

图 3.108 冲击性能改良的尼龙 66 聚合物的疲劳断口表面。

箭头显示裂纹生长的方向

a) 疲劳断裂区内的皱折花纹 b) 快速断裂区内的皱折花纹

(引自 Hahn et al. , in Hertzberg^[38])

图 3.110 显示一个半晶体聚合物的疲劳断口表面的形貌，其中的裂纹穿过一球粒。然而，如果此聚合物具有更多的粘弹性能，则可以见到图 3.111 中所示的断口表面花纹。表面中有拉伸的形貌。

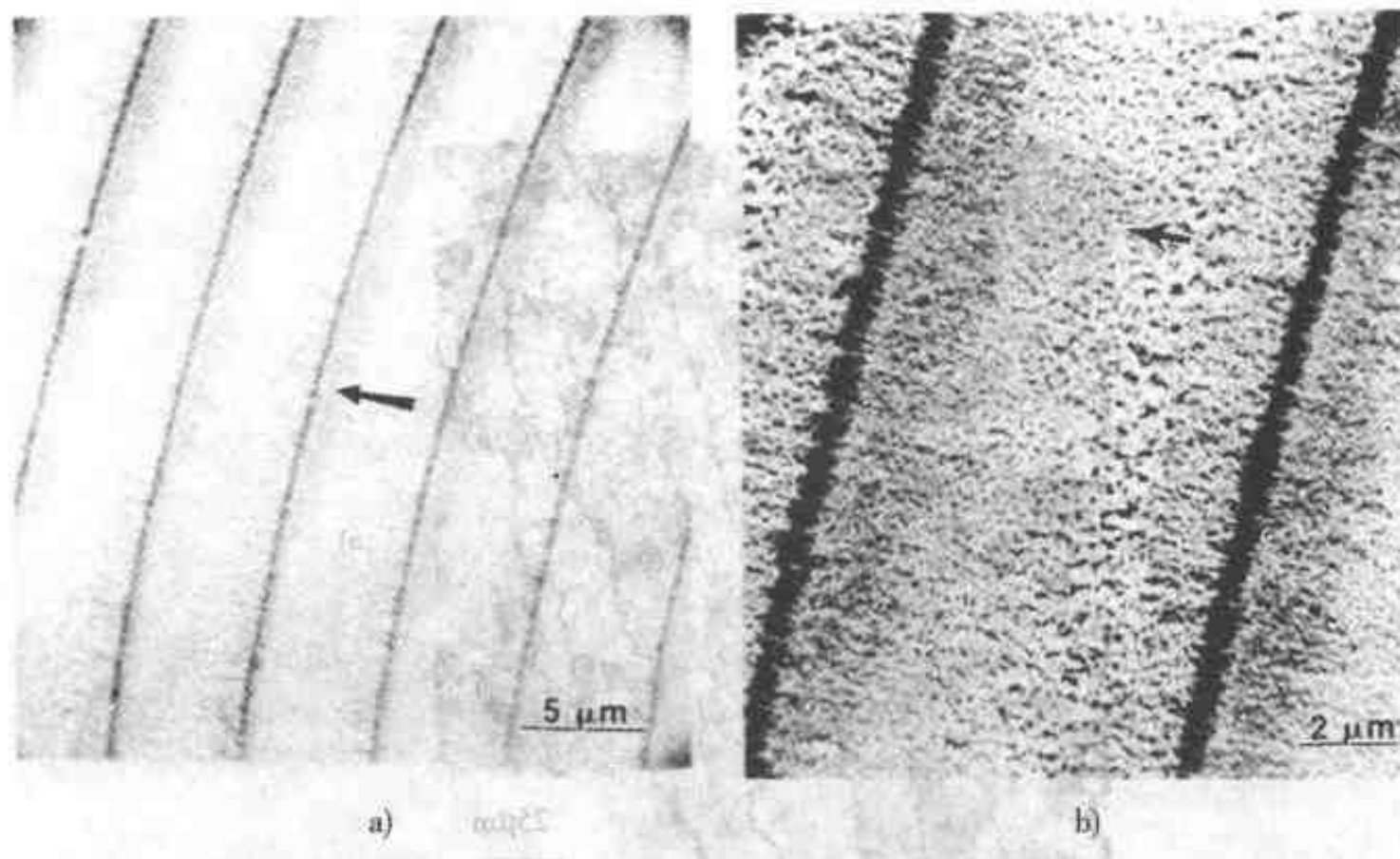


图 3.109 聚氯乙烯的疲劳断口表面上不连续的生长带。
箭头表示裂纹扩展的方向。注意 b) 中细孔的增减变化
(引自 Rimnac et al., in Hertzberg^[38])



图 3.110 半晶体聚醛树脂均聚合物中的疲劳断口表面
(Delrin) (引自 Bretz et al., in Hertzberg^[38])

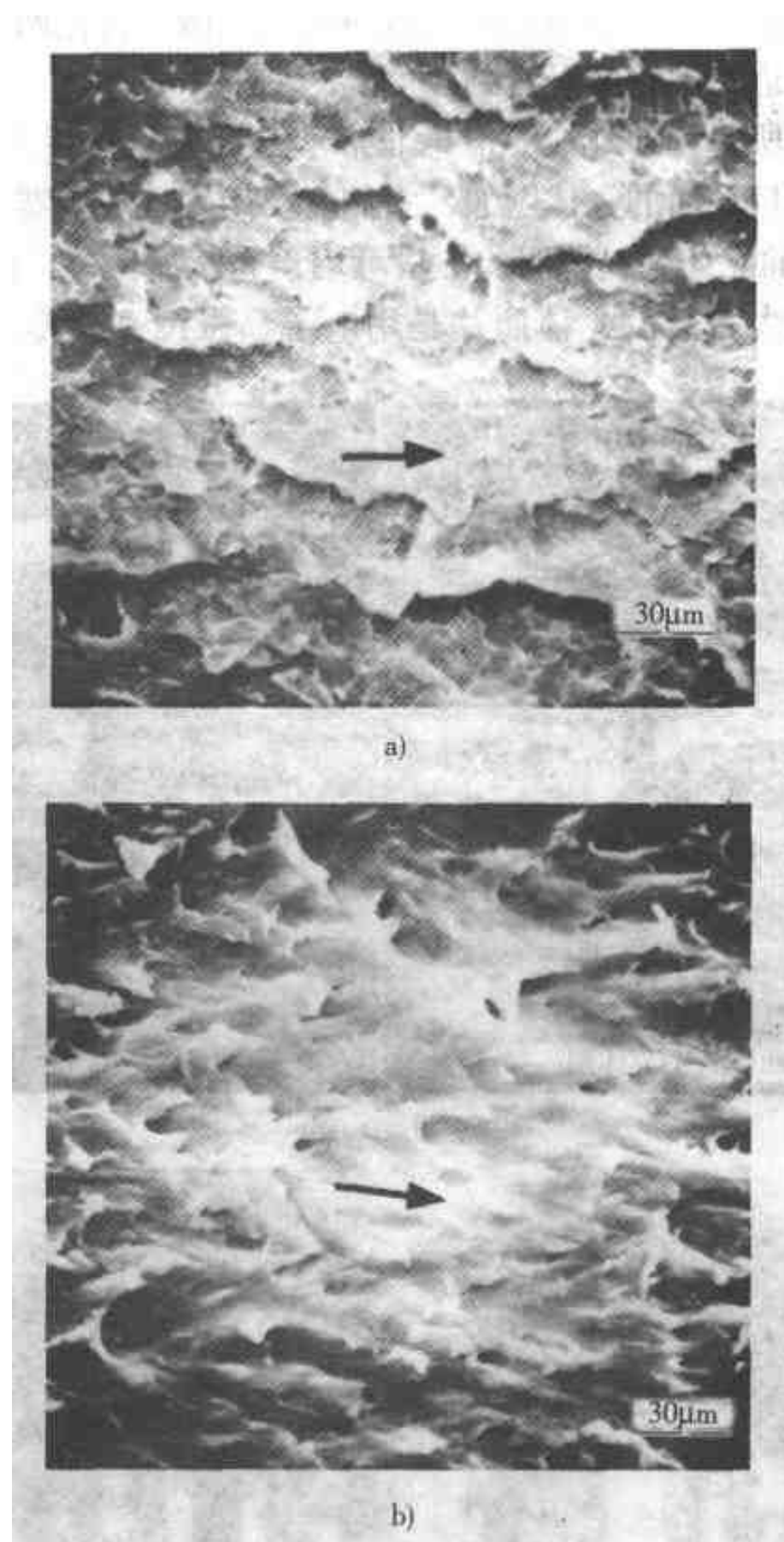


图 3.111 半晶体聚合物中的疲劳断口表面。箭头表示裂纹扩展方向
a) 干尼龙 66 b) 尼龙 66 + 2% 水 (引自 Bretz et al., in Hertzberg^[38])

3.16 断口表面的立体检查

虽然断口表面的电子显微镜照片（特别是扫描的电子显微镜照片）由于仪器的景深大而可以获得三维形貌，但是如果对表面进行立体成像（见附录 1A），则可以获得好得多的深度轮廓的效果。这类照片很容易获得。先对需要的区域拍

一照片，然后把试棒倾转几度对相同的区域再次成像。再把两张照片恰当地排列好，用立体观察器进行观察就可看到深度上的细节。

由立体观察器所得到的外加的信息非常重要。为了强调立体成像的重要性，在此列出了几张断口表面的立体图像，它们需要用立体观察器才能进行检查。图 3.112 为一对光学的立体副，说明此方法可用于光学显微镜。然而，此图像的分辨能力低，所以绝大多数的立体照片是用电子显微镜来获得的。图 3.113 及图

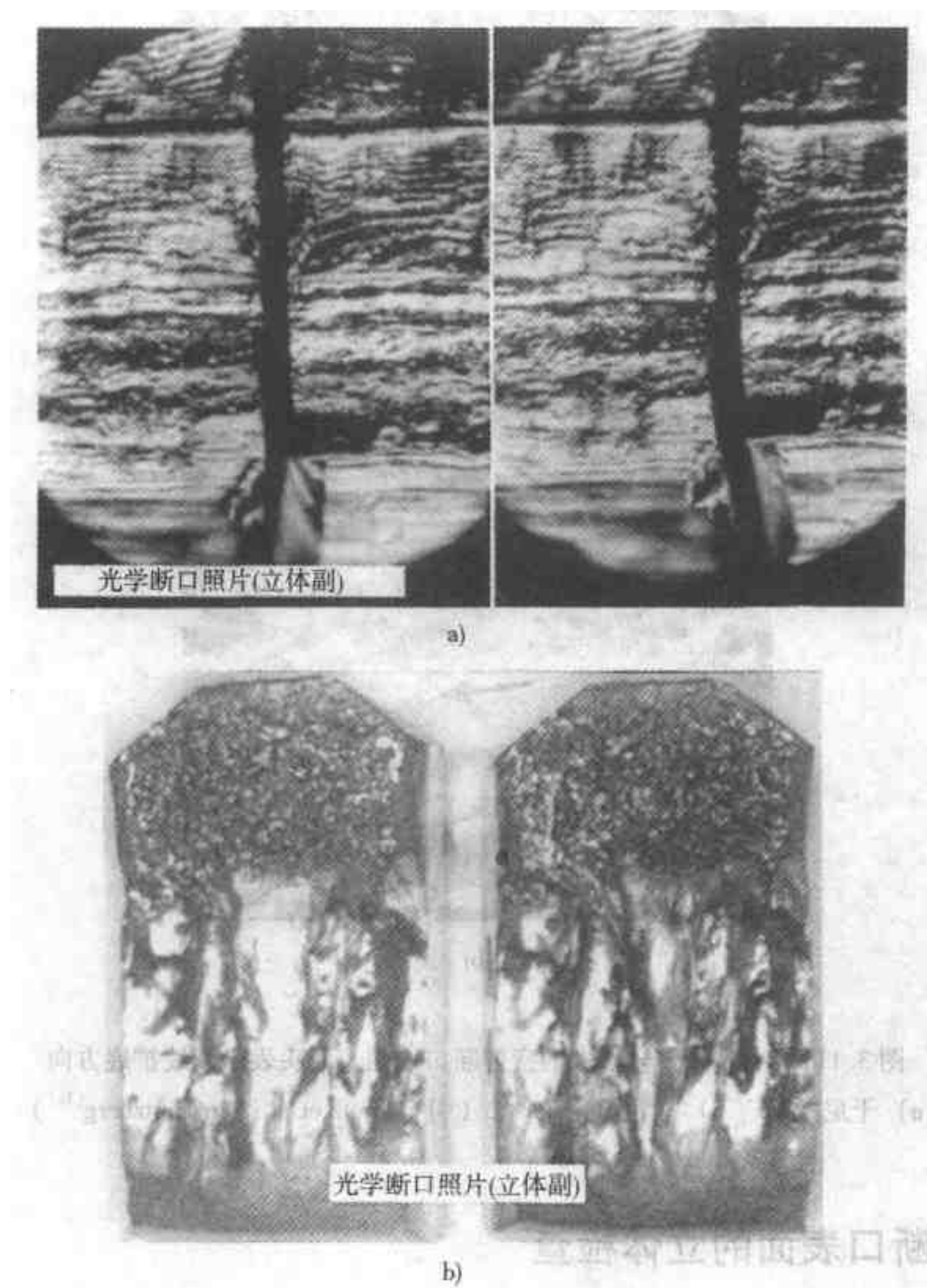


图 3.112 断口表面的光学立体副

a) 铝合金 1100 中低循环的疲劳断裂

b) 实验用铸造低碳钢的断口表面 (引自 Metals Handbook^[11])

3.114 列出了一系列断口表面形貌的立体副。

立体副可用于获得一定量深度的形状。此方法请详见附录 1A。

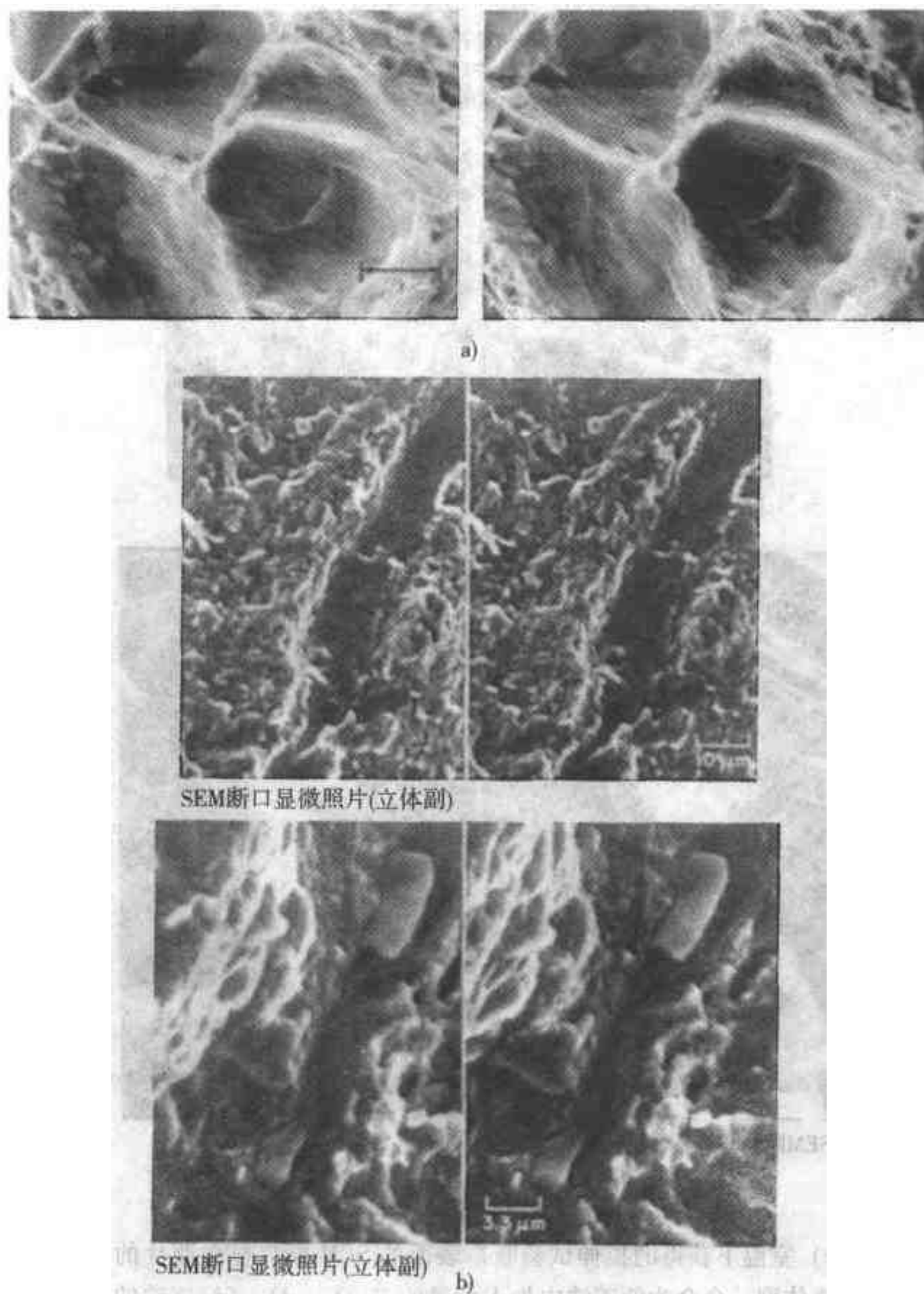


图 3.113 几类断口表面形貌的立体副

a) 显示商用纯钛的断口表面中深韧窝的立体副（经 M. Erickson-Natishan, 弗吉尼亚大学的同意, 引自 Gabriel^[14]） b) 断口表面上的梁及双梁槽。材料为 4340 钢, 热处理至 1310 ~ 1450MPa (190 ~ 210ksi) 的抗拉强度。顶部的照片为先前包含有一个梁的槽; 底部照片中的槽仍包含有一个梁的两部分

(引自 Metals Handbook^[11])

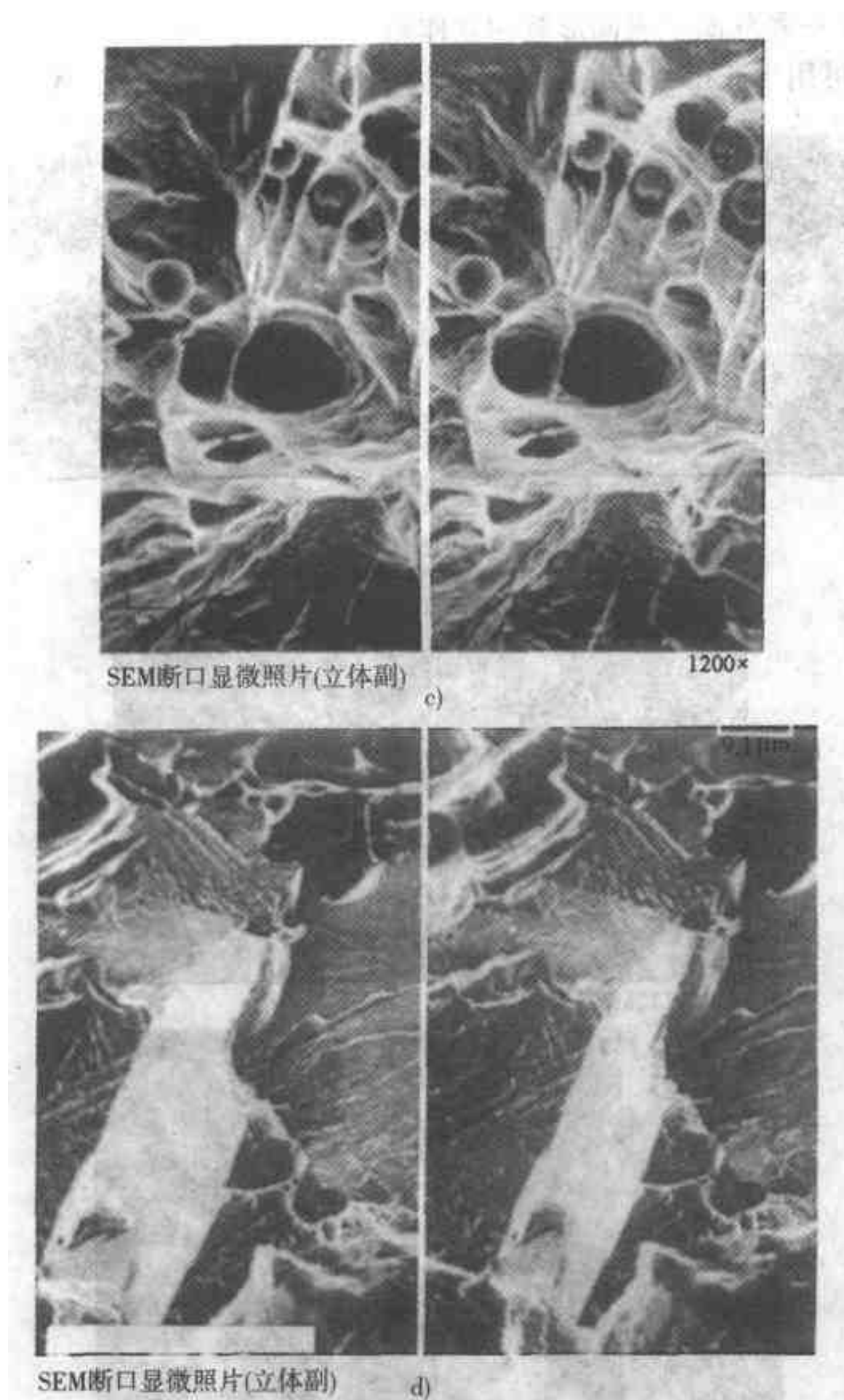


图 3.113 几类断口表面形貌的立体副 (续)

c) 室温下获得的拉伸试验断口表面的 SEM 断口显微照片的立体副。合金为低碳铁中加入大量的 Fe_2O_3 d) 高纯度铁的夏比冲击试棒的断口表面的 SEM 断口显微照片的立体副 (引自 Metals Handbook^[11])

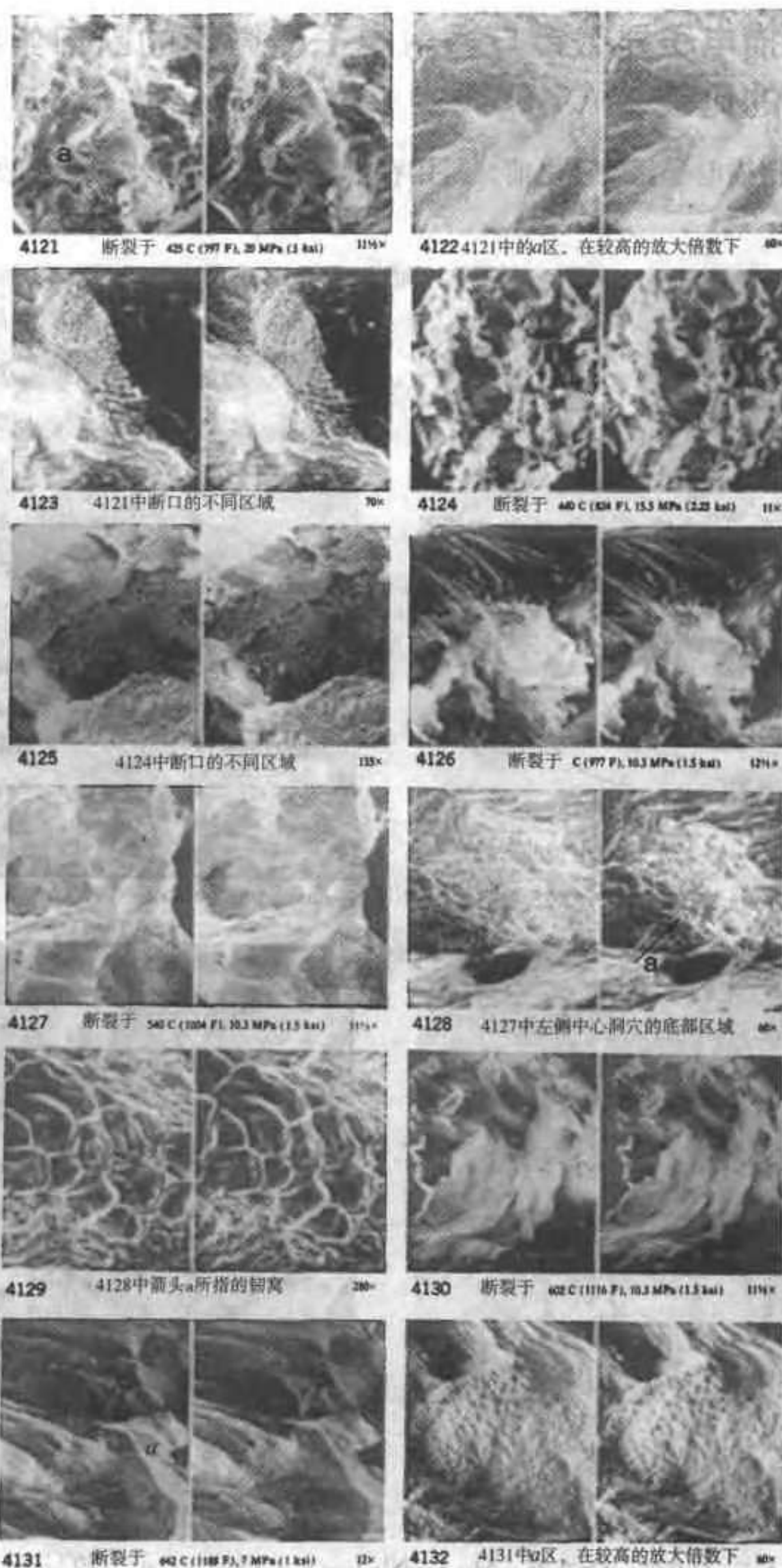


图 3.114 几类断口的 SEM 立体显微照片 (引自 Metals Handbook^[11])

3.17 扫描电子显微镜与透射电子显微镜的断口组织显微照片的比较

在发明扫描电子显微镜之前，是用在透射电子显微镜中对断口表面的复膜进

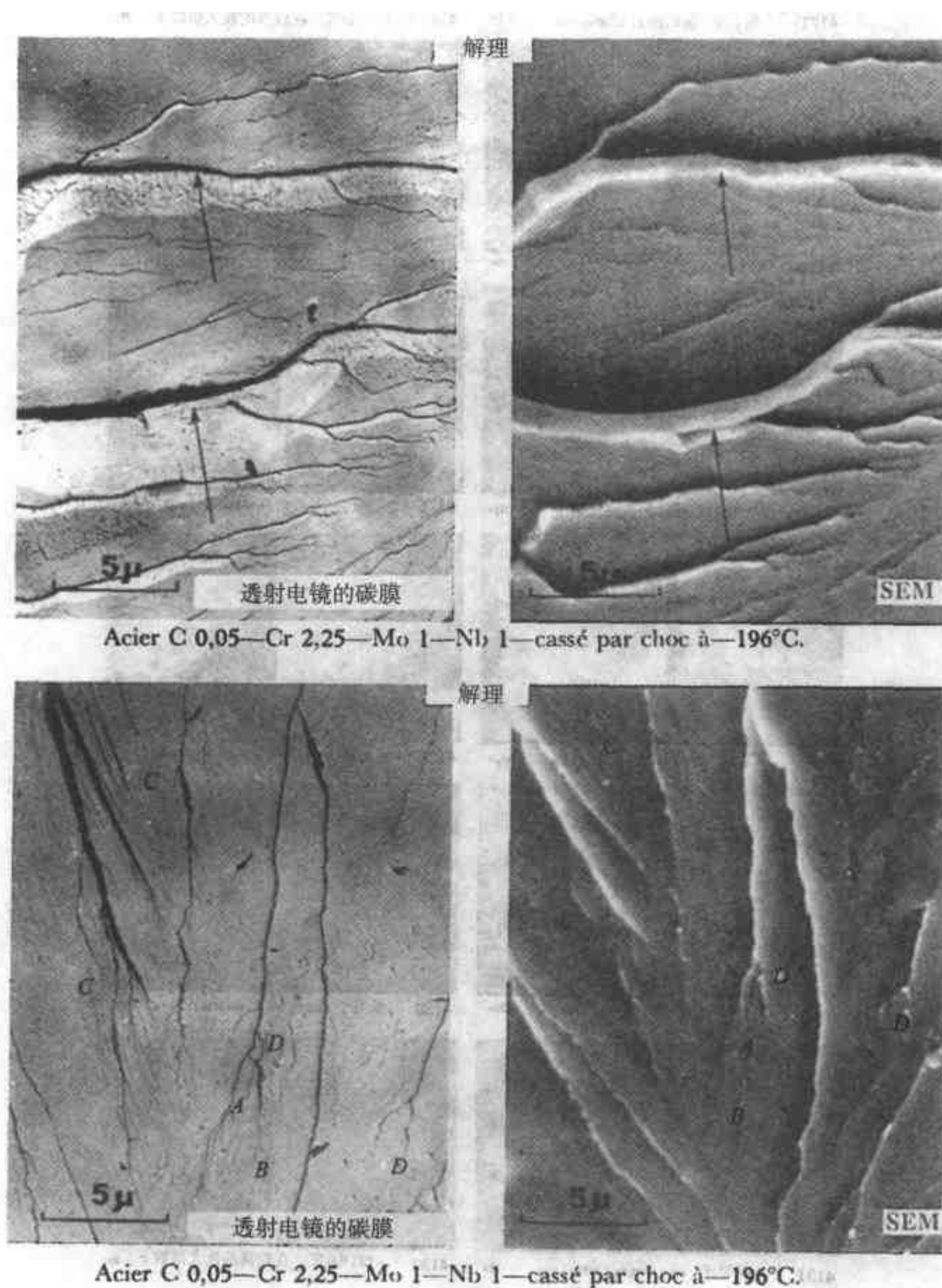
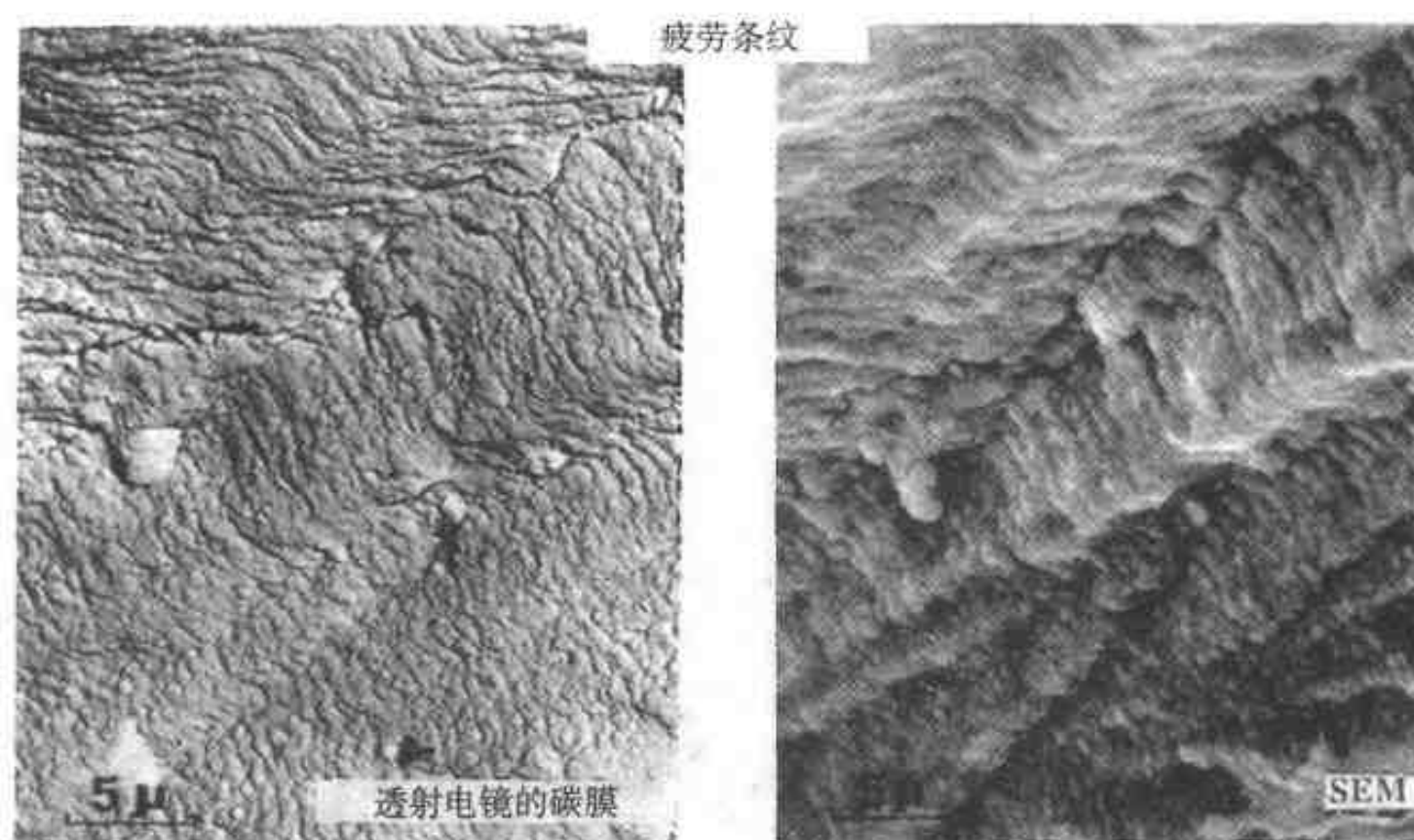
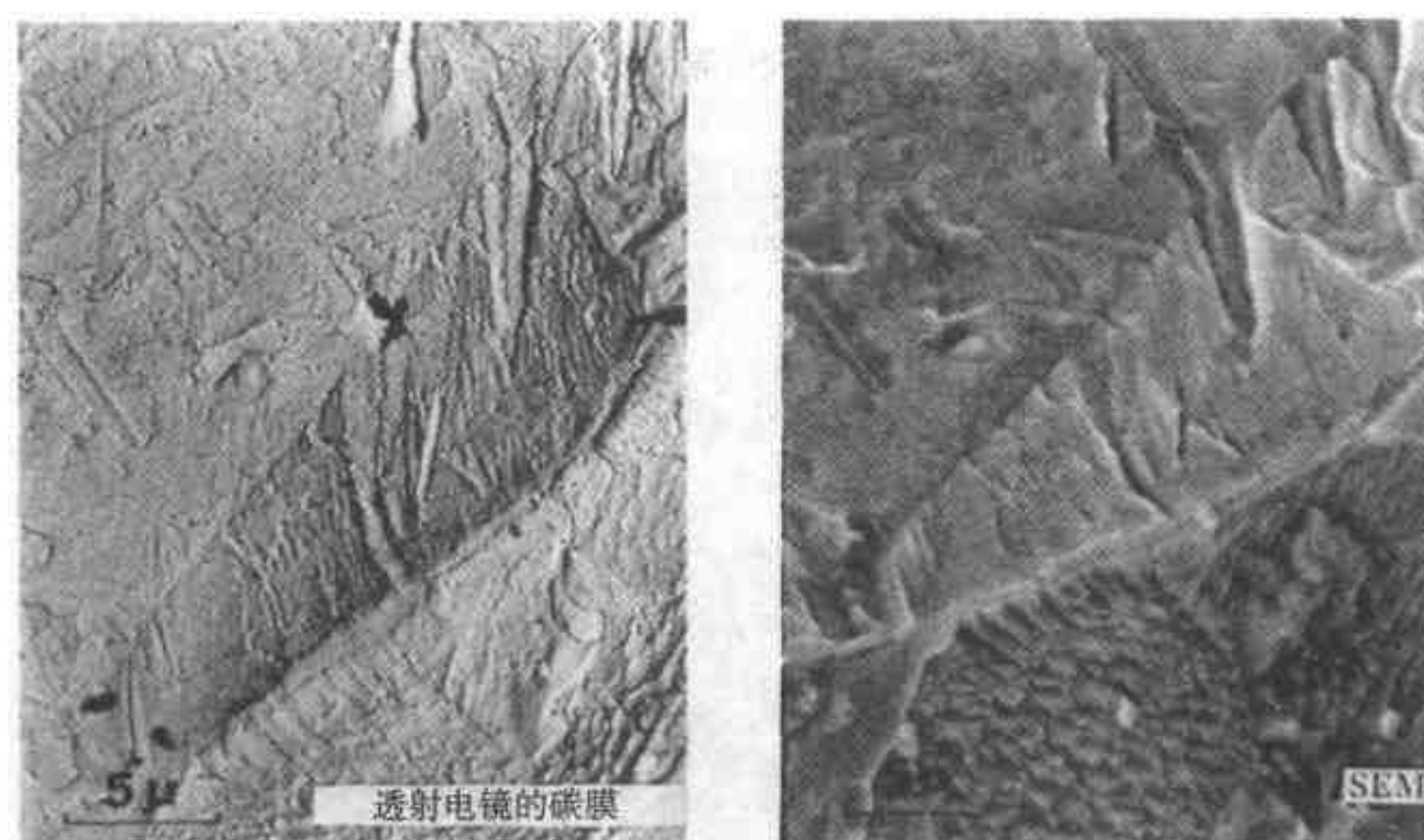


图 3.115 真正同一个区域的断口显微照片的比较。左边是在透射电镜中对碳复膜的观察；右边是由扫描电镜而得（引自 Maillard, Meny and Champigny^[41]）

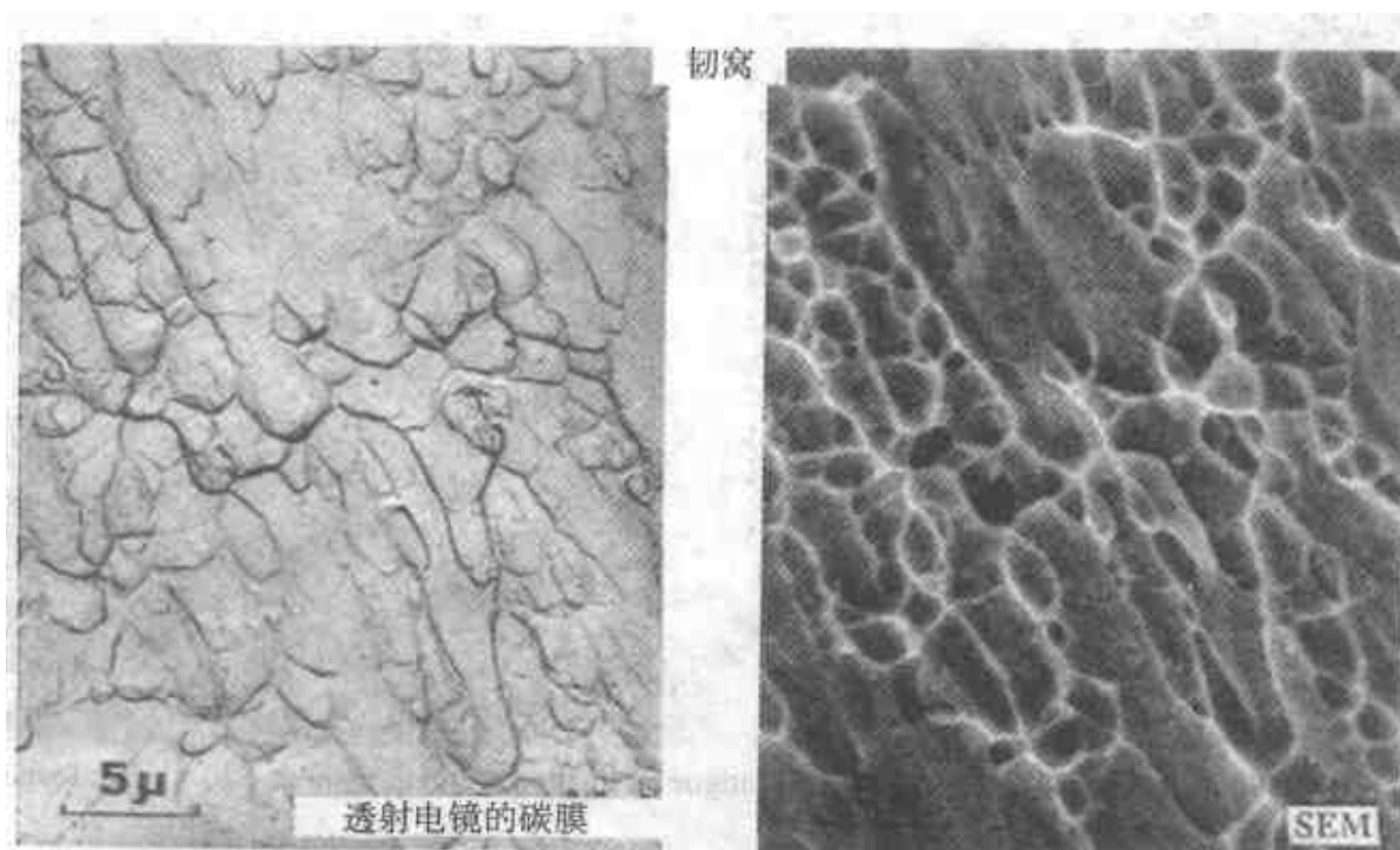


Acier C<0,03 — Cr 16 — Ni 12 — Mo 1,2. Fatigue en traction — compression à 580 °C dans l'argon
— nombre de cycles 25.535 fréquence 20 s.

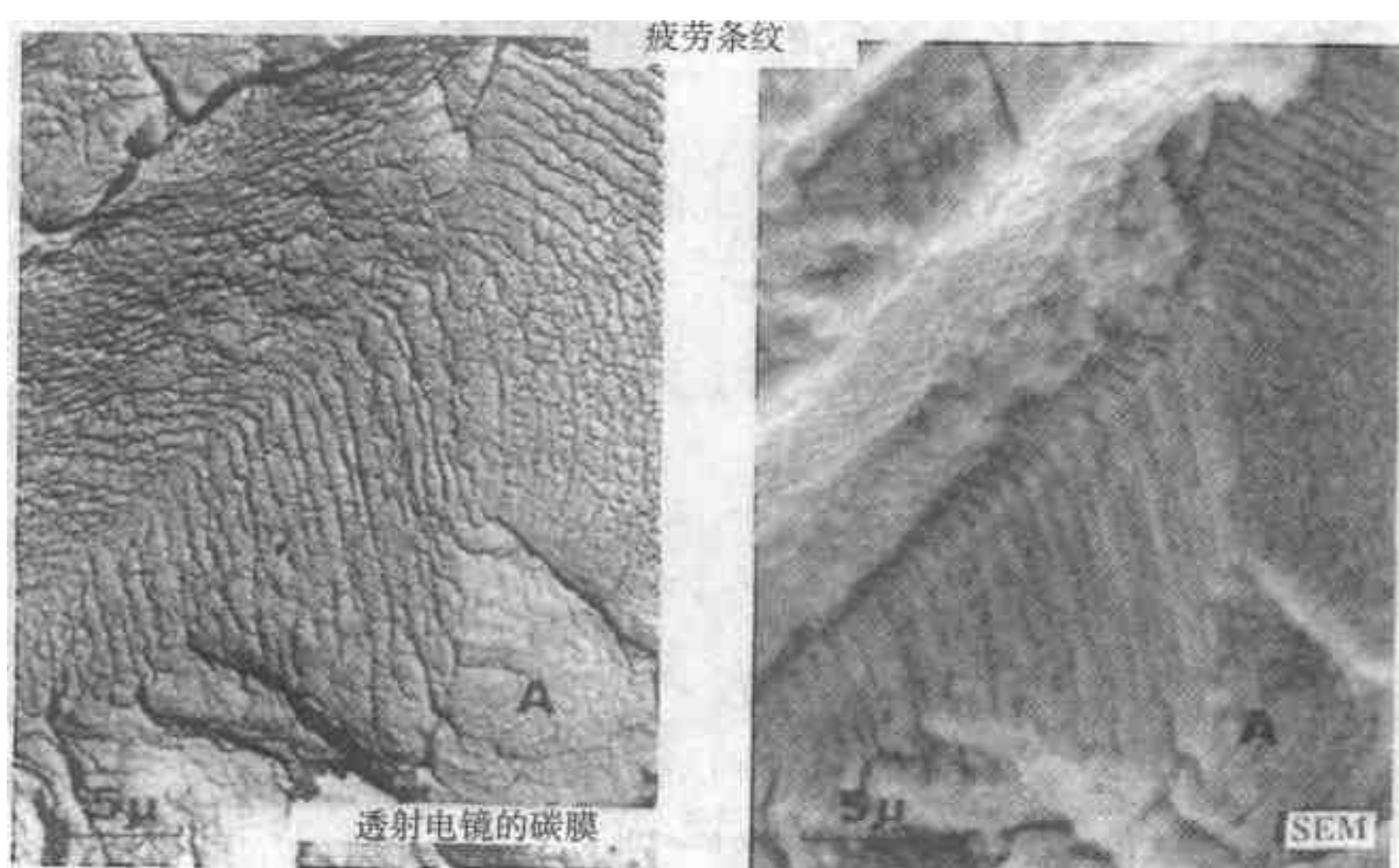


Acier C 0.15 — Cr 16 — Ni 2 — cassé par choc à — 196 °C

图 3.115 真正同一个区域的断口显微照片的比较。左边是在透射电镜中对碳复膜的观察；右边是由扫描电镜而得（引自 Maillard, Meny and Champigny^[41]）（续）

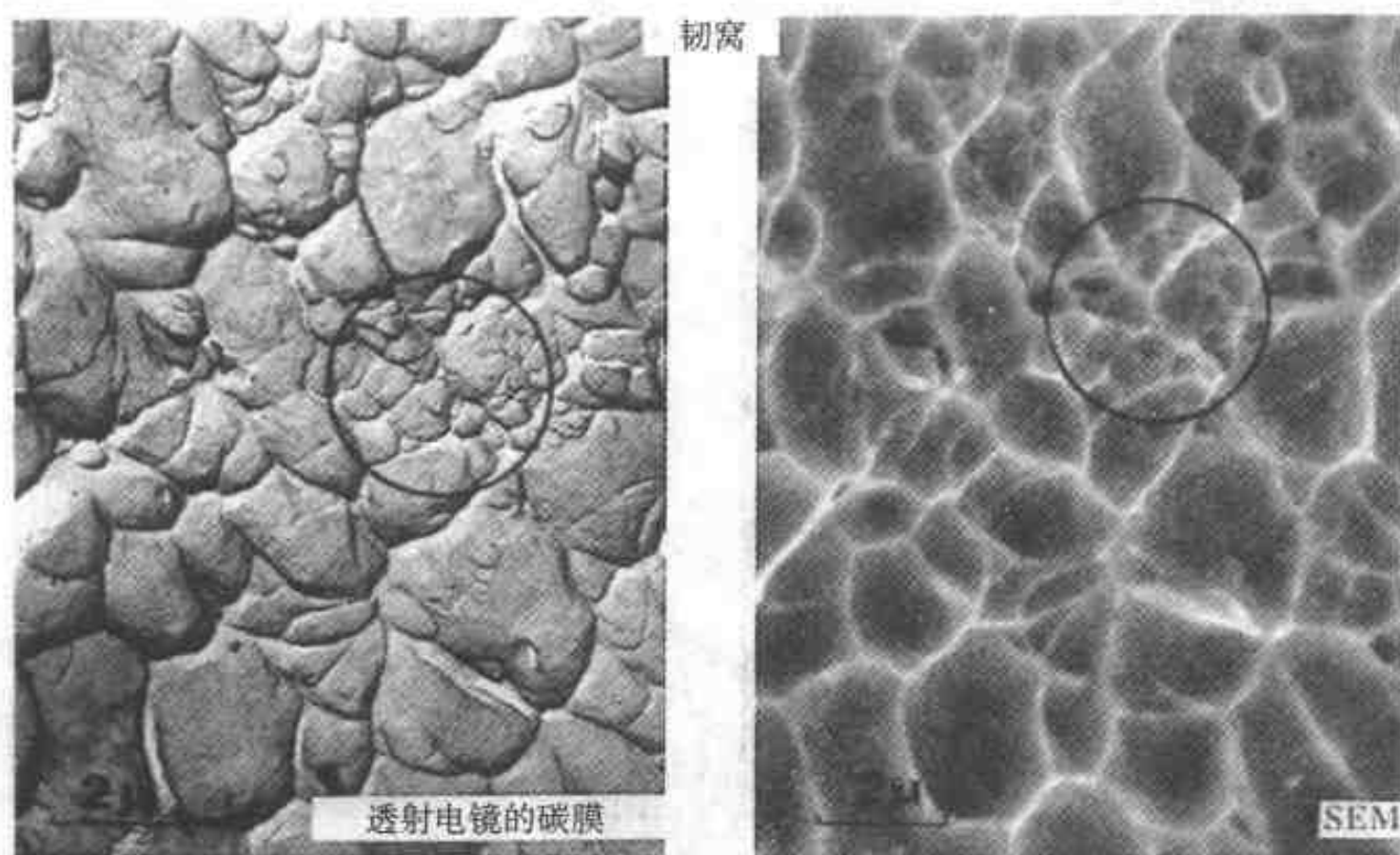


Acier C<0,08—Cr 17—Ni 12—traction a 20°C

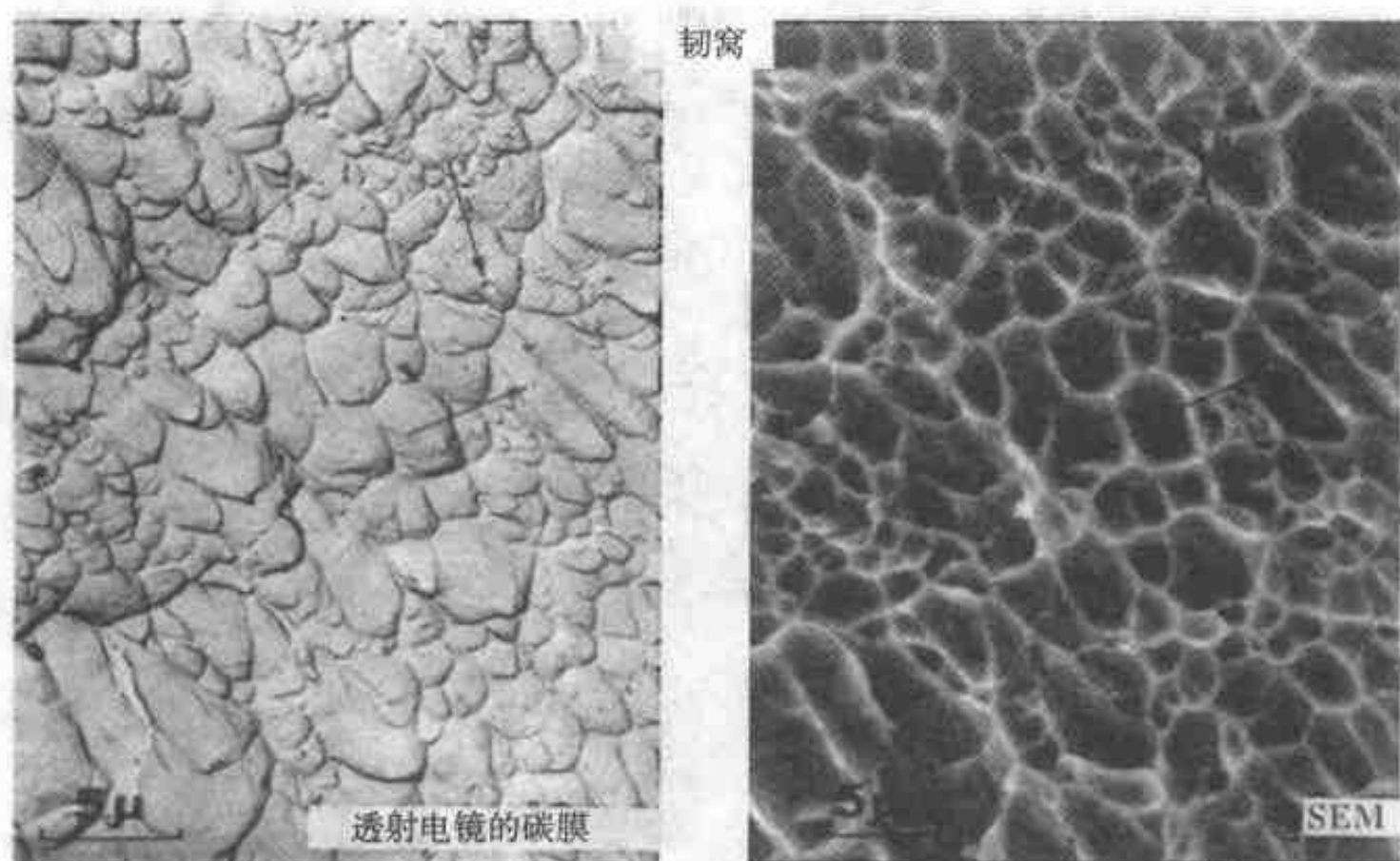


Acier C<0,03—Cr 16—Ni 12—Mo 1.2. Fatigue en traction—compression à 580°C dans l'argon
—nombre de cycles 25.535— ϵ 0.5—fréquence 20 s.

图 3.115 真正同一个区域的断口显微照片的比较。左边是在透射电镜中对碳复膜的观察；右边是由扫描电镜而得（引自 Maillard, Meny and Champigny^[41]）（续）

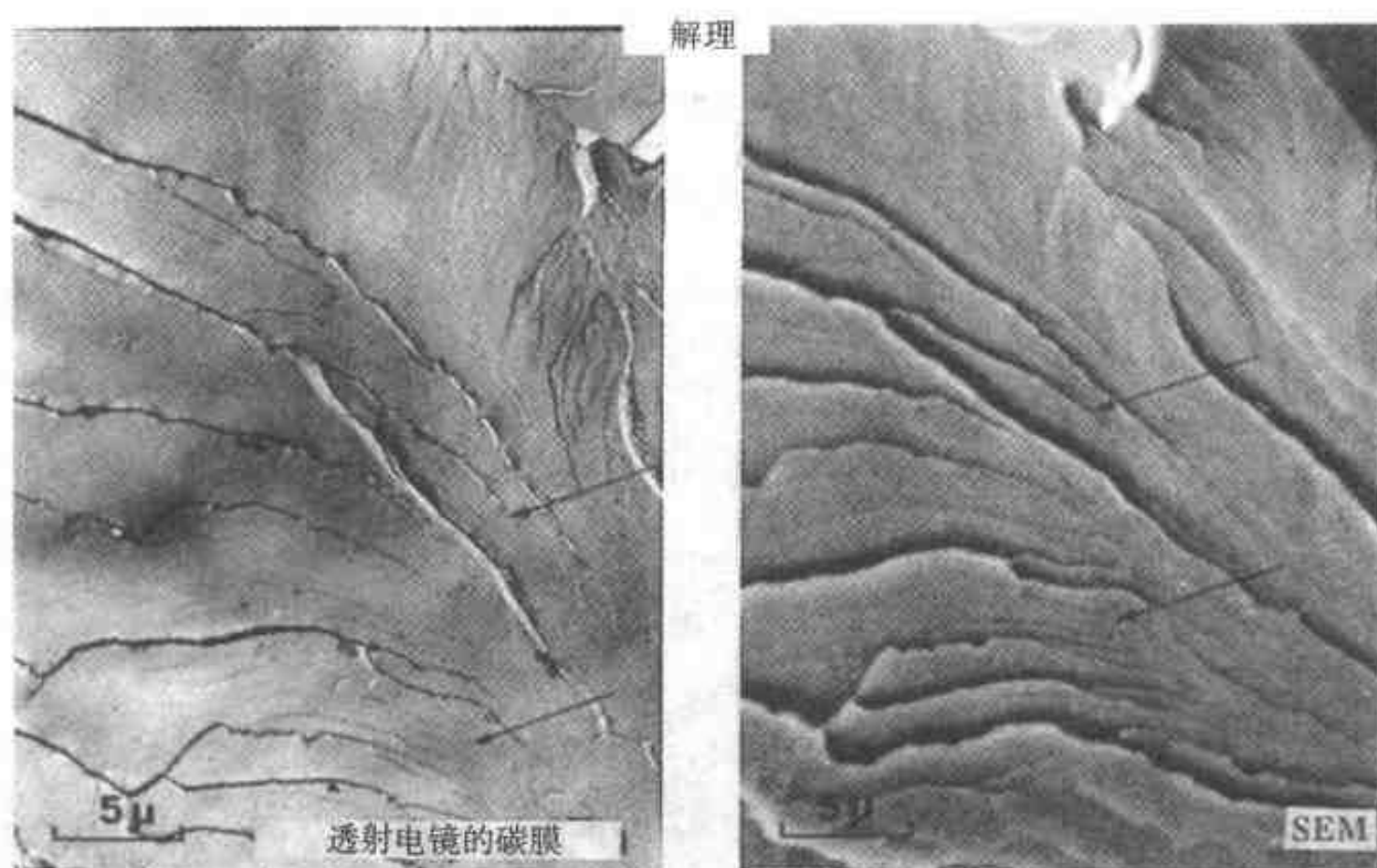


Acier C<0.08 — Cr 17 — Ni 12 — traction à 20° C.

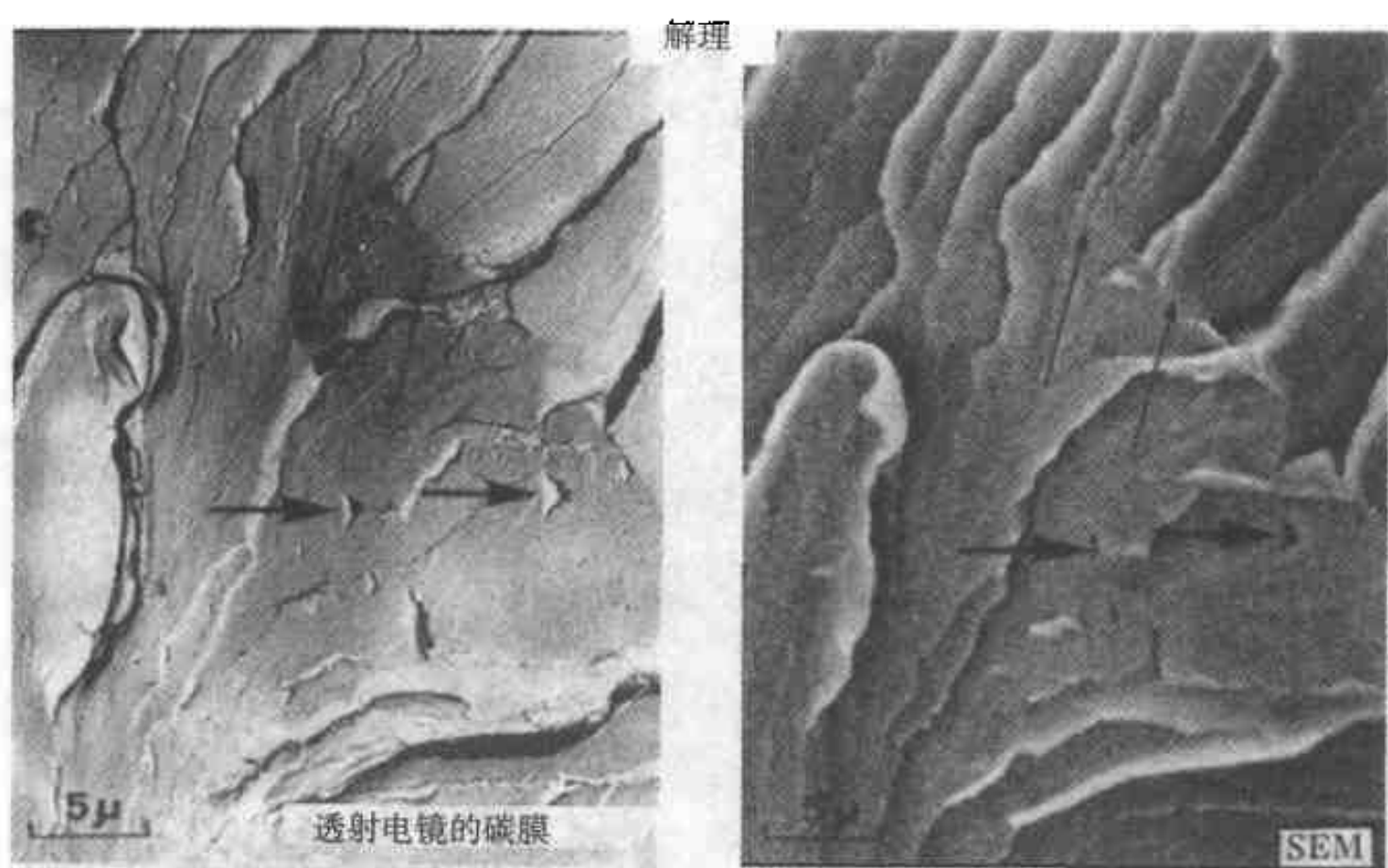


Acier C<0.08 — Cr 17 — Ni 12 — traction à 20° C.

