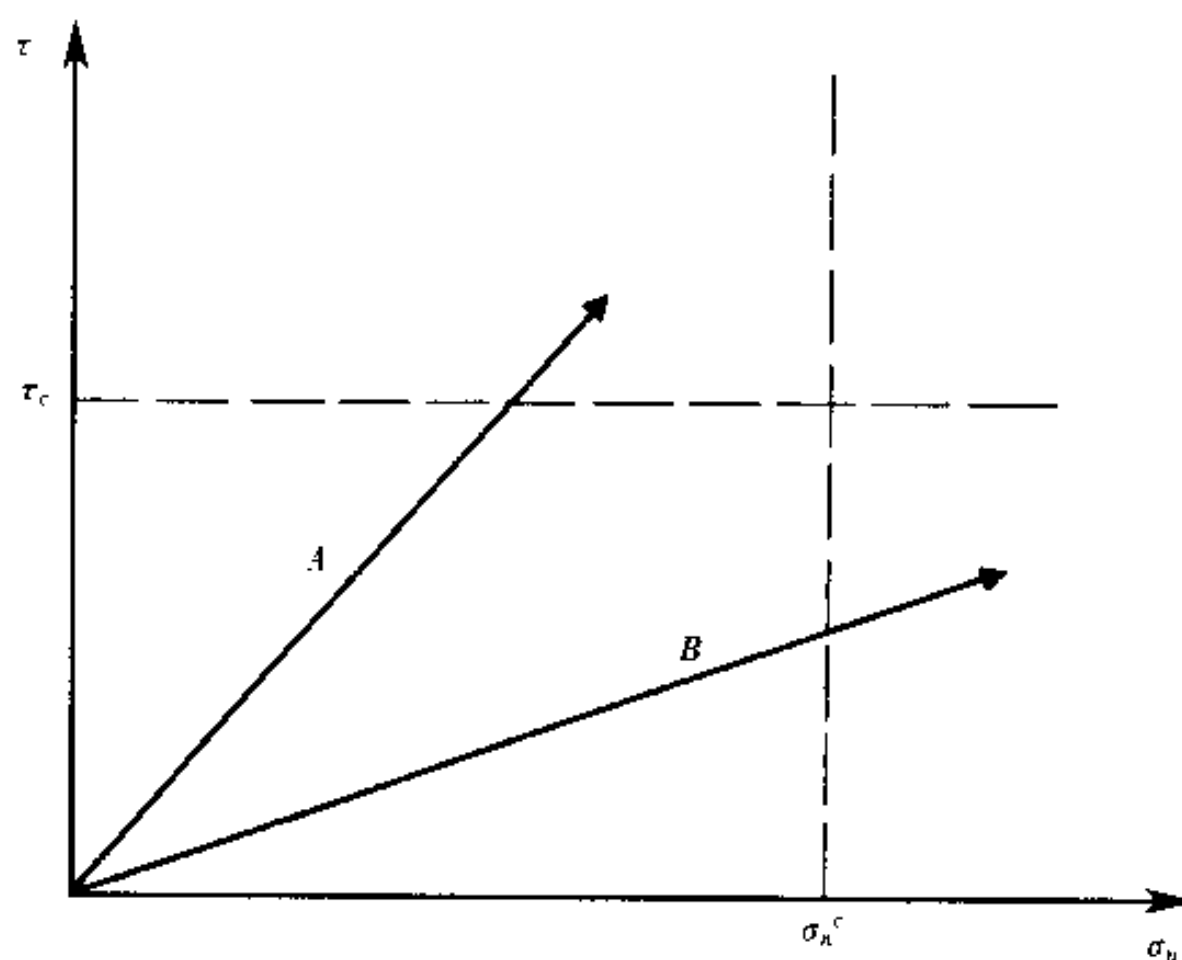


图 3.7 简要说明当载荷增加时，是发生滑移还是发生解理，
取决于分解切应力与分解正应力之间的关系，
临界分解切应力值 τ_c 及临界分解正应力值 σ_n^c

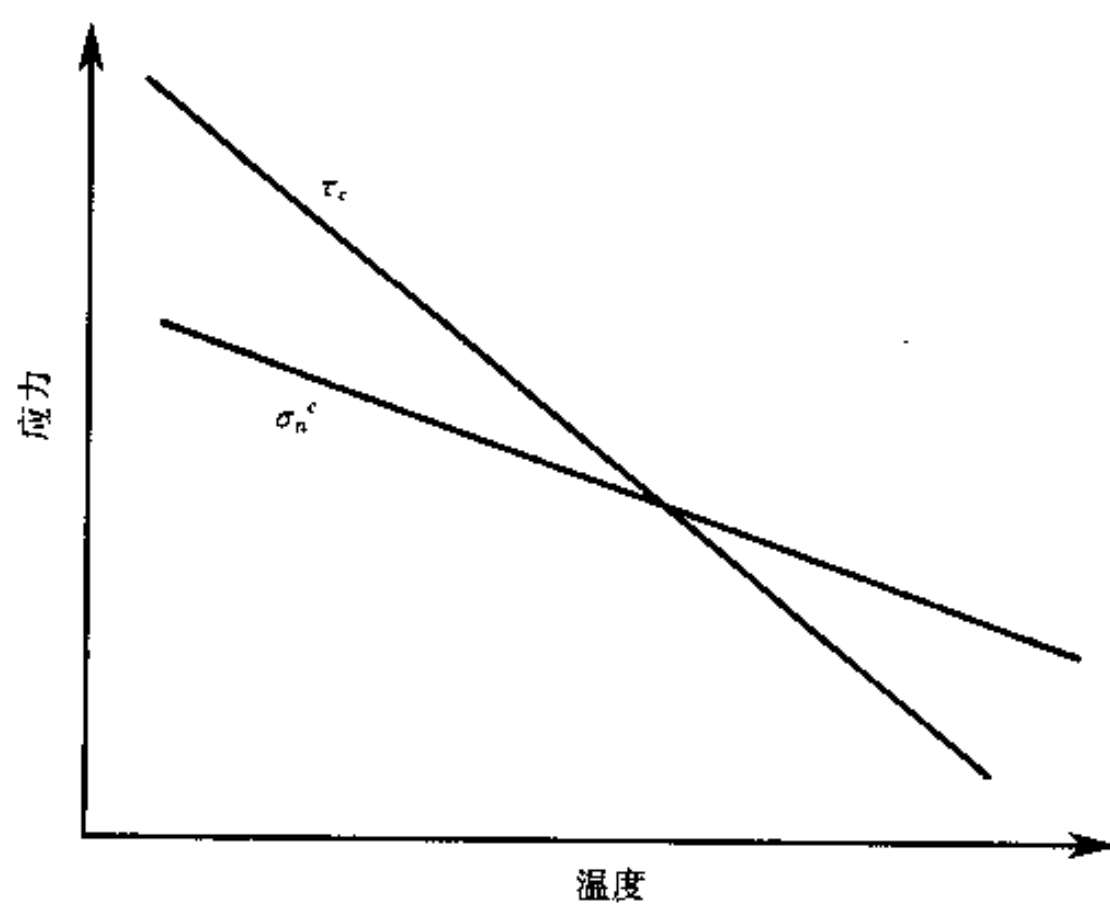


图 3.8 体心立方金属的临界分解切应力及临界分解
正应力与温度的关系

3.3 孪晶

在某些金属及合金中，晶体对载荷的增加所作的反应为孪晶。图 3.9 中简单表示此过程的原子重新排列。注意，点阵沿着孪晶平面平移产生了相同的晶体结构，但却象一个镜中的图像越过了此平面。因此说平面一侧的晶体是平面另一侧晶体的孪晶。

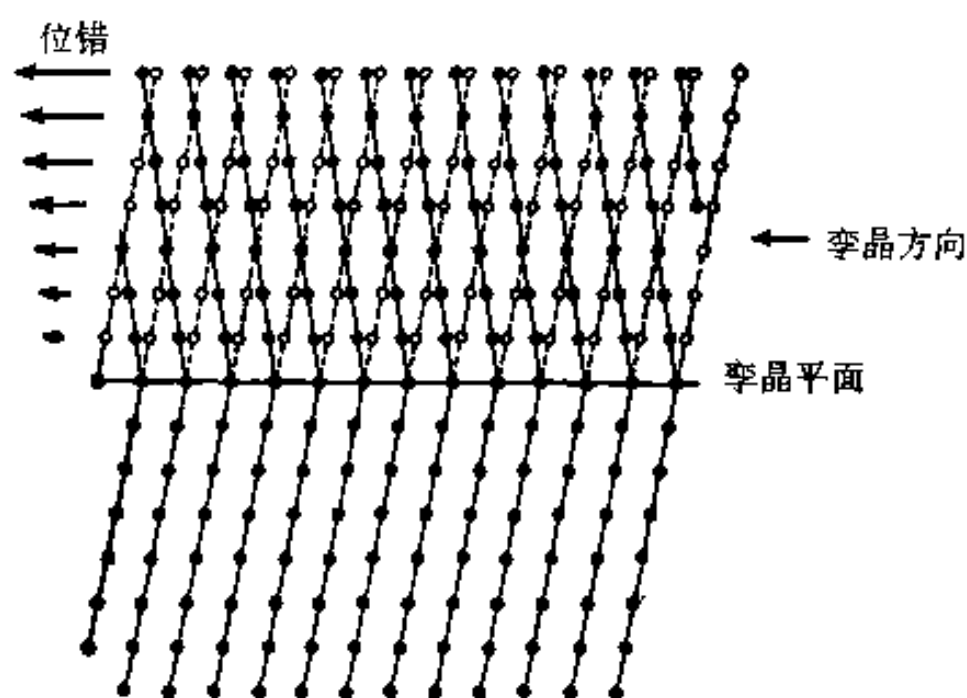


图 3.9 示意说明机械孪晶。孪晶部分位于孪晶平面的上方（引自 Birchenall^[4]）

。一原始位置 · 一最终位置，它是孪晶平面以下的点的镜中图像

孪晶是一个相当复杂的过程。它很少在面心立方晶体中发生，但在密排六方及体心立方晶体中都发生。它比较倾向于在低温及高应变速率下发生。图 3.10 中

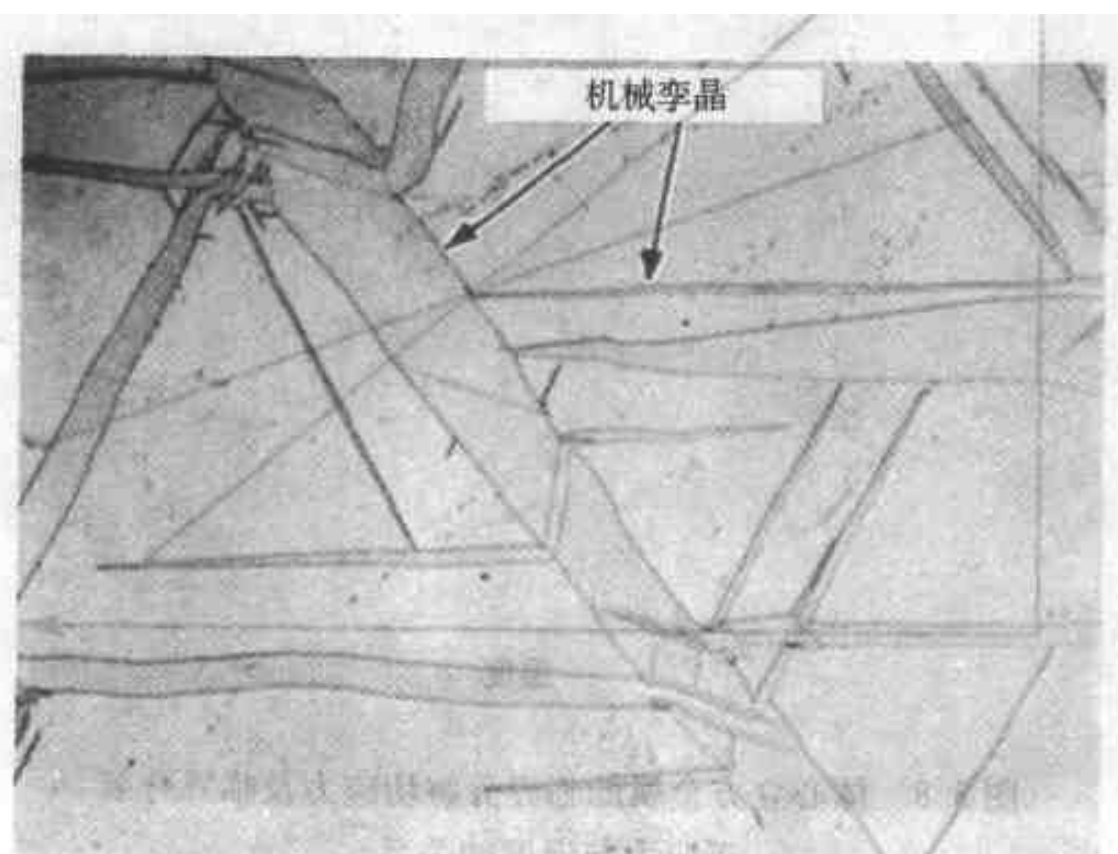


图 3.10 塑性变形镁的显微组织,显示出机械孪晶(引自 Roberts^[5])

示出含有典型机械孪晶的微观组织。把原始晶体从孪晶金属中分隔出来的线是孪晶平面的痕迹。在体心立方金属的断口中孪晶可能起到裂纹核心的作用。（不要把机械孪晶与退火孪晶相混淆。后者也是结晶学上的孪晶，但是形成机理不同。它们在很多面心立方金属中特别突出，同时在微观组织中表现为直线（图 3.11））。

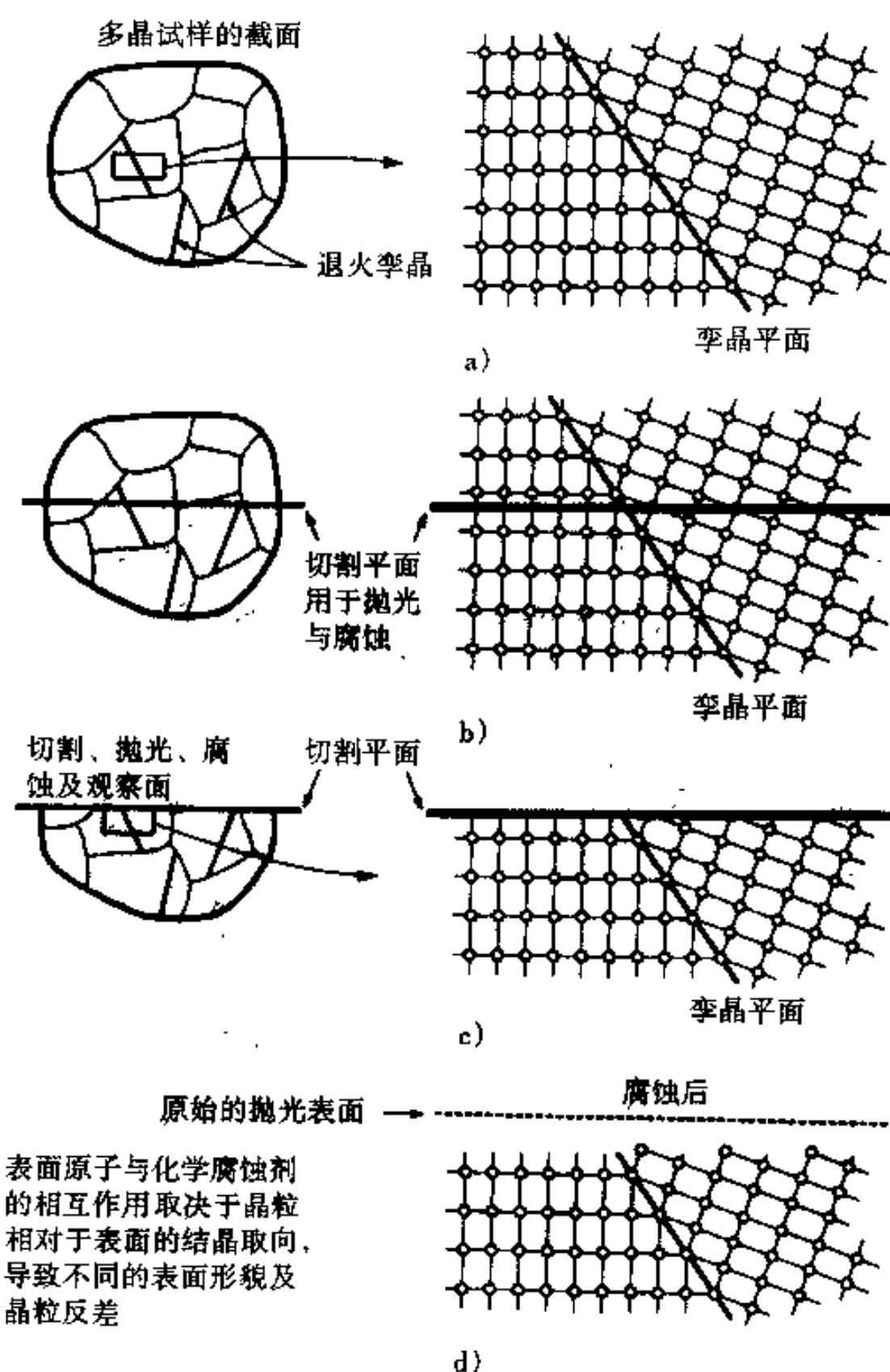


图 3.11

a) ~ d) 说明为什么抛光过的表面经腐蚀会显示退火孪晶

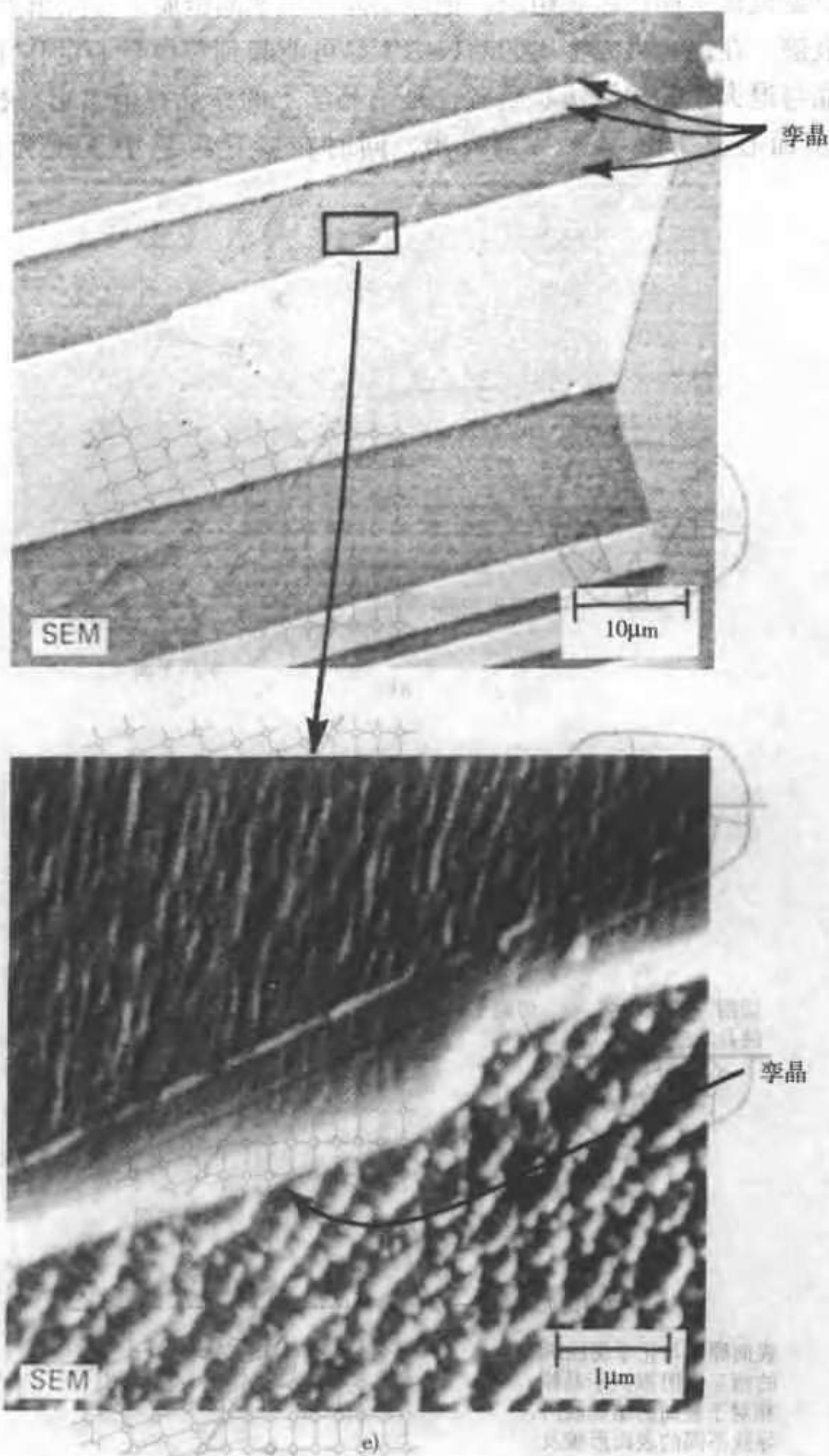


图 3.11 (续)

e) 退火状态下含 $w(\text{Cu}) \approx 5\%$ 的锌合金的扫描电镜照片(引自 Brooks^[6])

3.4 解理断口的形貌

如前关于解理的描述可见，单晶体的断口表面在原子级上说是光滑的并因此没有什么特征。实际上，在低放大倍数下这类表面如同镜面，而完全由解理而导致断裂的多晶体试样，由于有轻微的反光，对人眼会显出含有明亮的小面。然而，即使在纯金属的单晶体中也有点阵缺陷，这会引起扩展的解理裂纹偏位并因此而产生形貌。同样，解理裂纹可能在多个地方成核，因此裂纹即使是在相同类型的平行平面上扩展，还是会出现不同的水平。当这些水平相遇时，必然会由另一套平面上的或是滑移或是解理而引发断裂，所以断口表面上会有偏移。

图 3.12a 中阐明断口显微特点的形成，此处是在相邻的平面上移动的解理裂

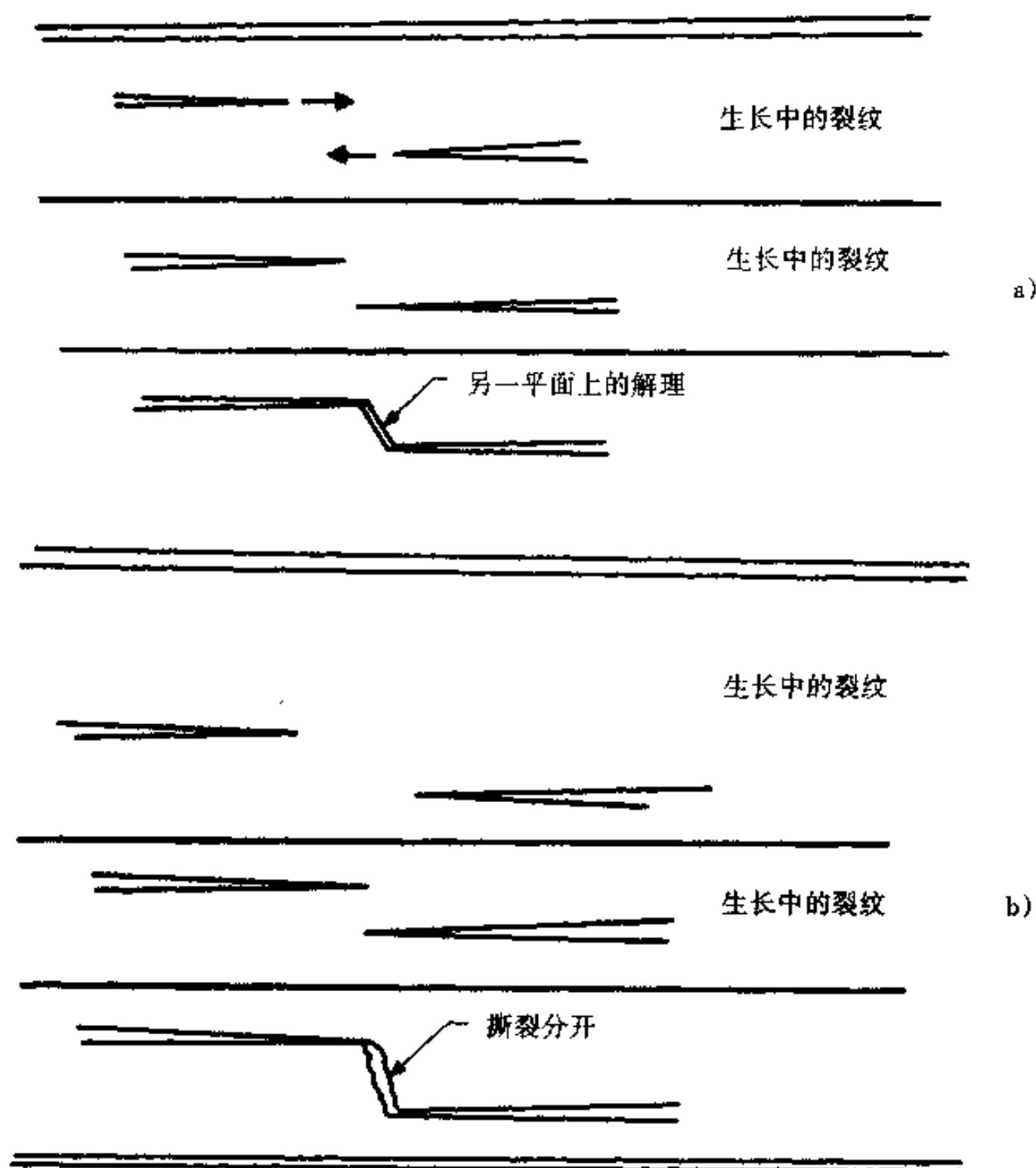


图 3.12 简要说明两个解理平面的分离

a) 通过解理 b) 通过撕裂

纹的前沿相遇。相联接的材料或由于在另一个解理面上解理而断裂，或由于塑性变形而断裂。所形成的台阶的特性可由断口表面的横截面图来揭示。图 3.13 中示出一例，其中台阶联接的平行解理面很明显。注意，这些台阶的直线轮廓表明它们是因解理而断裂。在某些情况下，相联的材料可能由塑性变形而撕裂（滑移）。在图 3.14 的例子中相邻的材料并不显示与解理有关的直线，却代之以弯曲形。

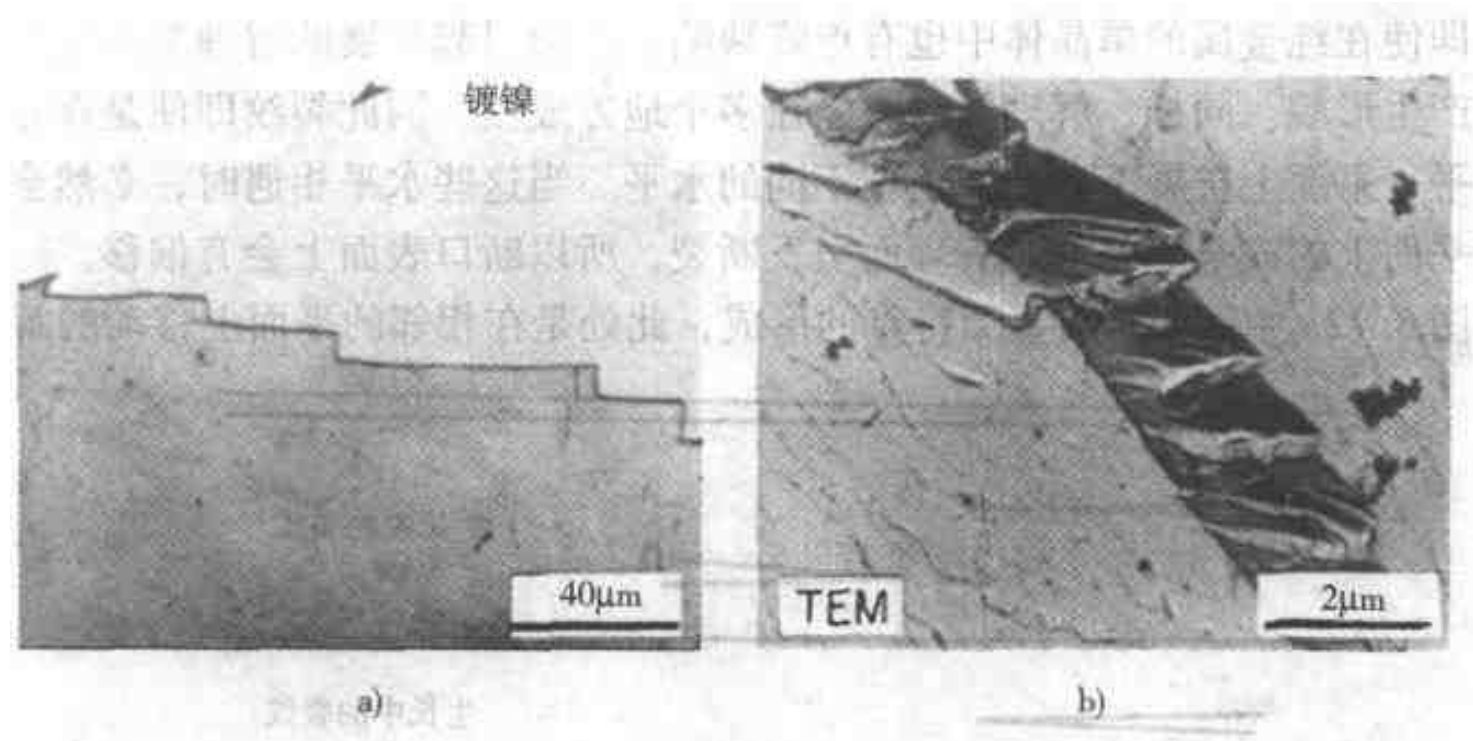


图 3.13

a) 在 Si—Fe 单晶体中一解理断面（镀镍的破断表面）的横截面的光学显微镜照片。它显示出在解理平面上断口的不同水平间的二次破坏

b) 断口的显微镜照片，显示解理台阶及沿 (100) 面的二次破坏。

材料为低碳钢，在 -196°C 冲击断裂（引自 Henry and Horstmann^[7]）

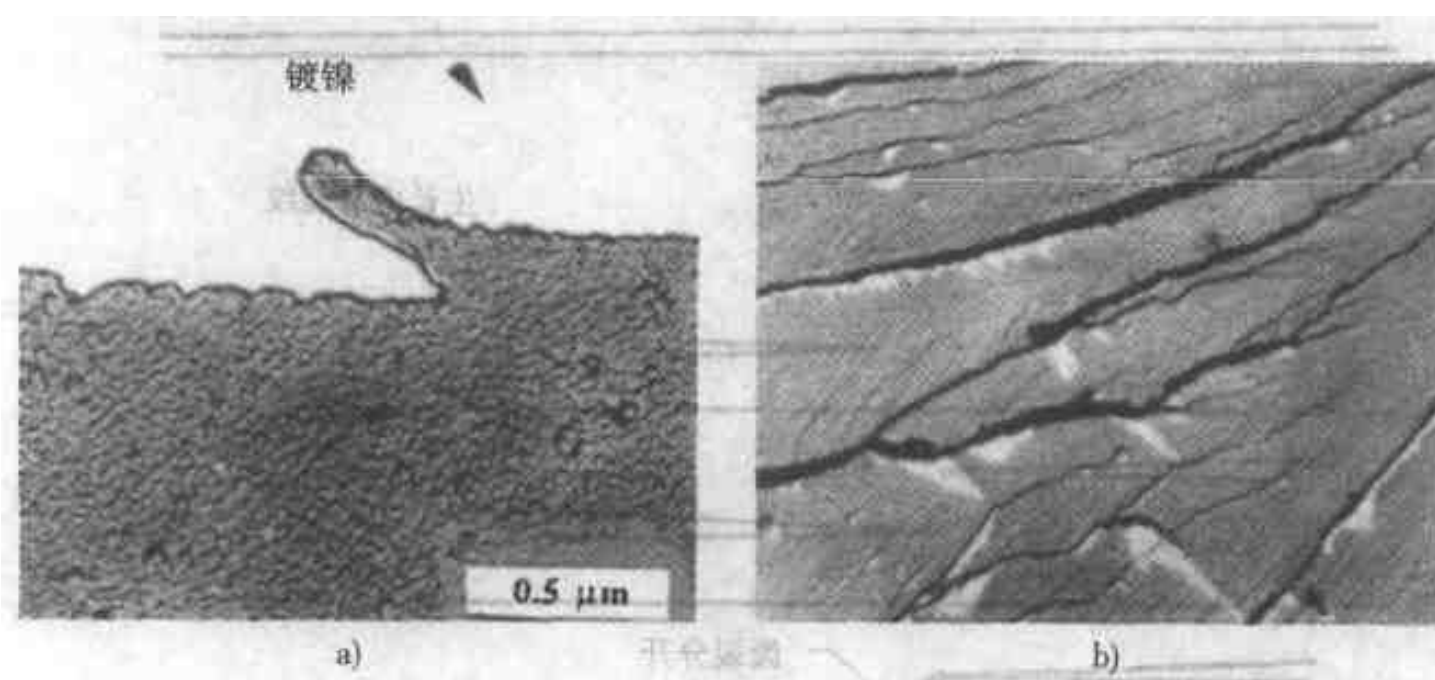


图 3.14

a) 经过一解理断口表面的横截面，表示解理表面之间相联接的材料的撕裂。

材料为含 $w(\text{Si}) = 3\%$ 的 Fe b) 透射电镜照片，显示出撕裂峰，组成河流状。

外形与 a) 中的相似，材料为超低碳钢（引自 Henry and Horstmann^[7]）

在体心立方及密排六方结构中，存在有机械孪晶，或更普通的是在变形中形成的，通过孪晶与基体间的平面的分离而使裂纹前沿偏位。图 3.15 中阐明这点。在许多体心立方金属（特别是钢中的铁素体）中，图 3.16 中所示的突起与相匹配的凹陷有时可以在解理断口表面上见到。这些称为“舌状物”。图 3.17 中的横截面图可用于量度这些区域的几何形状，它表明舌状平面是 $\{112\}$ 类，因此一般都认为，它们是由沿着孪晶基体交叉面的断裂所形成的。这显示这些孪晶是在发展中的解理裂纹的前端形成的。

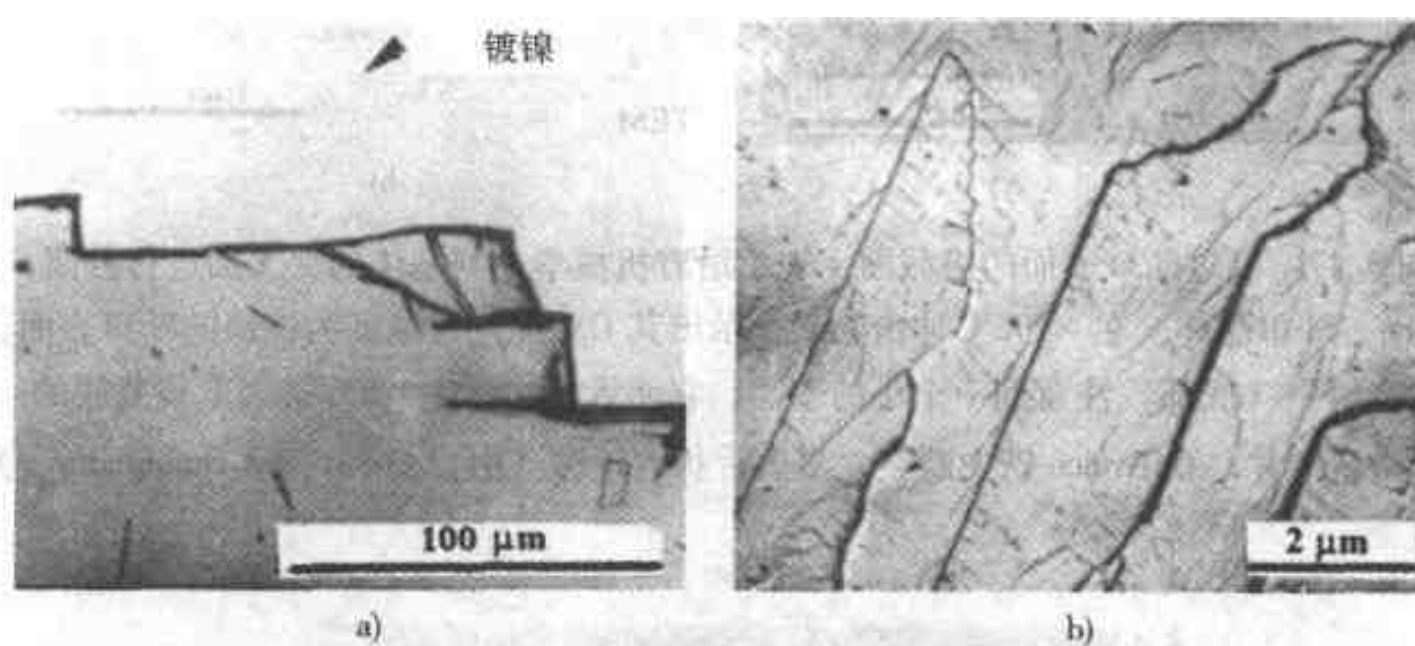


图 3.15

- a) 经过解理断口表面的横截面，显示与机械孪晶相交。材料为 Fe—Si 单晶体
b) 透射电镜的断口显微照片，显示优先沿 $[100]$ 方向扩展，以及孪晶区断裂的特征，材料为 $w(\text{Cr}) = 25\%$ 的铁合金（引自 Henry 及 Horstmann^[7]）

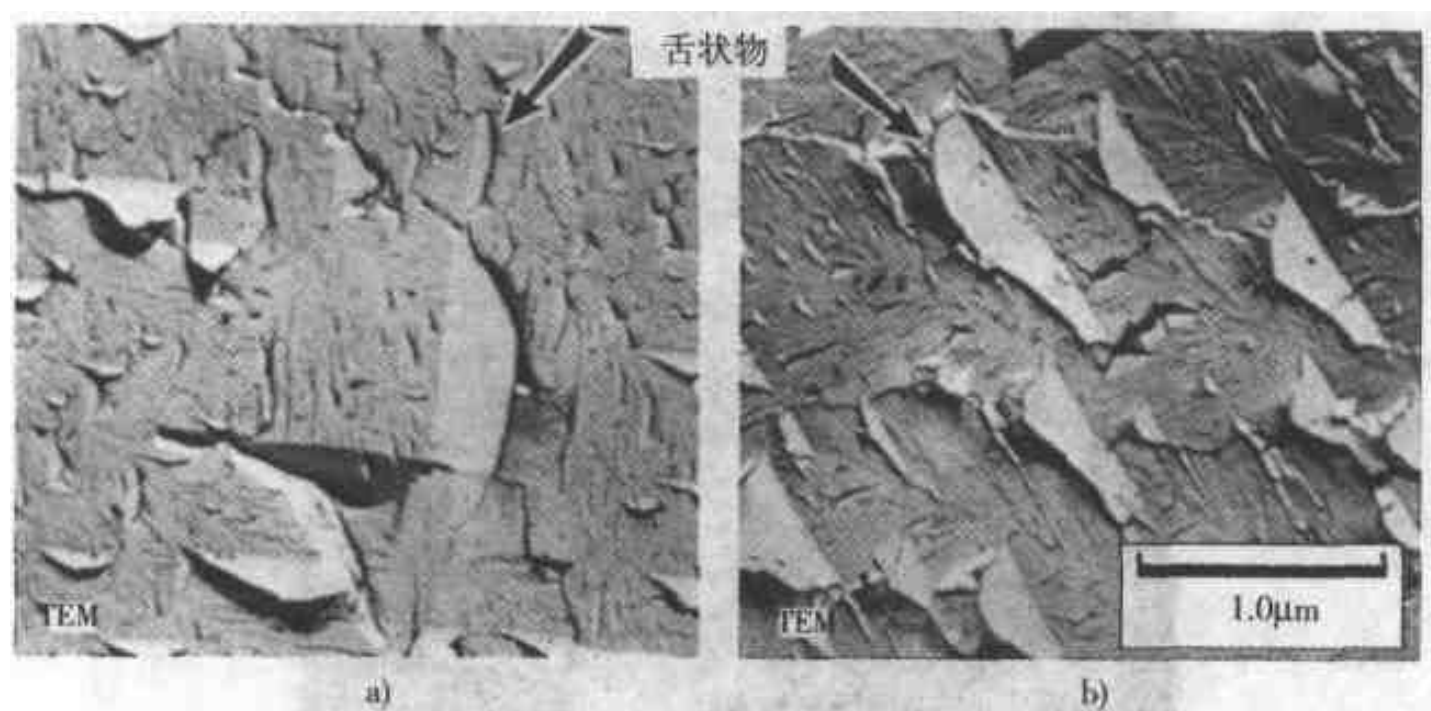


图 3.16 断口显微照片，表示“舌状物”的一般形貌。试样于 -196°C 冲击破坏。

注意，解理面与舌状物交叉的方位是沿着两个互相垂直的方向中的一个。

舌状物的平面为 $\{112\}$ 孪晶面

- a) 超低碳钢 b) 铁—1.8% 硅钢（引自 Henry and Horstmann^[7]）

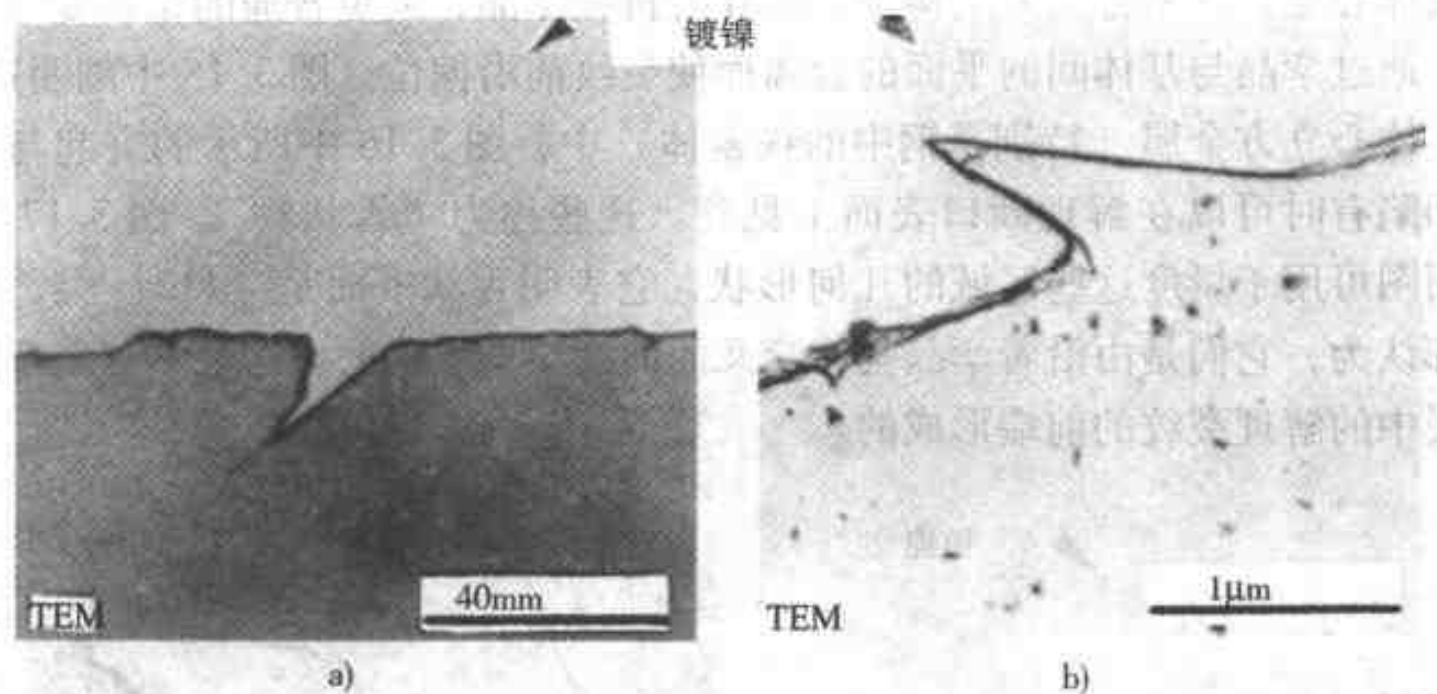


图 3.17 经过断口表面的横截面，表示沿着机械孪晶与基体的交叉面进行分离
 a) Fe—Si 单晶体，在 -196°C 冲击断裂，示出其 OM 照片，顶部为镀镍的断口表面。
 在金属中（底部）注意到一个小的孪晶，它使舌状物萌生 b) 透射电镜复膜的
 断口微观照片，在 Armco 铁中断裂，显出舌状的轮廓（引自 Henry and Horstmann^[7]）

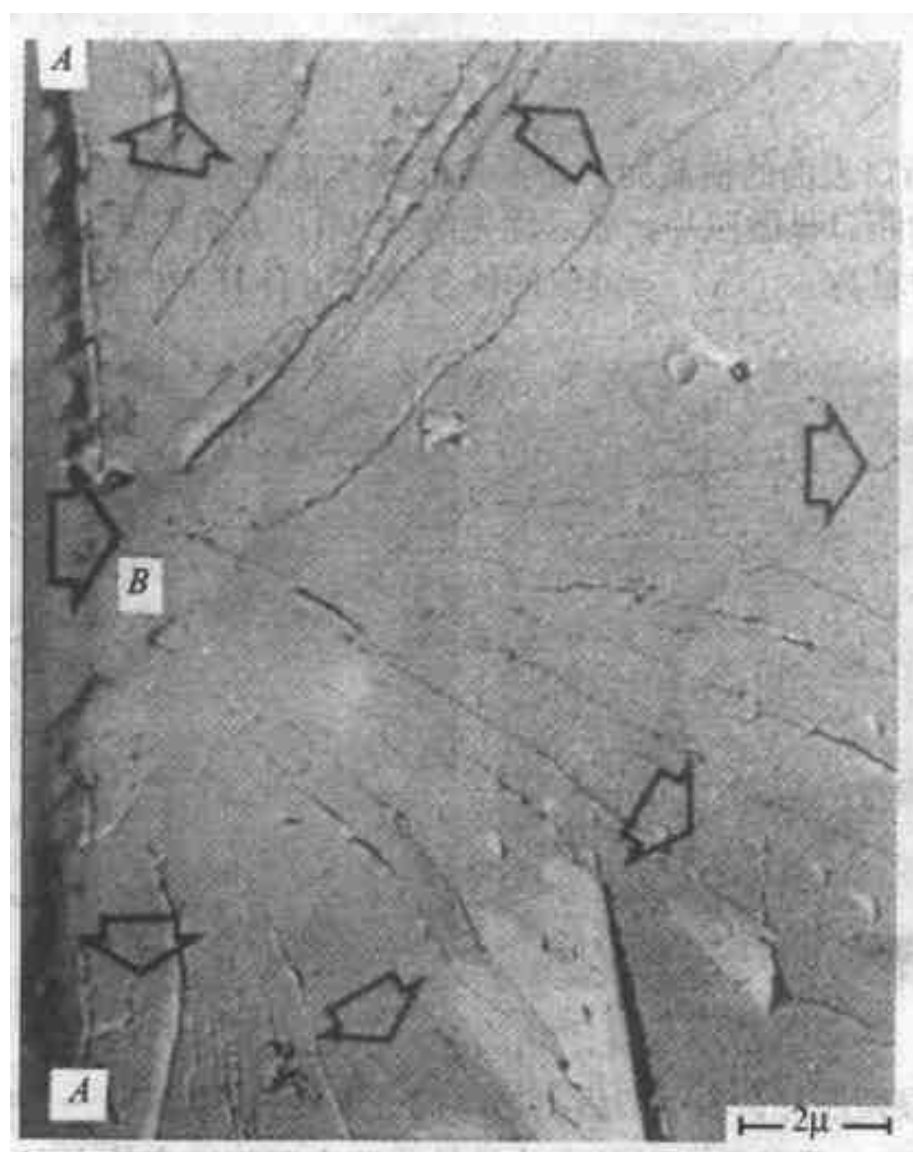


图 3.18 两阶段复膜的透射电镜显微照片，显示有称作“扇”的特征。材料为铁。箭头表明裂纹扩展方向。断口表面经轻微腐蚀（引自 Beachem^[8]）

所描述的断口似乎在说明解理裂纹形成的主要机理。但是形貌比这所表明的内容更为变化多端。这是因为绝大多数材料的显微结构是复杂的。裂纹必须通过这些复杂的结构进行扩展，并且倾向于取一个消耗能量最小的途径。虽然形貌是复杂的，但是幸亏通常会有突出的特点与解理相联系。其一特点是扇形，如图 3.18 所示。在此情况下，发展中的裂纹（自左至右）遭遇到一晶粒边界（标以 $A-A$ ），在那上面有一新裂纹萌生于 B 。此解理裂纹随即以扇形扩展到稍有不同上升的表面上去。照片上以箭头注出此局部裂纹扩展的方向。

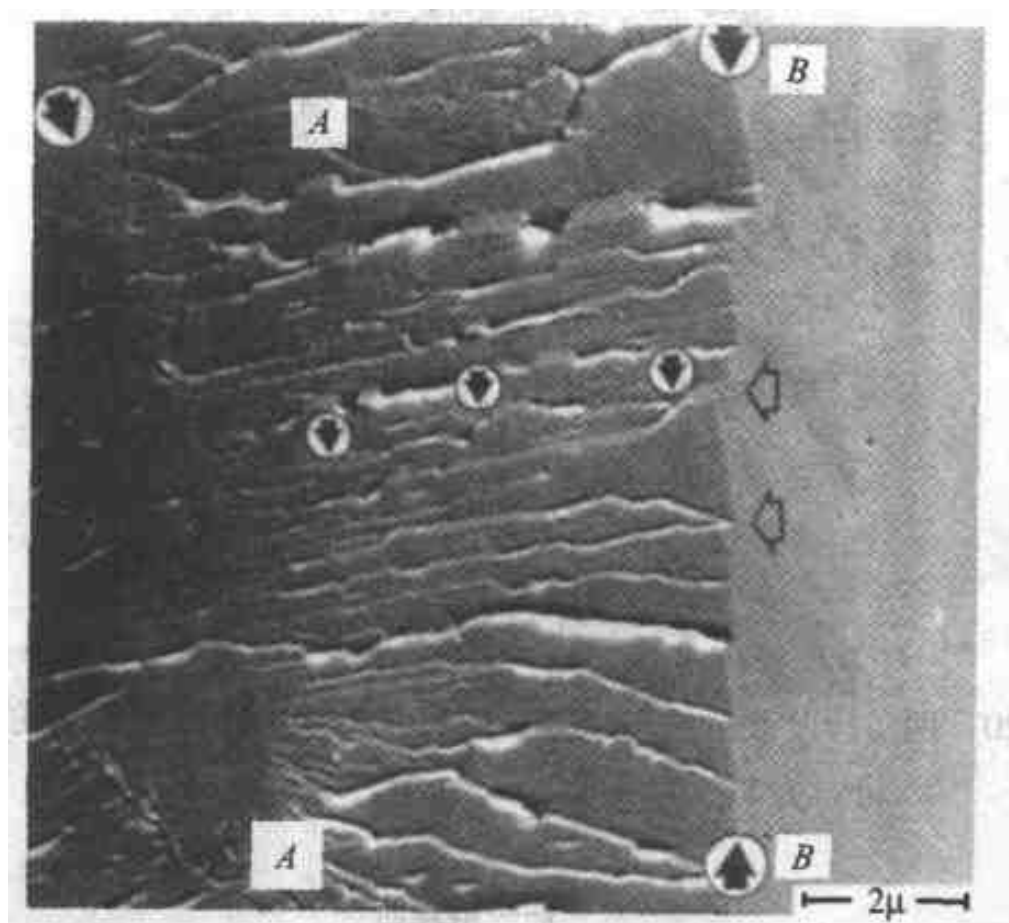


图 3.19 两阶段复膜的透射电镜显微照片，显示解理台阶、河流模式及晶粒边界（左侧），以及位于解理的铁中机械孪晶的交界面（右侧）（引自 Beachem.^[8]）

在图 3.19 中示出另一个例子，裂纹自左向右沿着 $A-A$ 与一个小俯冲角的边界发展。这样在新的解理平面上使许多裂纹萌生，不过其位置稍有不同的提升。以后裂纹扩展时，这些水平面联合成裂纹在较少的平行平面上前进。原因是由于与断口所联系面积越少，裂纹扩展时所消耗的能量也就越少。这一机理产生了类似于河流及其分支的模式，因此称为河流模式。注意，在这种意义上局部的裂纹扩展方向是“下流”（另一例子示于图 3.15）。如前已指出，在铁与铁素体中也能在机械孪晶交界面上发生解理（ $\{112\}$ 型平面上），这就是在 $B-B$ 处所发生的情况。在右边，沿着这样的交界面是一个极端光滑的断裂面。

带有孪晶的断口表面的交界面有时具有图 3.20 中所示的特点，叫做鱼骨状模式。基面 $\{100\}$ 面上的解理相对于 $\{112\}$ 孪晶交界面上的解理而言其脊骨的两边都有变化。