图 3.115 真正同一个区域的断口显微照片的比较。左边是在透射电镜中对碳复膜的观察；右边是由扫描电镜而得（引自 Maillard, Meny and Champigny^[41]）（续）



Fer pur casse par choc à -196°C .



Fer pur casse par choc à -196°C . origine des rivières ↑ ; Langrettes → .

图 3.115 真正同一个区域的断口显微照片的比较。左边是在透射电镜中对碳复膜的观察；右边是由扫描电镜而得（引自 Maillard, Meny and Champigny^[41]）（续）

行成像而获取断口组织显微照片的，因此早期文件中的断口表面都是这种形式的。现在绝大多数是用扫描电子显微镜来进行观察的。然而在有一些情况下必须要检查复膜，例如有些破坏的零件太大不能放到扫描电子显微镜中去。同一断口表面从扫描电镜中观察到的与从透射电镜的复膜中观察到的会稍有不同。识别普通的特征（例如韧窝）在这两类图像中的形貌是有用的。图 3.115 举例显示“同一区域”的断口形貌在扫描电镜及透射电镜中的图像。图 3.116 为同一个断口表面（但不是确确实实的同一区域）用扫描电镜及透射电镜成像的立体副。

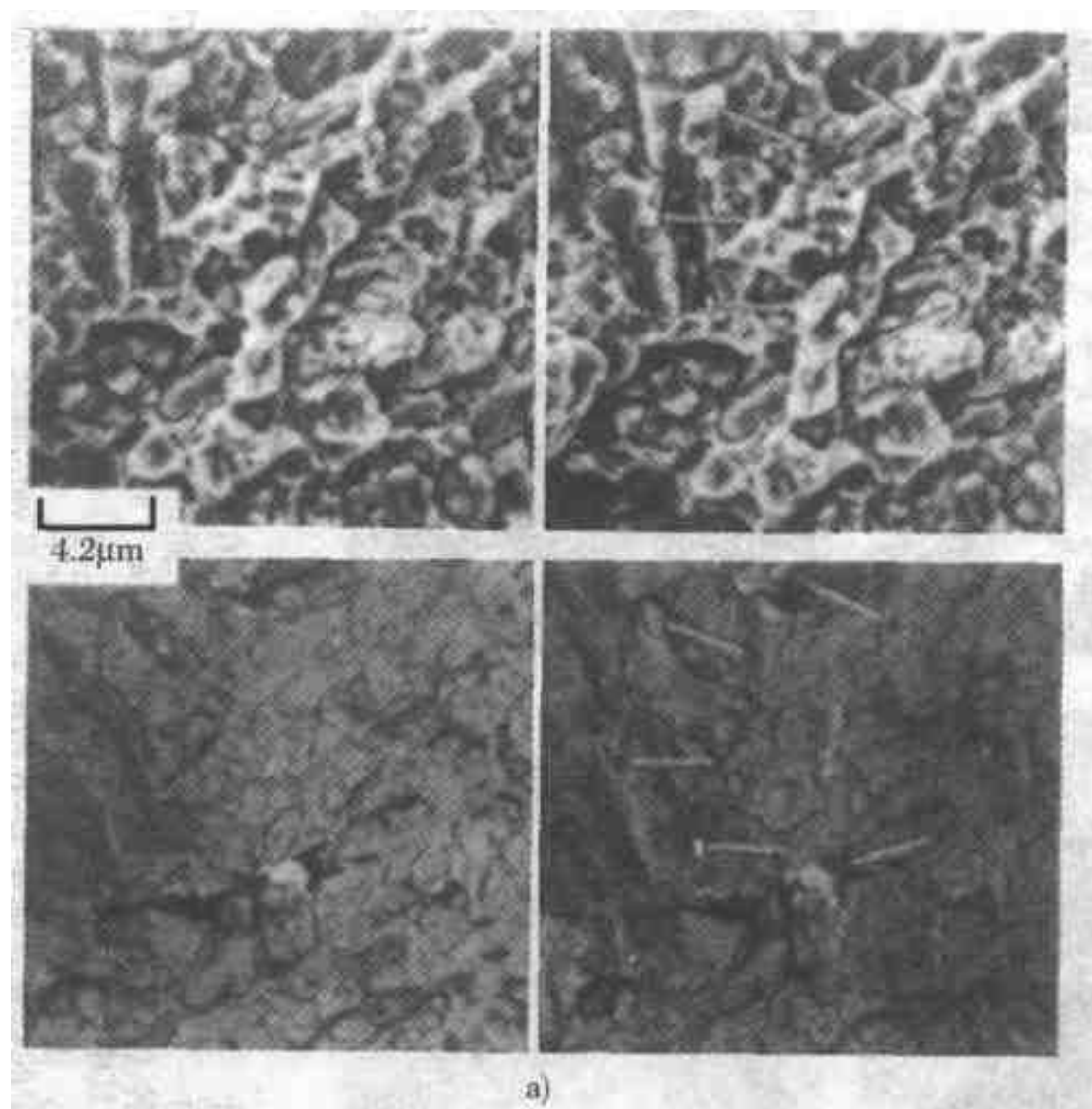


图 3.116 各类断面的立体显微照片。在断口表面上选定区域，对其在透射电镜及在扫描电镜上所观察到的形貌进行比较。每套照片中，上面的一对是扫描电镜显微照片，下面的一对是透射电镜复膜的显微照片

a) 室温冲击断口。材料为普通碳素钢，经 800°C (1472°F) 热处理 5min，油淬火。试样在未回火态时断裂，硬度为 65HRC，断口表面出现由微观空洞聚集而形成的韧窝以及小的局部区域的准解理面。扫描电镜图像中箭头 1 的地方一个凸出部分的近于椭圆形的端部可以在透射电镜的图像中容易地认出来。一个指向左侧的（箭头 2）粗略的三角形顶端的特征也能很快辨认出来。然而，此特征的上部部分在透射电镜中显得比在扫描电镜中要平坦得多，虽然在两者中的局部标记都是可以判定的。箭头 3 也是扫描电镜及透射电镜的立体显微照片互相一致的地方。在箭头 4 与箭头 5 的地方，有些细节在透射电镜中丢失了，因为复膜有局部的撕裂（引自 Metals Handbook^[11]）

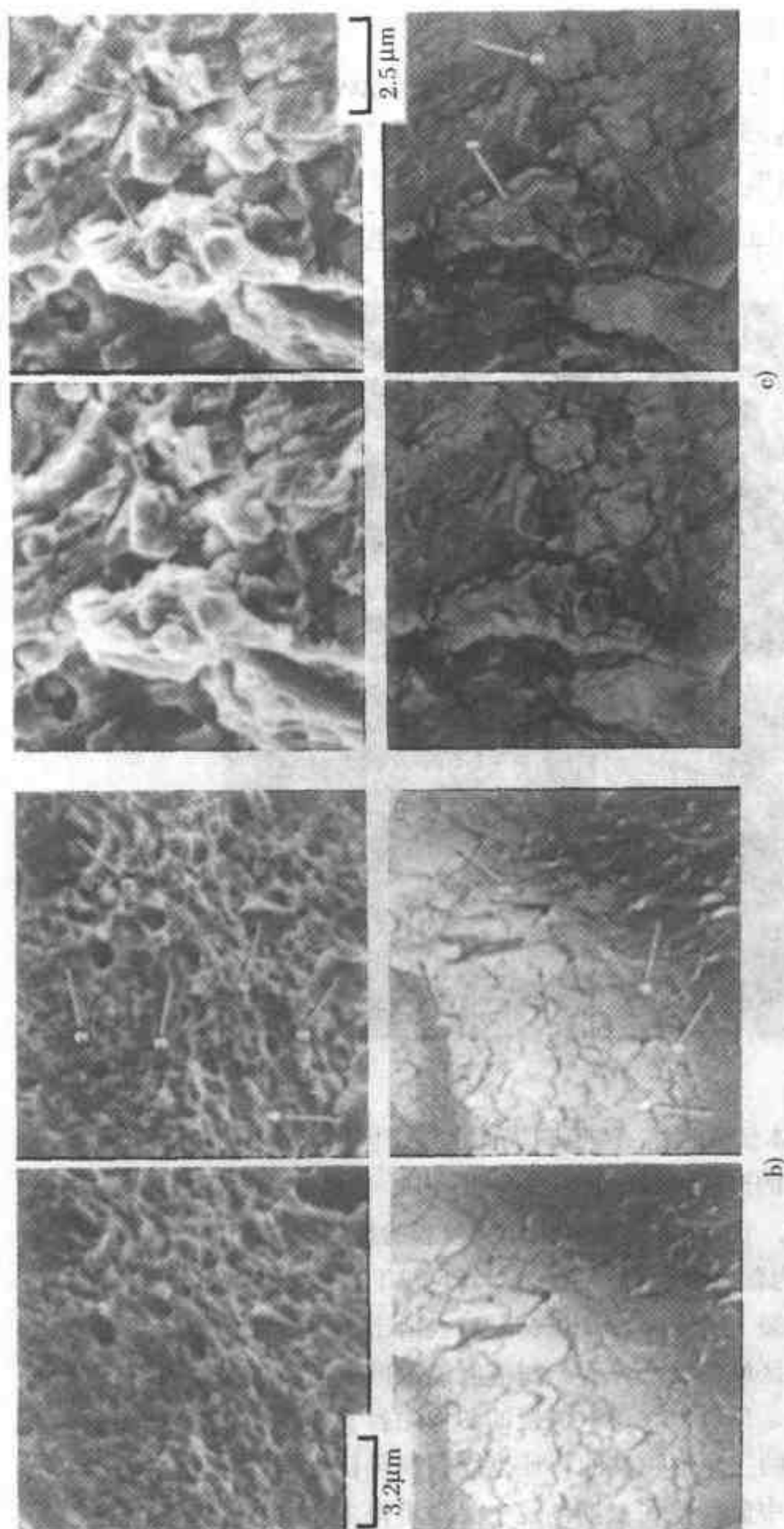


图 3.116 各类断面的立体显微照片。在断口表面上选定区域，对其在透射电镜及在扫描电镜上所观察到的形貌进行比较。每套照片中，上面的一对是扫描电镜显微照片，下面的一对是透射电镜复膜的显微照片（续）

b) 室温冲击断口。材料为低合金锰钢 ($w(\text{C}) = 0.60\% \sim 0.70\%$, $w(\text{Mn}) = 1.0\% \sim 1.1\%$)，在断裂前经 900°C (1652°F) 油淬火。断面主要显示为剪切韧窝，其中有些（在每对立体副的右上方）大得足以显出撕裂的区域。（应指出，这么大的韧窝的透射电镜复膜可能会弯曲或溃散，正如在此次比较中所见到的那样，它会引入一种与 SEM 图像有非常大差异的韧窝的形貌。）在每一对图像中可能会见到特定的韧窝。箭头 1~6 指出了这一系列的韧窝。在扫描电镜图像中所观察到的，特别是大的韧窝的深度，是在透射电镜中十分少见的。c) 这是一个显然很复杂的区域，含有许多小的和不同的准解理面及许多球状夹杂物。其最主要的特征为箭头 1 所指的峰。在两组立体副中都得到真实地再现并显出细节。注意在峰的李晶尖端之间的两个夹杂在两组立体副中都显示出来了，但是在扫描电镜立体副中稍靠近顶部的某个类似的那个夹杂在透射电镜中丢失了，因为其复膜受到损坏。在扫描电镜图像的顶部中心区记录下的复杂程度似乎比透射电镜图像相同区域多得多。但是，在箭头 2 的地方，透射电镜图像所展现的极细小的断裂标记却不能在扫描电镜图像的相同部位找到（引自 Metals Handbook^[11]）

3.18 人为产物

在断口表面上可能会有制备试样时人为引入的特征，必须把它与真实的断口特征相区别开。其中有些往往是容易识别的，例如废屑与腐蚀产物。另外一些可能会引起对断裂过程的错误译释。

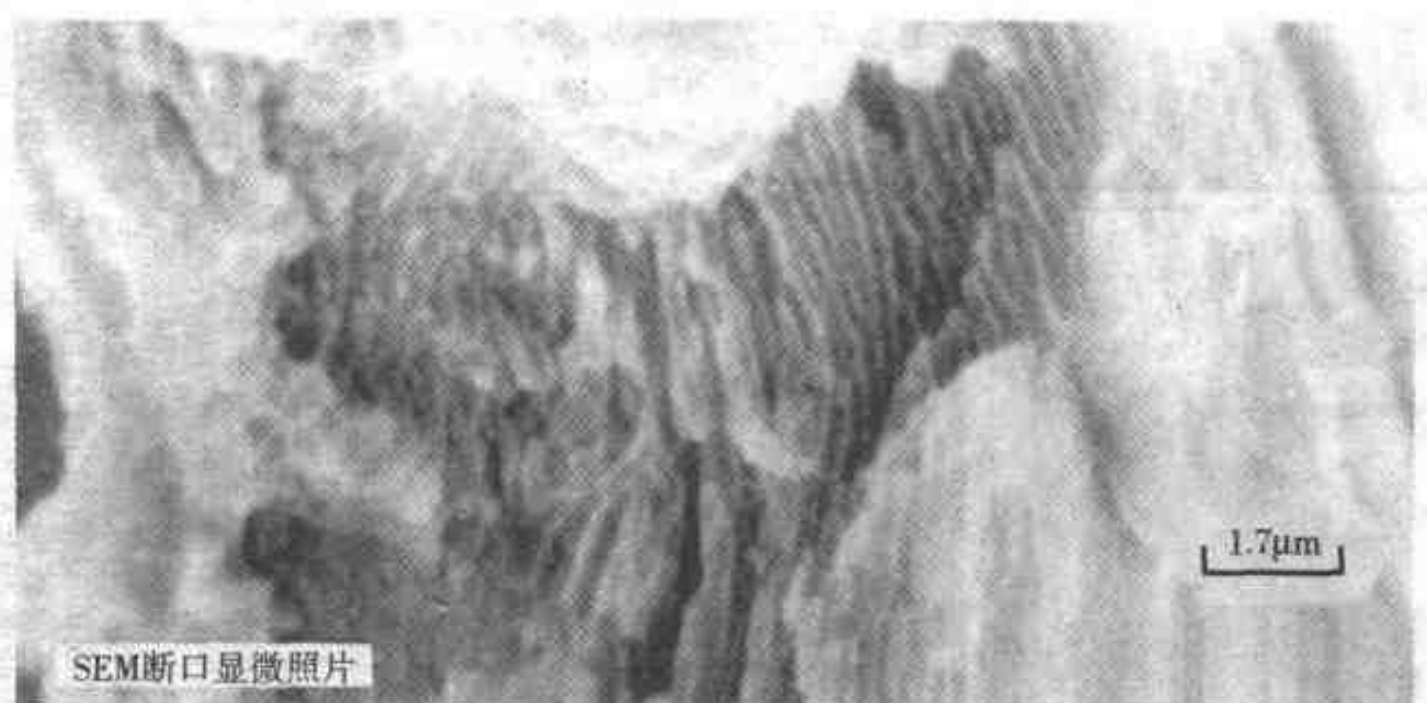


图 3.117 断口显微照片显示似乎是疲劳条纹，但实际上是由于断口通过珠光体中的铁素体与碳化铁的交替层而形成的
注意，在几个局部区域中珠光体层被二次裂纹所分割
(引自 Metal Handbook^[11]。)

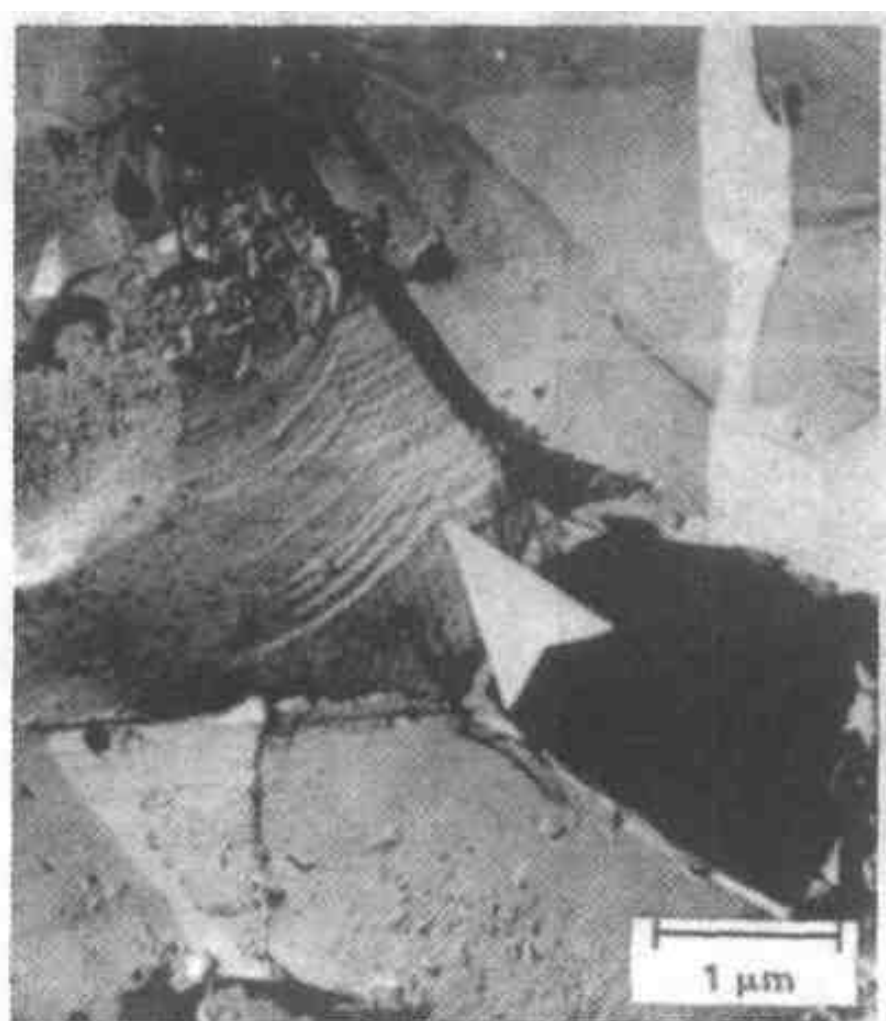


图 3.118 用 TEM 复膜所看到的华纳线，这是一种有时候会在十分脆的材料（例如玻璃）的断口表面上发生的特征。试棒材料为 WC - Co。经 5% 的 HCl 腐蚀（经 S. B. Luyckx, University of Witwatersrand 同意，引自 Kerlins and Phillips^[9]）

图3.117 示出一断口表面，其中包括含有平行线的区域。这些平行线与疲劳条纹相类似，但是在此实例中是因为断口正好经过了珠光体中的铁素体与碳化铁平行层而形成的。另外可能被误认为疲劳条纹的一些特征是“华纳线 (Wallner lines)” (图 3.118) (有时出现在脆性材料及“相”的断口表面上，但是其起源尚未明确证实)、滑移痕迹 (图 3.39 与 3.23) 以及轮胎痕迹 (图 3.67)。

图 3.119 示出一张断口显微照片，其中出现光滑的区域。这是断口表面的真实特征，但是它与断裂过程无关，而是在断口表面形成后由于两表面互相摩擦而形成的 (摩擦斑痕)。这是在疲劳断裂中常见的一种特征。图 3.120 说明一种称为“泥浆裂纹”的特征。这是腐蚀产物的沉积区域，而不是断裂过程的真实特征。用重复清理的方法对断口表面进行检查 (例如用复膜用窄条，见 1.4.2 节) 可以对这些人为产物进行测定。

在制备透射电镜复膜时会产生一系列现在已经辨认出的人为产物。其中一个问题是从断口表面上去除塑料复膜时，把它撕破、伸长、刮坏了。图 3.121 中举出了这些东西对断口显微照片的影响的例子。为了提高对比度，通常用重金属来遮蔽复膜 (见 1.4.2 节)，这样就可能在此步骤中使塑料复膜过热。对相继的复膜测量其形貌的稳定性通常可以把此效果排除出去。电子流对复膜过度加热可能会使得用于遮蔽的重金属 (见 1.4.2 节) 变成网状，如图 3.122 所示。再说一遍，可以通过再制备的复膜来判定这类形貌究竟是不是人为产物。两阶段塑料复膜制备过程 (见 1.4.2 节) 中的一个问题是，可能这塑料复膜并没有从碳薄膜上完全去除掉。图 3.123 中示出了残留的塑料薄膜在 TEM 中的状态。即使复膜从需复制的表面上取下来后不包含人为产物，但是碳薄膜很薄 (比如 20nm (200\AA))，也可能撕裂，其状态与图 3.124 中的相似。然而，这种人为产物通常是容易辨认的。

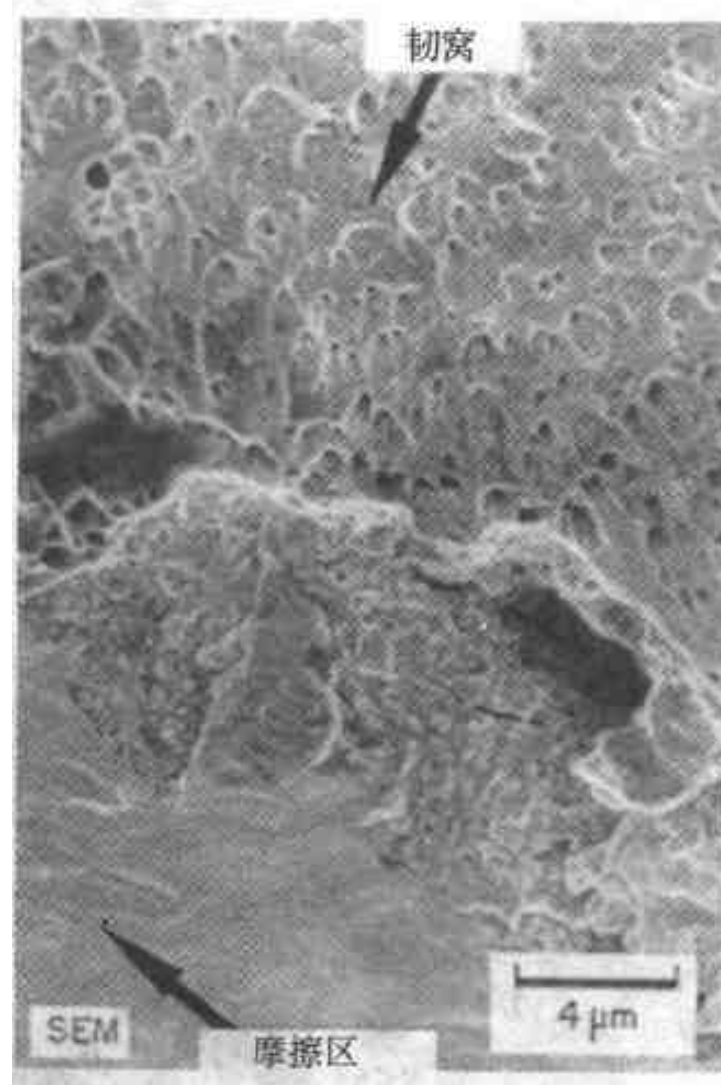


图 3.119 断口显微照片显示光滑的区域，这是摩擦的标记，成因是在断裂发生后两表面的接触

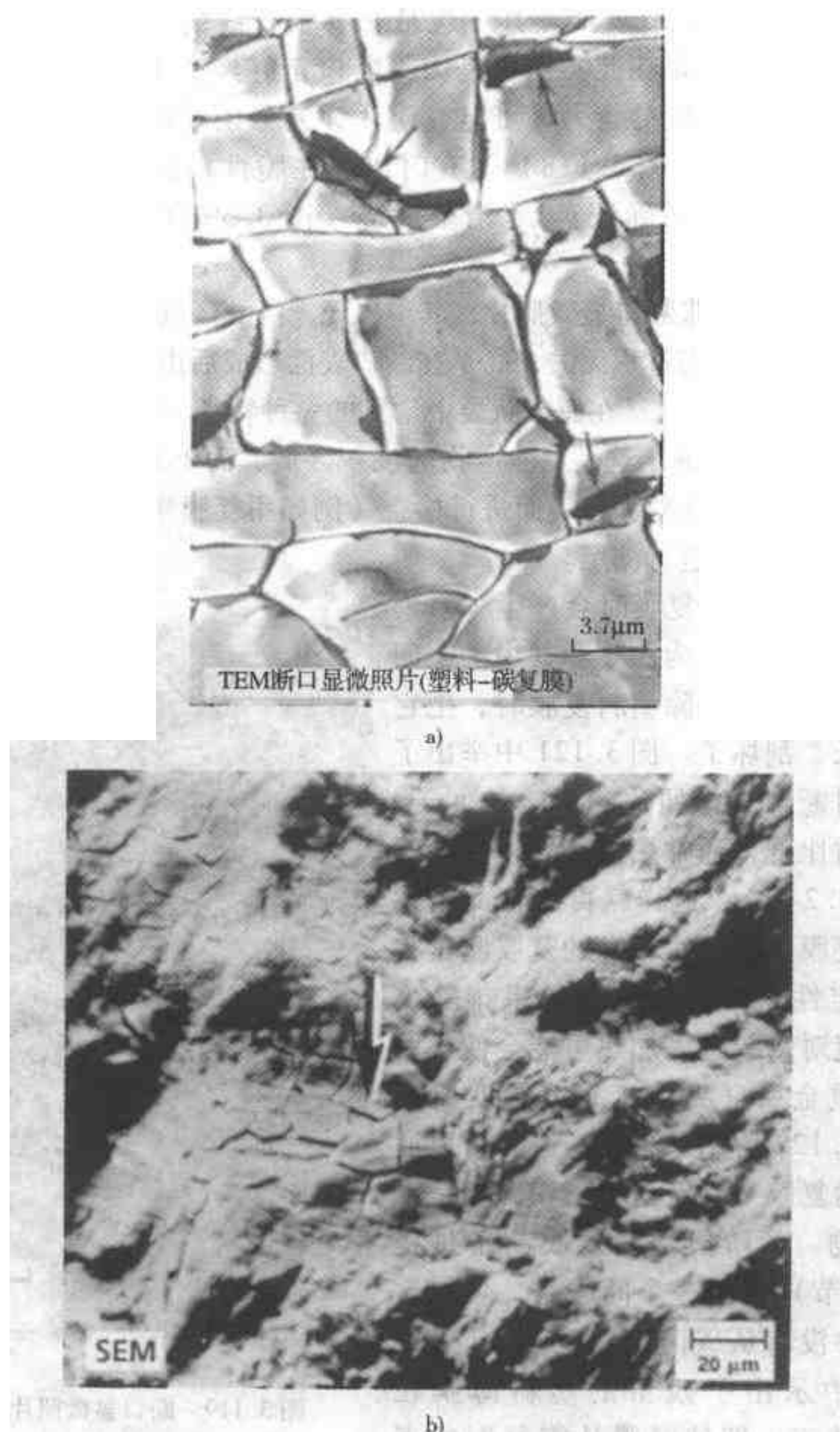
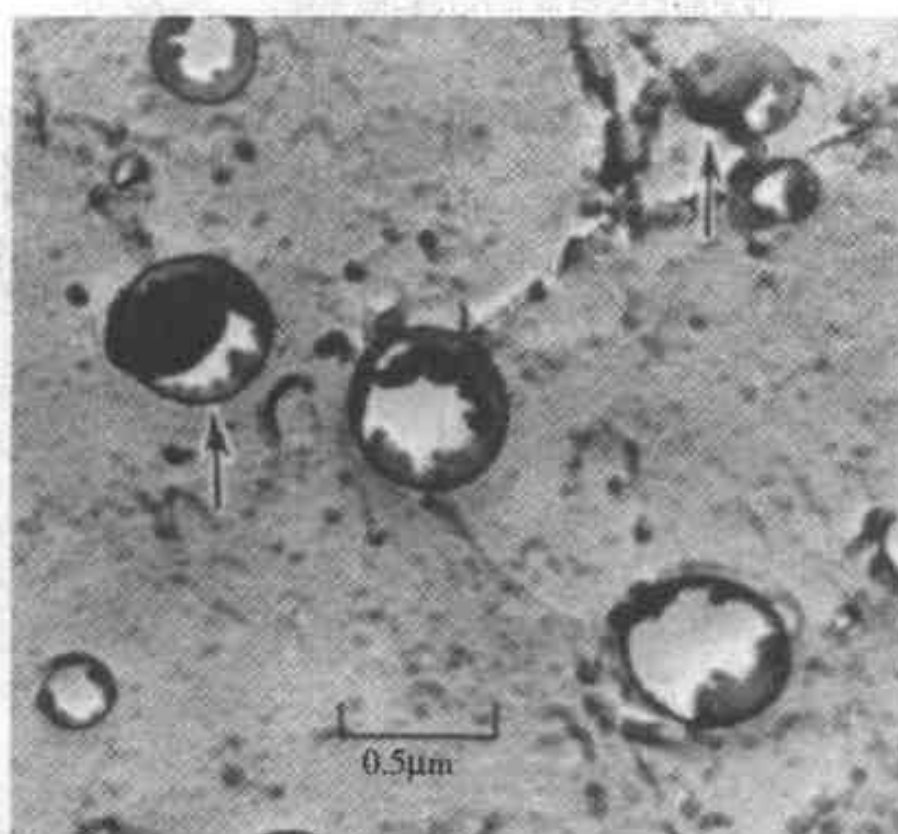


图 3.120 断口显微照片显示泥浆状裂纹，
这是一种与断口表面上的腐蚀产物有关的特征
a) 铝合金 7079 - T651 的一个晶间断裂表面，因在 3.5% NaCl 溶液中应力腐蚀而开裂（引自 Meyn^[42]） b) 316L 奥氏体不锈钢手术植入物的断口表面，使用时在体液中破坏（引自 Metal Handbook^[40]）



a)



20 000×

b)

图 3.121 TEM 复膜中人为产物的例子

a) 在两阶段制造过程中经常会遇到的擦伤产物

b) 在箭头所示的气泡处可以见到气泡与被复制的表面之间的塑料薄膜被去除了一部分

(引自 Metals Handbook^[11,40])

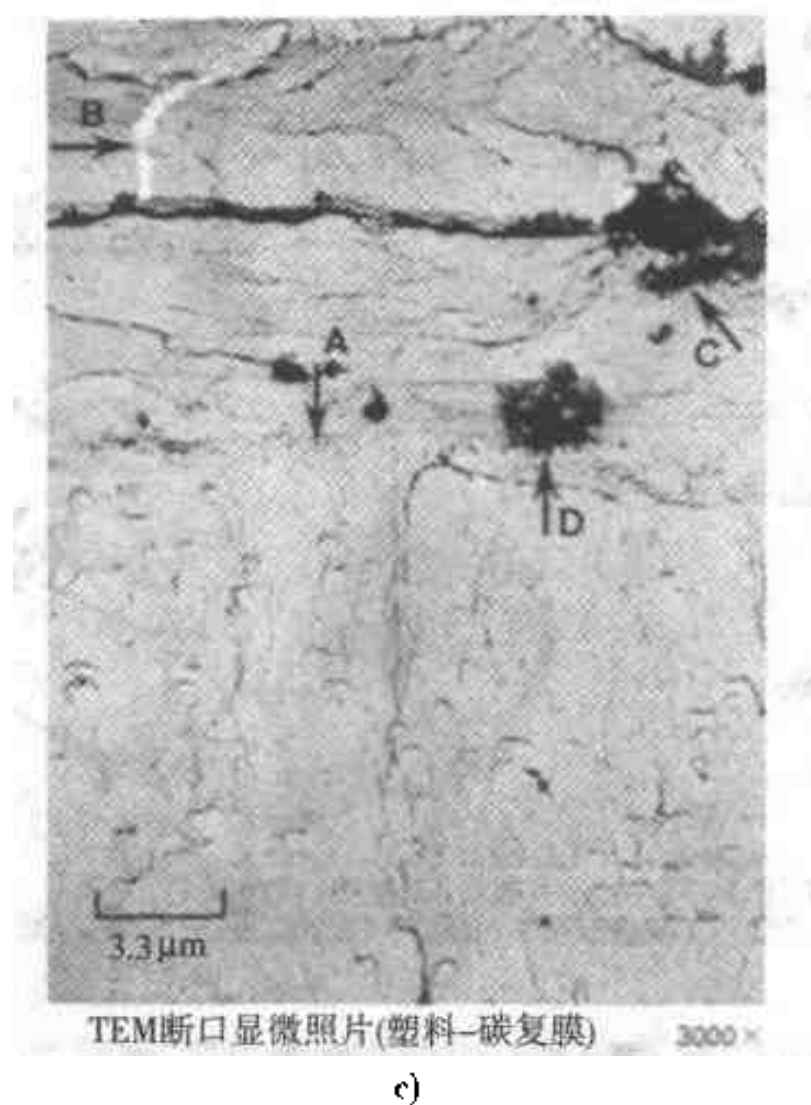


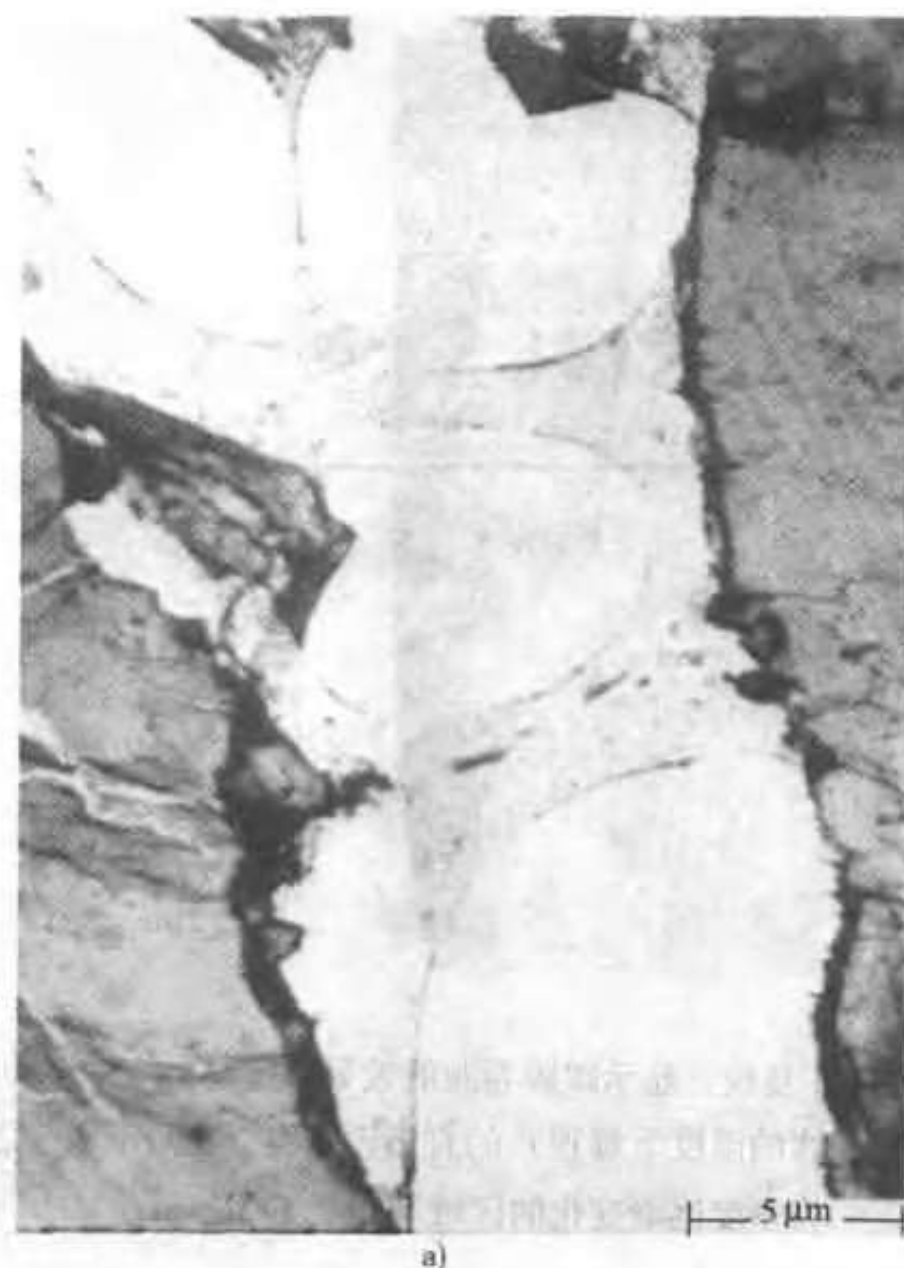
图 3.121 TEM 复膜中人为产物的例子 (续)

c) 断口显微照片中，箭头 A 以下的一半的形貌是在制作的第一阶段中塑料复膜撕裂的结果，完全不能代表断口表面。箭头 B 指出在第二阶段的碳复膜中的一条裂纹。箭头 C 指出因清理断口表面不恰当而带入的一个颗粒。箭头 D 指出第一阶段中因未完全溶解而残留的塑料薄膜 (引自 Metals Handbook^[11,40])

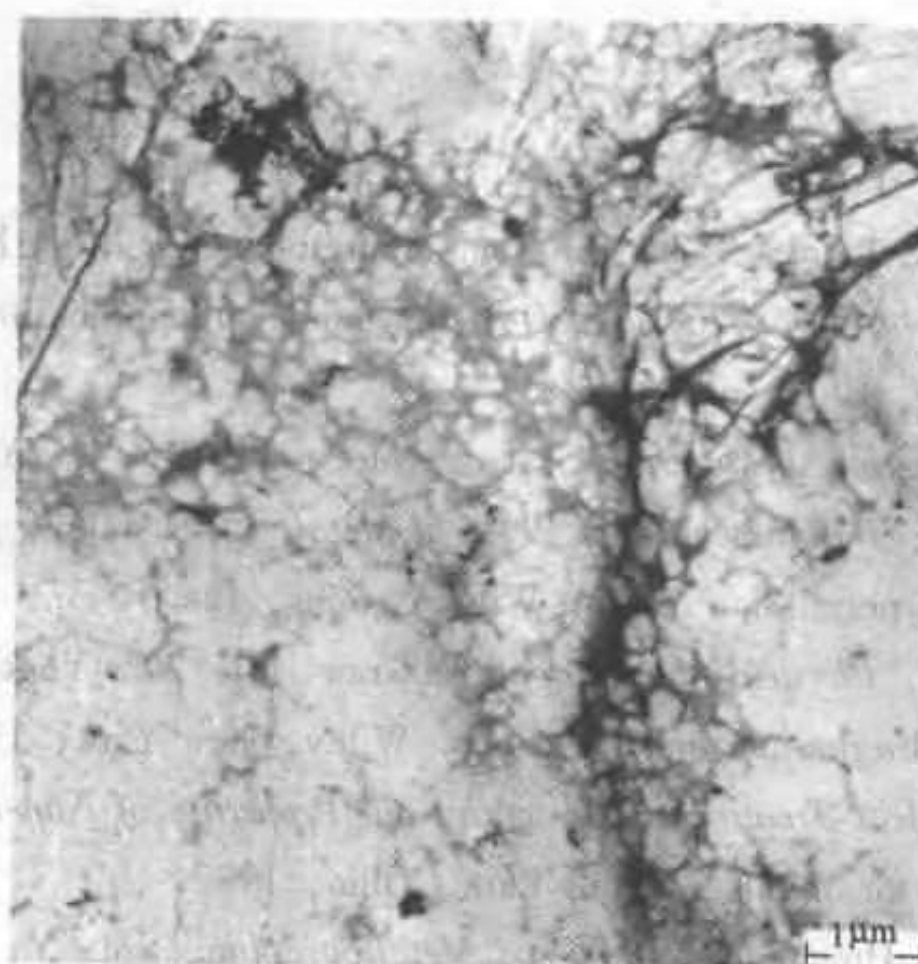


图 3.122 因在 TEM 的电子流中过度加热而形成的复膜网形的例子。这是一份显示镍断口中韧窝的塑料-碳复膜，用锡作遮蔽。网形是因为在显微镜中遮蔽金属熔化并形成液滴所致

(引自 Metals Handbook^[40])



a)



b)

图 3.123 TEM 复膜，显示碳膜上的塑料层未被完全去除掉（引自 Bechem^[8]）

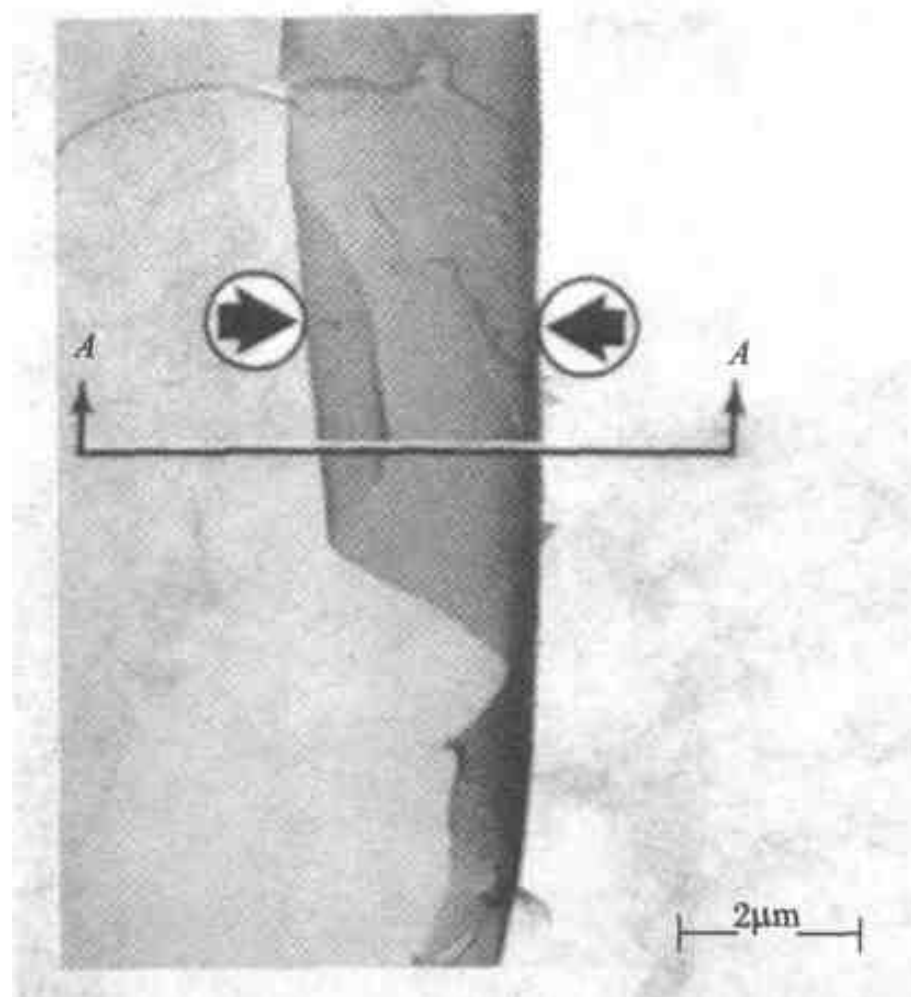


图 3.124 TEM 复膜, 显示碳膜卷曲的效果。这是一个平坦的断口表面 (铁在干冰的温度下解理) 的直接碳复膜。在两个箭头之间为密度逐渐变化的区域 (引自 Beachem^[8])

参考文献

1. W. Boas and E. Schmid, "Über die Temperaturabhängigkeit der Kristallplastizität," *Z. Physik*, vol. 61, p. 767, 1930 (Reprinted with permission of Springer-Verlag, Heidelberg, Germany.)
2. A. Guy, *Introduction to Materials Science*, McGraw-Hill, New York, 1972.
3. J. D. Verhoeven, *Fundamentals of Physical Metallurgy*, Wiley, New York, 1975. (Reprinted with permission of John Wiley & Sons, Inc.)
4. C. E. Birchenall, *Physical Metallurgy*, McGraw-Hill, New York, 1959.
5. C. S. Roberts, *Magnesium and Its Alloys*, Wiley, New York, 1960.
6. C. R. Brooks, *Heat Treatment, Structure and Properties of Non-Ferrous Alloys*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1982.
7. G. Henry and D. Horstmann, *De Ferri Metallographia*, vol. V: *Fractography and Microfractography*, Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Germany, 1979.
8. C. D. Beachem, "Microscopic Fracture Processes," in H. Liebowitz (ed.), *Frac-*

- ture, vol. 1: *Microscopic and Macroscopic Fundamentals*, Academic Press, New York, 1968.
9. V. Kerlins and A. Phillips, "Modes of Fracture," in *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 12: *Fractography*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1987, p. 12.
 10. L. Engel and H. Klingele, *An Atlas of Metal Damage*, Carl Hanser Verlag, Munich, Germany, 1981.
 11. *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 9: *Fractography and Atlas of Fractographs*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1974.
 12. D. Broek, "Some Contributions of Electron Fractography to the Theory of Fracture," *Int. Met. Rev.*, vol. 19, p. 135, 1974.
 13. S. P. Lynch, "Ductile and Brittle Crack Growth: Fractography, Mechanisms and Criteria," *Met. Forum*, vol. 11, p. 268, 1988.
 14. B. L. Gabriel, "Scanning Electron Microscopy," in *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 12: *Fractography*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1987, p. 166.
 15. W. D. Syniuta and C. J. Corrow, "Scanning Electron Microscopic Studies of Fracture Mechanisms of SAE 52100 Bearing Steel," *Wear*, vol. 15, p. 171, 1970.
 16. A. W. Thompson and J. C. Chesnutt, "Identification of a Fracture Mode: The Tearing Topography Surface," *Met. Trans.*, vol. 10A, p. 1193, 1979.
 17. J. C. Grosskreutz, "Fatigue Mechanisms in the Sub-Creep Range," in S. S. Manson (ed.), *Metal Fatigue Damage-Mechanism, Detection, Avoidance, and Repair*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1971.
 18. C. Laird, "The Influence of Metallurgical Structure on the Mechanisms of Fatigue Crack Propagation," in *Fatigue Crack Propagation*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1967.
 19. H. Verhoff and P. Newmann, "In situ SEM Experiments Concerning the Mechanism of Ductile Crack Growth," *Acta Met.*, vol. 27, p. 915, 1979.
 20. W. L. Haworth, V. K. Singh, and R. K. Mueller, "Holographic Detection of Fatigue-Induced Surface Deformation and Crack Growth in a High-Strength Aluminum Alloy," *Met. Trans.*, vol. 11A, p. 219, 1980.
 21. C. A. Zapffe and C. O. Worden, "Fractographic Registrations of Fatigue," *Trans. ASM*, vol. 43, p. 958, 1951.
 22. C. D. Beachem, "Microscopic Fatigue Fracture Surface Features in 2024-T3 Aluminum and the Influence of Crack Propagation Angle upon Their Formation,"

- Trans. ASM*, vol. 60, p. 324, 1967.
23. P. N. Thielen and M. E. Fine, "Fatigue Crack Propagation in 4140 Steel," *Met. Trans.*, vol. 6A, p. 2133, 1975.
 24. H. Böhm, *Einführung in die Metallkunde*, Bibliogr. Institut, Mannheim, Germany, 1968.
 25. D. A. Meyn and F. J. Brooks, "Microstructural Origin of Flutes and Their Use in Distinguishing Striationless Fatigue Cleavage from Stress-Corrosion Cracking in Titanium Alloys," in L. N. Gilbertson and R. D. Zipp (eds.), *Fractography and Materials Science*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1981. (Copyright© ASTM; reprinted with permission.)
 26. C. R. Brooks and B. L. McGill, "The Application of Scanning Electron Microscopy to Fractography," *Microstructural Characterization*, vol. 33, pp. 195 – 243, 1994.
 27. E. K. Beauchamp, cited in R. W. Rice, "Ceramic Fracture Features, Observations, Mechanisms and Uses," in J. J. Mecholsky and S. R. Powell (eds.), *Fractography of Ceramic and Metal Failures*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1984, pp. 5 – 103.
 28. J. J. Mecholsky, S. W. Freiman, and R. W. Rice, "Fractographic Analysis of Ceramics," in *Fractography in Failure Analysis*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1978, pp. 363 – 379.
 29. L. Orr, "Practical Analysis of Fracture in Glass Windows," *Mat. Res. Stand.*, vol. 12, pp. 21 – 23, 1972.
 30. R. Cotterill, *The Cambridge Guide to the Materials World*, Cambridge University Press, New York, 1985.
 31. C. W. Bunn, *Chemical Crystallography*, 2d ed., Oxford University Press, London, 1961.
 32. P. J. Flory, *Principles of Polymer Chemistry*, Cornell University Press, New York, 1953.
 33. P. H. Geil, *Polymer Single Crystals*, Interscience, New York, 1963.
 34. E. S. Clark, "Structure of Crystalline Polymer," in *Polymeric Materials*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1975, pp. 1 – 54.
 35. J. Schultz, *Polymer Materials Science*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, N. J., 1992.
 36. K. Friedrich, in D. M. R. Raplin (ed.), *Fracture*, vol. 3, Pergamon Press, New York, 1977, pp. 1119 – 1126.

37. D. Hull, "Nucleation and Propagation Processes in Fracture," in *Polymeric Materials*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1975, pp. 487 - 550.
38. R. W. Hertzberg, "Fracture Surface Micromorphology in Engineering Solids," in J. E. Masters and J. J. Au (eds.), *Fractography of Modern Engineering Materials*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1987, pp. 5 - 36.
39. C. M. Rimnac, R. W. Hertzberg, and J. A. Manson, "Fatigue Fracture Surface Micromorphology in Poly (Vinyl Chloride)," in L. N. Gilbertson and R. D. Zipp (eds.), *Fractography and Materials Science*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1981, pp. 291 - 313.
40. *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 12: *Fractography*, ASM International, Metals Park, Ohio, 1987.
41. A. Maillard, L. Meny, and M. Champigny, "Comparaison de Microfractographies Types Obtenues par Microscopie à Balayage et par Microscopie Conventionnelle," *Micron*, vol. 2, p. 290, 1971.
42. D. A. Meyn, "Fractographic Diagnosis of Stress Corrosion Cracking of Al - Zn - Mg Alloys," *Corrosion*, vol. 26, p. 427, 1970.

参考书目

在有关微观断口照相术的书与参考文献中, 下列的是特别有用的。从这些书及本章的参考文献中可以找到其他的参考文献。

- Bhattacharyya, E. S., V. E. Johnson, S. Agarwal, and M. A. H. Howes (eds.): *IITRI Fracture Handbook; Failure Analysis of Metallic Materials by Scanning Electron Microscopy*, IIT Research Institute, Chicago, Ill., 1979.
- Brostow, W., and R. D. Corneliussen (eds.): *Failure of Plastics*, Hanser Publisher, Munich, Germany, 1989.
- Engel, L., and H. Klingele: *An Atlas of Polymer Damage*, Carl Hanser Verlag, Munich, Germany, 1981.
- Gilbertson, L. N., and R. D. Zipp (eds.): *Fractography and Materials Science*, STP 733, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa., 1981.
- Hertzberg, R. W.: "Fracture Surface Micromorphology in Engineering Solids," in J. E. Masters and J. J. Au (eds.), *Fractography of Modern Engineering Materials: Composites and Metals*, STP 948, American Society for Testing and Materials,

Philadelphia, Pa. , 1987, pp. 5 - 36.

Jacoby, G. : "Application of Microfractography to the Study of Crack Propagation under Fatigue Stresses," AGARD Rep. 541, North Atlantic Treaty Organization, London, 1966.

Lange, G. A. (ed.) : *Systematic Analysis of Technical Failures*, DGM Informationsgesellschaft-Verlag, Braunschweig, Germany, 1986.

Louthan, M. R. , Jr. , and T. A. Placc (eds.) : *Microscopy, Fractography and Failure Analysis*, Failure Analysis and Prevention Lab. , Virginia Polytechnic Institute, Blacksburg, Va. , 1986.

Mecholsky, J. J. , and S. R. Powell (eds.) : *Fractography of Ceramic and Metal Failures*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pa. , 1984.

Phol, M. : "Material Failure through Wear," in G. A. Lange (ed.) , *Systematic Analysis of Technical Failures*, DGM Informationsgesellschaft-Verlag, Braunschweig, Germany, 1986.

Rice, R. C. (ed.) : *Fatigue Design Handbook*, 2d ed. , Society of Automotive Engineers, Warrendale, Pa. , 1988.

Ryder, D. A. : "The Elements of Fractography," AGARD Rep. 155, North Atlantic Treaty Organization, London, 1971.

Tucker, R. C. , Jr. : "Wear Failures," in *Metals Handbook*, 9th ed. , vol. 11: *Failure Analysis and Prevention*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1986.

Whiteson, R. V. , A. Phillips, and V. Kerlins: "Electron Fractographic Techniques," in R. F. Bunshan (ed.) , *Techniques for the Direct Observation of Structure and Imperfections*, Interscience, New York, 1968, pp. 445 - 497.

Wulpi, D. J. : *How Components Fail*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1985.