上述过程简要地示于图 3.21 中。图 3.22 中阐明具有这些特点的断口表面的

例子。有些情况下可能在解理面上见到滑移带或滑移线。图 3.23 中给出一个例子。它显然是在解理后当相联接的材料因空洞聚集而开始断裂时发生的（见韧窝，将在 3.5 节中叙述）。

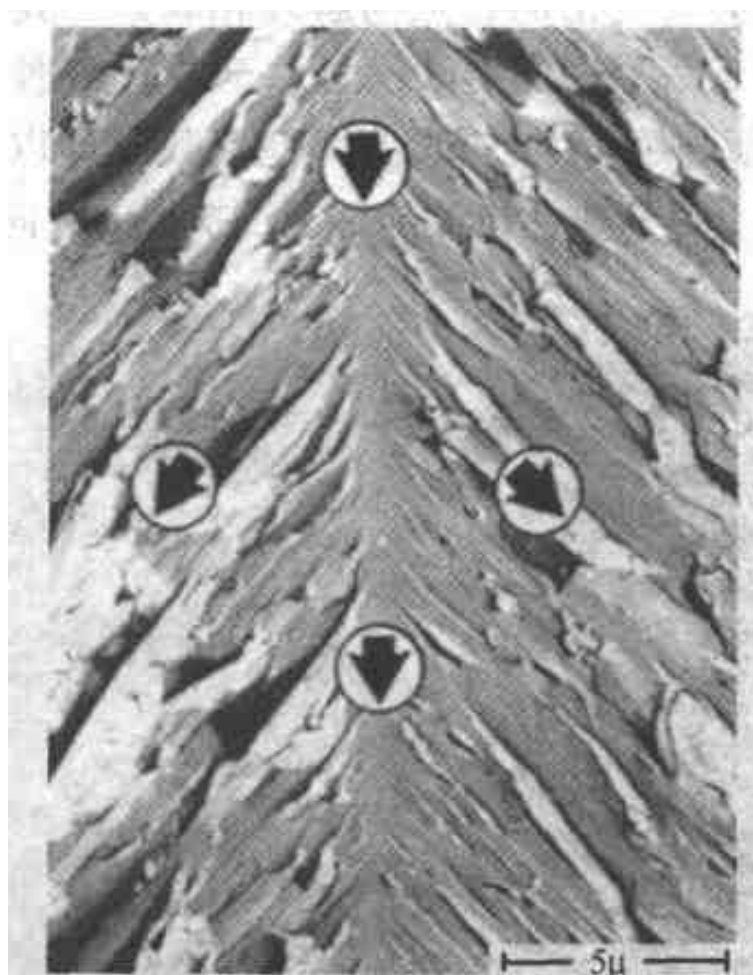


图 3.20 两阶段复膜的透射电镜显微照片，显示称作鱼骨状的特征。
材料为 Fe—Cr—Al 合金（引自 Bechem^[8]）

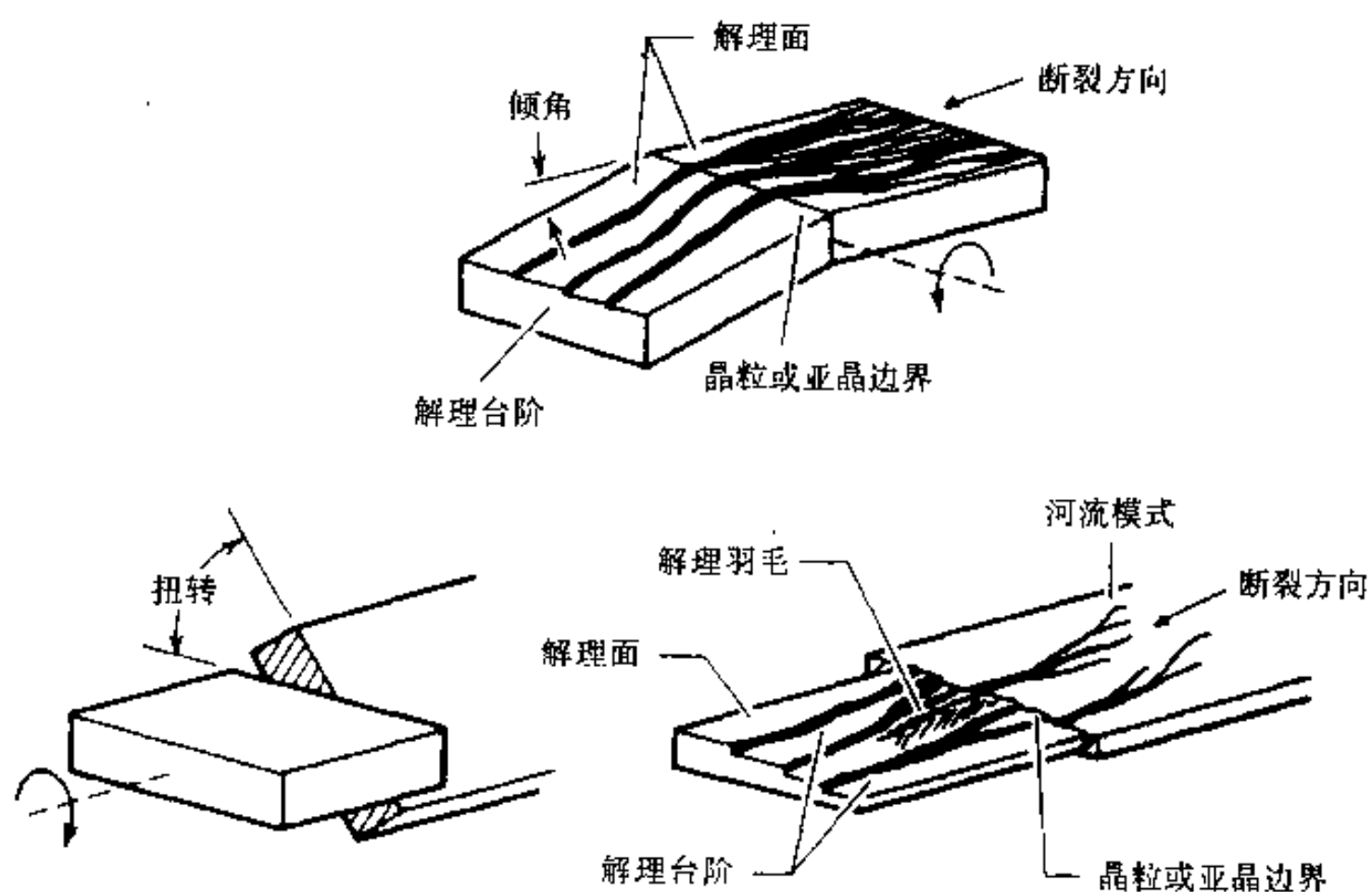


图 3.21 解理表面形成，显示亚晶及晶粒边界的作用（引自 Kerlins and Philips^[9]）

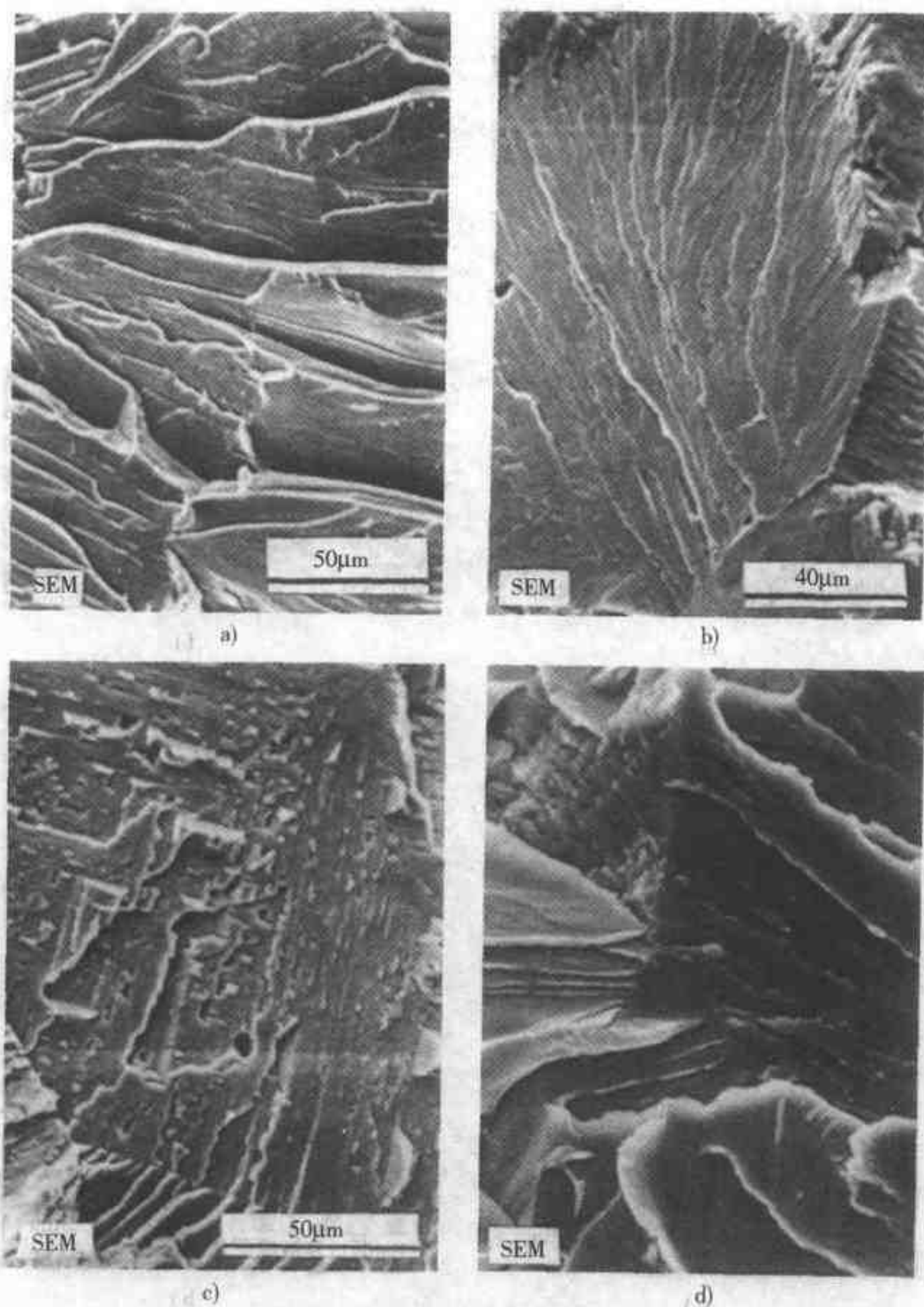


图 3.22 解理断口表面的例子

a) Armco 铁, 于 -196°C 冲击破坏 (引自 Henry and Horstmann^[7]) b) 焊缝金属, 用于 $w(\text{Cr}) = 30\%$ 钢。由于此单晶体解理面上裂纹扩展的方向不同而导致羽毛状结构, 它含有细小的台阶, 勾划出各自的断裂途径, 表明扩展的方向。裂纹前进的方向为由底部至顶部 c) 由于存在大量孪晶, 故而能推断在单个平面中不同的裂纹扩展的方向。裂纹分成两部分沿着直的前沿以小的截面从主解理表面倾斜地移动出去, 然后又按不规则的曲线途径转回来。当裂纹越入邻近的晶粒时形成许多新的亚裂纹, 如在图片底部所见的那样 d) $w(\text{Mn}) = 0.5\%$ 钢销钉。在图片的中心处裂纹从右手边倾斜地跨越晶粒边界, 其结果是在图片左手边的晶粒中再次萌生了许多新的裂纹表面。在此晶粒中可以见到一个孪晶, 从表面倾斜地向上移动, 具有典型的半圆舌状形态 (b) ~ d) 引自 Engel and Klingele^[10]]

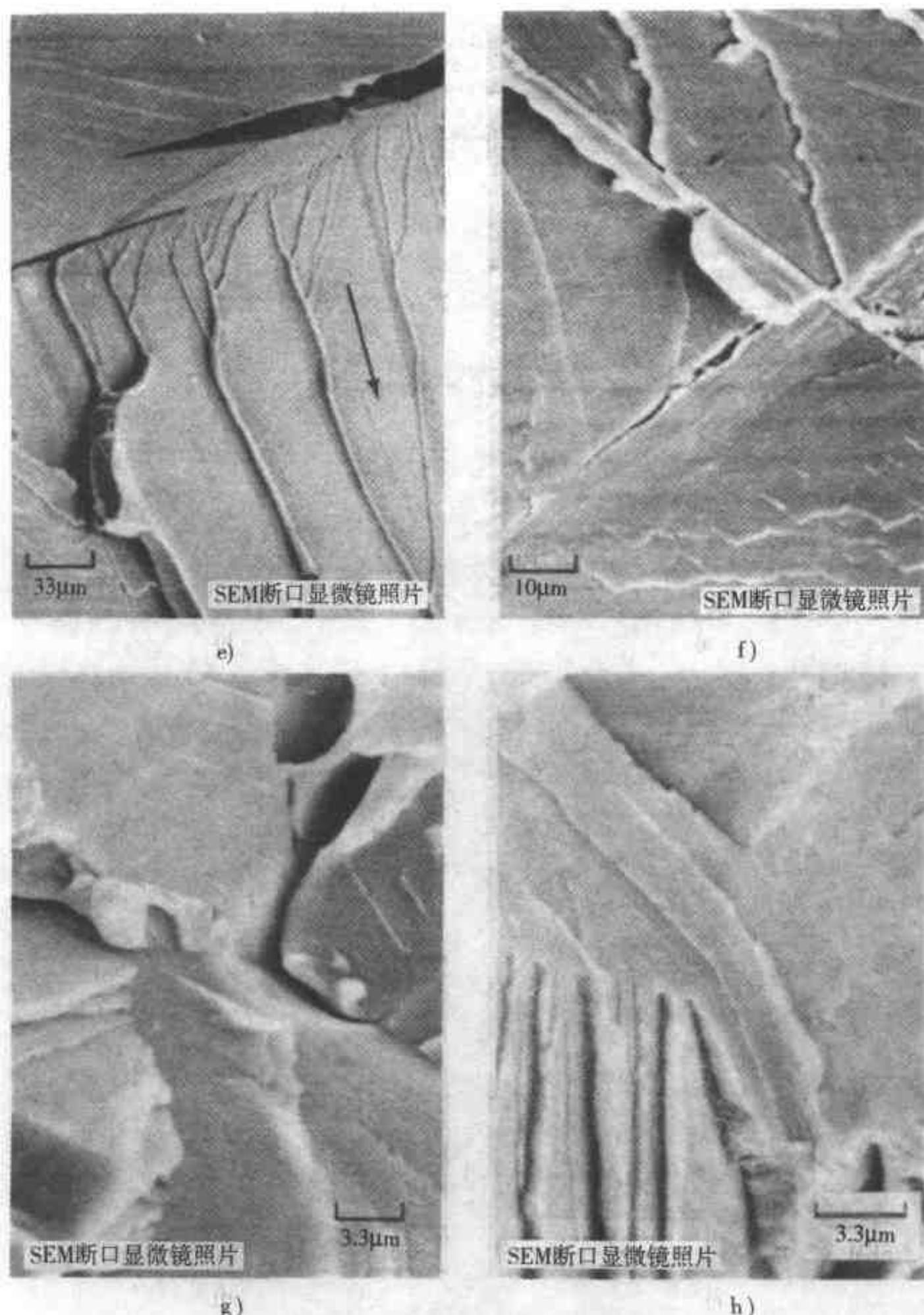


图 3.22 解理断口表面的例子 (续)

e) Fe, $w(\text{C}) = 0.01\%$, $w(\text{Mn}) = 0.24\%$, $w(\text{Si}) = 0.02\%$ 。热处理: 950°C (1742°F) 0.5h, 空冷。组织为铁素体, 于 -196°C (-321°F) 冲击断裂。解理台阶在顶部的孪晶处开始, 形成尖锐的河流模式。箭头显示裂纹的扩展方向 f) 试样的比较高的放大倍数的图像, 显示块状解理模式, 这是低碳铁低温冲击的特征。断口显微照片中央的舌状物是典型的。同时也能见到二次裂纹 g) 1021 钢。热处理: 900°C (1652°F) 0.5h, 空冷。铁素体-珠光体组织。硬度: 120dph。试棒带缺口, 于 -196°C (-321°F) 冲击破坏。解理发生于不同的 $\{100\}$ 面上, 具有不同的方位 h) 是 g) 中断口的另一幅扫描电镜图像, 显示相似的平坦的沿着晶面的解理面, 但是也有显著的台阶形成粗大的河流模式的例子, 它可以在扭转的也可以在倾斜的边界处开始 [e) ~ h) 引自 Metals Handbook^[11]]



图 3.23 解理断口表面的断口显微照片，显示滑移痕迹。

滑移线揭示出塑性变形发生在韧性区的形成之后（引自 Henry and Horstmann^[7]）

3.5 空洞聚集

如果金属开始滑移而不是发生解理，那么就产生了不同的断裂机理。如图 3.24 所示，由于横向滑移，一单晶体可能变形，又由于最后所联接的材料终于“挤

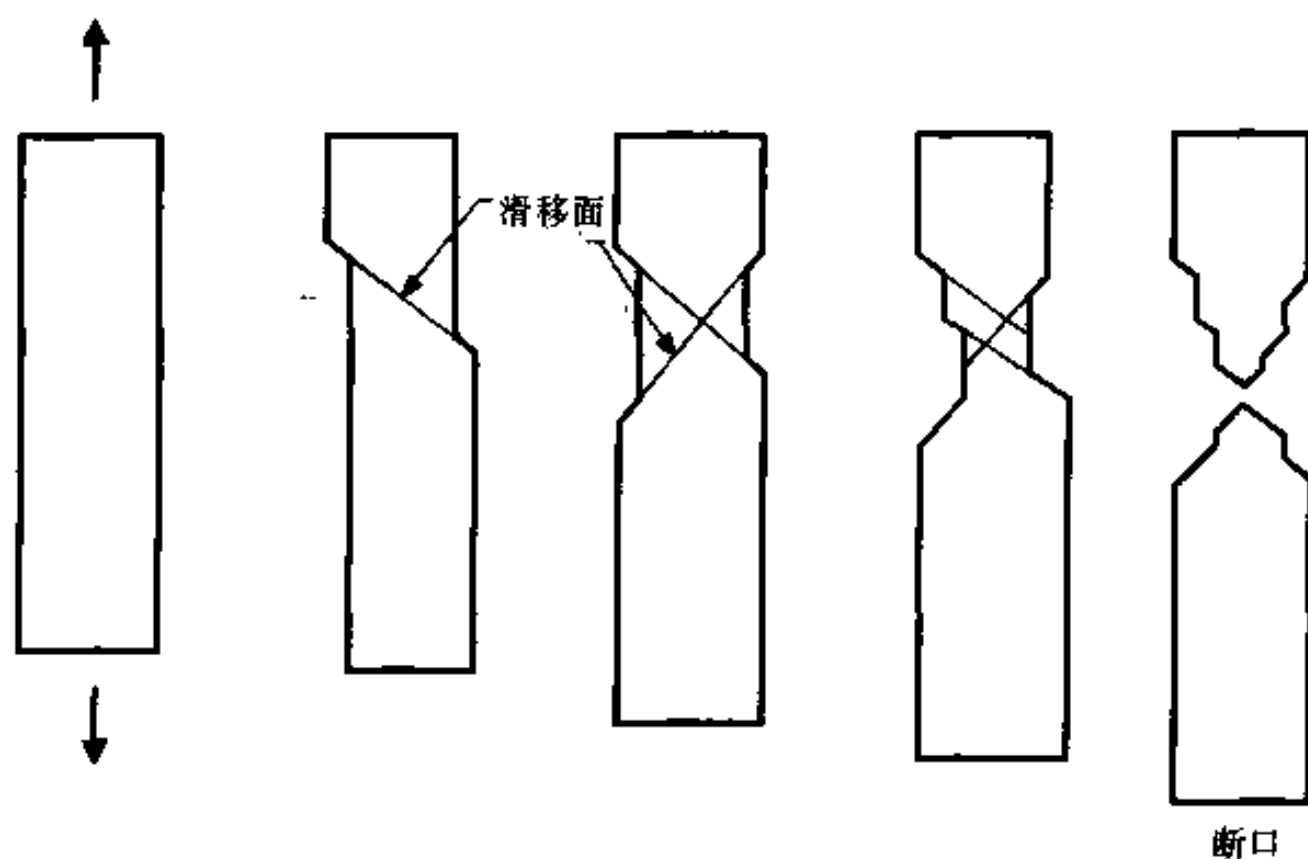


图 3.24 以简图说明一单晶体因横向滑移而断裂

开”而发生断裂。在多晶体中可以发生相似的过程。

然而，与滑移相联系的更为普遍的机理是由于内部材料的分离，即形成空洞然后联合而发展成断口表面。此过程称为空洞聚集，简要地示于图 3.25。注意，一旦空洞形成，相联接的材料继续因滑移而变形，空洞就可以膨胀直到开始联接。此断裂机理发展成在每侧断口表面上含有海峡形的断口形貌。这样的表面称作韧窝面，图 3.26 中示出一例。

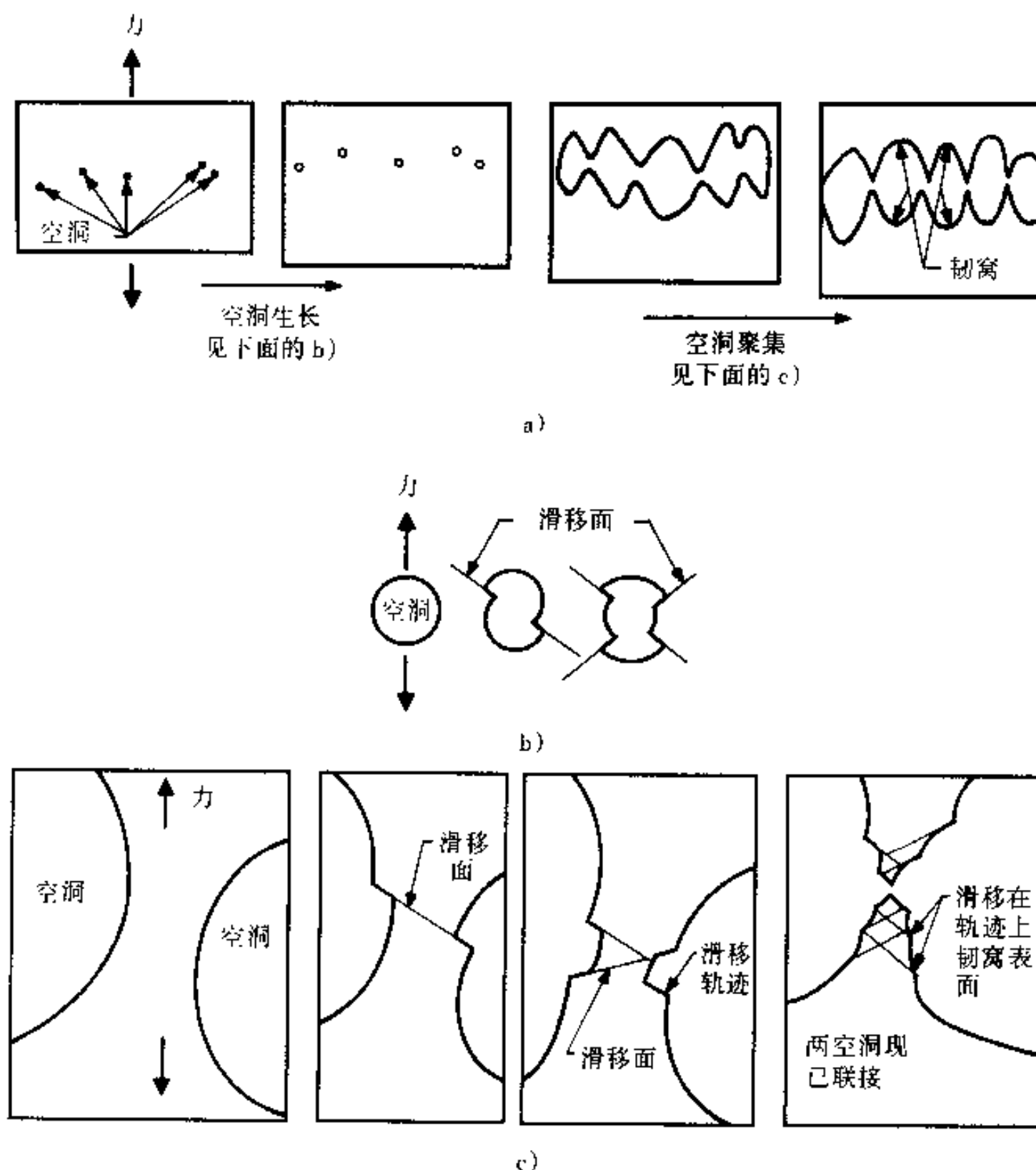


图 3.25 以简图说明因空洞聚集而断裂

绝大多数工程合金的空洞在第二相颗粒处形成。图 3.27 作了简要的表示，这里空洞的萌发可以是由于颗粒—基体交界面的减聚力，或者是由于颗粒的断裂。在塑性变形的早期对试样进行显微组织检查确认了此模式，如图 3.28 所示。图 3.29 中列出了这种颗粒作为断口表面的一个例子。有些颗粒位于所匹配的断口表

面的韧窝中，或者当分离时颗粒脱落出来，因此断口显微组织中有些韧窝是空的。

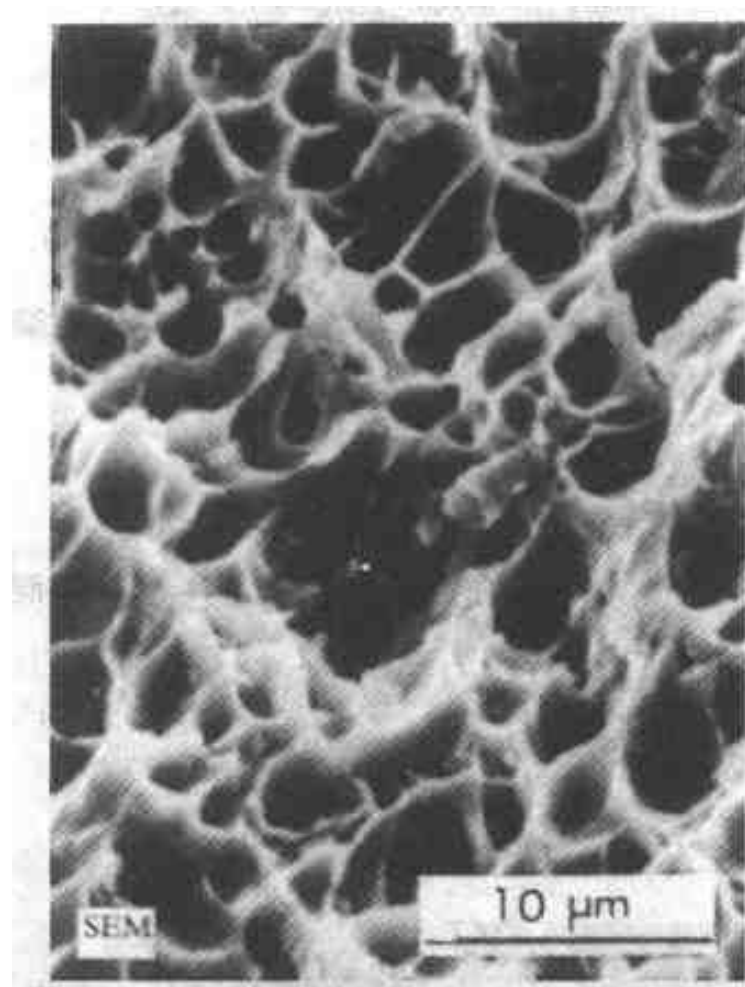


图 3.26 断口显微照片显示韧窝。材料为钢， $w(\text{C}) = 0.10\%$ ， $w(\text{Si}) = 0.02\%$ ， $w(\text{Mn}) = 0.30\%$ ， $w(\text{P}) = 0.032\%$ ， $w(\text{S}) = 0.024\%$ 以及 $w(\text{N}) = 0.003\%$ 。试样带有缺口，经弯曲破坏（引自 Henry and Horstmann^[7]）

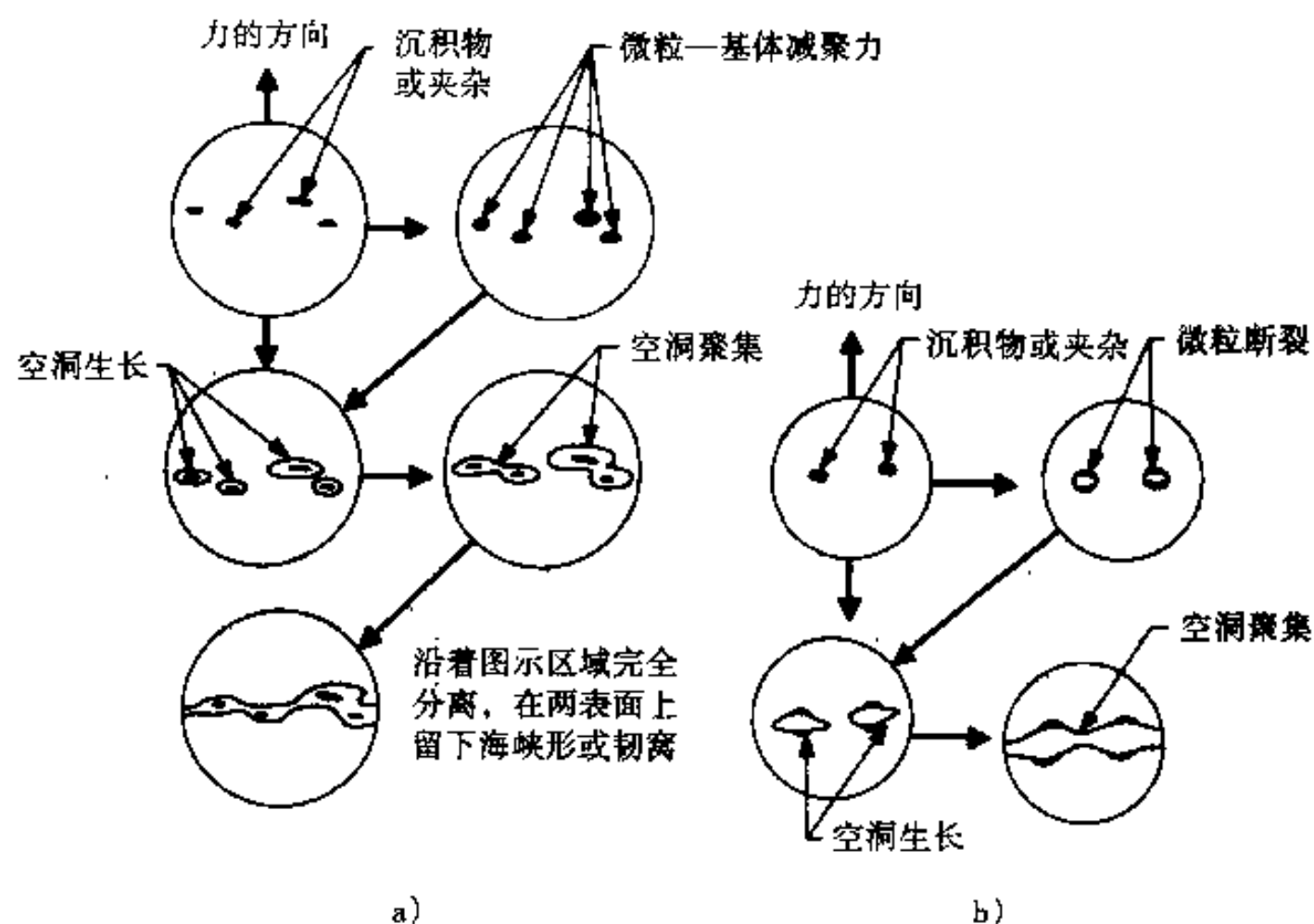


图 3.27 以简图说明颗粒处的空洞核心

a) 因颗粒与基体交界面的凝聚力而萌生 b) 因颗粒断裂而萌生

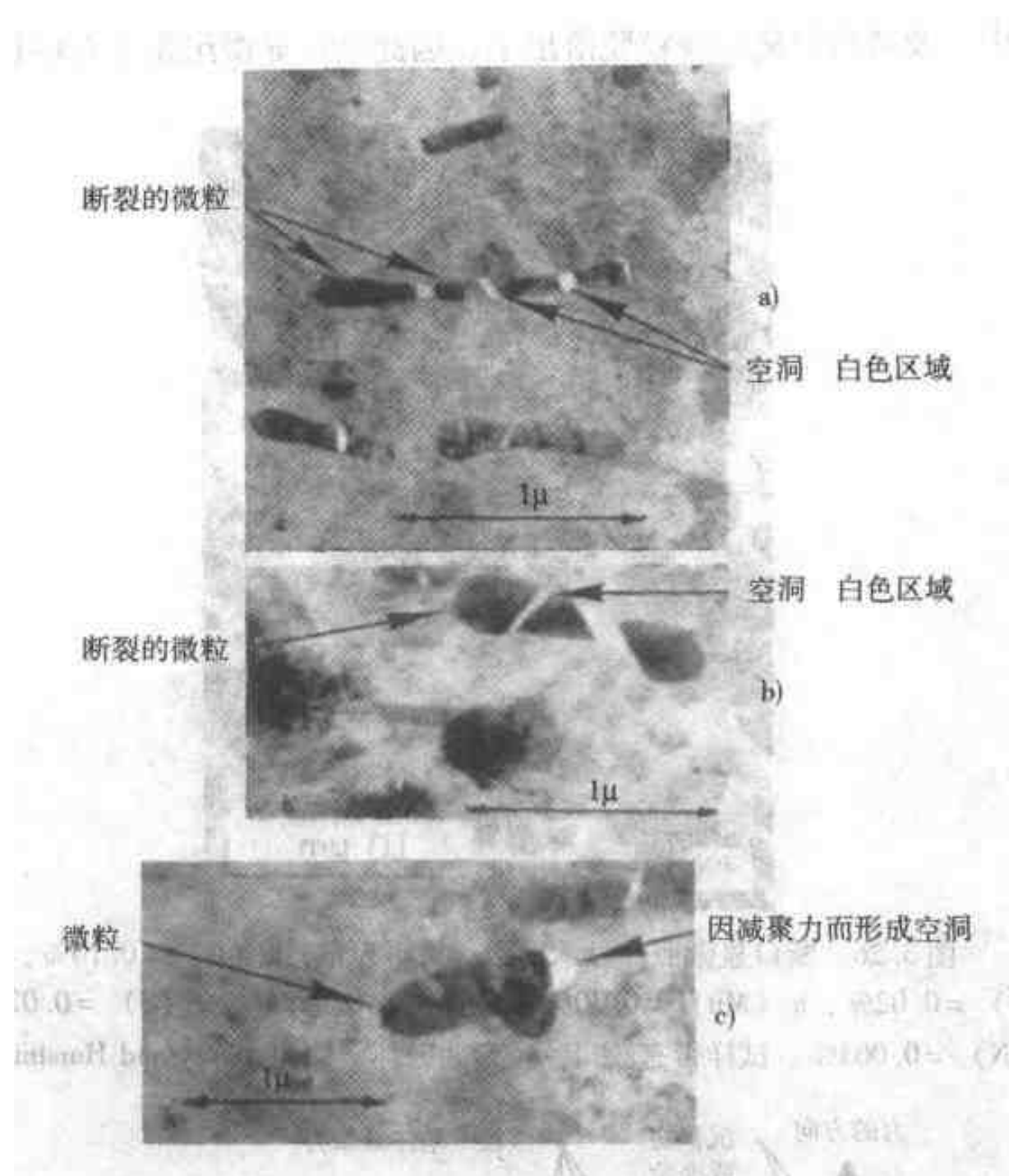


图 3.28 显微结构，显示因颗粒断裂或颗粒—基体间减聚力而形成的空洞核心。材料是铝合金 7079（引自 Broek^[12]）

韧窝形状取决于载荷条件。这点在图 3.30 中以示意图加以阐述。由垂直于断口总平面的正应力所产生的空洞聚集，它所形成的韧窝是等轴的。（但是，如果从某个角度来检查表面的话，那么几何形状会发生扭曲。）剪切的或撕裂的载荷会形成延伸的韧窝，见图 3.30。如果知道原来两片的匹配情况，即可通过检查断口表面的两侧来区分这两种情况。在剪切的情况下，两表面上的延伸韧窝呈相反的方向。剪切韧窝的例子见图 3.31，而撕裂韧窝则见图 3.32。

在空洞聚集所致的扭转失效中，其韧窝的形式与剪切所形成的相似，但是在足够低的放大倍数下检查此表面会显示转动状或圆形，它说明扭转的方向，图 3.33 中示出一例。

韧窝的尺寸与形状直接与第二相颗粒的尺寸、形状与分布有关。见图 3.29，在较大的空洞中有较大的颗粒。图 3.34a 显示一个钢的断口表面，其中有延伸了

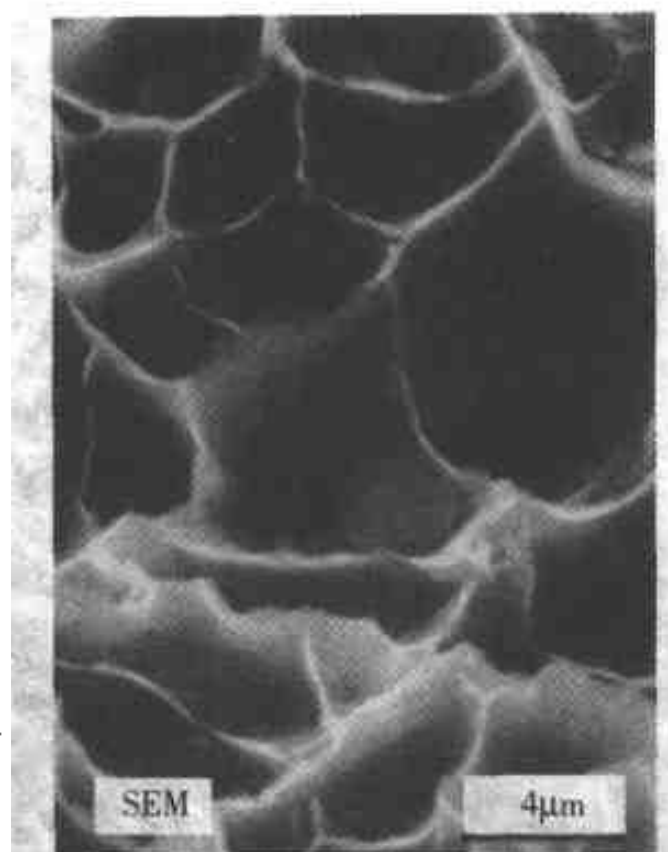


图 3.29 断口显微照片，显示含有颗粒的韧窝。这些硅化物夹杂决定韧窝的形式与尺寸。材料为碳素钢的焊缝断口（引自 Engel and Klingele^[10]）

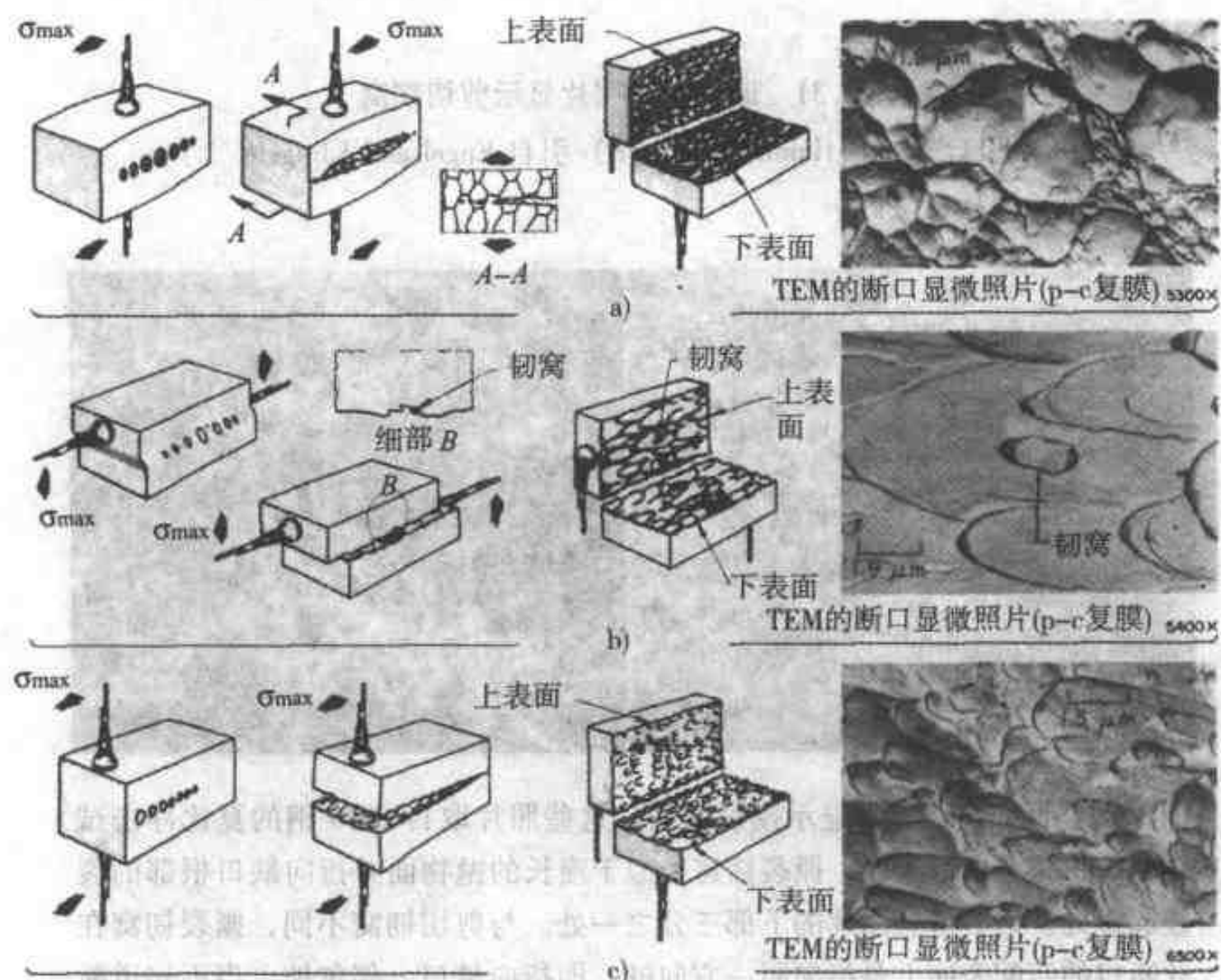


图 3.30 以简图说明载荷条件对于在断口表面上发现的韧窝的几何形状的影响。

断口显微照片显示所形成的韧窝的形状

- a) 拉伸时，在断口表面的双方都形成等轴韧窝 b) 剪切时，在相匹配的断口表面上延伸的韧窝指向相反的方向 c) 拉伸撕裂时，在相匹配的断裂表面上延伸的韧窝指向断裂的源头（引自 Metals Handbook^[11]）

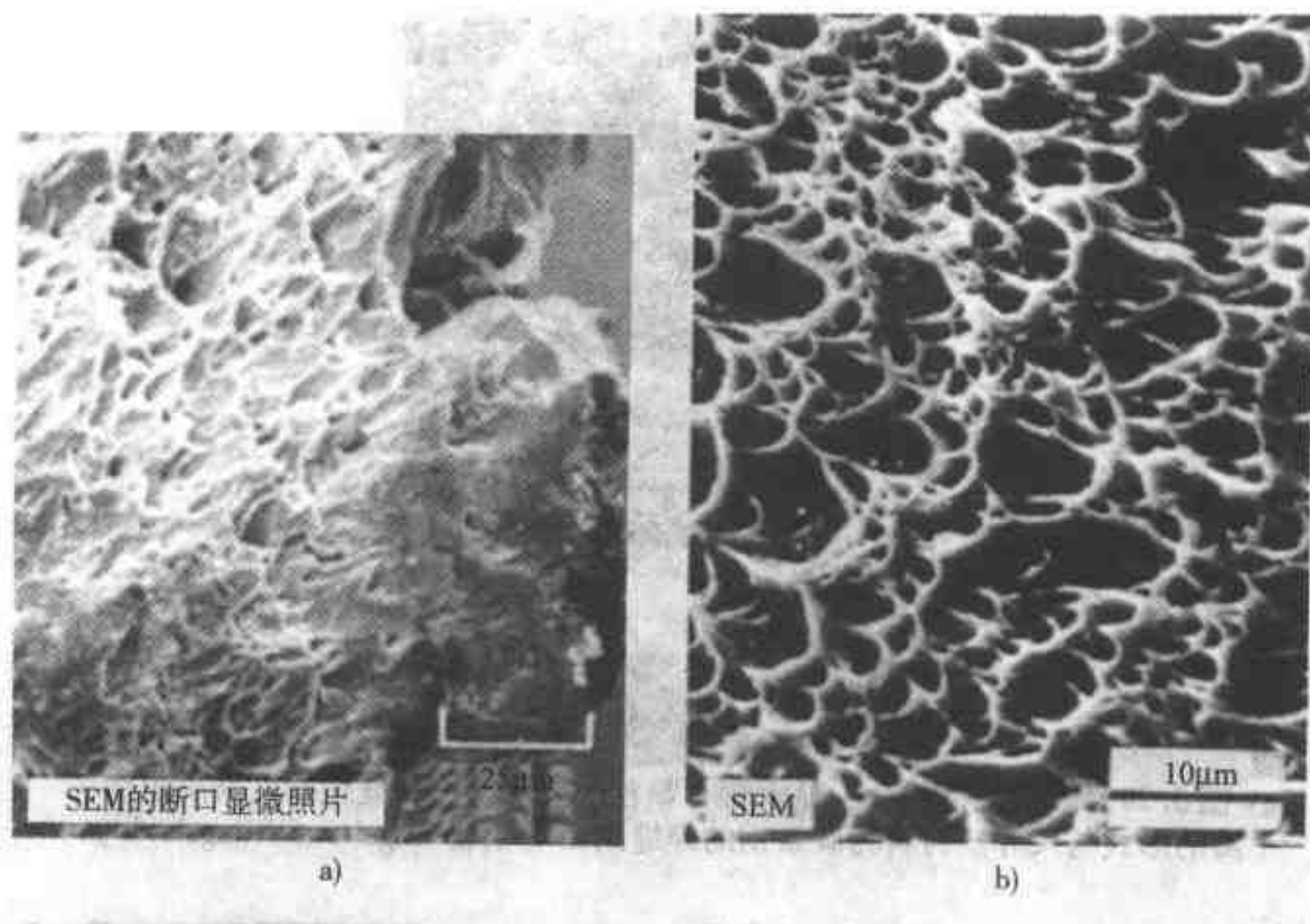


图 3.31 断口显微照片显示剪切韧窝

〔a〕引自 *Metals Handbook*^{〔11〕} b) 引自 Engel and Klingele^{〔10〕}〕

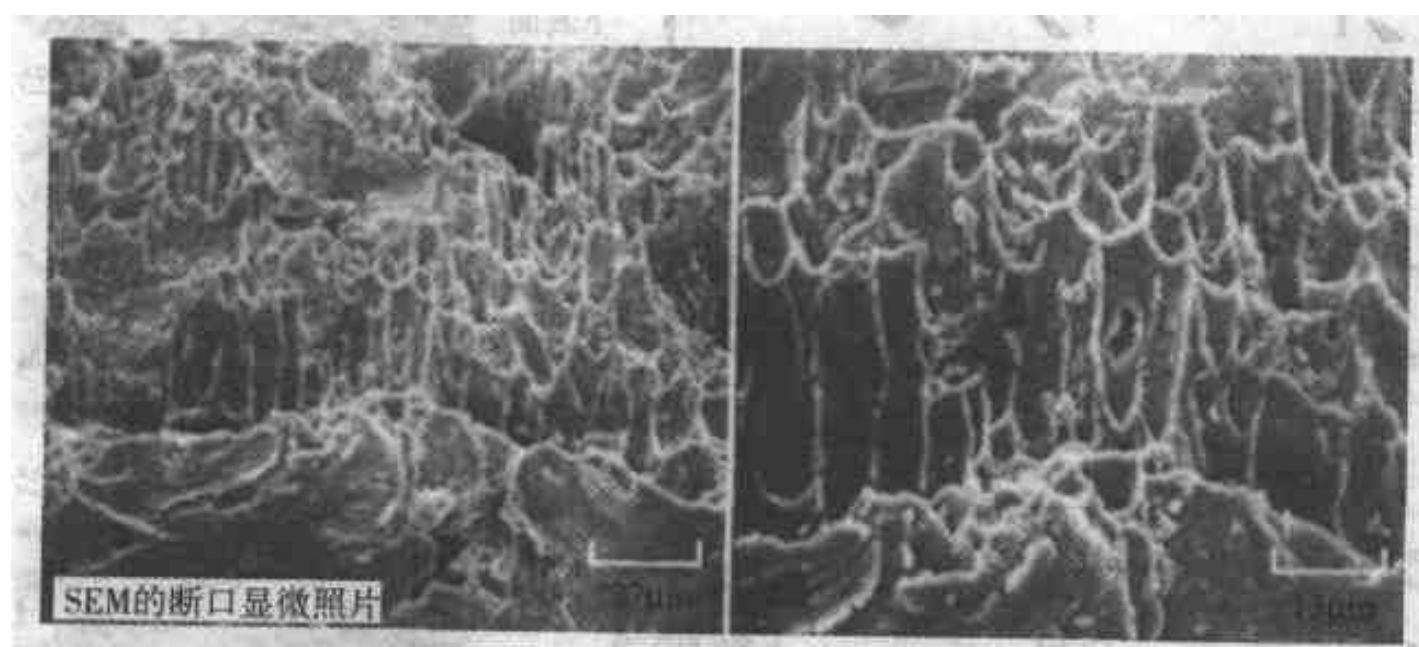


图 3.32 断口显微照片显示撕裂韧窝。这些照片取自 1040 钢的夏比冲击试样的缺口根部的断裂区。撕裂韧窝类似于瘦长的抛物面并指向缺口根部的裂纹起源处。请看这些图片的下部三分之一处。与剪切韧窝不同，撕裂韧窝在此断口的匹配表面上是指向同一方向的，即指向缺口。偶尔地，当不知道断口表面的总体形状时，比较相匹配的断口表面，观察韧窝的相对方向可能是决定韧窝是由剪切或由撕裂而致的唯一方法（引自 *Metals Handbook*^{〔11〕}）

的 MnS 夹杂物。请注意夹杂与延伸了的韧窝在几何形状上的联系。在含有夹杂物的区域中, 存在等轴韧窝。如果这种夹杂物的数量多或比较大, 则在低倍放大时其断面可能会显得与木头断面相似, 称作木头样断面。图 3.34b、c 示出例子。

如果材料的强度高, 但由于空洞聚集而仍然发生断裂, 则韧窝将是浅的, 因为联接空洞的材料的韧性有限。这在图 3.35 中予以图示说明。图 3.36 为一断口显微照片显示浅的韧窝。

如果晶粒边界中含有使此区域萌生空洞的特征, 则可能发现如图 3.37a 中的形貌。如果晶界中含有颗粒, 或者如果有颗粒区邻近并平行于此晶界, 那么这种情况就可能发生 (注意, 如果是在两个平面间的晶界分离而发生的断裂不属于此种意义上的晶间断裂。这类断裂将在 3.8 节中予以论述)。晶界上或接近晶界处的结构对晶界断口表面形貌的影响示于图 3.37b。

空洞间材料的塑性变形由滑移而产生, 见图 3.25。由于滑移伸展到空洞的自由表面就形成了滑移的痕迹。图 3.38 中给出了一个例子。然而, 它们可能难以分辨。同时, 它们的形貌取决于与自由表面作相对滑移的区域的局部晶粒取向。在有些情况下, 滑移痕迹表现为波形线, 可能与横过的滑移相联系, 此特点称作蛇形滑道, 图 3.39 中给出一例。如果滑移面相对于海峡形的自由表面很倾斜, 则滑移的痕迹展开来以致表面显得很光滑, 但却带有滑移偏位的模糊痕迹 (见图 3.40)。这些特征称为波动, 其机理称为伸张。〔此机理也曾称为滑道面减聚力 (因为滑移面最终是高度偏位的, 见图 3.24), 并且它曾被称作韧性解理。〕

通常来说宏观显微镜下显示有总的尺寸变化的韧性断裂, 从微观上看是由空洞聚集而发生的。然而, 重要的在于应理解, 空洞聚集也能引发从宏观上看尺寸变化很小的脆性断裂。高强度材料并分布有细小的颗粒会促进这一点。图 3.41 中示出了这种断口的一个例子。注意, 其韧窝是相当扁平的。