第4章 断裂模式及宏观断口检查的特征

4.1 绪论

当用裸眼或在低倍放大（例如 $<20\times$ ）下检查破断零件的断口表面时，通常可以见到明显的形貌特征。以宏观检查为基础来推断断裂的模式时要依靠断裂特征与所知的断裂条件之间的关系。所幸现在对在已知的载荷条件下破坏的试样的断口表面已有了丰富的实验观察经验，而在绝大多数情况下每一类载荷条件与其形貌特点是很好地相对应的。破坏的零件断面的组织结构常会明确地揭示出导致断裂的载荷条件，这点已在第2章中予以考查。用微观显微镜的方法研究金属材料的断裂称作“机理”（或称“微观机理”）以及与此相关的断口表面的小范围的形貌都是第3章的主题。

在第4章中则考查各类断裂模式以及相关的断口表面宏观形貌特征。“断裂模式”这一术语用以说明引起断裂的外加载荷的类型，也可称为断裂的宏观机理。首先讲解最简单的模式（例如简单拉伸载荷），然后再考查较复杂的情况。最后叙述已知断裂模式的试样的微观断口分析，它具有特定的宏观形貌。

4.2 拉伸过载

在拉伸过载模式中假设外部载荷是单轴向的，并且稳定地增长直到材料开始缩颈。对于在常规的拉伸试验机中试验的试样来说，试验是在近乎恒定的伸长率下进行的，所以在缩颈后载荷实际上是下降的，直到断裂（见2.2节）。

断口表面的形貌取决于材料种类、显微组织以及试验条件（例如试验温度及应变速率）。在拉伸载荷下，材料可能在断裂前显示有大量的塑性变形，这种情况下认为它是韧性的（见2.11节）。如果发生很少的塑性变形，那就称为脆性断裂。然而，区分这两类的塑性变形的数量具有某种随意性，习惯上以在拉伸试验中断裂时的伸长率小于5%来判定此材料为脆性的（见2.11节）。

首先来考察韧性过载模式。在这种情况下，断裂时有大量的伸长率，同时在断口附近的横截面会降低。在圆柱形的试样中，通常会导致如图4.1所示的断裂形态。它具有中央粗糙区，其总平面垂直于加载轴。断口的边缘为与此平面倾斜

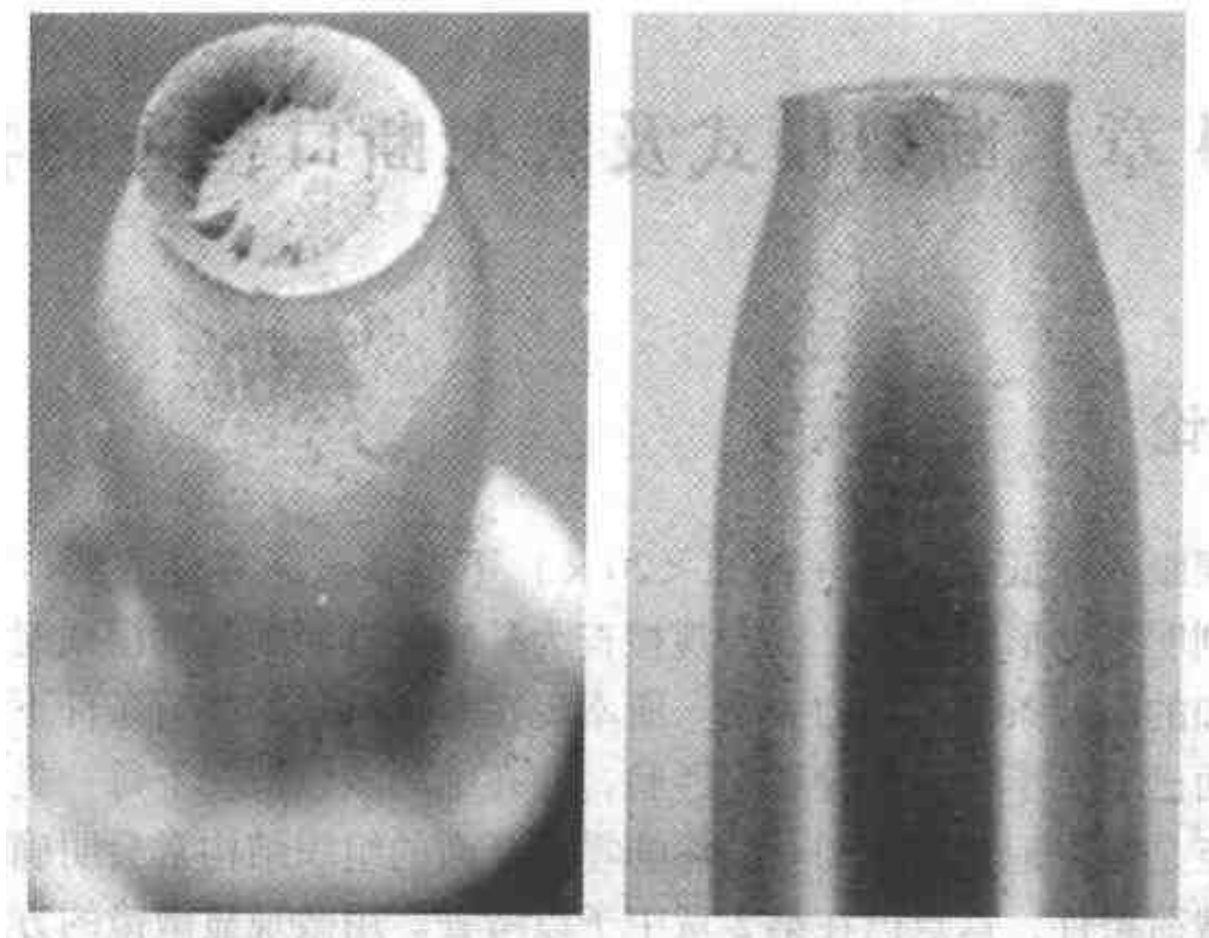


图 4.1 破断的拉伸试样，显示具有普通的杯锥状形貌的
韧性断口（引自 Vander Voort^[1]）

45°的表面，称为“剪切唇”。这类断口称为“杯锥状断口”。在第 2.8 节中讨论了这种宏观几何形状的来源。在那里曾经指出，一旦缩颈开始，即发展成三维应

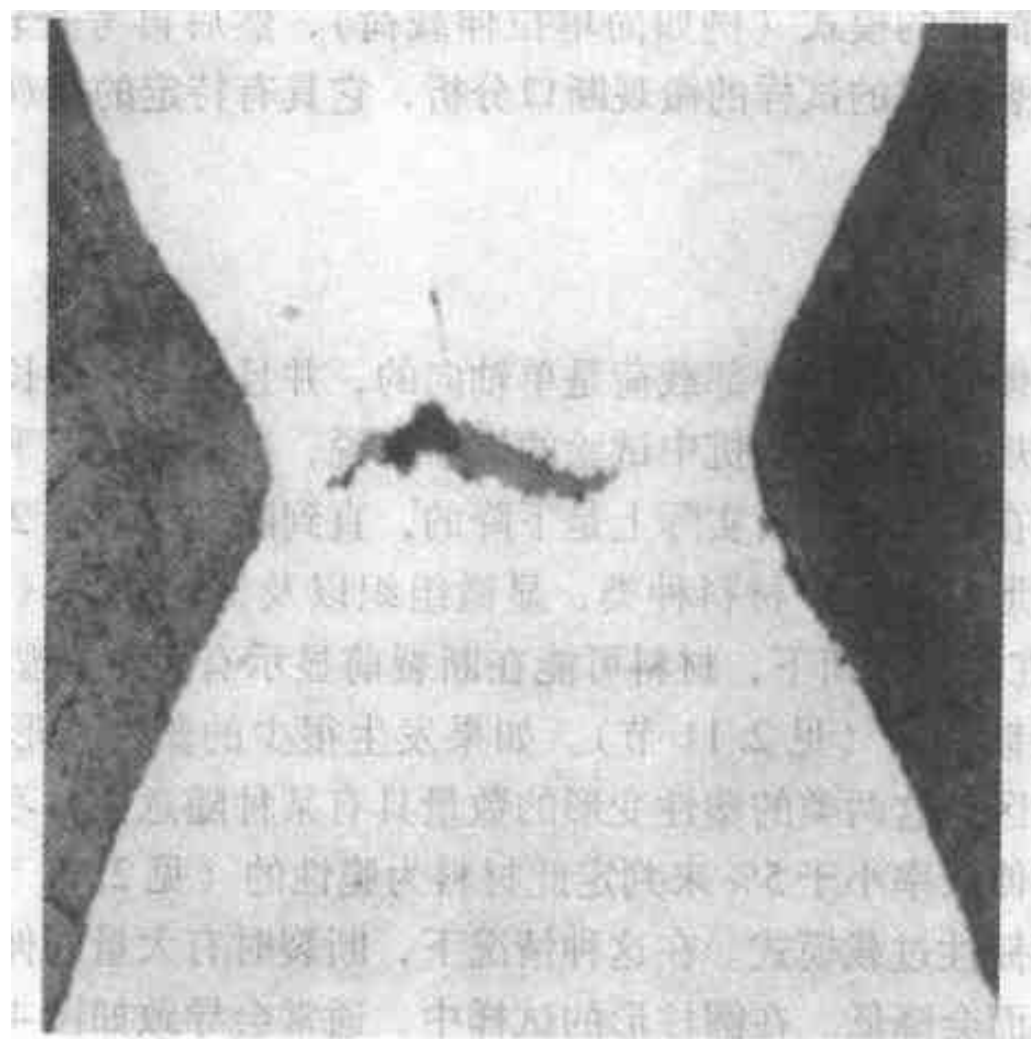


图 4.2 断裂前一瞬间的拉伸试样的横截面。注意，
断裂的裂纹已在试样中心萌生（引自 Vander Voort^[1]）

力，通过缩颈部位的最小横截面中心的剪切力而促进塑性变形。对于加载到接近断裂时的试样的横截面进行检查，发现断裂源自圆柱体的中心（图 4.2）。当裂纹发展充分后，内部裂纹边缘的高度的三维应力就会在外圈联接的材料中引发 45° 的大切应力，然后此区域就沿着此角度的总体的平面而断裂，形成剪切唇区域。具有矩形横截面的拉伸试样以韧性状态断裂时也显示相似的特征（图 4.3）。

这类带有缩颈的试样的断口表面通常看上去与图 4.4 中的相似。在中心区为“纤维状区”，之所以这样称呼是因为它的形貌与破断的纤维结构相似。在此区域的外部边缘辐射出来的是稍为粗糙些的标志，称为“辐射状标记”。这些标记在外部圆周区包括剪切唇中终止。每个区域的范围依其材料、组织结构与试验条件而定。图 4.5 中示出例子。一般说，当强度增加时，缩颈量减少，同时剪切唇的范围减少。同时中心纤维区覆盖的面积也减少，辐射状标记的粗糙程度降低。这些效果见图 4.6。当试验温度降低时可见到相似的效果，见图 4.7。矩形及正方形横截面拉伸试样的总体特征列于图 4.8，可见它们是与圆柱体试样相似的。

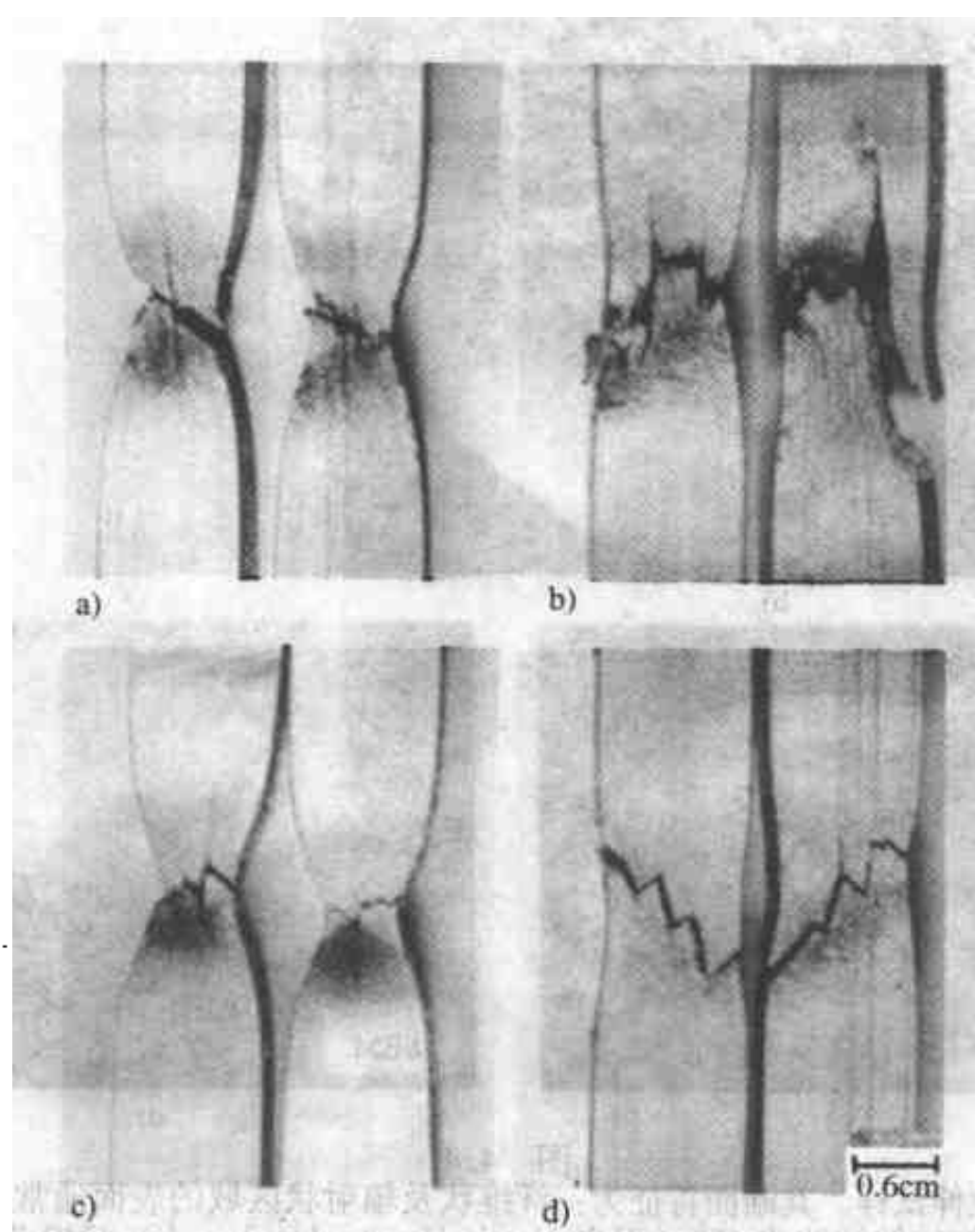


图 4.3 已断开的矩形钢拉伸试样，显示缩颈

a) 在 315°C (600°F) 完成轧制的纵向试样 b) 横向试样 c) 在 150°C (300°F) 完成轧制的纵向试样 d) 横向试样 (引自 B. L. Bramfitt 及 A. R. Marder, Met.

Trans., vol. 8A, p. 1262, 1977, 引自 Vander Voort^[1])

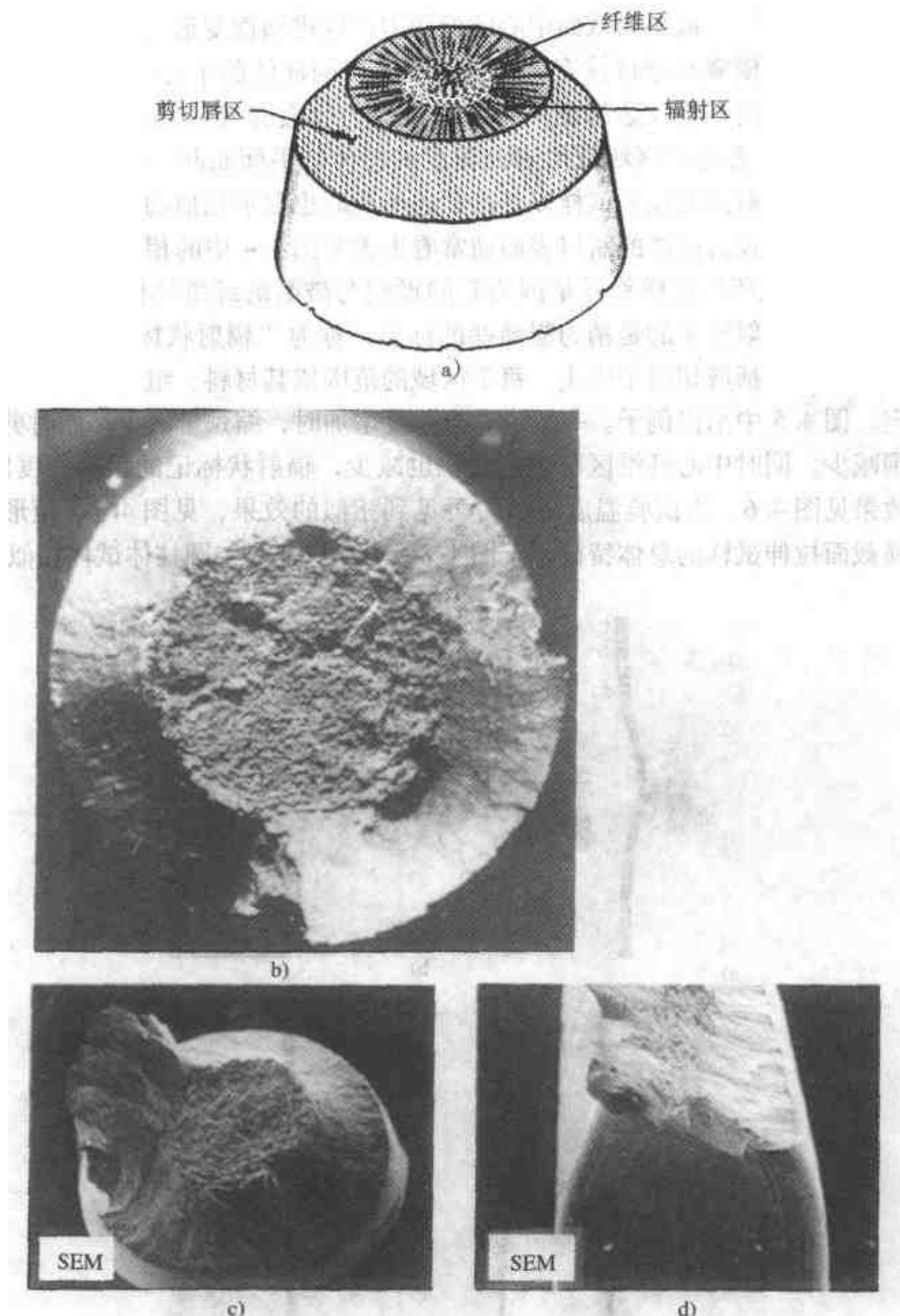


图 4.4

a) 韧性断裂的拉伸试样。其断面特征为：纤维状及辐射状区域的表面通常垂直于拉伸轴；剪切唇表面总是与拉伸轴约成 45° (引自 Metals Handbook^[2]) b) 4340 钢拉伸试样，在 120°C (248°F) 试验，韧性断裂后的断口表面。试棒组织为回火马氏体，硬度为 46HRC (引自 Metals Handbook^[2]) c) 拉伸试样的杯锥形韧性断口。材料为马氏体时效钢 ($w(\text{C}) = 0.02\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.1\%$ 、 $w(\text{Mn}) \approx 0.1\%$ 、 $w(\text{Cr}) = 13\%$ 、 $w(\text{Ni}) = 8\%$ 、 $w(\text{Co}) = 5\%$ 、 $w(\text{Ti}) = 0.8\%$ ，(引自 Engel and Klingele^[3]) d) 矩形拉伸试样的缩颈及剪切断裂。材料为含镍钴钼的马氏体钢 (引自 Engel and Klingele^[3])

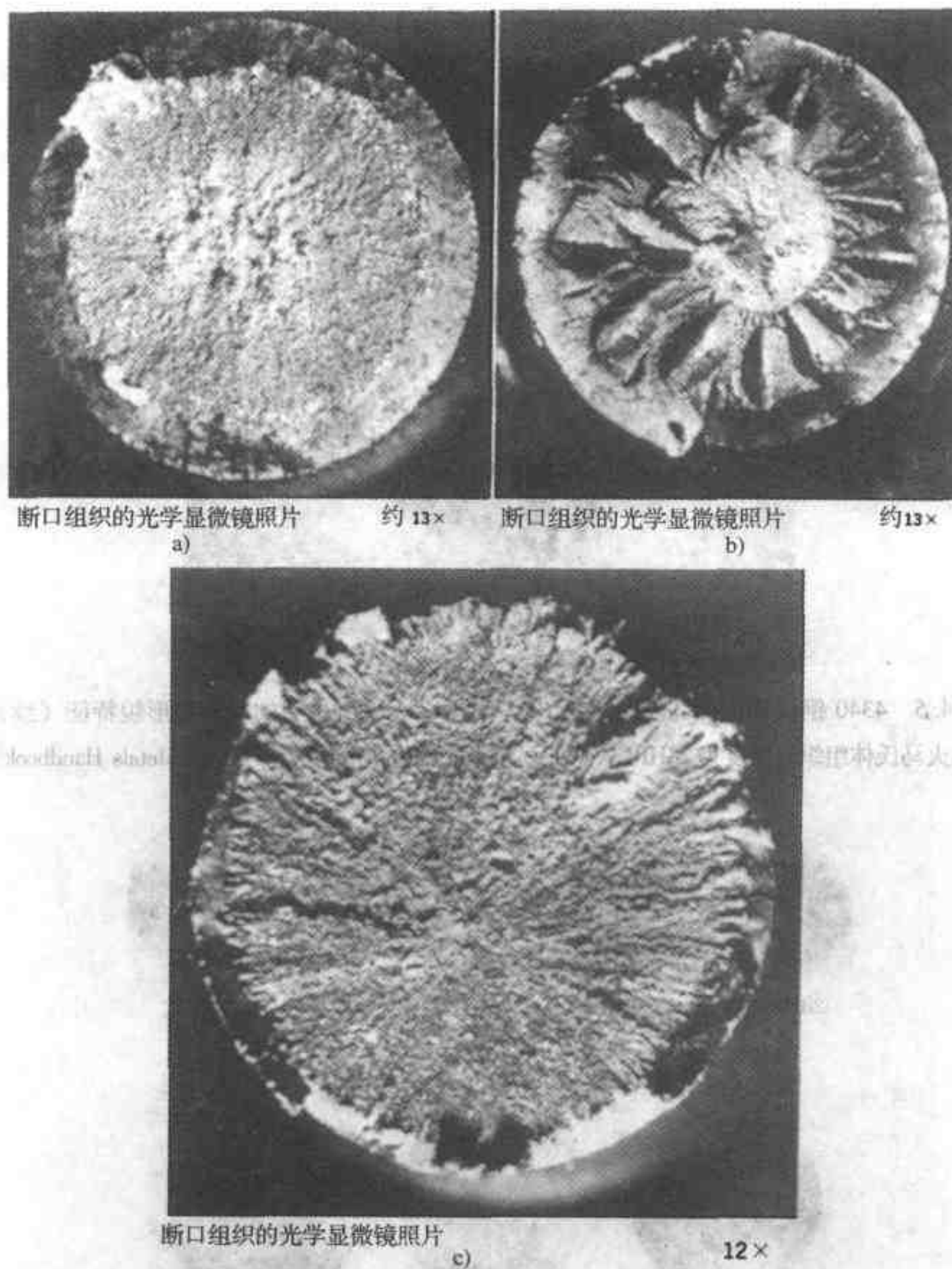
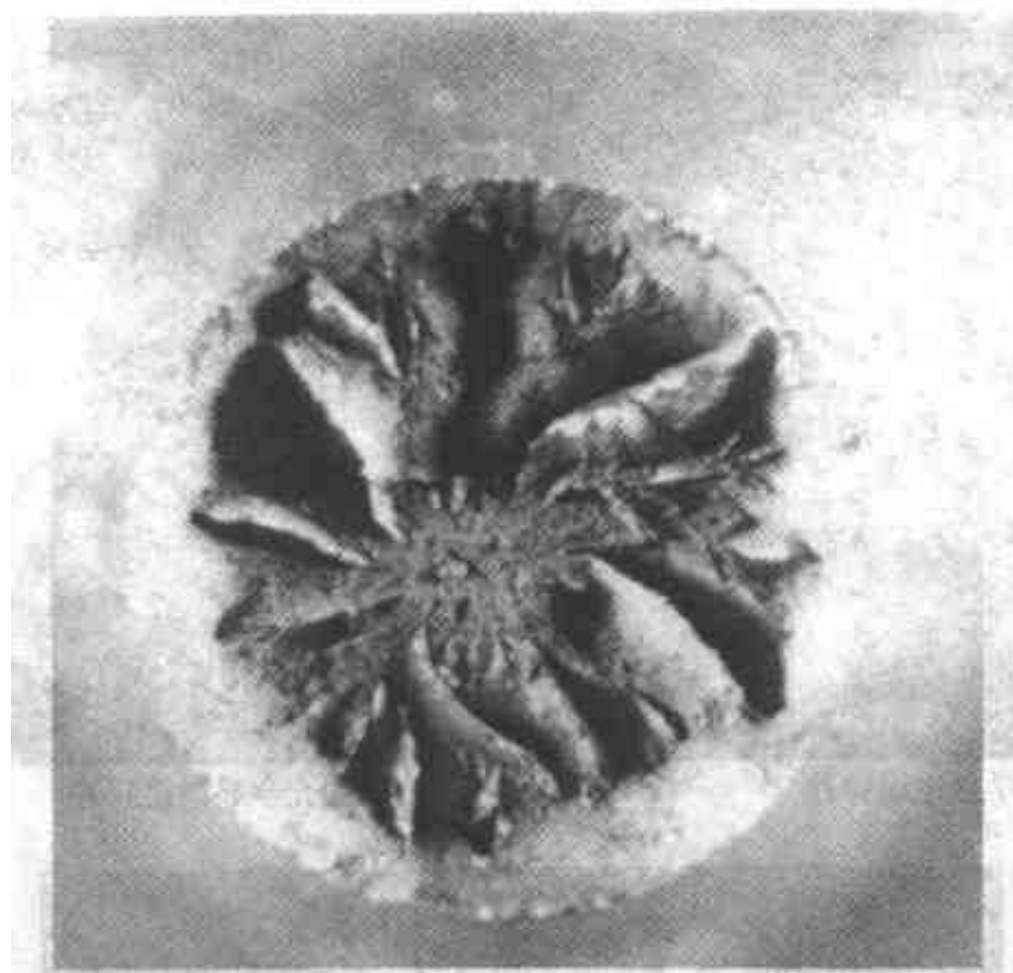


图 4.5 4340 钢拉伸试样的断口表面，显示图 4.4a 中所指明的不同的形貌特征
 a) 珠光体组织，硬度为 15HRC。内区为随机的纤维状，外围环绕的（在外层剪切唇之内）为辐射状标记 b) 回火马氏体组织，硬度为 28HRC。内层为纤维状区域，周围分布为脊状；中间区域为粗大的辐射状标记；外圈为剪切唇区域 c) 回火马氏体组织，在 -196°C (-321°F) 试验，没有纤维状区域，只有辐射状标记



断口组织的光学显微镜照片

d)

14×

图 4.5 4340 钢拉伸试样的断口表面，显示图 4.4a 中所指明的不同的形貌特征（续）

d) 回火马氏体组织，硬度为 28HRC，弯曲而粗大的辐射状剪切标记（引自 Metals Handbook^[2]）

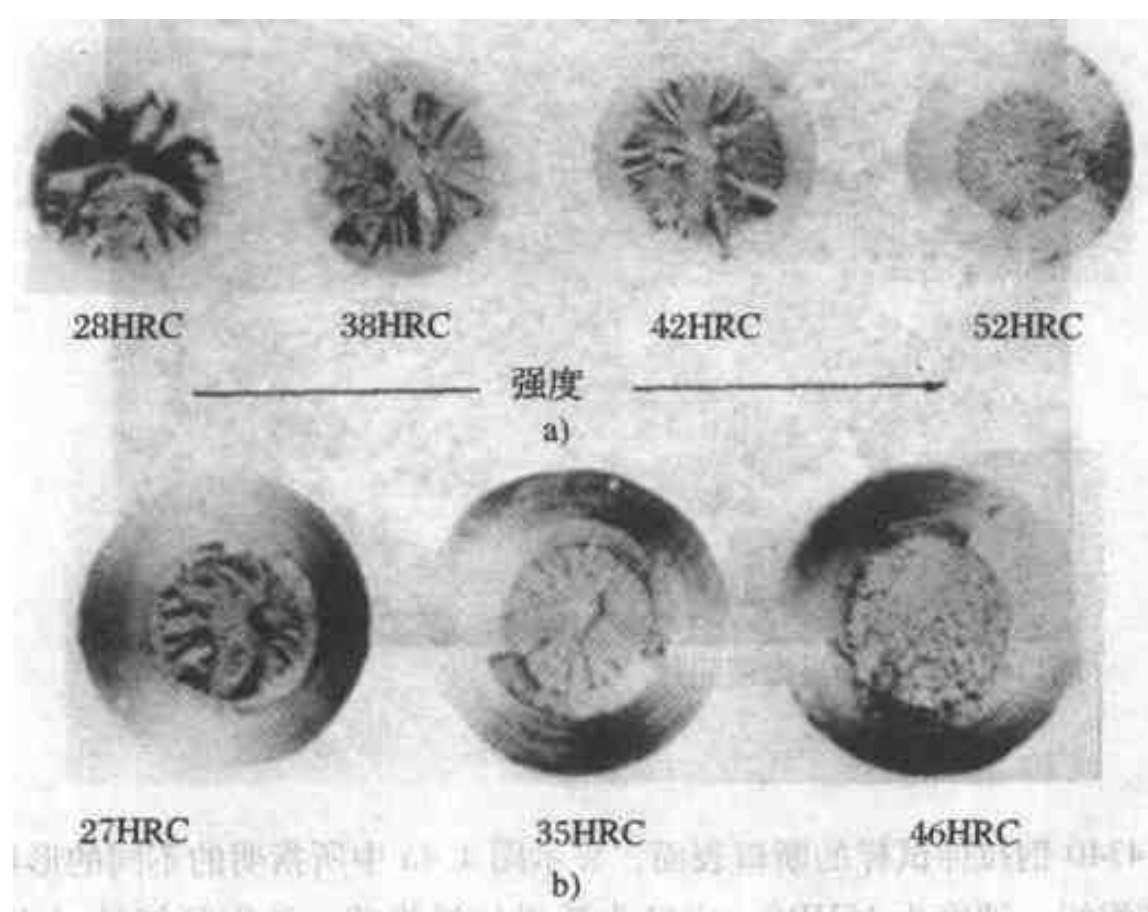


图 4.6 同样钢种的拉伸试样，经热处理至不同强度，拉断后的断口表面
a) 无缺口试样 b) 缺口半径为 2.54mm (0.100in) 的试样。（其断裂萌发于心部，因为缺口不够尖锐，不足以在缺口表面萌发断裂）（引自 Nunes、Carr and Larson^[4]）

版权©1968 归 John Wiley & Sons, Inc.。经其同意后翻印）

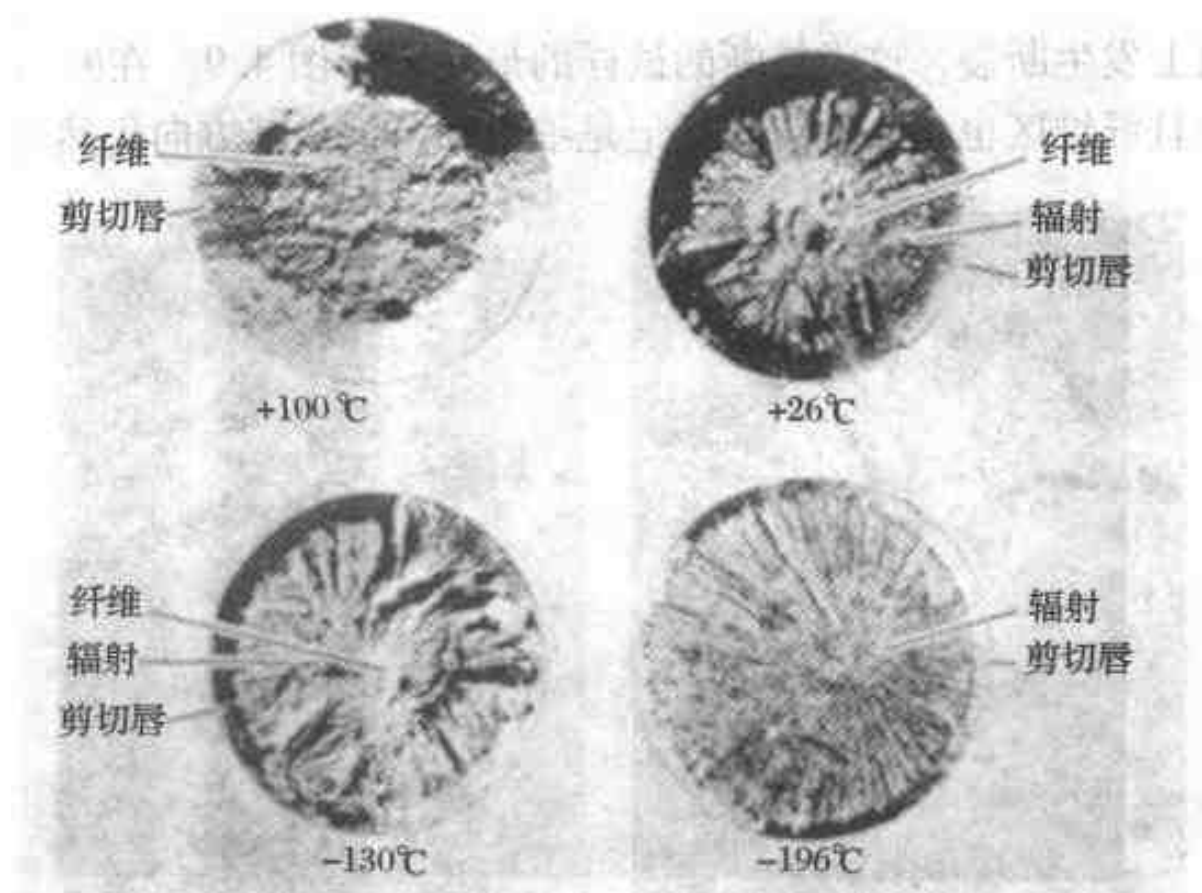


图 4.7 同种材料在不同温度下拉伸试样破坏的断口表面

(引自 Nunes, Carr and Larson^[4], 版权 1968 属 John Wiley & Sons, Inc.。经同意后翻印)

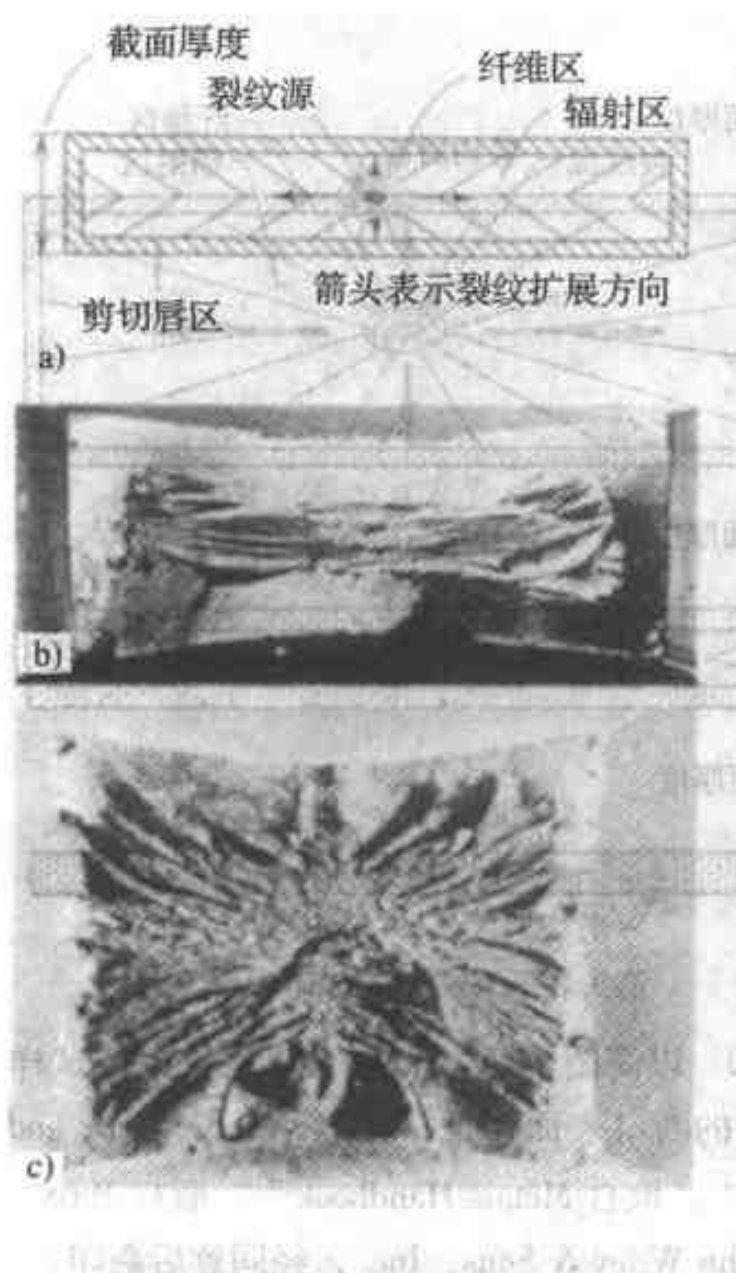


图 4.8 矩形拉伸试样破坏后的断口表面

a) 以简图说明拉伸断口的特点 b) 及 c) 表示断口特征受宽度—长度比的影响 c) 显示一个小得多的剪切唇区域 (引自 Nunes, Carr and Larson^[4]。取自 Metals Handbook^[5]。版权 1968 属 John Wiley & Sons, Inc.。经其同意后翻印)

如果试样是脆性的，则很少有塑性变形，并且通常是在宏观上垂直于拉伸载荷轴的平面上发生断裂，这类拉断的试样的形貌示于图 4.9。在断口表面上很少有剪切唇并且纤维区也小。辐射状标记是细小的，但是其方向仍然指向断裂源。

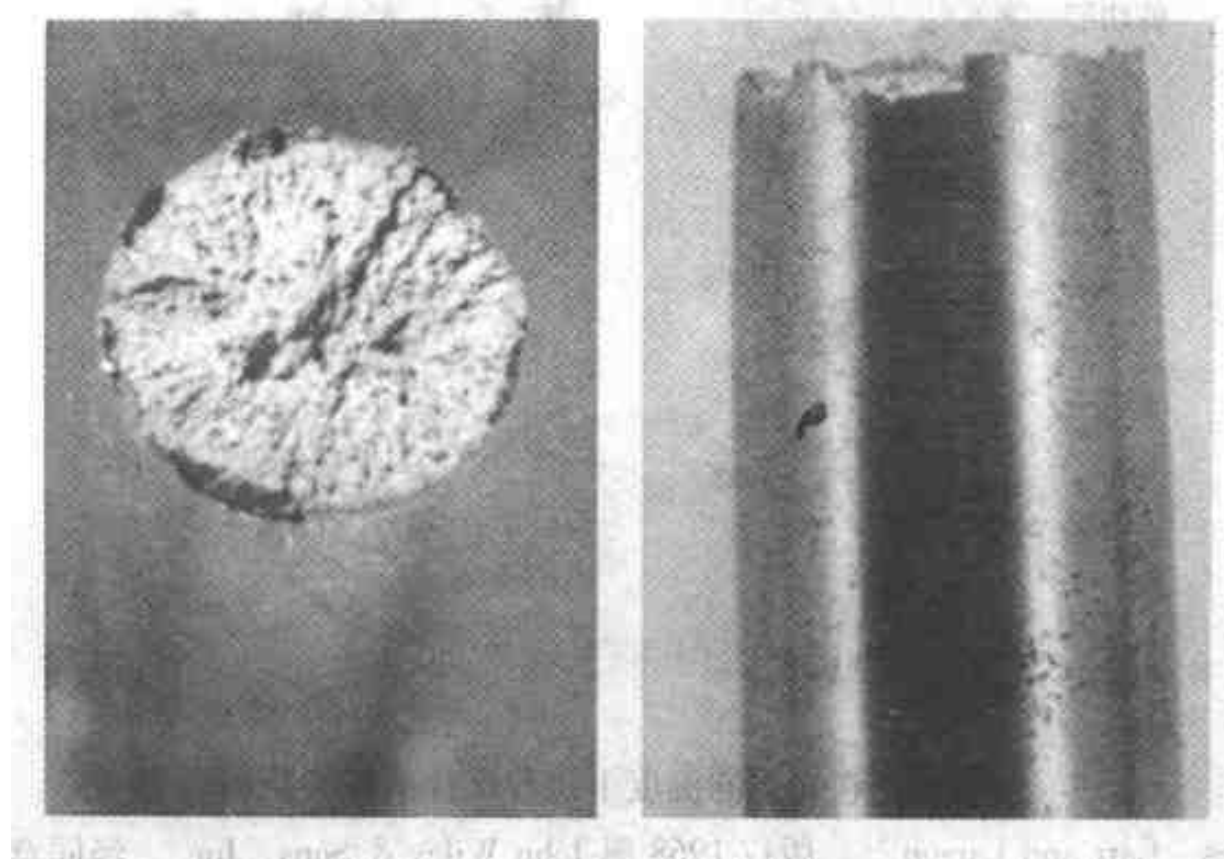


图 4.9 破断的拉伸试样，显示脆性断裂（引自 Vander Voort^[1]）

断裂的宏观形貌受施加于试样的约束的影响。当宽度对厚度的比率增加时，含有剪切唇区域的断口表面的相对数量也增加（见图 4.10）。特别重要的是，辐射状标记发展成“人字形花纹”（图 4.8），往回指向断裂源。因此它们在重建断裂途径及定位断裂源时是一个非常重要的特征。图 4.11 给出一块板的断口表面的例子，显示人字形模式。

拉伸试样的缺口所引入的约束会影响断口的形貌。由于在缺口根部有高度的三维应力就会在此区域中萌生裂纹而不是在中心部分萌生，然后向前发展。通常所观察到的断口特征在图 4.12a 中以简图作了说明。注意，与无缺口试样的情况（图 4.4）相比较，此处的纤维区是在外侧的，并且

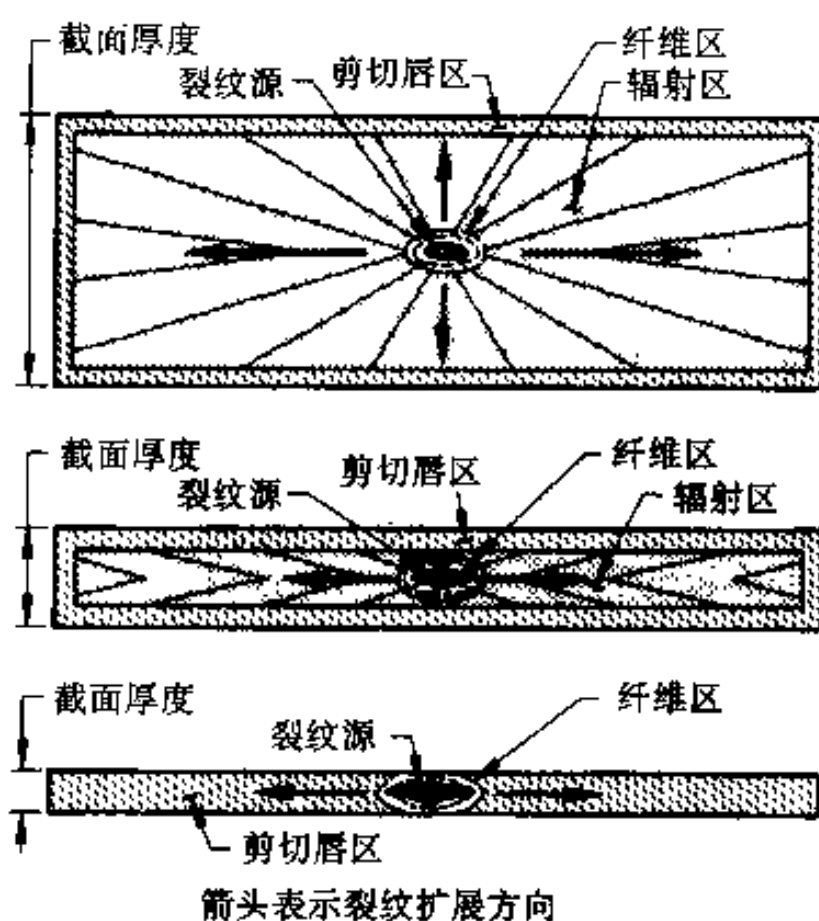


图 4.10 以简图说明不同厚度的板状拉伸试样破坏后的断口表面特征（引自 Nunes、Carr and Larson^[4]，取自 Metals Handbook^[5]，版权 1968 属 John Wiley & Sons, Inc.，经同意后翻印）

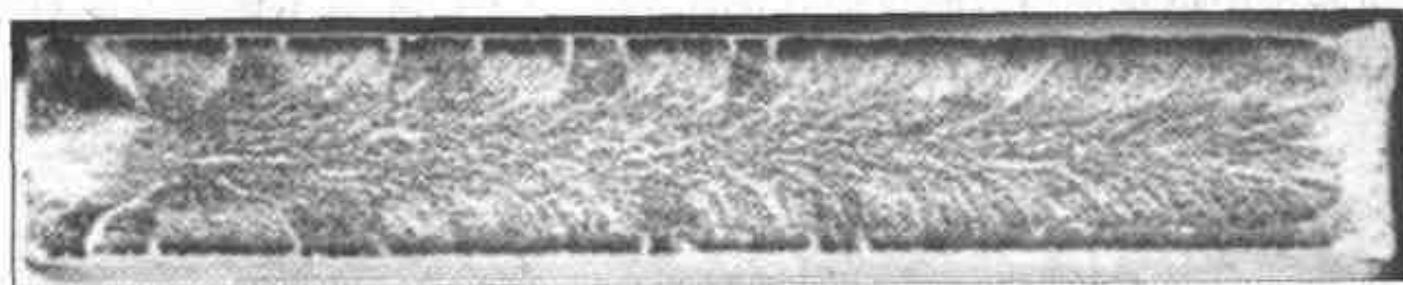


图 4.11 一块已破坏的板的断口表面，显示人字形模式的辐射状标记，往回指向试样左端的断裂源（引自 Metals Handbook^[2]）

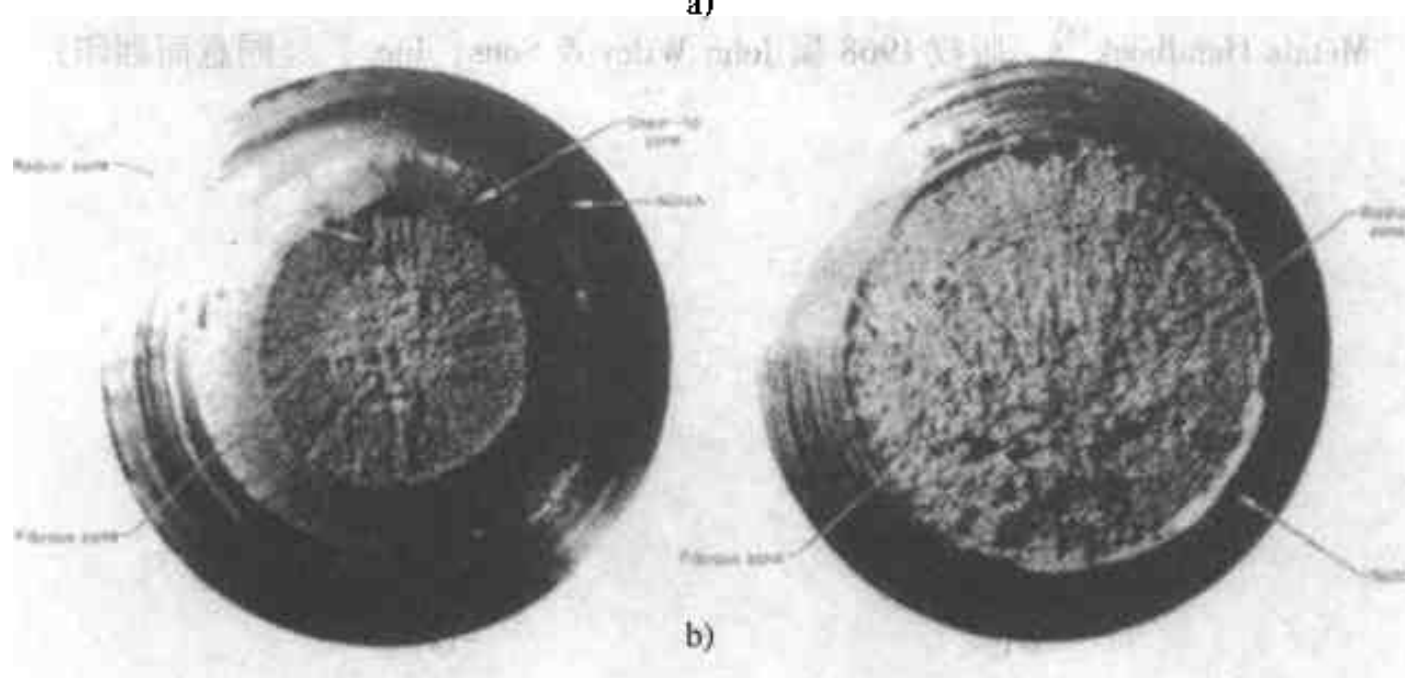
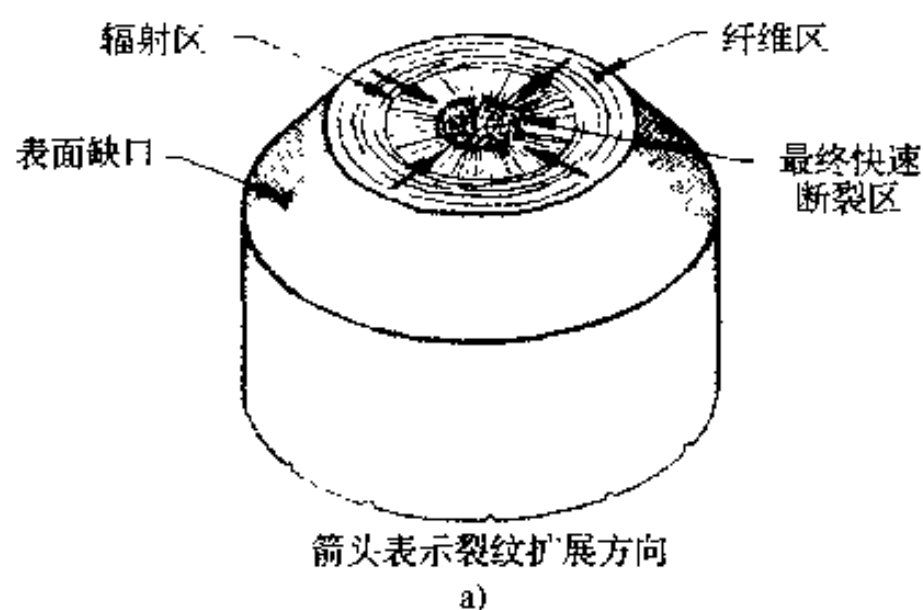


图 4.12

a) 以简图说明一个有缺口拉伸试棒的断口表面诸区域。没有剪切唇，最终断裂区在中心部分（请与图 4.4a 相比较） b) 有缺口的拉伸试样的断口表面，显示缺口半径对断口形貌的影响。材料为 4340 钢，在 -40°C (-40°F) 下试验。左图：缺口根部半径为 2.54mm (0.1in)，抗拉强度 1544MPa (224ksi)。右图：缺口根部半径为 0.254mm (0.01in)，抗拉强度 1758MPa (255ksi)（引自 Metals Handbook^[2]）

没有剪切唇。辐射状标记由纤维区发射出来，往里指向中心部分最后断裂的区域。然而，这些辐射状标记在形貌上与无缺口试样（图 4.4）的相似。在带缺口

的拉伸试验板中也发现相似的特征（图 4.13）。图 4.14 显示试验温度对带缺口拉伸试样断口表面形貌的影响。

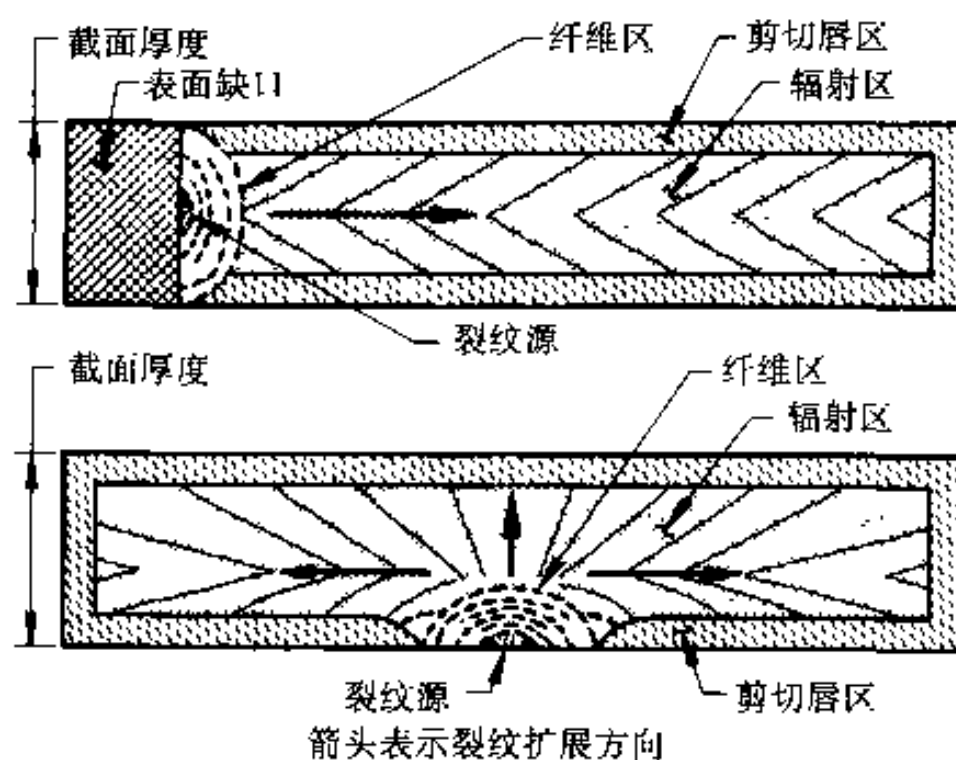


图 4.13 以简图说明带缺口的矩形拉伸试样的断口表面的特征。（与图 4.10 作比较。）从缺口处产生出纤维状区域并伸长了—个短的距离。然后由辐射状区域接替了纤维状区域，而当辐射状区域接近试样的边缘时即形成剪切唇区域（引自 Nunes, Carr and Larson^[4]。摘自 Metals Handbook^[5]。版权 1968 属 John Wiley & Sons, Inc.，经同意而翻印）

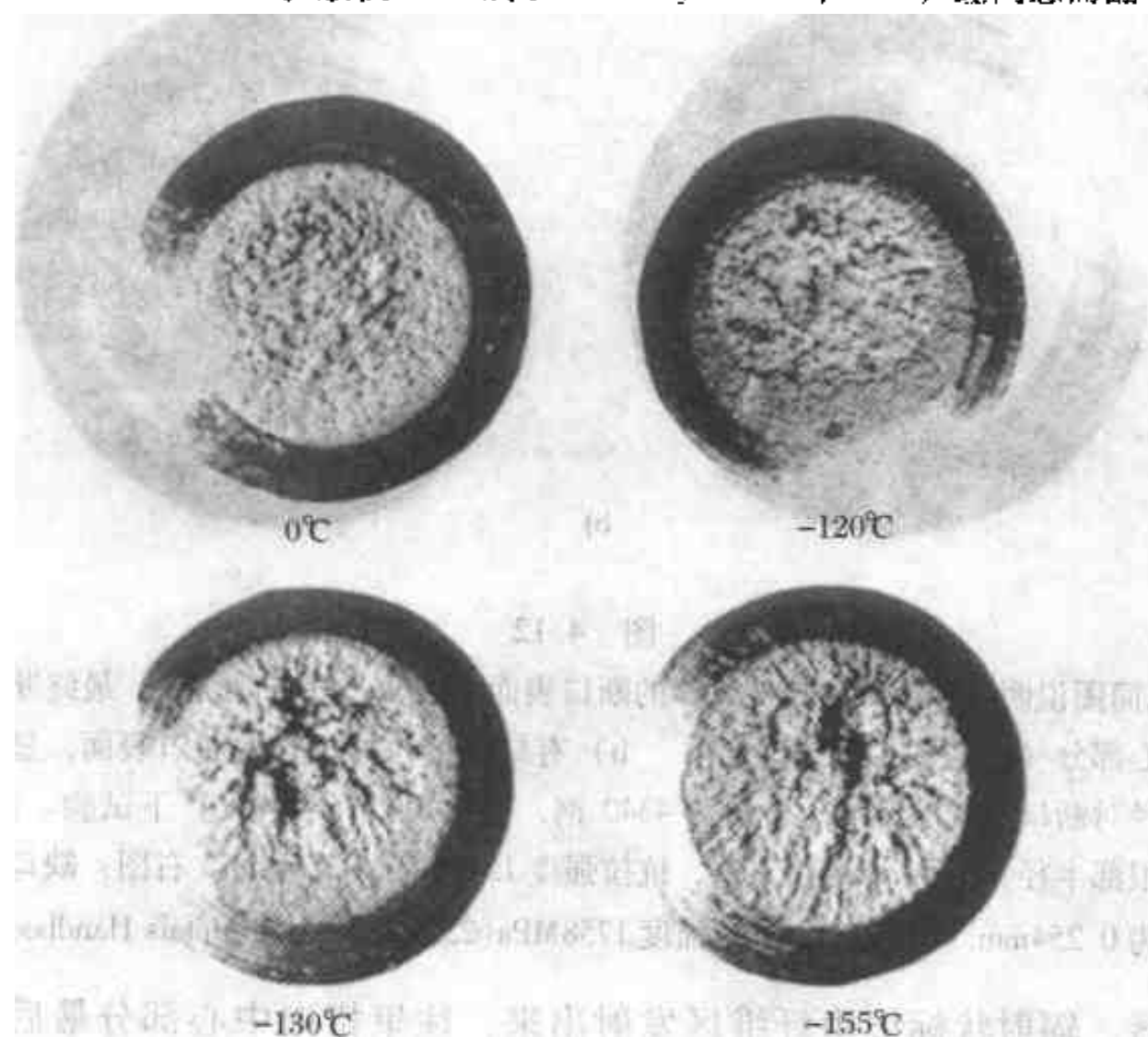


图 4.14 同一材料的带缺口拉伸试样在不同温度下破坏的断口表面

（引自 Nunes, Carr and Larson^[4]。版权 1968 属 John Wiley & Sons, Inc.，经其同意后翻印）

图 4.15 说明两套因拉伸过载而破断的螺栓的情况。图 4.15a 中右边的螺栓是韧性的，显示有缩颈及显著的伸长率；而左边的一个是以脆性状态断裂的，很少伸长。在图 4.15b 中，左边的螺栓具有杯锥形断口表面，在接近断口表面时螺纹间的距离增加，显示轴向伸长率增加。在图 4.15b 中，右边的螺栓以脆性状态断裂，没有明显的宏观尺寸变化，其断裂平面相当光滑且垂直于拉伸载荷轴。

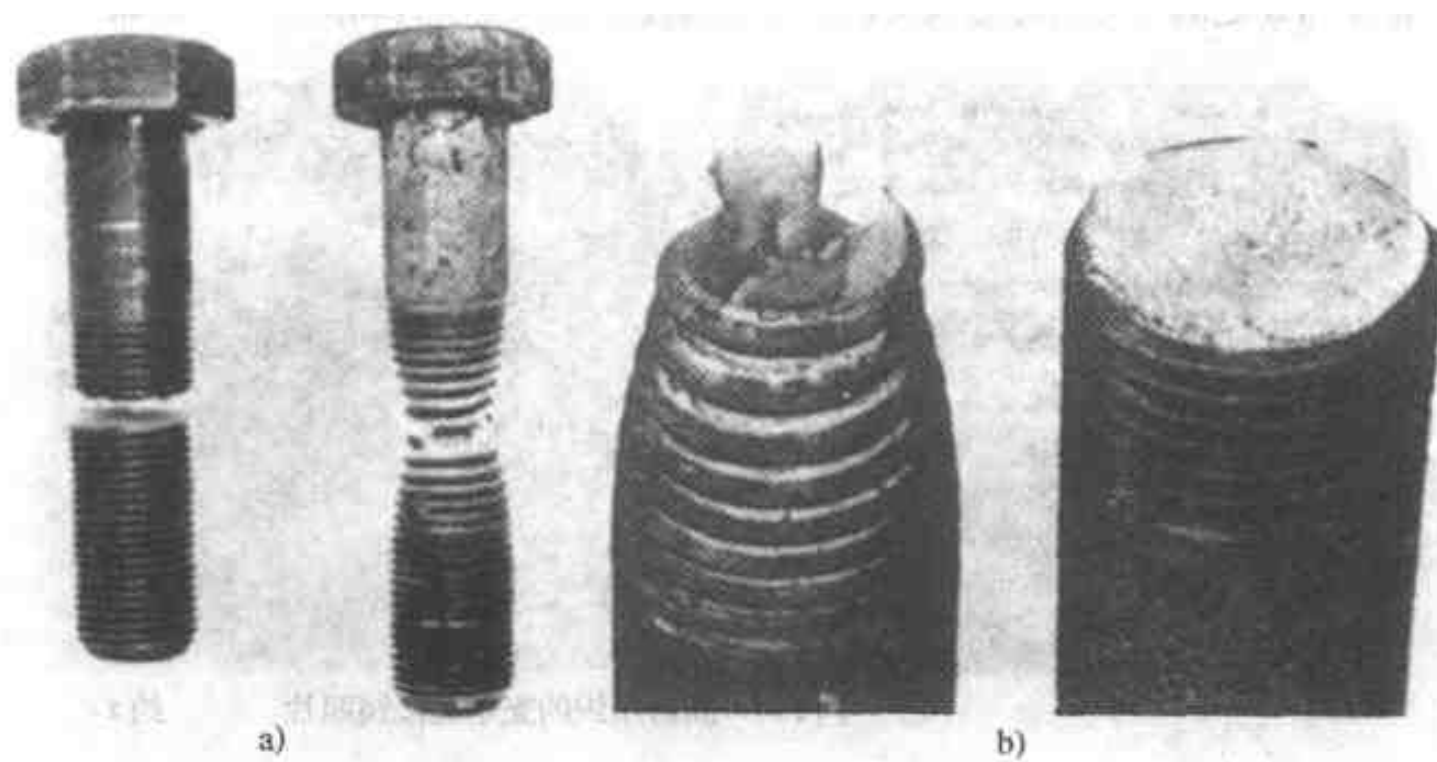


图 4.15 钢螺栓，在拉伸过载时破坏

- a) 脆性与韧性断裂之比较。左边的螺栓，经水淬火，硬度为 47HRC，没有明显的变形。右边的螺栓经退火至硬度为 95HRB（相当于 15HRC），显示有大量永久变形。b) 经不同热处理的两个同样的钢螺栓。左边的经退火的螺栓显示大量缩颈并具有杯锥形断口。右边的螺栓，奥氏体化后经盐水淬火，显示相当平坦的断口表面，断面与加载轴相垂直，没有明显的塑性变形（引自 Wulpi^[6]）

4.3 扭转过载

第 2 章中叙述了与纯扭转有关的应力状态。在圆柱体中最大的正应力与轴成 45° ，最大的切应力与轴成 90° 。断裂可能以韧性的或脆性的状态发生。如果材料以韧性的方式失效，则能检测到明显的塑性变形。例如，如果在圆柱体表面上作出轴向标记（例如画线），那么这些线会围绕表面作螺旋运动。图 4.16 中示出一个清楚的例子。图 4.17 中载有一例子，显示扭转的花键轴，揭示为扭转断裂。如果不是由这类表面标记来揭示此效果的话，有时候可以用表面腐蚀来揭示这一点，如图 4.18 所示。

在韧性扭转过载断裂中，断口表面是与轴成 90° 的，如图 4.17、图 4.18 所示。表面形貌通常表现为“漩涡”状（图 4.17），但是这种模式也可能是在断



图 4.16 因扭转过载而破坏的轴的断口表面。A 点的断口表面垂直于页面。
在 A 和 B 之间可见到螺旋状线条，此为扭转变形带（引自 Metals Handbook^[7]）