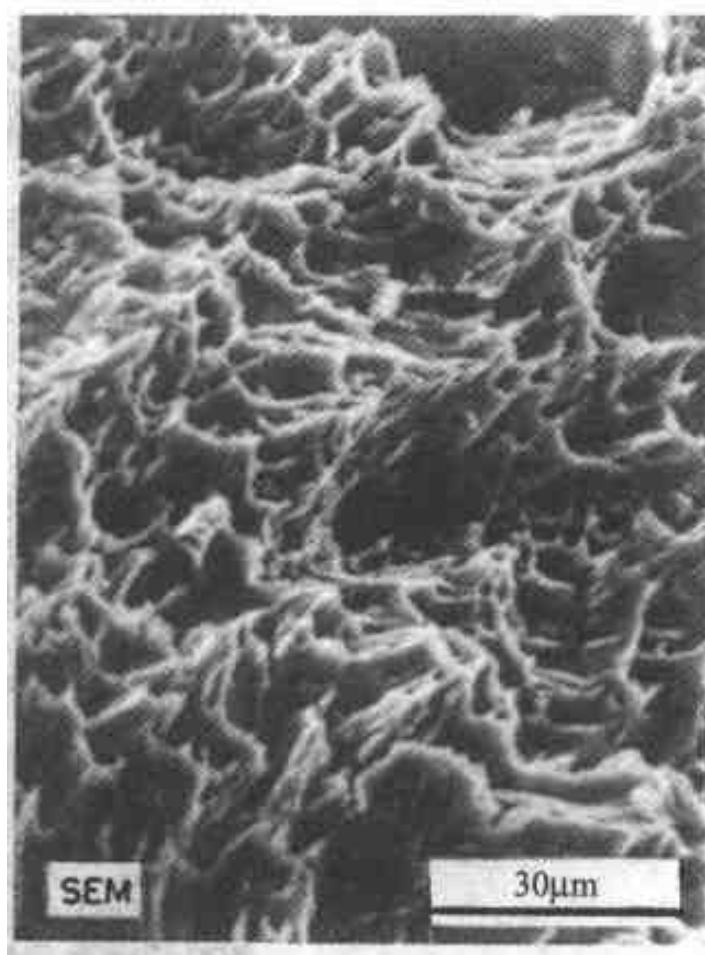


图 3.33 断口显微照片显示扭转韧窝。线状试样因单调扭转载荷而断裂。结果韧窝按顺时针方向排列, 表明了扭转的方向 (引自 Engel and Klingele.^[10])

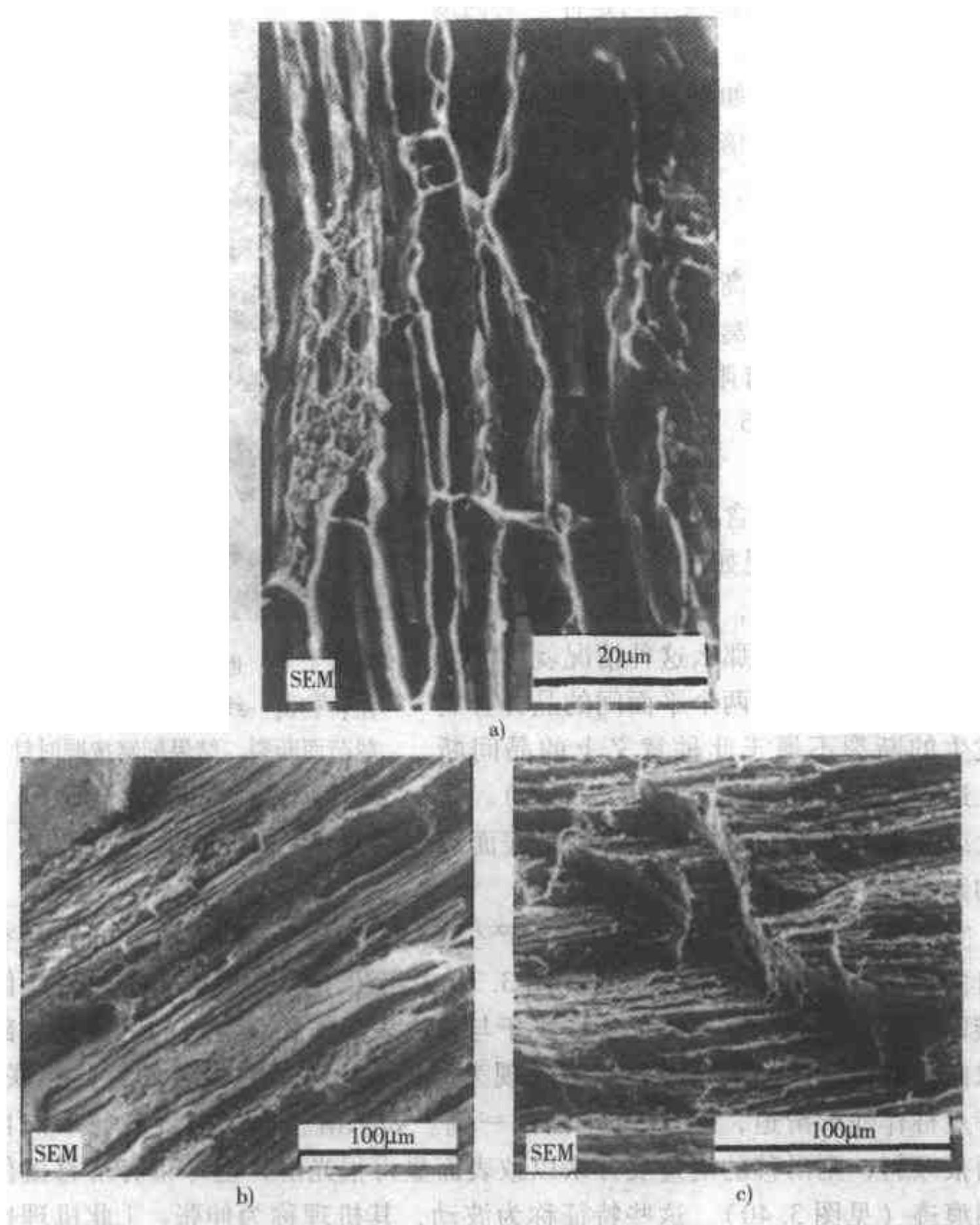


图 3.34

a) 断口，显示由延伸的夹杂物而导致的延伸韧窝。材料为钢，含 $w(\text{C}) = 0.12\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.02\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.44\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.059\%$ 及 $w(\text{S}) = 0.068\%$ 。裂纹沿着硫化物夹杂线而萌生 b) 断口，显示木样结构。结构钢，含 $w(\text{C}) = 0.35\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.62\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.028\%$ 。水淬火并于 550°C 回火。于 20°C 横向拉伸断裂 c) 断口，显示木样结构。材料为易切割钢，含 $w(\text{C}) = 0.44\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 1.5\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.30\%$ 。水淬火并于 550°C 回火，于 20°C 横向拉伸断裂（引自 Henry and Horstmann^[7]。）

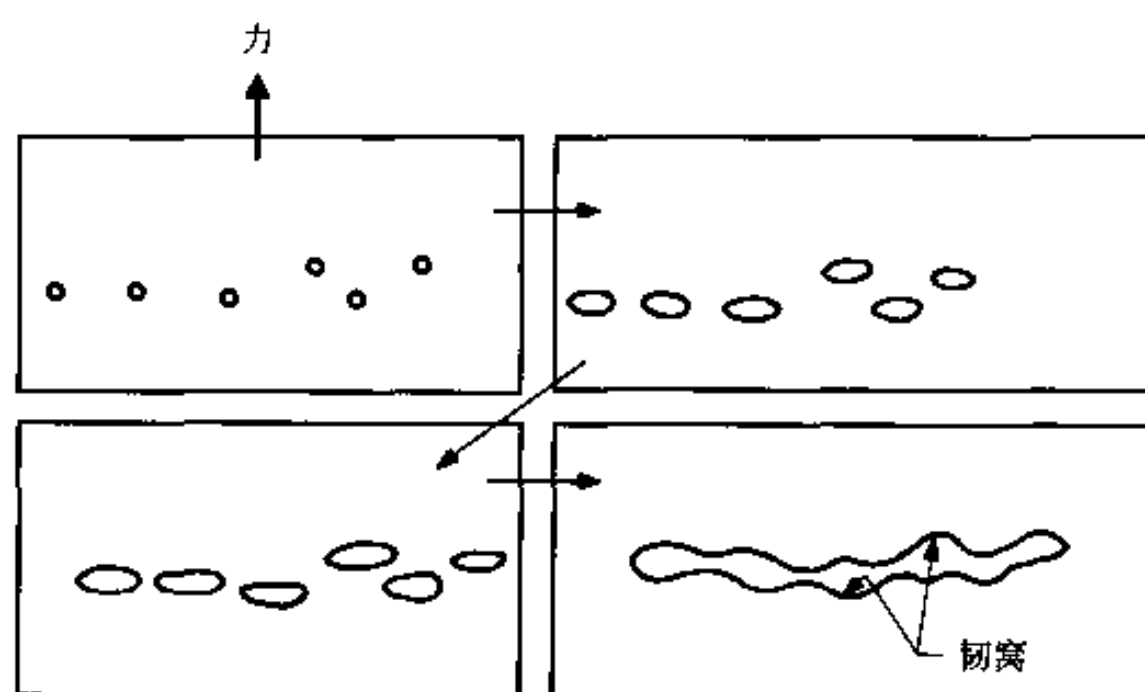


图 3.35 以简图说明浅平韧窝的形成（与图 3.25 相比较）

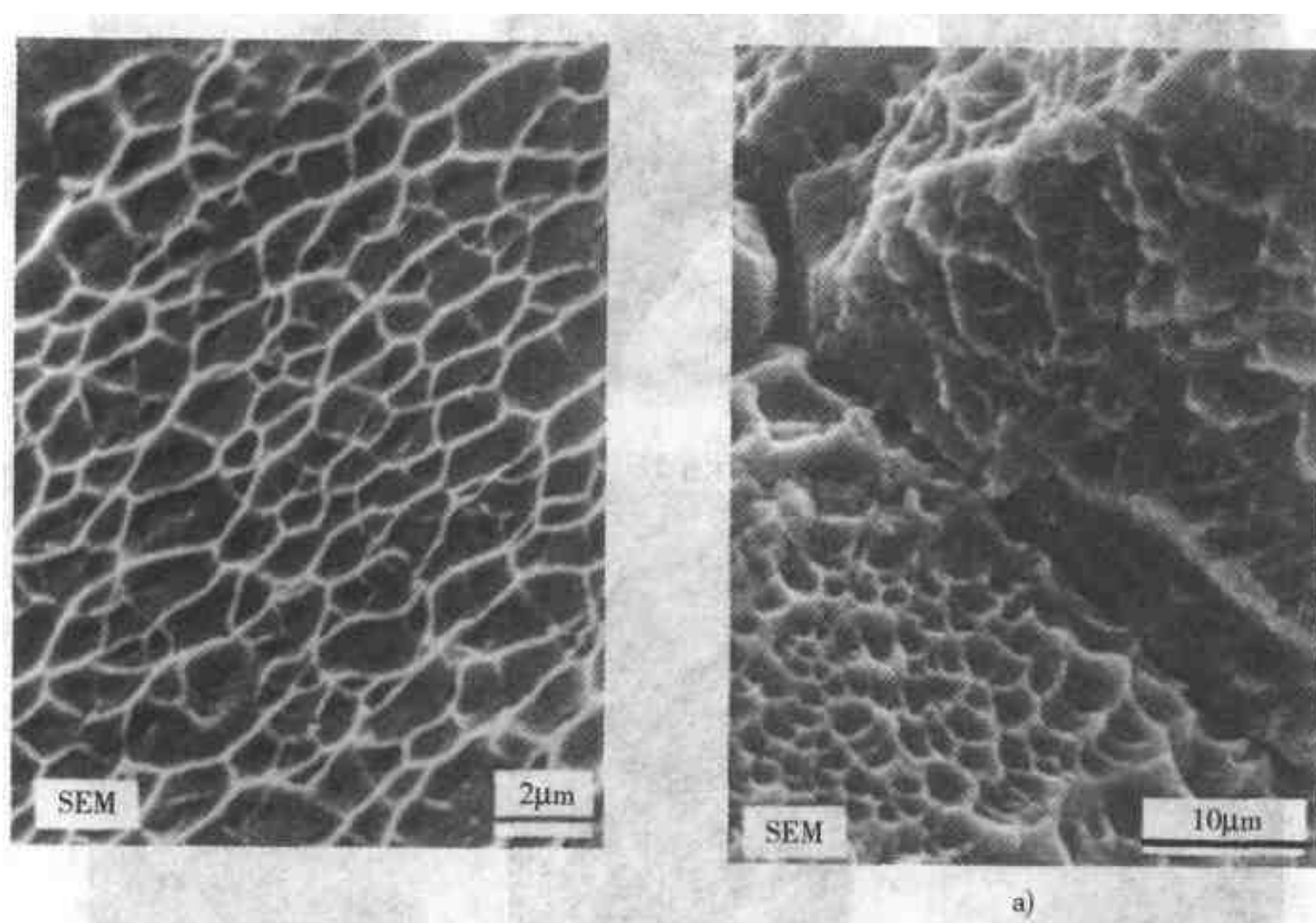
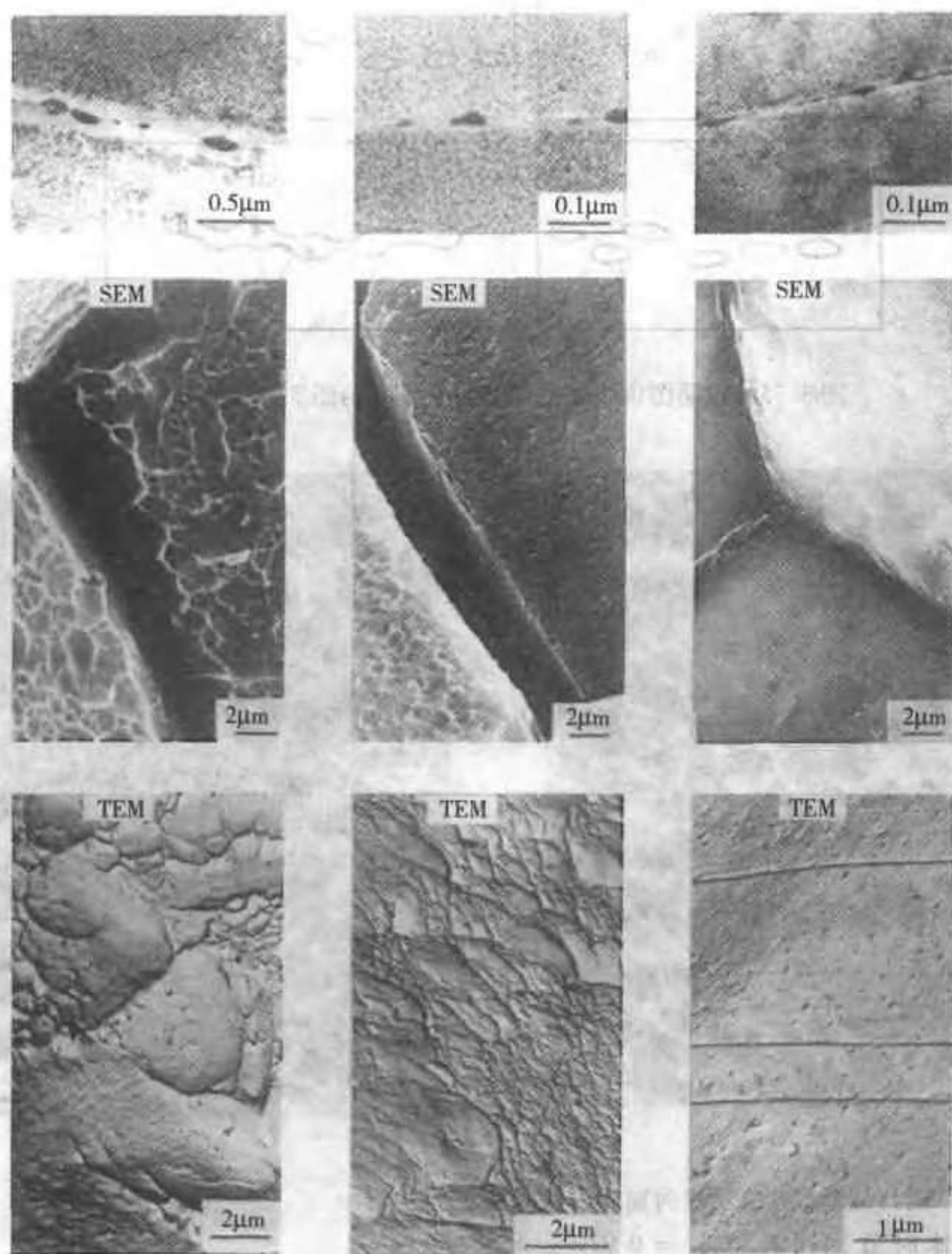


图 3.36 断口显微照片显示浅的韧窝。试样为马氏体时效钢（ $w(\text{C}) = 0.02\%$ ， $w(\text{Si}) = 0.1\%$ ， $w(\text{Mn}) = 0.1\%$ ， $w(\text{Ni}) = 18\%$ ， $w(\text{Co}) = 9\%$ ， $w(\text{Mo}) = 5\%$ ， $w(\text{Ti}) = 0.9\%$ ）。由于严重的冷却硬化，致使其加工性能已消耗殆尽。试棒在静态载荷下失效，有少量塑性变形（引自 Engel and Klingele^[10]）

图 3.37

a) 晶间断口表面，显示表面上的韧窝
（引自 Engel and Klingele^[10]）



b)
图 3.37 (续)

b) 晶粒边界组织对晶间断口表面细微形貌的影响 (引自 Lynch^[13])

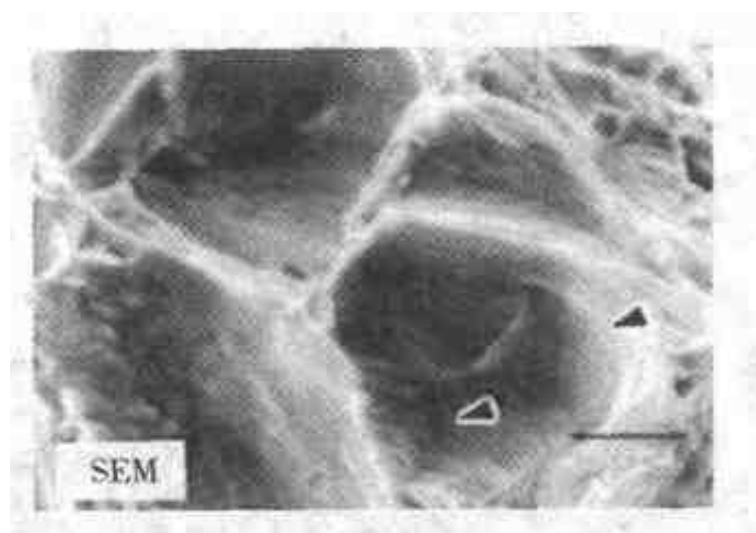


图 3.38 断口显微照片显示滑移痕迹。
位于韧窝边缘，如箭头所示
(引自 Gabriel^[14])

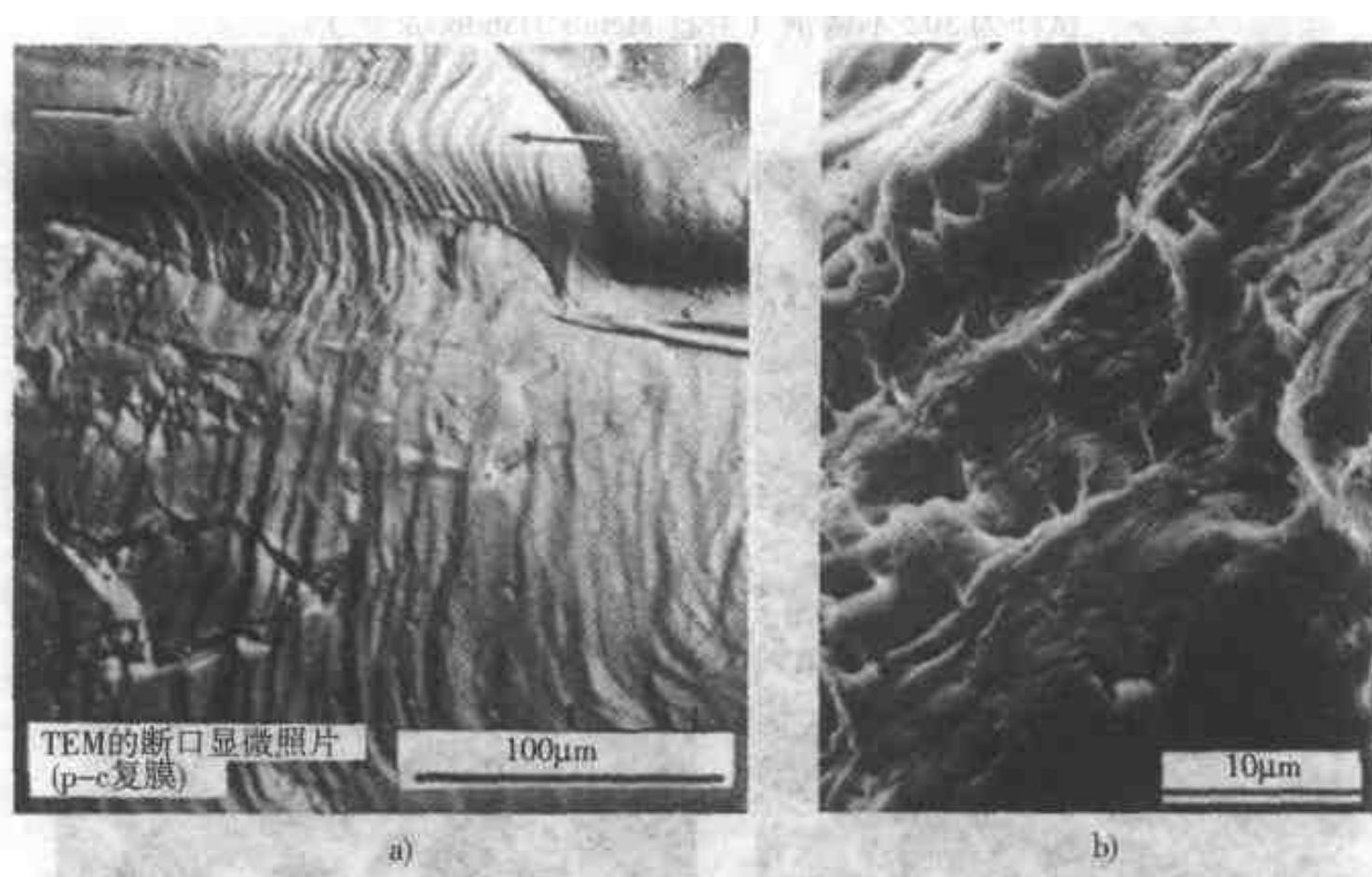


图 3.39 断口显微照片，显示蛇形滑道的例子

- a) Armco 钢的断口表面的透射电子显微镜复膜 (引自 Metals Handbook^[11])
- b) 无氧铜管的断口。在一个预制裂纹的试棒中用力打开裂纹而获得
(引自 Engel and Klingele^[10])

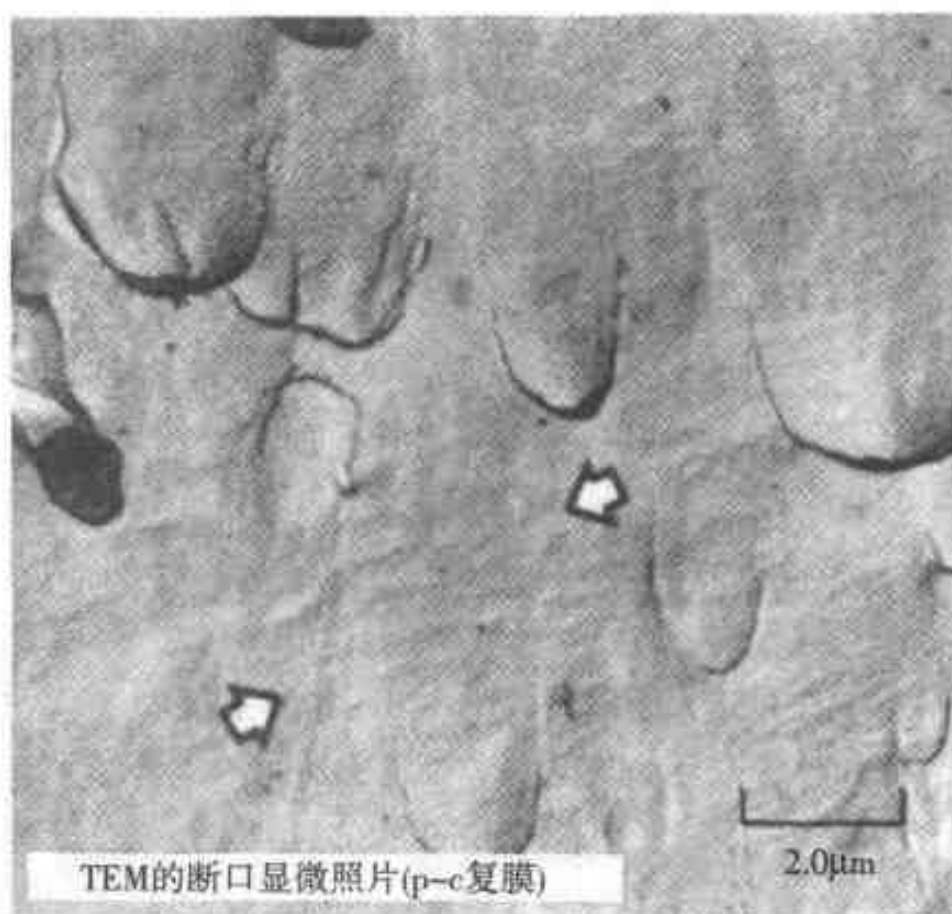


图 3.40 透射电子显微镜的两阶段碳复膜，显示箭头处的“波动”。
试样为 302 不锈钢（引自 Metals Handbook^[11]）

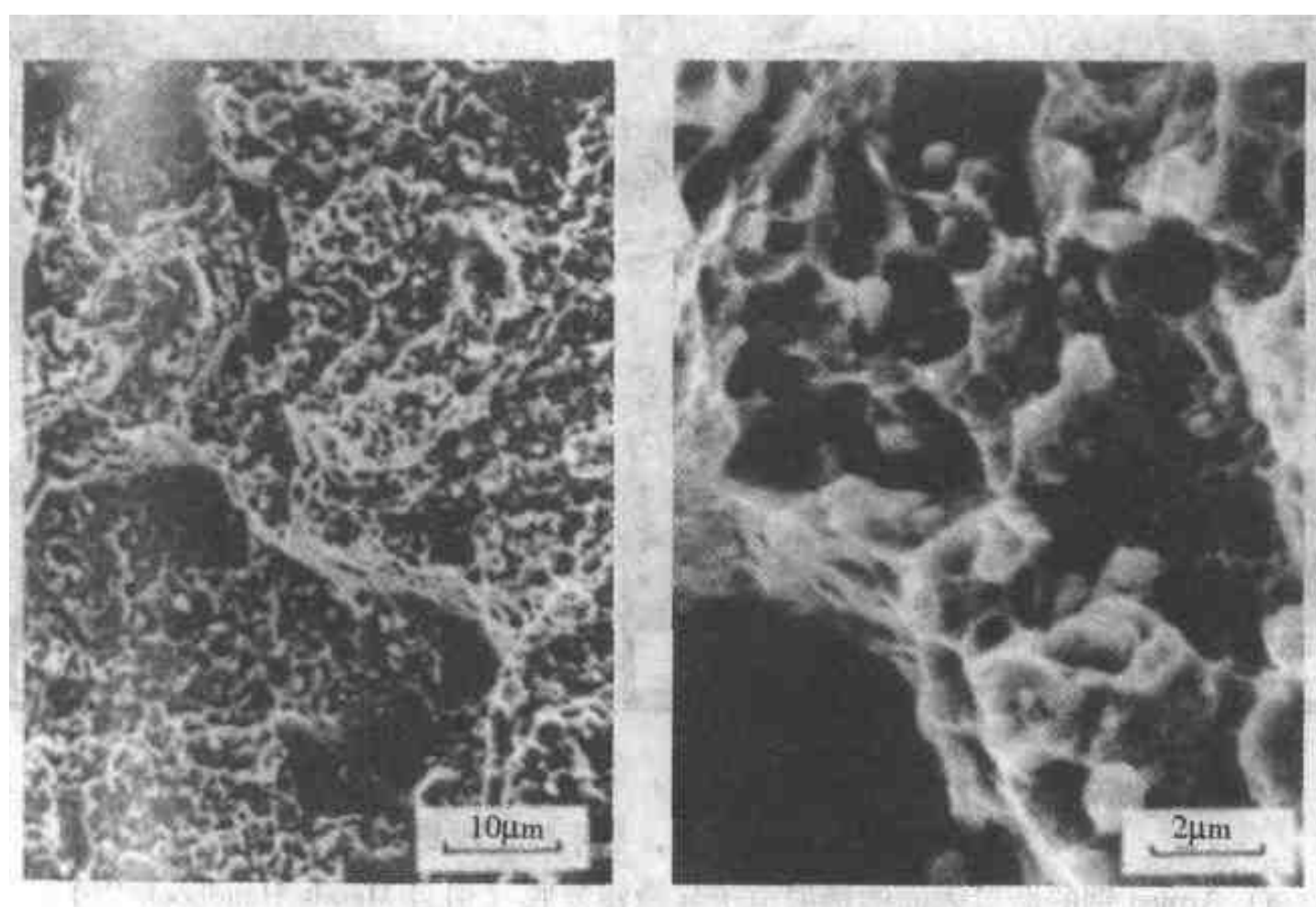


图 3.41 扫描电子显微镜的断口显微照片显示材料中浅的韧窝。
此材料以脆性模式失效（引自 Syntuta and Corrow^[15]）

3.6 混合机理与准解理断口

在许多材料中，可能首先因解理而发生破断，然后因空洞聚集而使相联接的材料断裂。图 3.42 中示出例子。特别在体心立方材料中（例如铁素体中），当在邻近相变温度（这取决于应变速率）时发生的断裂就正是这种情况。这是混合的断裂机理的一个例子。

在某些材料中，特别是钢中所形成的断口表面由显示难以确认的或相当模糊的解理标志（有时称作蔷薇状）的区域所组成。这些区域被过度变形的区域相分隔。后者为“撕裂峰”。在图 3.43 中给出这些断面的例子。看来因形成微观裂纹以及随后相联接的材料撕裂（塑性变形）而使它们得以发展，在图 3.44 中示意地说明了这点。此机理称作“准解理”。应注意这是实实在在的解理，伴有撕裂或韧窝。不过由于微观结构比较细小使其特征不如前述的解理那样明显。在此意义上来说，它实际为混合的断裂机理。

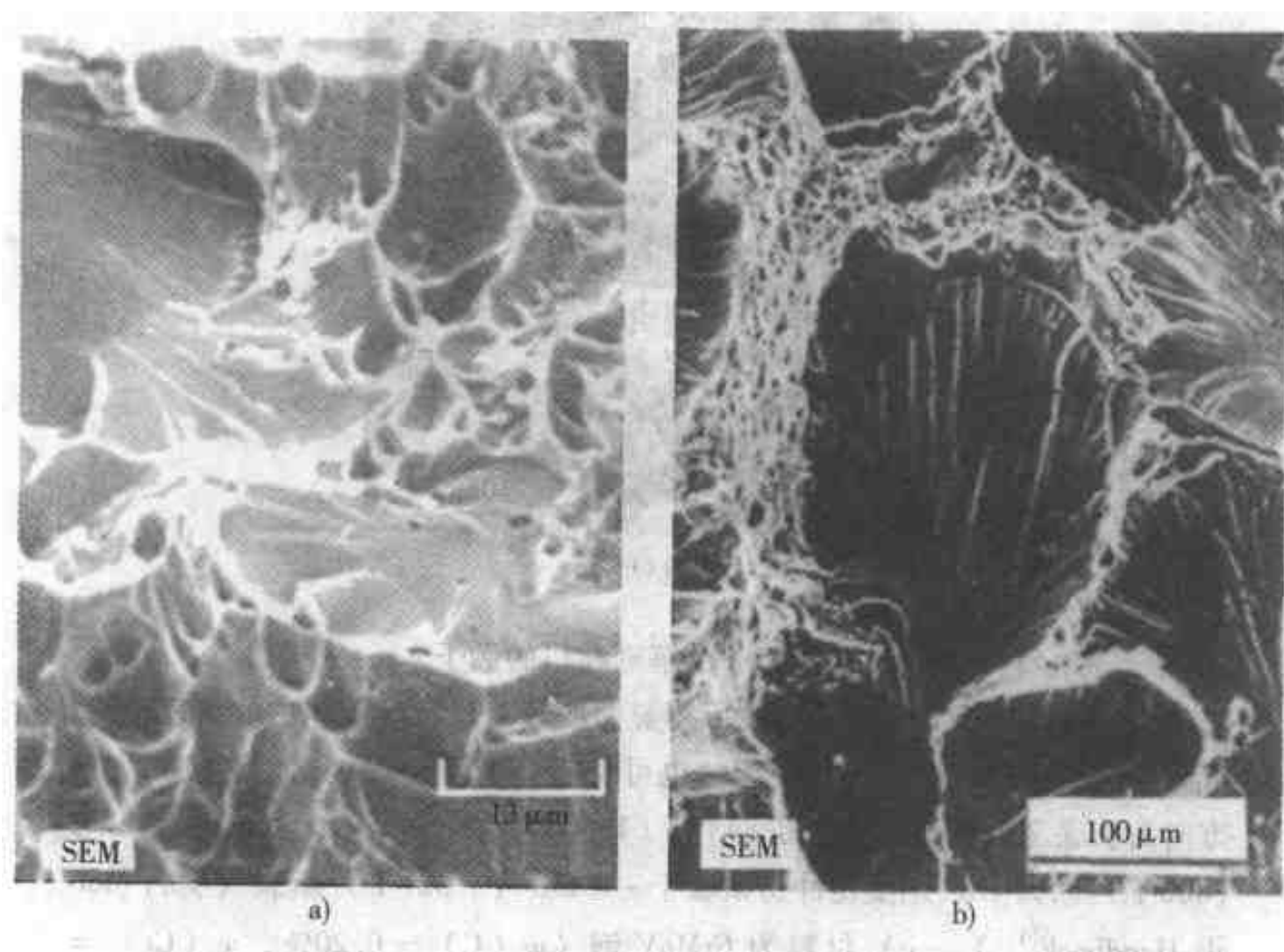


图 3.42 解理与空洞聚集混合机理断裂的例子

a) 1040 热轧钢（引自 Metals Handbook^[11]） b) 拉伸试样，于 0℃ 断裂。钢，含 $w(\text{C}) = 0.08\%$ ， $w(\text{Si}) = 0.14\%$ ， $w(\text{Mn}) = 0.34\%$ ， $w(\text{P}) = 0.021\%$ ， $w(\text{S}) = 0.018\%$ 及 $w(\text{Al}) = 0.034\%$ （引自 Henry and Horstmann^[7]）

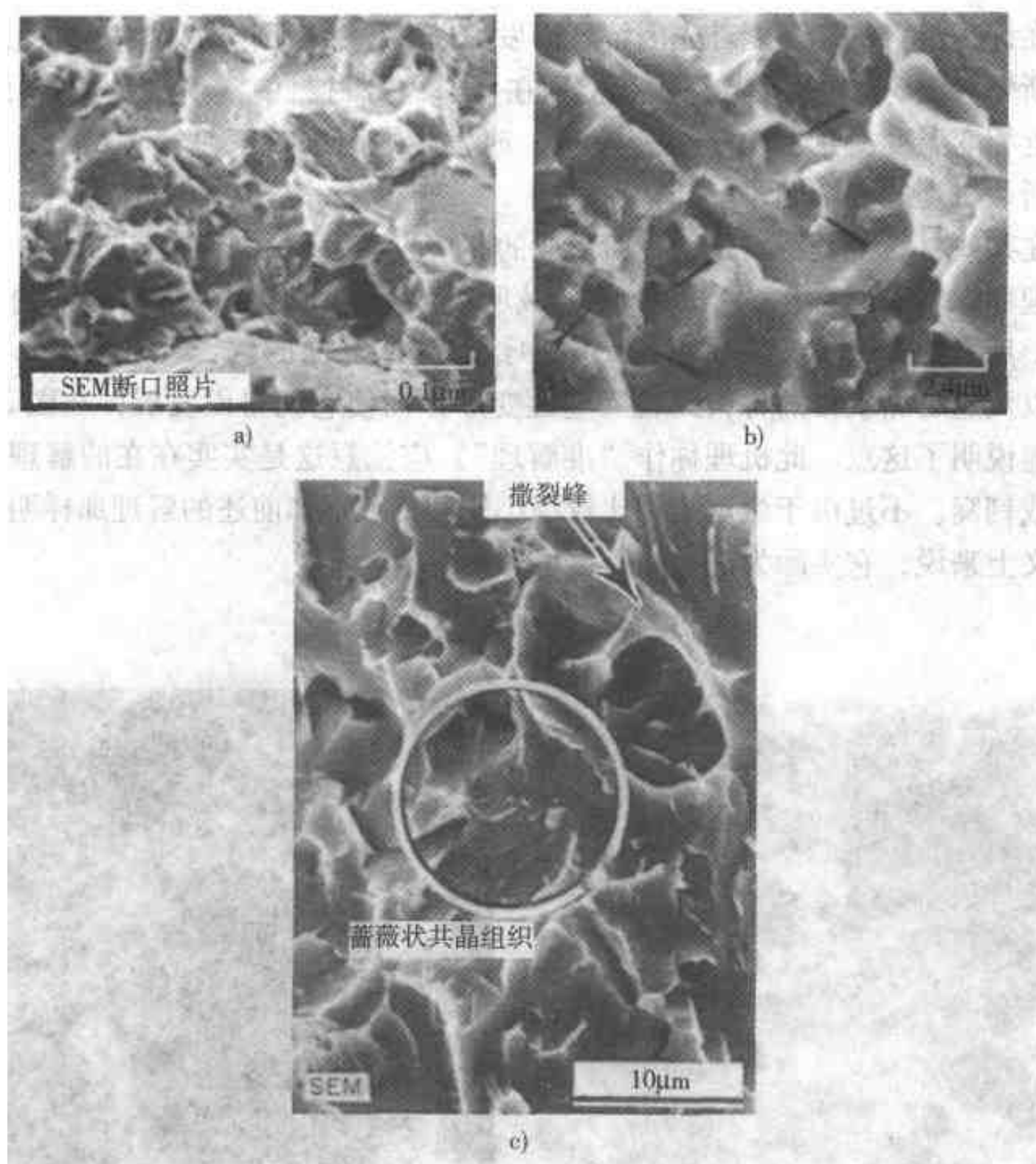


图 3.43 准解理断口的例子

a)、b) 一个 4340 钢冲击试样的断口显微照片。片状马氏体中的解理小面，含有河流状模式，被撕裂峰隔离。也可见箭头所示的浅韧窝。裂纹扩展的方向为从底部到顶部。试棒在 843°C (1550°F) 热处理 1h，油淬火， 427°C (800°F) 回火 1h。用夏比冲击试验于 -196°C (-321°F) 断裂 (引自 Metals Handbook^[11]) c) 材料为 CrMoV 钢 ($w(\text{C}) = 0.20\%$ ， $w(\text{Cr}) = 1.0\%$ ， $w(\text{Mo}) = 0.7\%$ ， $w(\text{V}) = 0.15\%$) 具有上贝氏体回火组织 (引自 Engel and Klingele^[10])

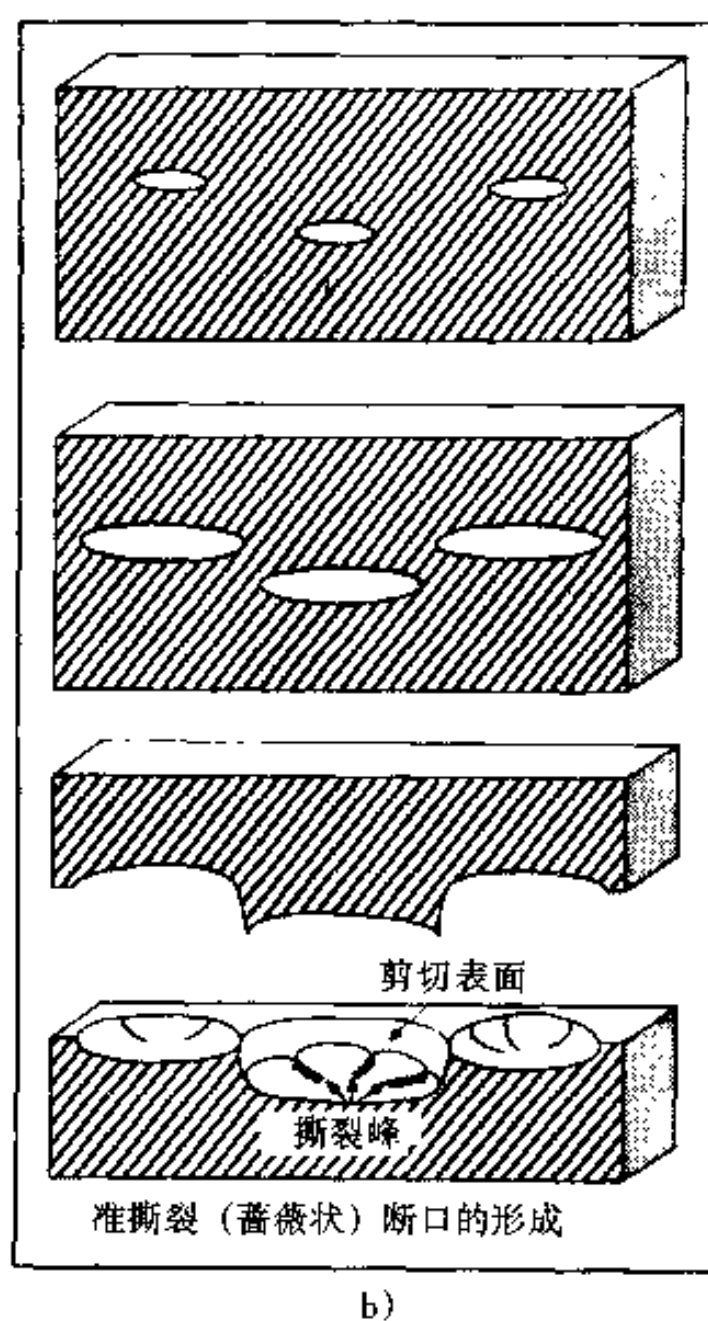
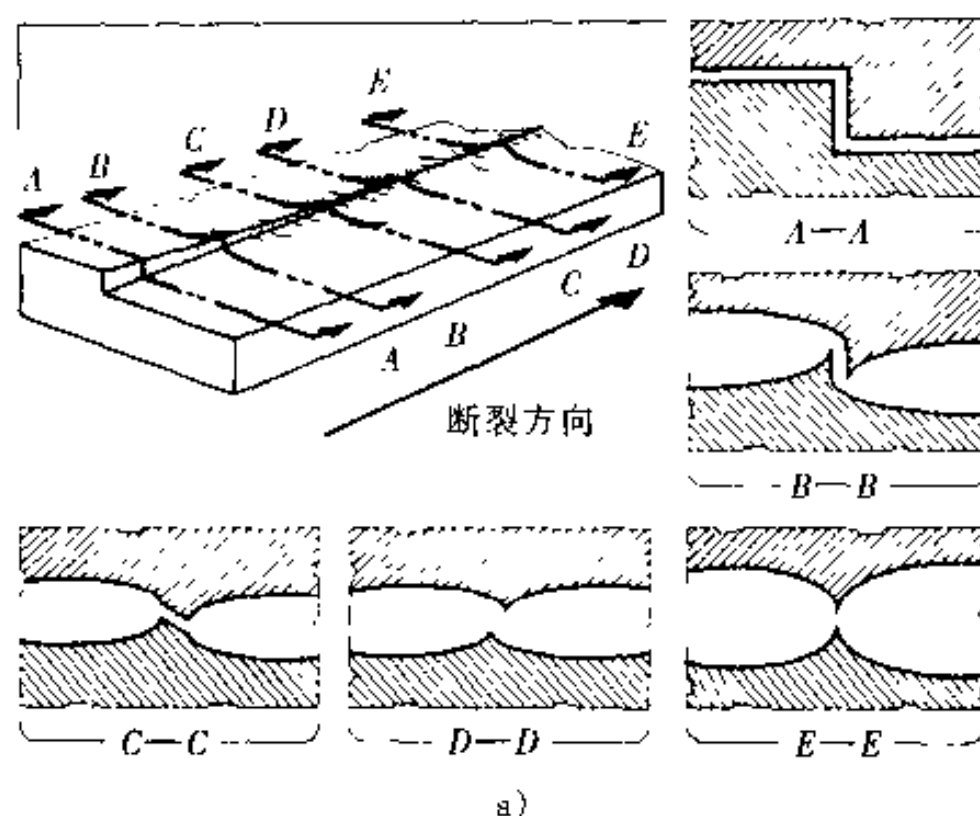


图 3.44 以简图说明准解理断口的形成。

a) 解理台阶与撕裂峰混杂的模型。在图的左上部分是断口的下表面，表示其左下为台阶而右上为峰。在图的右部与底部为通过断口的一组截面，显示断口上表面与下表面两者的形状（引自 Metals Handbook^[11]） b) 准解理蔷薇状形成的模型（引自 Engel and Klingele^[10]）

3.7 呈撕裂形貌的断面

在某些情况下，会发现如图 3.45 所示的断口显微形貌。它由很小的联接撕裂峰的小面所组成，称作“撕裂形貌断面 (TTS)”。此形貌似乎是由断口中所涉及的特别复杂的显微组织所引发。其深层的机理可能是以前所讲过的那些。

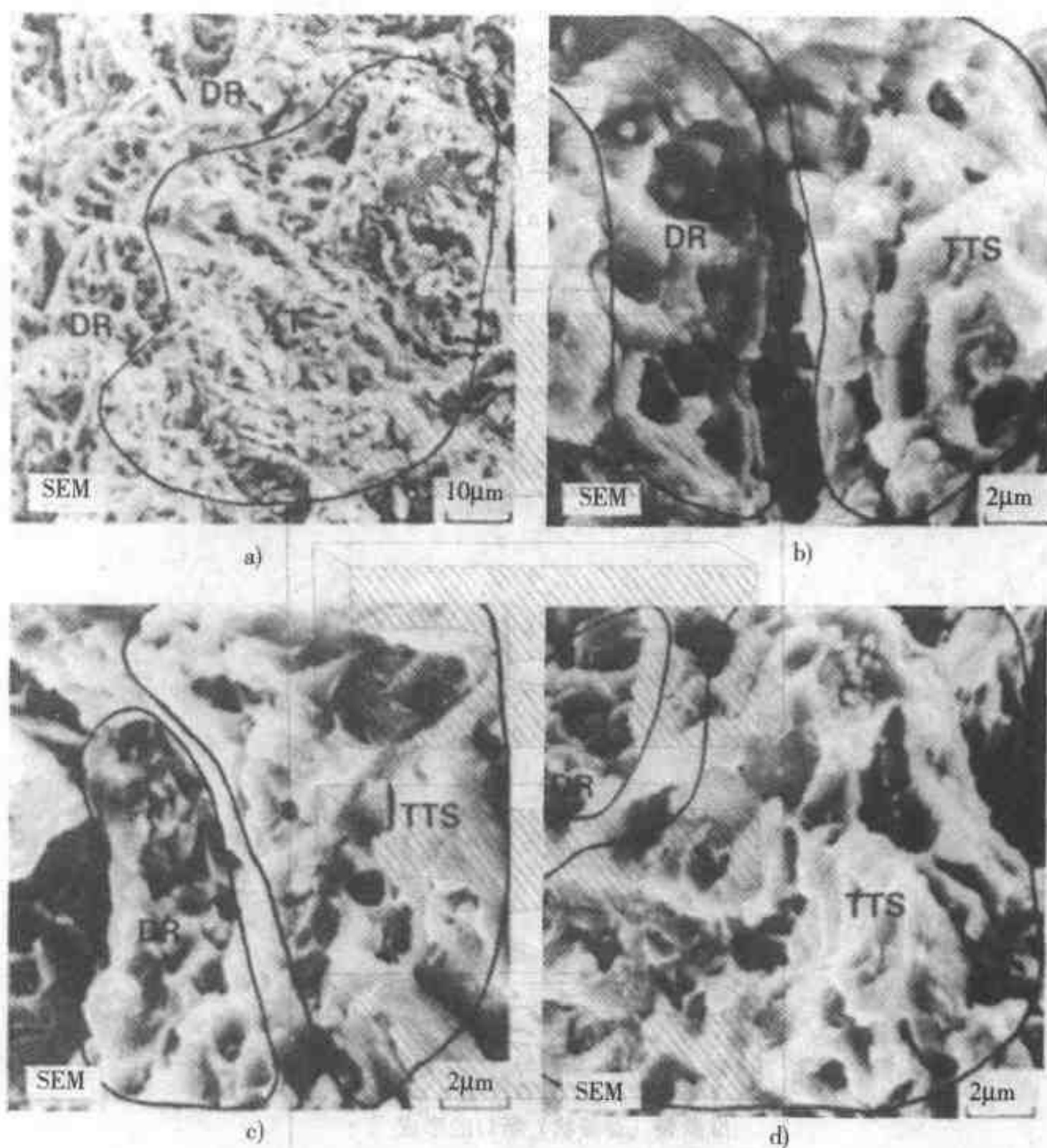


图 3.45 撕裂形貌断面的例子。在这些实例中也发现了韧窝的破裂。

a) ~ d) HY-130 钢

a) 撕裂与韧窝破裂的混合区 b) 取自 a) 的左上角的细部，表示以微粒为核心的韧窝与撕裂形貌断面的区域 c)、d) 附加的撕裂形貌断面的例子

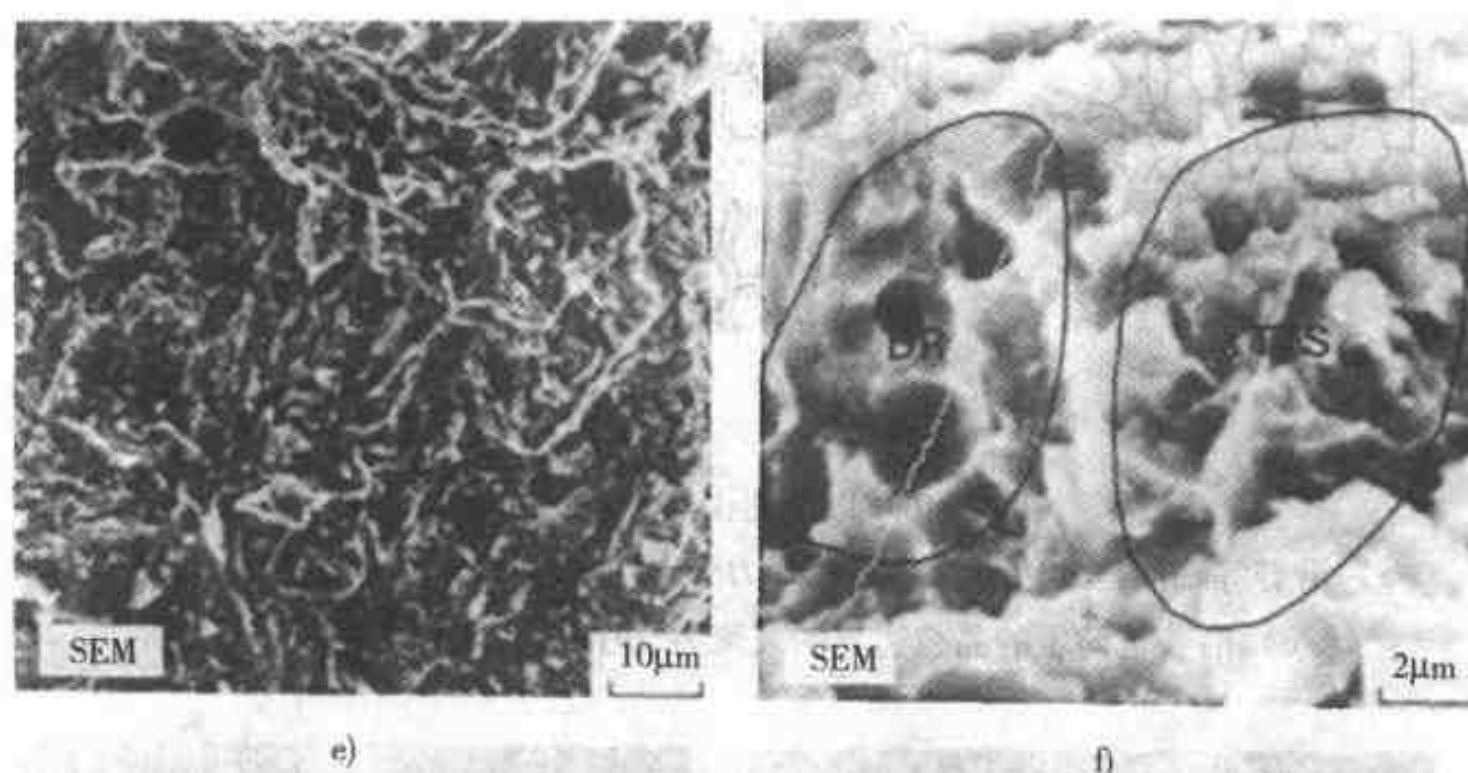


图 3.45 撕裂形貌断面的例子。在这些实例中也发现了韧窝的破裂。

a) ~ d) HY-130 钢 (续)

e) 基本为 100% 珠光体共析钢中的撕裂形貌断面 (此钢类似于 AISI1080)。

此处的断口跨越珠光体团面扩展 f) 淬火一回火马氏体 HY-130 钢的断口显微照片, 显示韧窝破裂与撕裂形貌断面 (引自 Thompson and Chesnut^[16])

3.8 晶间分离

当晶粒边界为显微组织中最弱的部位时, 那么在解理或滑移之前, 在这些平面上就会发生减聚力。严格地说, 断裂的减聚力机理称为晶间断裂。在复杂的显微组织中, 即使断裂途径, 例如说是沿着晶界上的颗粒而进行的 (通过沿着颗粒-基体交界面的减聚力或分离), 通过与晶界上颗粒有关的空洞聚集, 或通过空洞聚集而在平行于及邻近于晶界的微弱区内撕裂, 然而断口表面仍可能出现晶界。即使在这种情况下, 断口形貌仍称为晶间断裂。在这些情况下断口表面会显示形貌学上的细节, 如是减聚力的地方, 当晶界上没有颗粒时, 则断面是光滑的。晶间断裂的形貌决定于晶粒形状, 如图 3.46 所示。典型的晶间断裂的断口显微照片示于图 3.47。在某些情况下, 在晶粒边界上或附近的结构会使断口表面在一个小范围内变得相当粗糙, 如图 3.37 所示。

应该注意, 晶间断裂有不同的成因。在某些合金中, 加载时会因氢脆而引起晶粒边界断裂。某些合金在一定的腐蚀环境中其应力腐蚀裂纹是晶间的。某些钢沿着原奥氏体的晶粒边界, 即铁素体基体的高角边界, 会显示出回火脆性断裂。在某些钢中是由于在这些边界有微量杂质 (如 P 或 Bi) 偏析, 而在某些情况下则是由于在这些边界上形成网状碳化物。

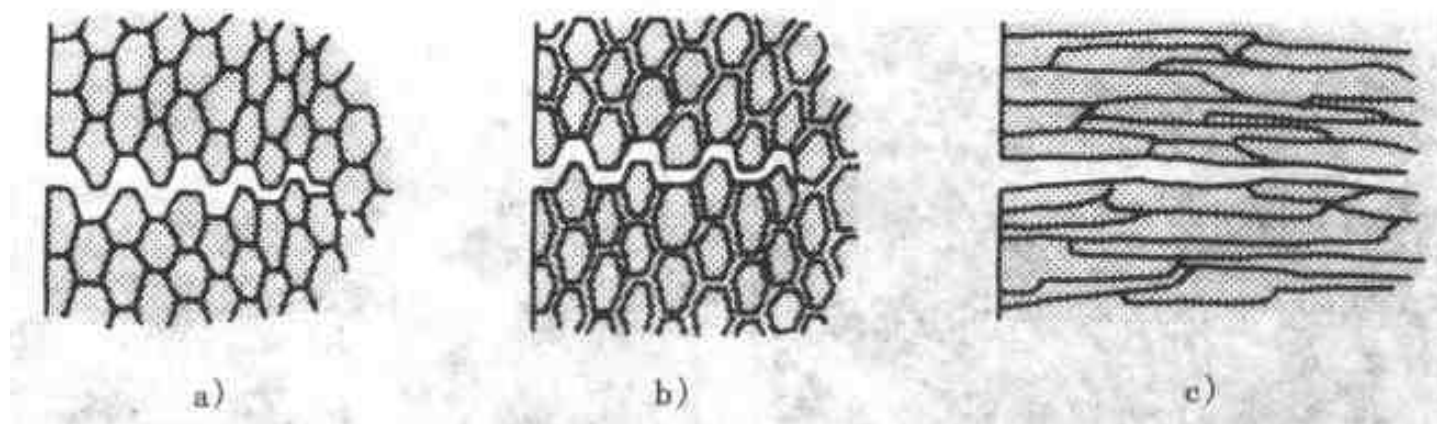


图 3.46 以简图说明晶粒边界断裂

- a) 沿着等轴晶粒的边界发生的减聚力 b) 通过微弱的晶粒边界面的减聚力
c) 沿着延伸了的晶粒边界的减聚力 (引自 Kerlins and Phillips^[9])

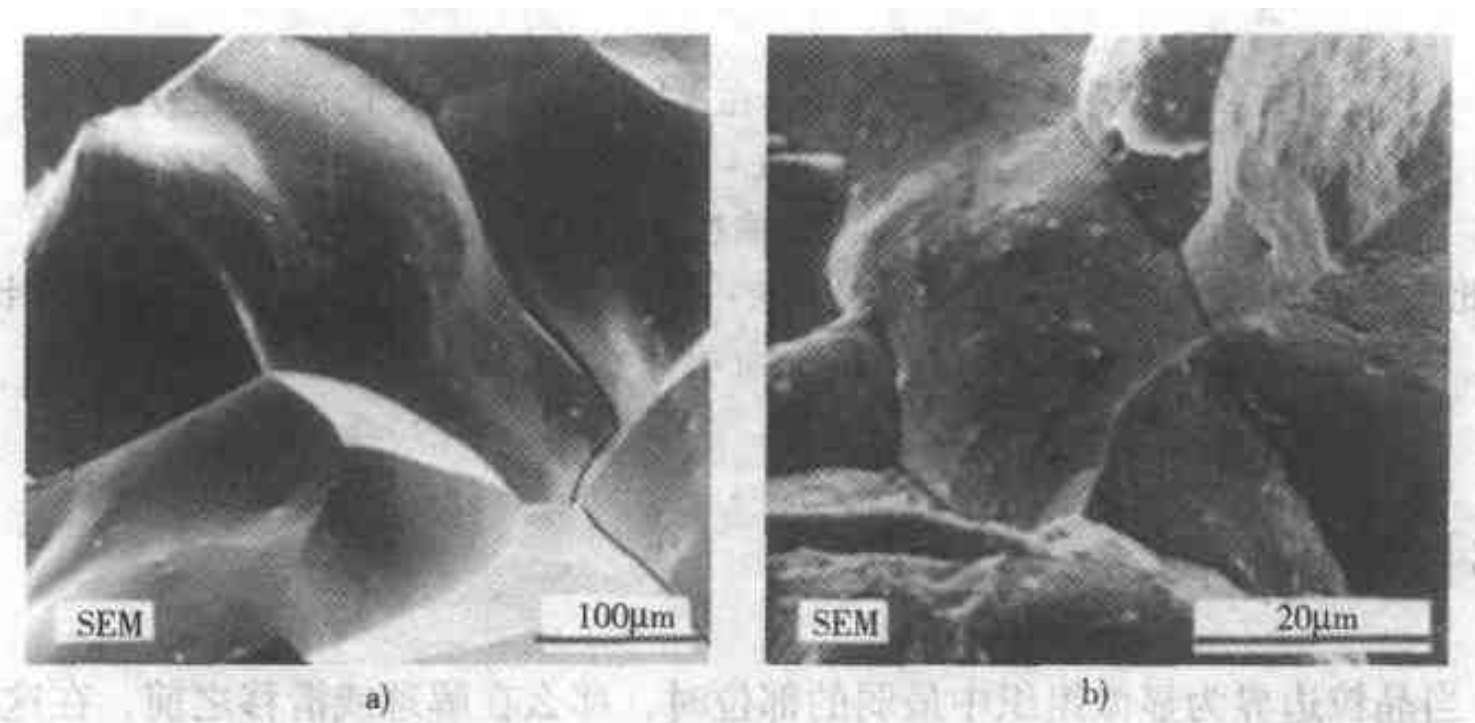


图 3.47 晶间断裂的例子

- a) 含 $w(P) = 0.68\%$ 的粗晶退火铁, 于 20°C 拉伸断裂
b) 含 $w(C) = 0.58\%$ 、 $w(Si) = 0.30\%$ 、 $w(Mn) = 0.82\%$ 、 $w(P) = 0.024\%$ 及 $w(S) = 0.017\%$ 的钢的断口 (引自 Henry and Horstmann.^[7])

3.9 疲劳断口的形貌

假定某材料通过对其圆柱体进行简单的拉伸试验获得一定的屈服强度。那么如果此材料的圆柱体加载到轴向应力为此屈服强度的三分之二, 就不会发生塑性变形与断裂。然而, 如果此轴向载荷是在零及此三分之二值间循环, 经过足够的循环可能会发生断裂。这就称作疲劳断裂。由于绝大多数构件与机械零件是在交变载荷下工作的, 疲劳失效相当普遍, 故而从断口表面形貌来把它们识别出来是很重要的。

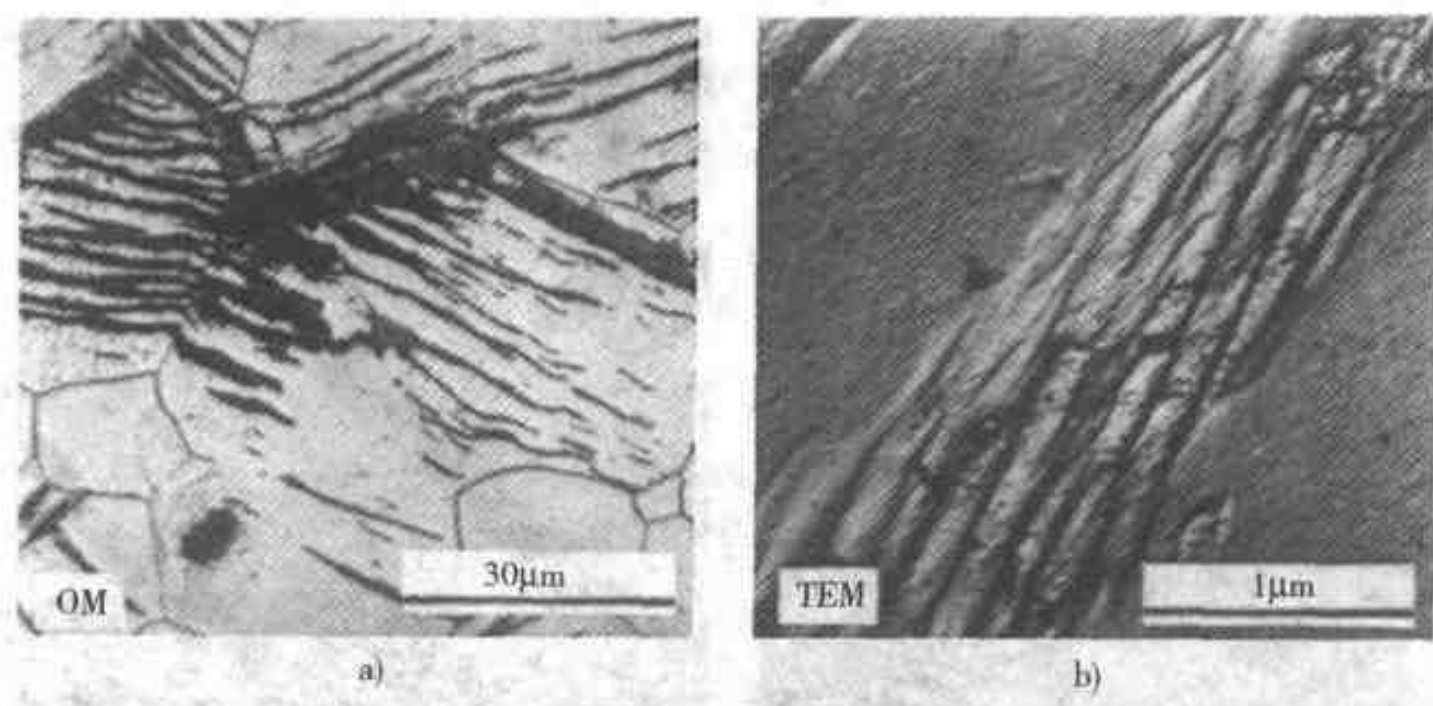


图 3.48 疲劳加载过程中变形带的形成

a) 在 $\pm 130\text{MPa}$ ($\pm 130\text{N/mm}^2$) 交变弯曲载荷下经 525000 循环后，一低碳钢试棒表面的光学显微镜照片 b) 在 $\pm 100\text{MPa}$ ($\pm 100\text{N/mm}^2$) 交变弯曲载荷下经 125000 循环后，一低碳钢表面的 TEM 复膜微观照片
(引自 Henry and Horstmann^[7])

在疲劳断裂中，从宏观上看其载荷水平通常低于引发总体或宏观塑性变形所需的值。但是，由于表面的不规则性、微观组织特点等原因，局部的微观应力会超过屈服强度。在这种情况下由于重复的疲劳载荷而局部地发生塑性变形。在高度抛光的自由表面上，因滑移线及滑移带的发展，可以见到局部的塑性变形，它最终达到的尺寸使其可以作为疲劳裂纹的起源。这种变形带的一个例子示于图 3.48 中。一般说此局部变形与切应力相联系，后者由载荷所形成，与拉伸应力成

约 45° 角。在某些合金中塑性变形的初始阶段会在表面的这些位置形成挤出物及挤入槽（见图 3.49）。图 3.50a 中示出它们在自由表面上，而图 3.50b 中示出它们在横截面中。这些表面的不连续状态起到疲劳裂纹源的作用。断口表面在初始阶段时显示出解理状，如图 3.51 的断口显微照片。

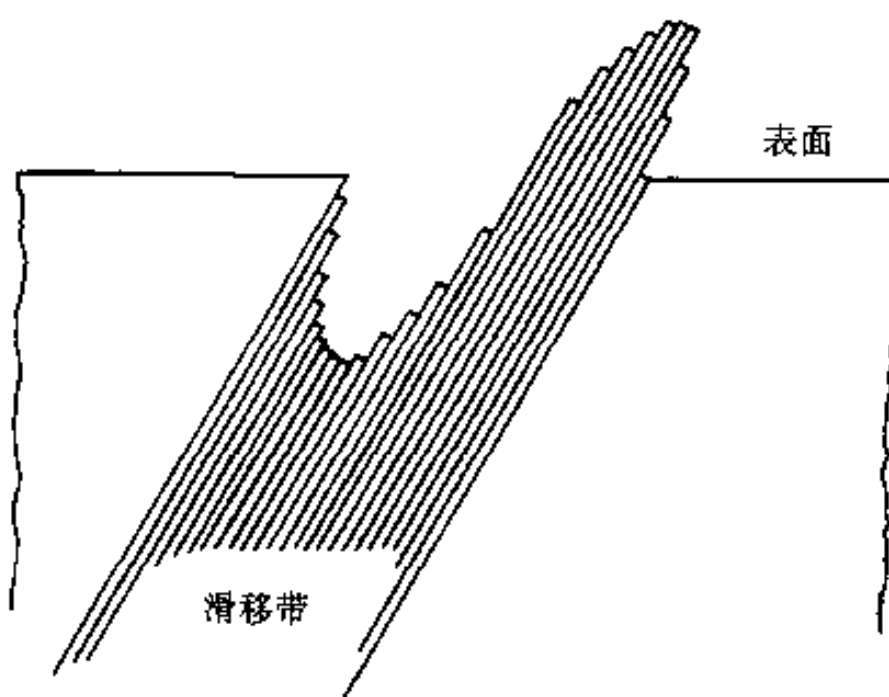


图 3.49 以简图说明在疲劳的第 I 阶段中挤出物与挤入槽的形成（引自 Grosskreutz^[17]）

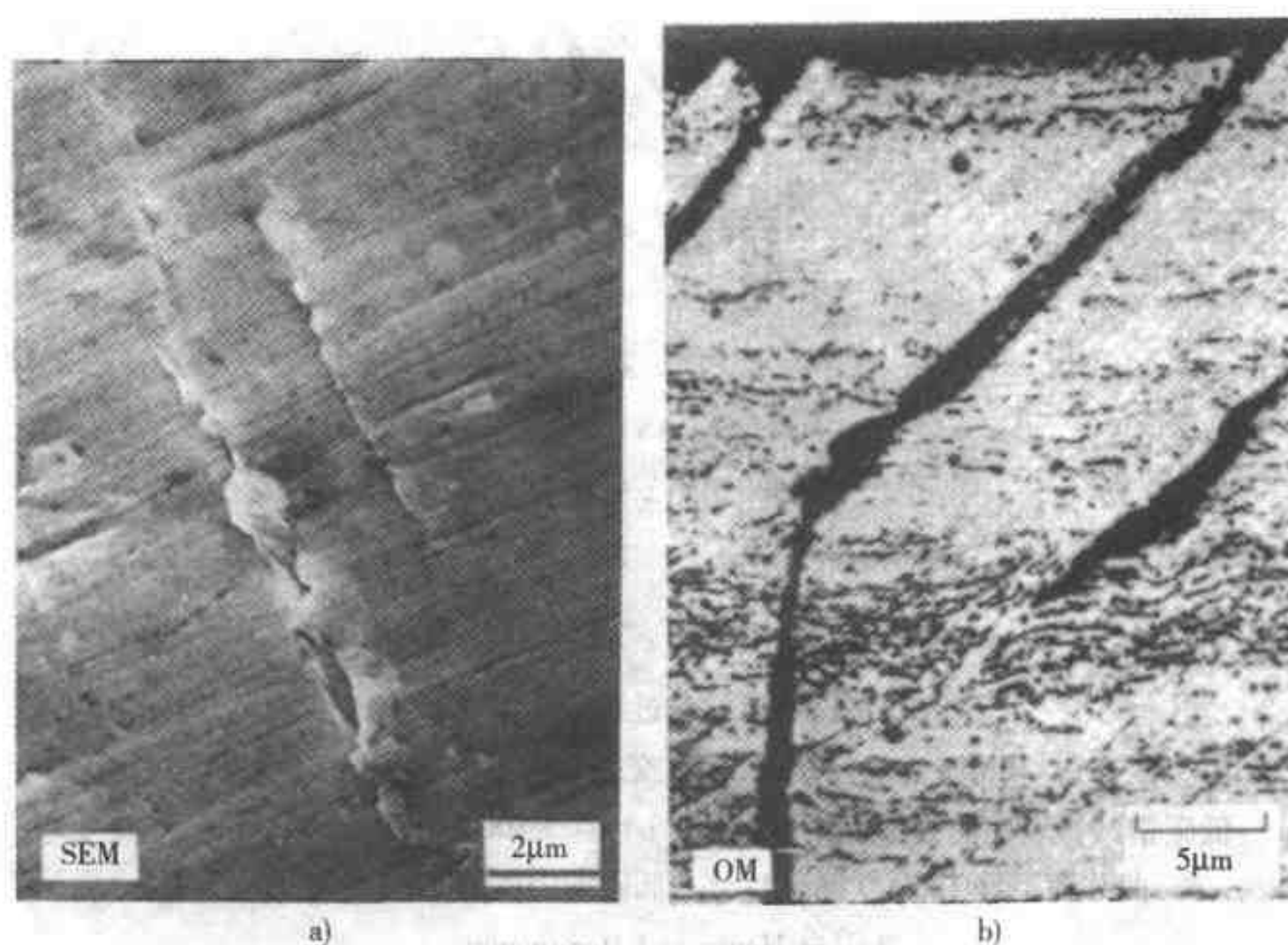


图 3.50

a) 疲劳试验试样表面上挤出物的例子。材料为铝合金，含 $w(\text{Cu}) = 4\%$ ， $w(\text{Mg}) = 1.2\%$ ， $w(\text{Mn}) = 0.3\%$ 。试验时间为 10000 次循环（引自 Engel and Klingele^[10]） b) 疲劳试样断面的横截面，显示断面上第 I 阶段的裂纹，以及第 II 阶段的开始。材料为纯铝（经 Forsyth 同意，引自 Henry and Horstmann^[7]）

疲劳裂纹的初始阶段称为阶段 I，它由高循环—低应力的疲劳载荷所引发，但是如果应力太高，不会观察到这阶段。在绝大多数机械零件中表面都足够粗糙，以致于疲劳裂纹形成的这一阶段发生在表面不规则处或是有缺陷的地方。阶段 I 可能并不构成总的裂纹扩展的重要部分。由于这些理由，为判明阶段 I 会要求对断口表面在用宏观显微镜观察所推断的裂纹源点附近进行细心的检查。

当裂纹在刚才所述的第 I 阶段机理的作用下从表面前进一小段距离后，裂纹因不同的机理（称作阶段 II）而开始扩展。其总的裂纹途径变得垂直于拉伸应力，如图 3.52 所示。裂纹仅在循环中的拉伸应力部分时进行扩展。这点在图 3.53 中得以阐明。此处一个带缺口的试样承受拉—压载荷，并用扫描电子显微镜观察邻近缺口的抛光表面。注意，当拉伸载荷（1 至 2）时裂纹张口，而在压缩载荷（3 至 4）时裂纹闭合，然后在下一个拉伸循环（5 至 6）时裂纹又再度张开。同时请注意裂纹尖端从点 2 前进到点 6。在预抛光过的表面进一步见到滑移带的形成，说明裂纹开口与滑移有关。

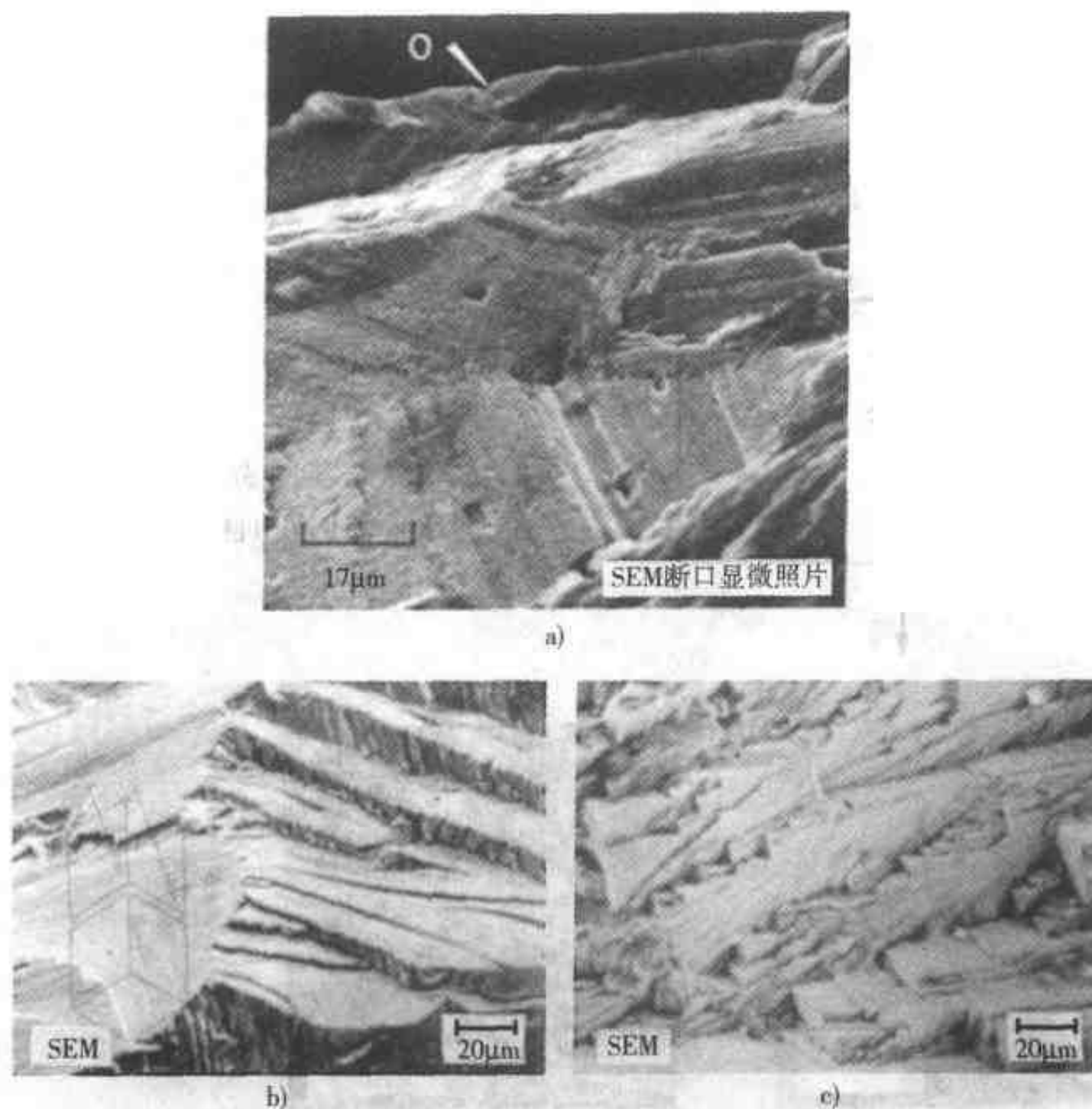


图 3.51 阶段 I 断口表面形貌举例

a) 铝合金 2024—T3 的光滑（无缺口）试棒中阶段 I 疲劳断口的进展。断裂源位于断口显微照片靠近顶部的 O 处，在试样的自由表面处。很好地表明断裂平面的取向从晶粒到晶粒地发生变化。在一个给定的晶粒内，断口是沿着 $\{111\}$ 型平面的。在每个晶粒内，峰脊与裂纹扩展的方向相平行。每个峰脊可能在 $\langle 110 \rangle$ 方向，是两个 $\{111\}$ 滑移面的交线。夹杂物的存在不会影响断裂途径。疲劳断裂的阶段 I 前进延伸超过 3 或 4 个晶粒，阶段 II 在底部的右边开始（引自 Metals Handbook^[11]） b) 疲劳断口阶段 I 中解理样的晶粒取向。材料为铸造合金 Ni—14Cr—4.5Mo—1Ti—6Al—1.5Fe—2.0 (Nb + Ta) c) ASTM F75 铸造钴基合金的疲劳断口的阶段 I 示出断口平面的楼梯台阶状 {b)、c) 经 R. Abrams, Howmedica, Div. Pfizer Hospital Products Group Inc. 同意。引自 Kerlins and Phillips^[9] }

在图 3.54 的微观照片中可以见到疲劳裂纹的前进。注意，当循环数由 96400 增加到 96800 后，裂纹的位移大约前进了 $140\mu\text{m}$ ，也就是每一循环约前进 $0.3\mu\text{m}$ （即 3000\AA ，或说约 1000 原子距离）。图 3.55 示意说明裂纹是如何因滑移而生长的。

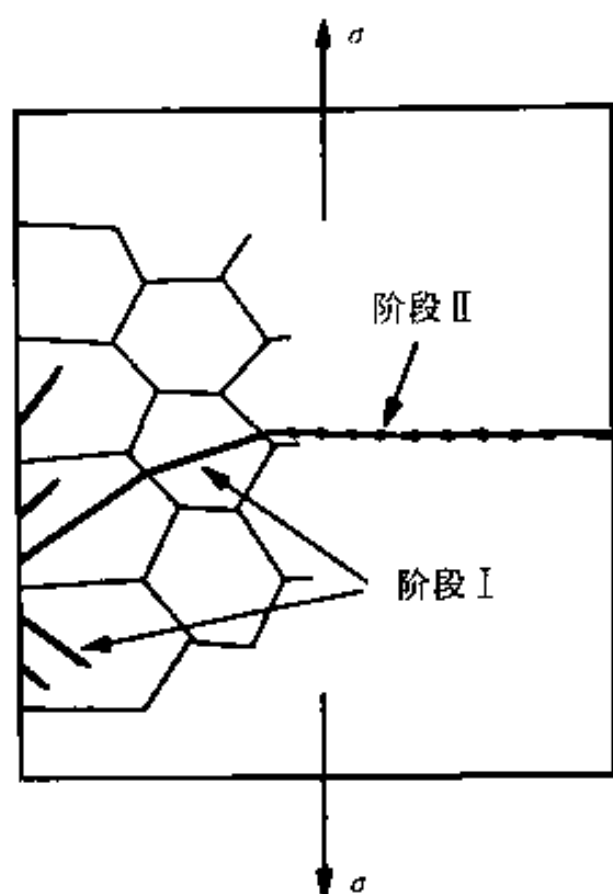


图 3.52 简要说明疲劳裂纹形成的阶段 I 及阶段 II (引自 Laird^[18])

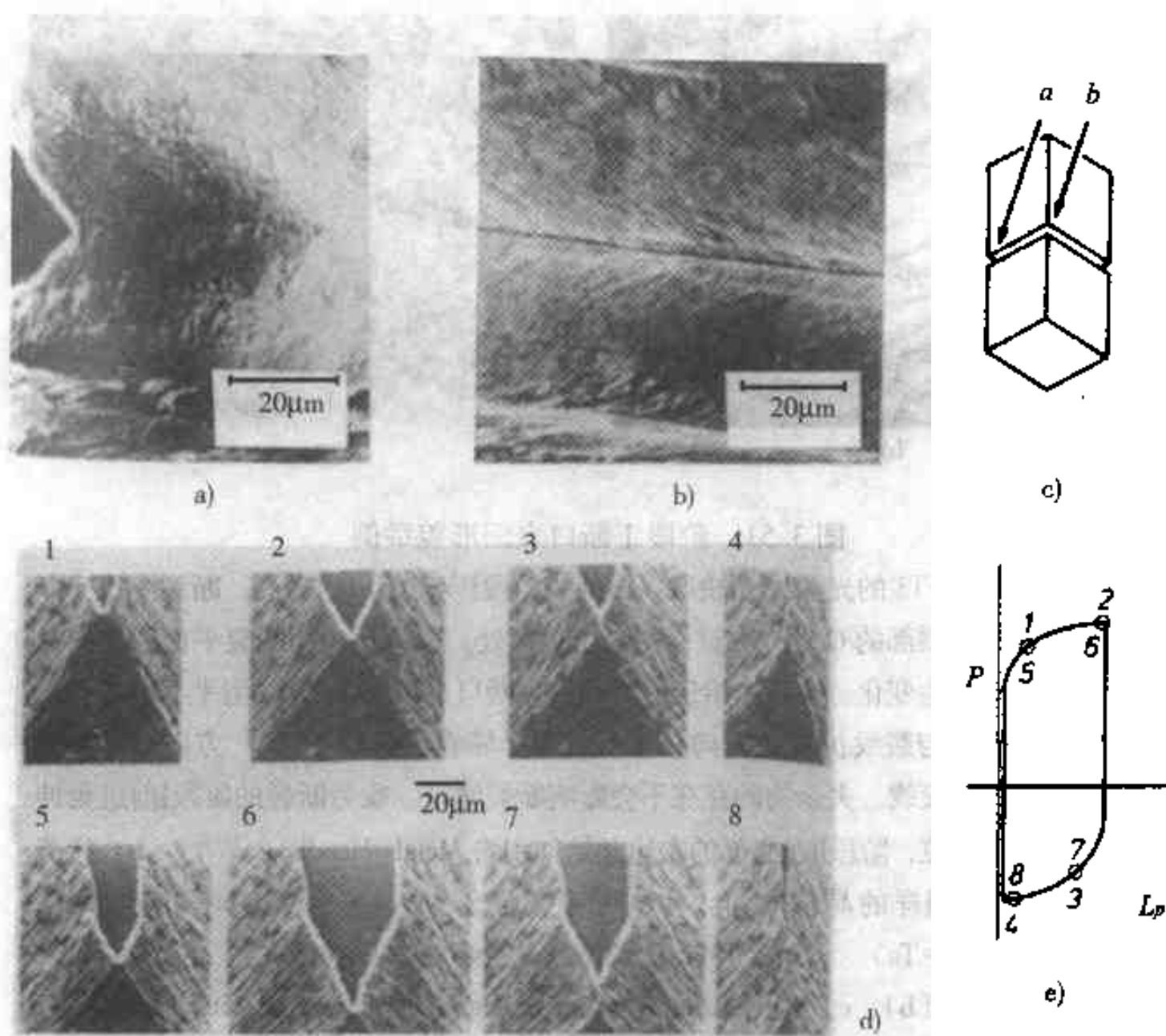


图 3.53 通过扫描电镜对疲劳裂纹生长的源处进行观察

a) 拉伸韧性裂纹的底部，靠近试棒的侧面及靠近试棒的中心。黑色三角形是 V 形缺口尖端与试棒侧面 b) 的交界面 c) 表示 a)、b) 的观察方向 d) 在扫描电镜中观察试样侧面变形的两个相邻的载荷循环。裂纹的扩展方向为从顶到底 e) 每张照片在载荷循环中的相应位置 (引自 Verhoff and Newmann^[19])

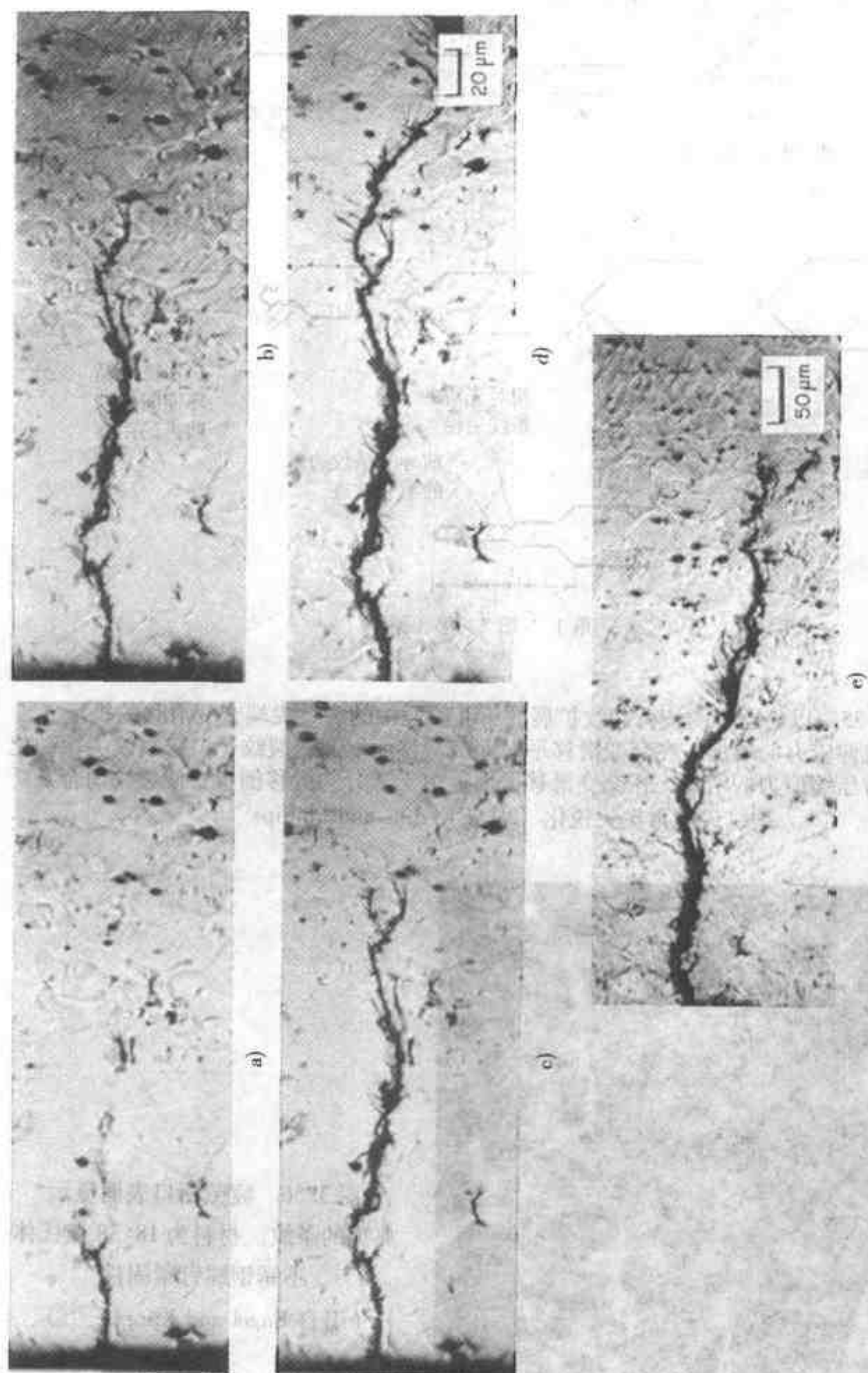


图 3.54 用光学显微镜看到的疲劳试样断面上疲劳裂纹的生长

- a) 96000 循环, 裂纹长度 $60\mu\text{m}$ b) 96300 循环, 裂纹长度 $235\mu\text{m}$ c) 96400 循环, 裂纹长度 $240\mu\text{m}$
 d) 96800 循环, 裂纹长度 $380\mu\text{m}$ e) 97400 循环, 裂纹长度 $570\mu\text{m}$ (引自 Haworth, Singh and Mueller^[20])

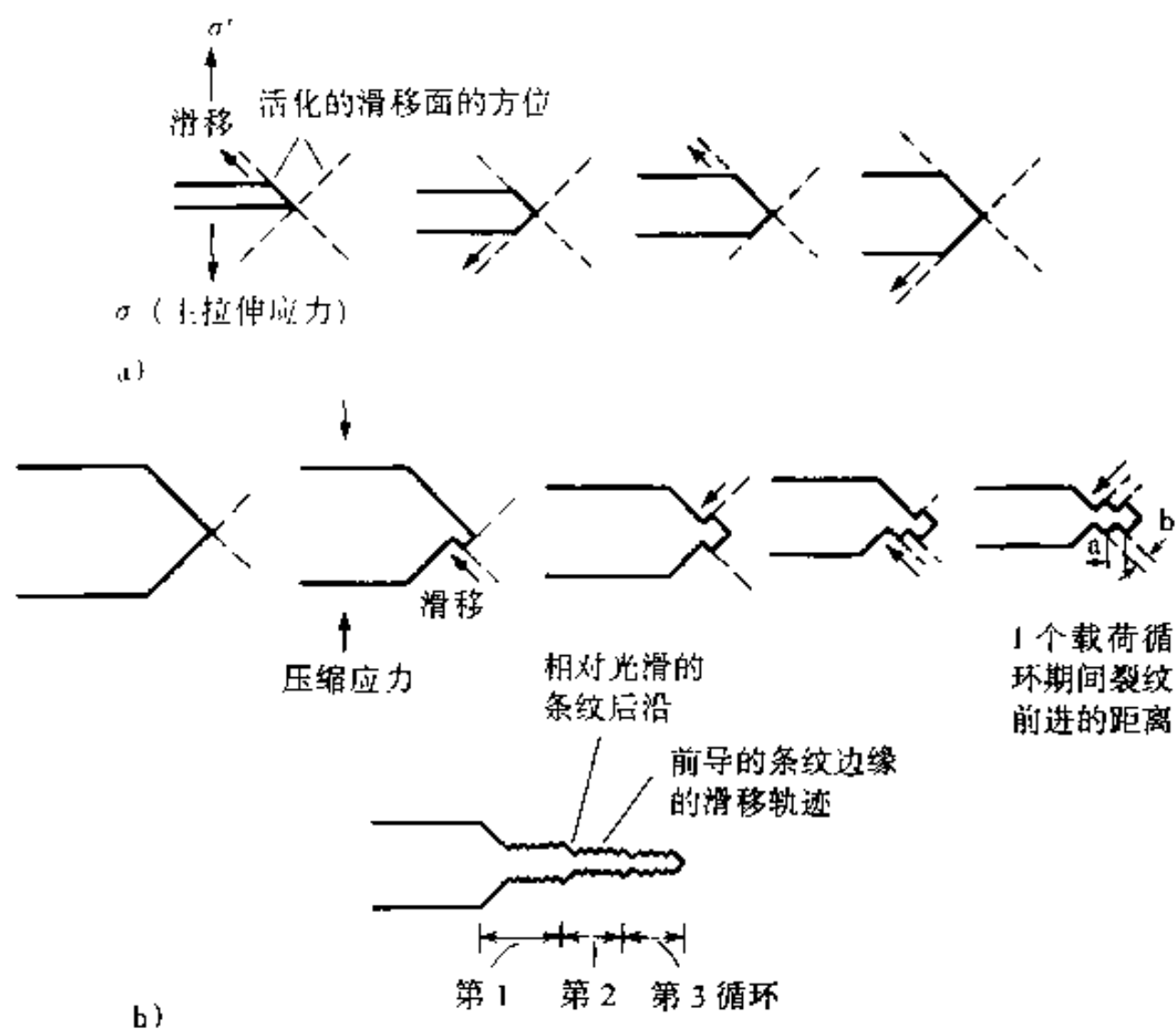


图 3.55 以简图说明疲劳裂纹扩展的第Ⅱ阶段中的裂纹尖端交变滑移的机理
a) 随着拉伸应力的增加, 在交变滑移平面上因滑移而引起的裂纹开口与裂纹尖端钝化
b) 随着压缩应力的增加, 在交变滑移平面上由于部分的滑移倒置, 使裂纹闭合及裂纹尖端再次尖锐化 (引自 Kerlins and Phillips^[9])

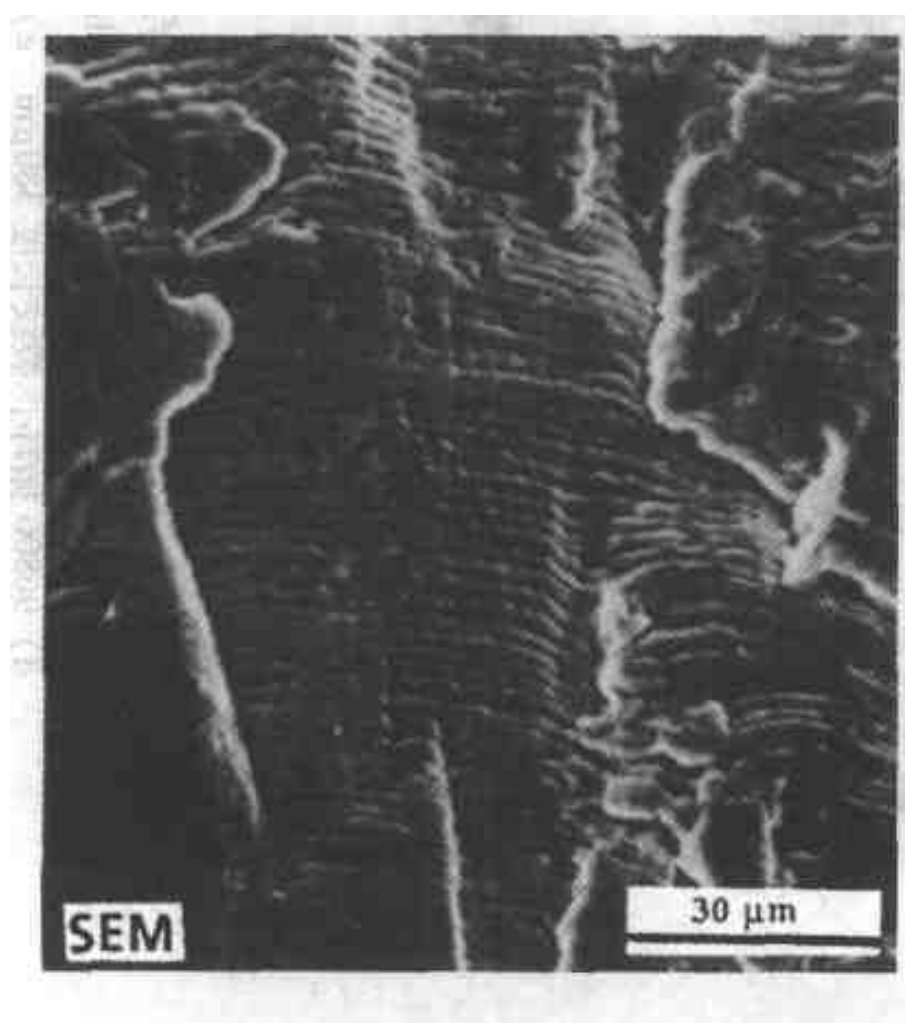


图 3.56 疲劳断口表面显示典型的条纹。材料为 18: 8 奥氏体不锈钢螺钉紧固件 (引自 Engel and Klingele^[10])

当疲劳裂纹在阶段Ⅱ中扩展时，通常会在前进的裂纹前沿的后面留下高高低低的区域。图 3.56 中示出一例。这些“条纹”是在微观显微镜下所见到的疲劳断裂的最普遍的特点。然而，如后面将会见到的那样，疲劳裂纹在不形成条纹的情况下也能扩展，所以不能因为没有条纹就认为此零件不是由疲劳而失效的。如何判定，取决于当裂纹闭合时（即在加载循环的压缩部分时）对表面损害的类型，并取决于断口表面对环境的反应。

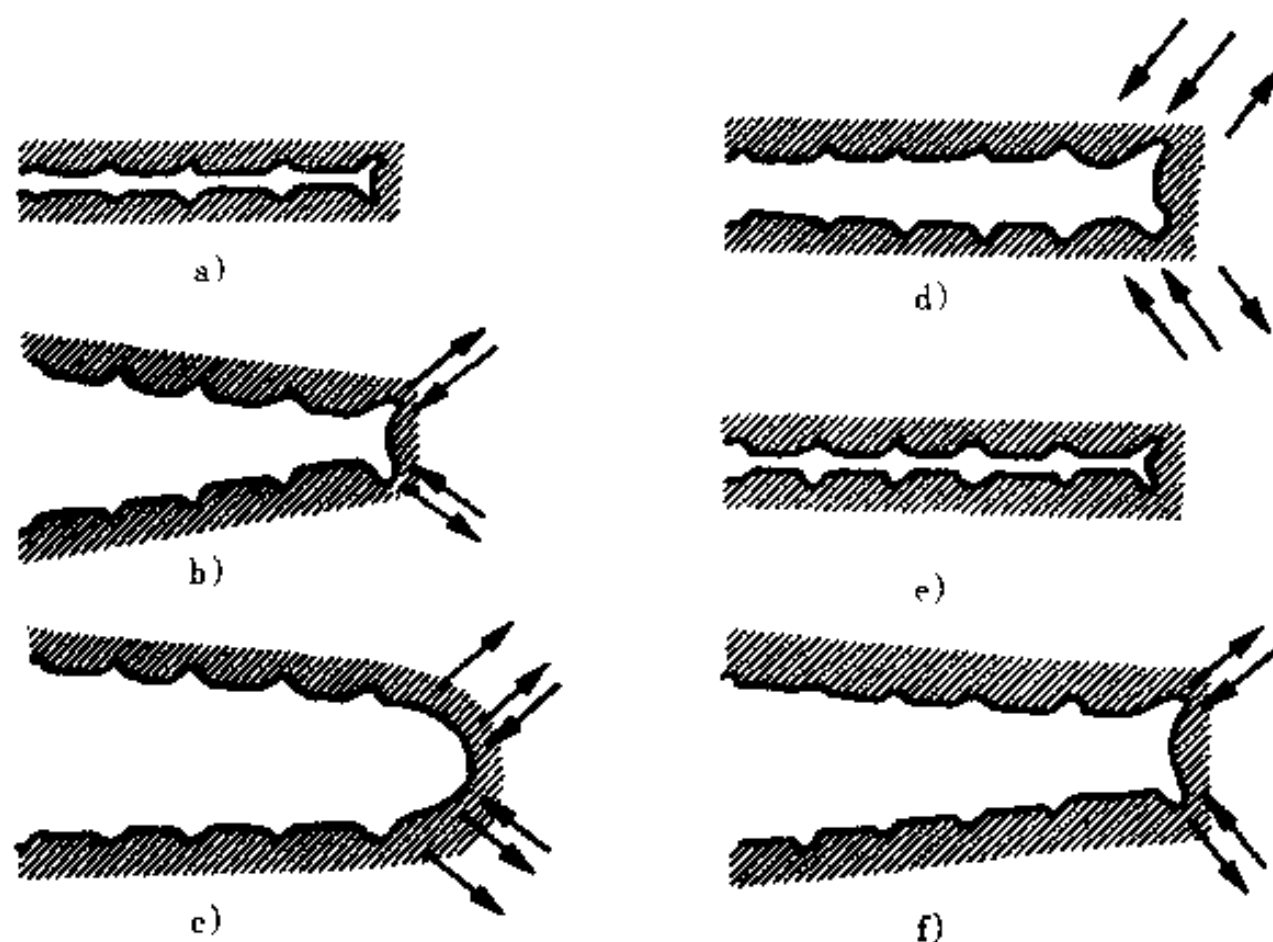


图 3.57 疲劳条纹形成的可能的机理

a) 无应力 b) 小的拉伸应力 c) 最大拉伸应力 d) 小的压缩应力
e) 最大压缩应力 f) 小的拉伸应力 (引自 Laird^[18])

早已清楚地确定，每一个条纹与一个载荷循环中的裂纹生长相联系。虽然形成条纹的精细的机理尚不清楚，但图 3.57 中阐述了一种可以形成这些条纹的方法。在微观的尺度内，裂纹扩展的方法取决于裂纹前进时所经过的显微组织的特点，并且它会引起条纹局部地改变取向，如图 3.58 所示。在图 3.59 的断口显微照片中可以看到取向的不同方面。当然，裂纹运动的总的方向将是裂纹扩展的宏观方向。

图 3.59 中给出几个表示条纹的疲劳断口表面的例子。可以见到，条纹的间距约为 $1 \sim 10 \mu\text{m}$ ，

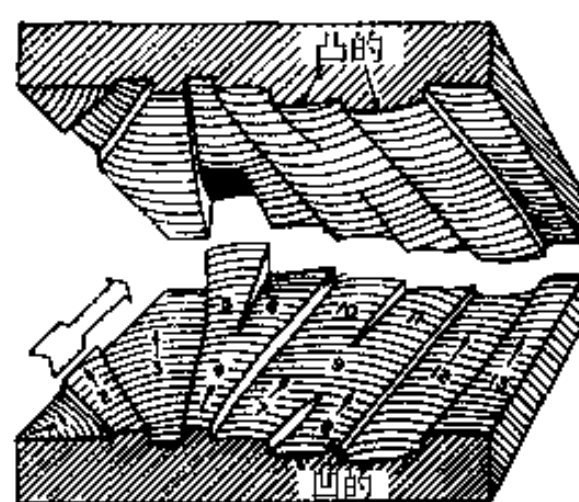


图 3.58 由显微组织特点引起的疲劳条纹取向的局部变化
(引自 Beachem^[8])

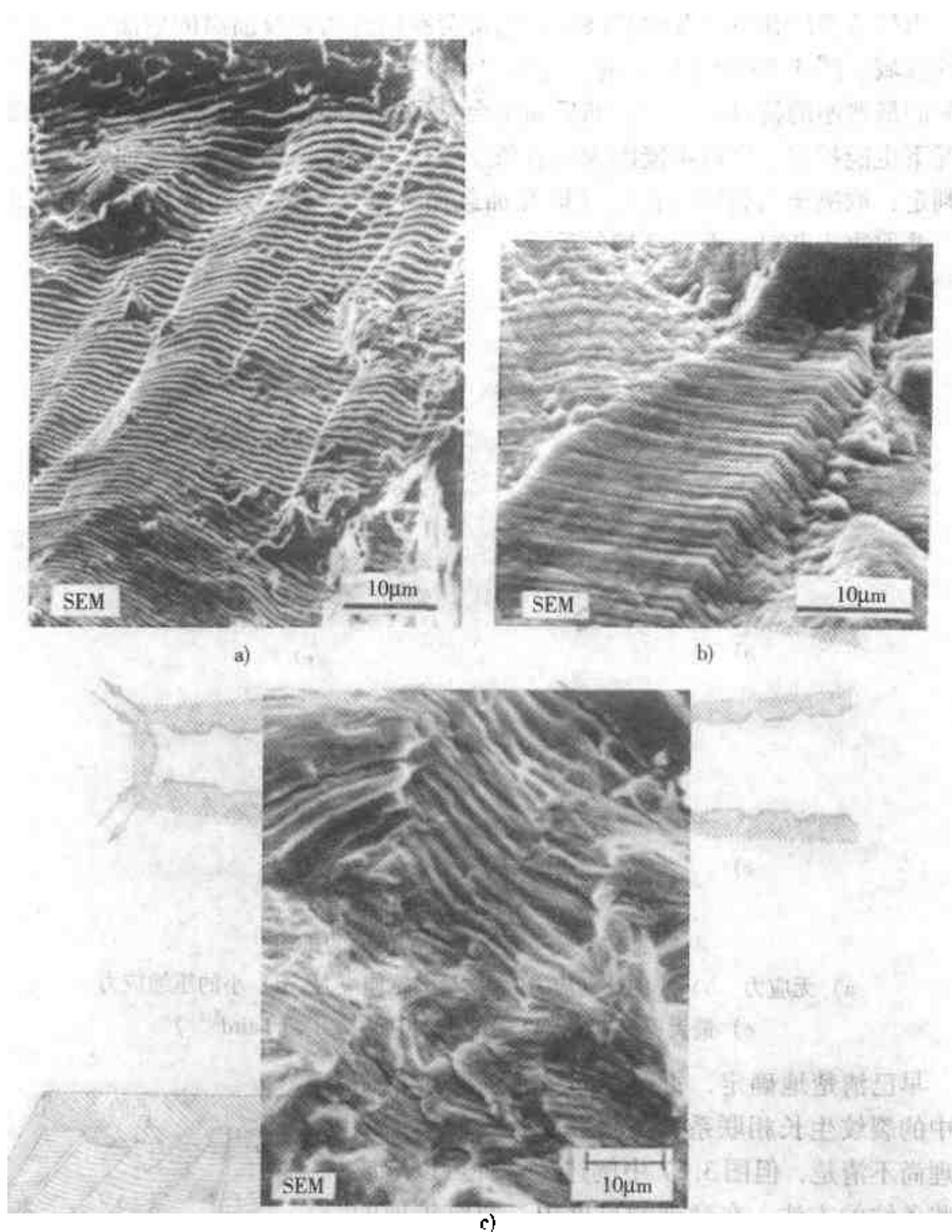


图 3.59 疲劳断裂的断口显微照片，显示典型的条纹

- a) 镍合金试棒（镍铬钛合金），在 650℃ 旋转弯曲条件下做试验。裂纹的扩展方向为从底部至顶部（引自 Engel and Klingele^[10]） b) 实验室试验的镍基合金（铬镍铁合金 718）在 600℃ 做试验，其第 II 阶段疲劳断口表面上按晶粒取向的疲劳条纹（引自 Engel and Klingele^[10]） c) 商用纯钛的疲劳断口（经 O. E. M. Pohler, Institut Straumann AG 同意，引自 Kerlins and Phillips^[9]）