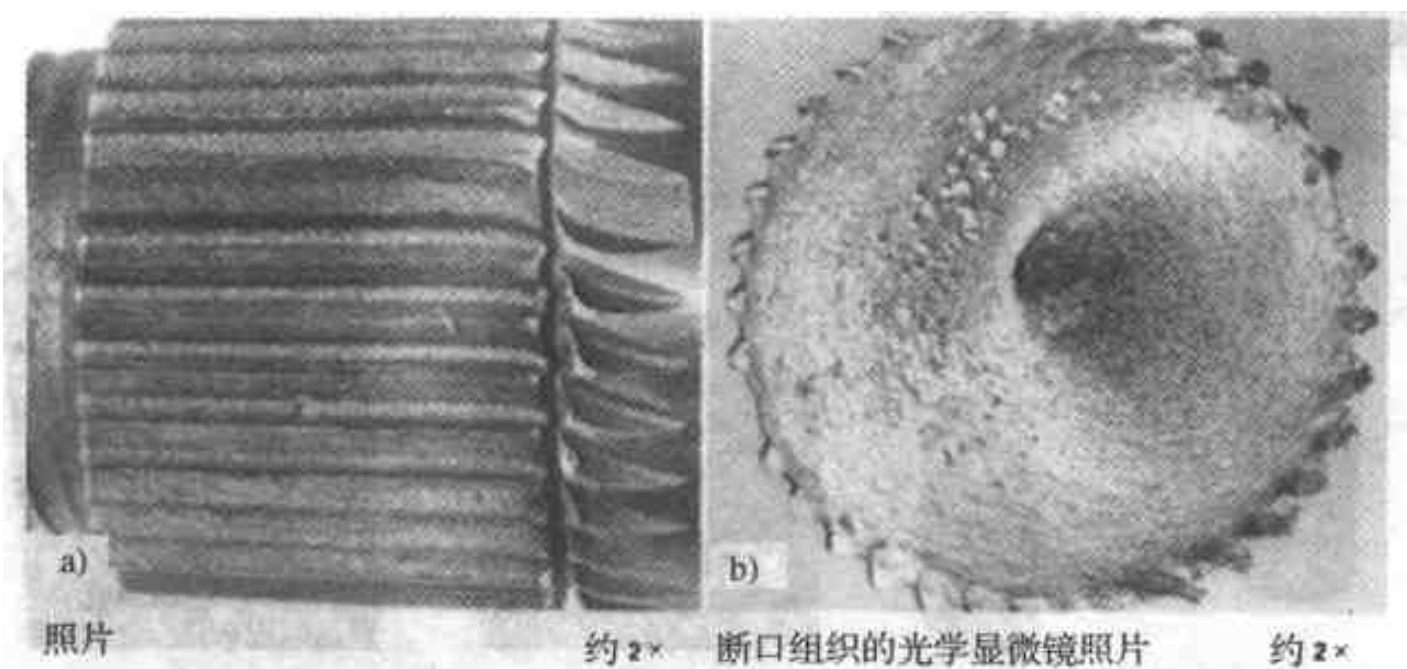


图 4.17 扭转过载而破坏的花键轴，材料为 6118 钢，硬度 23HRC

a) 左边的花键轴被约束于夹持器中，而右边部分是可自由扭转的，显示此为韧性断裂 b) 断口表面显示具有扭转特点的漩涡模式，垂直于此轴的轴线。
如果有复合弯曲则最终的快速断裂区将越出心部（引自 Metals Handbook^[2]）

裂后表面摩擦所形成，所以这不足以充分^①说明是扭转过载断裂。

如果材料是脆性的，那么可以期望断裂会沿着承受最大正应力的平面而发生，也即与圆柱体的轴成 45° （见图 2.12）。图 4.19 示出一支粉笔的断口表面的简图，它是因纯扭转而破断的。其断口表面为与轴成 45° 的螺旋状。图 4.20 显示一根硬化的钢棒的断口表面，它是由扭转过载而呈脆性断裂的。图 4.21 显示一根轴的表面的裂纹，它是以脆性状态断裂的，其裂纹与轴成 45° ，也即垂直于最大正应力。

在脆性断裂中，断口表面形貌与快速断裂有关。在由高强度钢制成的螺旋弹簧中发现了一种非常普通的脆性扭转断裂的类型。图 4.22 中给出此类表面形貌的代表性例子。在此情况下最初形成一个小的疲劳裂纹，随后即起到扭转过载断裂源的作用。注意，其断口表面是螺旋状的与钢丝轴成 45° 。断口表面显示出只有辐射状标记，是快速断裂的特征，标记都往回指向原始疲劳裂纹的位置。

① 原文为 necessarily，但根据上下文，无法译为“必要”。——译者注。

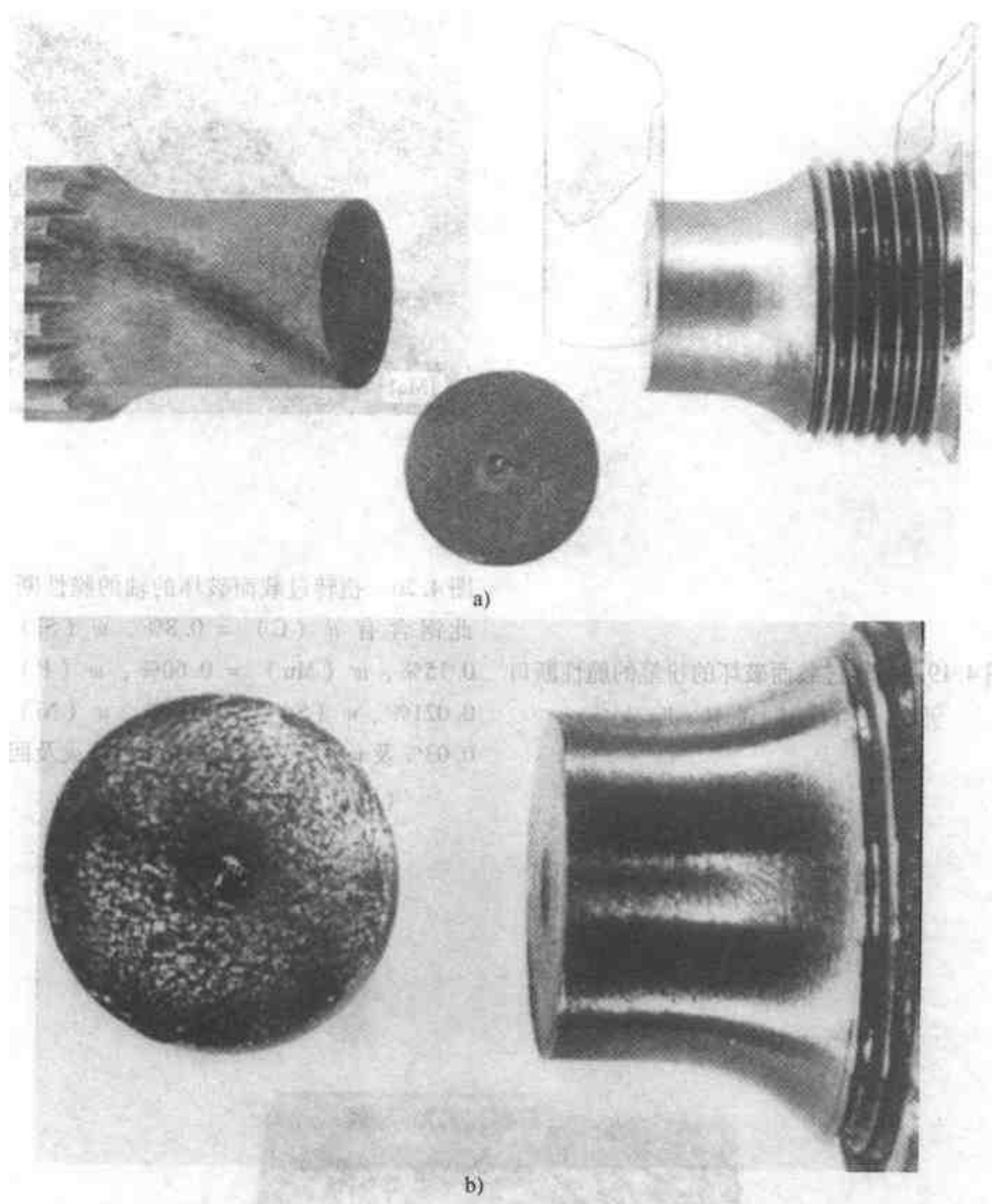


图 4.18

a) 扭转过载而破坏的轴 b) 为 a) 在更高的放大倍数下的图像。1035 钢驱动轴，硬度为 34HRC。注意，断口表面为平坦的，垂直于轴线，说明这是漩涡模式。在 a) 中，轴上暗色的螺旋线是在腐蚀后显现的，说明此轴承受扭转塑性变形（引自 Metals Handbook^[2]）

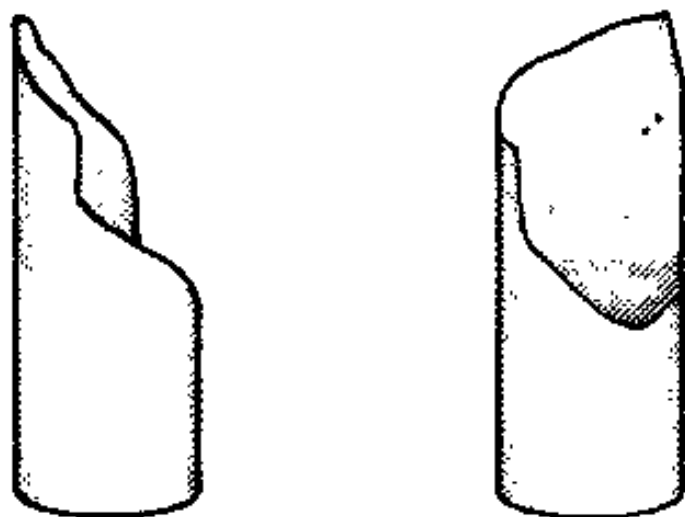


图 4.19 扭转过载而破坏的粉笔的脆性断口
形貌（引自 Metals Handbook^[2]）

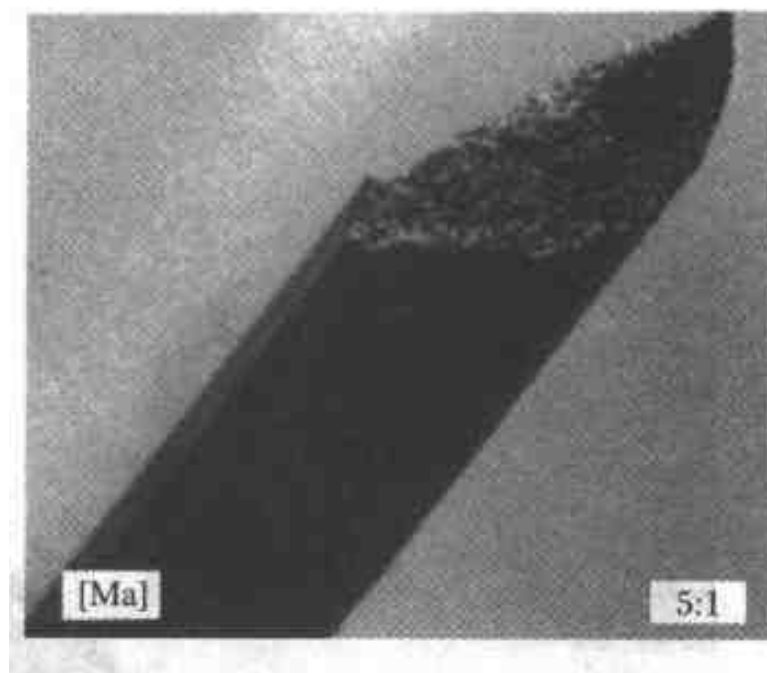


图 4.20 扭转过载而破坏的轴的脆性断口。
此钢含有 $w(\text{C}) = 0.8\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.15\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.60\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.021\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.032\%$ 、 $w(\text{Ni}) = 0.03\%$ 及 $w(\text{Cr}) = 0.03\%$ ，经淬火及回火
（引自 Henry and Horstmann^[8]）

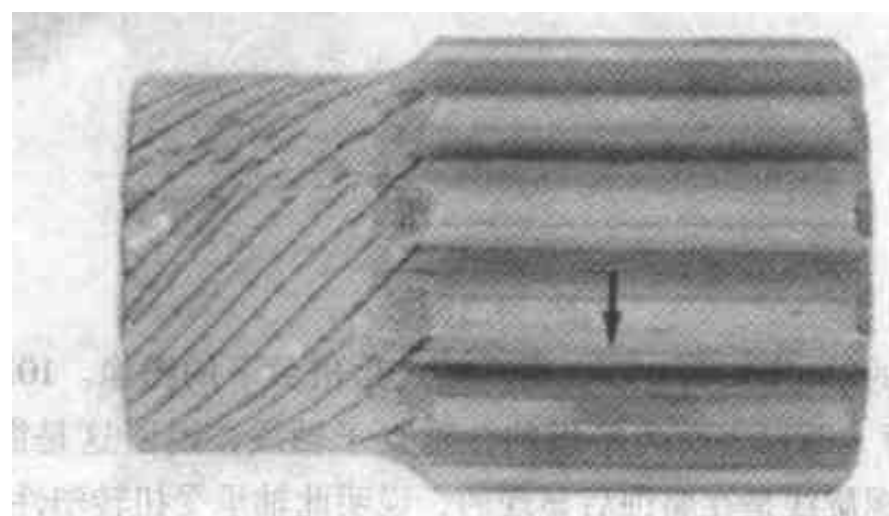


图 4.21 表面硬化钢的轴，因扭转失效而脆性断裂。
箭头显示此端的扭转方向。45°的黑色线条为裂纹，
说明为脆性断裂（见图 2.12）（引自 Wulpi^[6]）

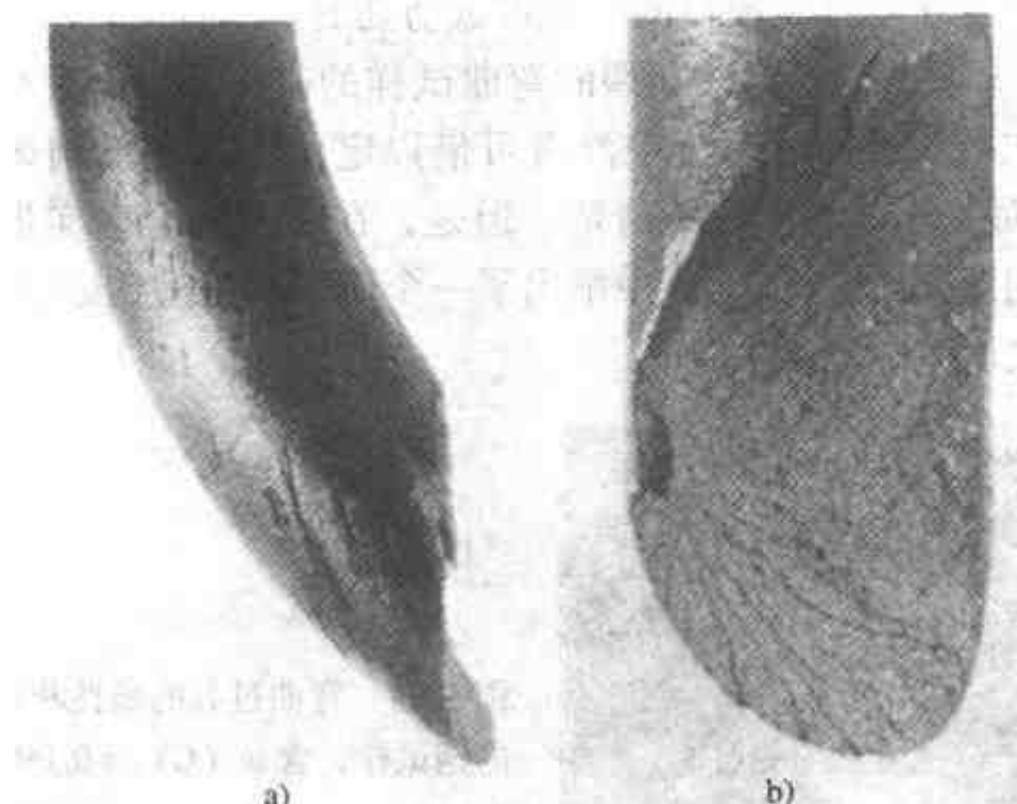


图 4.22 脆性破坏的螺旋弹簧

a) 已断裂的直径为 13mm 的弹簧, AISI 10B62 钢, 硬度 477HBW。注意螺旋形凿槽, 是在冷却过程中产生的螺纹标记 b) 断口表面, 出现一个小的疲劳裂纹, 萌生于螺纹标记处, 但是在扭转过载断裂发生前只有轻微的生长 (引自 Metals Handbook^[5])

4.4 弯曲过载

弯曲断裂的断口表面总体上与拉伸过载所产生的相似。产生差别的原因在于零件的一侧受拉而另一侧受压。因此在拉伸的一侧形成裂纹并横向扩展直到发生断裂。图 4.23 显示一个已经韧性断裂的弯曲试样。此试样带有缺口, 由此而导入三维应力, 但是加载率较低。因此断裂由拉伸的一侧向相对的一侧进行, 伴有

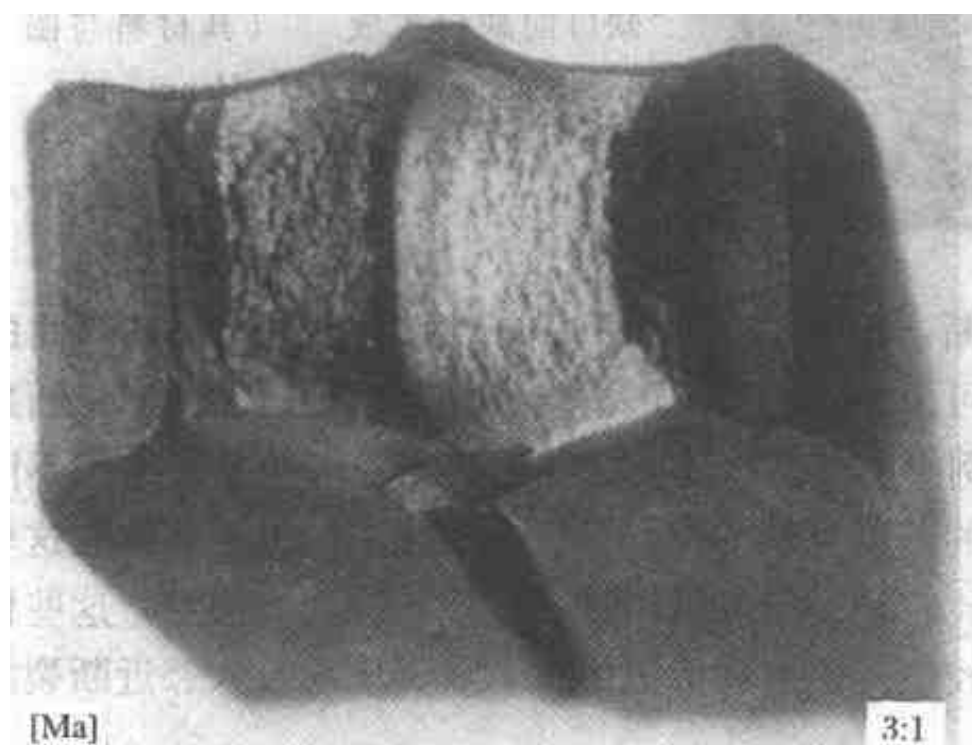


图 4.23 弯曲过载的韧性断口。这是一个带缺口的弯曲试样, 材料为钢, 含 $w(\text{C}) = 0.10\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.02\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.30\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.032\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.024\%$ 及 $w(\text{N}) = 0.003\%$ (引自 Henry and Horstmann^[8])

显著的塑性变形并在垂直于缺口的一侧形成剪切唇。

图 4.24 显示一个已经脆性断裂的弯曲试样的表面。没有发生显著的塑性变形，形成了二次裂纹。注意，其中没有可借以定位断裂源的清晰的特点。在图 4.25 的断口表面上这一点看得更清楚。但是，在某些场合确实形成了辐射状标记并且往回指向断裂源。图 4.26 中举出了一个例子，是吊钩破断的实例。（在此实例中在表面之下开始断裂。）

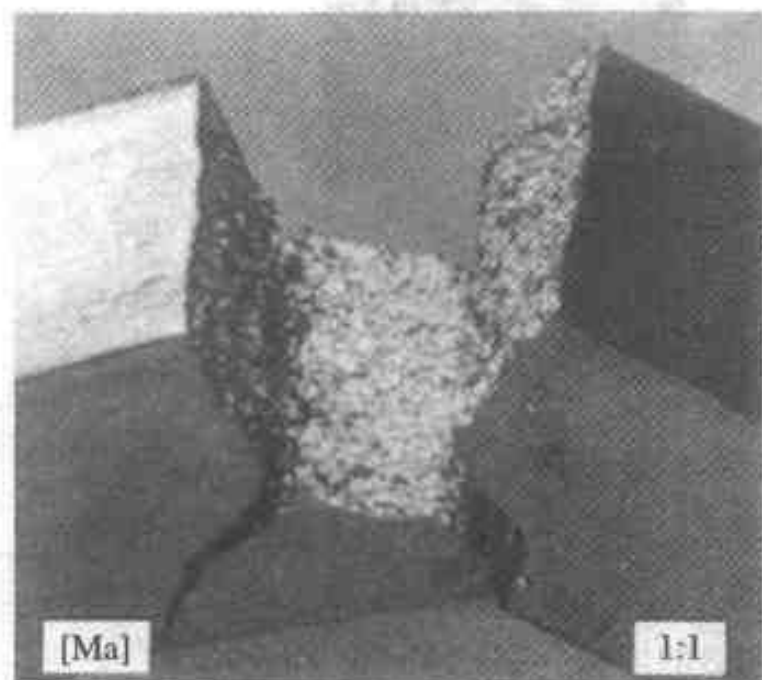


图 4.24 弯曲过载的脆性断口。此为时效态的钢试样，含 $w(\text{C}) = 0.09\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.02\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.34\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.042\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.028\%$ 及 $w(\text{N}) = 0.010\%$ 。脆性破断首先在垂直于主应力方向的拉伸区内扩展，然后以树枝状散发出去（引自 Henry and Horstmann^[8]。）

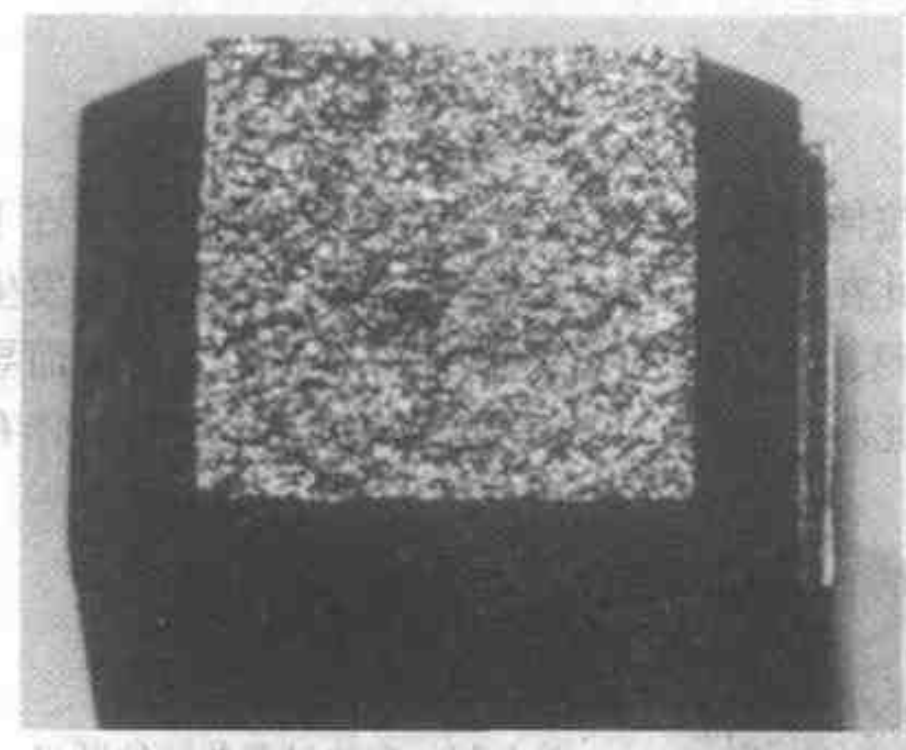


图 4.25 两边都带缺口的试样，因弯曲过载形成的脆性断口。裂纹由缺口向缺口扩展。（其材料与图 4.24 中的相同）（引自 Henry and Horstmann^[8]）

轴常常由于弯曲过载而破断，图 4.27 中示出一典型的断口形貌。其弯曲的方向显然是来自断口的斜面。可由断口表面周围清晰的人字形标记而推断出断裂源的位置（图 4.28）。在此实例中由于断口表面的周边区与心部的显微组织不同而引起这两区域的形貌有明显的差别。轴的外层是感应硬化的，因此裂纹在这里穿越了脆性材料。材料的心部比较韧，形成了粗糙的辐射状标记。注意，这些标记也指向断裂源，并且没入到较细的辐射状标记中，后者又依次没入邻近断裂源的人字形标记中。

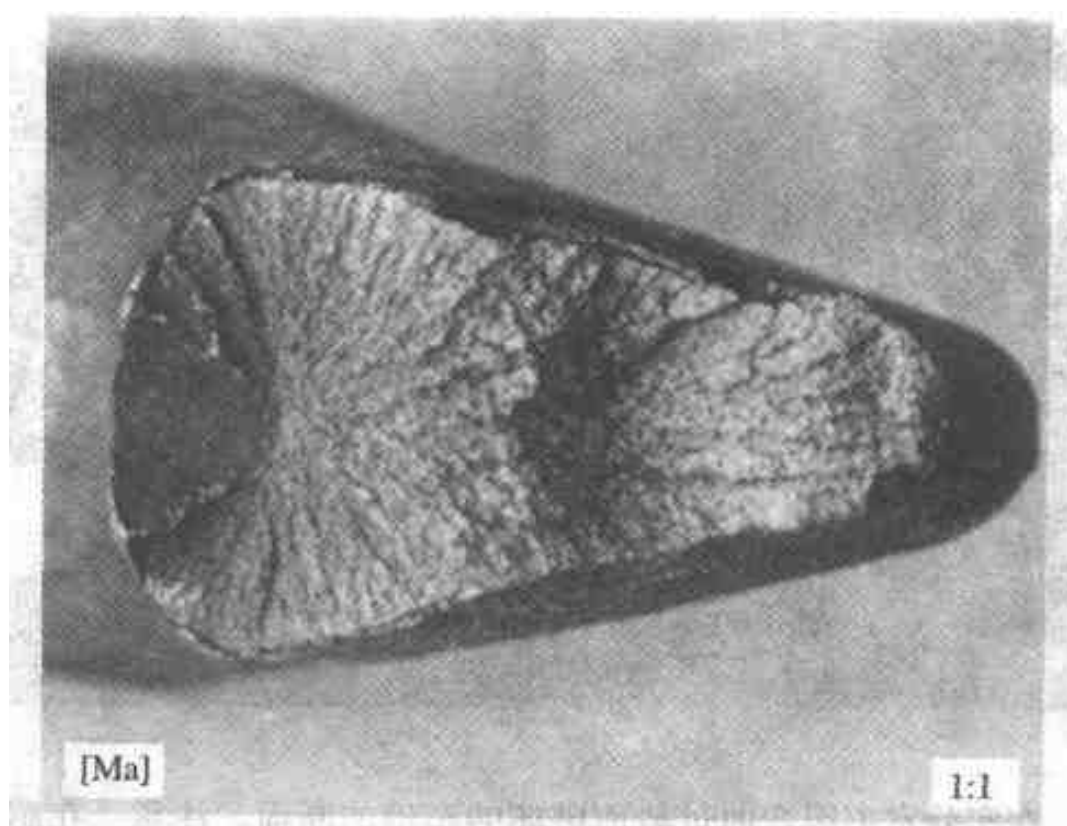


图 4.26 钢吊钩因弯曲过载而形成的断口表面。钢中含有 $w(\text{C}) = 0.24\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.40\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.39\%$ 、 $w(\text{P}) = 0.095\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.024\%$

(引自 Henry and Horstmann^[8].)



图 4.27 钢车轴，在实验室中因简单弯曲冲击过载而破坏。钢种为：变质 SAE 1050，含有 $w(\text{C}) = 0.50\%$ 、 $w(\text{Mn}) = 0.95\%$ 、 $w(\text{Si}) = 0.25\%$ 、 $w(\text{S}) = 0.01\%$ 及 $w(\text{P}) = 0.01\%$ 。此热轧的并微粗的轴具有感应硬化表面（硬度为 60HRC）及珠光体——一次铁素体的心部（硬度为 20HRC）（引自 Metals Handbook^[5]）

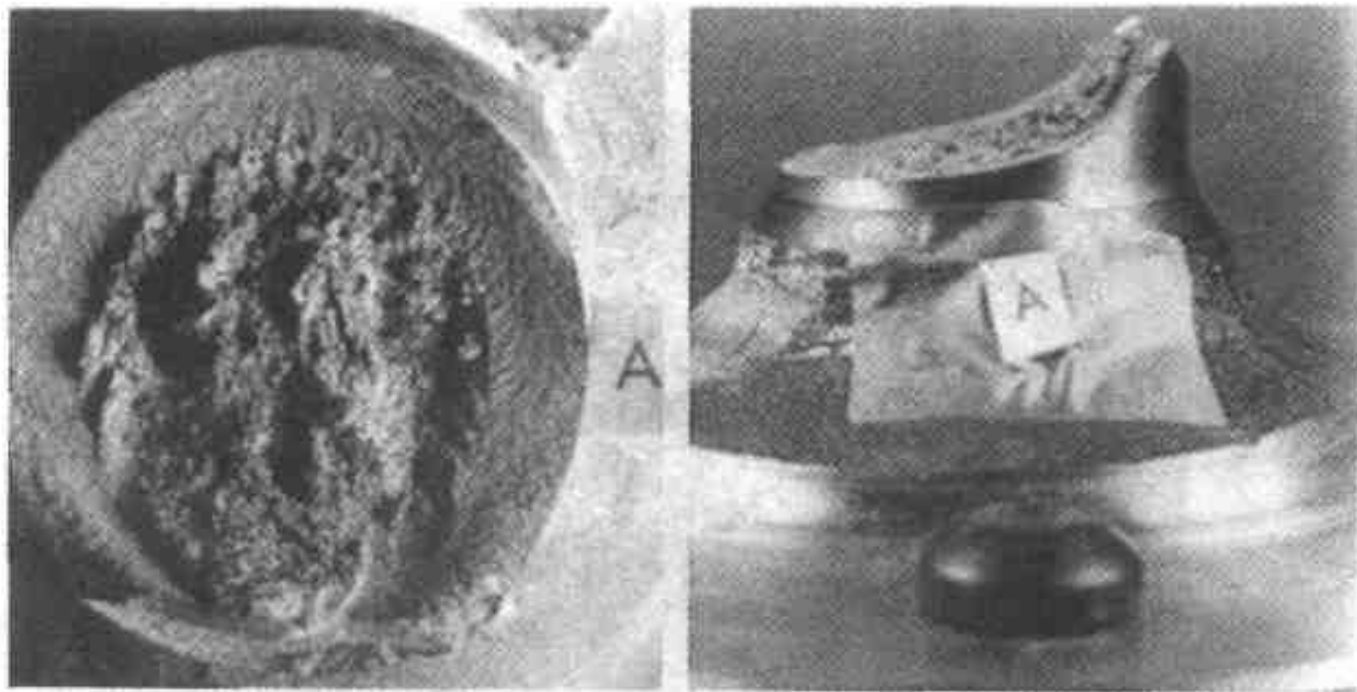


图 4.28 在实验室中因弯曲过载而破坏的车轴的断面。注意，在感应硬化表面中的人字形标记以及在较软的心部中指向断裂源的辐射状标记。材料为经变质的 AISI 1050 钢，经感应硬化并回火至支承面硬度为 60HRC（经 Z. Flanders, Packer Engineering Association 同意，引自 Metals Handbook^[5]）

4.5 疲劳断裂

疲劳断口表面在宏观上通常呈现为两个明显的区域：疲劳裂纹扩展区及最终的过载区。后者所具有的特点与前面章节中所叙述的相类似，是因为支撑材料太少了不能承受下一个（最终）载荷循环而形成断口。最终的断裂几乎总是突然发生并且没有塑性变形。没有明显的塑性变形也是疲劳裂纹扩展的一个特点。因此，当一零件由于疲劳载荷而破坏时所具有的一个非常明显的特征就是此零件几乎没有肉眼可见的塑性变形。

本节的主要内容为，用肉眼或是在低倍（例如 $20\times$ ）放大时检查疲劳断口所具有的断口组织显微镜照片的特征。首先列出在恒幅载荷循环下破坏的试样的形貌，然后考查载荷条件及试棒几何形状的影响，最后举出几个疲劳断裂的机器零件的断口表面的例子。

图 4.29 以图说明疲劳裂纹的生长及其与载荷循环数的关系。强调指出，应计算好载荷所产生的应力使之低于屈服强度。但是，由于在裂纹根部有剧烈的应力集中，所以每一循环都会产生局部的塑性变形。如在第 3 章中所讨论的那样，疲劳条纹经常会与每一载荷循环相对应。但是因为每一循环所扩展的距离很小，与此相应的疲劳条纹小得不可分辨，所以这不是宏观的断口组织特点。图 4.30 显示在疲劳载荷中破坏的试样的断口表面。必须了解，这些试样是连续试验直到

断裂的，采用频率恒定的循环载荷，其最大载荷值也是恒定的。疲劳裂纹生长区及最终的过载断裂区之间的区别不一定非常清晰。

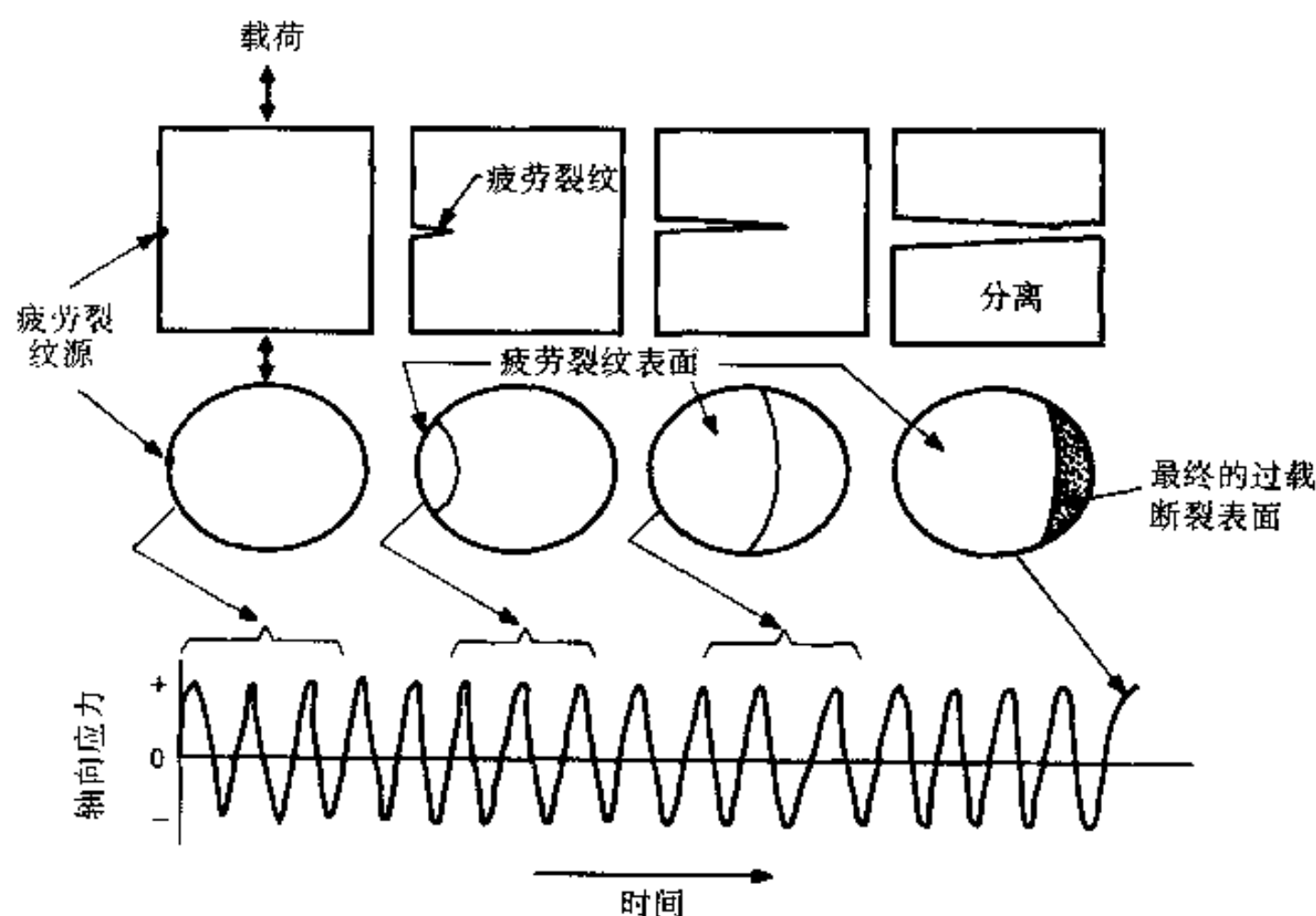


图 4.29 以简图说明疲劳裂纹及循环次数的位置

然而，在绝大多数（但不是全部）疲劳断裂中可以发现一种表面特征，它通常可作为识别物说明是由疲劳而导致断裂的。在图 4.31 中予以说明。此标记按其形貌而有几种名称：扁豆壳状标记、潮汐状标记、波纹状标记、海滩状标记、停止标记、中断标记、蛤壳状标记或贝壳状标记。本书中采用最后一个术语。（此术语也用在矿物学中以描述地壳断层的形貌。）这些标记与引起表面外观局部相异的断口形貌变化有关。后者是由这些因素例如裂纹生长速度的变化或表面氧化情况所引发的。假设这些因素允许这些标记形成，那么标记将会如何发展，则同时要看关于载荷条件这些标记将传达些什么信息。

为了说明这些标记是如何形成的，假设在一个圆柱体的试棒上循环地加载拉伸—压缩—拉伸，如图 4.32 所示。使裂纹仅在一侧形成而横向另一侧前进。前进一定量后，停止加载并使表面氧化。现恢复加载，裂纹又发展，然后又停止加载。使新的表面氧化，以前的表面则进一步氧化，因此最初的断口表面上具有较厚的氧化层。这一过程继续下去直到发生断裂，如图 4.32 所示。最后过载的断口表面会显示出与过载断裂有关的特征，而沿着疲劳裂纹生长的断口部分就会因氧化厚度的不同而显出贝壳状标记。因此在这个例子中标记的形貌所依据的是：裂纹并非连续地运动直至断裂而是间歇式地生长的。其他的机理也会引发这些贝

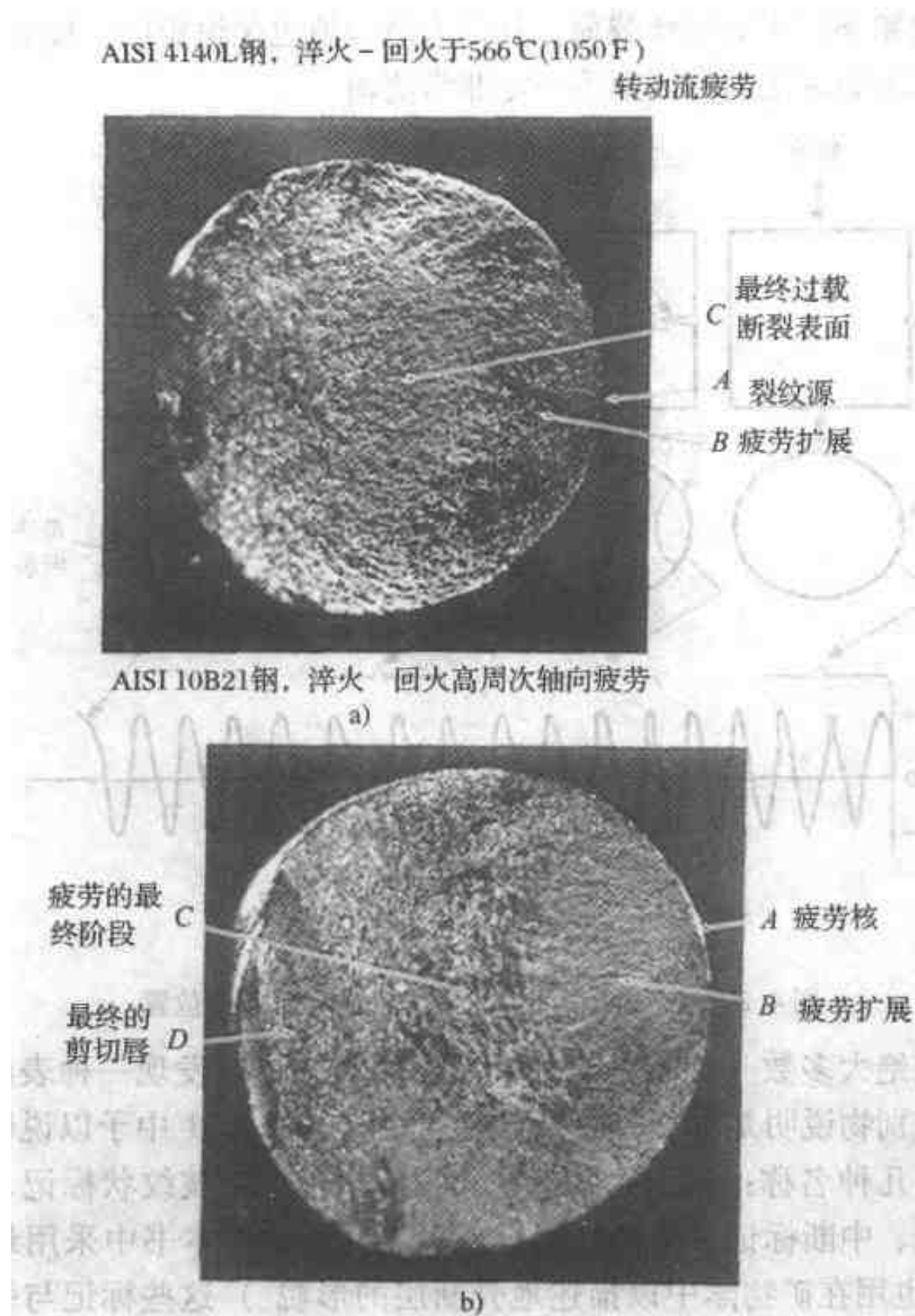


图 4.30 最大载荷及频率恒定的疲劳试样的断口

- a) AISI 4140L 钢, 淬火后经 566°C (1050°F) 回火, 转动电子流疲劳
- b) AISI 10B21 钢, 淬火一回火, 高周次轴向疲劳 (引自 Bhattacharyya^[9])

壳状标记, 例如当载荷的幅度变化时, 相匹配的表面间以不同的方式进行摩擦。必须指出, 当疲劳断口扩展时没有任何中断, 那么就可能不产生贝壳状标记。图 4.30 中就是这样的实例, 此处的疲劳试样是不受干扰地一直试验到断裂的。

图 4.32 中的例子可用以说明载荷水平 (应力水平) 对断口组织显微特点的影响。如果载荷相当低, 那么就需要许多循环才能使疲劳裂纹扩展到极限位置以使残留的材料在下一个 (最终的) 载荷循环前突然断裂。因此, 贝壳状标记所覆盖的断口表面的相对数量就比较大。如果应力水平高, 那么在最终断裂发生之前裂纹的扩展不会太远。这一点在图 4.33a 中予以说明。如果试样的载荷为单方

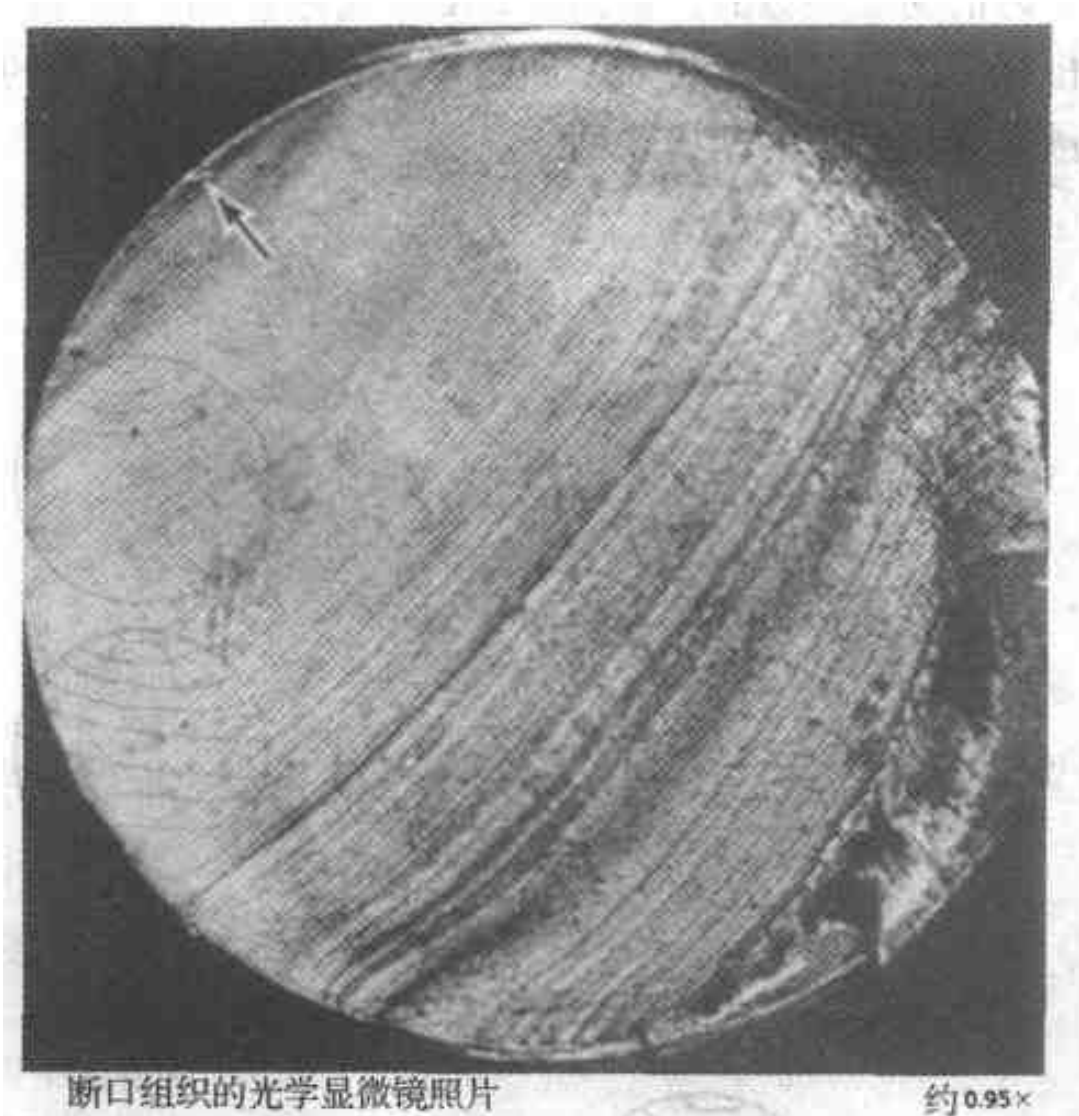


图 4.31 疲劳破坏试样的断口表面，显示典型的疲劳断口所具有的贝壳状标记及最终过载区。这是一个车轴，材料为 8640 钢，硬度约为 30HRC。载荷为非旋转型的。箭头所指为裂纹萌生的源头，为切割螺纹的尽头（引自 Metals Handbook^[2]）

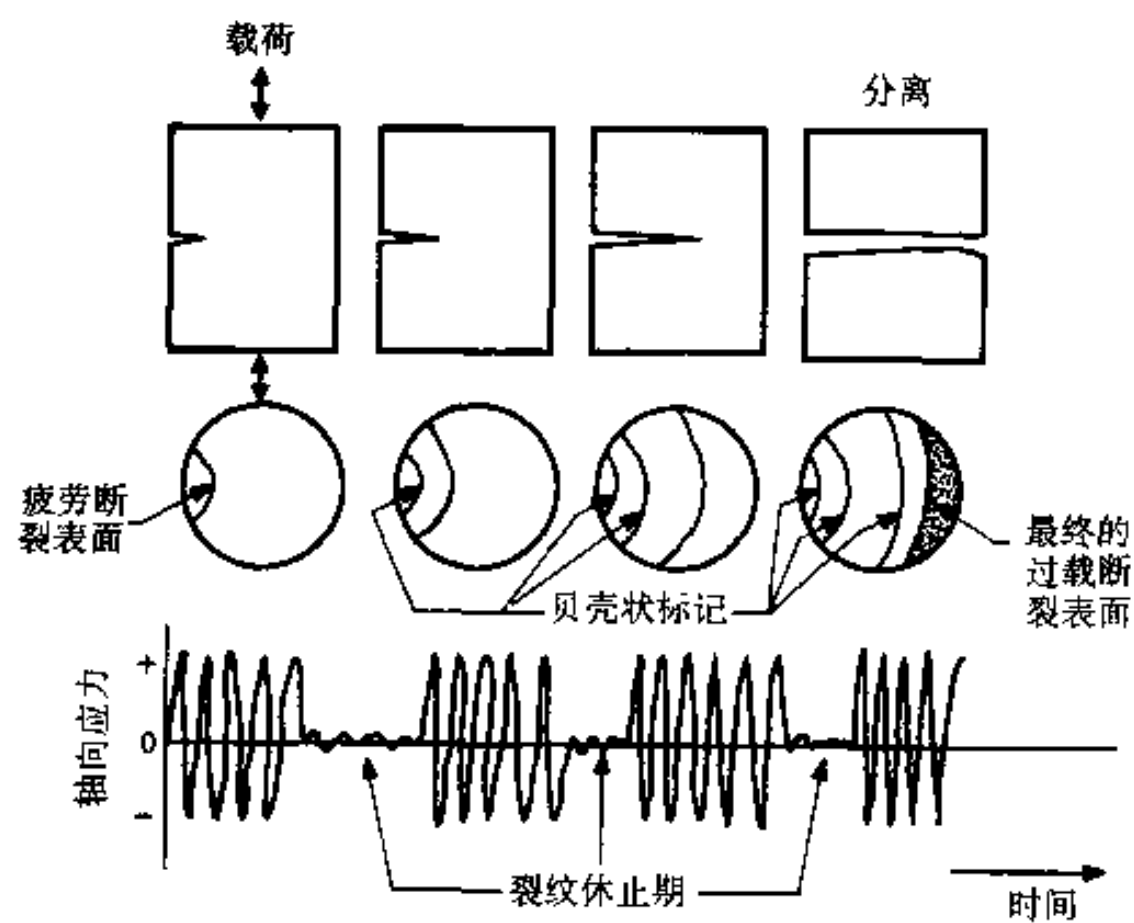


图 4.32 以简图说明疲劳试验中贝壳状标记的形成

向的反复弯曲, 则情况是类似的, 如图 4.33b 中所示。如果试样的载荷为反向弯曲, 则可能在相对两侧同时萌生裂纹, 如图 4.33c 所示。比较低的标称应力仍会产生覆盖有大量贝壳状标记的断口表面。

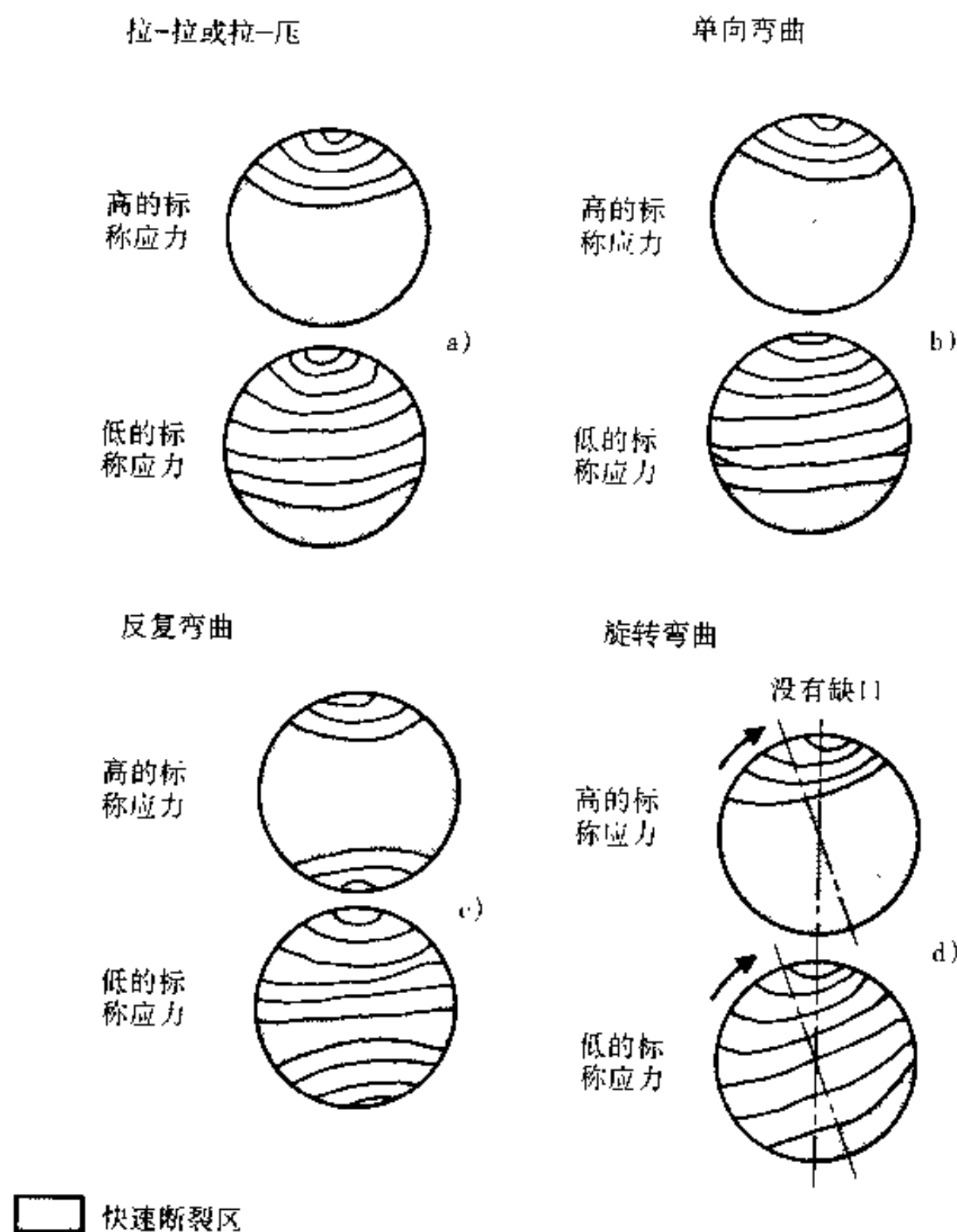


图 4.33 以简图说明载荷条件及应力水平对疲劳断口表面中疲劳裂纹所占的相对面积的影响

a) 拉-拉或拉-压 b) 单方向弯曲 c) 反复弯曲
d) 旋转弯曲 (引自 Vander Voort^[1])

在简单的旋转弯曲中, 表面上的任何一点在一个旋转过程中都会有时遭到纵向拉伸。如果只萌生一个疲劳裂纹, 那么其断口表面的形貌就会与图 4.33d 中的示意图相似。然而, 可能在许多部位同时萌生许多疲劳裂纹并且从周围向前进展。这点在图 4.34a 中以示意图表示。如果疲劳裂纹在轴向不同位置的几个部位

萌生，那么当发展情况各不相同的疲劳裂纹在不同水平处相遇时就可能结合成一个疲劳裂纹。在表面上会留下偏移现象，称作“棘轮标记”，如图 4.34b 中所示。图 4.35 显示一个疲劳断口表面，沿其周围有许多模糊的棘轮标记。图 4.36 的断口表面给出一个极端的例子，其中各个疲劳裂纹生长区在发生断裂前并没有联接。

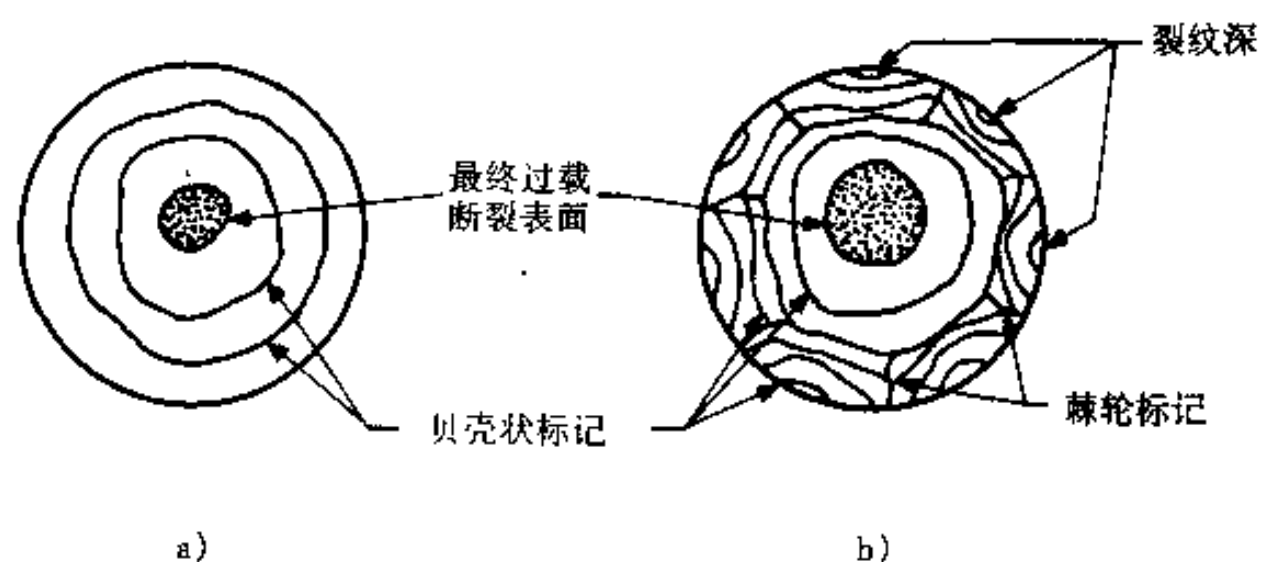


图 4.34 以简图显示因旋转弯曲而疲劳断裂的断口形貌。疲劳裂纹同时萌生于
a) 在同一圆周平面上的不同部位 b) 在不同圆周平面上的不同部位，形成棘轮标记



图 4.35 某疲劳失效的断口表面，显示在外围上沿着一个尖锐的弹性挡环槽而形成的细小的棘轮标记。椭圆形贝壳状标记的偏心模式说明轴上的载荷是不平衡的。此零件为 1050 钢的轴，硬度约为 35HRC，承受旋转弯曲
(引自 Wulpi^[6])

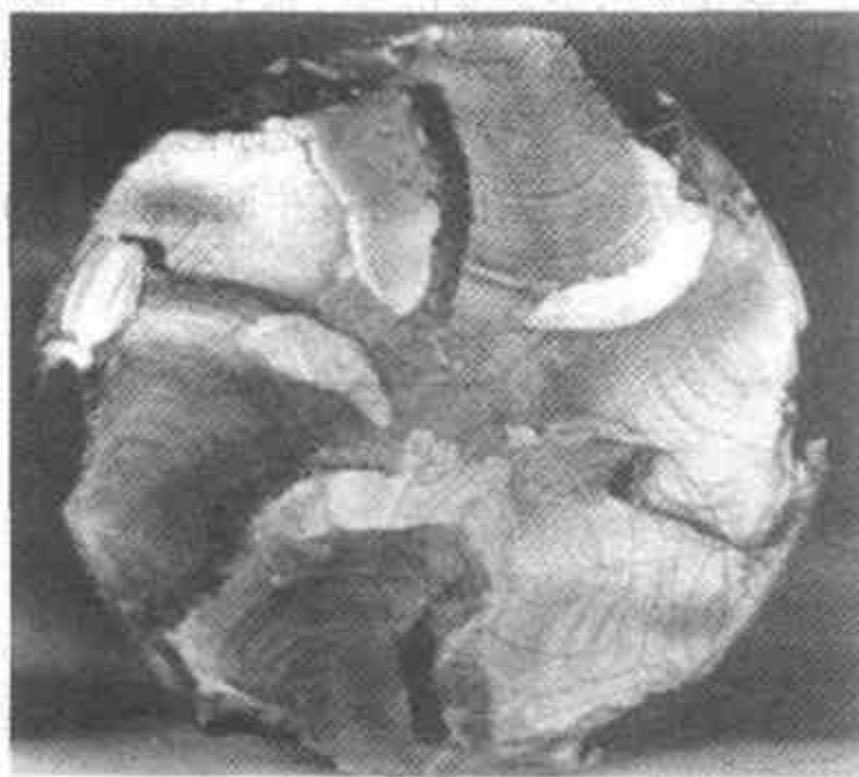


图 4.36 疲劳断口，其中围绕外周的六个位置上形成裂纹，但是其水平的差别很大。位置都靠近六个槽的出口处。内角的磨削伤害是引起断裂的原因。零件为由 4817 钢制成的轴，经渗碳硬化至表面硬度 60HRC，承受旋转变曲的载荷（引自 Wulpi^[6]。）