这与图 3.53 及图 3.54 所示的情况下每一循环裂纹前进的距离相一致。经过受控的试验，已从中确立了条纹间距与载荷之间的关系。图 3.60 给出例子表明载荷对条纹间距的影响。因此检查条纹的间距可得到关于载荷系列的线索。载荷的频率越高、应力的幅度越低，则条纹越细。同时，当裂纹扩展时，剩下的承受载荷的材料减少，因此而增加应力并最终使裂纹扩展距离增加（如果循环中载荷的最大值保持恒定）。

必须注意，疲劳条纹的间距可能相当于或者低于光学显微镜的分辨率。此外，由于镜深低，表面粗糙时就难以聚焦。图 3.61 中的例子显示出这一作用。因此通常必须用电子显微镜来做检查，或是用扫描电镜直接观察表面，或是用扫描电镜或透射电镜来观察复膜。注意，对于绝大多数疲劳断口显微照片要求相当高的放大倍数（ $>2000\times$ ）。

与疲劳条纹相联系的常见特征为“二次裂纹”。图 3.62 给出了例子。其形成机理至今不明。



图 3.60 疲劳断口表面举例，显示载荷对疲劳条纹系列的影响

- a) 在 65MPa 循环时，一个大的条纹，3 个条纹互相比接近（75MPa），
20 个条纹互相非常接近（60MPa）（引自 Henry and Horstmann^[7]）

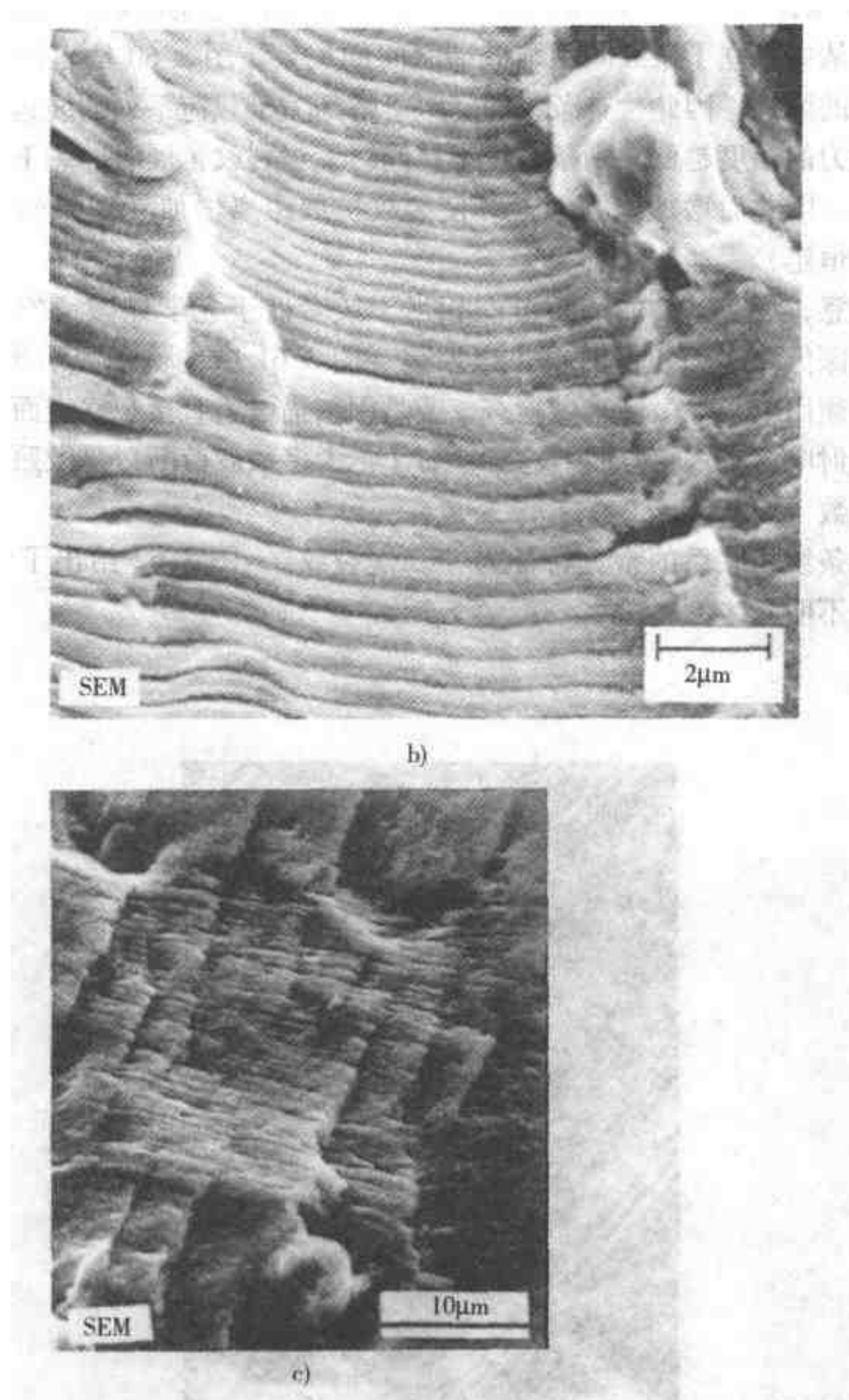


图 3.60 疲劳断口表面举例，显示载荷对疲劳条纹系列的影响（续）

b) 7475—T7651 铝合金试样，各种载荷下的疲劳断口，表明交变应力较高时条纹的间距加大（引自 Kerlins and Phillips^[9]） c) 铝合金的疲劳试验。

中心部位为疲劳条纹带，起源于较高应力幅度下的 45 循环。此带的上方与下方为断裂区，起源于较低幅度下的载荷循环（引自 Engel and Klingele^[10]）

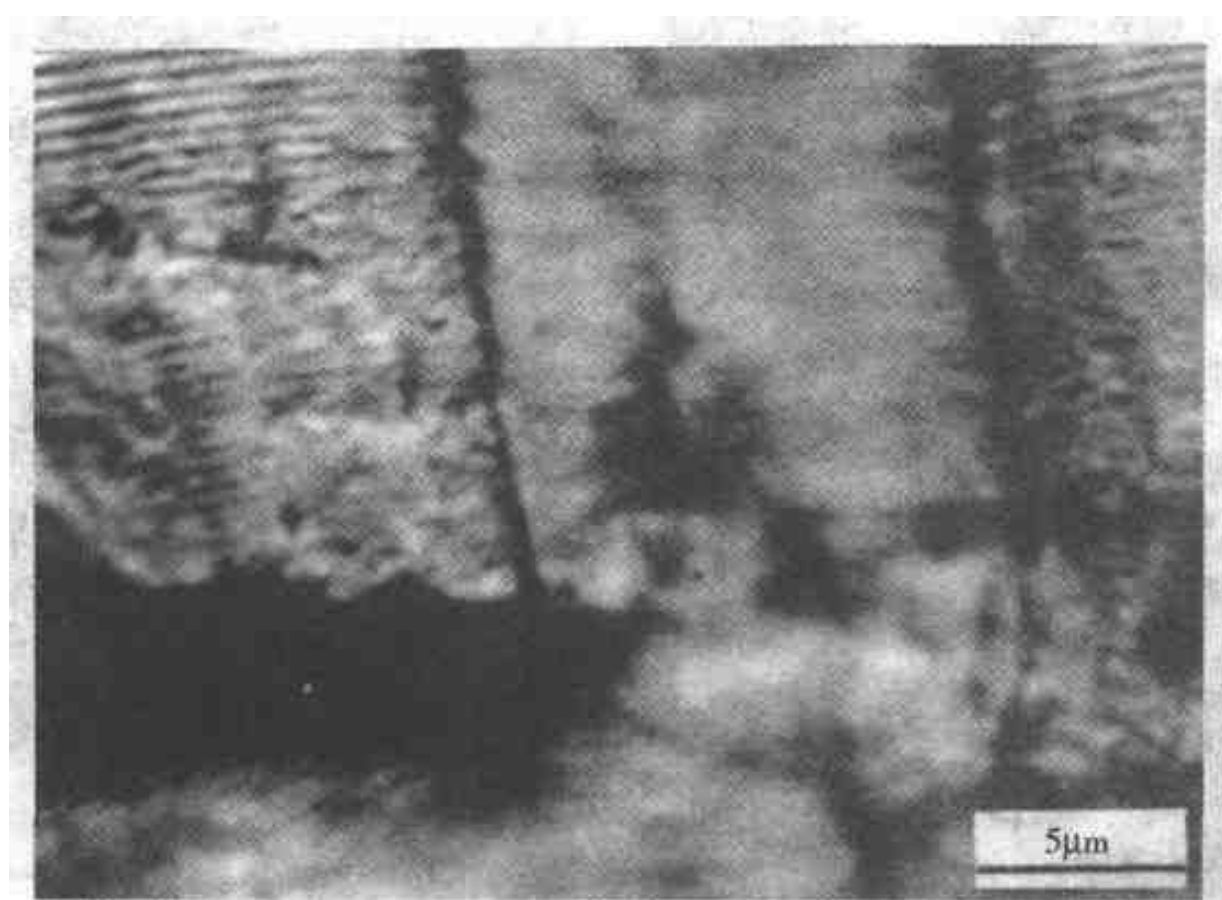


图 3.61 光学显微镜观察到的疲劳条纹。材料为铝合金。
全交变弯曲试验，最大应力为 172MPa (25ksi)，
室温，在 336×10^3 循环时失效（引自 Zapffe and Worden^[21]）

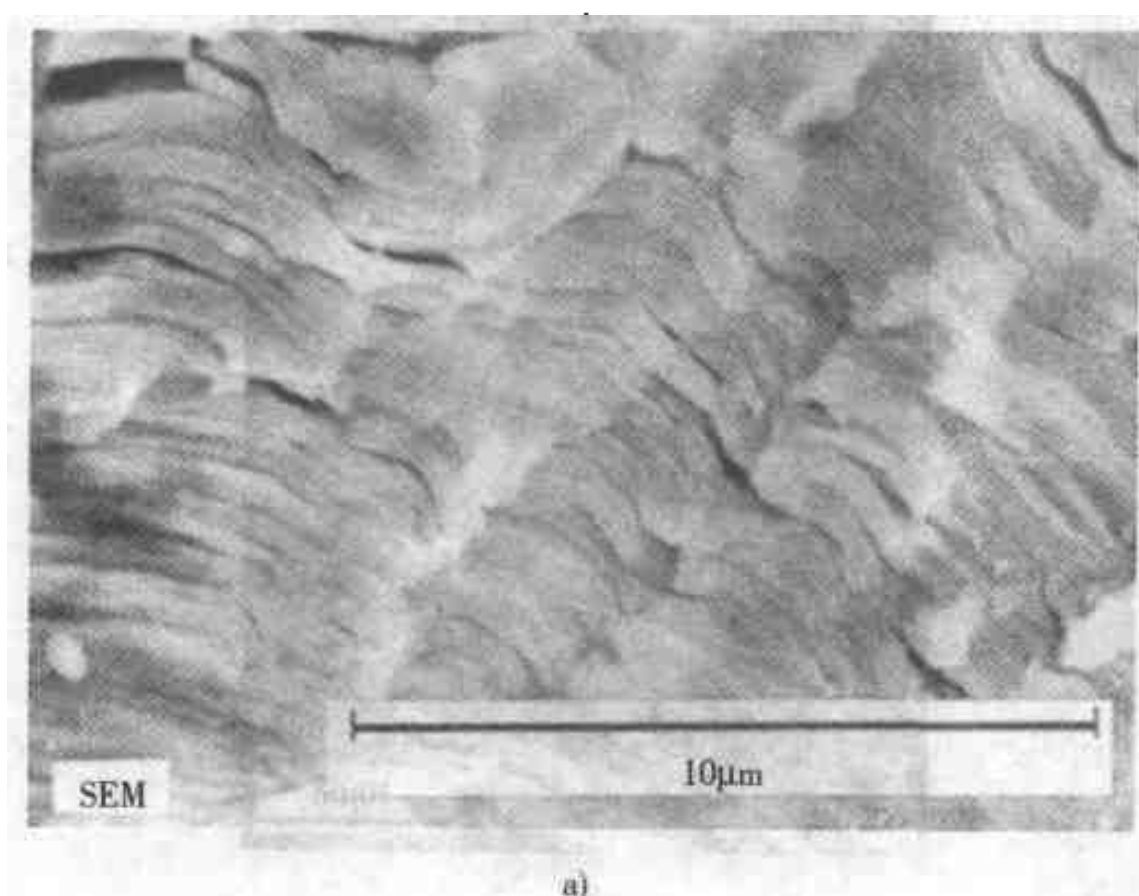


图 3.62 疲劳断口举例，说明二次裂纹与条纹的联系
a) 取自一个钼热交换管。其粗糙的表面形貌是因为高循环、低幅度疲劳而形成了
二次裂纹（经 M. E. Blum, FMC Corporation 同意，取自 Kerlins and Phillips^[9]）

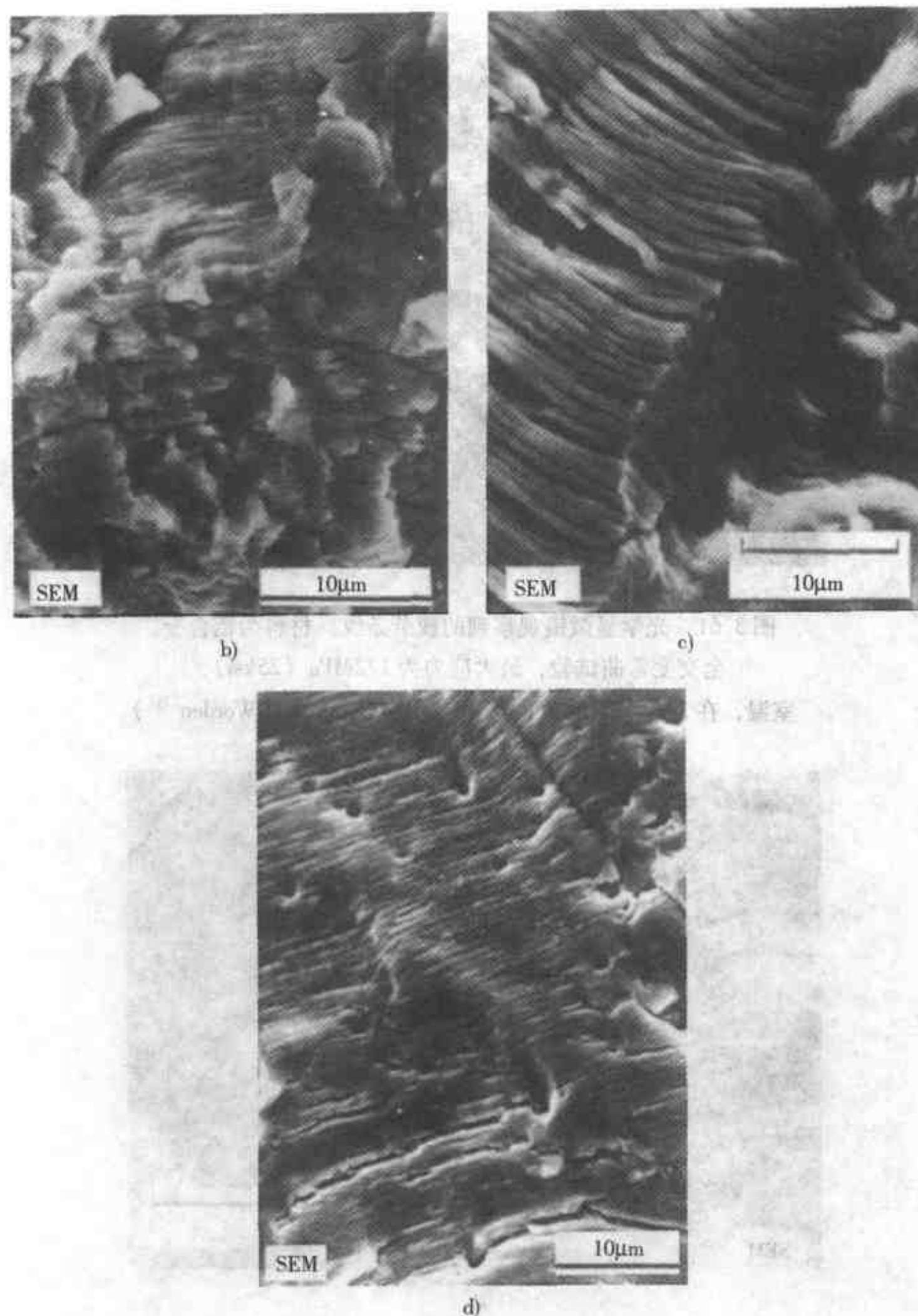


图 3.62 疲劳断口举例，说明二次裂纹与条纹的联系（续）

- b) 取自在服役中破断的钢轴 ($w(\text{C}) = 0.38\%$ 、 $w(\text{Si}) = 1.19\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 1.23\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.023\%$) (引自 Henry and Horstmann^[7])
- c) 取自钢 ($w(\text{C}) = 0.10\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.27\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.43\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.027\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.022\%$) (引自 Henry and Horstmann^[7])
- d) 取自铬镍铁合金 718，在室温下试验，裂纹由底部向顶部扩展

偶而地，疲劳裂纹通过解理而扩展，因此而没有显著的局部的塑性变形。图 3.63 中给出例子，表示它所造成的断口表面形貌。在这些情况下就难以把断口表面特征与循环载荷相联系。图 3.64 示出了一处发现“条纹”的实例。但是这可能是因与每一条二次裂纹相联系而变得显著。在很稀少的场合下，疲劳裂纹会在晶界间扩展，如图 3.65 所示。

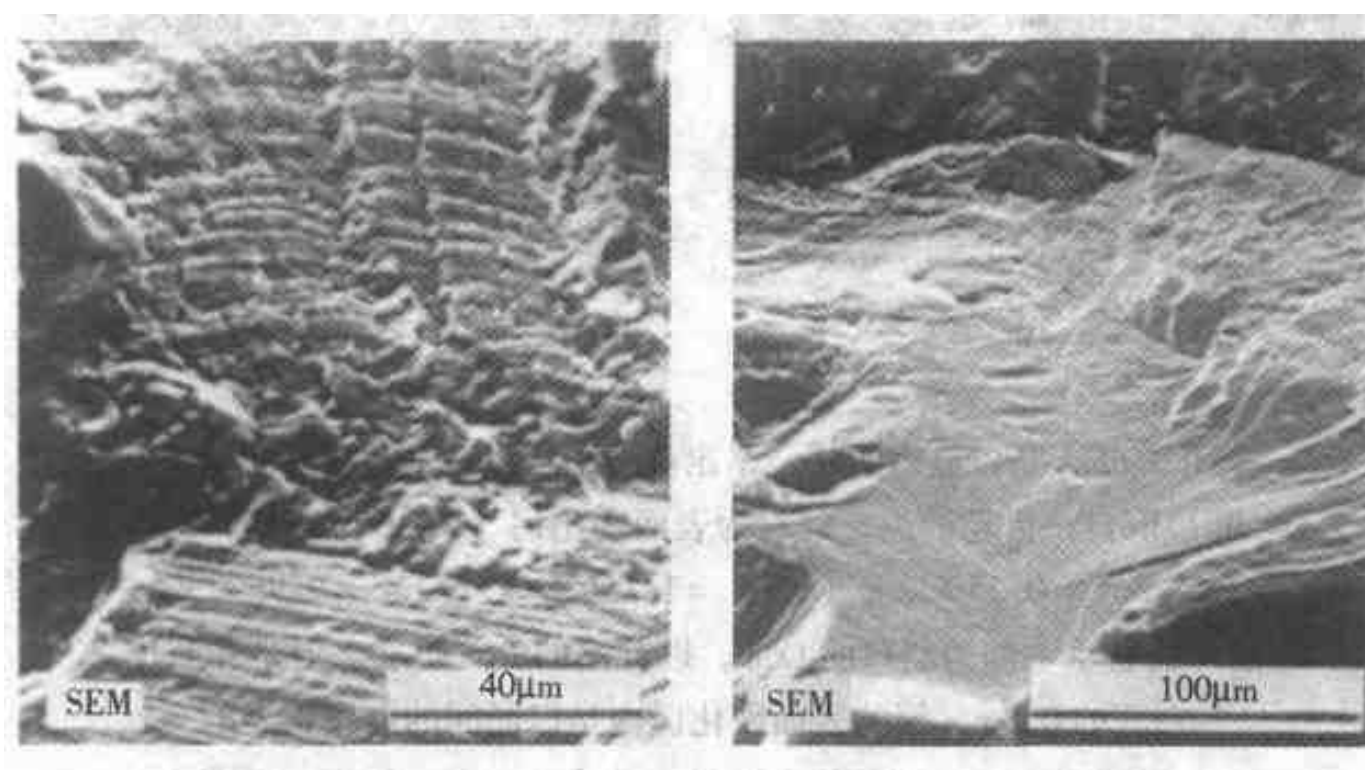


图 3.63 疲劳断口表面，因脆性裂纹在解理面上扩展而断裂。
用 1mm 厚的硅片在室温下试验而得。裂纹由底部向顶部扩展
(引自 Engel and Klingele^[10])

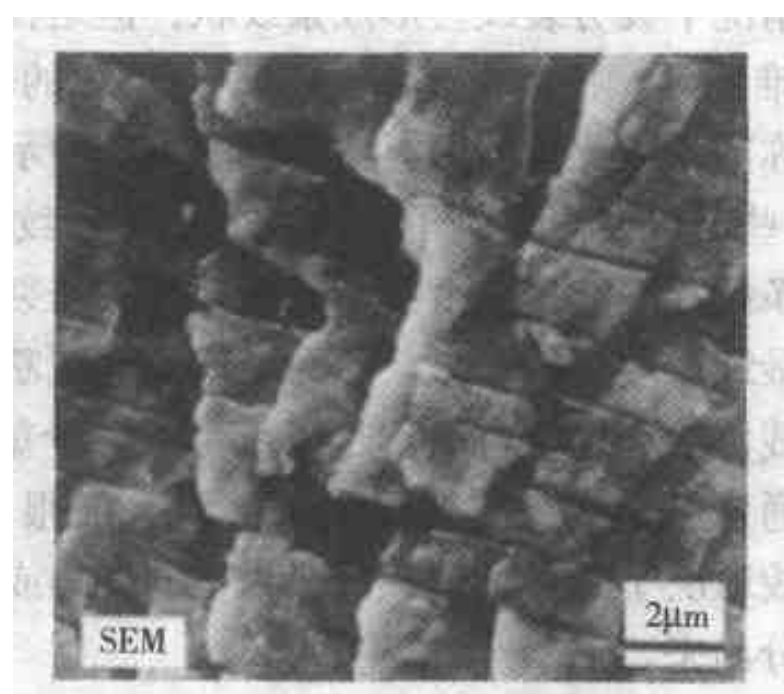
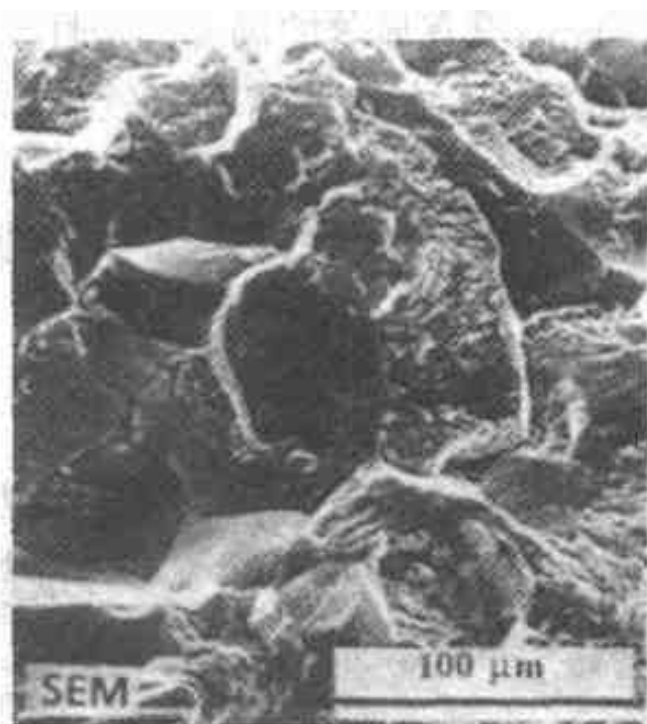


图 3.64 疲劳断口表面上的条纹，其中的裂纹以脆性的方式扩展。
材料为铸造钛合金（引自 Engel and Klingele^[10]）



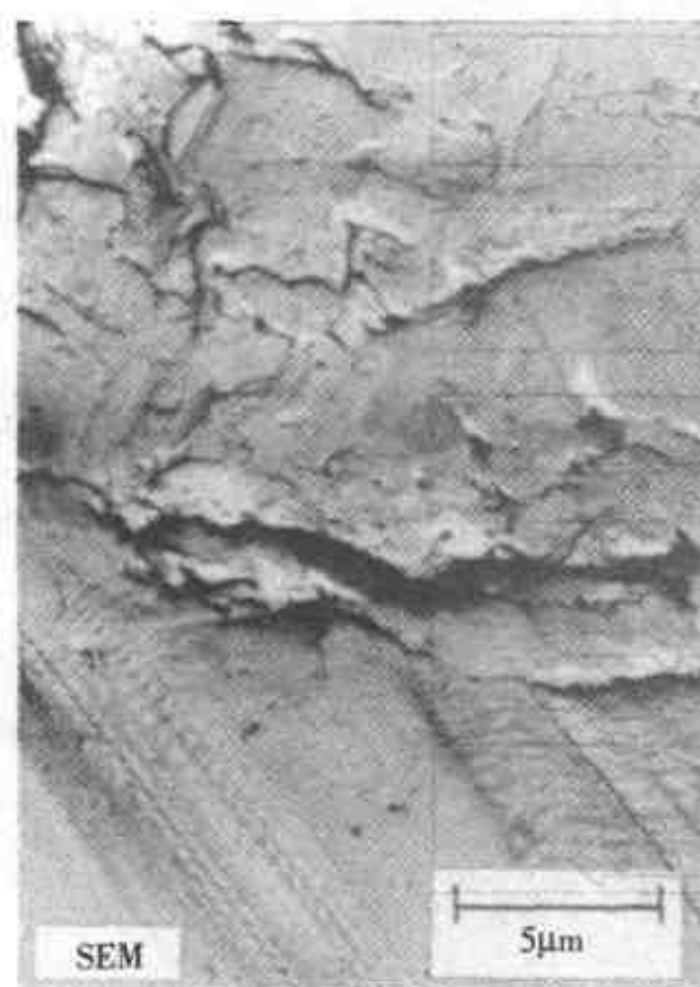
a)



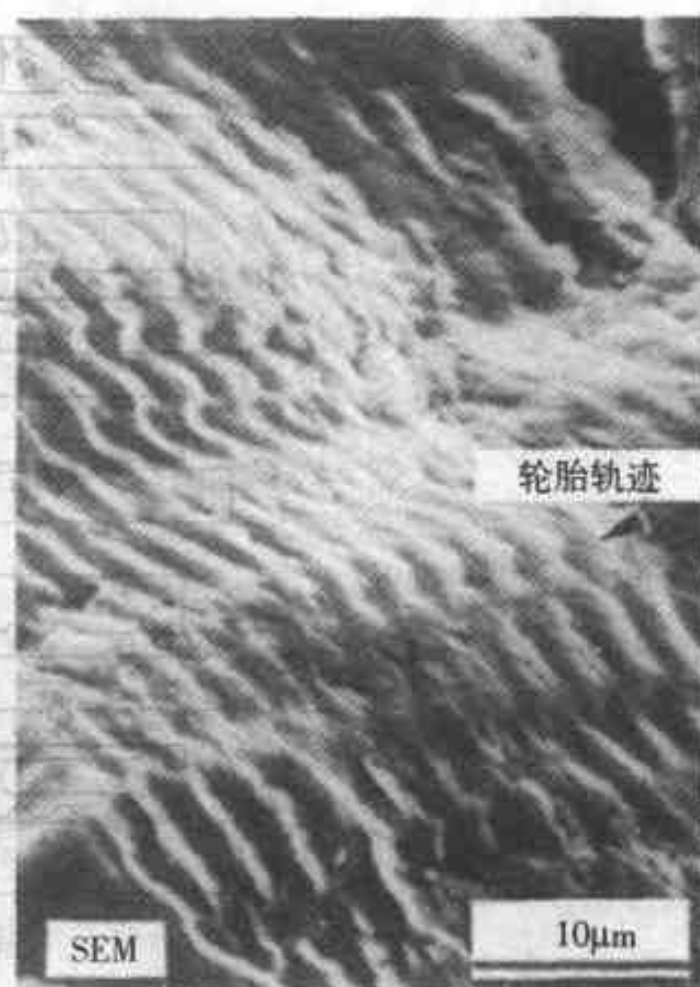
b)



a)



b)



c)

图 3.66 疲劳断口表面上的“轮胎轨迹”举例

- a) 淬火一回火 4140 钢的 TEM 复膜 (经 I. Le May, Metallurgical Services Ltd. 同意, 引自 Kerlins and Phillips^[9]) b) 交变弯曲, 材料为钢 ($w(\text{C}) = 0.09\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.28\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.43\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.025\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.024\%$) (引自 Henry and Horstmann^[7])
- c) 服役中破断的螺杆。材料为钢 ($w(\text{C}) = 0.61\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.32\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.75\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.027\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.028\%$) (引自 Henry and Horstmann^[7])

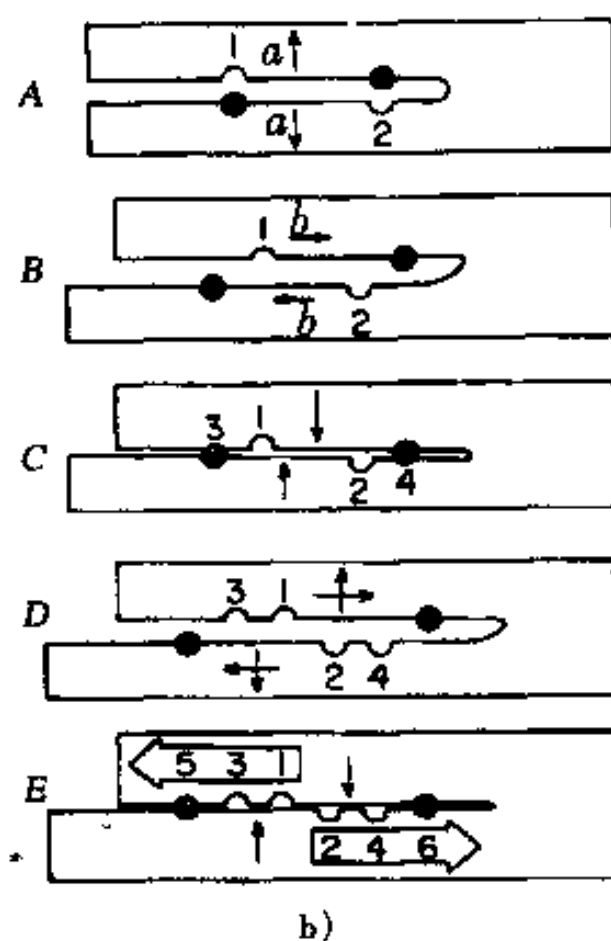
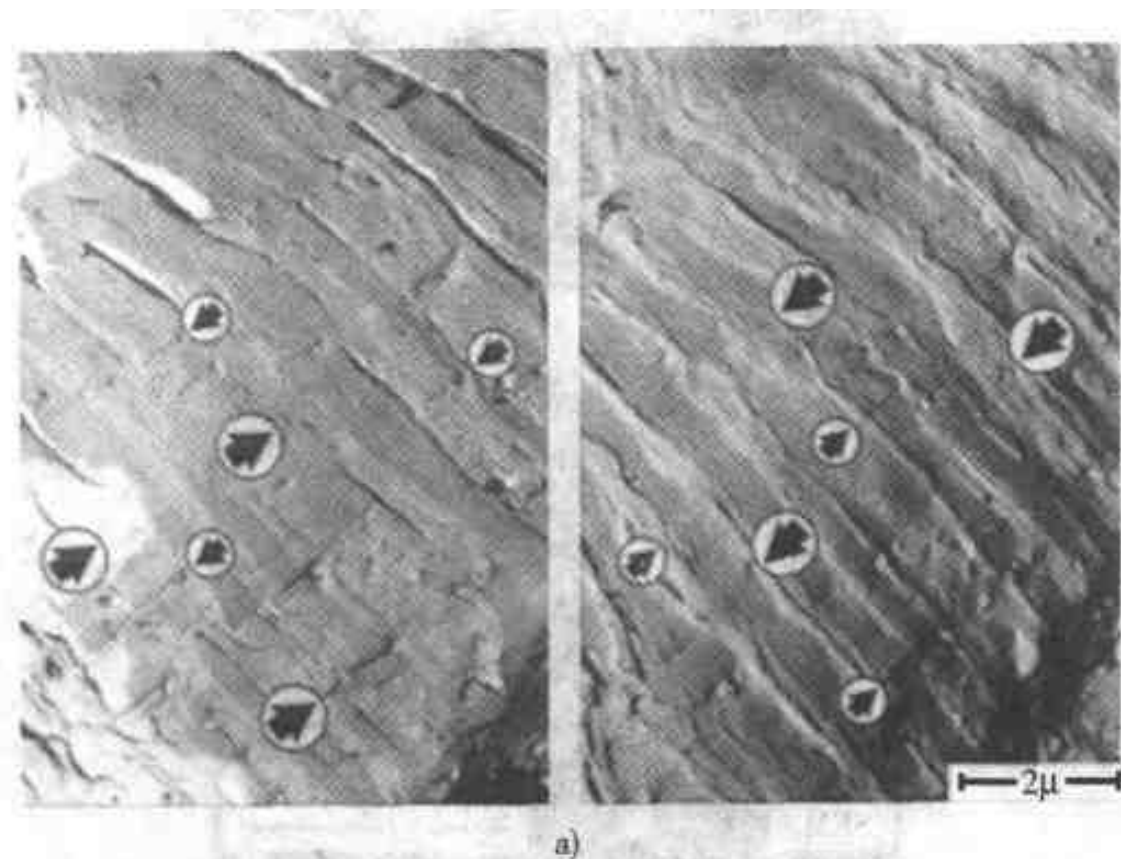


图 3.67

a) 2024—T3 铝合金的疲劳断口，从这一对相匹配的表面上相同位置制备成透射电镜的两阶段碳复膜，表示在一个平面上的颗粒（见大箭头）与另一平面上的轮胎轨迹（见小箭头）之间的关系 b) 以示意图说明轮胎轨迹是如何形成的。表示两表面偏移然后又复位就形成了一系列的压痕（引自 Beachem^[8]）

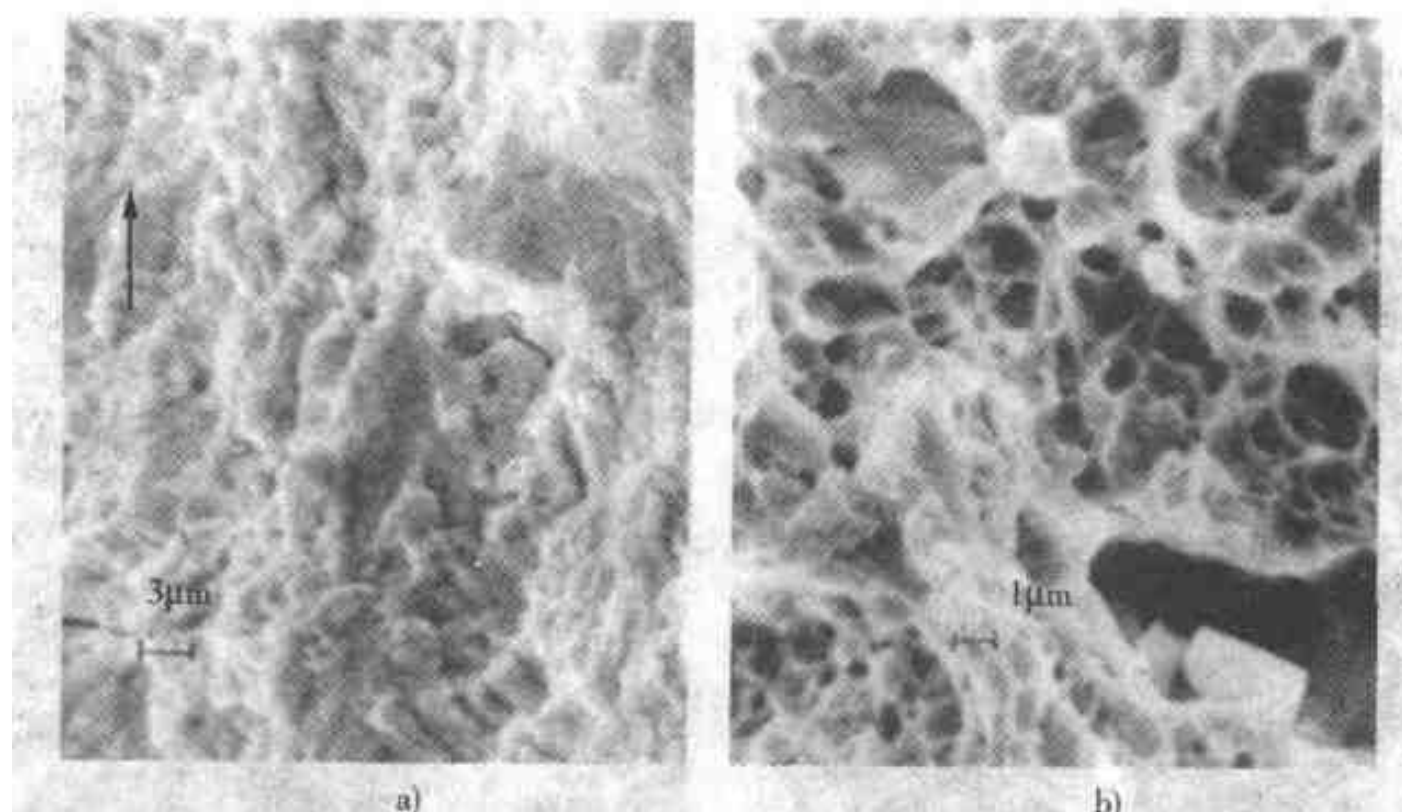


图 3.68 某疲劳试样断口表面的扫描电镜断口显微照片，
显示出没有条纹存在。箭头表示裂纹扩展的方向。
这是扩展的第Ⅱ阶段的区域。材料为在 400℃ 回火的 4140 钢
a) $\Delta K = 21 \text{ MN/m}^{3/2}$ b) $\Delta K = 67 \text{ MN/m}^{3/2}$ (引自 Thielen and Fine^[23])

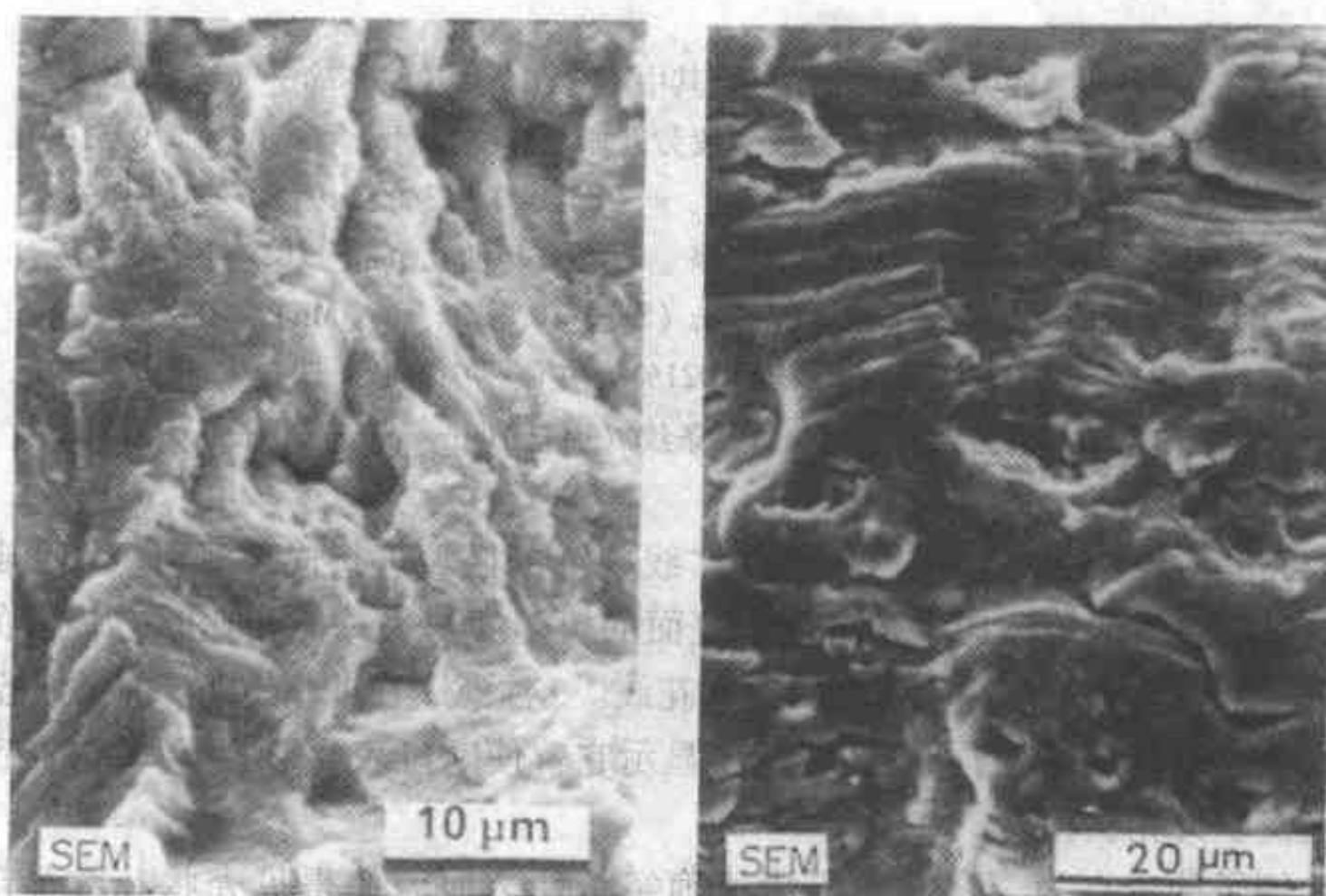


图 3.69 疲劳裂纹表面举例，其中不存在条纹或是不确定
a) 碳素钢 ($w(\text{C}) = 0.45\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.25\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.65\%$) (引自 Engel and Klingele^[10]) b) 镀锌的冷拔退火钢丝 ($w(\text{C}) = 0.46\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.20\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.48\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.027\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.023\%$)，旋转弯曲试棒，条纹被压碎了，见到最多的是二次裂纹 (引自 Henry and Horstmann^[7])

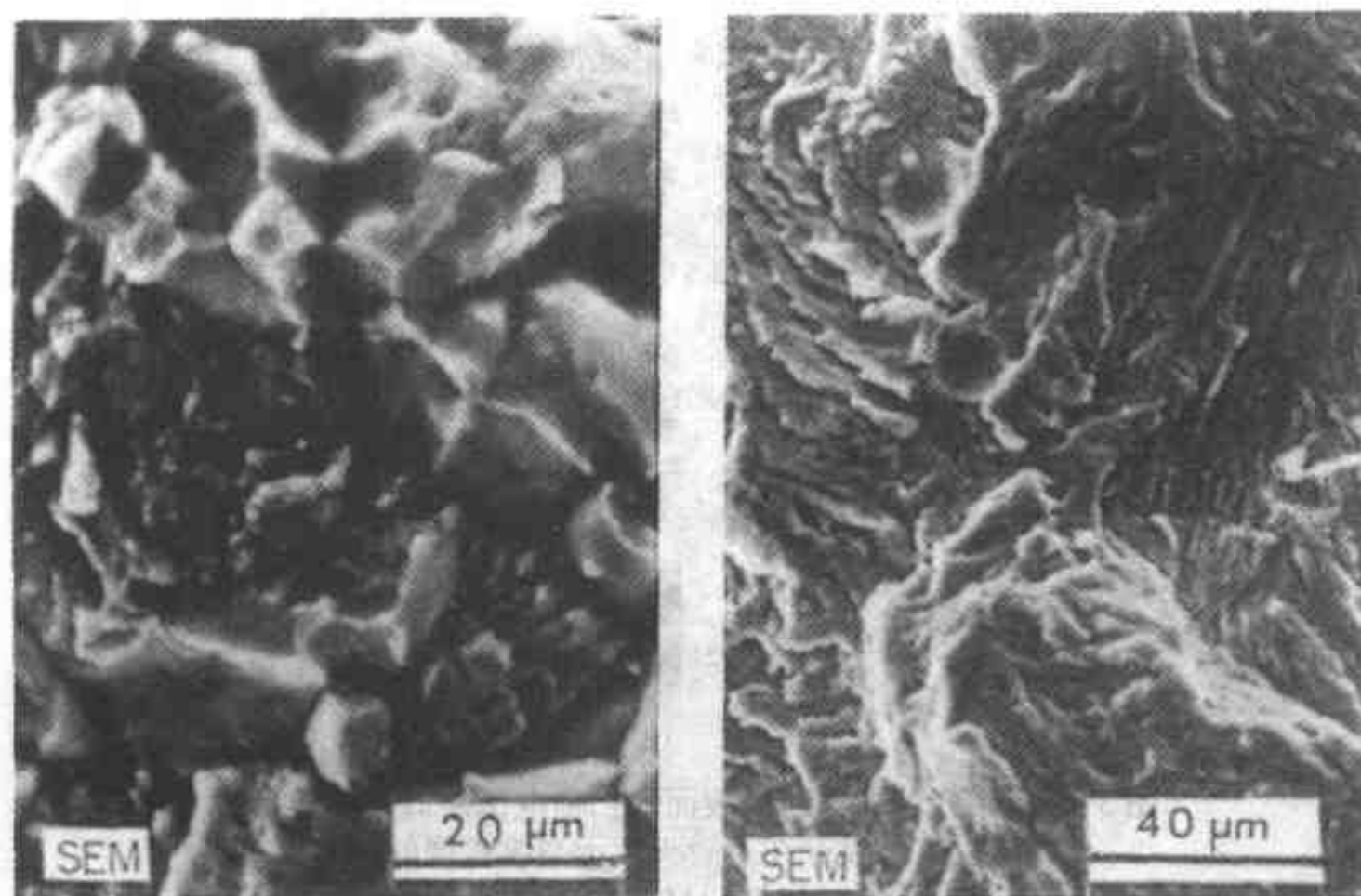


图 3.69 疲劳裂纹表面举例，其中不存在条纹或是不确定（续）

- c) 在拉伸—压缩载荷下沿着晶界发生疲劳破坏。材料为钢，含 $w(\text{C}) = 0.51\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.32\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.65\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.013\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.015\%$ 、 $w(\text{Cr}) = 1.12\%$ 、 $w(\text{V}) = 0.28\%$ 。仅在破坏的几个部分中能见到条纹
- d) 螺纹钢棒 ($w(\text{C}) = 0.61\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.32\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.75\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.027\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.021\%$) 在服役中破断。珠光体基体，除珠光体外能见到特征性台阶及条纹（引自 Henry and Horstmann^[7]）

当用较高的放大倍数对含有一条此种“线条”的区域进行成像时可见，引起此花纹的原因不太清楚。在线条一侧的表面的粗糙度与另一侧相比时有轻微的差别，（见图 3.70e），正是后者引发了此花纹。（注意，在此情况下只能观察到微弱的疲劳条纹。）在此例子中其载荷谱显示它曾使断口表面形貌有局部的变化，因而引发了贝壳状花纹。

此例子的论点为，常常弄不清楚确实是什么原因使得贝壳状花纹显现出来。它可能起因于载荷对细微的断口表面形貌固有的内在作用，起因于服役时对疲劳断口表面摩擦的系数，以及起因于当裂纹前进时断口表面不同的腐蚀程度。

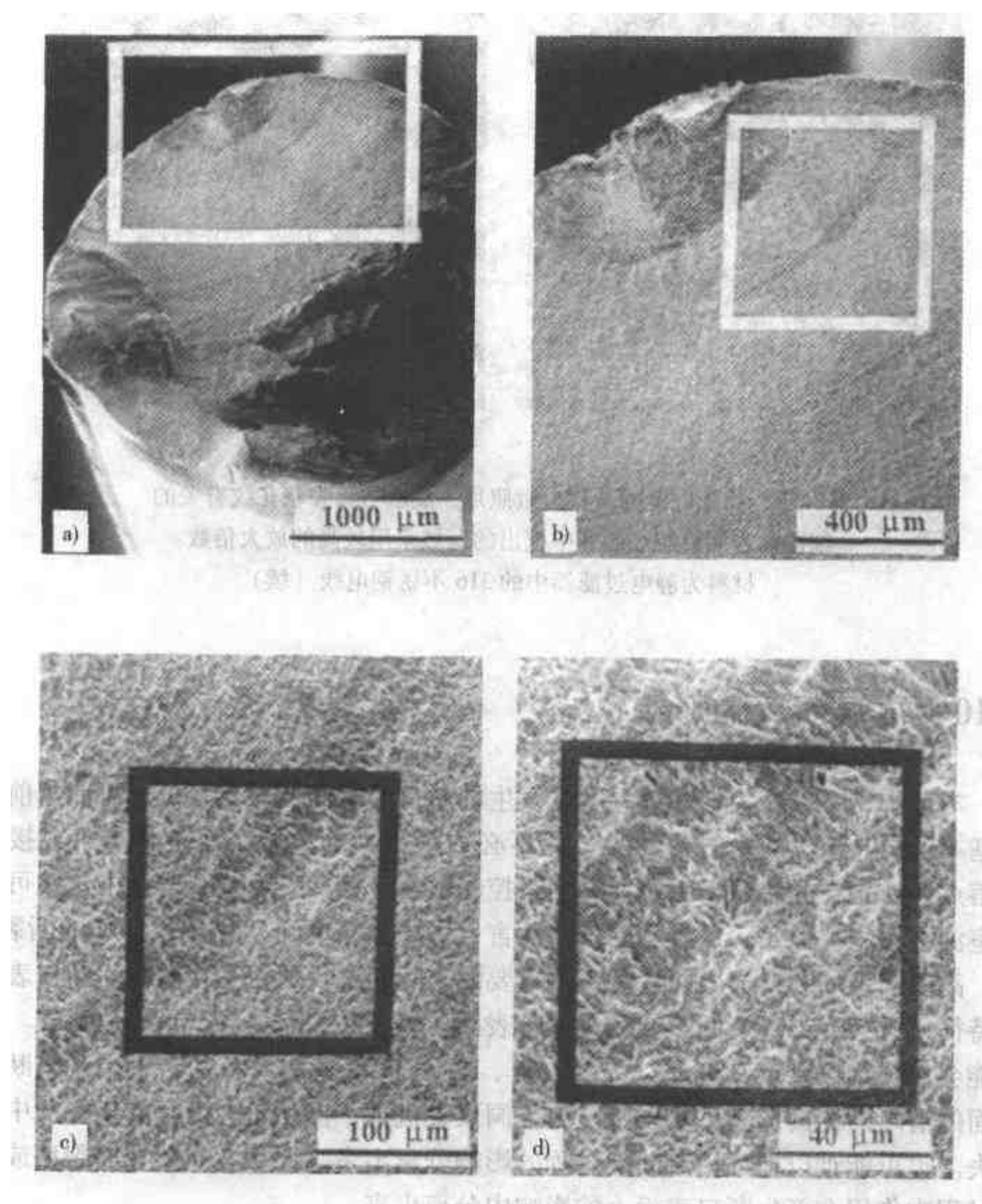


图 3.70 扫描电镜的断口显微照片，显示与贝壳状花纹有关的
 细微的表面形貌。照片中框出的区域采用较高的放大倍数。
 材料为静电过滤器中的 316 不锈钢电线

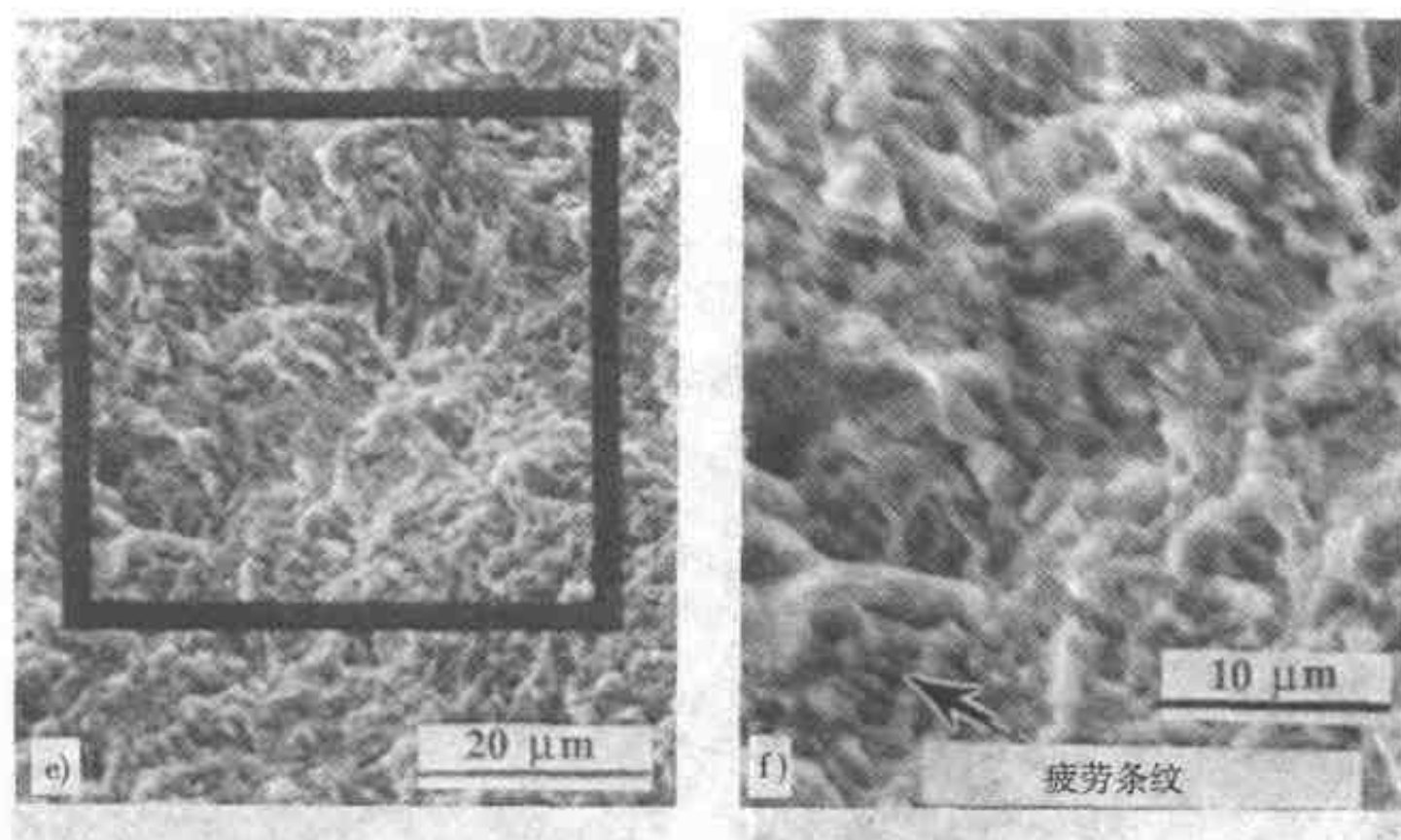


图 3.70 扫描电镜的断口显微照片，显示与贝壳状花纹有关的细微的表面形貌。照片中框出的区域采用较高的放大倍数。

材料为静电过滤器中的 316 不锈钢电线（续）

3.10 高温断口的形貌

本节中将考查在足够高的温度下发生的断口的表面形貌，其机理可能与前述的基本不同。这里的术语“高温”并不必须是很高的温度，而是相当于或接近于熔点，或是在此温度下由蠕变过程来控制断裂。例如，在铅基合金中这就可以在室温下发生。但是，从实际的观点而言，主要是涉及到显著高于 25℃ 的断裂。