疲劳断口表面的形貌受应力状态所影响，这一点可以用缺口的效应来加以说明。缺口越尖锐则越倾向于在周边不止一个部位萌生疲劳裂纹。然而，随后的裂纹生长却不受很大的影响，这是因为一旦形成了裂纹（进入第Ⅱ阶段，见第3章），疲劳裂纹的根部是尖锐的，不论原始裂纹是否是在缺口处形成的，上述这点都是确实的。然而，如果标称应力相当低，那么裂纹就更倾向于沿着周边的运动比跨越直径而运动更快，这就给出了断口表面的不同形貌。这些特点在图 4.37 中用简图给出了说明，图 4.38 中以表面上应力集中的观点来举例说明这种影响。

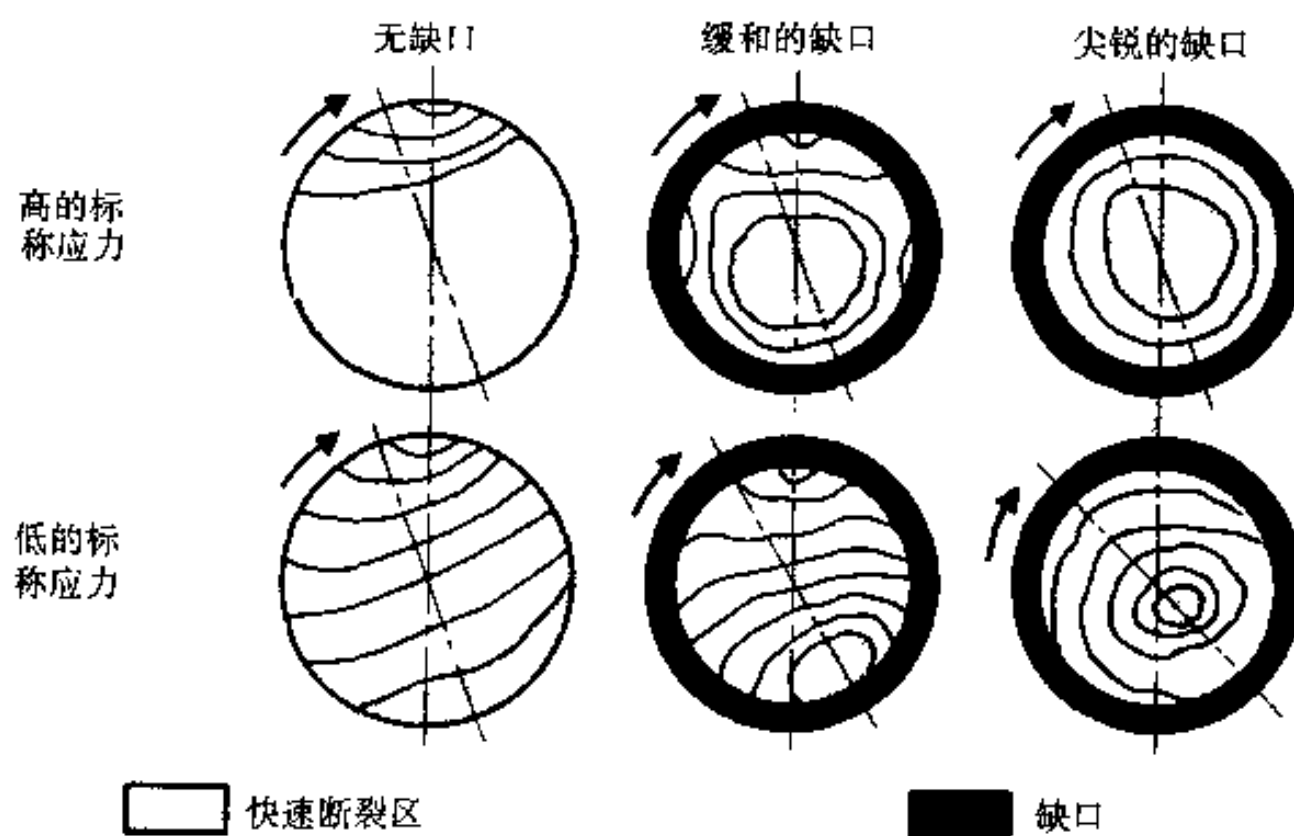


图 4.37 以简图说明承受旋转变曲的轴的缺口尖锐程度与应力水平对疲劳断口表面形貌的影响（引自 Vander Voort^[1]。）

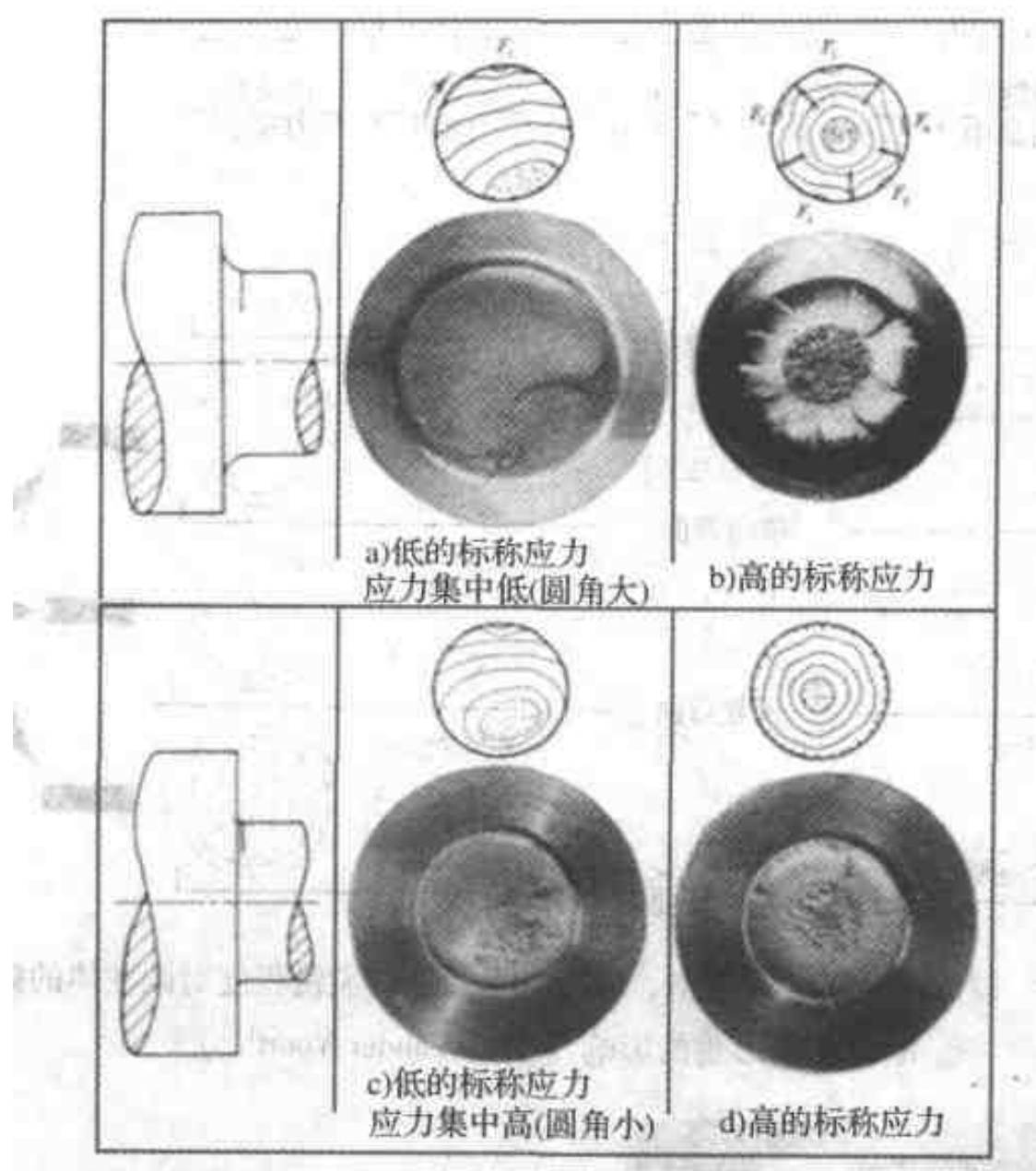


图 4.38 疲劳断口表面，说明应力集中程度对断口表面形貌的影响。一个转动的轴在一固定的平面上承受弯曲载荷（引自 Peterson^[10]）

载荷类型、应力水平及缺口严重程度对圆柱体中疲劳断裂的断口形貌的影响在图 4.39 中以简图方式作了综合说明。在旋转弯曲、低标称应力的情况下，贝壳状标记的模式以及最终过载区的位置与轴的转动方向有关。这点在图 4.39 中以箭头注明。因此在真实零件的疲劳失效中可能推断出失效前的转动方向。同样，贝壳状标记的形状及最终过载断裂的部位能给出有关轴的载荷的信息。图 4.40 中列出有关这几点的例子。

在反复扭转加载时，其情况比以上刚论述过的要稍稍复杂一些。因为由载荷的诱发的疲劳裂纹仅在拉伸的零件下扩展，在扭转时则圆柱体中的裂纹呈 45° 。在图 4.41a 中用简图对这点作了说明，图 4.42 中举出了这种疲劳失效的例子。如果在周边的几个部位萌生裂纹，那么可能发生如图 4.43 及图 4.44 中所示的断裂类型。

如果标称应力较低，那么裂纹可能会循着更迂迴曲折的途径在轴向与径向都生长，如图 4.41c 中所示。图 4.45 中给出一个例子。缺口对扭转疲劳断裂的影

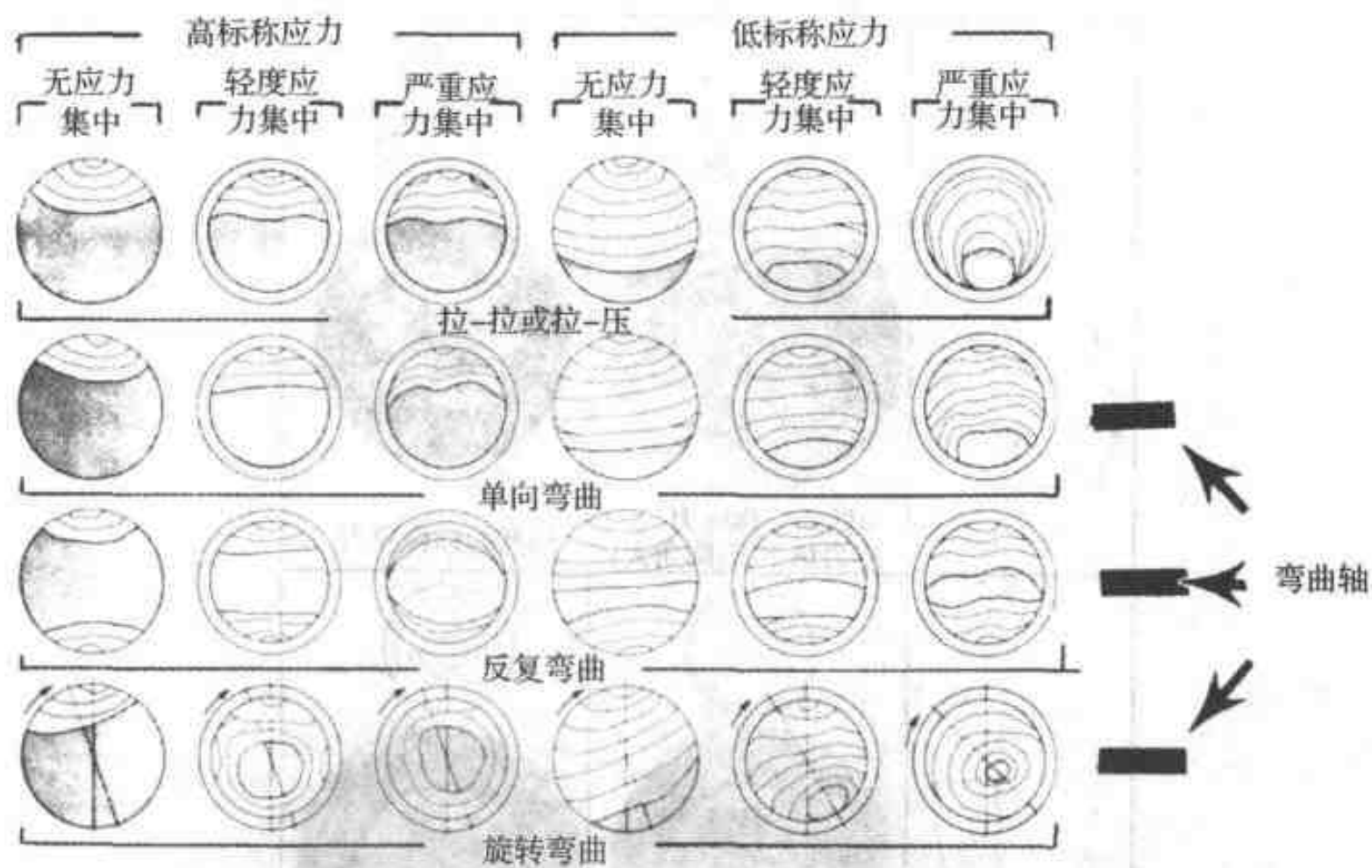
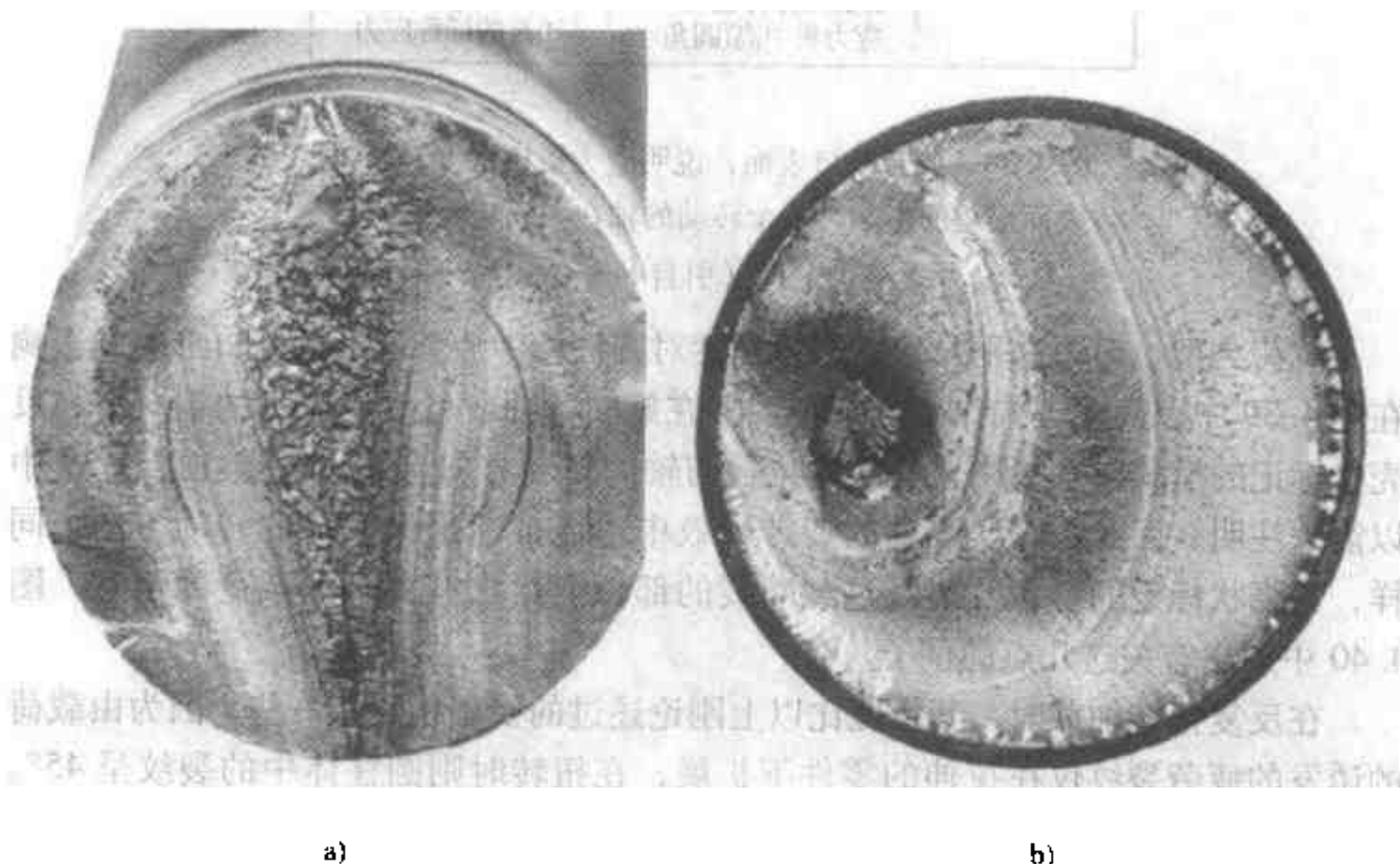


图 4.39 以简图说明载荷类型、应力水平及缺口尖锐程度对圆柱体的疲劳断口表面形貌的影响 (引自 Vander Voort^[1])



a)

b)

图 4.40 疲劳断口表面, 显示有关载荷条件的信息

a) 直径为 40.64mm (1.6in)、硬度约为 30HRC 的 1046 钢轴的反反复弯曲疲劳。其对称的贝壳状标记模式说明轴的每一边承受相同的最大应力及相同的加载次数 (引自 Wulpi^[6]) b) 硬度约为 35HRC 的 1050 钢轴的旋转弯曲。大量的棘轮标记说明疲劳裂纹萌生于沿着尖锐的弹性挡环槽的许多位置上。其偏心模式的椭圆贝壳状标记说明载荷是不平衡的 (引自 Wulpi^[6].)

原书缺页

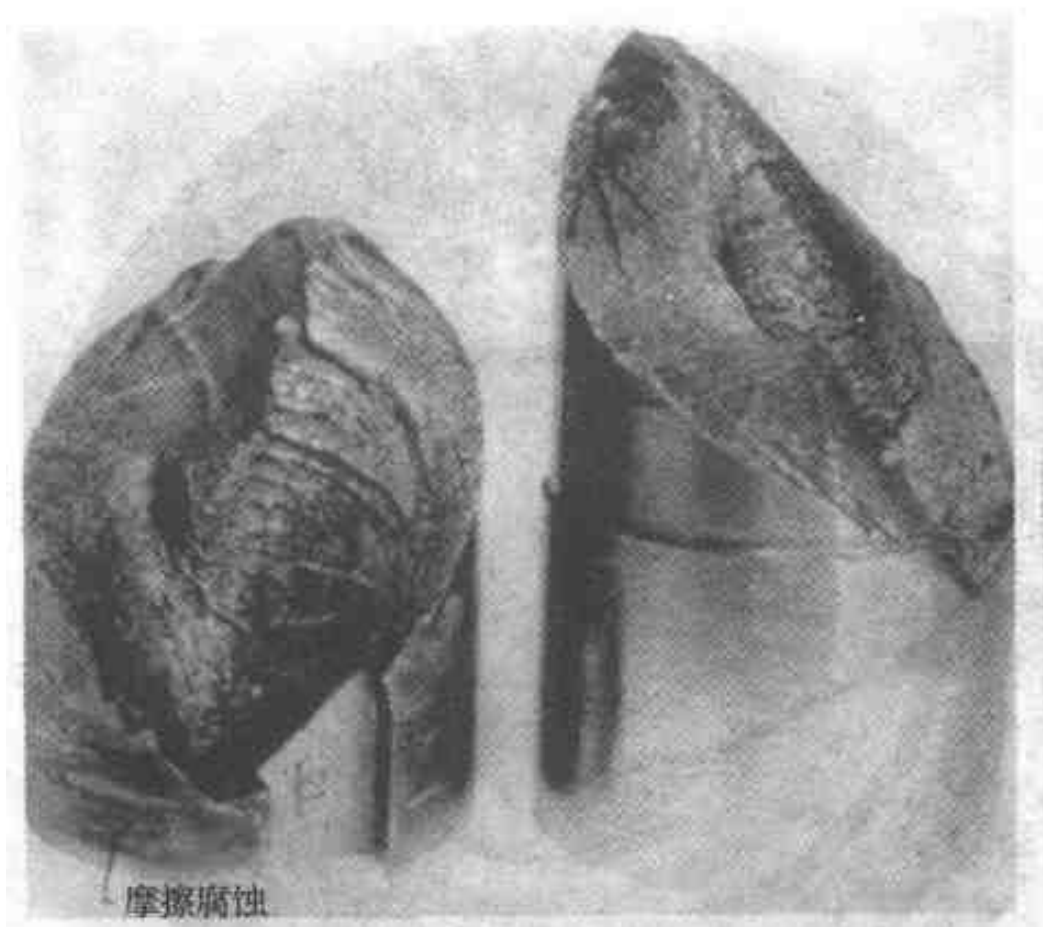


图 4.42 因反复扭转载荷而破坏的轴的
疲劳断口（引自 Peterson^[10]）

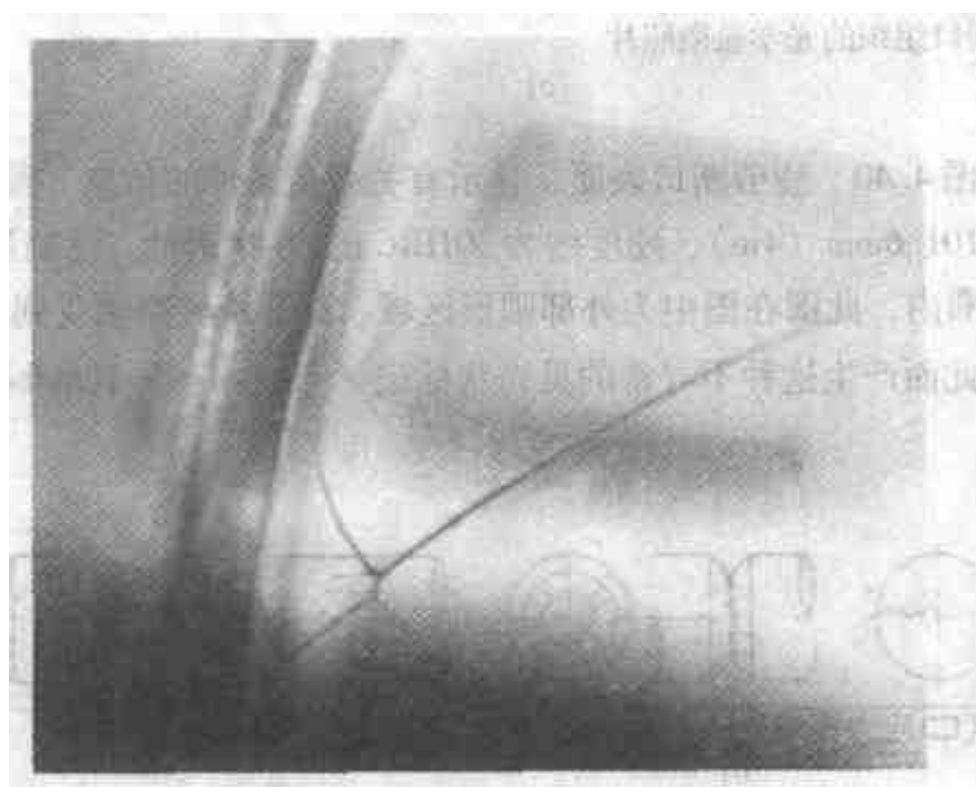


图 4.43 因反复扭转载荷而断裂的轴中疲劳
裂纹的几何形状。此为 1045 钢曲轴（引自 Wulpi^[6]）

在带有键槽的圆柱体中常在键槽的根部萌生扭转疲劳裂纹，如图 4.48 所示，并且由此部位而沿着圆周向前进展。图 4.49 中举出了一个例子。

对圆柱体及轴所述的特点也可以在其他具有其他横截面的零件中发现。对于矩形截面，图 4.50 汇集了其疲劳断裂的形貌。必须了解这一点，即疲劳断裂的途径

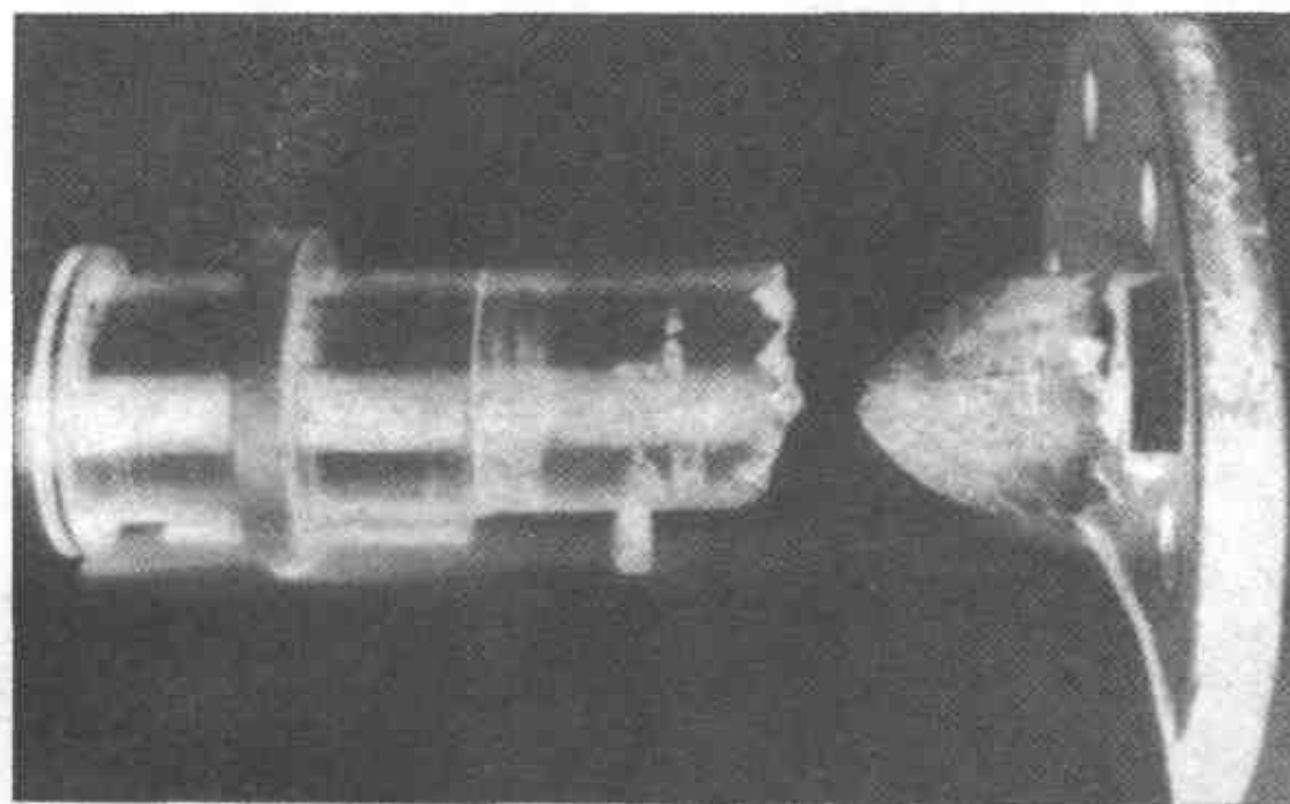


图 4.44 因反复扭转载荷而破坏的钢轴的疲劳断口 (引自 Peterson^[10])

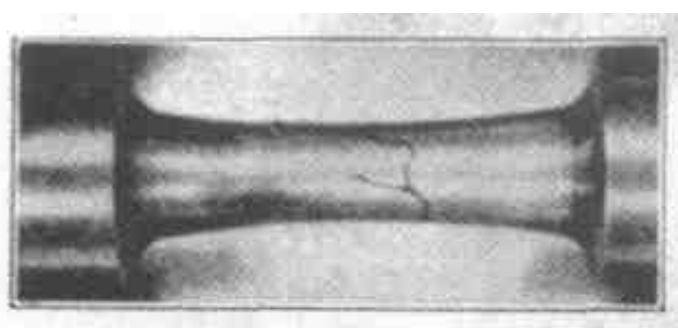


图 4.45 疲劳裂纹的几何形状, 显示由于反复扭转载荷而引起的轴向与径向裂纹的生长。材料为韧性钢 (引自 Peterson^[10])

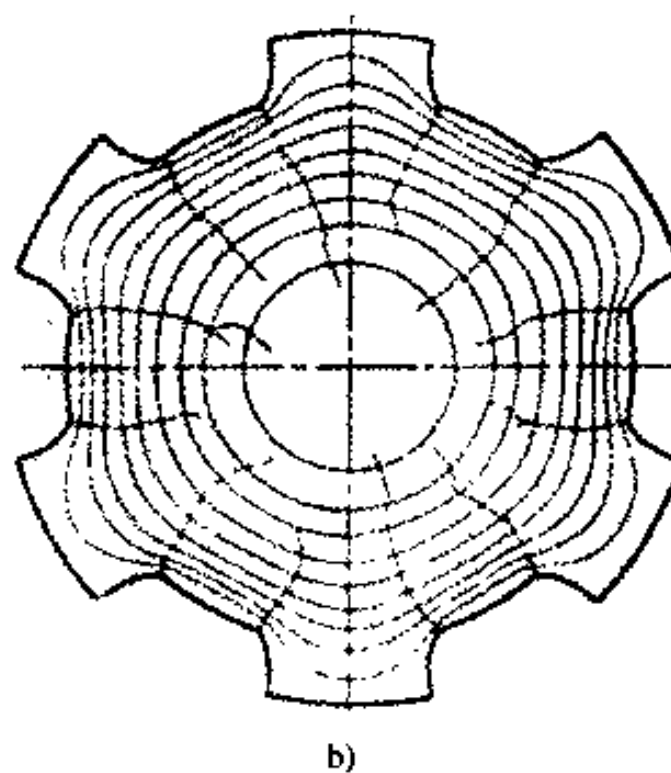
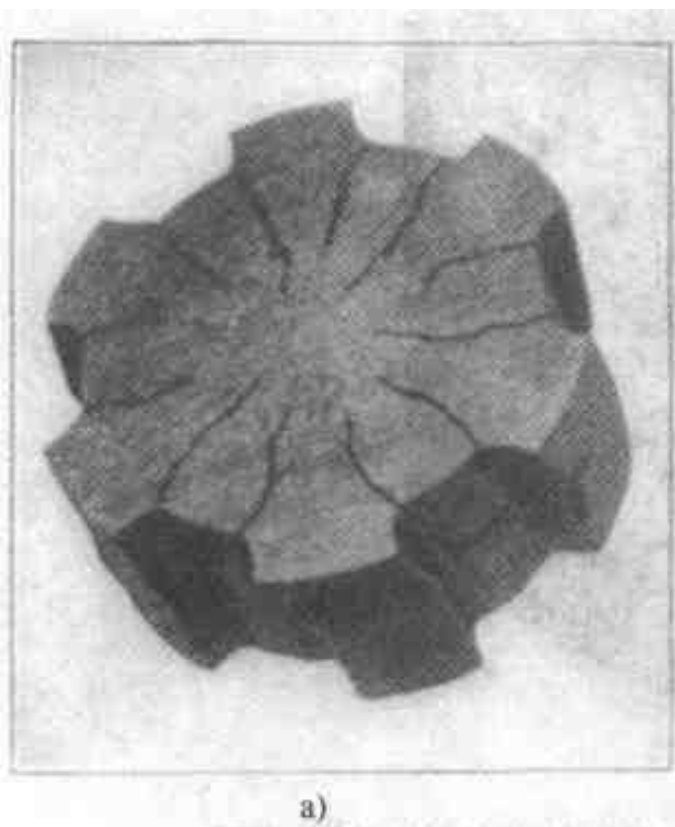


图 4.46

- a) 在花键中由于反复扭转载荷而形成的疲劳裂纹
b) 最大拉伸应力的分布情况 (引自 Peterson^[10])

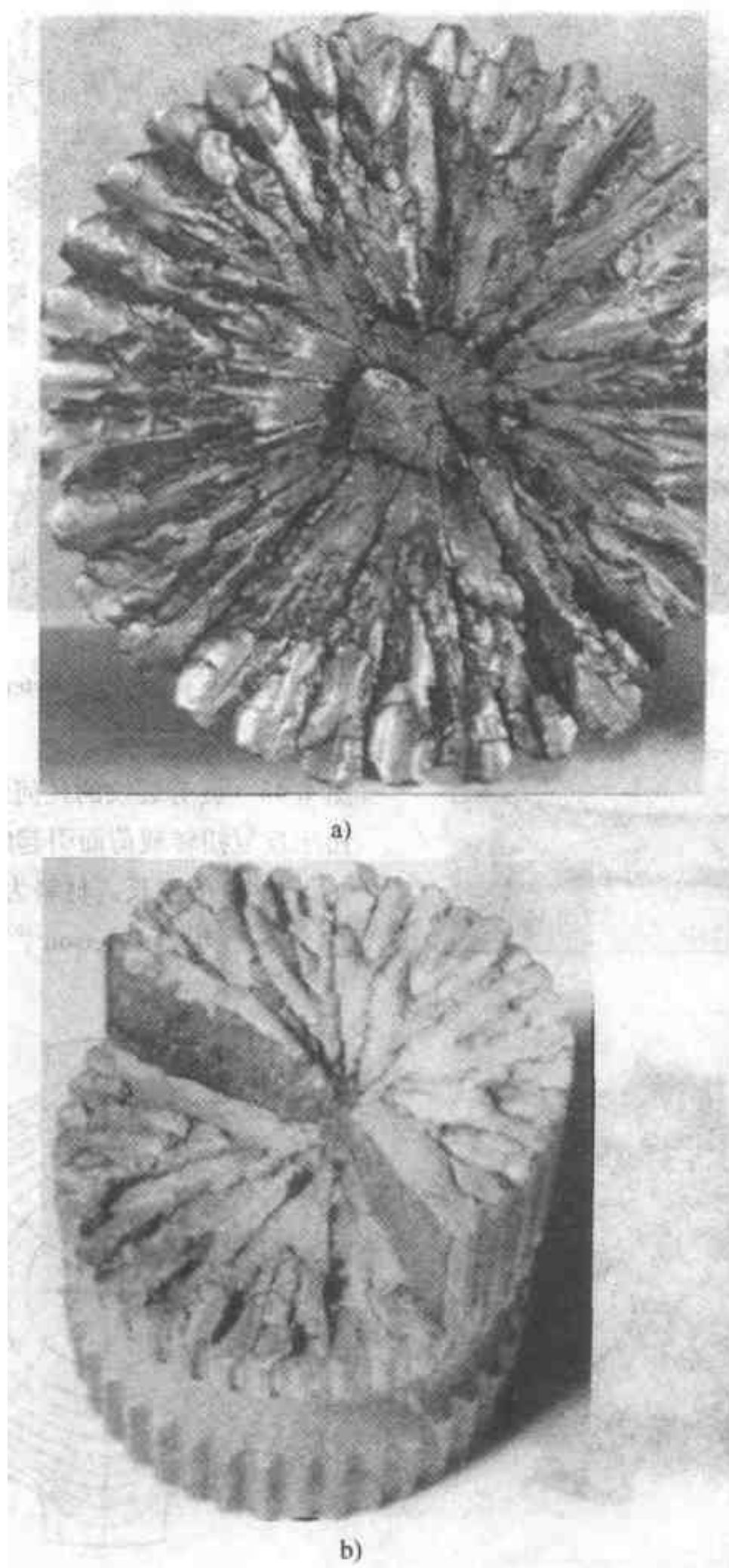


图 4.47 因反复扭转载荷而破坏的花键轴的断口表面

a) 直径为 171.45mm (6.75in) 的花键轴，表现出多重疲劳裂纹的特征性的“星形”模式。32 个花键齿上，每个都有 2 条疲劳裂纹，均与轴线成 45° ，形成 V 形区。另有纵向辐射的疲劳裂纹一直穿透到接近轴的心部的地方 b) 直径为 38.1mm (1.5in) 的花键在反复扭转载荷下的断口。轴的材料为低碳合金钢，轴区的硬度为 24HRC (引自 Wulpi^[61])

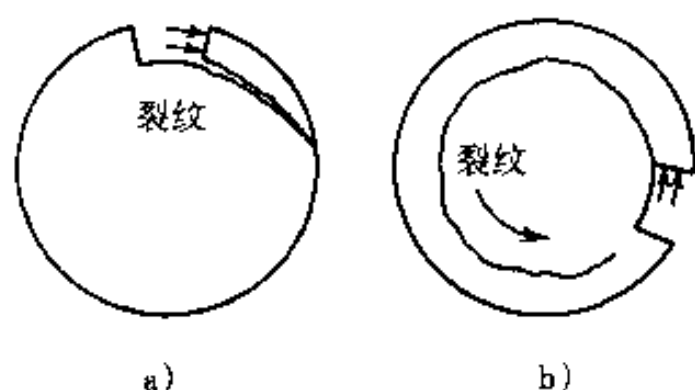


图 4.48 以简图说明承受反复扭转载荷的轴从键槽根部形成疲劳裂纹的情况 (引自 Peterson^[10])

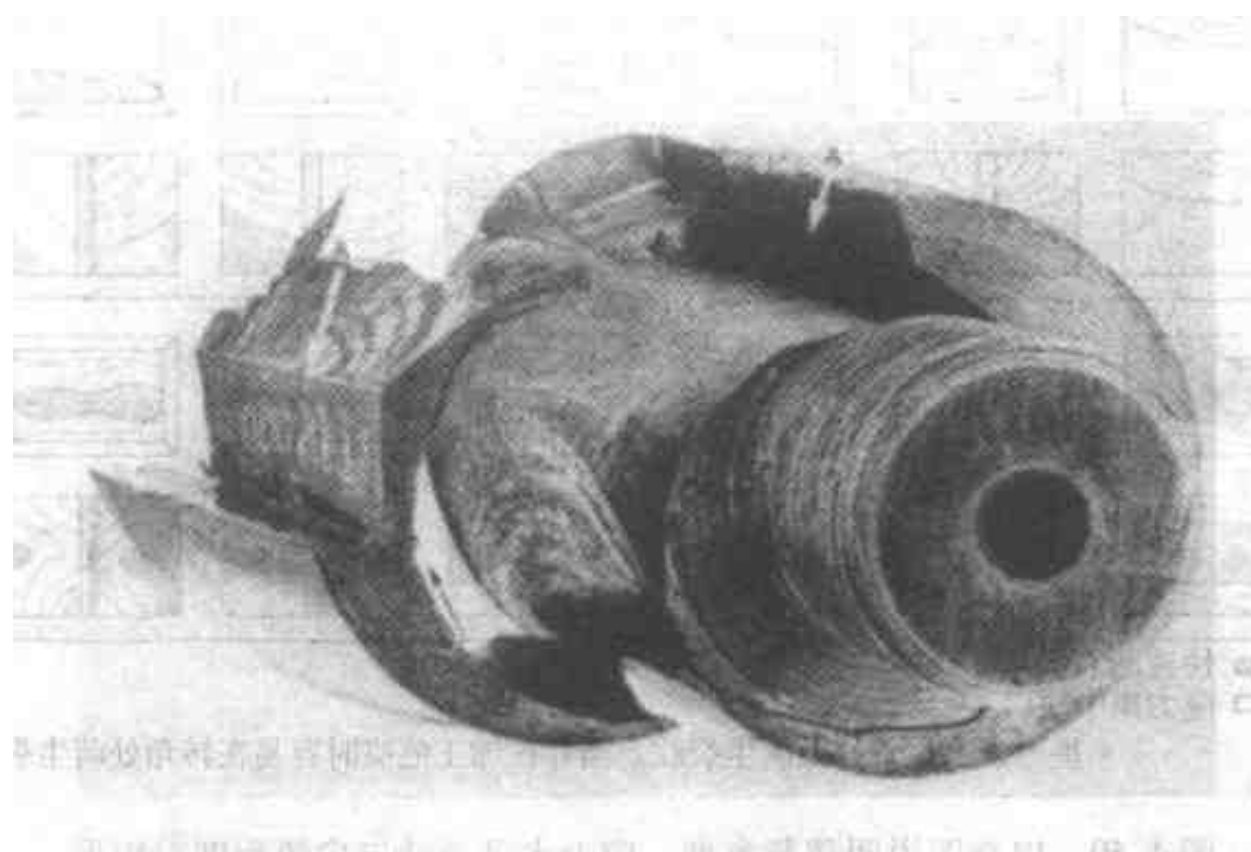
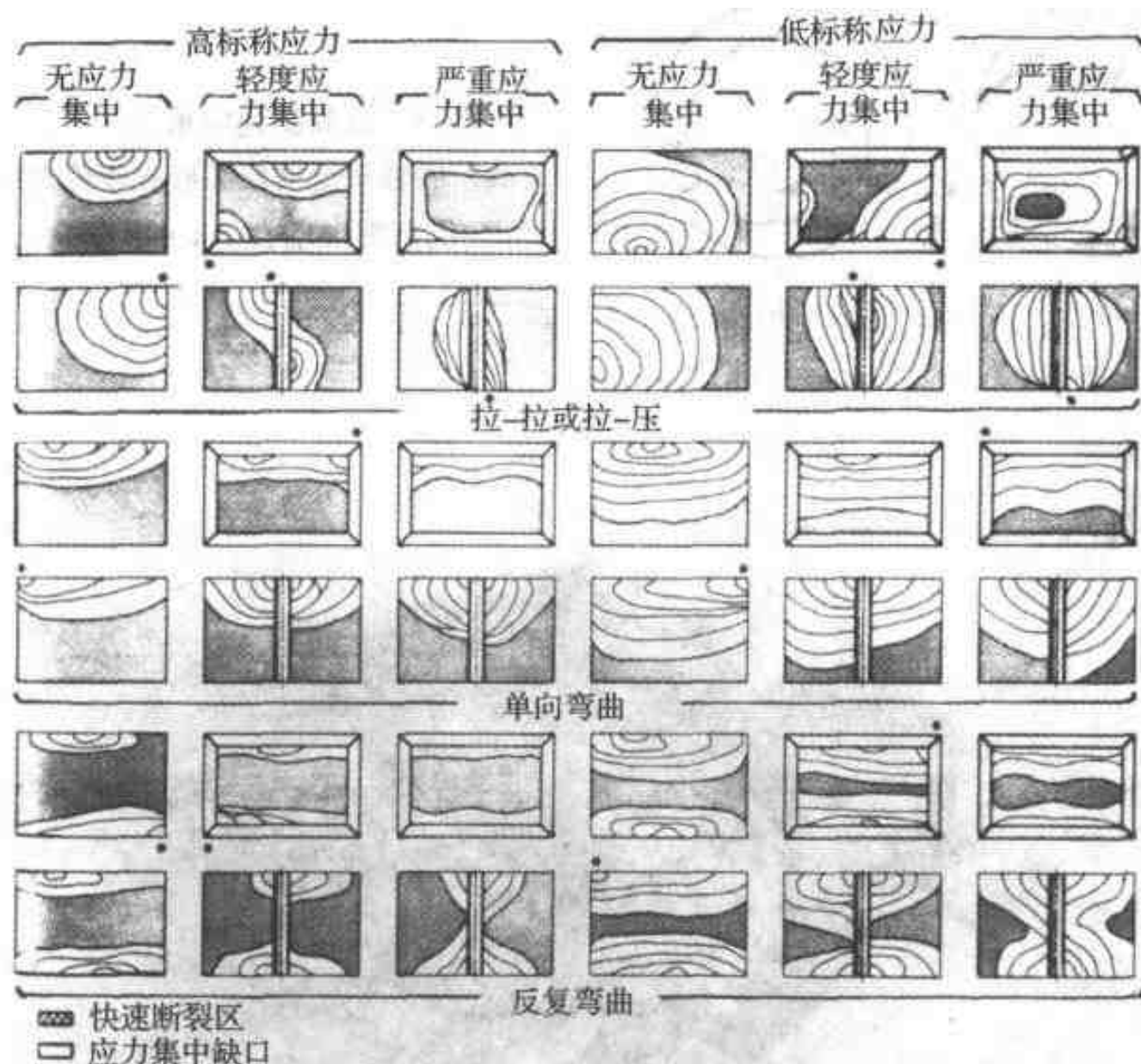


图 4.49 如图 4.48 中所述的由于承受扭转疲劳载荷而形成的断口表面。零件为直径 85.725mm (3.375in) 的带键槽的、有锥度的 1030 钢轴。由于键使一个大的轮毂与轴密合，其压力使疲劳裂纹在键槽的角 A 处萌生。疲劳裂纹完全围绕着轴而扩展，在键槽下面，再开始围绕，全都是顺时针方向的，直到最终发生分离之前，并几乎使左侧的“羽翼”断开。为防止这类断裂产生而必须做的唯一的事就是确保把轮毂紧紧地压在带梢的轴上的大螺母不能变松。如果螺母松了，那就是键与键槽而不是锥形联接的摩擦配合在承受扭转力了 (引自 Wulpi^[6])

不仅取决于零件的几何形状及载荷条件，同时也取决于材料组织的不均匀性。这种组织上的差异在机械零件中是很普遍的，可能是零件加工工艺的结果，例如渗碳、感应硬化及表面硬化；也可能是由于微观组织特点例如伸长了的夹杂物所引发的力学性能的不均匀。



* 星号表示在转角处萌生裂纹。当存在加工疤痕时容易在转角处萌生裂纹。

图 4.50 以简图说明载荷类型、应力水平及缺口尖锐程度对矩形截面零件疲劳断口表面形貌的影响 (引自 Vander Voort^[1])

4.6 微观及宏观断口组织特征的对比

本节中将采用试样断口表面的实例对宏观的形貌特征与相应的微观特征进行比较。这些例子也会说明断口的宏观特征与断裂机理对材料微观组织的敏感程度。

图 4.51a 显示一个 10B21 钢拉伸试样的断口表面。其断裂模式为拉伸过载，高韧性（断面收缩率（RA）为 56%）及大的剪切唇区域说明这是韧性断裂。可将这些特点与图 4.4b 中的进行比较。在此断口中辐射状标记不占主导地位。图 4.51b、c 的断口组织显微照片中的韧窝，包括图 4.51d 的剪切唇区域中的剪切韧窝都说明在整个表面上其断裂机理为空洞聚集。

图 4.52a 中示出此相同钢种的冲击试样的断口表面。细小的辐射状标记往回指向机加工的缺口根部，那里是裂纹萌生的地方。由试验的性质决定断裂的模式

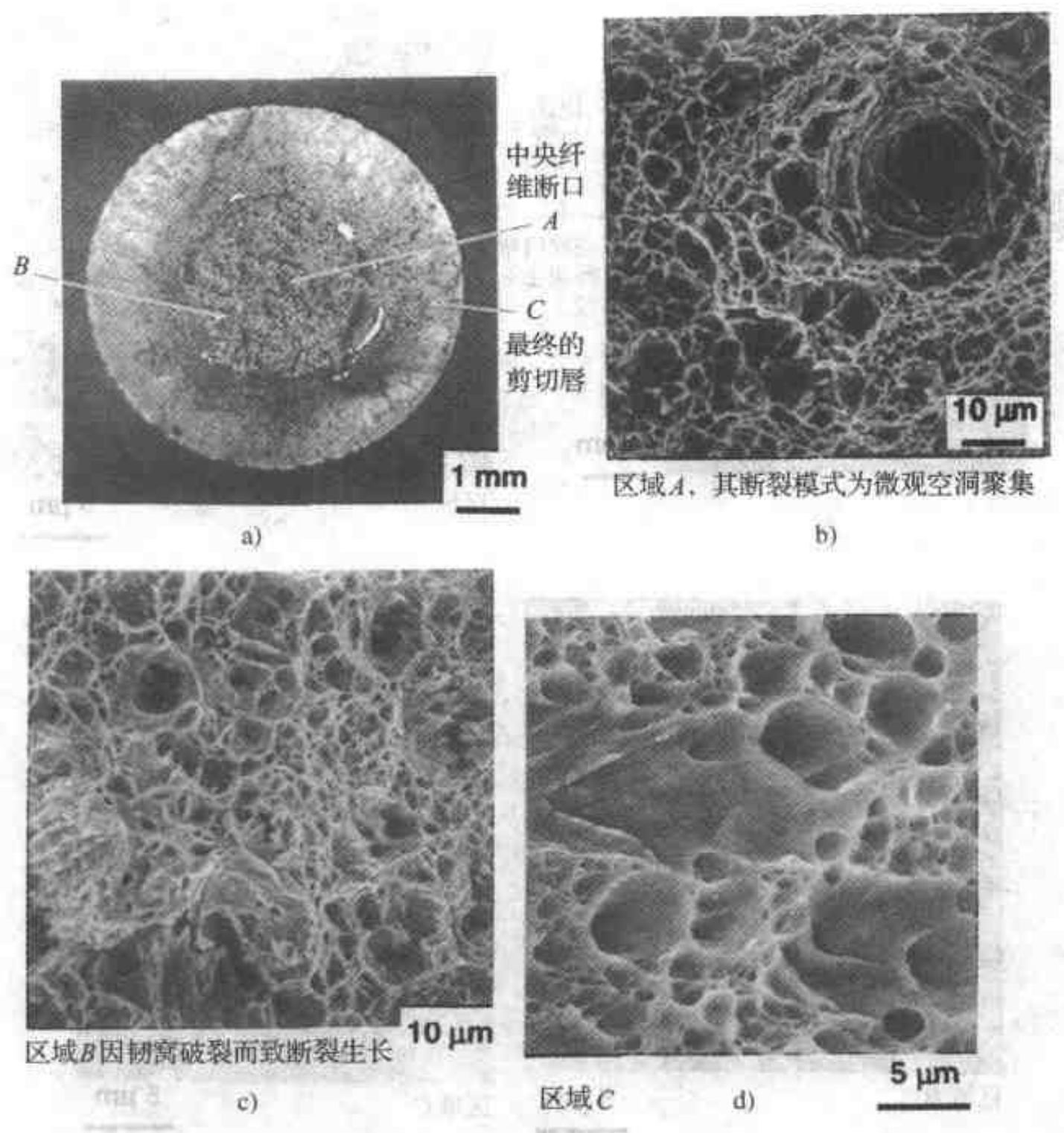


图 4.51 某淬火—回火 10B21 钢经拉伸断裂的断口组织显微照片。力学性能为：
 硬度 43HRC 屈服强度 $1.23 \times 10^9 \text{ Pa}$ (179000 lbf/in^2)、抗拉强度
 $1.50 \times 10^9 \text{ Pa}$ (218000 lbf/in^2)、断面收缩率为 56% (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

为弯曲过载，并且以大量的剪切唇为证据，说明此材料为韧性断裂。图 4.52b、c 的断口组织显微照片说明任何部位的断裂机理都是空洞聚集。

图 4.53a 出示同为 10B21 钢在高循环轴向疲劳试验中破坏的断口表面。在此试验中加载频率恒定、加载未受干扰，因此没有贝壳状标记。如同从加载条件所能推断的那样，仅在表面的一个部位萌生了疲劳裂纹。因为没有贝壳状标记，那就必须从细小的辐射状标记来推断出断裂源的位置，它会很清晰地指向疲劳裂纹的萌生区。在最终过载前的最后几个循环中疲劳裂纹以一种粗糙得多的方式扩展。图 4.53b 中的断口组织显微照片的意图是显示疲劳条纹，但是虽然这是疲劳

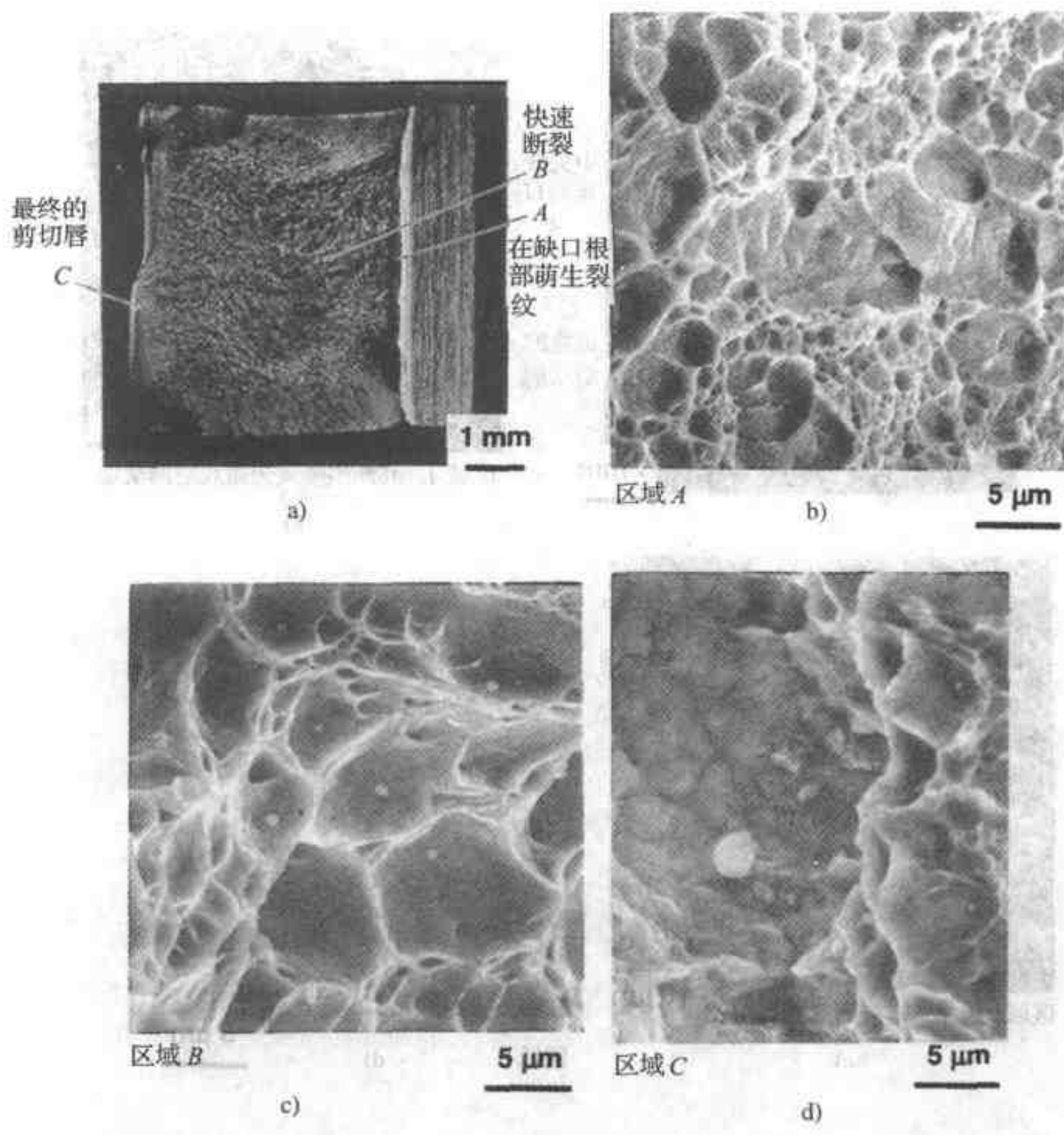


图 4.52 某 10B21 钢夏比冲击试样的断口显微照片。

冲击吸收功为 61J (45ft · lbf) (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

试样，然而疲劳条纹却不占主导地位，只能在表面上发现模糊的条纹（图 4.53c ~ e）。最终的过载断裂区显示为韧窝结构（图 4.53f），其特征为空洞聚集。

再一个例子为经淬火并 566℃ (1050°F) 回火的 4140L 钢。图 4.54a 表示其拉伸试样的断口表面。韧性是高的，有 54% 的断面收缩率。呈现出心部的小纤维区、粗糙的辐射状标记以及剪切唇区。其辐射状标记比 10B21 钢的粗糙得多（见图 4.51a）。全部三个区域都显示有细小的韧窝（图 4.54b ~ d），这些韧窝有些不太好确认，都比 10B21 钢的拉伸试样中的韧窝要小得多（图 4.51b）。辐射状标记及韧窝的形貌之所以不同是由于在含 $w(\text{C}) = 0.4\%$ 的 4140 钢中含有大量碳化物，并且可能与细小的碳化物分布有关。

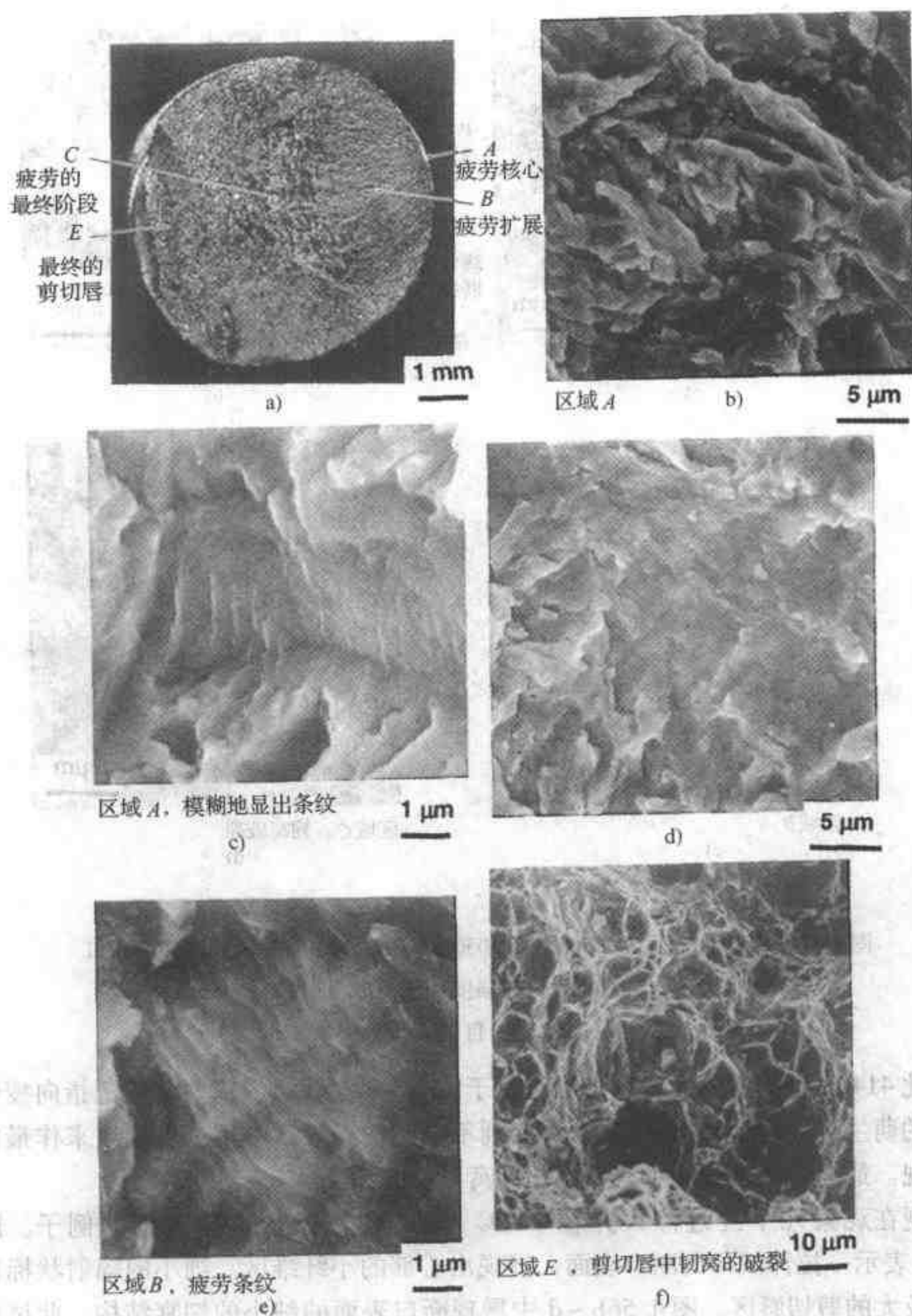


图 4.53 某疲劳试样（高循环轴向疲劳试验）的断口组织显微照片。应力为 $2.98 \times 10^8 \sim 1.16 \times 10^9 \text{ Pa}$ ($43\,300 \sim 168\,000 \text{ lbf/in}^2$)、频率 2600 次/min，达到断裂时的循环次数为 221000（引自 Bhattacharyya et al^[9]）

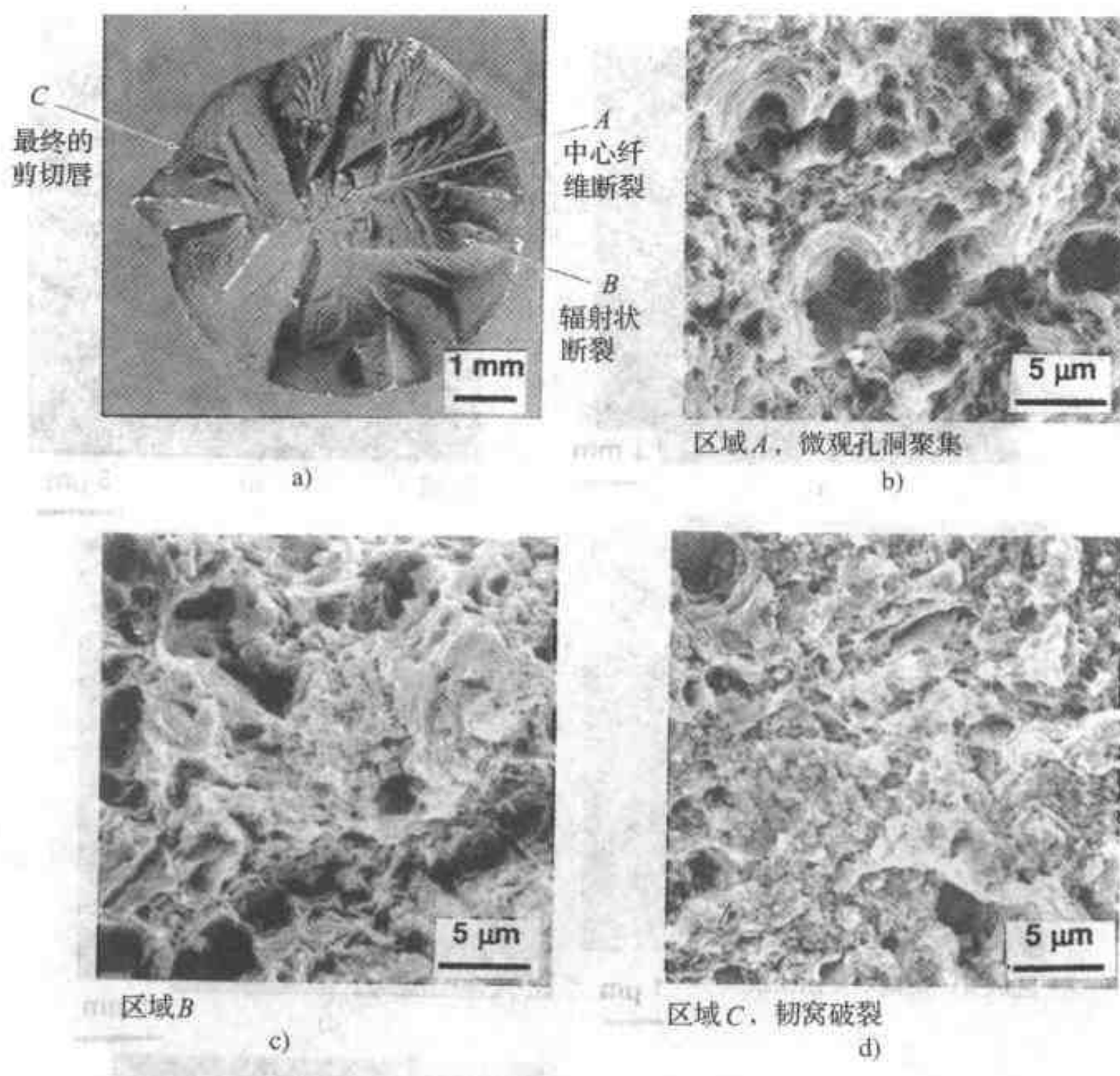


图 4.54 某淬火一回火 (566℃ 即 1050°F、2h) 4140L 钢拉伸试样的断口组织显微照片。力学性能为拉伸强度 $9.98 \times 10^8 \text{ Pa}$ ($144\,800 \text{ lbf/in}^2$)、断面收缩率为 54% (引自 Bhattacharyya et al. [9])

此 4140L 钢的疲劳断口表面形貌示于图 4.55a。细小的辐射状标记指向疲劳裂纹的萌生区。在图 4.55b、c 中观察到不确定的条纹, 可用二次裂纹来作最好的展现。最终过载区中显示有细小的韧窝 (图 4.55d)。

现在观察几个经过淬火并在 204℃ (400°F) 回火的 4340 钢的例子。图 4.56a 表示一拉伸试样的断口表面, 展现出心部的小纤维区、细小的辐射状标记区以及大的剪切唇区。图 4.56b ~ d 中展现断口表面的细小的韧窝结构。此试样的形貌与图 4.51 中 10B21 钢的相类似。

图 4.57a 显示此钢种的在 -40℃ (-40°F) 时试验的冲击试样的断口表面。辐射状线条指向缺口, 仅有小的剪切唇。原始裂纹生长的区域中含有韧窝 (图 4.57b), 在断口表面的其余部分中除了小的剪切唇外为韧窝及解理或准解理的

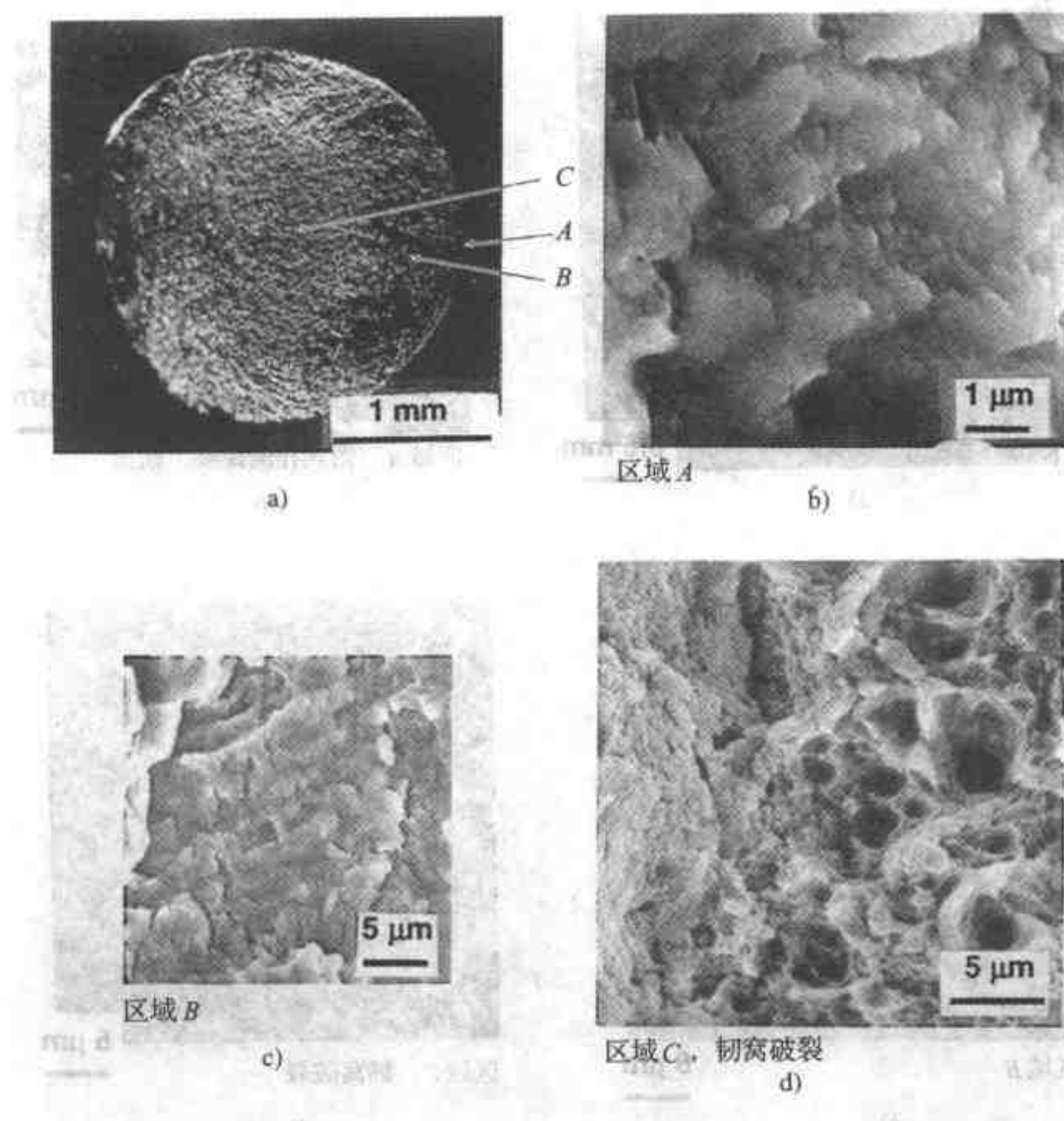


图 4.55 某 4140L 钢的转动—电子流疲劳试样的断口组织显微照片。最大轴向应力 $6.20 \times 10^8 \text{ Pa}$ ($90\,000 \text{ lbf/in}^2$)、频率 10 000 次/min、到达疲劳时的循环次数为 250 800 (引自 Bhattacharyya et al. [9].)

混合体 (见图 4.57c、d)。图 4.58a 显示在高温 (21°C 即 70°F) 时断裂而得的冲击断口表面。再重复说一次, 辐射状标记清晰地指向断裂源 (缺口), 其剪切唇区域并不比低温试验的多。对此较高的试验温度, 以韧窝形貌为证据, 说明整个表面是因空洞聚集而断裂的 (见图 4.58b、c)。

图 4.59a 显示此 4340 钢经过高循环周次轴向疲劳试验后的断口表面。其辐射状标记指向疲劳断裂源。图 4.59b ~ e 中的断口组织显微照片显示, 虽然可以通过二次裂纹面揭示一些条纹, 但是很少有清晰的疲劳条纹。最终的过载断裂区显示有韧窝 (图 4.59f)。通过考察图 4.60 可以把上述特点与低循环周次轴向疲劳作一比较。其宏观断口特征是相似的 (图 4.60a), 然而在微观的断口组织照片中并没有发现条纹的痕迹 (图 4.60b、c)。

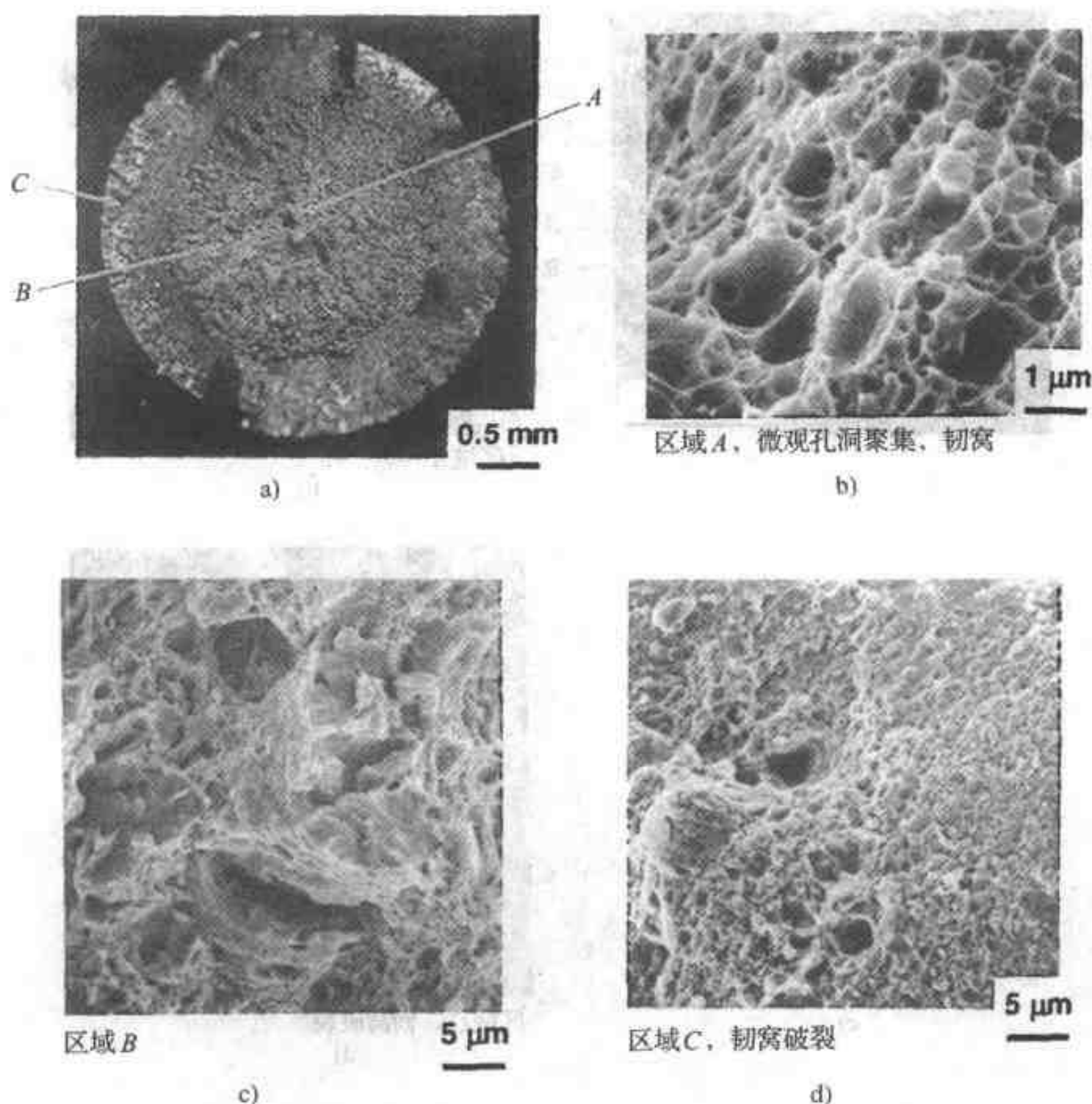


图 4.56 淬火一回火 (204℃ 即 400°F, 1h) 的 4340 钢的拉伸试样的断口组织显微照片。力学性能为屈服强度 $1.36 \times 10^9 \text{ Pa}$ (198 000 lbf/in²)、抗拉强度 $1.73 \times 10^9 \text{ Pa}$ (251 000 lbf/in²)、韧性 RA45% (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

图 4.61a 示出此材料的一个疲劳试样的断口表面, 由于是经过 566℃ (1050°F) 回火的, 所以强度比较低。在图 4.61b ~ d 的断口组织显微照片中并没有清晰地揭示出条纹, 但是在有些地方似乎可以模糊地分辨出来 (图 4.61b)。在图 4.61c 中有一个条纹区, 但是这些可能不是疲劳条纹, 因为在更高的放大倍数下可以从此区域分辨出更细小的条纹 (图 4.61d)。最终的过载断口显示韧窝 (图 4.61e)。

图 4.56 中所示的拉伸试样断口表面的材料为淬火一回火钢, 其显微组织为铁素体中带有细小碳化物。图 4.62 显示的为正火态钢的断口表面特征, 它具有

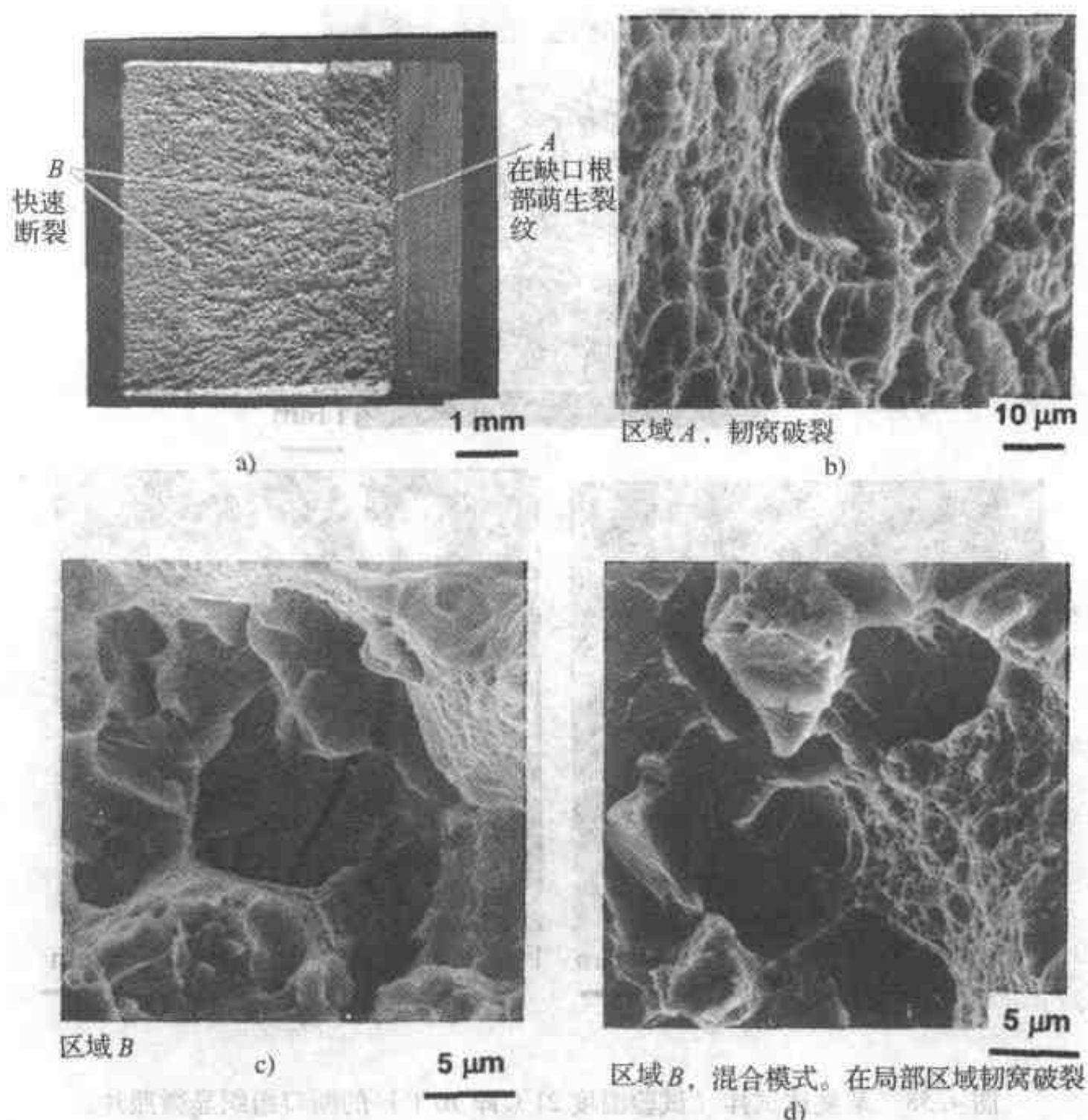


图 4.57 夏比试样的断口组织显微照片 (-40°C 即 -40°F 的试验温度)。

材料为 4340 钢, 冲击吸收功为 12J (9ft · lbf) (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

一次铁素体与珠光体的多相显微组织, 其强度比淬火一回火态的低得多。中心部为纤维区显示只有模糊的辐射状标记 (图 4.62a)。图 4.62b、c 中的断口组织显微照片显示条纹, 可作为疲劳断裂的证明。然而, 此类疲劳产物在 3.16 节中已经指出, 是由于经过珠光体层状组织而断裂的结果。图 4.62d 显示韧窝, 图 4.62e 为剪切唇区。

图 4.63 显示此正火钢冲击试样的断口表面。模糊不清的辐射状标记指向断裂源 (图 4.63a)。裂纹源位于缺口根部, 由韧窝组成 (图 4.63b), 层状珠光体中断裂发生的地方为条纹区。然而, 断口的绝大部分为解理与空洞聚集混合机理的扩展区, 如图 4.63c 所示。

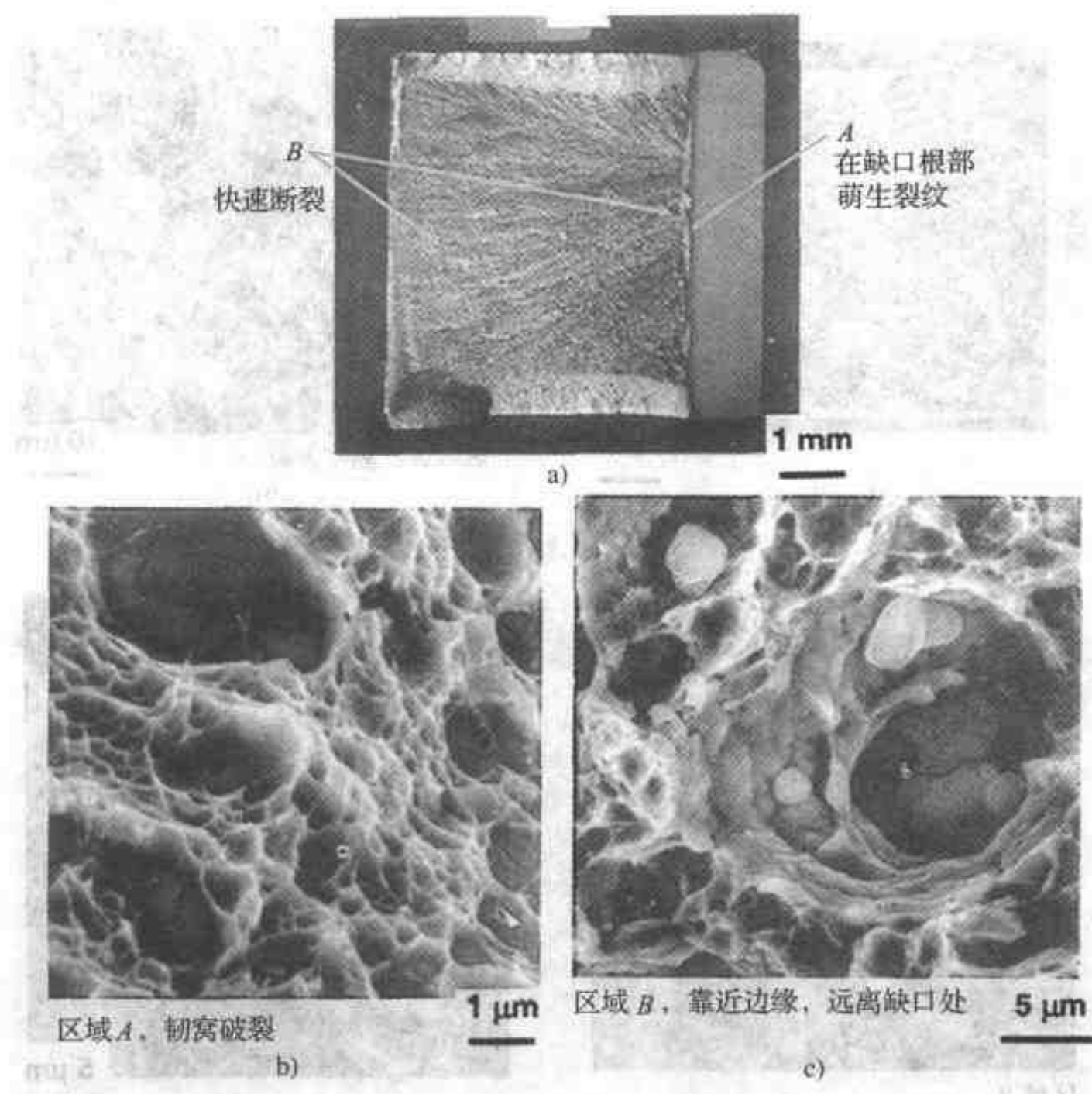


图 4.58 某夏比试样（试验温度 21℃ 即 70°F）的断口组织显微照片。

材料为 4340 钢。冲击吸收功 66J (49ft · lbf) (引自 Bhattacharyya et al. [9])

图 4.64 显示淬火一回火钢因单纯扭转而断裂的断口，可以清晰地见到宏观的漩涡模式（图 4.64a）。标注 D 的位置为最终断裂区。微观的断口组织照片（图 4.64c ~ e）显示，此断口被剪切韧窝所覆盖，它的取向反映扭转载荷的情况。

图 4.65 中所陈列的断口组织照片用以比较此正火钢的疲劳断口的微观特征。宏观上，细小的辐射状标记指向疲劳断裂源的位置（图 4.65a）。在疲劳裂纹扩展区中可分辨出模糊的条纹（图 4.65b、c）。把它们的形貌与图 4.62c、d 中所示的经过珠光体的断口相比较。最终的过载断裂是由空洞聚集所引发的（图 4.65d）。

现在列出一种强度较高的材料（H-11 钢）的断口形貌。其韧性相当高（断面收缩率为 28%），但大约是前面例子中的材料的一半。其拉伸试验的断口表面示于图 4.66a，与图 4.56a 中的试样相似。其断裂机理为空洞聚集（图

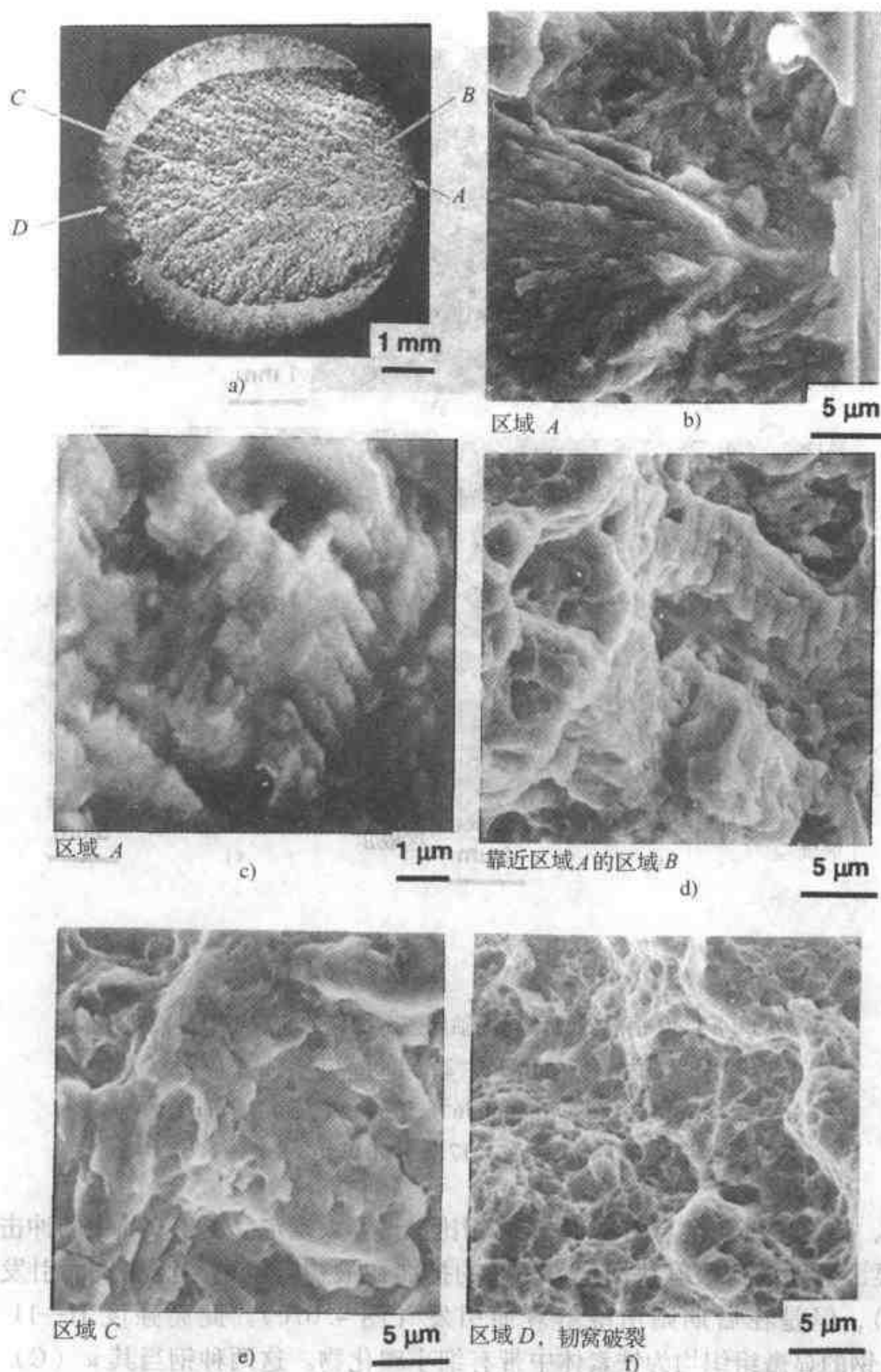


图 4.59 某高循环周次的轴向疲劳试样的断口组织显微照片。材料为 4340 钢。最大应力为 $6.61 \times 10^8 \text{ Pa}$ (96000 lbf/in^2)、最小应力为 0、试验频率 3600 次/min、达到疲劳时的循环次数为 148000 (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

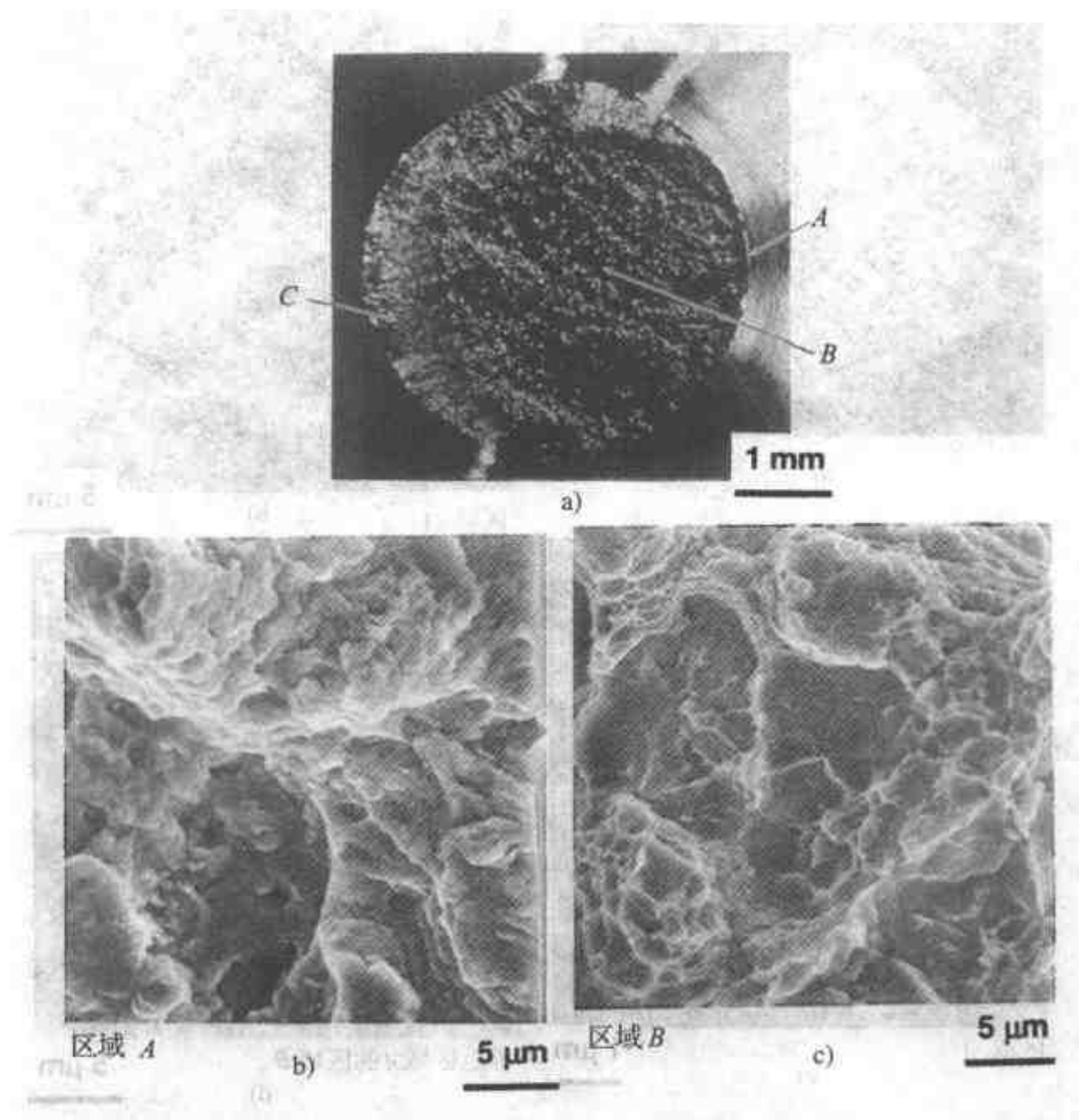


图 4.60 4340 钢的低循环周次轴向疲劳试样的断口组织显微照片。

最大应力为 $1.67 \times 10^8 \text{ Pa}$ ($242\,400 \text{ lbf/in}^2$)、最小应力为

$5.24 \times 10^7 \text{ Pa}$ (7600 lbf/in^2)、试验频率为 6 次/min、

达到疲劳时的循环次数为 1317 (引自 Bhattacharyya et al. [9])

4.66b、c)，但其韧窝与图 4.56 中的相比显得不太确定。图 4.67a 中的冲击断口表面显出很确定的辐射状标记。断裂的扩展在最初阶段由空洞聚集而引发（图 4.67b），但是在后期则由准解理面引发（图 4.67c）。此高强度 H—11 钢与 4340L 钢的显微组织均为铁素体中带有细小碳化物。这两种钢当其 $w(\text{C})$ 都大约为 0.4% 时，则含有大约相同数量的碳化物。它们不同的微观断裂机理，以及在相同机理（例如空洞聚集）时不同的形貌，想必是缘于碳化物弥散度不同。这是显微组织对断裂过程及表面形貌有巨大影响的一个例子。

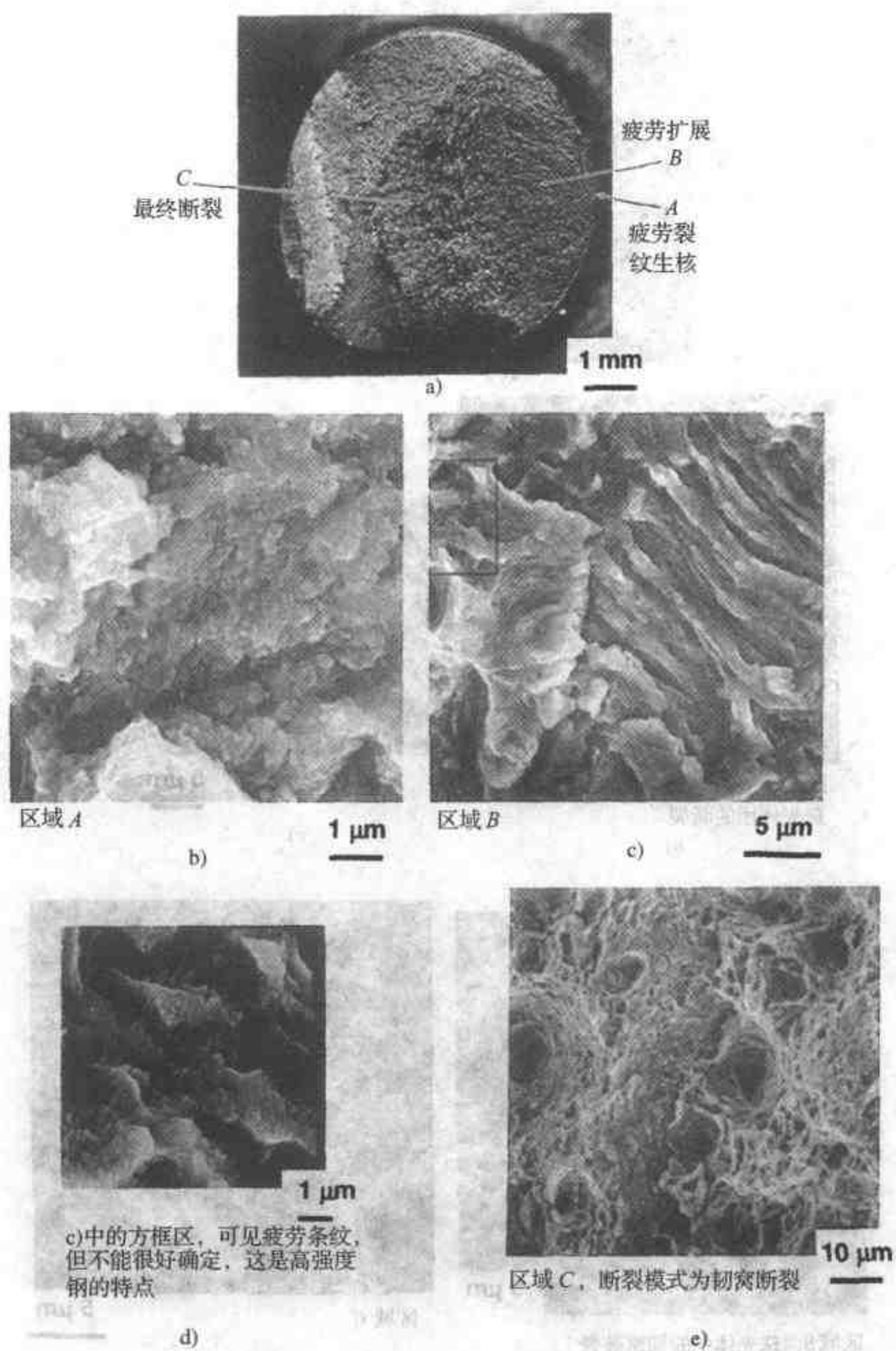


图 4.61 4340 钢的高循环周次轴向疲劳试样的断口组织显微照片。试验温度 566°C (1050°F)。最大应力为 $6.13 \times 10^8 \text{ Pa}$ (89000 lbf/in^2)、最小应力为 $1.72 \times 10^7 \text{ Pa}$ (2500 lbf/in^2)、频率 3600 次/min、达到疲劳时的循环次数 217 000 (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

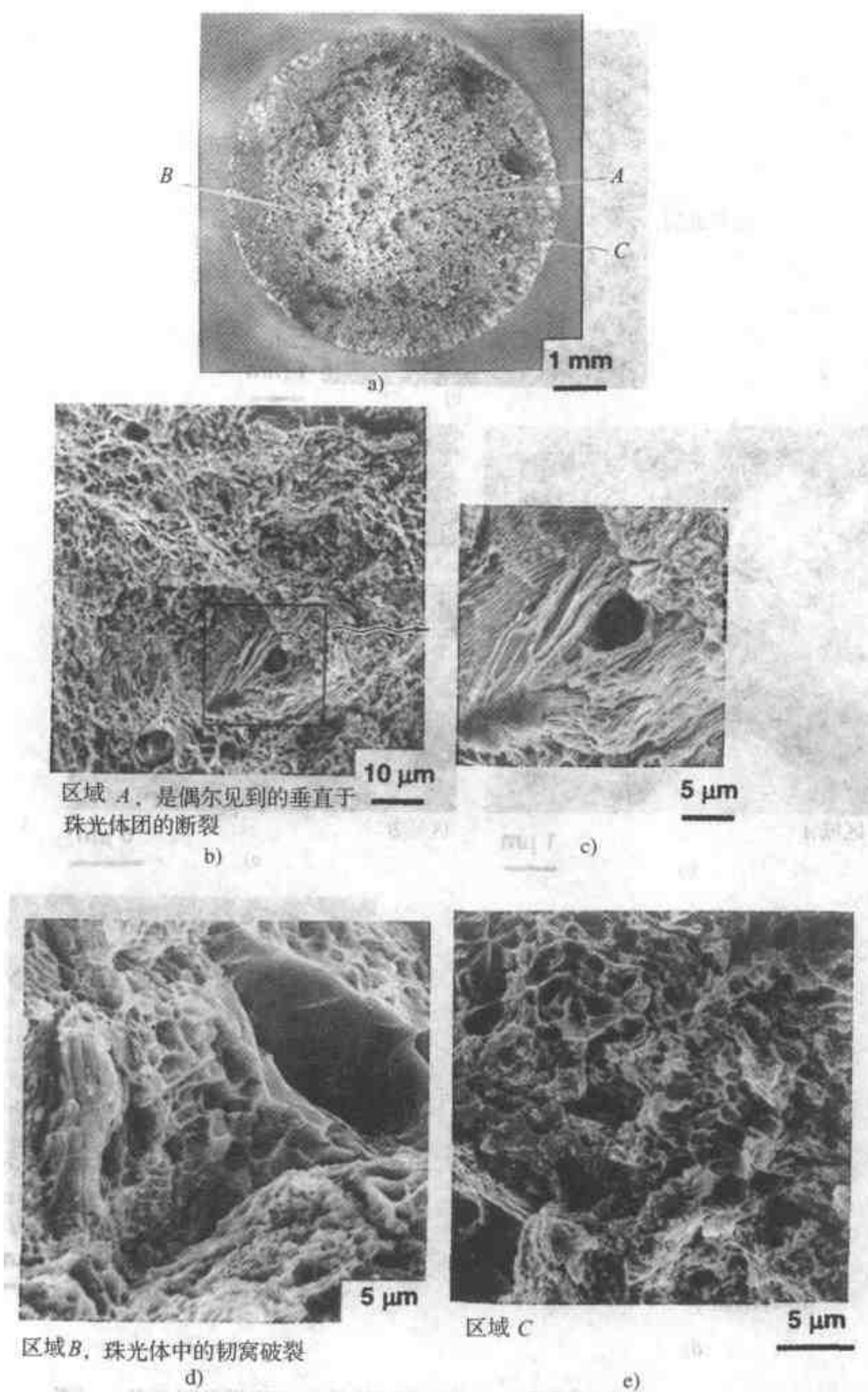


图 4.62 正火态 4340 钢拉伸试样的断口显微照片。力学性能为：屈服强度为 $3.96 \times 10^8 \text{ Pa}$ (57500 lbf/in²)、抗拉强度为 $6.99 \times 10^8 \text{ Pa}$ (101500 lbf/in²)、断面收缩率为 45% (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

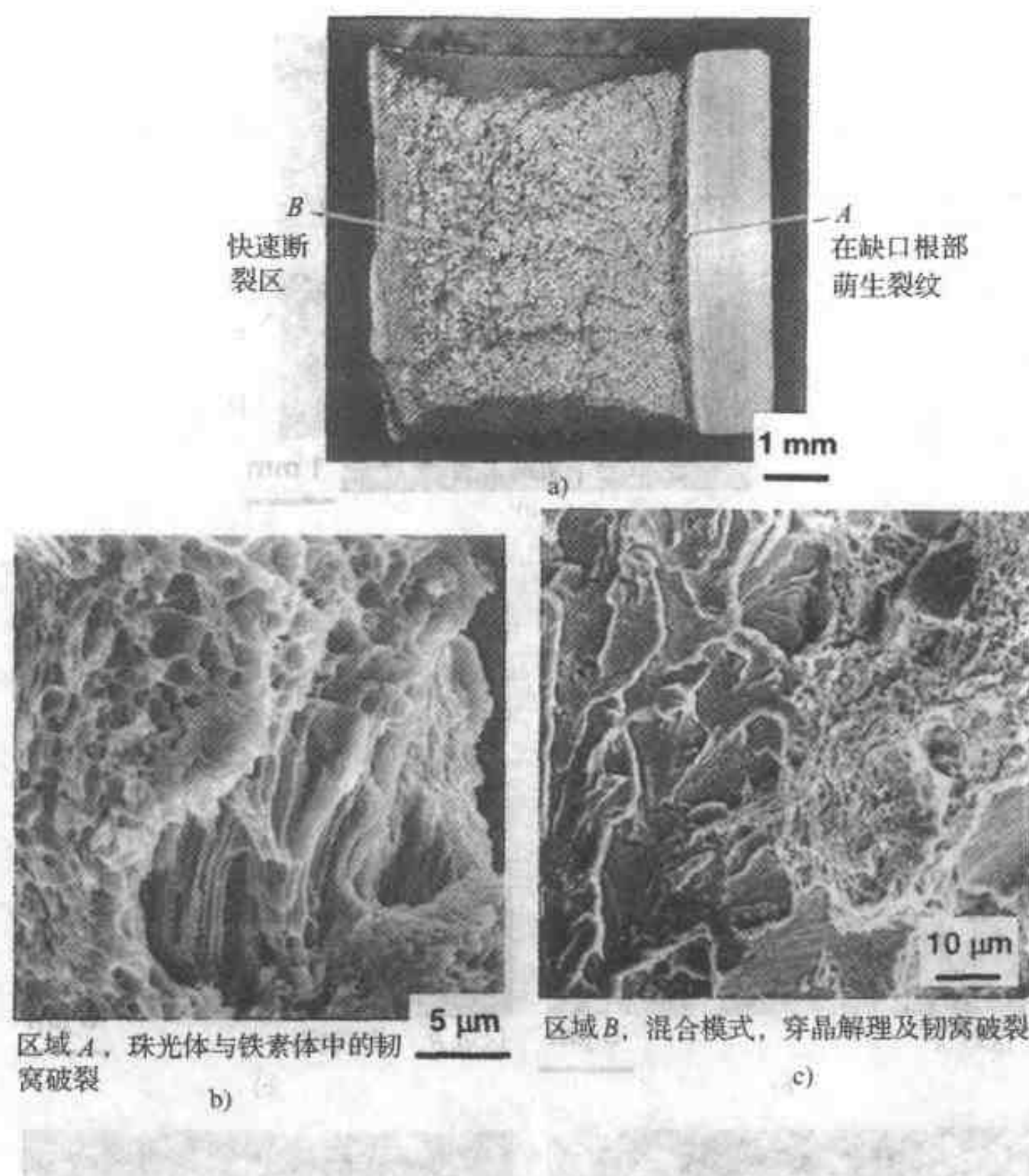


图 4.63 正火态 4340 钢的夏比冲击试样的断口显微照片 (破坏温度 21°C 即 70°F)。冲击吸收功为 54J ($39\text{ft} \cdot \text{lbf}$) (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

前述的例子全部涉及到相当复杂的显微组织。下一个例子为 304 奥氏体不锈钢, 除夹杂物外, 主要为单相组织。此材料很韧 (断面收缩率为 80%), 其疲劳断口表面示于图 4.68a, 其中有辐射状标记指向断裂源。即使试验中保持连续稳定的频率、恒定的最大载荷, 它仍具有模糊的贝壳状标记 (见箭头处)。绝大部分的断口表面显示出清晰的疲劳条纹 (图 4.68b、c)。然而, 在靠近最终过载断裂的区域中存在比较粗的疲劳条纹与韧窝的混合体 (图 4.68c)。其最终的过载断裂是由空洞聚集所引发的 (图 4.68d)。

图 4.69a 显示一脆性材料 (1008 钢) 拉伸试样的断口表面。注意, 存在相当光亮的区域, 这是相当平坦而粗糙的解理面的反映, 见图 4.69b。在粗晶材料

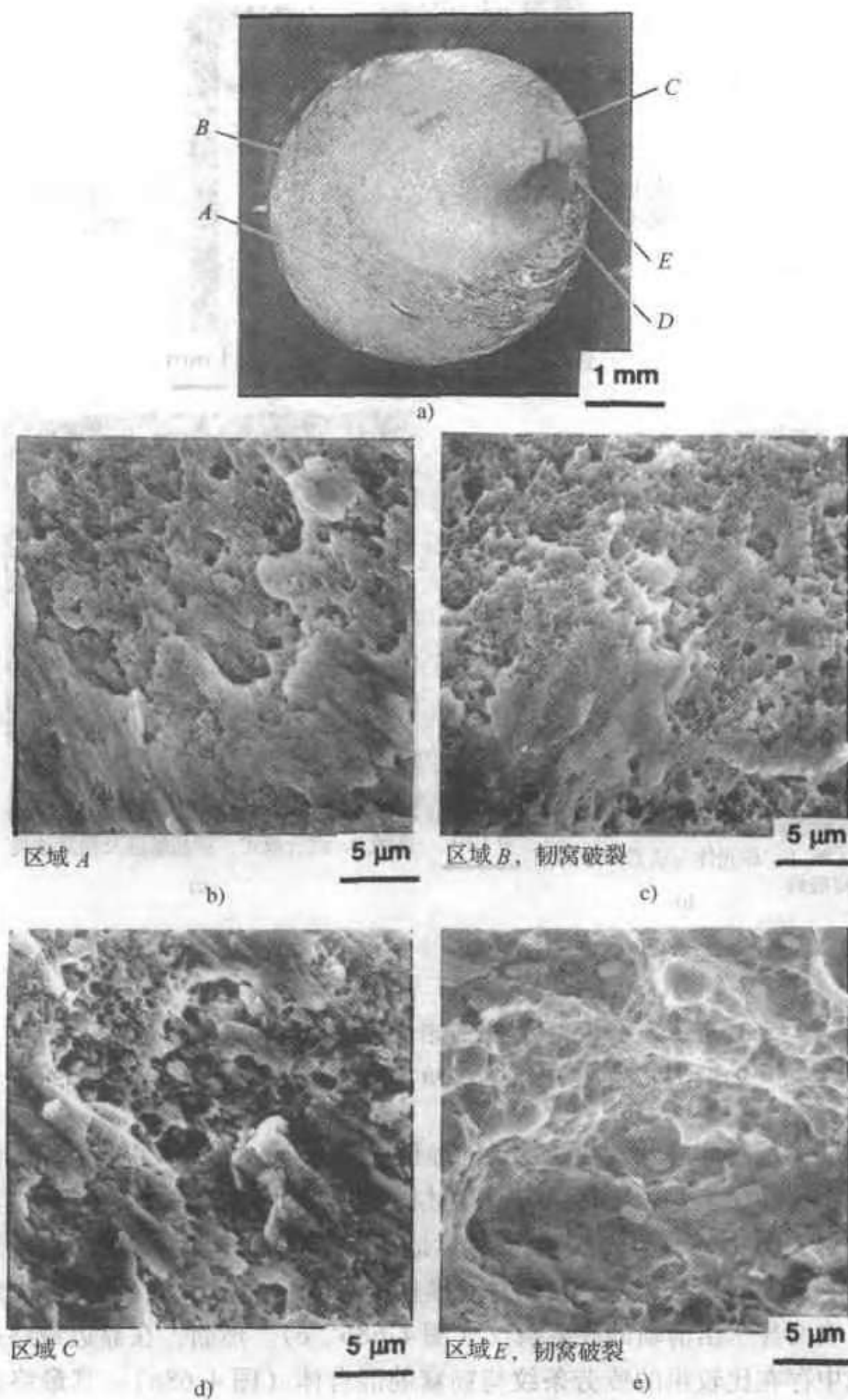


图 4.64 经淬火一回火 (426℃ 即 800°F, 1h) 的 4340 钢的扭转试验的断口显微照片。失效时的扭矩为 70J (52lb · lbf), 电弧 720° (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

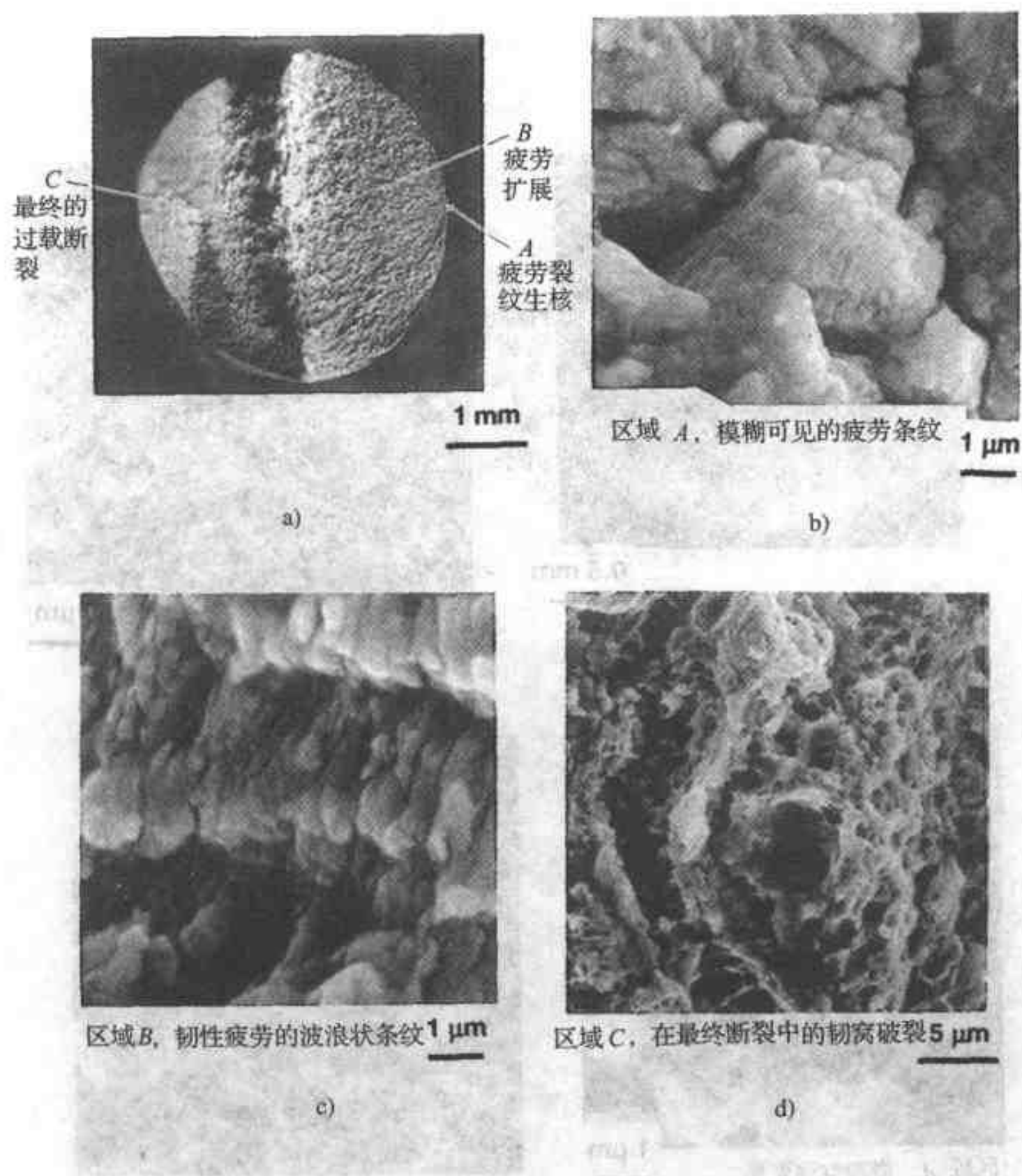


图 4.65 正火态 4340 钢的高循环周次轴向疲劳试样的断口显微照片。
 最大应力 $4.89 \times 10^8 \text{ Pa}$ (71000 lbf/in^2)、最小应力为 0、频率为 2600 次/min。
 失效时的循环次数为 853000 (引自 Bhattacharyya et al.^[9])

中，如果晶界面是光滑的，那么晶间断裂也能引起类似的光亮形貌。图 4.70 中示出了一例。

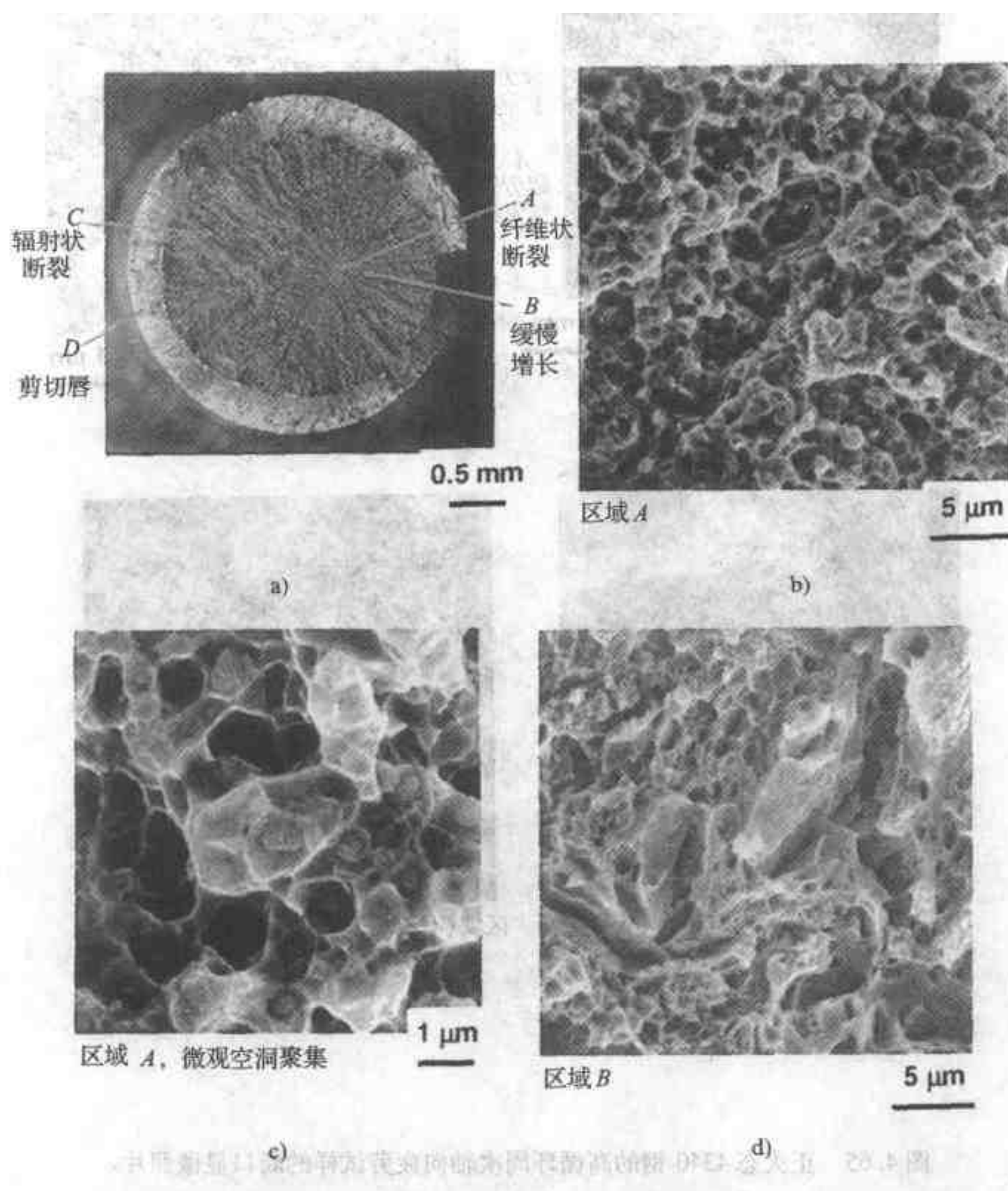


图 4.66 H—11 钢的拉伸试样的断口显微照片。钢材经奥氏体化、空冷，然后在 538℃ (1000°F) 两次回火 2.5h。力学性能为：屈服强度为 $1.67 \times 10^9 \text{ Pa}$ (242 000 lbf/in²)、抗拉强度为 $2.06 \times 10^9 \text{ Pa}$ (299 000 lbf/in²)、断面收缩率为 28% (引自 Bhattacharyya et al. [9])