高温断裂的断口显微照片有一个重要的实际问题，那就是在断裂后断口表面的特征通常会受到环境的影响。例如，表面可能会覆盖有一层严重的氧化皮。这可能会使得难以鉴定其机理。在图 3.71、图 3.72 中举例说明了这个困难。断口表面的清晰的韧窝形貌可藉以鉴定为空洞聚集机理，但是它会因曝露于空气中而消失。也可能难以把环境对断裂过程的影响分离出来，即从本质上在断裂后或断裂过程中作用在新生断口表面上的影响中分离出来。

当断裂温度增加时，某些合金的断裂机理表现出从空洞聚集向晶间分离的变化，特别是当在晶界形成液体时就更是这样。图 3.73 中举出一例。注意，当在 25℃ 做试验时，试样的伸长率约为 70%，而当在 1253℃ 做试验时，产生晶间断裂（图 3.73b），此时伸长率只有 8%。

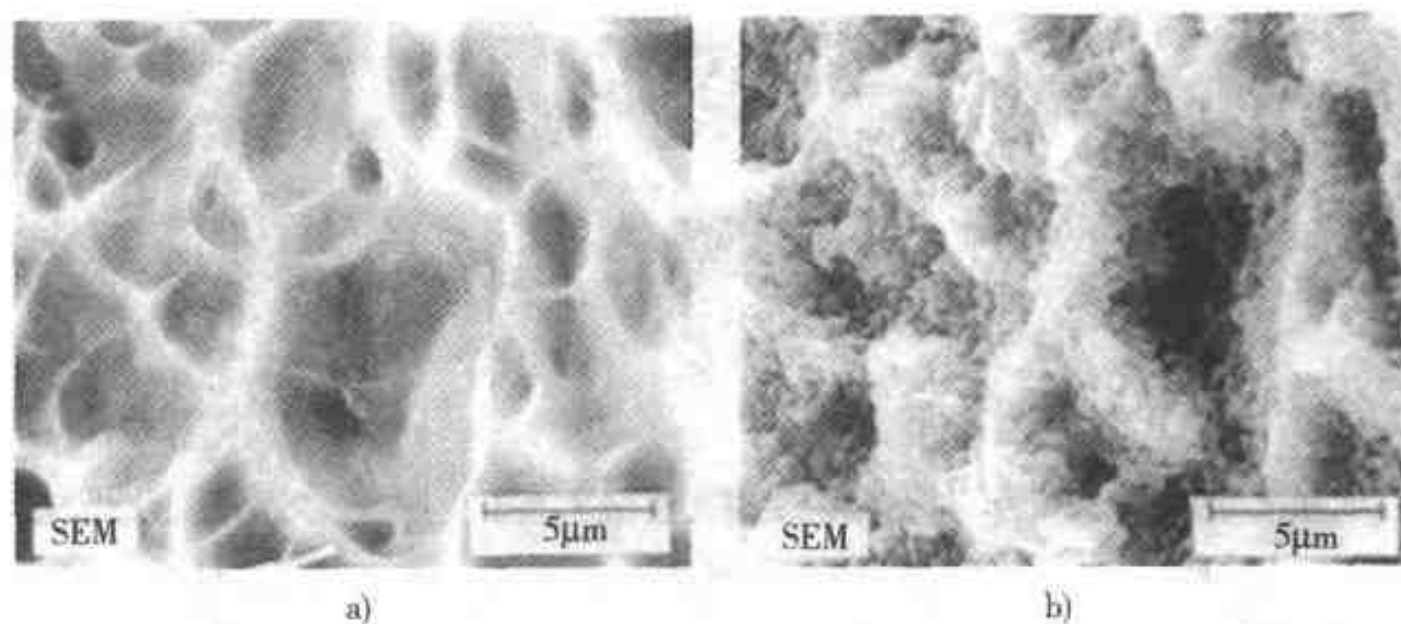


图 3.71 断口显微照片, 说明氧化对断口表面特征的影响,

材料为退火的 Ti—6Al—6V—2Sn 合金

a) 原始的断口表面形貌 b) 在 800℃ (1470°F) 空气中暴露 15min 后的效果
(引自 Kerlins and Phillips^[9])

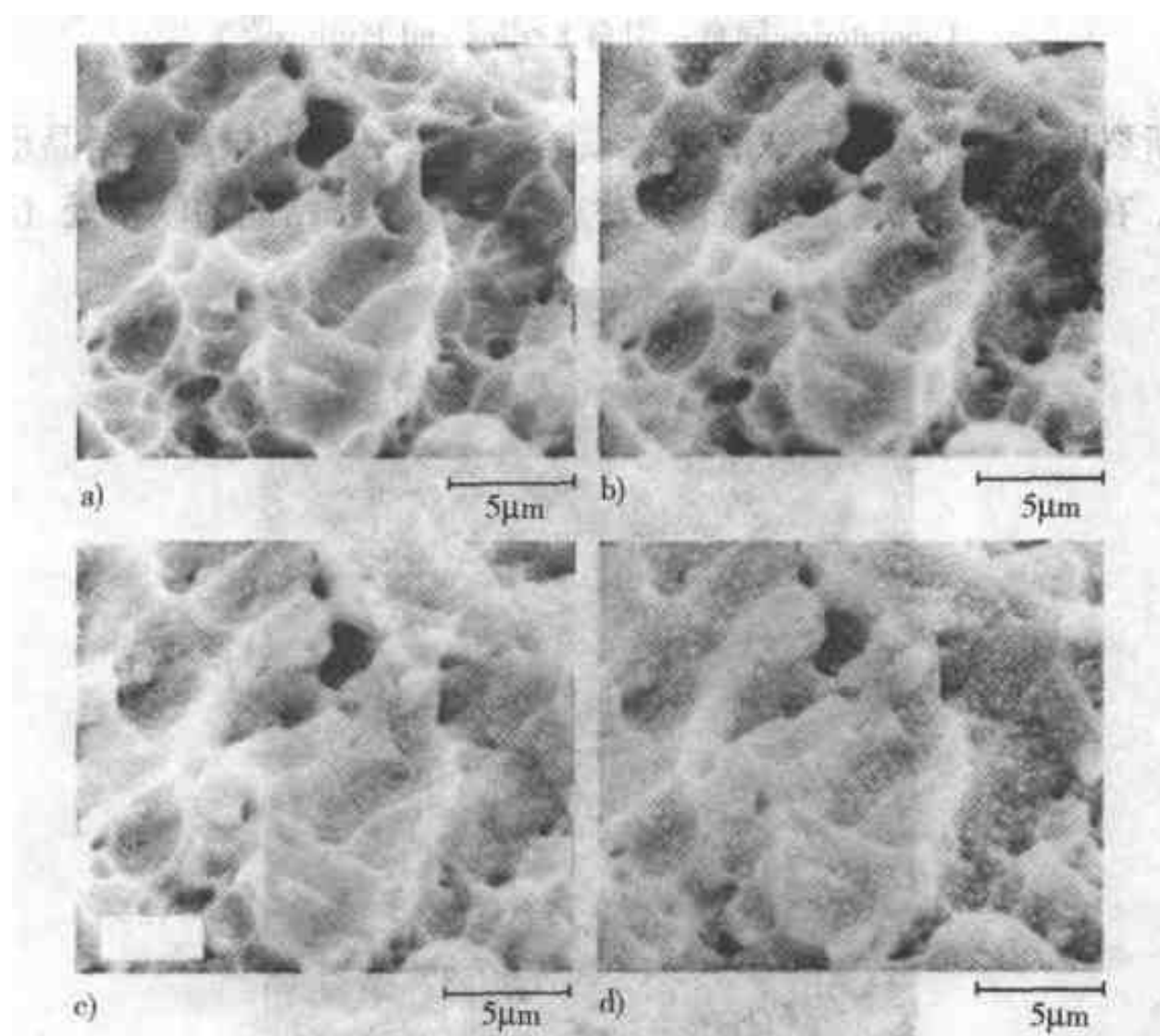


图 3.72 断口显微照片, 说明氧化对断口表面特征的影响,

原先具有韧窝的断口表面经 700℃ (1290°F) 的空气暴露后的效果,

材料为退火的 Ti—6Al—2Sn—4Zr—6Mo 合金

a) 刚断裂 b) 经 3min 暴露后的鉴定区域 c) 10min 后 d) 30min 后
(引自 Kerlins 及 Phillips^[9])

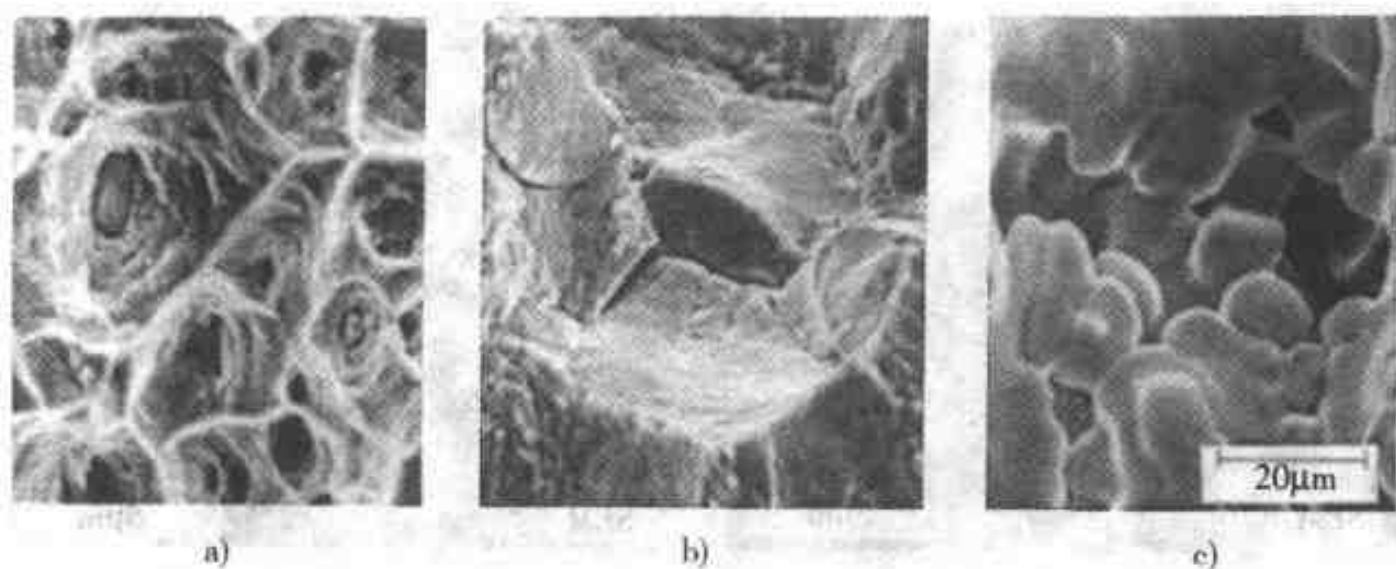


图 3.73 试验温度对断口表面形貌的影响、试样为 Hayness 556 合金，
试验的应变速率为 1/s

a) 在 1015°C (1860°F) 时韧窝断裂，在许多韧窝的底部为 TaC 夹杂 b) 1523°C (2287°F) 时的晶间减聚力，也可见到二次裂纹 c) 1333°C (2431°F) 时 TaC 的局部共晶熔化 + 奥氏体 (经 J. J. Stephens, M. J. Cieslak, and R. J. Lujan, Sandia National Laboratories 同意; 引自 Kerlins and Phillips^[9])

如果断裂是与局部熔化有关，那么就会发现特征性的树枝状结晶形貌，如图 3.74 所示。在此情况下，真正的断裂发生在一些树枝状结晶的联接处 (见箭头)。

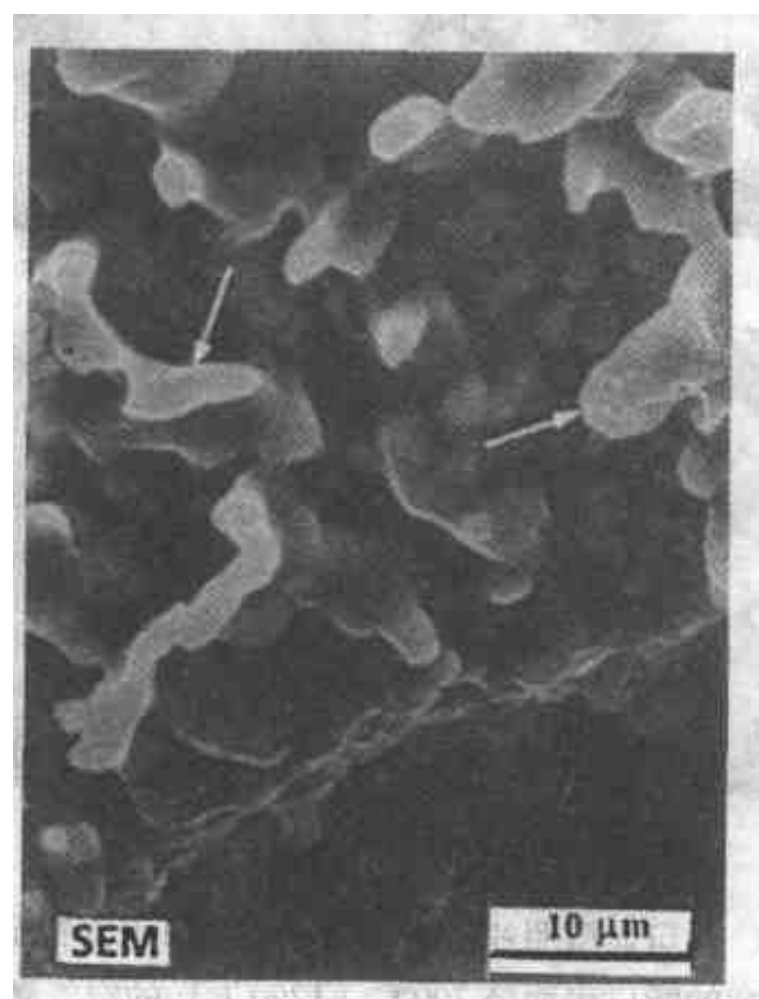


图 3.74 断口表面的树枝状结晶形貌，与枝晶间的液态膜断裂有关。这是 Waspaloy 合金中的一条裂纹，正好位于一条电子束焊缝的边上。裂纹显示出断口正处于糊状的特点，也就是说断面由液滴及挤出的峰所组成 (引自 Engel and Klingele^[10])

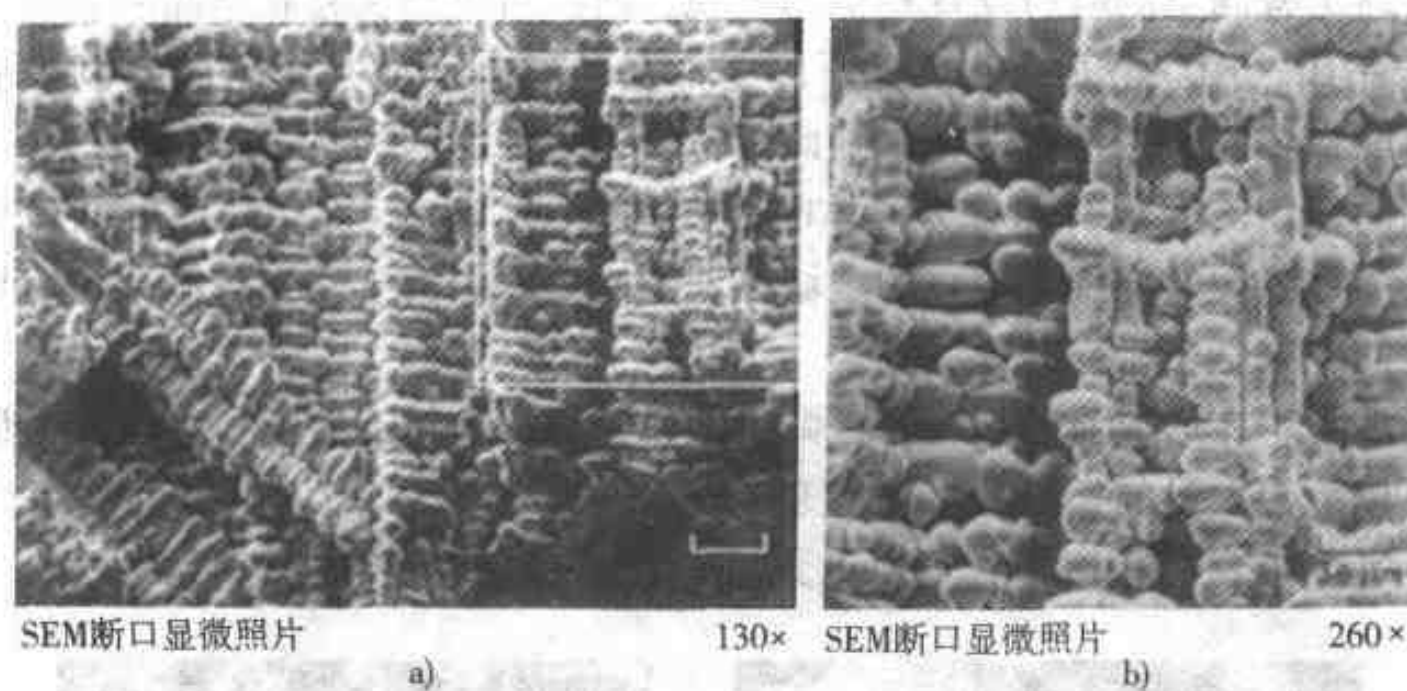


图 3.75 在一断口表面上发现的树枝状结晶的扫描电子显微镜断口显微照片，但是这是早先就存在的缩孔的表面。材料为 $w(\text{Ni}) = 18\%$ ，300 级马氏体时效钢。b) 为 a) 中以矩形框出的区域，采用更高的放大倍数
(引自 Metals Handbook^[11])

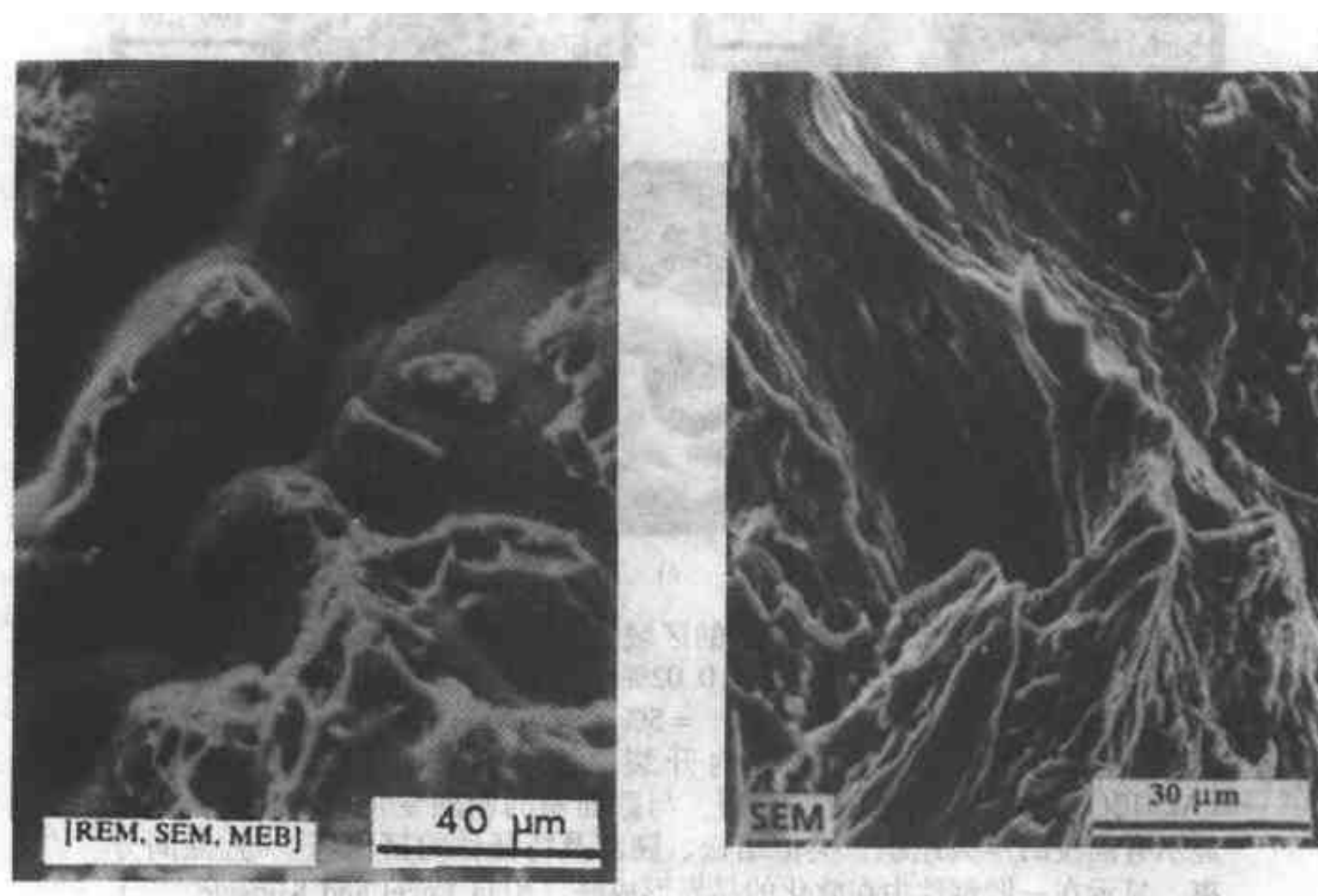


图 3.76 断口表面，其中有熔化的迹象，取自镀铜管中的裂纹。光滑区为晶间，在高温断裂，存在液态铜。韧窝区是为了揭示断口表面而在室温下打开裂纹时材料断裂的地方 (引自 Henry and Horstmann^[7])

图 3.77 高温断裂的断口显微照片，显示有大量的塑性变形
(引自 Engel and Klingele^[10])

当断口露出凝固空洞时可发现相似的形貌，所以可见到树枝状结晶的表面，在图 3.75 中给出一例。但是在此情况下，这不是断口表面而是露出的空洞表面。如果沿着晶粒边界发生初始熔化，则此断口会表现为晶间的。

当断口中的合金有部分为液体时，有时能见到图 3.76 中所示的断口显微照片。在零件断裂的温度下熔化的区域表现为光滑的。由于发生空洞聚集而导致真正分离的地方是较粗糙的区域。

高温下，在形成显微裂纹与显微空洞后，残留的相连接的材料在发生最终分离前可以承受大量的塑性变形。这就在断口表面上形成高度伸长的特点，如图 3.77 所示。在某些情况下，可以见到极度伸长的“颈”，如图 3.78 所示。

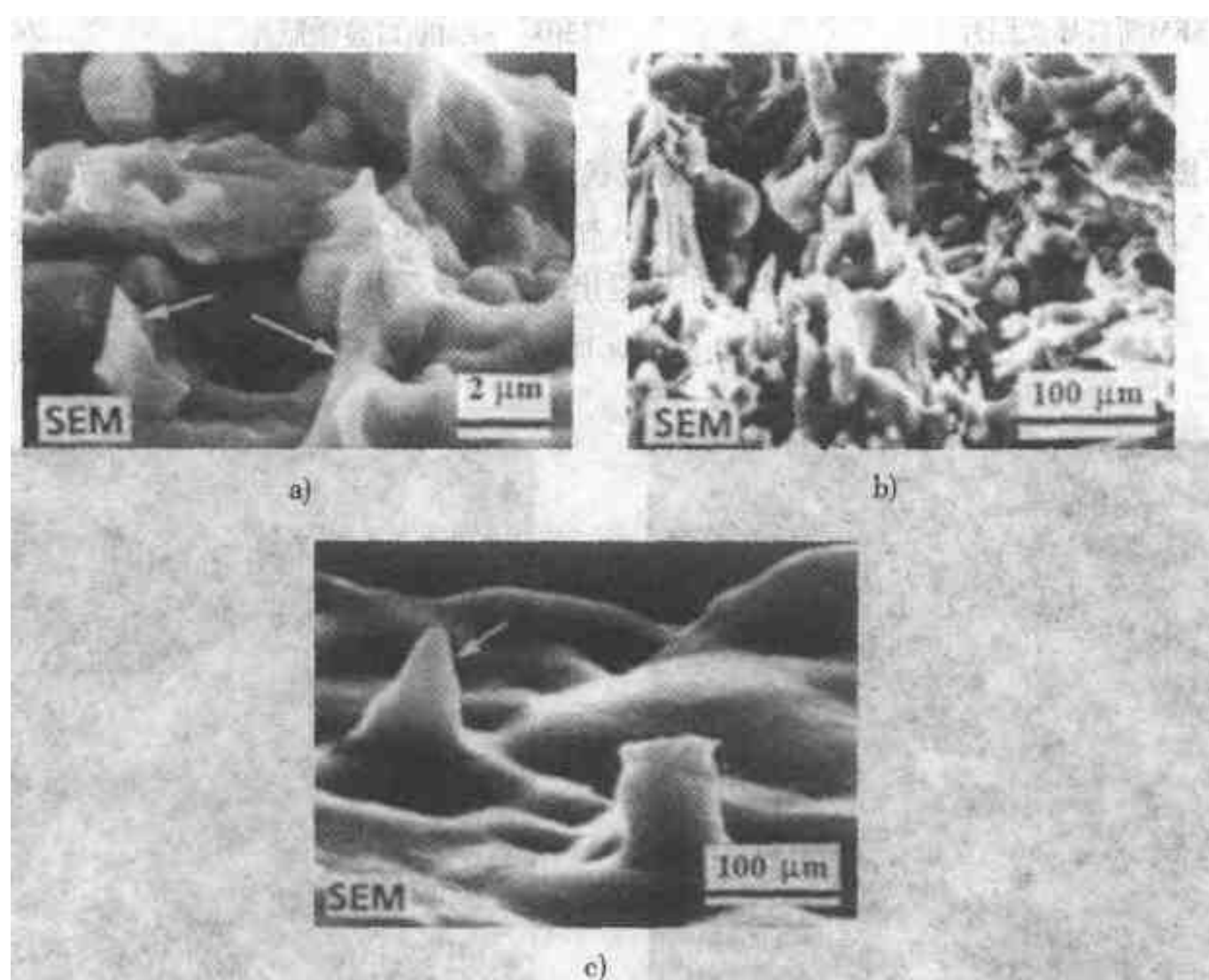
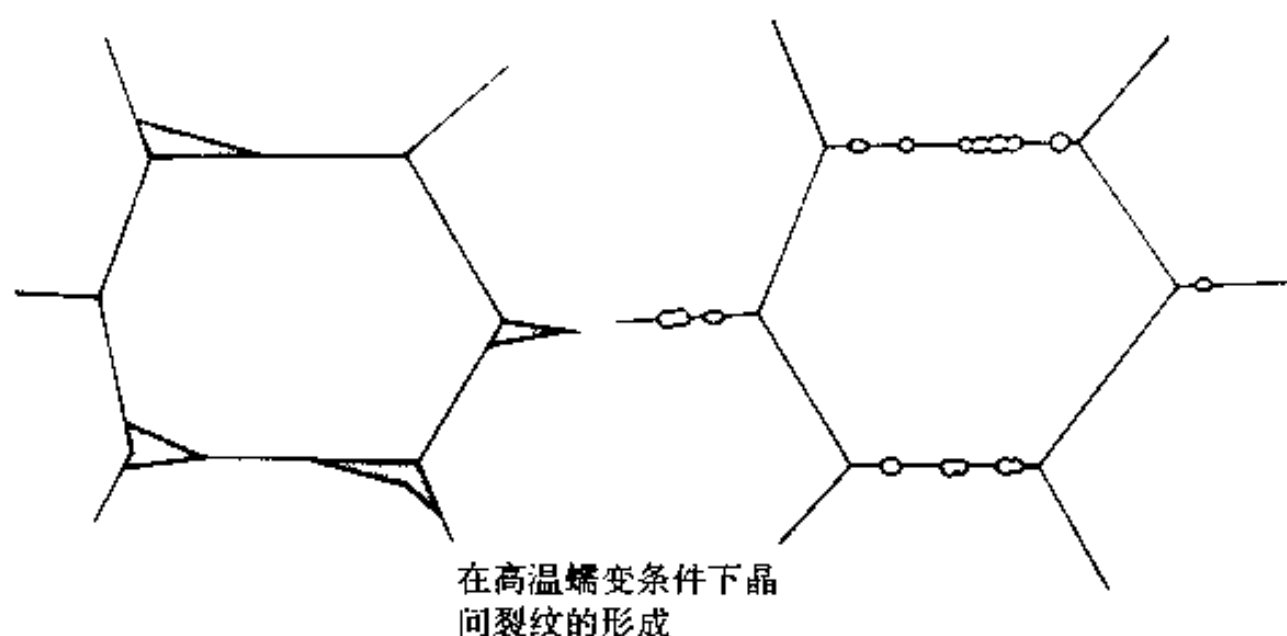


图 3.78 断口显微照片，显示的区域中具有大量塑性变形（见箭头）
a) 在马氏体时效钢 ($w(\text{C}) = 0.02\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.1\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.1\%$ 、 $w(\text{Co}) = 12\%$ 、 $w(\text{Mo}) = 5\%$ 、 $w(\text{Ni}) = 18.5\%$ 、 $w(\text{Ti}) = 0.9\%$) 中，在电子束焊接缝内开裂，并形成挤出峰 b) 镍合金 (AlSi12CuMg) 铸件中形成的热裂，与截面积的剧烈变化有关。断口表面显示有圆棱的淬火组织，类似缩松、韧窝及特征性的挤出峰 c) 晶间分离，显示在一锻钢件在软化的晶界形成峰（引自 Engel and Klingele.^[10]）

蠕变断裂是一种断裂机理。裂纹通常萌生于晶粒边界及晶粒边界的结合点，在图 3.79 中作了示意说明。前者称为“蠕变空洞”，后者称为“楔形裂纹”。图 3.80 显示了微观组织中的这些例子。图 3.81 中给出蠕变空洞与楔形裂纹的断口显微照片。如前所述，由于断裂时及断裂后断口表面与环境的交互作用可能使得这些特征变得难以鉴定。



在几个晶粒边界的交
接处形成裂纹

沿着垂直于主拉伸应力
的晶粒边界形成空洞

引自 H. Böhm, Einführung in die Metallkunde (Introduction to Metallurgy), Bibliogr.
Institut Mannheim, 1968

图 3.79 以简图说明楔形及蠕变空洞的形成

(引自 Böhm^[24]; Engel and Klingele^[10])

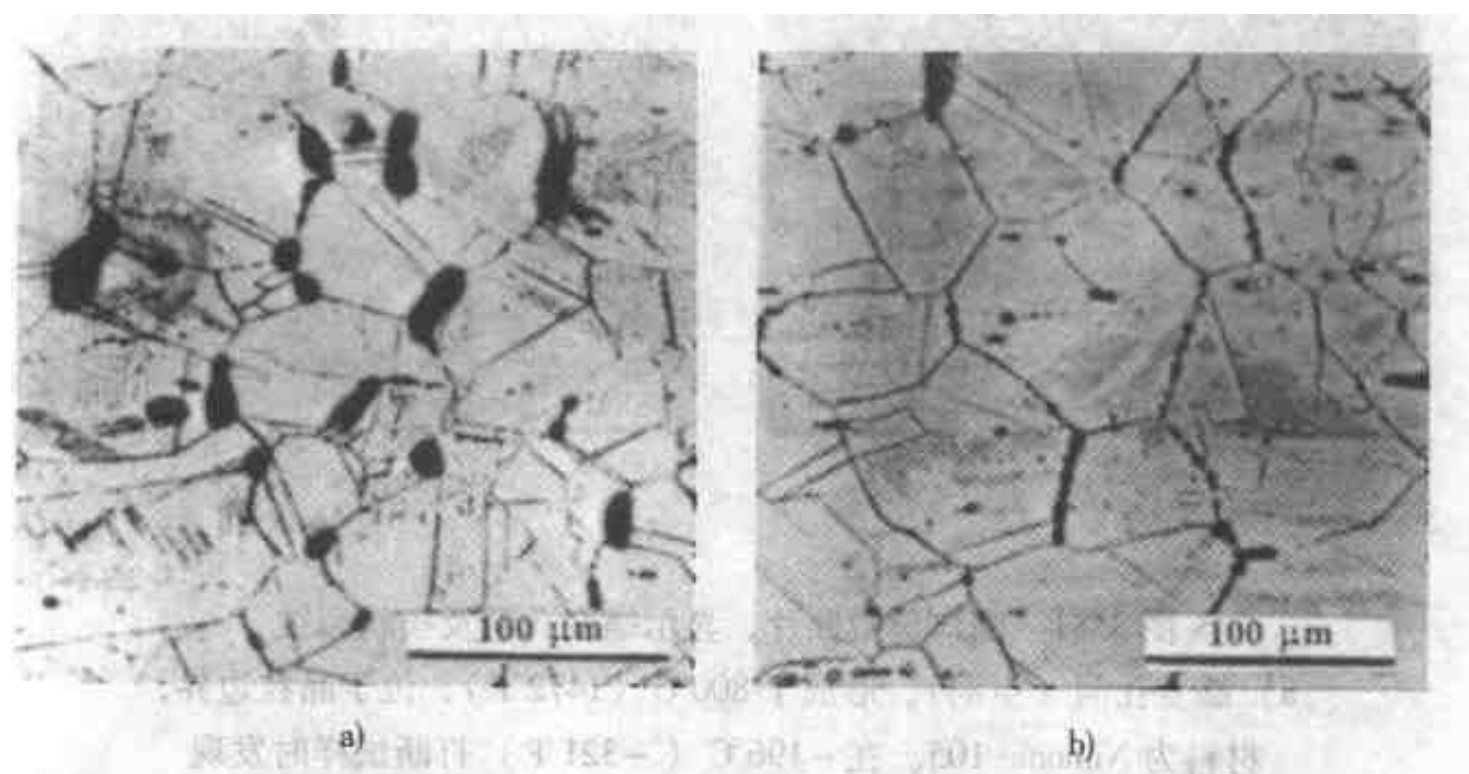


图 3.80 取自蠕变试棒的显微组织，显示蠕变空洞及楔形裂纹

a) 裂纹起源于三重边界，材料为 17Cr—14Ni—Ti 奥氏体不锈钢。在 650℃ (1202°F)、80MPa 下进行 3383h 的蠕变试验 b) 沿着晶粒边界的串珠状裂纹。材料为 17Cr—14Ni—Ti—B 奥氏体不锈钢。在 650℃ (1202°F)、130MPa 下进行 429h 的蠕变试验 (引自 Henry and Horstmann^[7])

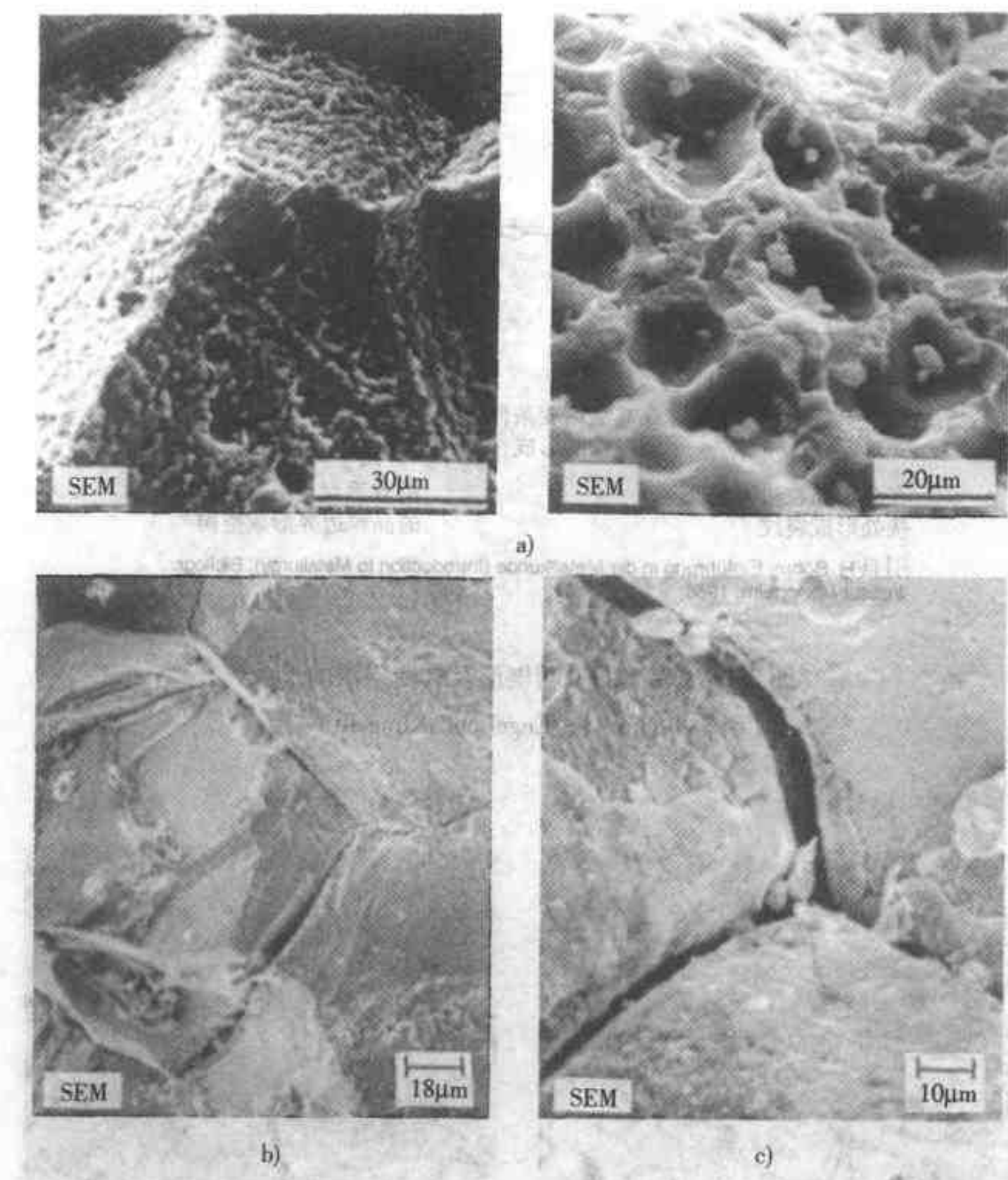


图 3.81 断口显微照片，显示蠕变孔洞及楔状裂纹

a) 蠕变孔洞（空洞），形成于 800℃（1472°F），位于晶粒边界，材料为 Nimonic 105。在 -196℃（-321°F）打断试样时发现

b) Inconel 625 中的楔状裂纹 c) Incoloy 800 中的楔状裂纹

〔a) 引自 Engel and Klingele^[10]；b)、c) 引自 Kerlins and Phillips^[9]〕

3.11 环境促成的断裂

环境对裂纹的生成与在合金中的扩展会有潜在的影响。尽管对环境的影响问题曾做过大量的研究，但是对其深层的机理仍没有很好的理解，因为这一过程是

非常复杂的。这表现在所发现的断口表面形貌具有广泛的变异性，说明所发生的断口类型取决于合金与环境，故而迄今尚未发现一种单一的优先的机理。

因此就倾向于认为，环境可能会对断口有影响，但是不会对断口形貌的类型产生那么清晰的依赖关系。此外，新生的断口表面在形成后，由于接着与环境发生化学反应可能会发生变化，这就使译释工作变得困难。本节中将会列出一些所发现的典型的断口形貌的例子以说明环境的影响。

断裂机理中一个重要的类型为“应力腐蚀裂纹”。人们发现，在特定的腐蚀环境下零件承受的载荷低于屈服强度时也可能突然断裂。图 3.82 举出这种断口表面的例子，它说明形貌的多样性。注意，不论是晶间的还是穿晶的断裂，这两者都可见到。因此单从断口表面的形貌就难以得出结论认为此断口是由腐蚀促成的。

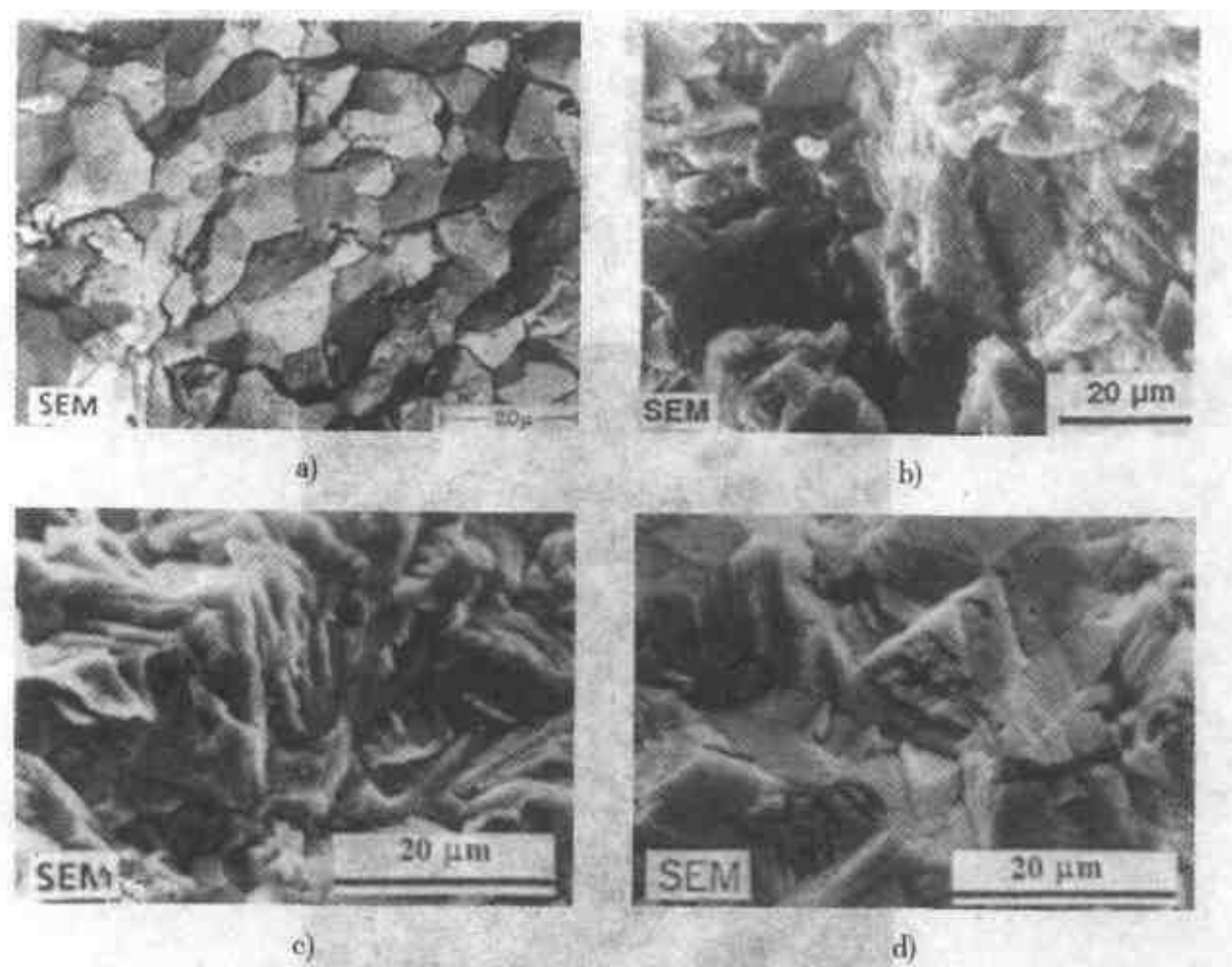


图 3.82 断口显微照片，说明各种应力腐蚀裂纹的特点

a) 两阶段透射电镜复膜用于 AMS—6434 钢的晶间应力腐蚀裂纹表面（引自 Beachem.^[8]） b) 在铁素体焊缝金属（非合金化的、高纯度焊条）中的穿晶应力腐蚀裂纹，因存在含水的氢氧化钠而萌生。只有在高纯度非合金钢中并在液态氢氧化钠的影响下才会发生这类侵袭。因锅炉制作不良形成裂隙，水在裂隙中汽化，结果形成了这类侵袭 c)、d) 奥氏体不锈钢（ $w(\text{C}) = 0.1\%$ 、 $w(\text{Si}) = 1\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 2\%$ 、 $w(\text{Cr}) = 18\%$ 、 $w(\text{Ni}) = 10\%$ 、 $w(\text{Mo}) = 2\%$ 、 $w(\text{Ti}) = 0.6\%$ ）中的应力腐蚀裂纹，由 MgCl_2 溶液在高于 100°C 时引发。应注意的特点为 c) 中的晶间分离及 d)

中的羽毛样组织与大片解理样区域（引自 Engel and Klingele^[10]）

“氢脆”是在一批合金中普遍遇到的另一个因环境而促成的断裂机理。氢可以早就存在于材料中（例如浇注时的滞留），但是最普遍的来源是在服役过程中或在加工过程中（例如电镀时）。在很低的温度下氢可以被吸入足够的量，例如对零件表面进行化学清理时或是在电镀时。

脆性的机理尚不明了，裂纹形成与扩展的类型对好几个因素敏感，例如合金及加载条件。这就使得难以弄清氢脆是否在断口表面刚一出现时就介入了。图 3.83 举出氢脆合金的断口表面的例子。

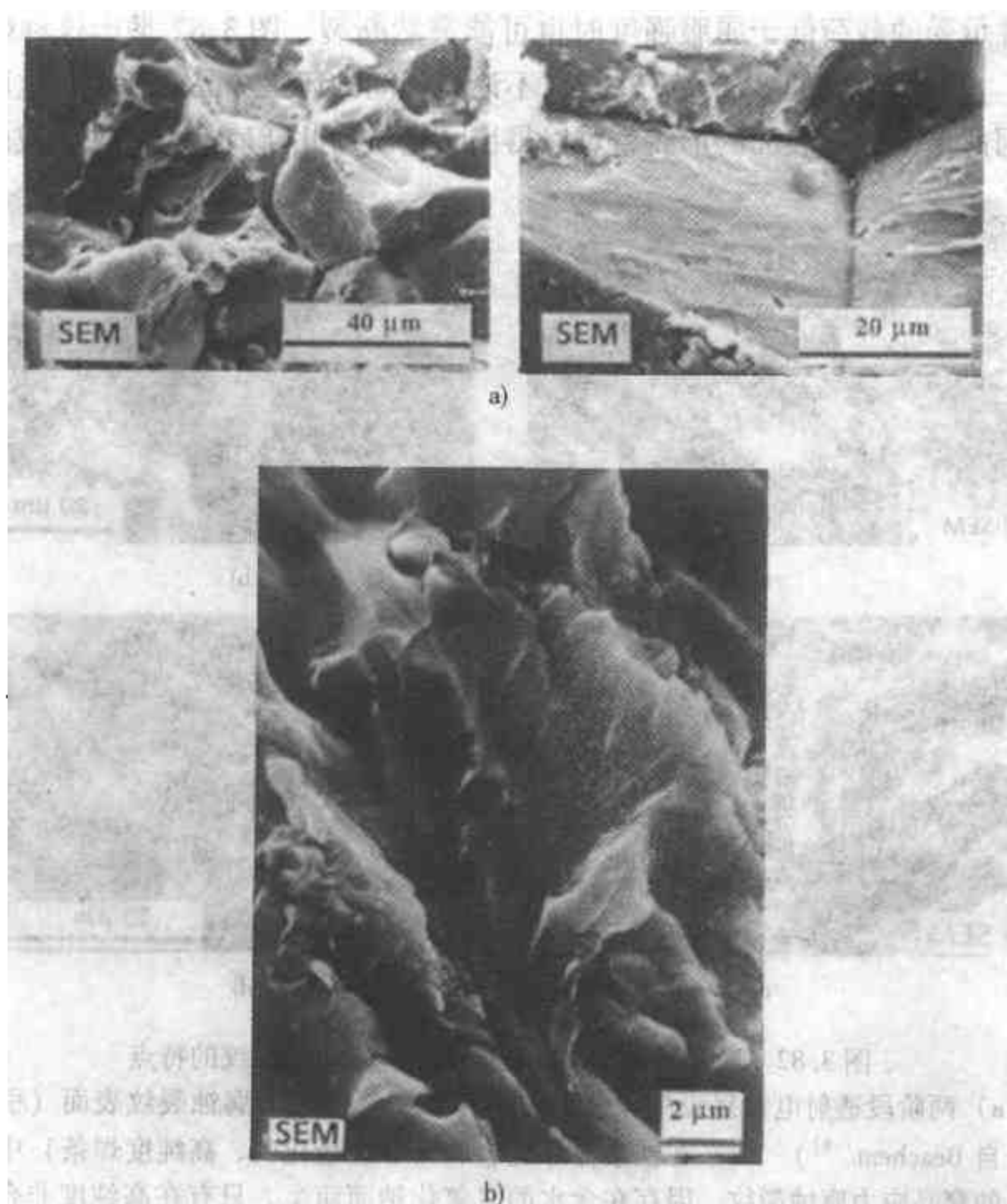


图 3.83 断口显微照片，说明各种氢脆的断口表面

- a) 一气体渗碳钢螺钉 ($w(\text{C}) = 0.3\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.25\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.75\%$ 、 $w(\text{Cr}) = 1\%$) 在镀锌后断裂。由氢萌发的断裂的特点为裂开的晶粒边界、微孔及发丝模样。（部分呈爪形花纹）（引自 Engel and Klingele^[10]） b) 在实验室中测试一铁素体细晶钢 ($w(\text{C}) = 0.2\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.5\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 1.5\%$)，在 H_2S 水溶液中对其施加应力到屈服点以上。由腐蚀反应 $\text{Fe} + \text{H}_2\text{S} \rightarrow \text{FeS} + 2\text{H}$ 所产生的氢引发此材料的脆性断裂。其断裂机理主要为穿晶准解理，但也能认定有珠光体区域（大致在照片的中央部分）

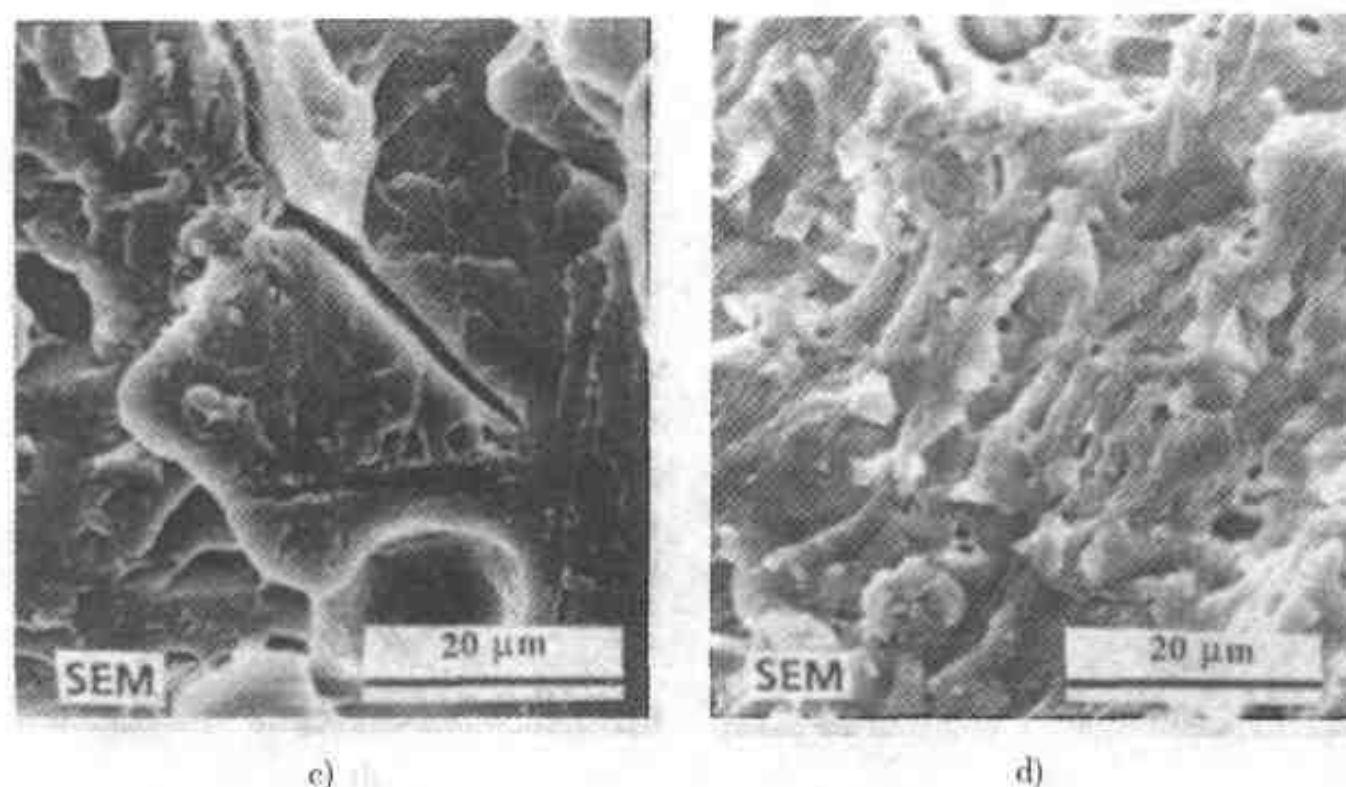


图 3.83 断口显微照片，说明各种氢脆的断口表面（续）

- c) 一沉淀硬化钢 ($w(\text{Cr}) = 17\%$ 、 $w(\text{Ni}) = 3\%$ 、 $w(\text{Cu}) = 2\%$) 由于氢的作用而脆化。此钢对氢的存在极为敏感。氢脆的特征为：微观准解理面、微孔及韧性的发丝
d) 碳素钢中的片状裂纹（引自 Engel and Klingele^[10]）

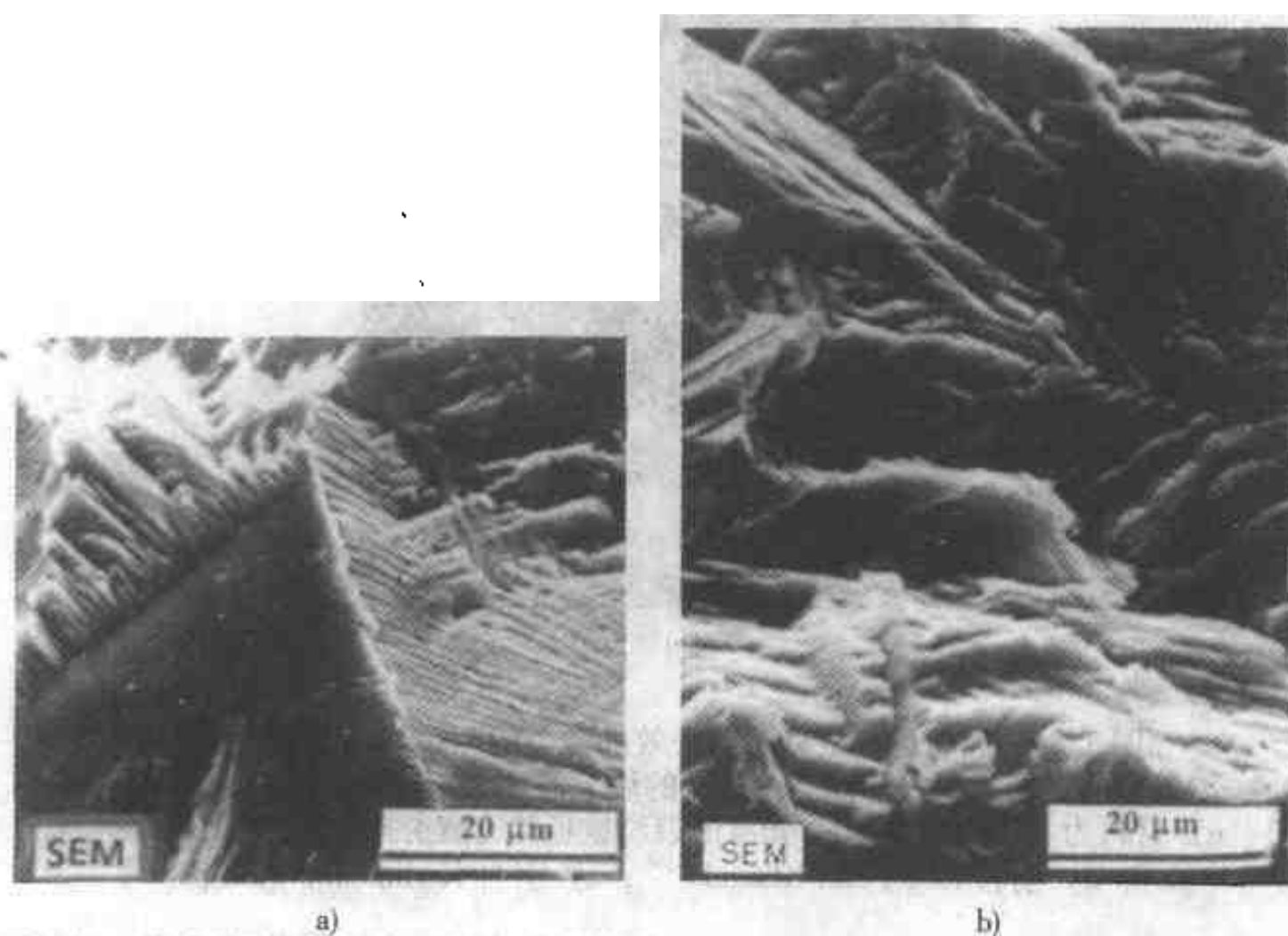


图 3.84 因腐蚀促成疲劳而失效的合金的断口显微照片

- a) 由 pH 值为 2 的含氯的漂白溶液所引发的腐蚀疲劳。材料为奥氏体不锈钢 ($w(\text{Cr}) = 17\%$ 、 $w(\text{Ni}) = 15\%$ 、 $w(\text{Mo}) = 4.3\%$)。断口表面上很少有塑性变形的迹象，由光滑的按晶粒取向的小面所组成 b) 铜冷凝管 (Cu-Zn-28Sn)。穿晶断裂导致在断口表面上的按晶粒取向的羽毛状的组织，仅伴有少量的变形（引自 Engel 及 Klingele^[10]）

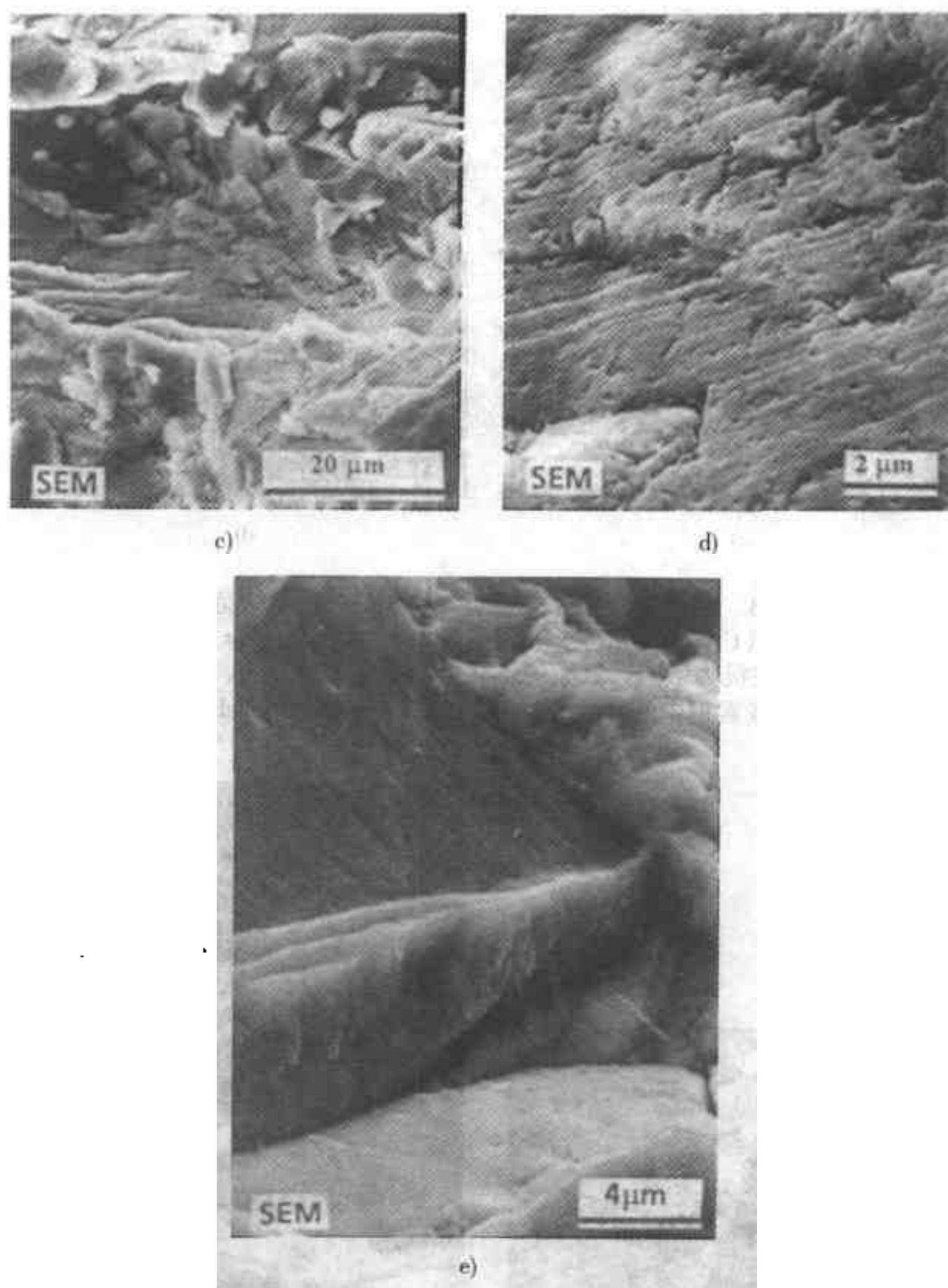


图 3.84 因腐蚀促成疲劳而失效的合金的断口显微照片 (续)

- c) 材料为 Cu—Zn—28Sn。在光滑的块上的疲劳条纹是此类断裂的特征
 d)、e) 材料为 Cu—Zn—20Al。光滑的裂纹途径伴有疲劳条纹是腐蚀疲劳的特征。
 [(c)、d) 引自 Engel and Klingele^[10]; e) 引自 Kerlins and Phillips^[9]]

通常在静态载荷的场合发现应力腐蚀裂纹及氢脆。如果载荷变化, 就会出现腐蚀促成的疲劳。图 3.84 中示出典型的断口表面。通常表面上出现腐蚀的记号, 有可能见到疲劳条纹, 但并非总能见到。可能由于在裂纹扩展的过程中或者是在断裂后零件没能脱离环境, 这样断口表面受到腐蚀侵袭, 导致疲劳条纹的消失。

3.12 凹槽

在具有复杂的显微组织的合金（例如钛合金）中曾发现一种断口显微特征，称作“凹槽”。图 3.85 中给出了例子。在某些合金中它们的形成与一系列断裂

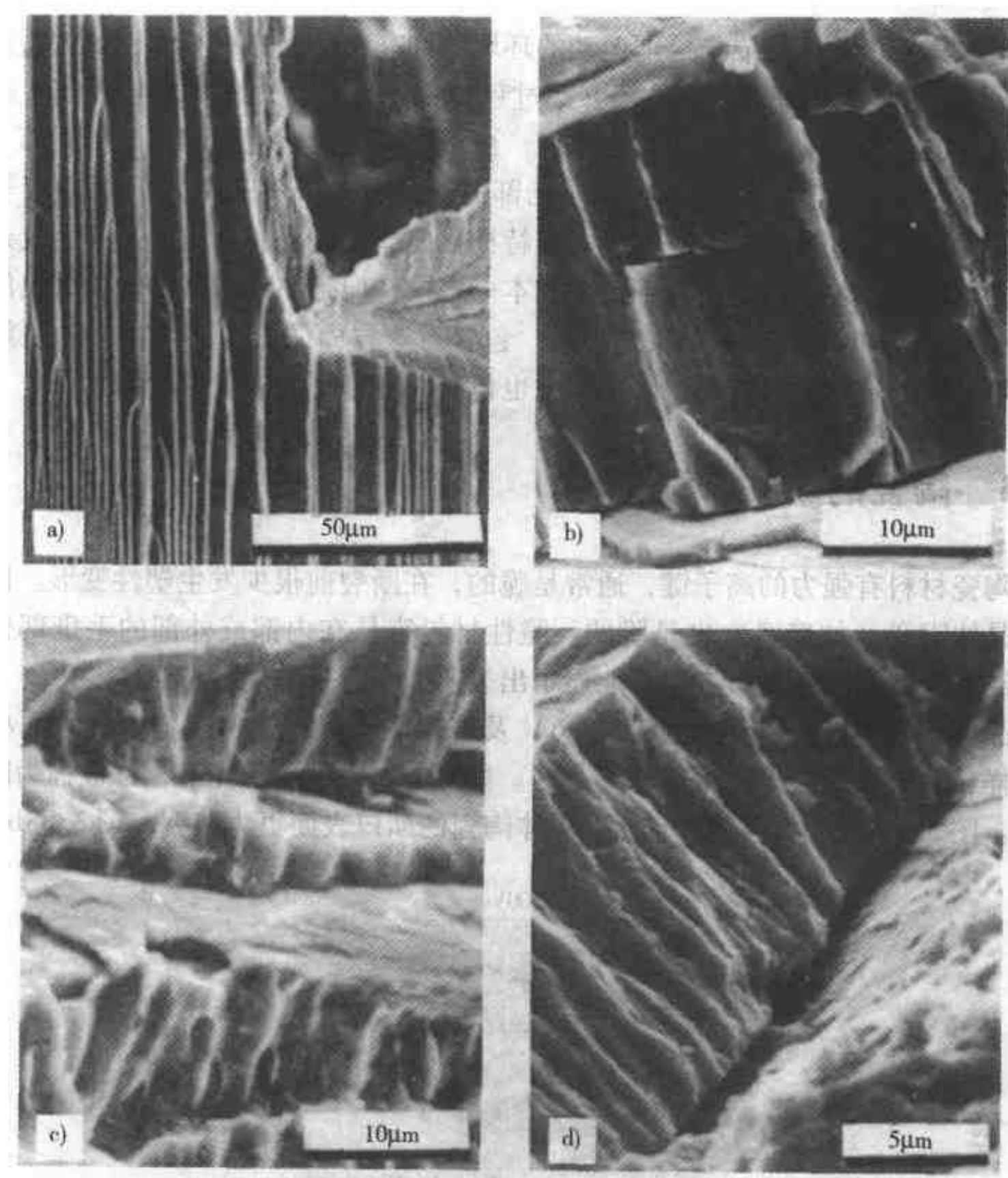


图 3.85 断口表面特征称作凹槽的例子

a) 凹槽及解理由机械过载所致。材料为 Ti—0.35O 合金 b) 凹槽及解理，在甲醇中，由应力腐蚀裂纹所致，材料为 β -退火 Ti—8Al—1Mo—1V 合金 c) 凹槽及解理，在真空中，由持续荷载而导致开裂。材料为 β -退火 Ti—8Al—1Mo—1V 合金 d) 在断口表面上靠近缺口处的凹槽。材料为轧制余热退火的 Ti—8Al—1Mo—1V 合金。在盐水中，由腐蚀疲劳所致（引自 Meyn and Brooks^[25]）

模式（如疲劳、过载及应力腐蚀裂纹）有关。它们看来是从平面滑移而形成的，这时在解理裂纹间形成撕裂区。其伸长的几何形状是与显微组织中所存在的伸长的晶粒有关。

3.13 磨损

用与其他表面接触或与周围运动的环境例如高速的水流相互作用的方法来去掉表面上细小的颗粒称作“磨损”。此过程的基本特点为，材料是从表面上断裂的，因此也牵涉到前已论述的断裂机理。由于摩擦生热而使相匹配的交界面上熔化及氧化、断裂后表面凹凸不平会有局部的固体焊死、有废屑嵌入表面等等因素，使得通常难以用一个简单的模式来特征化此磨损过程。因为这是如此复杂的过程，所以对此主题的论述并不包括在本书之中。但是在参考书目中所列出的出版物（Phol, Tucker 以及特别是 Wulpi）包含有这方面的论述，可以作为了解磨损失效的起点。同时书末的术语汇编中也包含一些磨损失效中的通用术语。

3.14 陶瓷的断裂

陶瓷材料有强力的离子键，通常是脆的，在断裂前很少发生塑性变形。即使是非晶体陶瓷（如玻璃）也是脆的。脆性材料容易在内部或外部的毛疵部位发生裂纹成核，同时其断口表面可能显示出表明断裂起始位置的特点。

晶体陶瓷能因晶间分离（图 3.86）及解理面断裂。就象在脆性的金属材料中那样，其解理断裂形貌可能是复杂的。如果断口表面非常光滑，常被称为断裂镜面。图 3.87 中示出一例，它比非晶体陶瓷的断口表面更为典型。图 3.88b 中

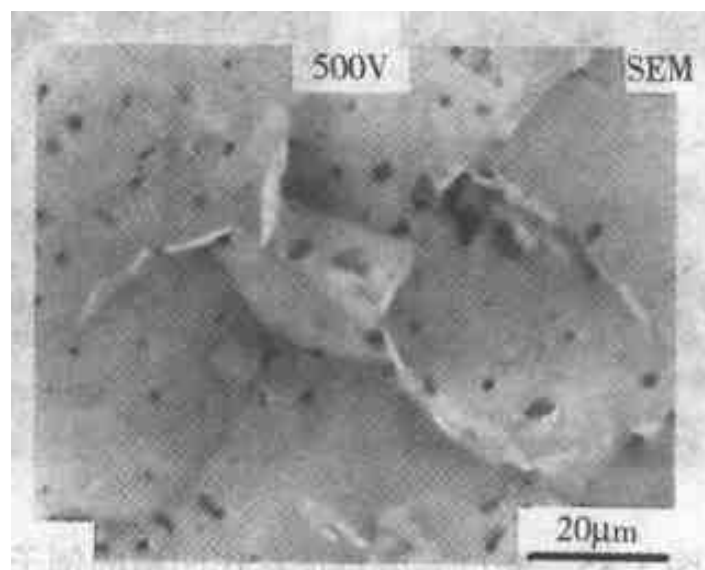


图 3.86 高纯 Al_2O_3 弯曲时破坏的断口显微照片，显示晶间断裂。

注意在烧结过程中于陶瓷中形成的孔（引自 Brooks and McGill^[26]

经 Elsevier Science 同意而翻版）

示出多晶体及玻璃陶瓷两者的典型断口显微照片。采用图 3.88a 中的术语来描述断面的特征。

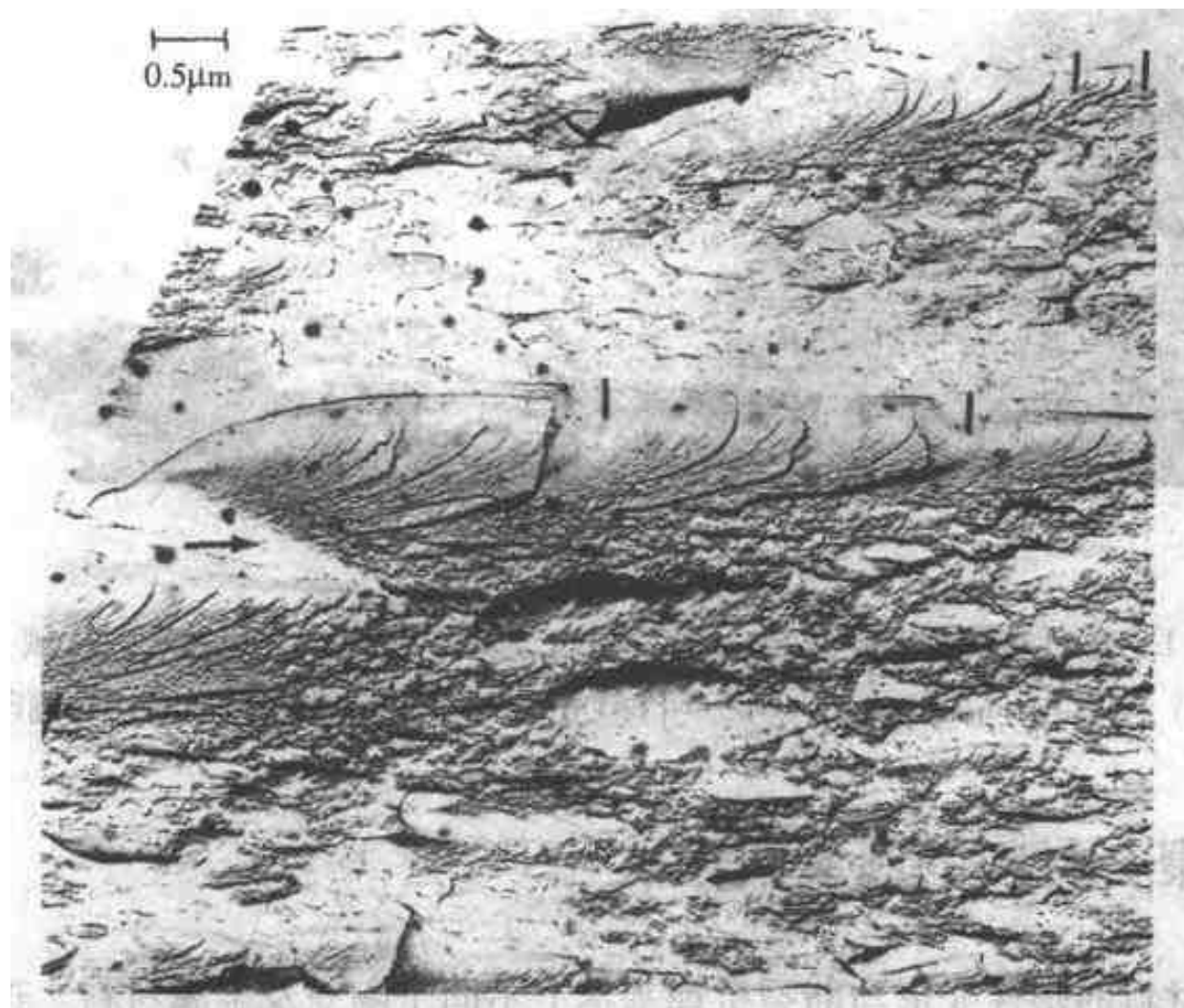


图 3.87 玻璃的脆性断口的断口显微照片。裂纹自左向右扩展。局部的裂纹由箭头处作扇形扩出，同时形成针排。在靠近垂直的记号处针排的高度减小，同时断口台阶跨越针排[○]的峰有明显的转折（引自 Rice^[27] 版权属 ASTM，经同意后翻印。）

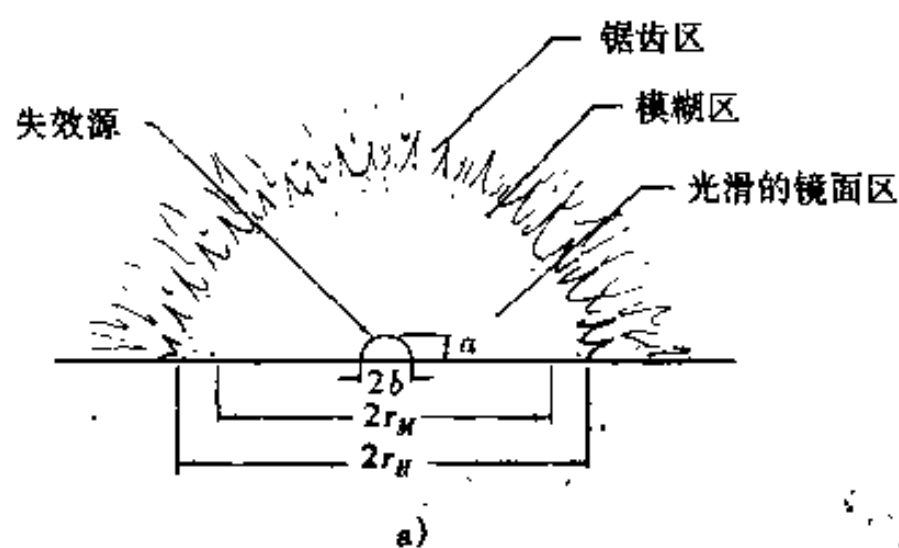


图 3.88

a) 以简图显示脆性陶瓷的断口中不同的断口区域以及相应的结构细节

○ 原文为 hankle，可能应为 hackle。——译者注

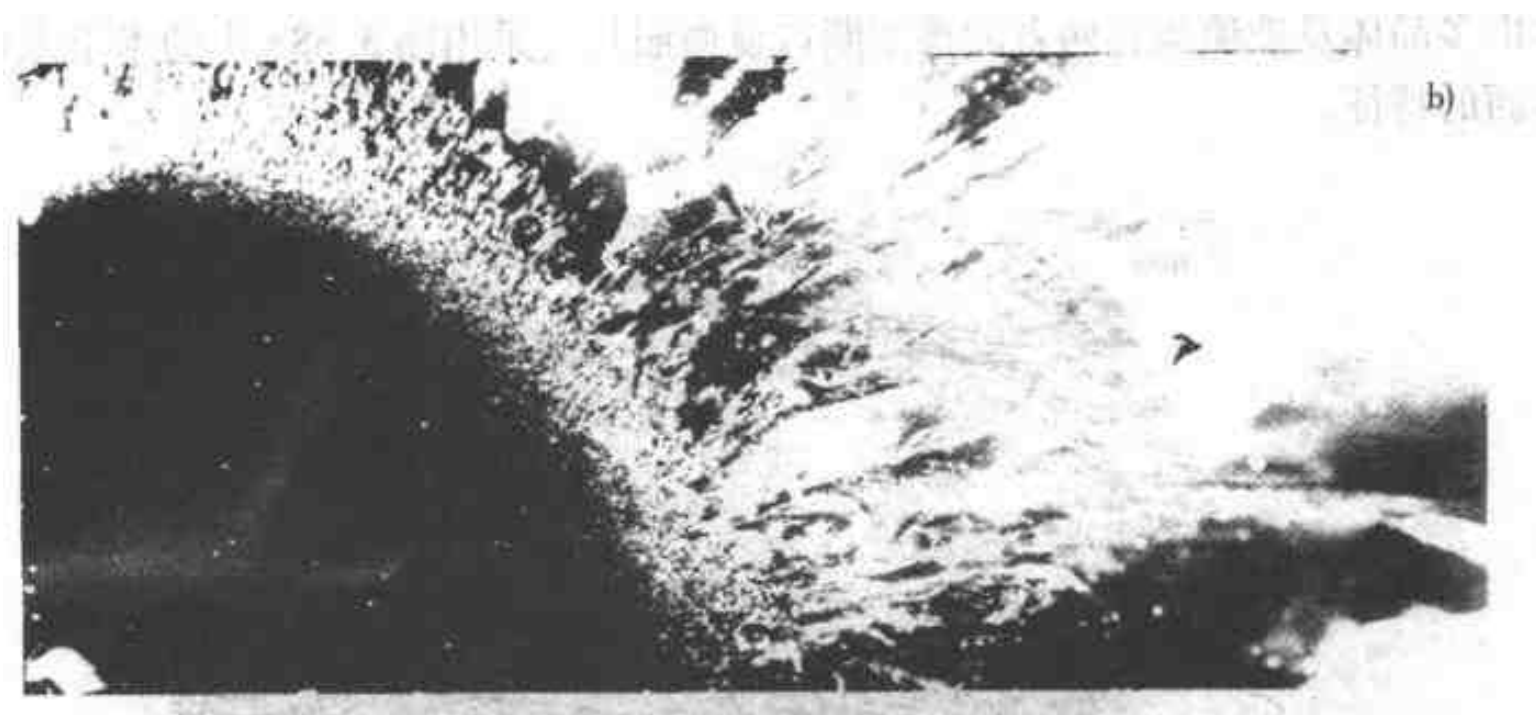


图 3.88 (续)

b) 脆性玻璃样陶瓷的断口显微照片, 显示镜面、模糊区及锯齿区域

[a) 引自 Mecholsky et al.^[28] b) 引自 Orr.^[29] 版权属 ASTM, 经同意而翻印]

3.15 聚合材料的断裂机理

聚合材料的塑性变形与断裂机理基本上不同于陶瓷及金属材料。这由深层的分子结构所致。聚合物基本上由长的碳链组成, 从 1000 到 100000 个原子, 在碳原子间有极强的联接。^[32] 其结构在图 3.89 中以简图说明。链之间的联接相对较弱。但是, 链间的强度取决于分子的复杂性, 它受到交叉联接以及代替碳原子或与之联接的特殊分子的影响。

液态时, 聚合物由绝缘套管似的、很长的分子的缠结物质所组成。当温度降低时, 聚合链之间的二次联接变得坚强, 足以使分子列成阶段性的晶体排列。例如, 举线性聚乙烯的分子排列为例, 它是最简单的聚合物分子, 其特征性排列见

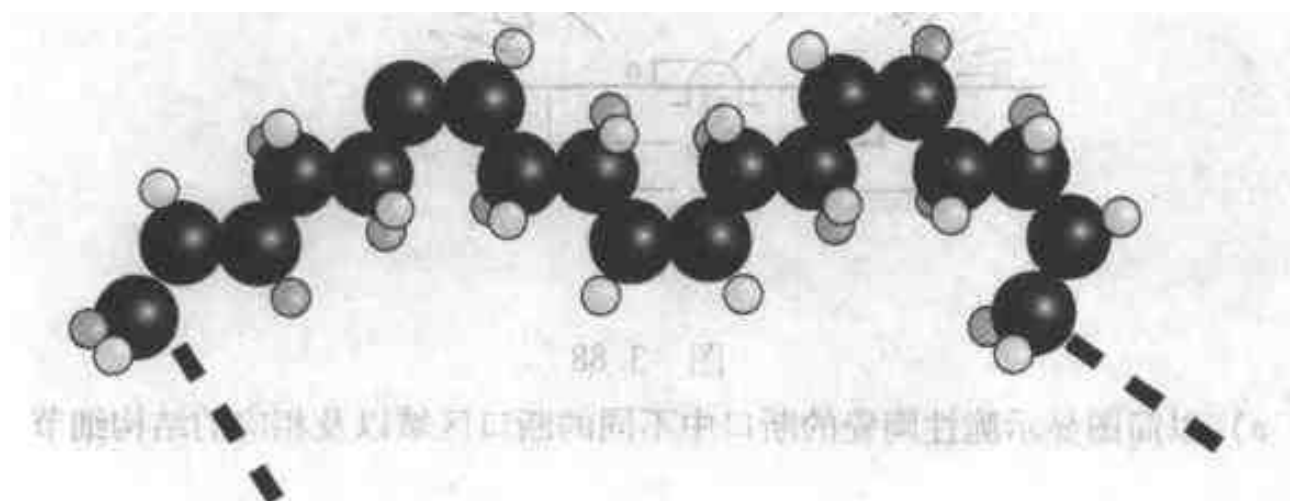


图 3.89 以简图说明简单的聚合链

(引自 Cotterill^[30], 经 Cambridge University Press 同意而翻印)

图 3.90。在正处于冷却的液体中会在不同的位置萌生晶核，但是由于分子链很长，处于不同晶粒内的分子形成了晶粒间的联接。在图 3.91 中以简图的形式说明了这一点。晶粒形成板状或片状，其分子是折叠式的，图 3.92 中显示折叠的轮廓形状。因此晶粒间边界中的折叠物内，其原子在哪个晶粒都充填不好。此外，分子则延伸入邻近的晶粒中（图 3.91）。这样，在晶粒间的分子是无组织的（图 3.91），形成无定形的或非晶体的区域。除了这一点以外，多晶体的排列与金属及陶瓷材料相似。晶粒，称作球粒，可以用薄片经偏振光而成像，在图 3.93 中示出一例。

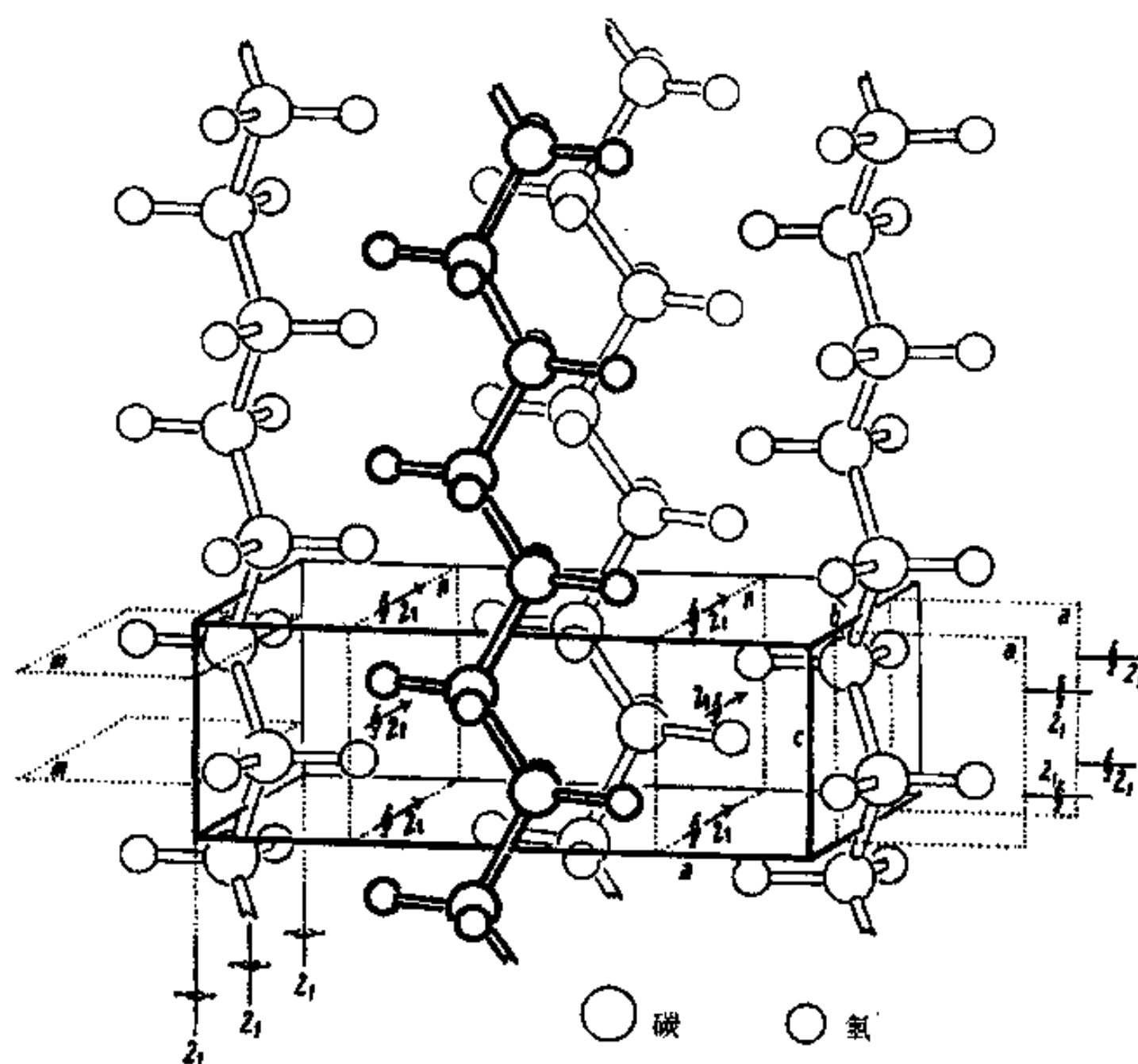


图 3.90 聚乙烯的晶粒结构

（引自 Bunn^[31]，版权 1961 属 Oxford University Press。经同意而翻印）

晶粒化的程度取决于聚合物的种类。由简单的 $-\text{CH}_2-$ 连接组成的线性链会有相当高的晶粒化程度。高密度聚乙烯就是一例。链中含有侧枝的简单聚合物（图 3.94）会有比较低的晶粒化程度（例如低密度聚乙烯）。由杂晶间复杂分子的网组成的聚合物，其分子带有侧枝或有交叉连接（图 3.95），在从液态冷却时

可能难以排序而形成晶体，因此它们可能完全是无定形体。晶粒化程度对于聚合物中的断裂过程有重大的影响。

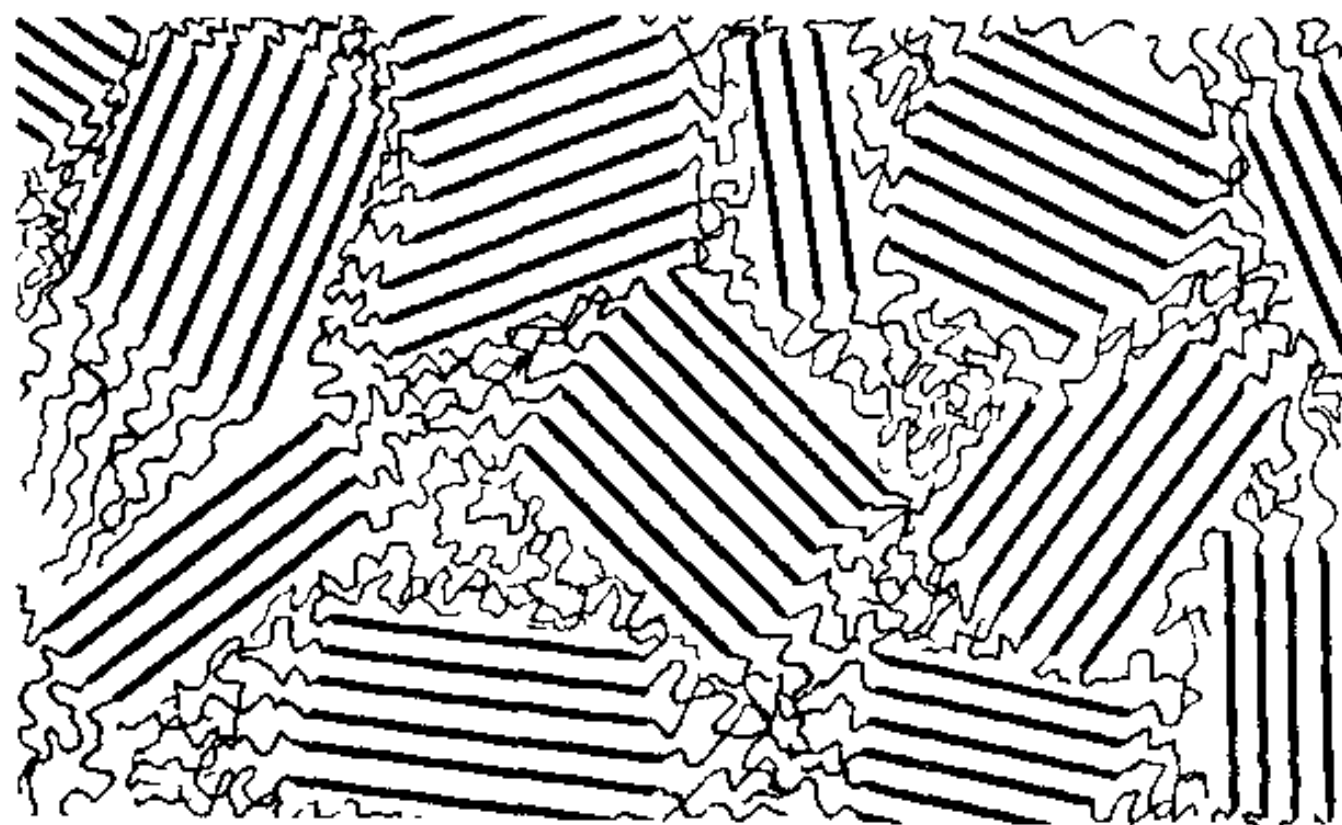


图 3.91 以简图说明分子在晶粒间的连接。这使得晶粒可被非晶体层所分离（引自 Flory^[32] 版权 1953 属 Cornell University, 版权 1981 属 Paul J. Flory, 经 Cornell University Press 同意而翻印）

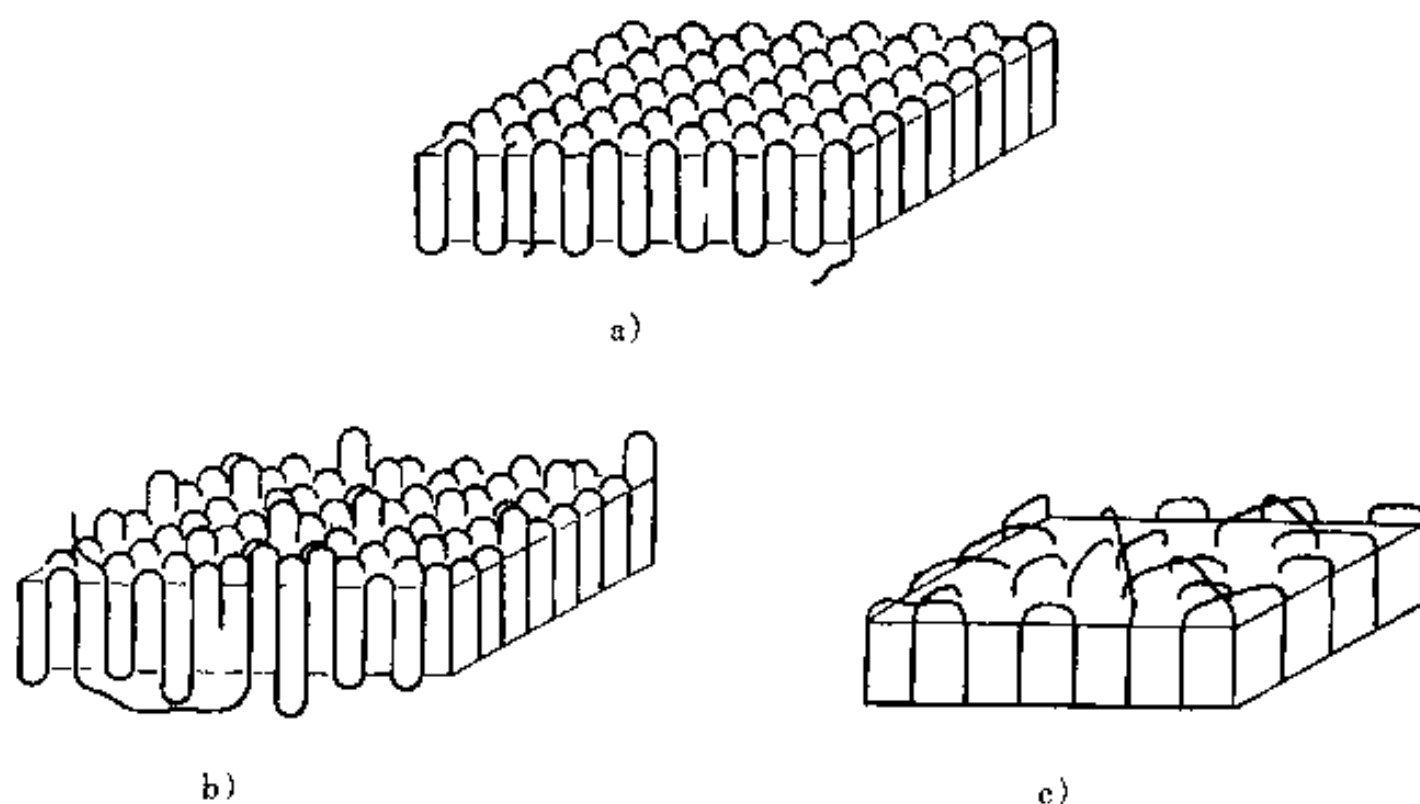


图 3.92 聚合物晶体链折叠结构的几种模式

a) 有规律的：相邻的重返折叠物与那些已从溶液中生长出来，存在于锥形晶体中的结构相类似 b) 不规则的：相邻的折叠物中不规则层的伸展度及厚度与温度成比例 c) 仪表板式或不相邻重返模式，其中在片的两侧无次序的无定形层比在不规则模式中的更多（引自 Geil^[33]）

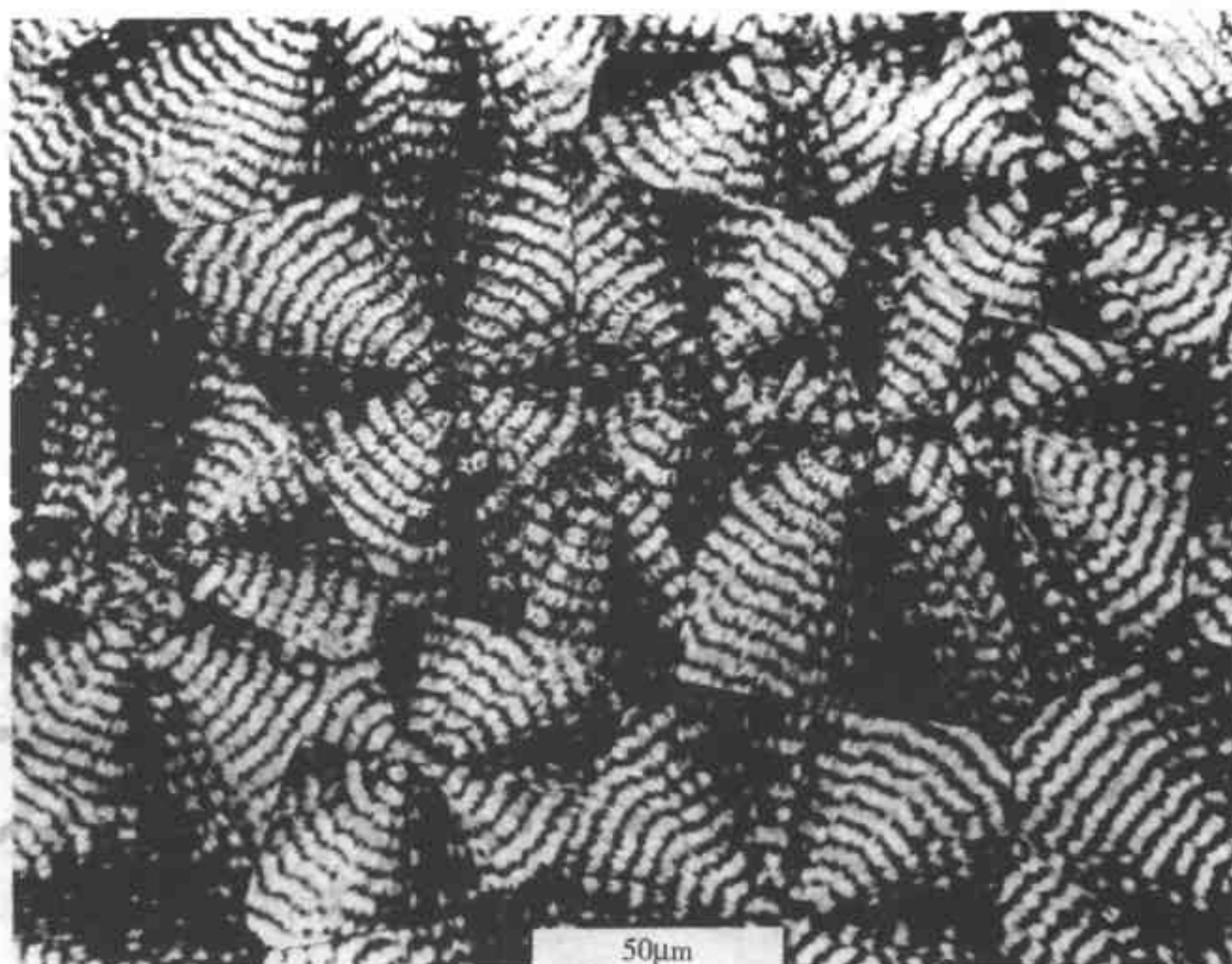
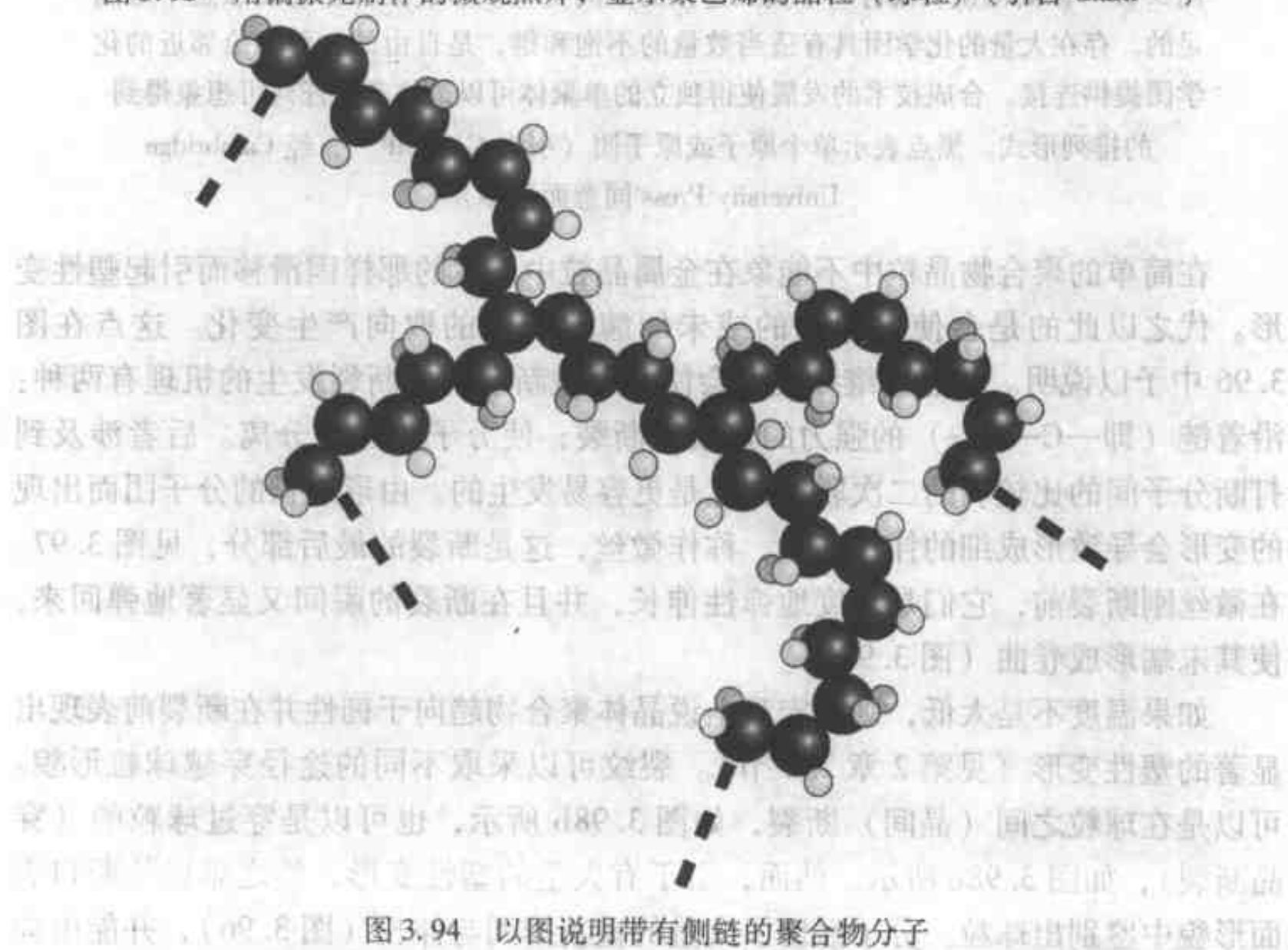