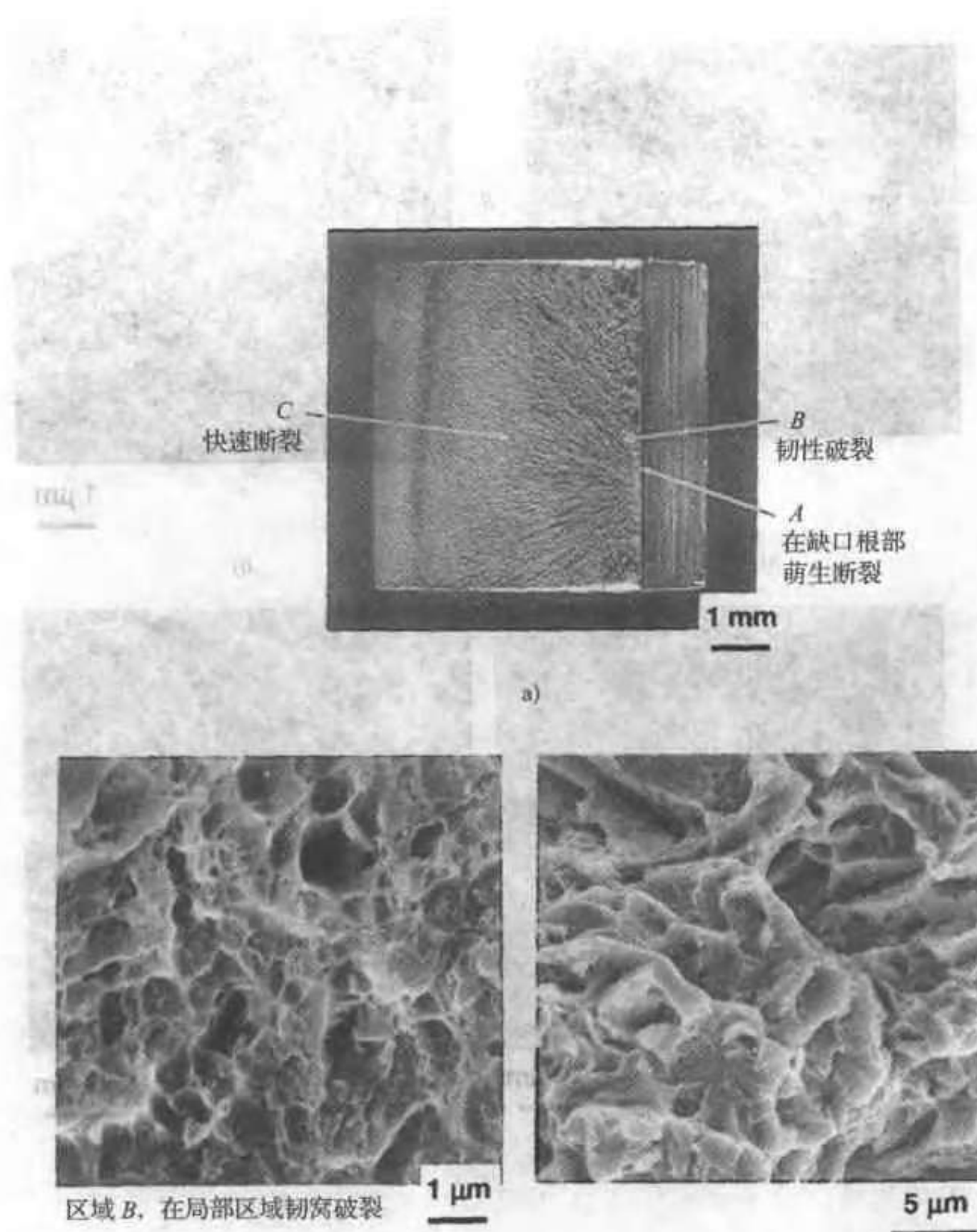


图 4.67 H—11 钢的夏比冲击试样的断口显微照片。

冲击吸收功为 7J (5ft · lbf) (引自 Bhattacharyya et al. [9])

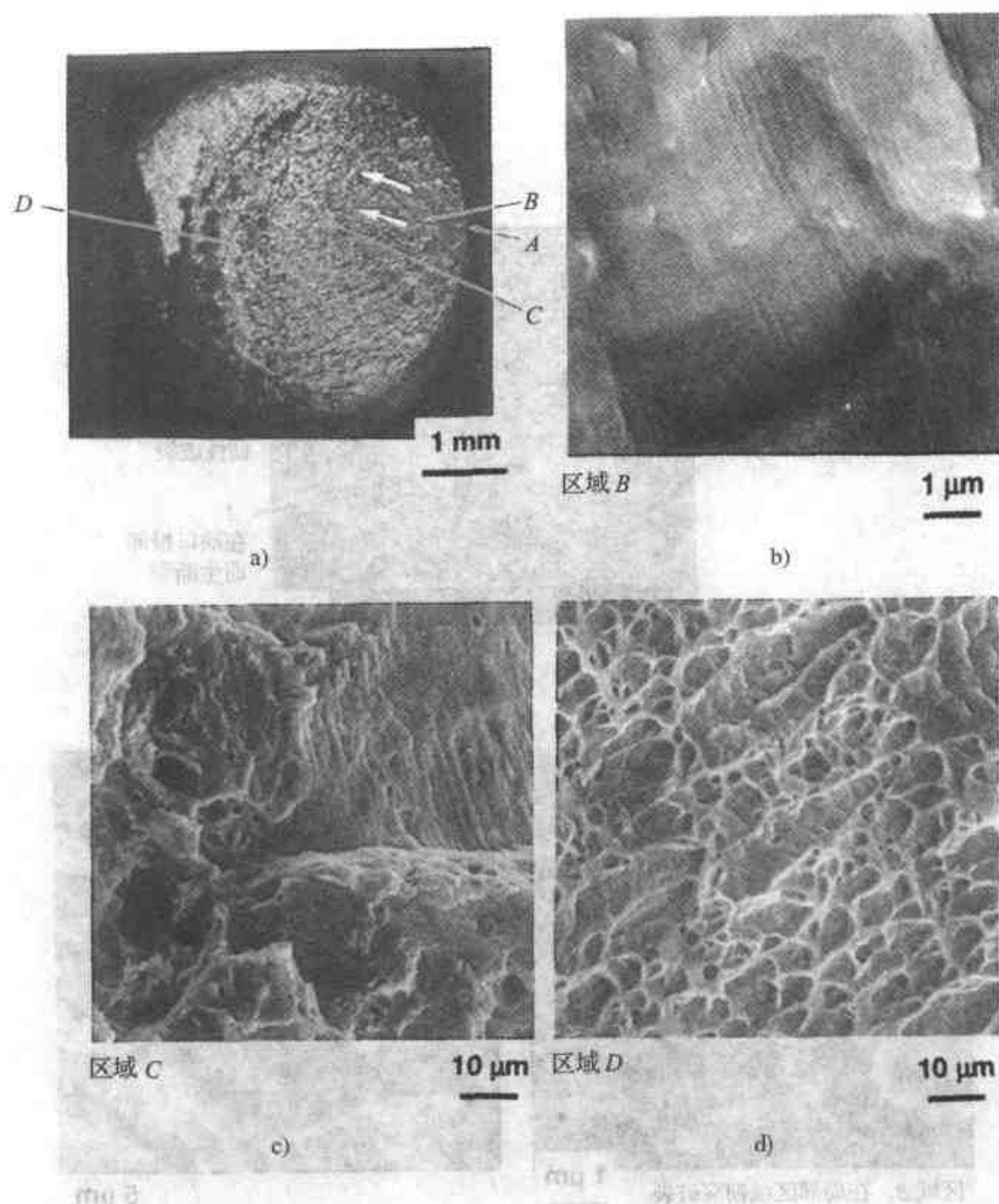


图 4.68 304 奥氏体不锈钢的高循环周次轴向疲劳试样的断口显微照片。
 最大应力为 $6.13 \times 10^8 \text{ Pa}$ ($89\,000 \text{ lbf/in}^2$)、最小应力为 $2.76 \times 10^7 \text{ Pa}$
 (4000 lbf/in^2)、频率 3600 次/min、失效时的循环次数为 945 000
 (引自 Bhattacharyya et al. ^[9])

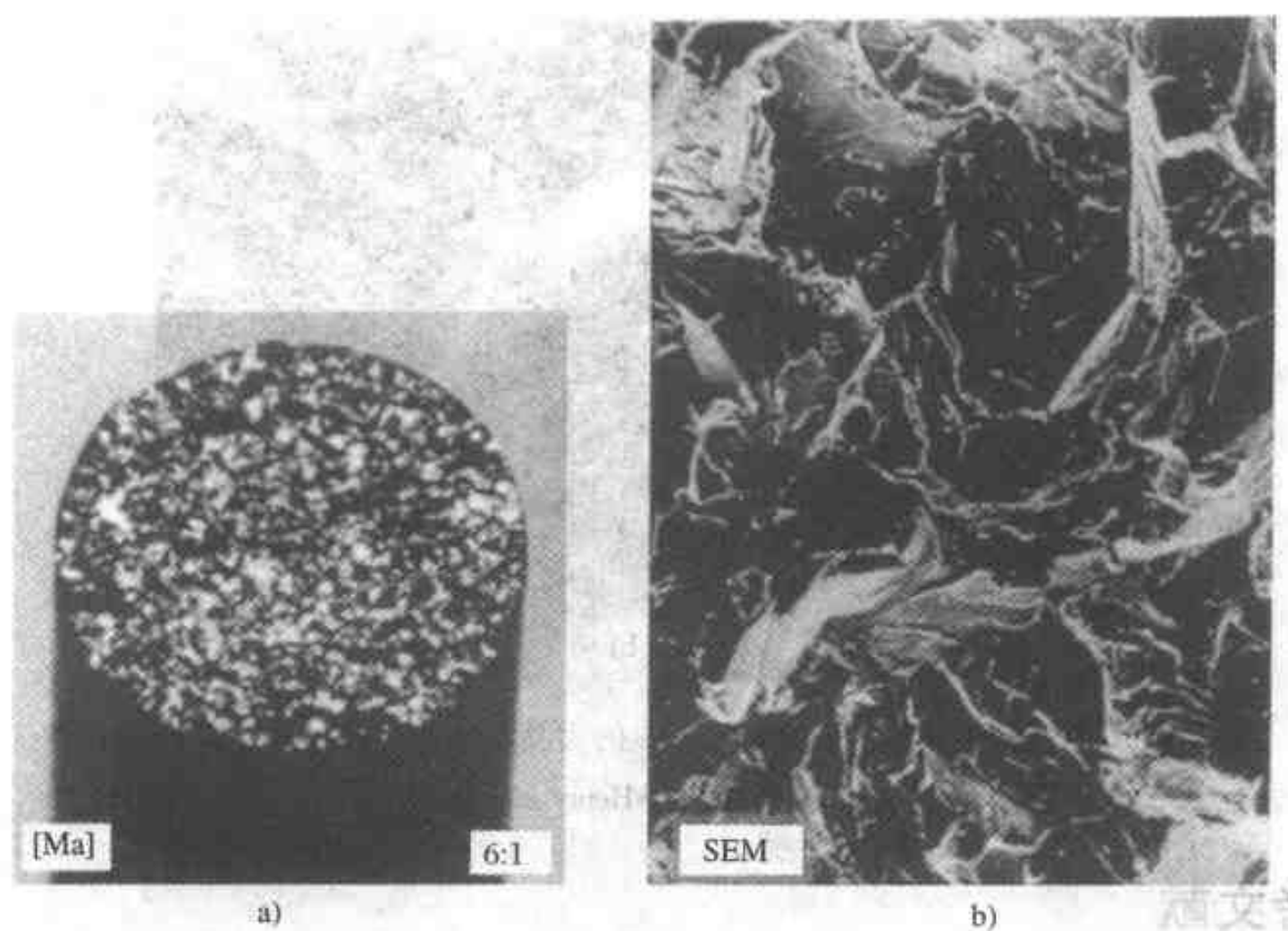


图 4.69

- a) 粗晶 $w(\text{C}) = 0.08\%$ 钢在 -196°C 的拉伸断口
 b) 高放大倍数下的解理小面 (引自 Henry and Horstmann^[8])

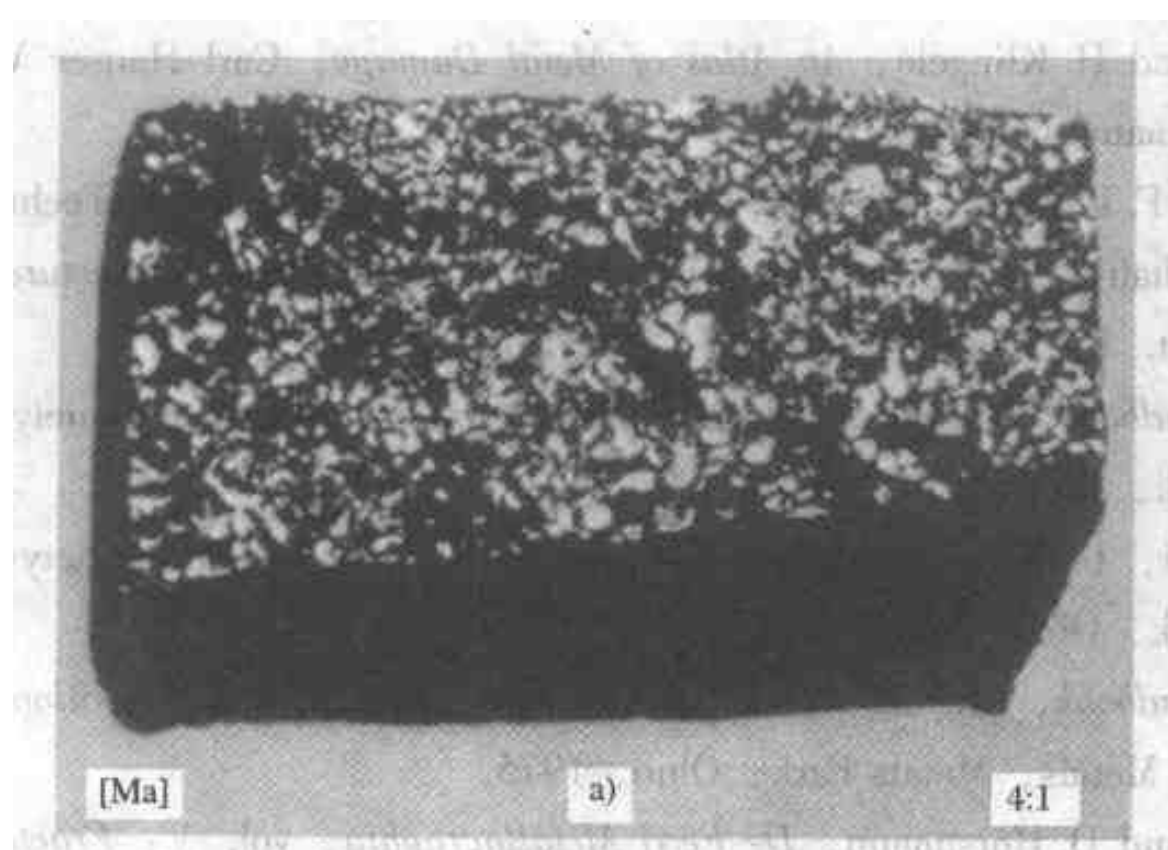


图 4.70 含 $w(\text{P}) = 0.68\%$ 的大晶粒铁的拉伸试样断口表面, 显示为晶间断裂 (引自 Henry and Horstmann^[8])

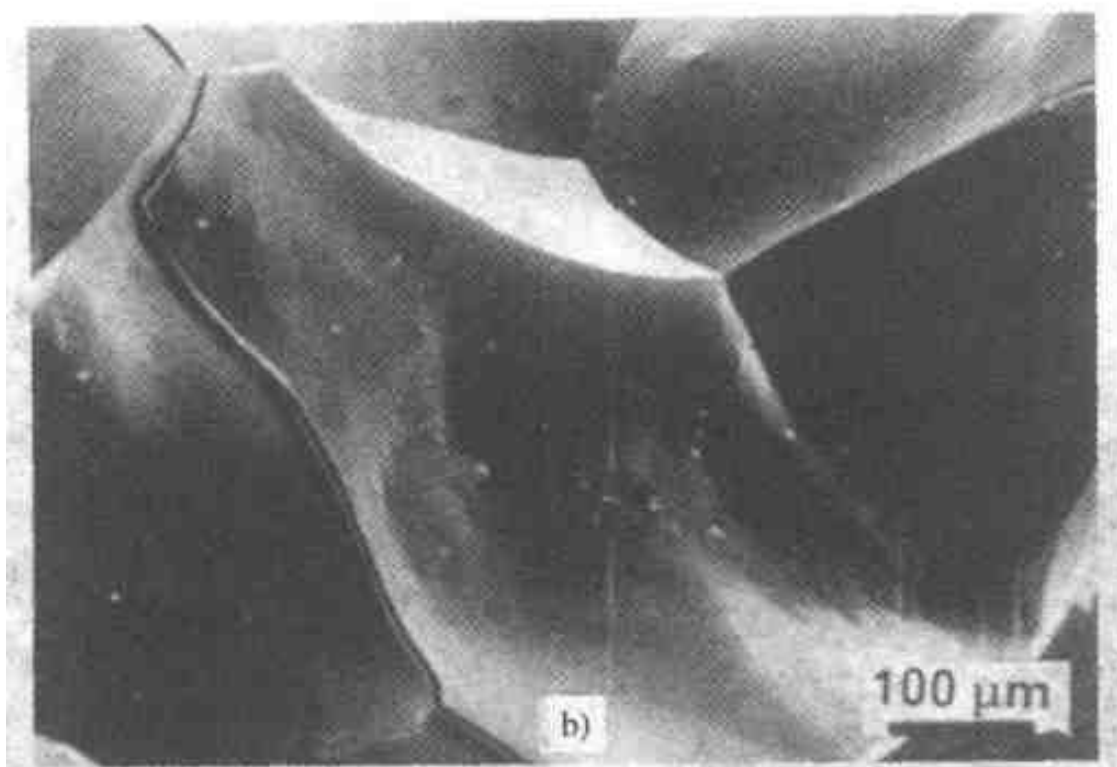


图 4.70 含 $w(P) = 0.68\%$ 的大晶粒铁的拉伸试样断口表面, 显示为晶间断裂 (引自 Henry and Horstmann^[8]) (续)

参考文献

1. G. F. Vander Voort, "Visual Examination and Light Microscopy," in *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 12: *Fractography*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1987, p. 91.
2. *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 9: *Fractography and Atlas of Fractographs*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1974.
3. L. Engel and H. Klingele, *An Atlas of Metal Damage*, Carl Hanser Verlag, Munich, Germany, 1981.
4. J. Nunes, F. L. Carr, and F. R. Larson, "Macrofractographic Techniques," in R. F. Bunshah (ed.), *Techniques for the Direct Observation of Structure and Imperfections*, pt. 1, Wiley, New York, 1968, p. 379.
5. *Metals Handbook*, 9th ed., vol. 12: *Fractography*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1987.
6. D. J. Wulpi, *Understanding How Components Fail*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1985.
7. *Metals Handbook*, 8th ed., vol. 10: *Failure Analysis and Prevention*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1975.
8. G. Henry and D. Horstmann, *De Ferri Metallographia*, vol. V: *Fractography and Microfractography*, Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Germany, 1979.
9. S. Bhattacharyya, V. E. Johnson, S. Agarwal, and M. A. H. Howes (eds.), *IITRI*

Fracture Handbook; Failure Analysis of Metallic Materials by Scanning Electron Microscopy, IIT Research Institute, Chicago, Ill., 1979.

10. R. E. Peterson, "Interpretation of Service Failures," in M. Hetenyi (ed.), *Handbook of Experimental Stress Analysis*, Wiley, New York, 1950, p. 593.

参考书目

- Cottell, G. A. : "Fatigue Failures, with Special Reference to Fracture Characteristics," in F. R. Hutchings and P. M. Unterweiser, *Failure Analysis; The British Engine Technical Reports*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1981.
- Lang, G. A. (ed.) : *Systematic Analysis of Technical Failures*, DGM Informationsgesellschaft Verlag, Braunschweig, Germany, 1986.
- Metals Handbook*, 9th ed., vol. 11: *Failure Analysis and Prevention*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1986.

第5章 复合材料的失效分析

“金属、陶瓷、玻璃和聚合物能结合成具有独特性能的材料。自然界在木材和骨骼中运用了这一原则。人类则将其运用于一个新的超级材料家族中。”

——安汤尼·凯利

《材料》中的“复合材料本性”

旧金山弗里曼公司, 1967 年

5.1 绪论

强化工程材料的一种常用方法,是将一种相弥散于另一种相之中。对于许多金属合金而言,弥散相是通过特定的热处理而产生的。例证之一是淬火马氏体钢通过回火处理在铁素体中生成细小的碳化物颗粒,从而得到强度和韧性的有益结合。这样一种相弥散于另一种相之中是复合材料的一个举例。

复合材料是非均质结构的材料,由两种或两种以上截然不同的相所构成的,这些相之间是化学的或机械的结合。它们能通过适当的热处理和机械处理得到,如上例所述的钢的回火。这一类型的复合材料被称为“原位”复合材料,通常具有精细的结构。但是,许多复合材料的制造是把各个组元(相)混合并粘结起来。把玻璃纤维埋入环氧树脂中而生成玻璃钢就是一个例子。这类复合材料的结构是相当粗糙的。

复合材料的性能不仅取决于弥散组元和基体的固有性能,还取决于弥散组元的几何因素(尺寸和形状);此外,还取决于弥散组元与基体之间界面的特性。因此,复合材料的力学失效不仅与弥散组元及基体的断裂有关,而且与两者在界面处的分离有关。后一特征取决于两组元之间的粘合。表面几何形状(如粗糙度)也很重要,因其影响组元之间的力学紧固程度。

应用于工业、民用、建筑和技术等领域的大多数材料均为复合材料。它们或是人工制造的(如玻璃钢、钢筋混凝土),或是天然的(如竹子、木材)。表5.1是复合材料大致的分类。在分类时考虑以下因素:

1. 主要组元的类型(如金属、矿物质、有机物、陶瓷、玻璃、碳等)。
2. 次要组元的类型(如金属、矿物质、有机物、陶瓷、玻璃、碳等)。

3. 次要组元的数目（如两组元混凝土）。
4. 主要组元的数量。
5. 次要组元的数量。
6. 次要组元的形态（如纤维、颗粒、片层）。
7. 次要组元的分布（如块状、聚集、表面富集）。

表 5.1 复合材料的大致分类

种 类	举 例
天然复合材料	木材、骨骼、竹子、肌肉及其他细胞组织
微观复合材料	金属合金，如钢；韧化的热塑性塑料；薄板成型复合物；增强的热塑性塑料
宏观复合材料（工业产品）	镀锌钢、钢筋水泥梁、直升机叶片、滑雪板

注：引自 Hull^[1]。

图 5.1 是在一种或不同种类材料（即金属、陶瓷、聚合物等）中生成复合材料的分类示意图。考虑两种组元在复合材料中的尺寸、形状和分布情况，得出了表 5.2 的分类表。复合材料的性能取决于 4 个主要因素，如图 5.2 所示。从此图可以看到，除了各组元的选择（根据它们的合成作用、成分）、它们的力学性能以及用于生产该复合材料的工艺技术之外，另外一种因素对决定复合材料的最终性能至关重要，这一因素即界面性能。人们已作出巨大努力，来了解和控制复合材料组元之间不同界面的性能。能否优化界面性能，是能否将一种复合材料应用于一个特定用途的成败关键。

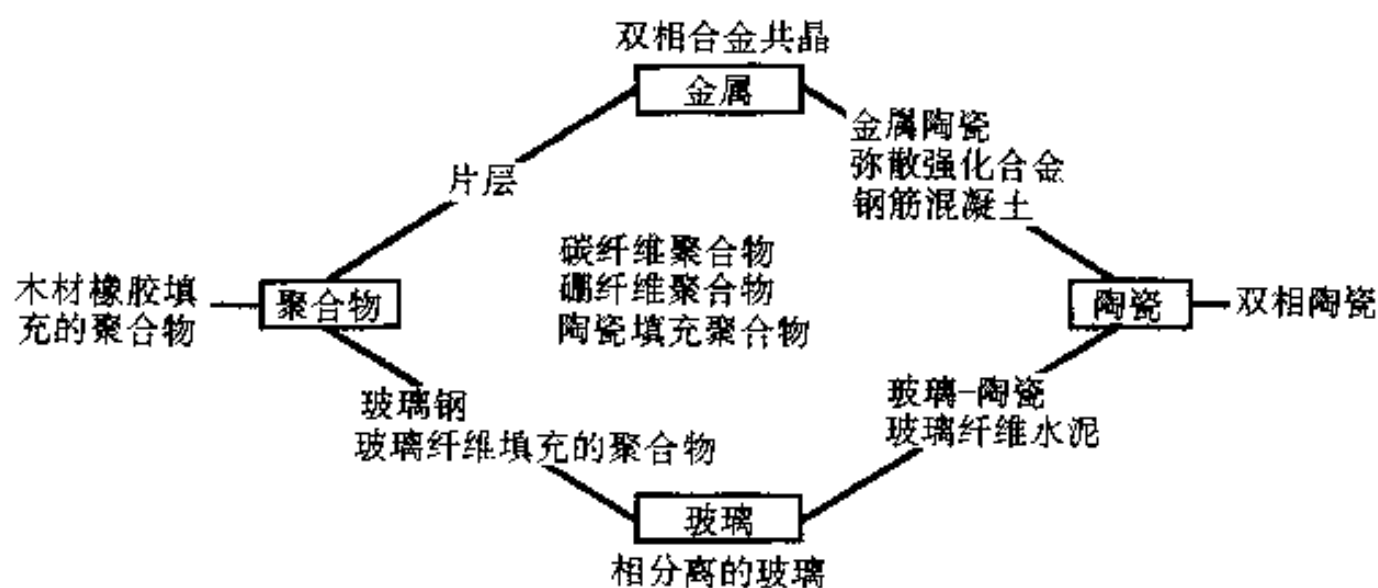


图 5.1 工程材料的分类，以及在一种工程材料之中或两种工程材料之间能够形成的复合材料（引自 Beaumont et al^[2]。）

表 5.2 微观复合材料的分类

1. 长纤维在基体中：有序排列、随机排列
2. 短纤维在基体中：有序排列、随机排列
3. 颗粒状（球、片、椭球、无规律的、空心或实心的）在基体中
4. 弥散强化，如上述那样，颗粒尺寸小于 10^{-6}m
5. 片层结构
6. 骨架状或相互贯穿的网状
7. 多组元、纤维、颗粒等

注：引自 Hull^[1]。

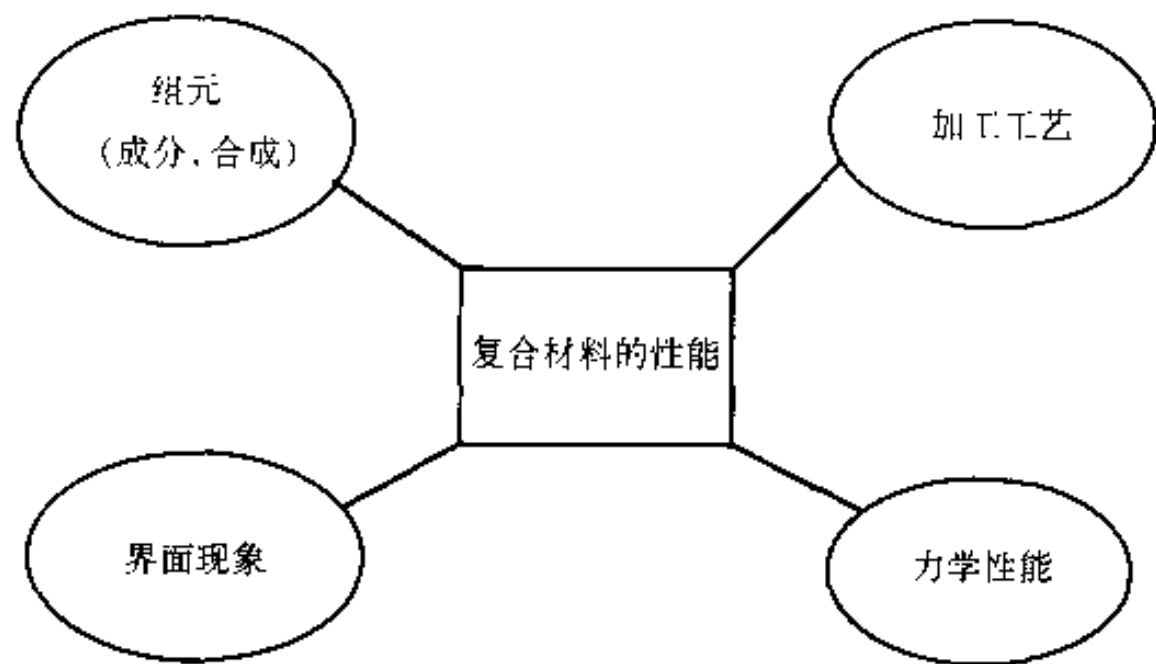


图 5.2 复合材料的性能与若干重要因素有关：组元的成分、其力学性能，加工工艺以及基体与强化组元之间界面的特性（摘自 Chawla^[11]）

纤维增强复合材料的拉伸应力—应变性能可表现出两组元对材料性能的影响，如图 5.3 所示。

从图 5.3 中可以看到，脆性材料，如玻璃和陶瓷，其抗拉强度和这些材料的工程应力—应变曲线一样，未出现最大值，这是断裂应力成为曲线上的最大值所致。

我们先考虑一个不现实的情况，假设纤维和基体的断裂应变是相同的，则复合材料的性能可表达为：

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} V_f + \sigma_{mu} V_m$$

式中 σ_{cu} ——复合材料的抗拉强度（UTS）；
 σ_{fu} ——纤维的抗拉强度；
 σ_{mu} ——基体的抗拉强度；

V_m ——基体的体积百分比

V_f ——纤维的体积百分比 $V_f = 1 - V_m$ 。

但在大多数金属基体的复合材料中及一些聚合物基体的复合材料中，纤维的断裂应变小于基体的断裂应变。复合材料的强度随纤维的体积百分比而变化的情况如图 5.3a 所示。可以看到，当纤维的体积百分比小于最小值 V_{min} 后，复合材料的强度小于基体材料的强度（相同体积时）。为了使复合材料的强度高过基体的强度，就需要有一个纤维的临界体积（以 V_{crit} 表示）。可以看到，在纤维的体积百分比小于 V_{min} 时，断口表面呈现多重纤维断裂，而大于 V_{min} 时，则为单一的

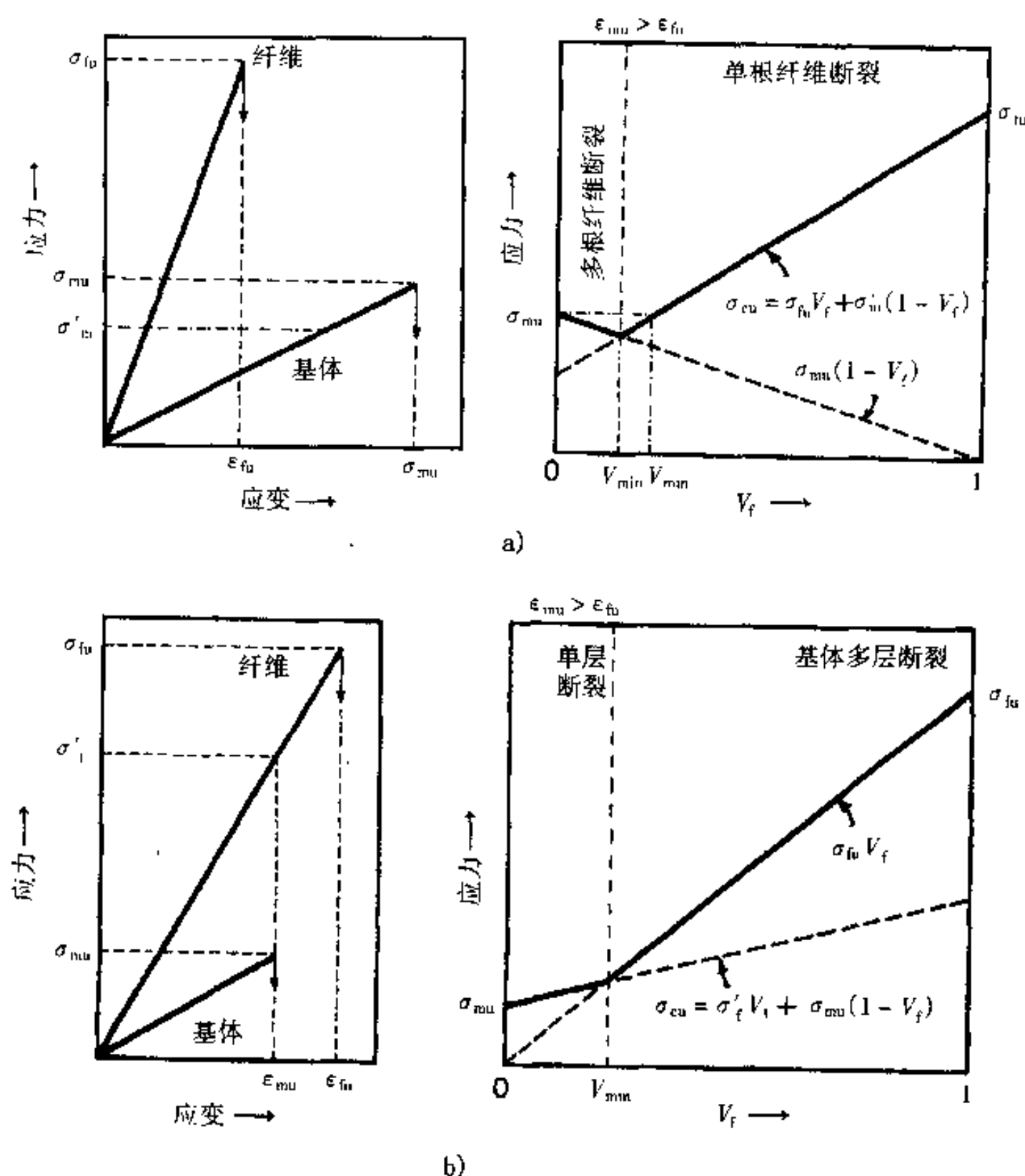


图 5.3 复合材料的应力-应变曲线和强度与纤维体积百分比的关系，显示在纤维单向排列的复合材料中发生单层和多层断裂的条件

a) 基体失效应变大于纤维 b) 基体失效应变小于纤维

断口表面。

在大多数陶瓷基体的复合材料中,纤维的断裂应变大于基体的断裂应变,从而使复合材料的强度随纤维的体积百分比而变化,如图 5.3b 所示。由于纤维的断裂应变大于基体的断裂应变,故基体首先损坏。当纤维不能承受继续增加的载荷也损坏时,就产生单一的断裂表面。如果纤维所占的体积百分数足以承受载荷(即在 V_{crit} 以上时),则基体(以及复合材料)将断裂多次,使单向纤维增强复合材料的拉伸曲线呈现出图 5.4 所示的形状。可以看到,纤维的损坏导致纤维被拉出,从而吸收更多的能量,使得复合材料具有非灾难性断裂的特征。

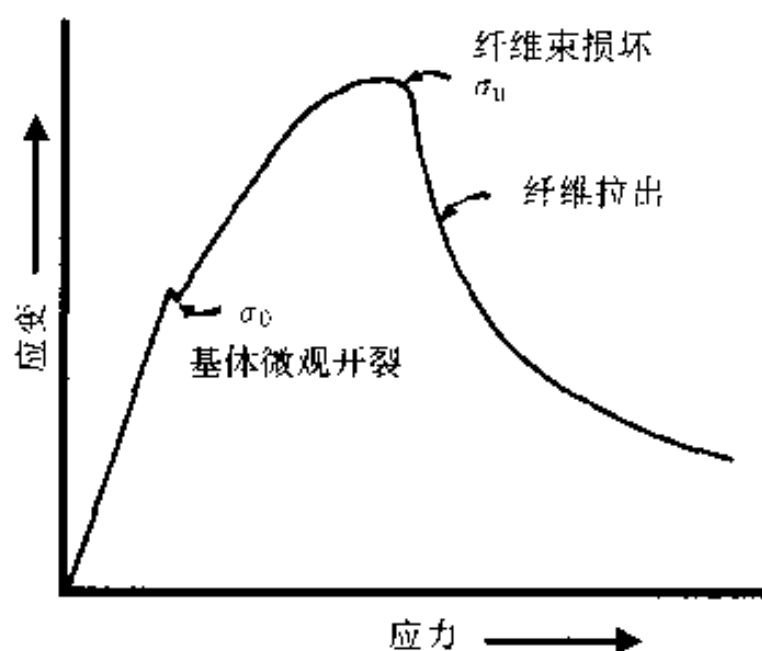


图 5.4 长纤维增强陶瓷基体复合材料的
典型拉伸应力-应变曲线(引自 Chawla^[31])

由于许多复合材料是用纤维增强的,所以自然要考虑单根纤维的损坏。不同类型的纤维断裂和纤维端头相当全面地显示于图 5.5 中。第 1~6 型主要发生在试验室的抗拉试验中。第 8~12 型发生在不同的疲劳试验条件下。第 13 型是撕裂和剥落的不同类型。第 14 型是使用中发生断裂后断头被磨圆了。第 15 型是钝切断或压扁型,而第 16 型是尖锐切断型。第 17 型是纤维端部融化,第 18 型为天然的纤维端头。在受弯曲纤维的压缩边产生绞结带也不罕见(图 5.6)。在反复弯曲的作用下,绞结带将发生如图 5.7 所示的过程。纤维的弯曲疲劳断口见图 5.8 中的照片。

图 5.9 显示单向纤维复合材料在疲劳载荷作用下的三种损伤机理,即纤维断裂和粘合界面分离、基体开裂以及粘合界面剪切损坏。从疲劳寿命的角度考虑,这些损伤机理导致如图 5.10 所示的特征类型。



图 5.5 纤维断裂和其他纤维端头的形状

a) 拉断: 1—脆断 2—韧性断裂 2a—变异的光降解尼龙 3—高速熔融拉长的纤维 4—轴向撕裂 5—表面粒状 6—独自原纤化 6a—皱缩 7—杵和臼

b) 疲劳: 8—拉伸 9—挠曲纹结带 10—挠曲撕裂 11—双轴旋转、弯曲和扭转 12—表面磨损 13—剥落和撕裂, 交替形成 14—变圆 c) 其他形状: 15—横向压缩 15a—压坏 15b—局部化 16—尖锐割断 17—熔化

18—纤维自然端头, 例如 18a 棉纤维端头。(摘自 Hearle et al. [4])

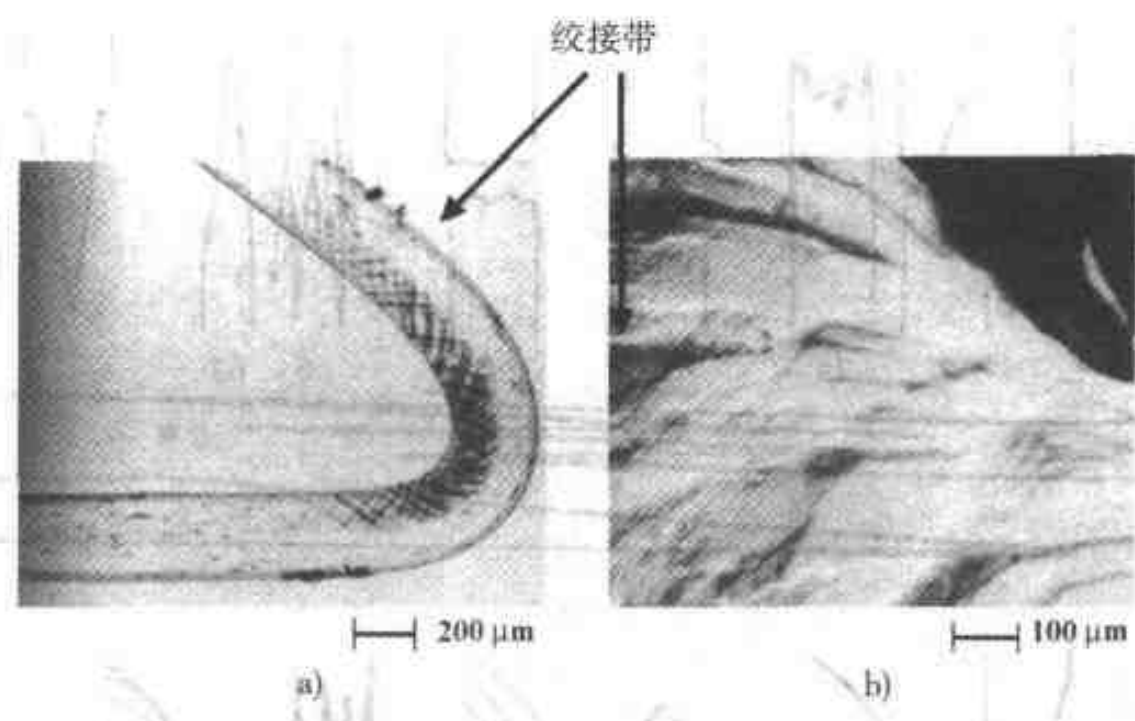


图 5.6 单向弯曲后的聚酯纤维

- a) 弯曲纤维的纹结带，使用光学显微镜的偏振光
b) 在 SEM 下的纹结带（引自 Hearle et al.^[4]）

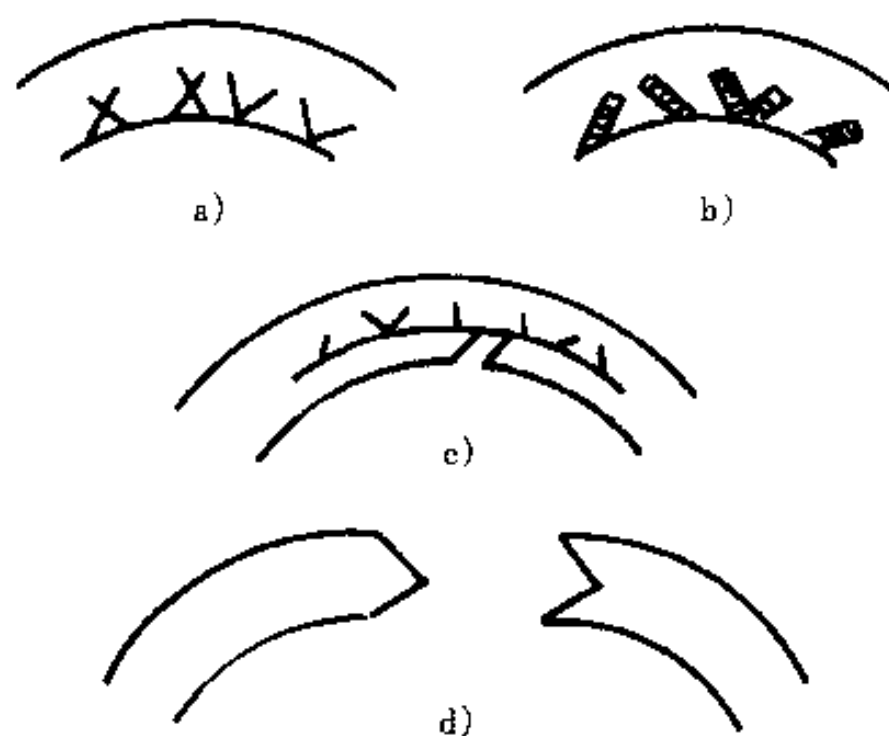


图 5.7 纹结带引起挠性疲劳损伤的发展过程

- a) 纹结带在弯曲中发生 b) 纹结带在循环弯曲中更加紊乱 c) 一处纹结带失效，出现轴向撕裂，损伤机理开始在纤维的另一边起作用 d) 最终断裂，显出粒状断口表面（引自 Hearle et al.^[4]）

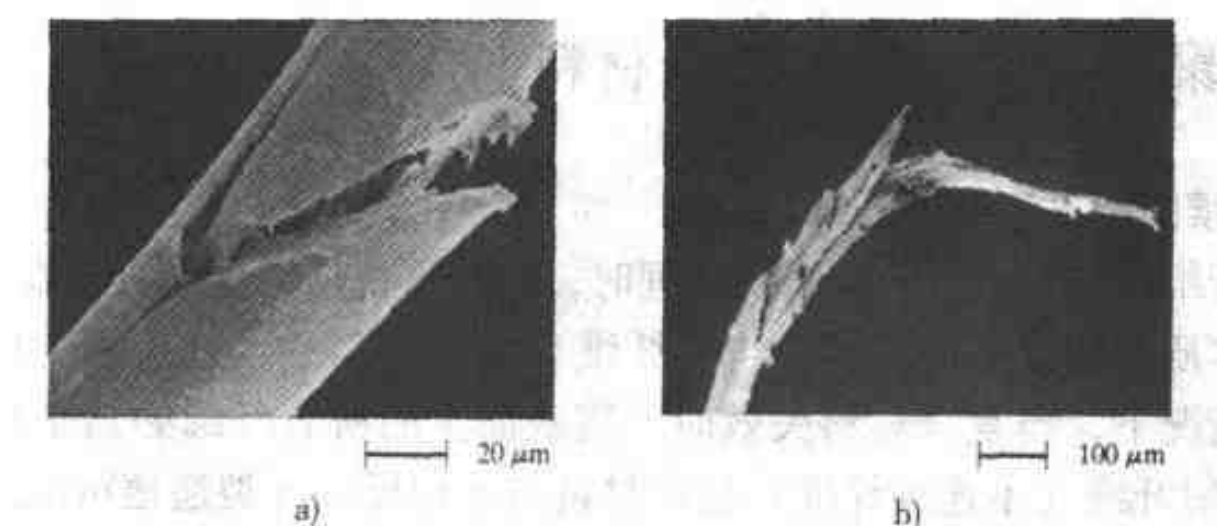


图 5.8 尼龙 6 在 20°C、65% 相对湿度下的挠性疲劳

a) 绞结带失效的例子 b) 具有明显撕裂特征的绞结带 (引自 Hearle et al.^[4])

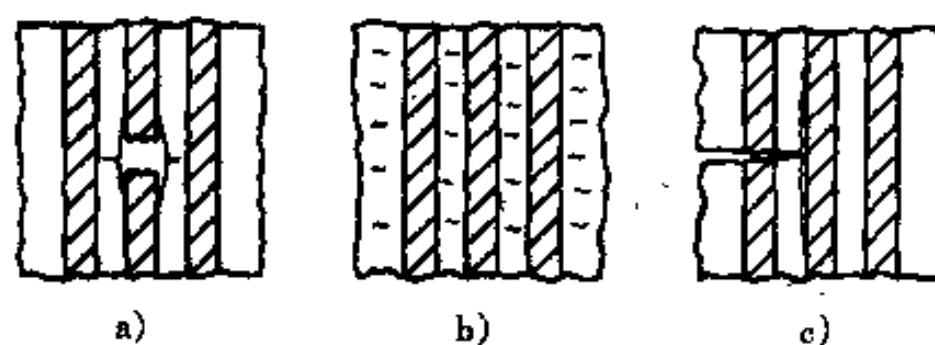


图 5.9 单向复合材料在平行于纤维的载荷作用下的疲劳损伤机理

a) 纤维断裂, 界面分离 b) 基体开裂 c) 界面剪切破坏 (引自 Talreja^[5])

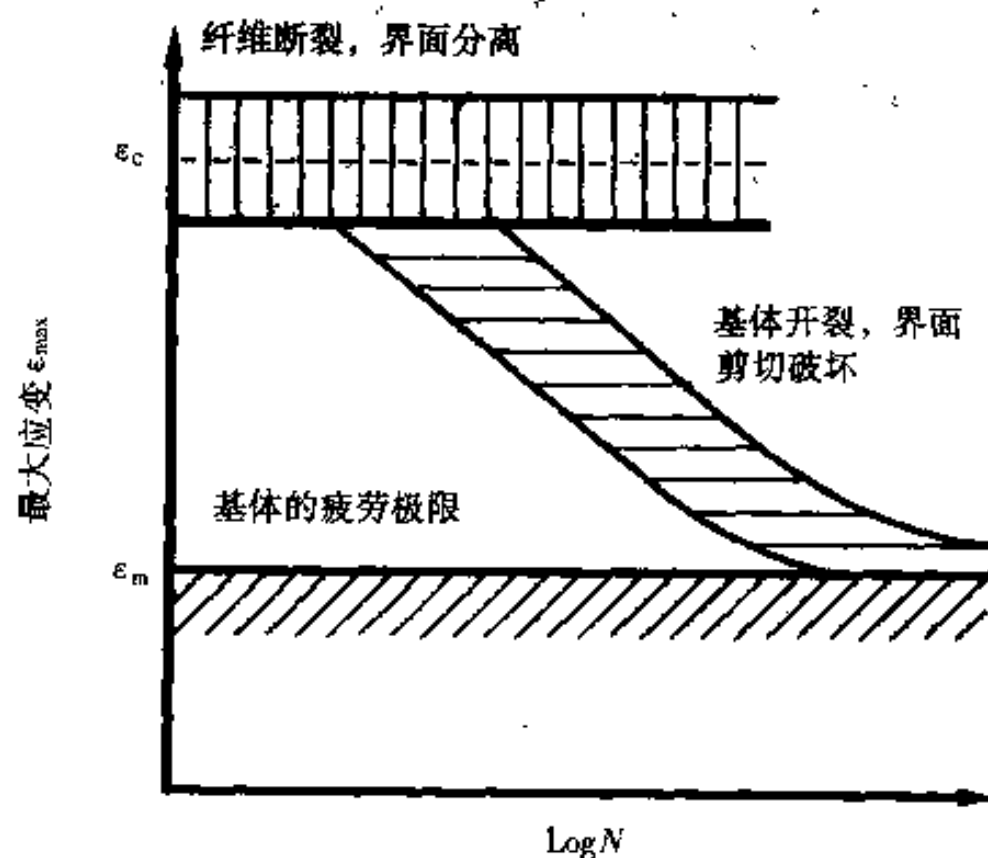


图 5.10 载荷平行纤维时, 单向复合材料的疲劳寿命图 (引自 Talreja^[5])

5.2 以聚合物为基体的复合材料

5.2.1 连续的和不连续的纤维

讨论纤维增强复合材料的损伤机理时，必须重视长纤维和短纤维增强复合材料之间的本质差别。在长纤维（连续纤维）复合材料中，在应力方向平行于纤维轴线的情况下，当复合材料失效时，横截面上的所有纤维必然全部断裂（图 5.11）。而短纤维（不连续纤维）复合材料与之相反，开裂通道可能避开所有的纤维，而单单通过基体，如图 5.12 所示。在这两种情况下，影响失效过程的能量吸收机理为：

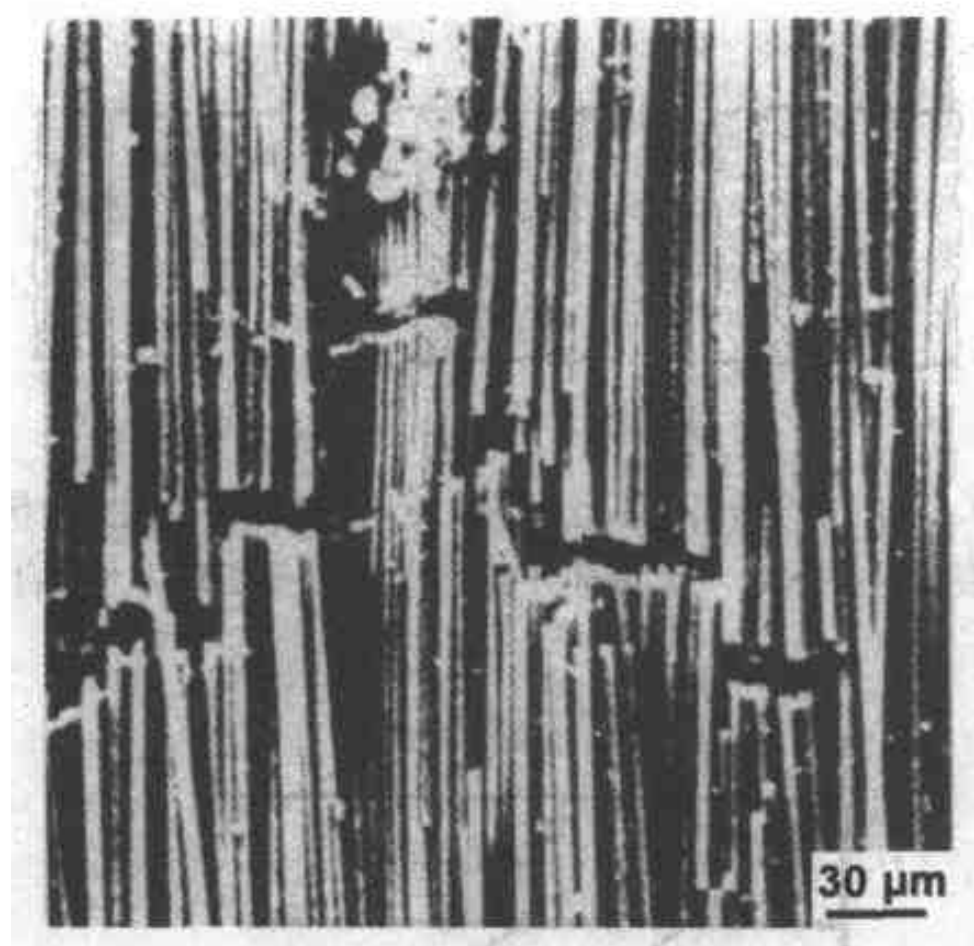


图 5.11 纤维群已失效，小股纤维的失效与平行于纤维的剪切有关（引自 Beaumont et al. [2]）

- 在裂纹尖端处分离，继而是裂纹的偏转。
- 在裂纹尖端之后分离，继而是裂纹的偏转。
- 纤维 - 基体分离（粘性滑动）。
- 纤维拉出。
- 纤维断裂。
- 微观龟裂和基体断裂。

5.2.2 纤维脆性和抗压强度的影响

虽然玻璃和碳纤维通常表现为脆性断裂（图 5.13a、b），但某些纤维，如凯

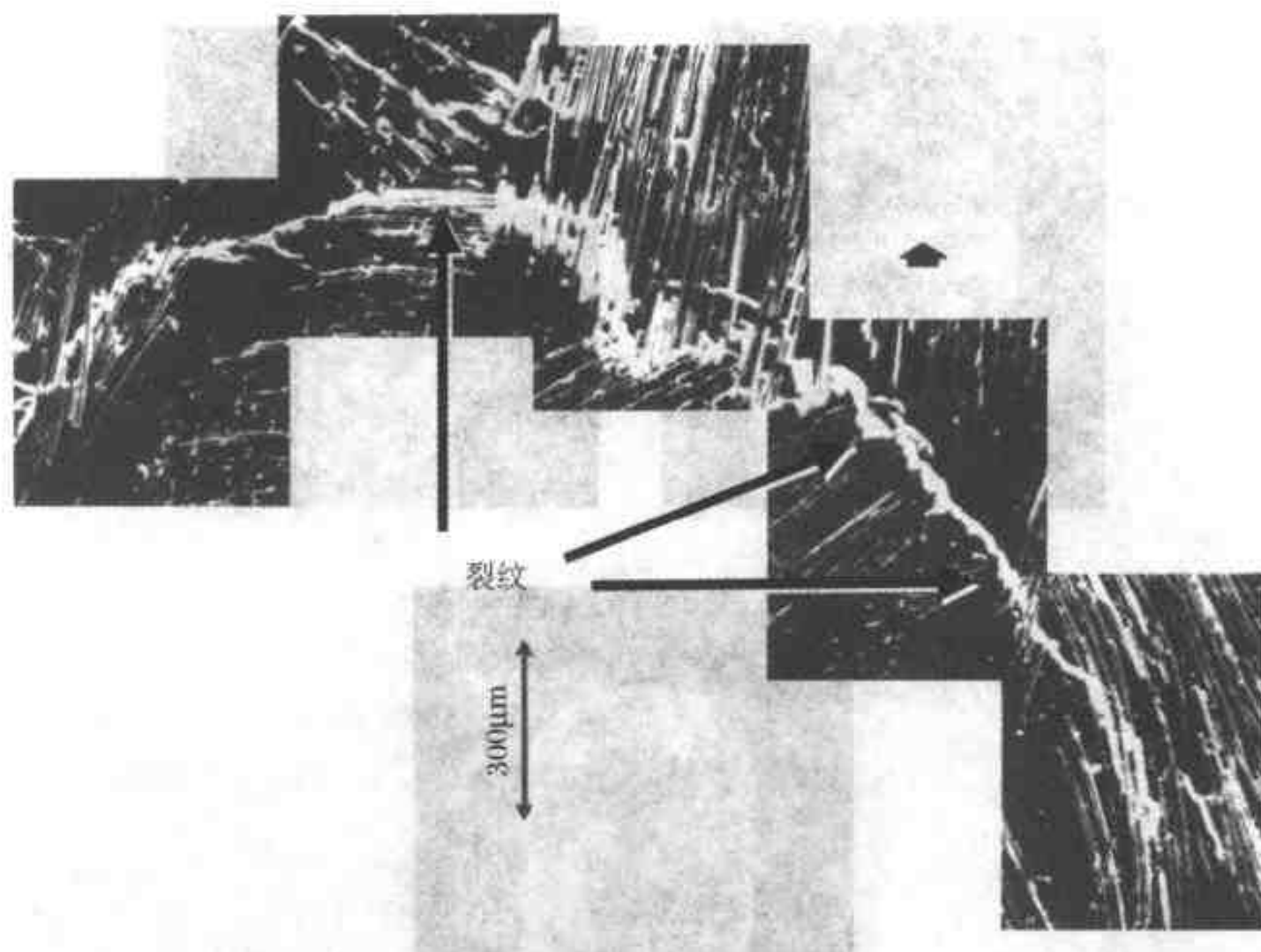


图 5.12 短玻璃纤维模塑复合薄板经 15000 次零拉伸疲劳载荷循环后的裂纹通道。

裂纹通道是使“纤维无效”的一种原因（引自 Beaumont et al.^[2]）

夫拉（Kevlar）49 则在断裂之前呈现出明显的缩颈现象和原纤化作用，如图 5.13b 所示。当凯夫拉 49 纤维受到弯曲时，在弯曲部分的内、外径处相应地产生很高的拉应力和压应力。由于其抗压强度很低，在内径处的材料因拉断前产生的变形带（图 5.14）而发生屈服现象（永久变形）。

5.2.3 粘合程度的影响

全部断裂过程及断口形貌均受到纤维和基体之间粘合程度的影响。这可用一个玻璃短纤维在聚丙烯基体中注塑成形的例子来说明。当纤维未经联结剂处理时，大量表面光滑的纤维被拉出，如图 5.15 所示。当纤维经过一种化学联结剂的处理后，断口上只出现少量的纤维拉出。此外，纤维表面还出现塑性粘合，见图 5.16。

5.2.4 空洞的影响

复合材料片层之间的剪切强度及其他力学性能均受复合材料中空洞的类型、含量和分布的影响。反之，空洞的含量和分布又取决于纤维的体积百分比和分布、树脂的性能和工艺条件（温度、压力、时间）。在纤维增强复合材料中，空洞有两种主要类型：

1. 靠近纤维的球形或椭球形空洞，直径在 $5 \sim 20\mu\text{m}$ 之间（图 5.17）。

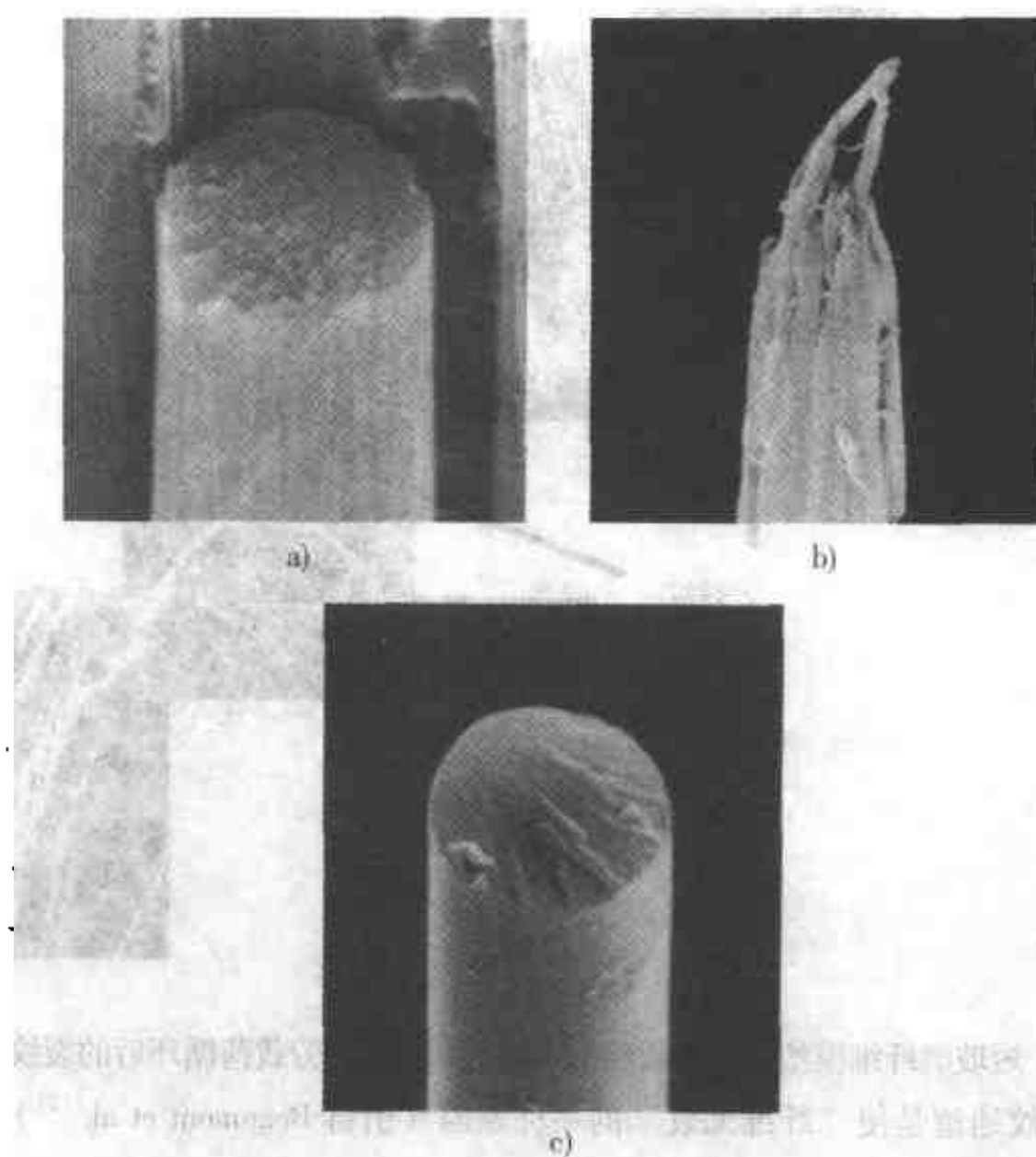


图 5.13 拉伸断裂的纤维的扫描电镜照片

a) 碳纤维 b) 凯夫拉 49 c) 玻璃纤维 (引自 Hull^[17])

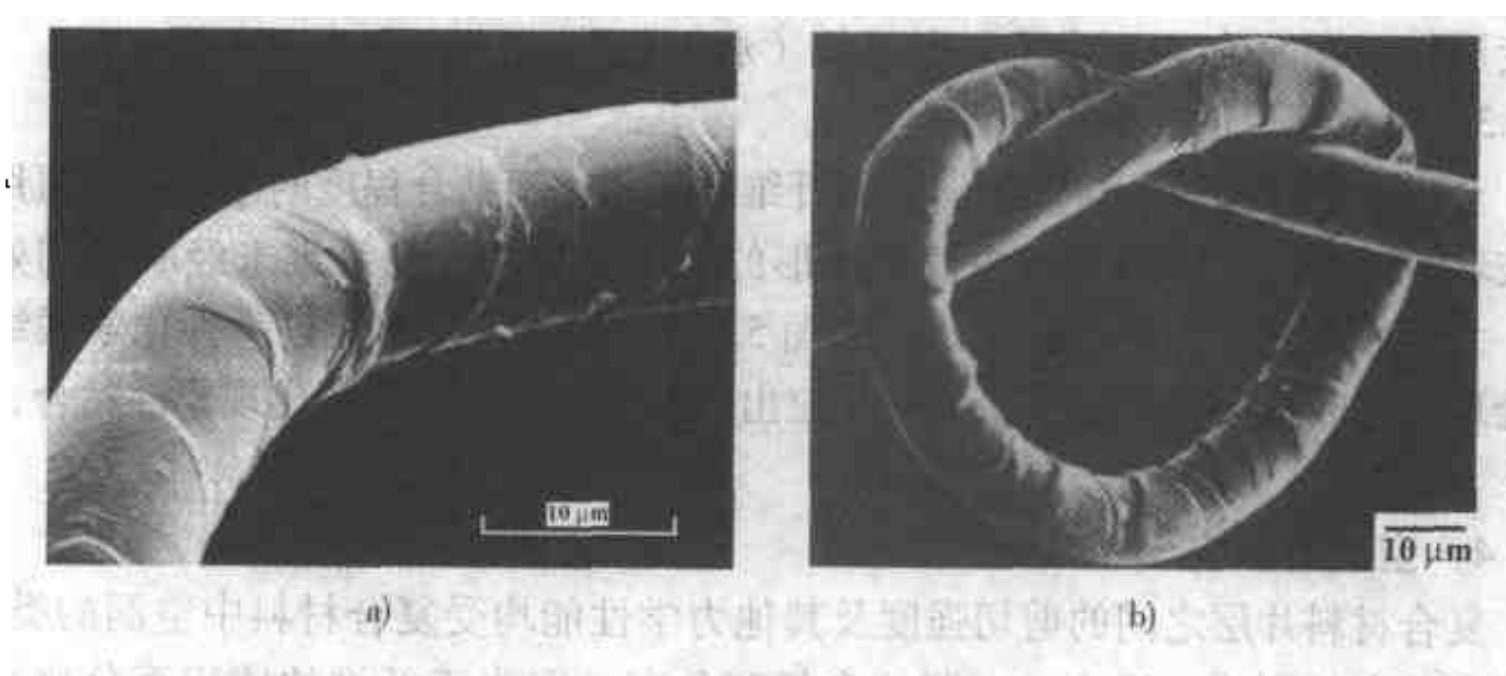


图 5.14

a) 凯夫拉 49 纤维的扫描电镜照片, 显示急剧弯曲的压缩侧上的变形带
b) 打结的凯夫拉纤维在压缩侧显示皱折痕迹, 拉伸侧是平整的 (引自 Chawla^[6])

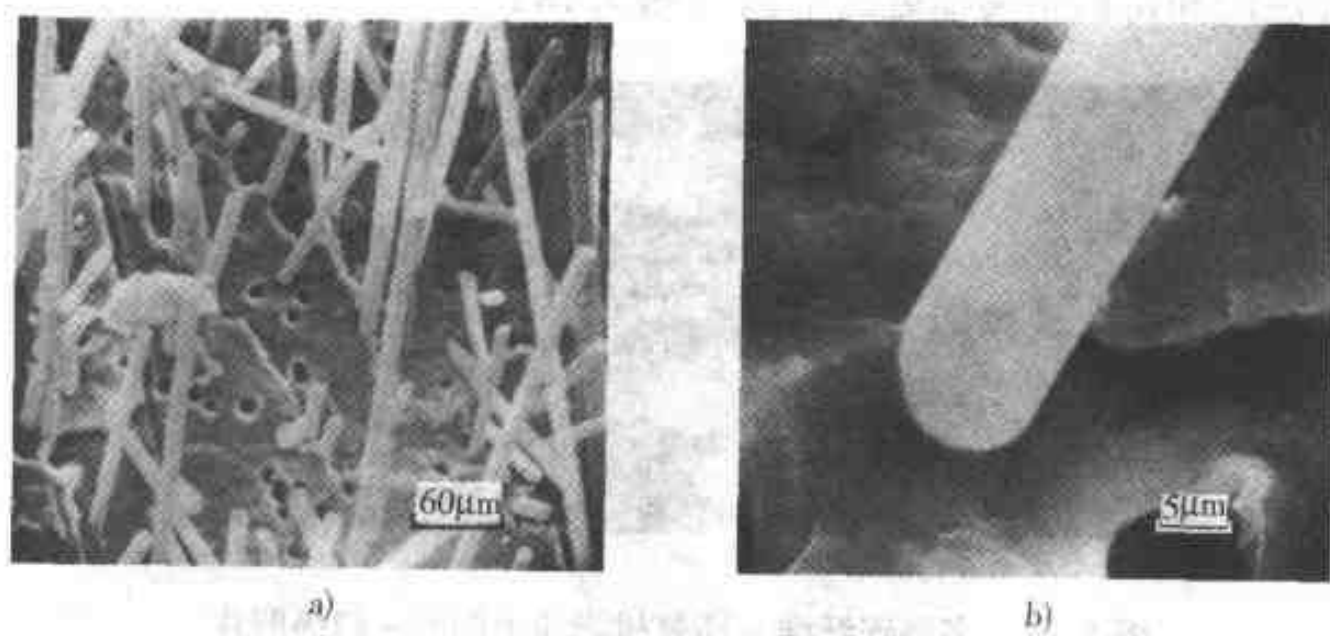


图 5.15 注塑玻璃填充聚丙烯试样断裂后的扫描电镜照片。
未经化学联结剂处理的纤维呈现出光滑的表面，
孔洞留在塑料基体中（引自 Hull^[1]）



图 5.16 注塑玻璃填充聚丙烯试样断裂后的扫描电镜照片。
经化学联结剂处理的纤维显示出聚合物在其表面粘结，
只有很少的纤维拉出（引自 Hull^[1]）

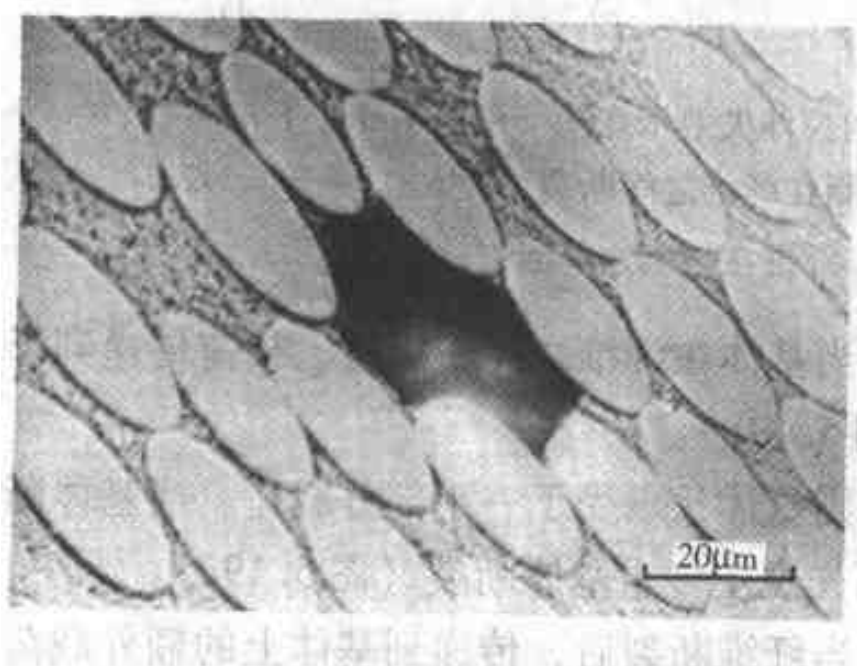


图 5.17 在一种玻璃纤维 -
聚酯树脂中，纤维间的空洞
（摘自 Hull^[1]）

2. 片层间和富树脂窝槽处的空洞 (图 5.18)。

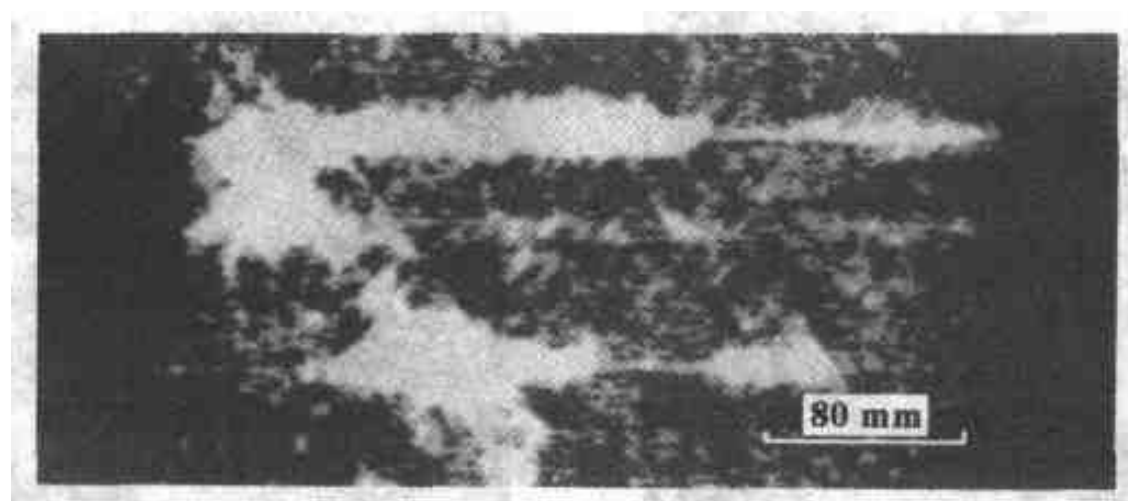


图 5.18 多层碳纤维-环氧树脂薄板的 C-扫描照片。

浅色区域是材料中的空洞和层片脱离 (引自 Hull^[1])

5.2.5 单向薄板的纵向抗拉强度

单向薄板的失效过程有 4 种, 均取决于基体材料失效的相对应变 ε_m 、纤维的相对应变 ε_f 及纤维的体积百分比 V_f 。利用图 5.3 的概念来考虑单向薄板的性能, 如图 5.19a 所示。

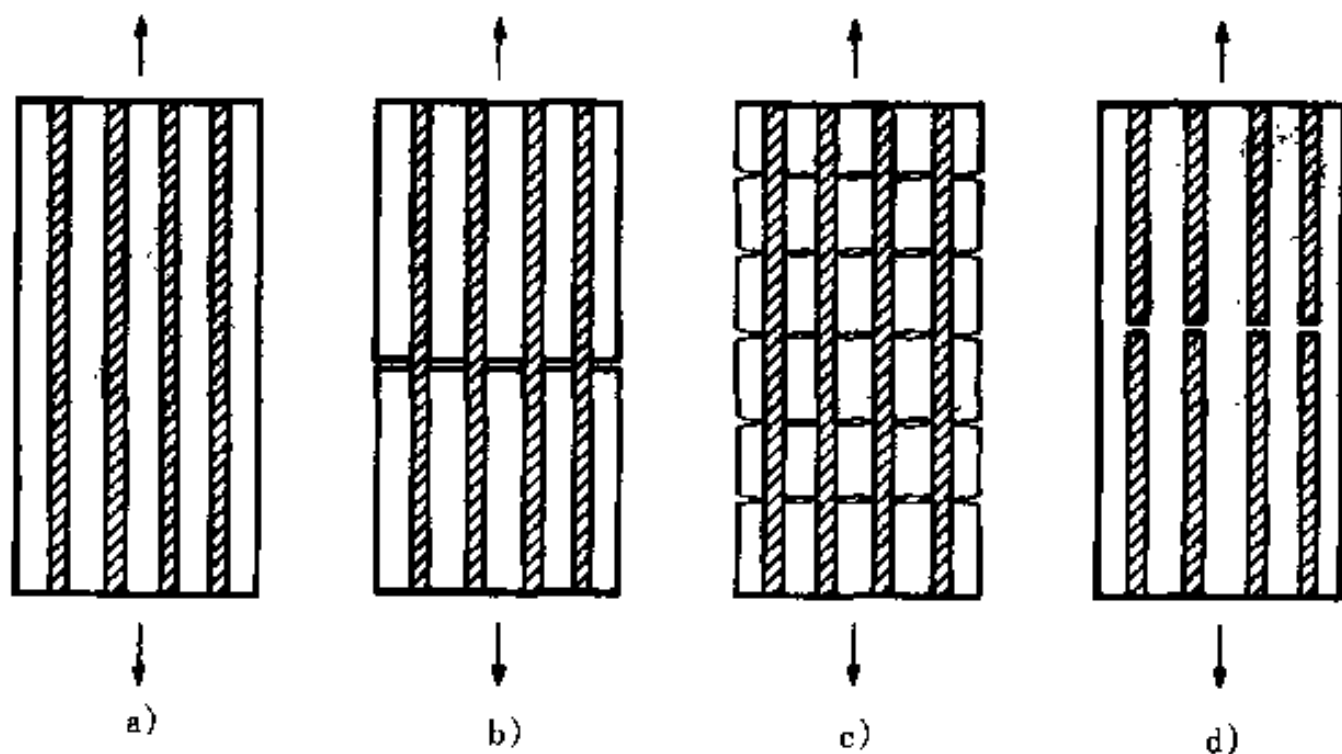


图 5.19 单向薄板的纵向拉伸失效示意图 (引自 Hull^[1])

a) 断裂前 b) 树脂在纤维之间断裂, $\varepsilon_f > \varepsilon_m$

c) 多层树脂开裂 d) 纤维在树脂之前断裂, $\varepsilon_m > \varepsilon_f$

1. 当 $\varepsilon_f > \varepsilon_m$ 时, 如果 V_f 较小, 当基体在纤维之前断裂后, 载荷传递到纤维上, 而纤维不能承受, 导致断裂 (图 5.19b)。

2. 当 $\varepsilon_f > \varepsilon_m$ 时, 如果 V_f 较大, 则基体只承受了一小部分载荷。当基体断裂时, 传递到纤维上的载荷不多, 因而先发生多重基体断裂 (图 5.19c)。

3. 当 $\varepsilon_m > \varepsilon_f$ 时, 如果 V_f 较小, 当纤维断裂后, 传递到基体上的额外载荷不

足以引起基体断裂（图 5. 19d）。

4. 当 $\varepsilon_m > \varepsilon_f$ 时，如果 V_f 较大，当纤维断裂后，传递到基体上的载荷较大，致使基体断裂。

断裂纤维与基体之间相互作用的三种类型支配了裂纹扩展的方式：

1. 纤维中的裂纹以脆性状态在基体中扩展（图 5. 20a）。

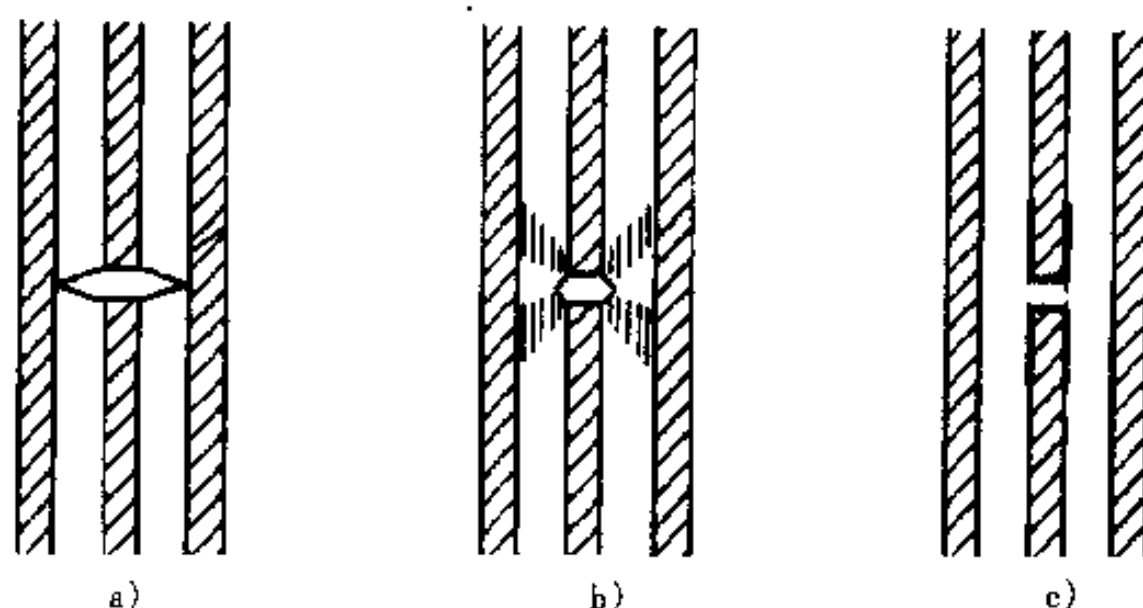


图 5. 20 在纤维断裂周围的失效过程（引自 Hull^[1]）

a) 基体脆裂 b) 基体剪切屈服 c) 界面开裂

2. 基体能够屈服而使裂纹钝化，使裂纹在屈服区域内沿纤维扩展（图 5. 20b）。

3. 纤维或基体材料在界面处的剪切失效，使未承受载荷的纤维收缩（图 5. 20c）。

界面损伤的相对数量和摩擦力的数量决定了断口的整个形貌。一种强力粘合的碳纤维 - 环氧树脂复合材料的相当光滑的断口如图 5. 21 所示。与之相对照的是玻璃纤维 - 聚酯树脂复合材料的断口（图 5. 22），显示出大范围的界面分离和纤维拉出。图 5. 23 是一种凯夫拉 49 - 环氧树脂复合材料中与之相似的大范围纤维拉出。

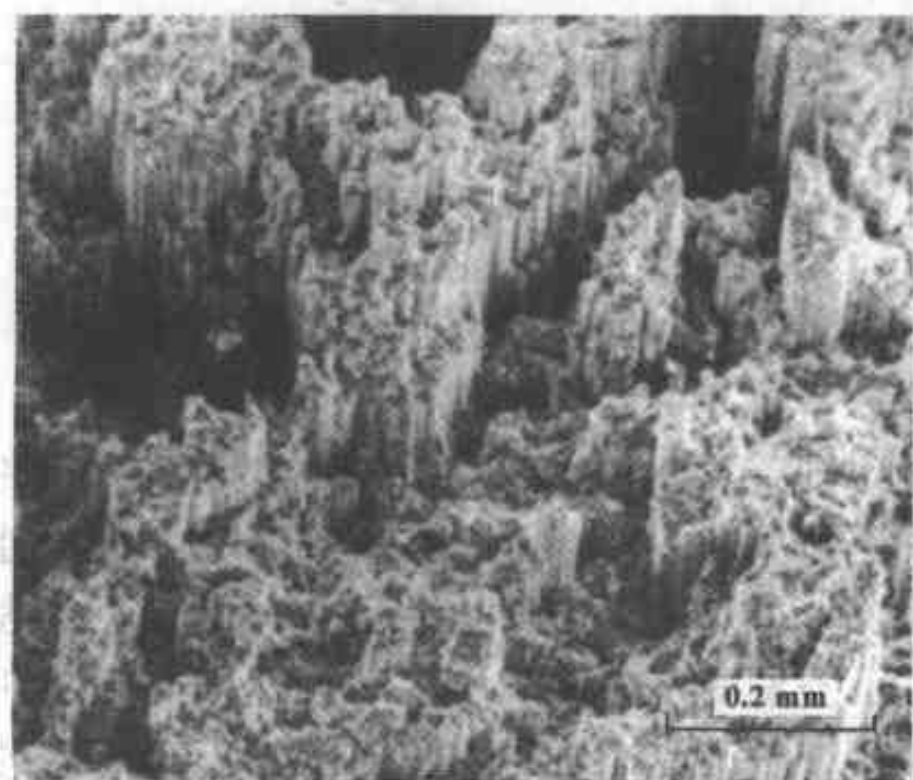


图 5. 21 一种碳纤维 - 环氧树脂薄板纵向拉伸后的断口表面扫描电镜照片。断口表面相当光滑，由不同水平上的纤维和树脂的块状露头所构成（引自 Hull^[1]）

纤维拉出、纤维缩颈及绞接带的形成。要注意到，纤维拉出比界面分离能更有效地吸收能量。



图 5.22 一种玻璃纤维-聚酯树脂薄板在纵向拉伸后的断口表面扫描电镜照片，显示出与大量纤维拉出有关的刷子状形貌（引自 Hull^[1]）

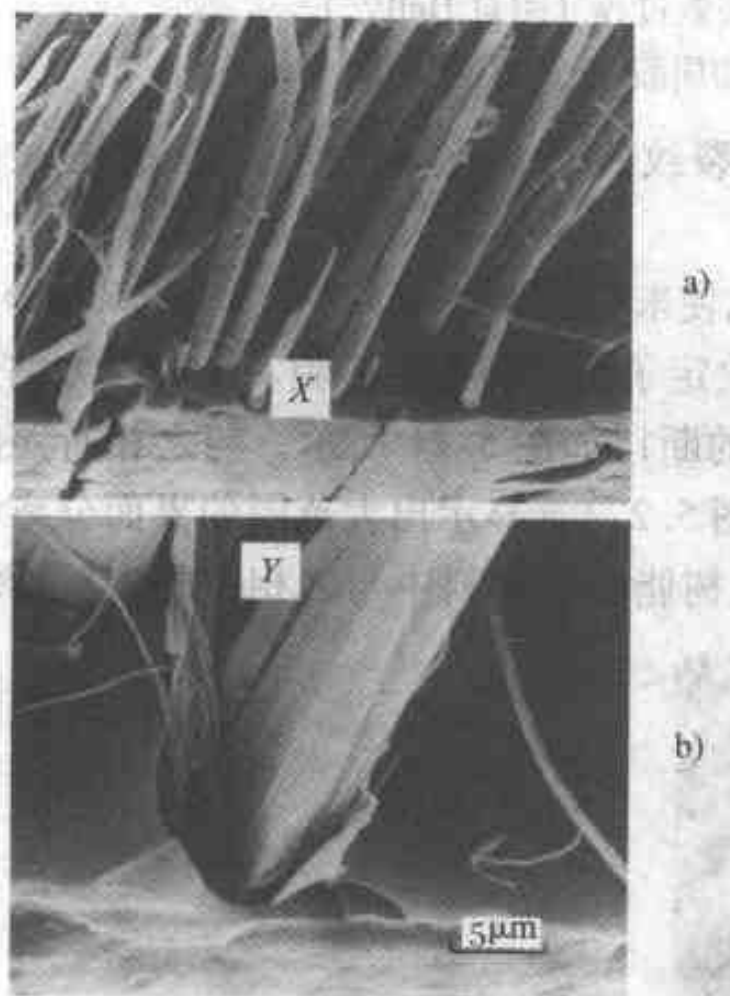


图 5.23 一种凯夫拉 49-环氧树脂薄板在纵向拉伸试验后，断裂表面的扫描电镜照片
a) 纤维断裂，个别纤维有缩颈 b) 纤维 X 的高倍放大图，显示在 Y 处的小纤维内的纤维原纤化及绞结带的形成（引自 Hull^[1]）

5.2.6 单向薄板的横向抗拉强度

单向薄板的横向抗拉强度通常比纵向差。事实上，纤维的存在对树脂基体的横向抗拉强度起负面的增强作用。影响横向抗拉强度的因素是纤维和基体的性能、界面粘合强度、空洞的存在和分布、以及这些因素之间的相互作用。对于表现出线性应力-应变特性的基体来说，空洞的存在使应力增大。而对于表现出明显的非线性应力-应变特性的基体来说，空洞使纤维之间的应变增大。当稳定的

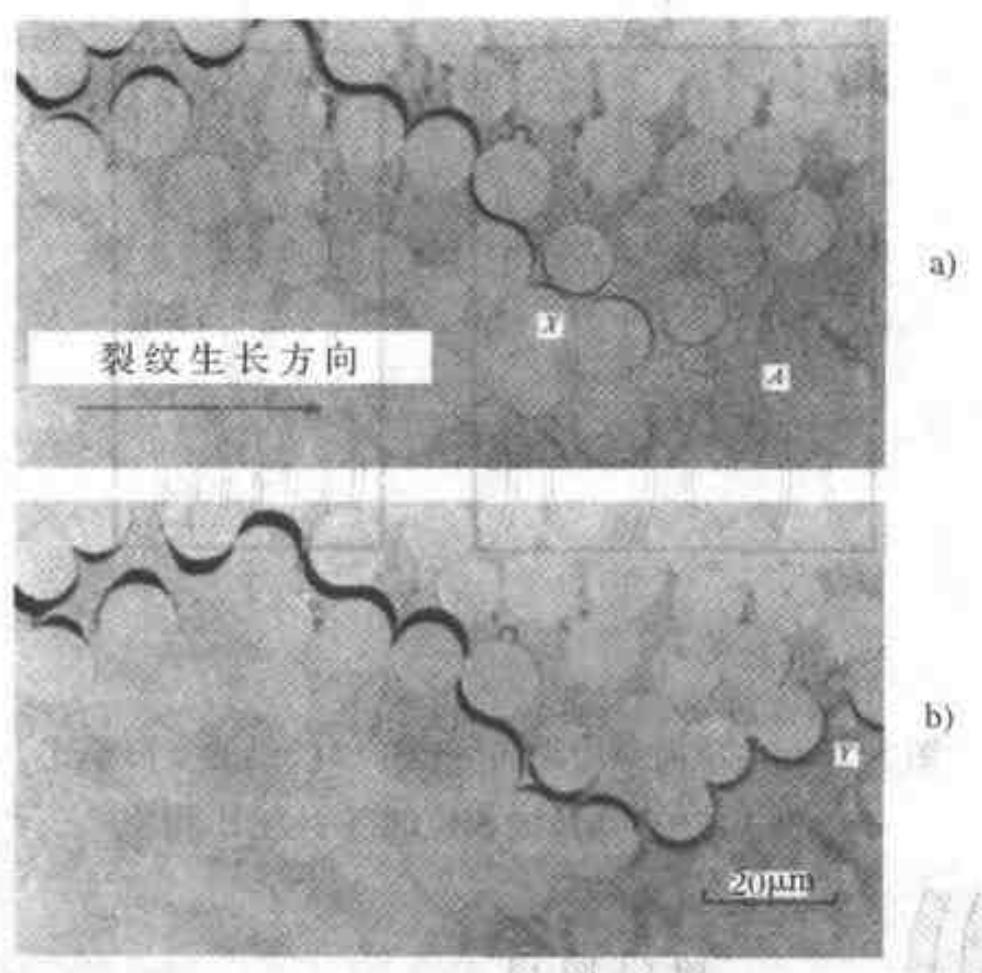


图 5.24 横向裂纹在一种玻璃纤维 - 聚酯树脂薄板中的扩展。纯树脂的失效拉伸应变是 1.6%，玻璃纤维表面涂有一层与树脂相适应的硅烷联结剂（引自 Hull^[1]）

裂纹增长是动作的机制时，如图 5.24a 所示，在高纤维密度区域中，界面分离的裂纹在主裂纹的前面集结成核（例如位置 X 处）。当裂纹增长变成不稳定态时，如图 5.24b 所示，在主裂纹前面的基体（纤维之间的树脂桥）发生塑性变形，如位置 Y 处，故撕开或剪切裂纹加入到界面分离的裂纹之中。可以看到这一发展过程导致在富树脂区域周围裂纹的偏转，如图 5.24a 中位置 A 处所示。碳纤维环氧树脂复合材料的断口形貌（图 5.25）显示出齐整的纤维表面和基体的脆性断裂。

5.2.7 单向薄板的纵向抗压强度

单向薄板的纵向抗压强度取决于纤维和树脂的性能、界面粘合强度和空洞含量。当纤维的体积百分比较低时，纤维可能以“脱相位”（out-of-phase）方式弯曲，如图 5.26a 所示。在更现实的高 V_f 情况下，纤维以同相位的方式弯曲，如图 5.26b 所示。在粘合强劲的复合材料中，

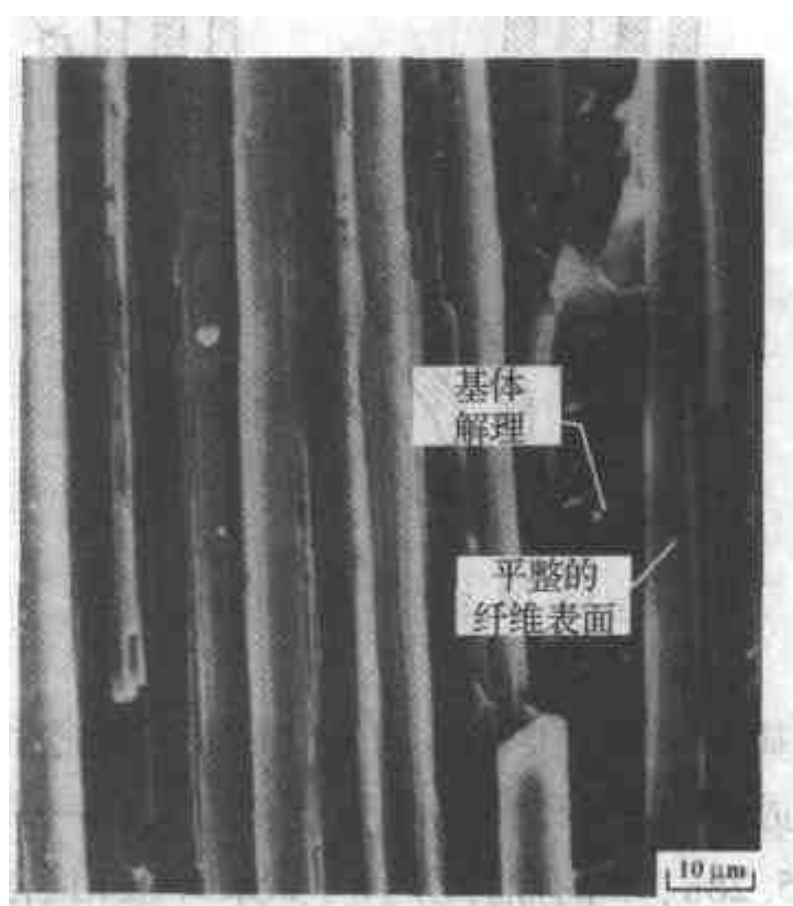


图 5.25 在一种单向碳纤维 - 环氧树脂薄板中横向拉伸断口的扫描电镜照片（引自 Hull^[1]）

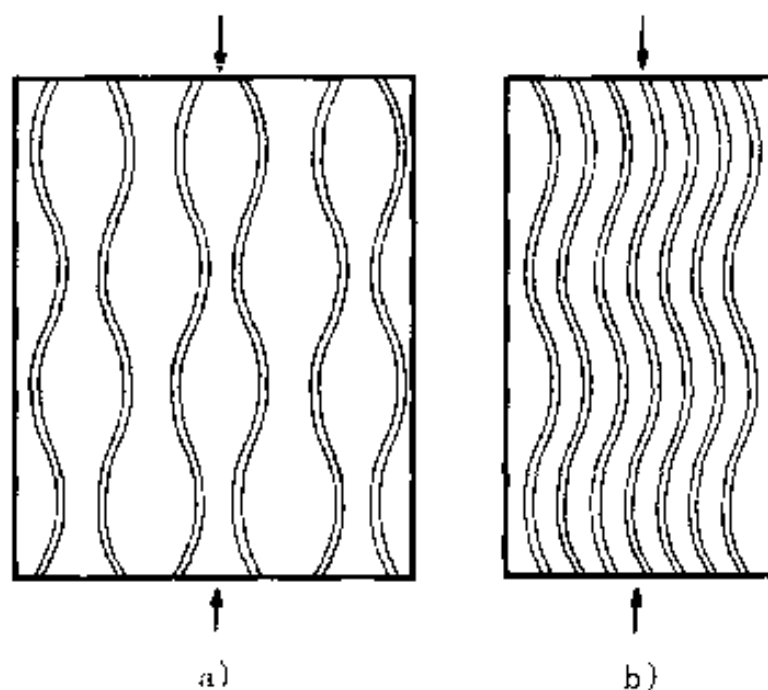


图 5.26 在单向薄板纵向受压中, 纤维的变形模式

a) 脱相位的 b) 同相位的 (引自 Hull^[1])

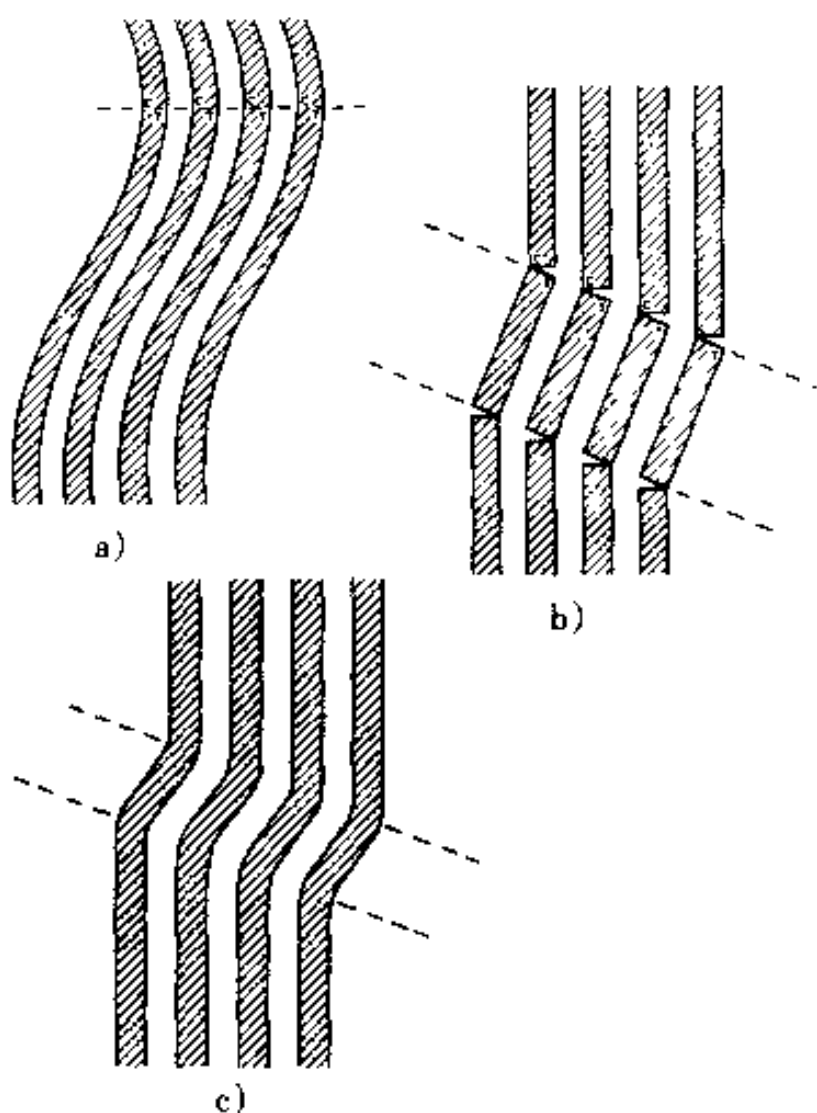


图 5.27

a) 由于同相位弯曲而产生绞结带后, 纤维中的拉应力和压应力 b) 由脆性碳纤维形成的两个断裂面 c) 由凯夫拉 49 形成的未断裂绞结带 (引自 Hull^[1])

基体断裂主要由剪切造成, 纤维断裂由弯曲造成。如果纤维是脆性的 (如玻璃或碳), 则纤维在承受拉伸载荷的一侧为脆性断裂, 如图 5.27b 的示意图和图 5.28a、b 的照片所示。如果纤维相当柔韧 (例如凯夫拉 49), 则形成未断裂的绞结带, 如图 5.27c 的示意图和图 5.29 的照片所示。在若干碳纤维-环氧树脂复合材料的特定情况下, 如果纤维的剪切强度低于弯曲强度, 则产生剪切破坏, 如图 5.30 所示。所产生的断口表面相当平坦, 并具有难以分辨的纤维端头。

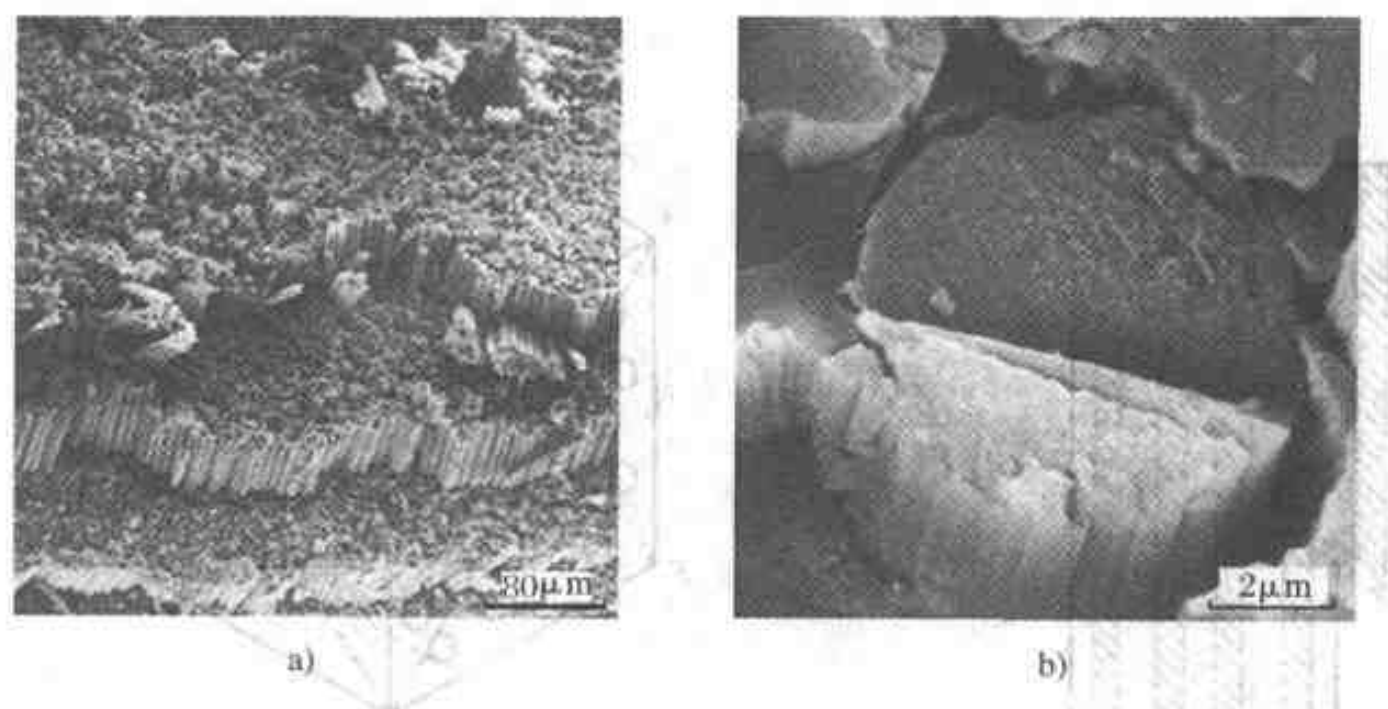


图 5.28 纵向压应力导致纤维弯曲失效，一种碳纤维-环氧树脂薄板的断口表面扫描电镜照片

a) 低放大倍数下，显示平整的断口表面

b) 高放大倍数下，单根纤维中的拉应力断口和压应力断口（引自 Hull^[1]）

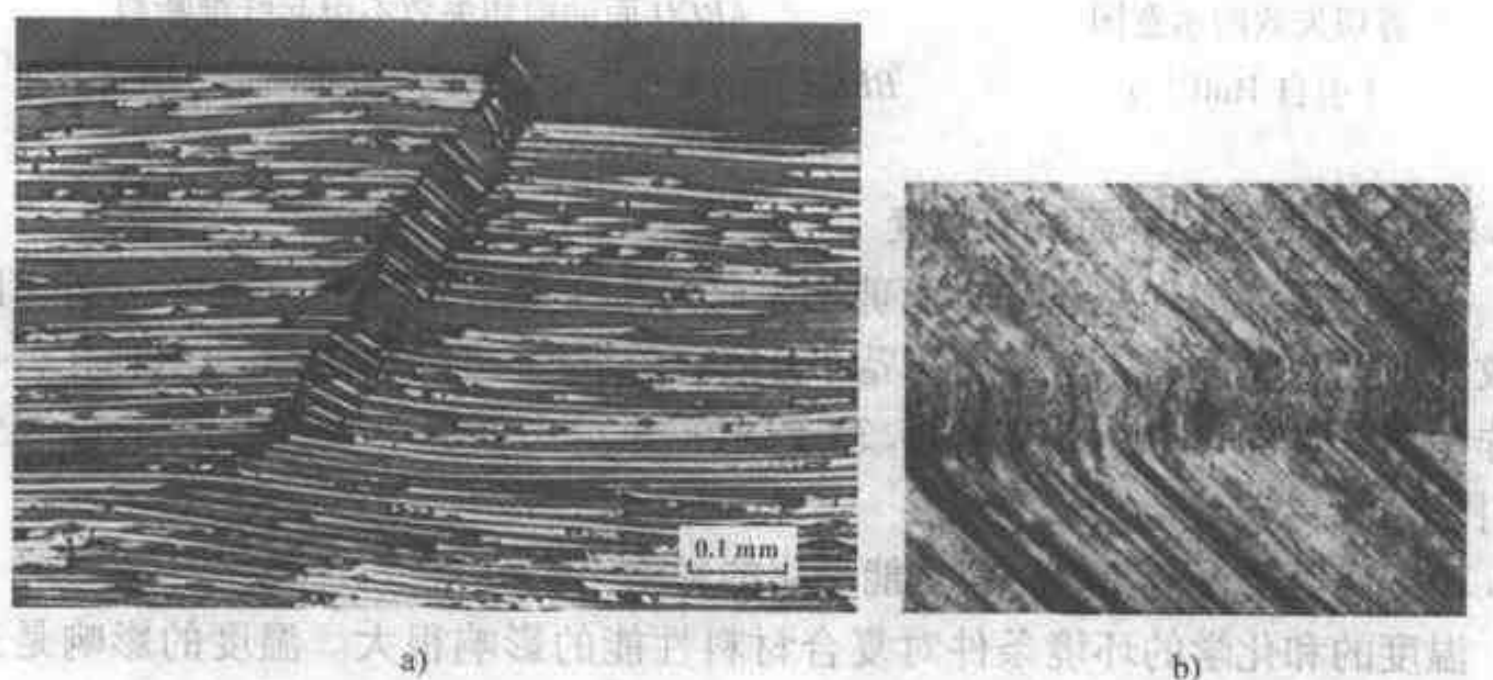


图 5.29

a) 一种碳纤维-环氧树脂试样的抛光截面，显示在四点弯曲试样的压缩区内生成一绞结带（引自 Hull^[1]） b) 单向泰克诺拉（Technora）-环氧树脂复合材料在 0°C 的抗压断口（引自 Hearle et al^[4]）

5.2.8 单向薄板的横向抗压强度

纤维在最大应力面内排列取决于纤维的取向，如图 5.31 所示。ABCD 面的切应力不引起纤维断裂，而 BEDF 面的切应力则将使纤维断裂。

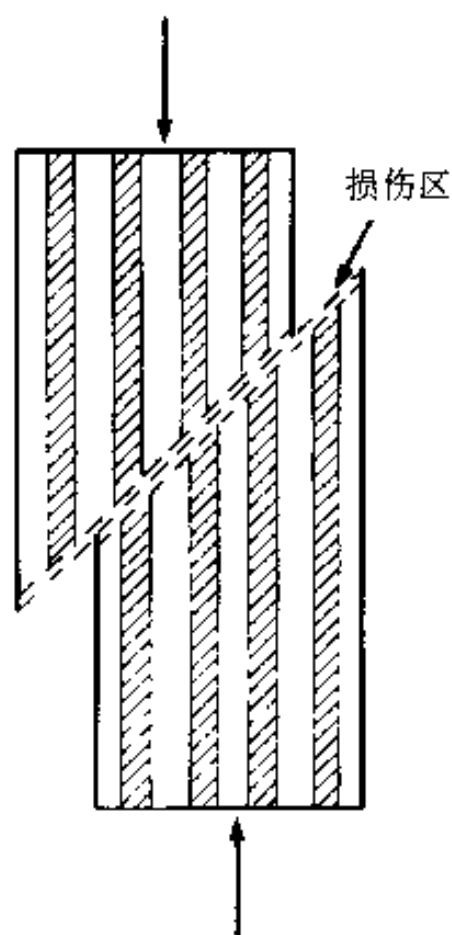


图 5.30 由纵向压应力引起
剪切失效的示意图
(引自 Hull^[1])

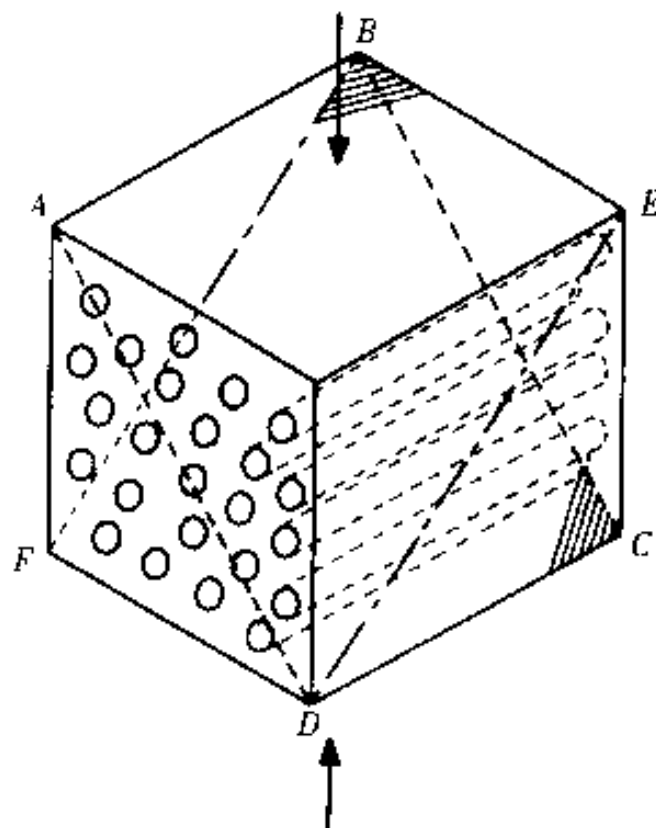


图 5.31 单向薄板的横向压缩。
ABCD 面的剪切失效不引起纤维断裂，
BEDF 面的剪切失效必然包含纤维断裂 (引自 Hull^[1])

5.2.9 单向薄板的平面抗剪强度

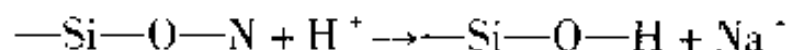
薄板内部的剪切裂纹和树脂剪切失效的断面形态如图 5.32 所示。剪切区在裂纹的前面增大，发生若干局部界面分离。碳纤维-环氧树脂复合材料在剪切载荷作用下开裂的断口表面如图 5.33 所示，显示出树脂已发生显著的塑性变形 (与图 5.25 比较)。

5.2.10 环境条件对复合材料性能恶化的影响

温度的和化学的环境条件对复合材料性能的影响很大。温度的影响是三重的：

1. 纤维和树脂不同的膨胀系数导致内应力的产生。
2. 组元 (特别是树脂) 的性能随温度而变化。
3. 蠕变抗力随温度而剧烈变化。

化学环境的影响可用湿气对树脂性能恶化的作用来很好地加以说明。此外，水能从玻璃纤维中浸出可溶性氧化物，如 K_2O 和 Na_2O ，从而生成表面凹坑。在酸性环境中，玻璃纤维复合材料由于氢离子交换过程而产生应力腐蚀，如：



这一过程引起玻璃的表层收缩，在表面产生巨大的拉应力，从而降低了玻璃

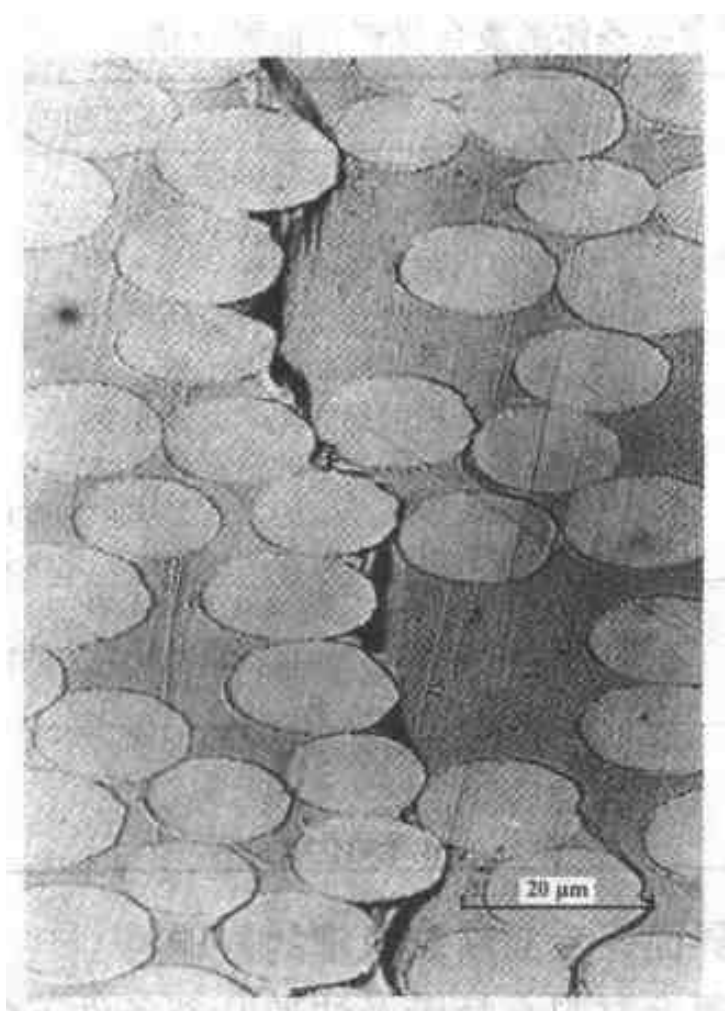


图 5.32 一种玻璃纤维 - 聚酯树脂薄板
内部的剪切裂纹 (引自 Hull^[1])



图 5.33 一种单向碳纤维 - 环氧树脂薄
板内部剪切断口的扫描电镜照片
(引自 Hull^[1])

的强度。表 5.3 总结了环境和温度对聚合物基体的复合材料的可逆及不可逆影响。

表 5.3 聚合物基体的复合材料性能恶化情况 (引自 Hull^[1])

组元	可逆变化	不可逆变化
树脂	水泡胀 温升增加塑性 局部分子区的物理排列	1. 水解引起的化学分解 2. 紫外线辐照引起的化学分解 3. 温度引起的化学分解 4. 与肿胀和外加应力有关的应力效应引起化学分解 5. 局部分子区域的物理排列 6. 浸出作用引起的化学成分改变 7. 沉淀和肿胀产生的空洞和裂纹 8. 不均匀退胀产生的表面裂纹和细微龟裂 9. 热塑性聚合物对长期稳定性的化学效应
界面	界面塑性增加	1. 与上栏 1、2、3、4 项相同的化学分解 2. 与外加应力引起收缩或肿胀有关的内应力所引起的界面分离 3. 界面的浸析
纤维		1. 腐蚀降低的强度 2. 纤维的浸析 3. 紫外线引起的化学分解

5.2.11 纤维－基体的界面强度对断裂机理的影响

玻璃纤维－聚丙烯复合材料在疲劳及快速断裂条件下的断口形貌剪辑，如图 5.34 所示。

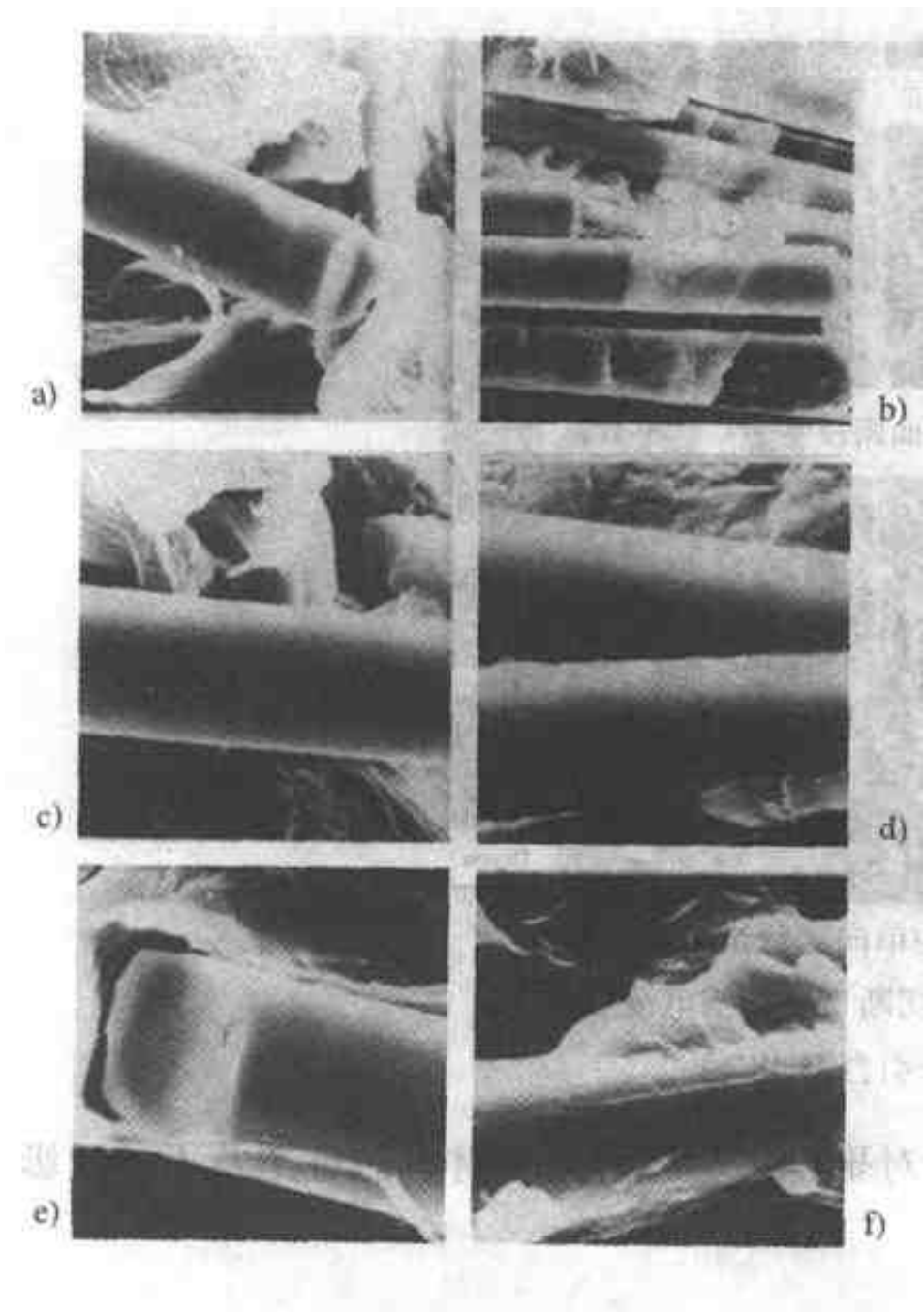


图 5.34 玻璃纤维增强的聚丙烯的疲劳〔a)、c)、e)〕和快速断裂〔b)、d)、f)〕断口表面形貌随低、中、高界面强度而变化 (引自 Hertzberg^[7])