图 3.93 用偏振光制作的微观照片，显示聚乙烯的晶粒（球粒）（引自 Clark^[34]）



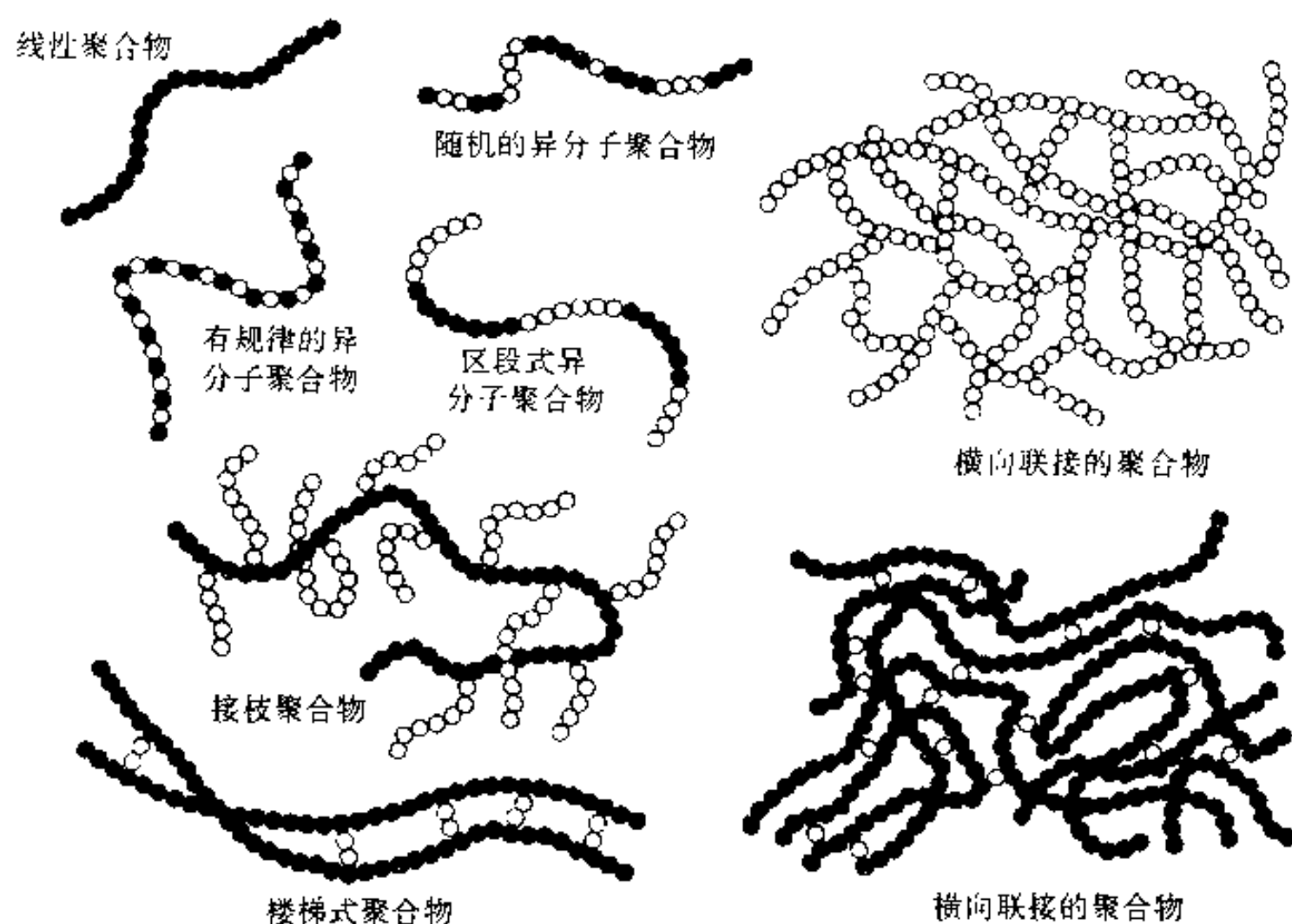


图 3.95 以简图说明聚合物中交叉连接的不同类型。形成聚合物的要求是不难满足的。存在大量的化学团具有适当数量的不饱和键，是自由的，可以给邻近的化学团提供连接。合成技术的发展使得独立的单聚体可以最终产生任何可想象得到的排列形式。黑点表示单个原子或原子团（引自 Cotterill^[30]，经 Cambridge University Press 同意而翻印）

在简单的聚合物晶粒中不能象在金属晶粒中发生的那样因滑移而引起塑性变形。代之以此的是会使未折叠的或未纠缠的长链的取向产生变化。这点在图 3.96 中予以说明。注意，继续变形会使晶粒重新取向。断裂发生的机理有两种：沿着链（即—C—C—）的强力的连接而断裂；使分子团互相分离。后者涉及到打断分子间的比较弱的二次联接，也是更容易发生的。由形成长的分子团而出现的变形会导致形成细的伸长的线，称作微丝，这是断裂的最后部分，见图 3.97。在微丝刚断裂前，它们是高度地弹性伸长，并且在断裂的瞬间又显著地弹回来，使其末端形成卷曲（图 3.97b）。

如果温度不是太低，则从宏观上说晶体聚合物趋向于韧性并在断裂前表现出显著的塑性变形（见第 2 章 2.2 节）。裂纹可以采取不同的途径穿越球粒形貌。可以是在球粒之间（晶间）断裂，如图 3.98b 所示，也可以是穿过球粒的（穿晶断裂），如图 3.98c 所示。然而，由于有大量的塑性变形，使之难以从断口表面形貌中鉴别出球粒。分子经历了大量的重新排列与伸长（图 3.96），并能由局

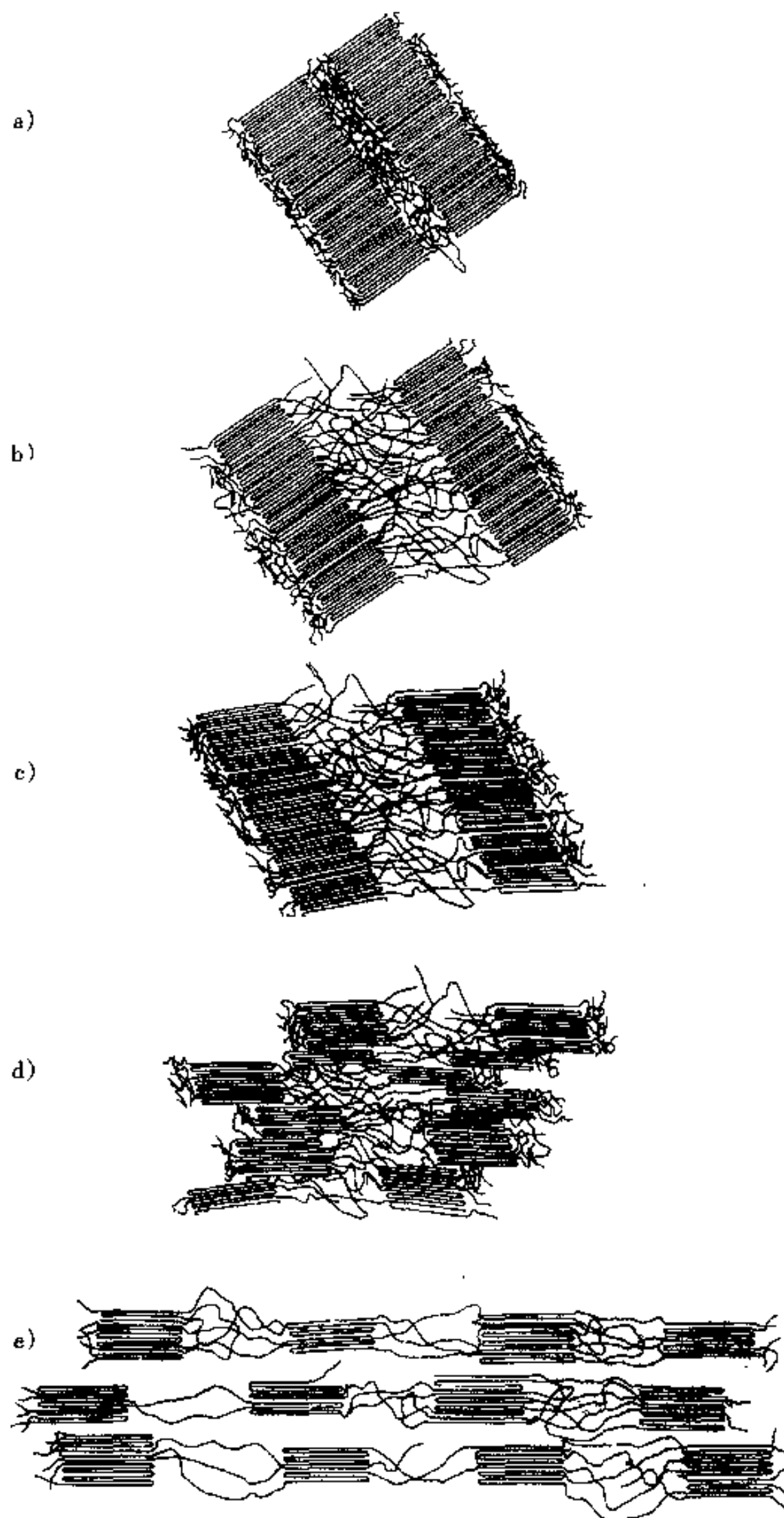


图 3.96 以简图说明未折叠的链以及它们形成
不同取向的晶粒的排列方式

(引自 Schulz^[35], 经 Pearson Education, Inc. 同意而翻印)

部分离、形成空洞以及相联接的微丝的最终分离而引起断裂。（这相当于金属中的空洞聚集。）图 3.99 显示这类断口表面的伸长了的形貌。注意某些微丝末端的卷曲的形貌。

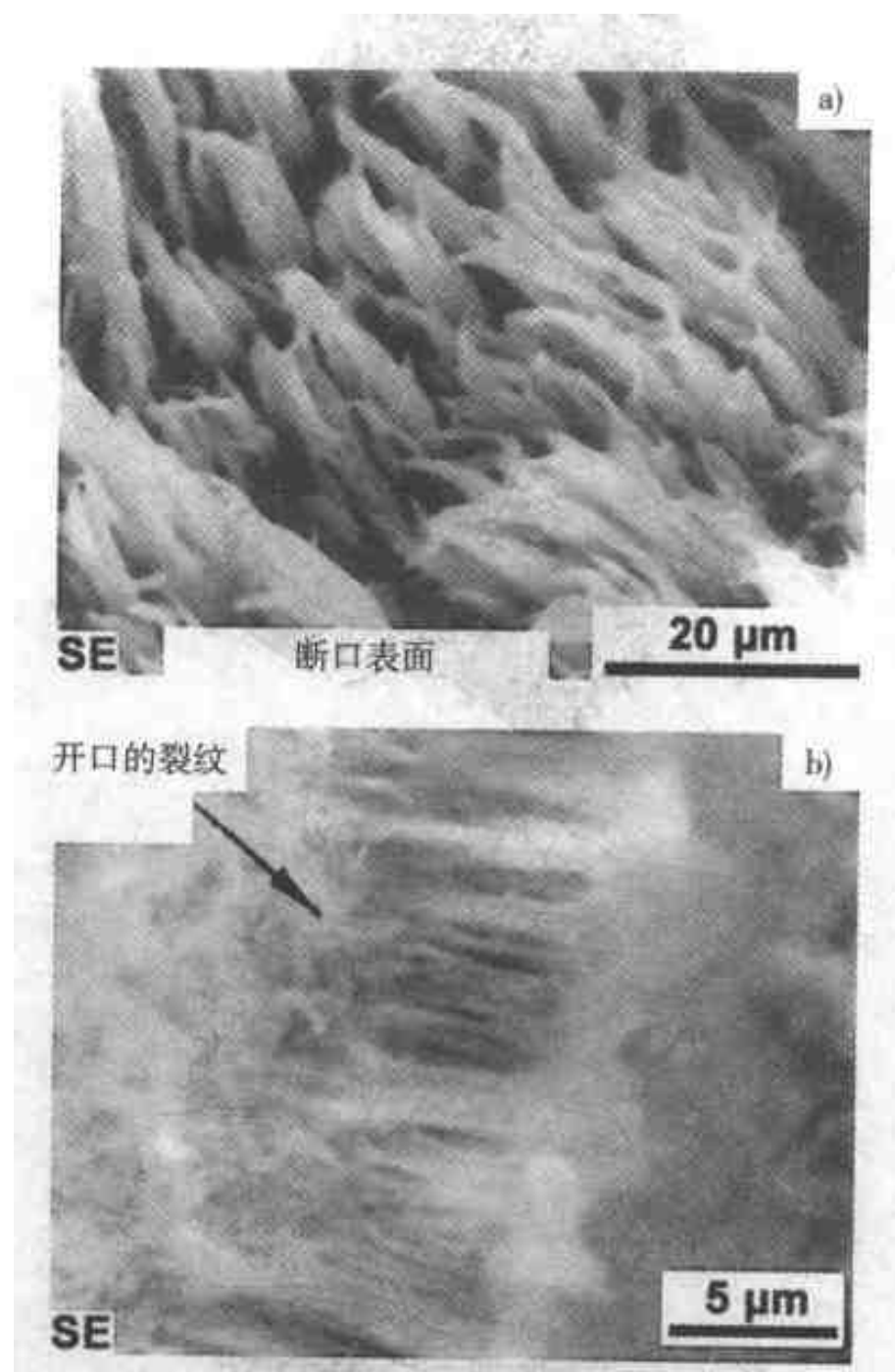


图 3.97 聚乙烯的断口表面，显示微丝的存在。试样在 25℃ 弯曲时破断
a) 断口表面 b) 刚形成的裂纹（引自 Brooks and McGill^[26]，经 Elsevier Science 同意而翻印）

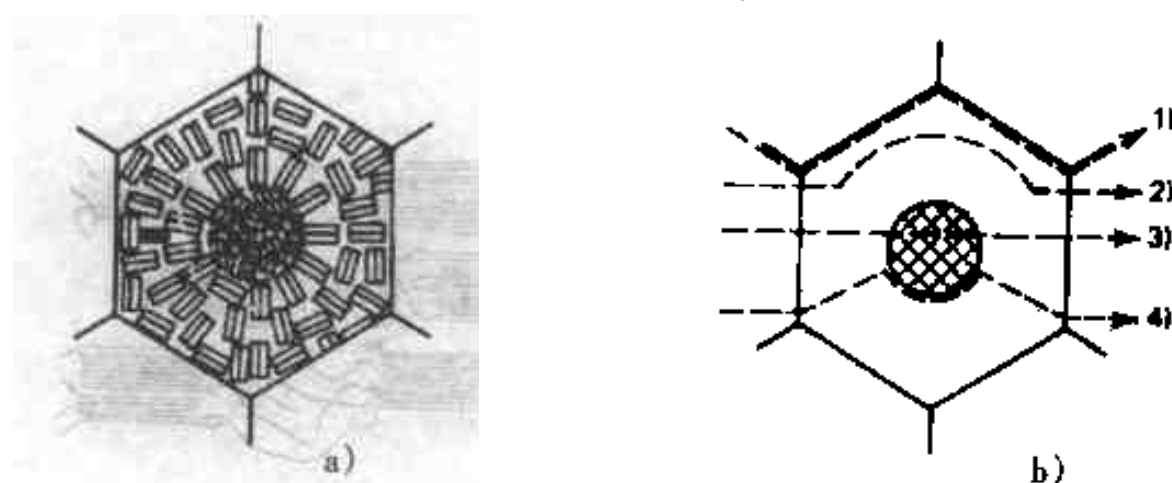


图 3.98

a) 以简图显示球粒中晶粒层的取向 b) 以简图显示聚合物中穿过球粒的可能的断裂途径

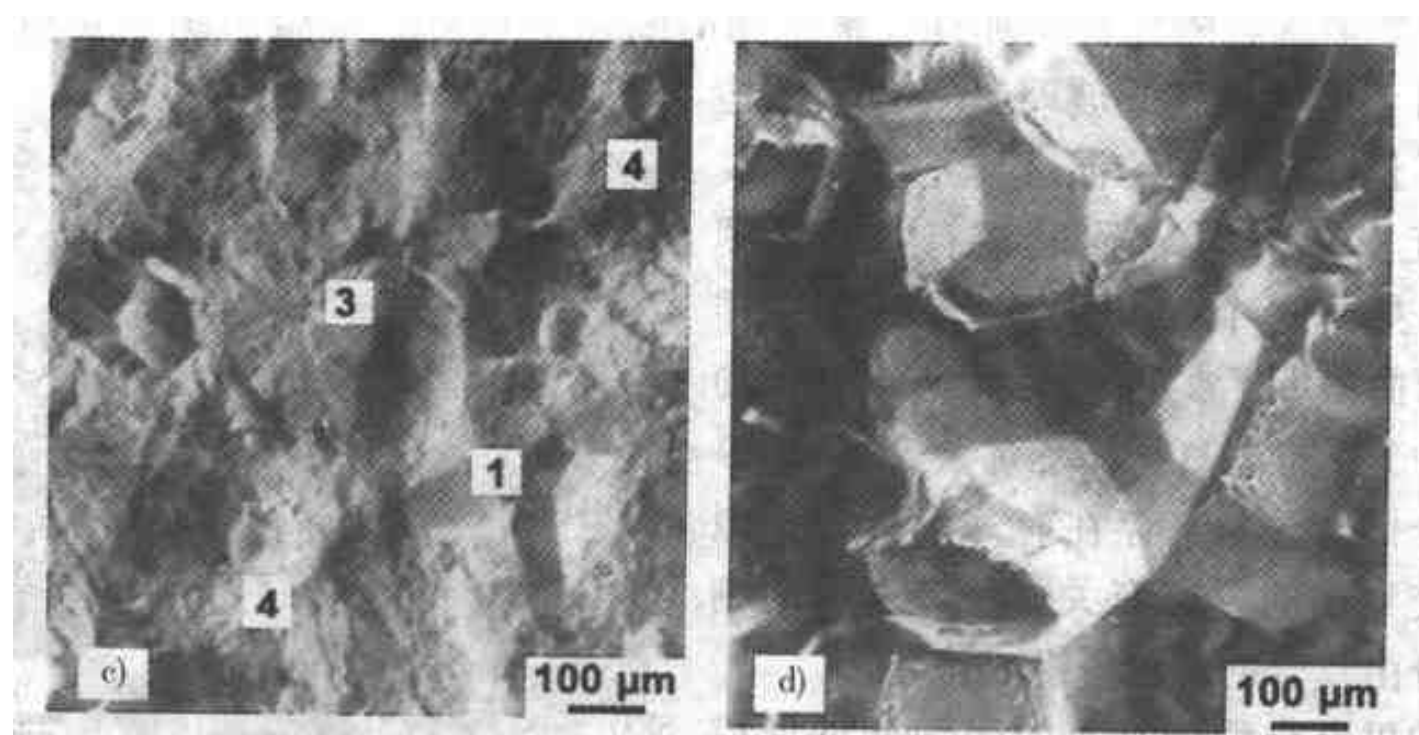


图 3.98 (续)

c) 经过聚丙烯〔b〕中的途径 2~4^{〔c〕} 快速断裂的断口显微照片

d) 穿过聚丙烯的缓慢断裂的断口显微照片，显示球粒间断裂

〔b〕中的途径 1〕 (引自 Friedrich^{〔36〕})

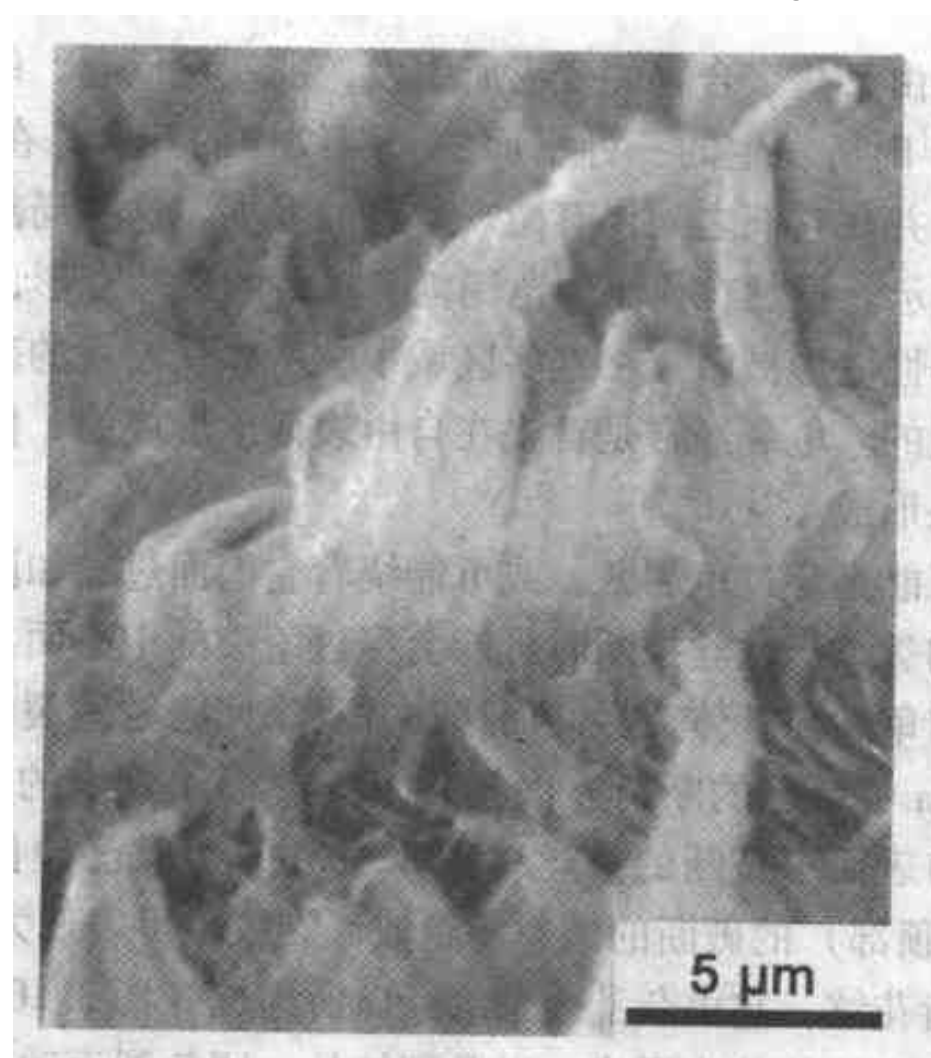


图 3.99 聚乙烯的断口显微照片，显示破断的微丝
(引自 Brooks and McGill^{〔26〕}，经 Elsevier Science 同意而翻印)

○ 图 3.98c 中有两个 4，没有 2，可能原图有误。——译者注

正如金属与陶瓷材料那样，聚合物的断口形貌对“显微组织”是敏感的。次生相（例如橡胶或玻璃）及分子结构不同（例如聚合物的混合体）会使裂纹途径互有差异并导致形貌有差异。图 3.100 表示一个韧化的聚苯乙烯试样 25℃ 弯曲破断后的断口表面。此聚合物为两种分子形式（聚苯乙烯及聚丁二烯）的混合体。注意，存在有球形颗粒，似乎与交界面的分离有关。断口表面的剩余部分由复合的形貌所组成。

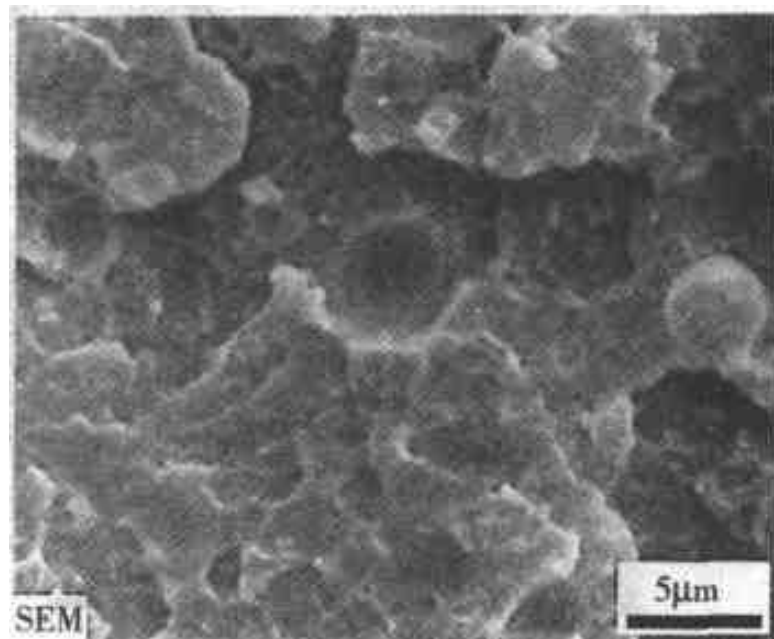


图 3.100 韧化的聚苯乙烯试样
在 25℃ 弯曲时断裂的断口表面
(引自 Brooks 及 McGill,^[26]
经 Elsevier Science 同意而翻印)

如果聚合物所具有的组织允许形成空洞，则会形成含有韧窝的断口表面。^[30,35] 这些空洞可能起源于聚合物混合体与次生相颗粒（例如玻璃）间交界面处的分离。

有一种现象是由某些聚合物的变形所引发，那就是龟裂。龟裂是当正应力达到足够高的数值^[37]时所发生的一种平面的、裂纹样的开口。在很小的范围内局部区域开始变形，并在它们之间伴有微观空洞的发展。这些局部区域发展进入微丝，如图 3.101 所示。虽然在很小的范围内有显著的塑性变形，但是，由于孔的密度高以及由于塑性变形被限定在这些区域中，所以从宏观的范围来看，材料是以脆性的方式断裂的。龟裂经常是首先在自由表面上形成的，但是也会在一个发展中的裂纹的前头形成。^[34]

断裂的途径可能是穿过龟裂区，或可能绕着它们而过，如图 3.102 所示。一个移动的相当慢的裂纹当微丝拉断时可能会穿过龟裂的中心面。一个移动的更快的裂纹可能会沿着龟裂与基体交界面而移动并且来回跨越龟裂的厚度。^[37] 此途径会引发如图 3.103a 中所示的断口表面模式（杂凑面不规则的）。在基体与龟裂的交界面处，断口表面由破断的微丝（图 3.103b）以及已伸长的、在此处穿过龟裂（图 3.103b 顶部）的破断的微丝所组成。裂纹也可表现为如图 3.104a 所示的模式，称作锯齿花纹，它由杂乱无章的断口所组成（图 3.104b）。这一形貌的形成原因为龟裂在裂纹的前头形成，以及裂纹从一团龟裂运动至另一团龟裂。图 3.102 综合了裂纹穿越龟裂区的断裂途径。^[37]

脆性聚合物的断口表面与陶瓷及脆性金属材料的在宏观特征上是相似的（见 3.4 节）。图 3.105 显示有机玻璃（PMMA）在 25℃ 时弯曲断裂的断口表面。径向的标记往回指向萌生断裂的总的起始点（其黑暗区）。在更高的放大倍数下显示出断口表面具有精细而复杂的断口形貌。

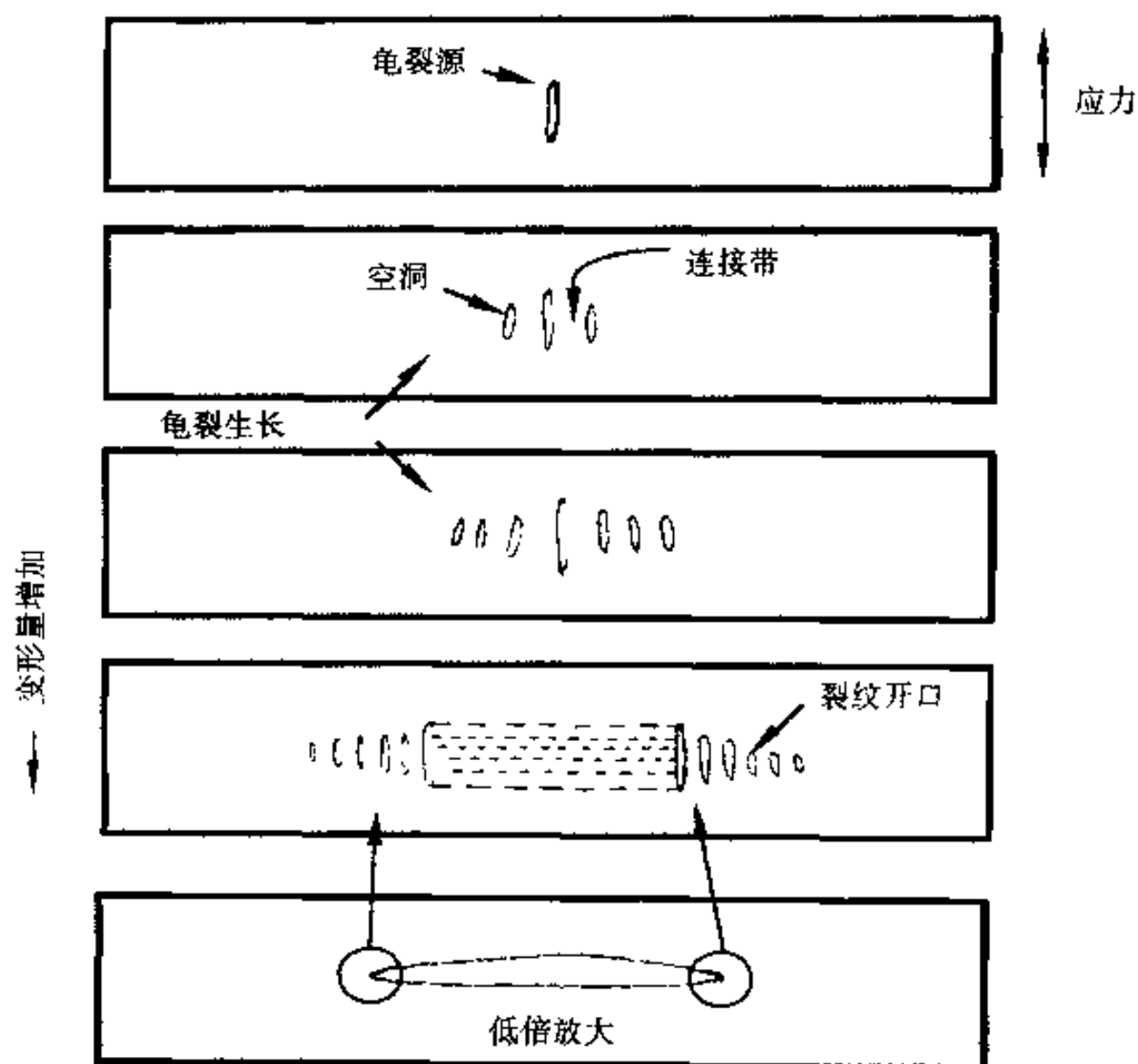


图 3.101 聚合物中的龟裂的示意图
(引自 Brooks and McGill,^[36]经 Elsevier Science 同意而翻印)

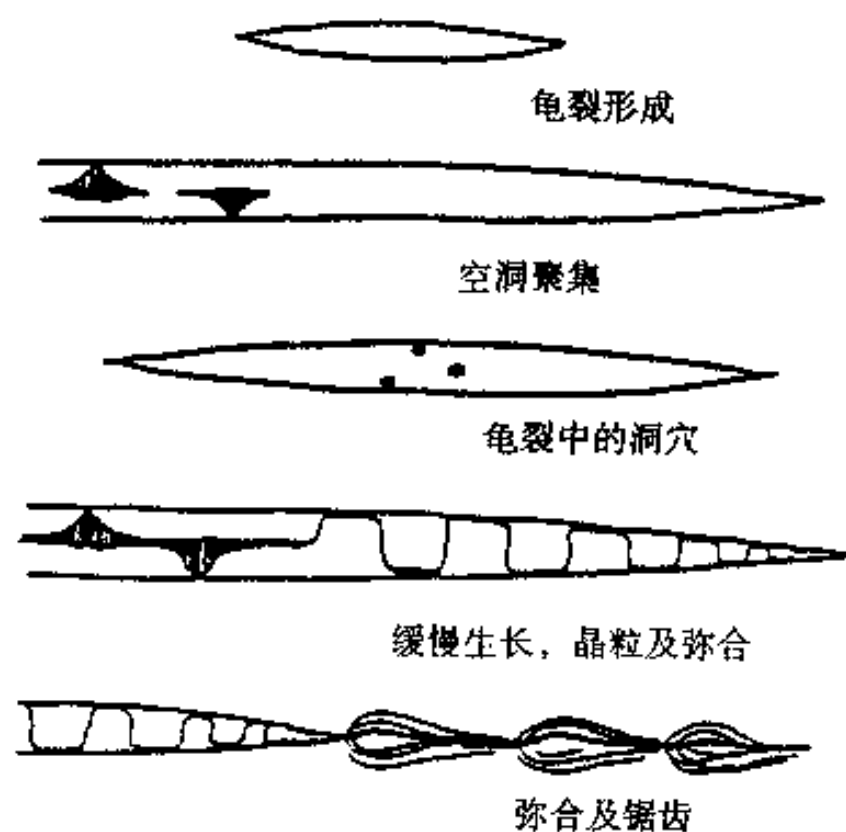


图 3.102 聚合物中经过龟裂的断裂
途径的示意图 (引自 Hull^[37])

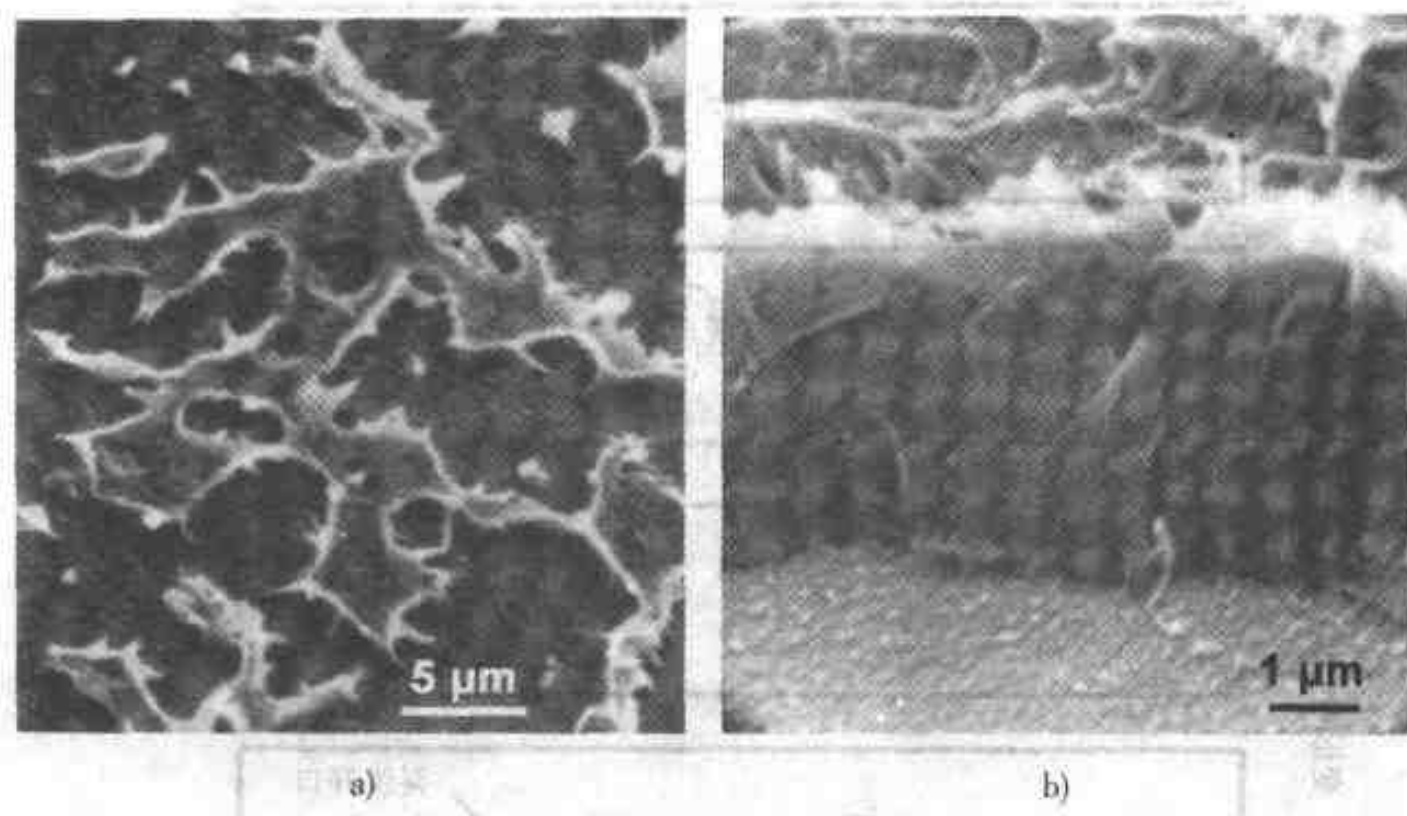


图 3.103 在非晶体聚合物中，断裂途径经过龟裂的典型断口显微照片
a) 杂乱的形貌 b) 用高放大倍数显示裂纹经过基体与龟裂的交界面（底部）、
龟裂区的中心（顶部），留下了破断的微丝（引自 Hertzberg^[38]）

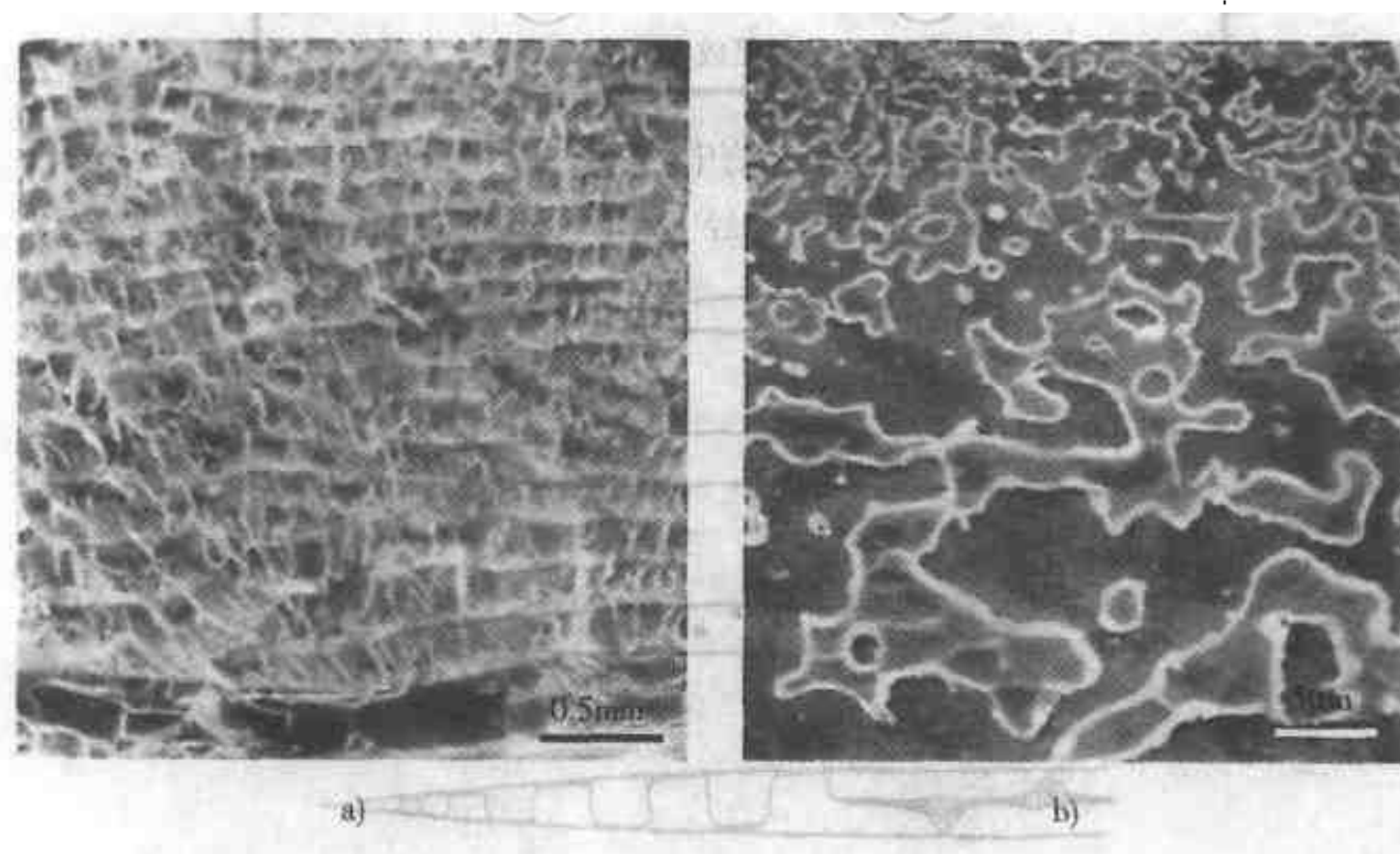


图 3.104 非晶体聚合物的断口显微照片

a) 锯齿模式 b) 由穿过龟裂的杂乱的断口所组成（引自 Hertzberg^[38]）

聚合物的疲劳断裂是一个复杂的过程，它受聚合物结构及载荷条件的影响。虽然在断口表面上一般能发现条纹（图 3.106），但在聚合物中的这类断裂可能会与复杂的形貌相联系。Hertzberg^[38]曾综合了聚合物疲劳断裂的状况及其形貌，

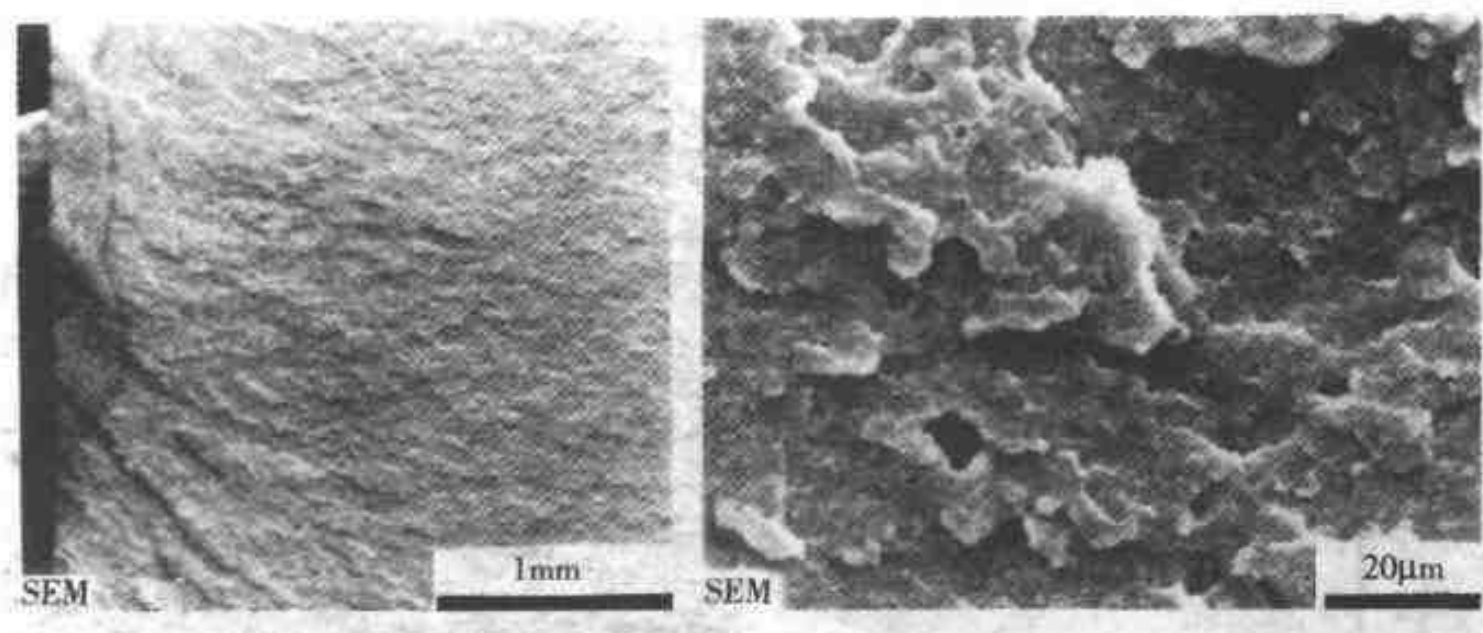


图 3.105 有机玻璃的试样在 15℃ 弯曲时断裂的断口表面
(引自 Brooks and McGill,^[20] 经 Elsevier Science 同意而翻印)

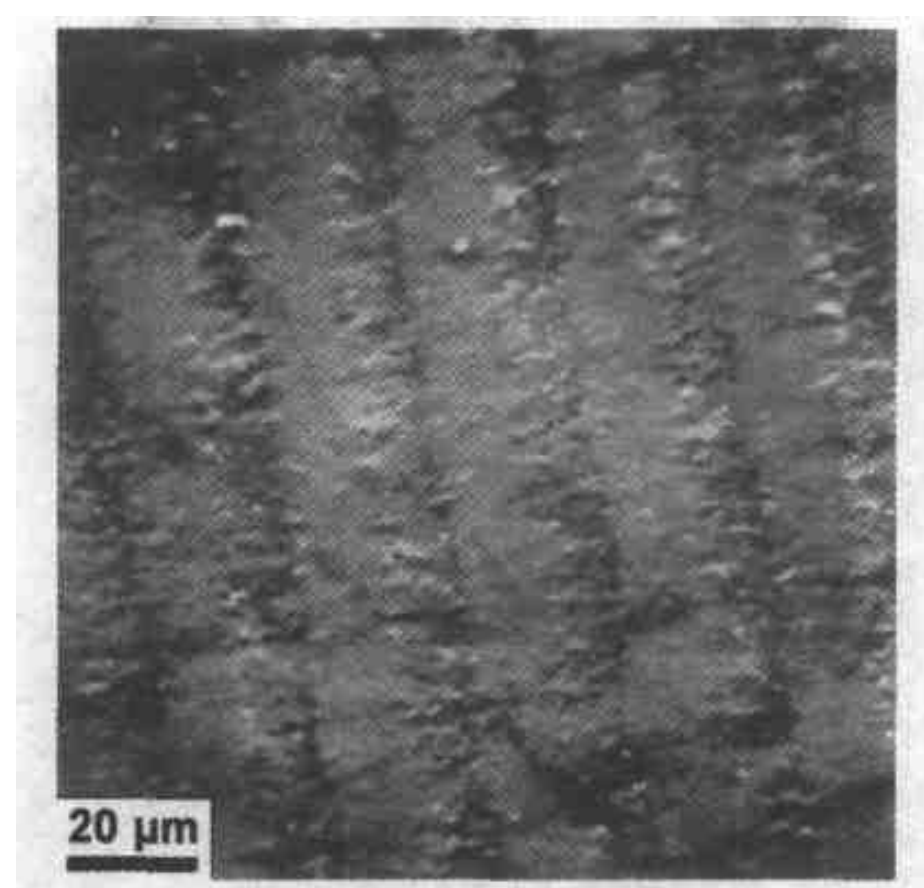


图 3.106 聚合物疲劳断裂的断口显微照片，
显示微观的疲劳条纹花样 (引自 Rimnac et al.,^[39]
版权属 ASTM，经同意后翻印)

现将其叙述摘录如下：在相当高的应力强度水平下，许多聚合物的疲劳断口表面中可能会出现每一循环中生成的条纹。在图 3.107a 中示出一例。然而，可能存在着那种并不与裂纹生长相关的条纹（图 3.107c）。图 3.108 中的断口表面显示出的是二次裂纹，它们与疲劳裂纹的生长方向相平行，但是与载荷频率无关。因

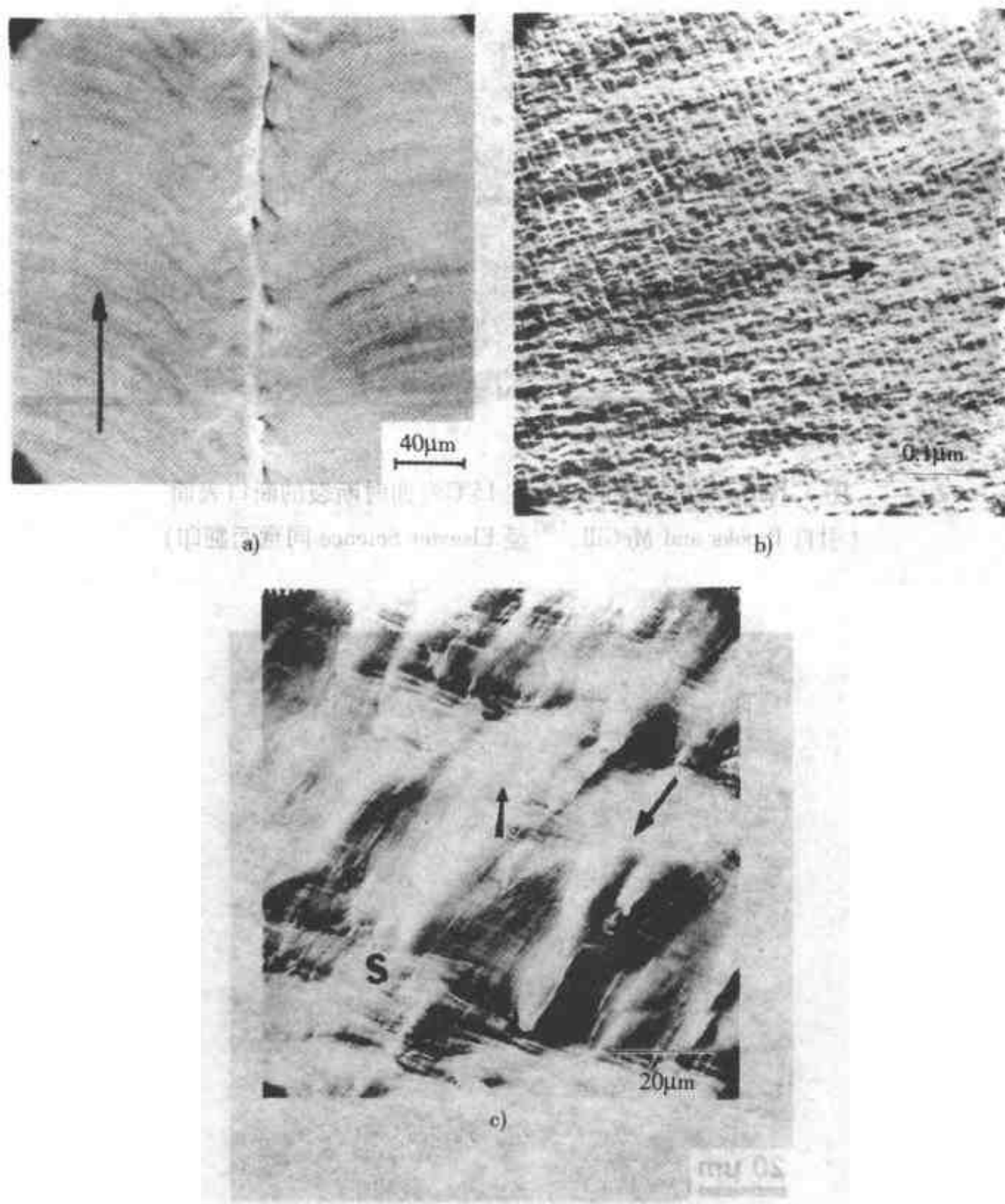


图 3.107 工程塑料中的疲劳断口表面的断口显微照片

a) 聚砜 b) 尼龙 66 + 2.7% 水 c) 是 b) 的更高的放大倍数图像。箭头表示裂纹扩展的方向 [(a)、b) 引自 Skibo et al., Hertzberg^[38]; c) 引自 Hertzberg^[38]]

此，在聚合物的断口表面上检测到条纹，即可表明为疲劳断裂，但是难以把间距与载荷循环相联系起来。

图 3.109 中有一个很清晰的疲劳花纹的例子，它与载荷频率无关。在此场合下，裂纹静止了几个循环，然后以跳跃的方式前进穿过龟裂区。