用高压电子显微镜观察拉伸载荷下 α-Ti 中裂纹扩展的动态过程

何怡贞　　李永洪
（中国科学院金属研究所）　（冶金部有色金属研究院）

张立德　李宗全　田凤祚
（中国科学院金属研究所）　（冶金部有色金属研究院）

高压电子显微镜使用的试样较厚，能更好地反映材料在实际使用中的状态．近年来，利用高压电子显微镜进行范性形变过程和裂纹扩展的动态观察，已经受到越来越广泛的重视，力图将材料的微观形变过程与宏观力学性能联系起来．

目前，关于范性材料在拉伸载荷下裂纹的扩展机制有两种不同的看法：

一种是微裂纹的联结[1]．在拉伸载荷的作用下，表面自由能较高的地方（如胞壁等）形成微裂纹，这些微裂纹与主裂纹的联结导致了主裂纹的扩展．

另一种是在应力作用下，裂纹尖端形成范性区，范性区变薄而形成孔洞，裂纹与孔洞联结导致了裂纹的扩展[2—4]．

就目前动态研究所使用的材料来看，以体心立方和面心立方单晶金属为多．对六角结构金属的研究只有几篇文献[1,5]报道了 Be 单晶的观察结果．

为了研究六角金属中裂纹的扩展规律，并结合实际问题上的需要，我们选用多晶 α-Ti 在高压电镜下进行裂纹扩展的动态观察．

试验方法

将纯钛轧至约 0.1 毫米厚的薄带，经 750℃ 二小时真空退火后，平均晶粒直径为 45 微米．在 0℃ 化学减薄后进行双喷射电解减薄，制成适于在高压电子显微镜下进行动态观察用的薄膜试样，试样厚度约 1 微米．

电解液成分为：甲醇 64%，正丁醇 30%，高氯酸 6%．

电解规范：电压 80—85 伏，温度－40——60℃．试样制成后，在装有侧插式拉伸附件的 JEM-1000 型高压电子显微镜内进行拉伸动态观察，并用磁带录像机进行连续记录．

试验结果和讨论

在拉伸过程中，通过切变，微裂纹总是在试样边缘滑移台阶[3,6]或局部不均匀处萌生，并向试样内部扩展．

本文 1978 年 11 月 6 日收到．

裂纹尖端附近应力集中形成范性区，其中有大量位错产生和运动，形成胞结构，大量位错进入胞壁，也有位错离开胞壁、进入胞内．由于形变量很大，胞壁已很难分辨．随着形变量的增加，胞结构及取向发生显著的改变．当胞的取向改变到一定程度后，裂纹尖端附近的范性区发生明显的变薄，形成大面积均匀变薄区．此时，裂纹处于亚稳状态，不发生明显的扩展．一旦紧挨在裂纹尖端的高位错密度区破裂时，裂纹迅速地通过变薄区，而发生一突进．裂纹迅速扩展前，在裂纹尖端范性区没有观察到孔洞的形成．图 1 为裂纹尖端及其附近范性区透射电镜照片．从图 1 可以看出，当裂纹迅速扩展后，裂纹尖端曲率半径变小，裂纹尖端附近形成大面积均匀减薄区（A）．A 区和裂纹尖端之间是由于应力集中而形成的高位错密度，但因其取向变化较慢，引起变薄较慢，成了裂纹连续扩展的障碍．由于裂纹尖端范性区取向的改变，引起裂纹扩展方向局部变化，但仍有向原扩展方向转回的趋势．当裂纹扩展后，由于应力松弛，裂纹两边的位错结构发生改变，从原来的胞状结构变为网状结构．



图 1　裂纹的扩展及其范性区

↑：裂纹尖端位置；　T.D：为拉伸方向；　A：大面积均匀变薄区

当裂纹处于亚稳状态时，形变量仍在继续增加，不仅裂纹尖端的范性区逐渐扩大，裂纹尖端的曲率半径也逐渐加大．图 2 为磁带录像机所记录下来的裂纹处于亚稳状态时，尖端曲率半径的变化，图 3 为其示意图．

我们在动态观察中发现，裂纹的扩展基本上是以上述不连续方式进行的．裂纹尖端范性区厚度的变薄是由其柏氏矢量与试样膜面斜交的位错运动引起的．

六角金属在轧制中发生显著的择优取向，轧制表面平行于基面．我们所使用的试样也具有这样的取向特点．　α-Ti　中有三类不同的柏氏矢量：　**a** 型，**c** 型和 **a** + **c** 型．　其中只有 **a** + **c** 型柏氏矢量与膜面斜交．

在 α-Ti 的拉伸试验中，我们基本上只观察到了 **a** 型位错，与 Conrad 等[7]所观察到的结果相符．**a** 型位错本身不能使取向与基面接近于平行的试样变薄，但是在拉伸过程中，裂纹尖端范性区产生胞结构，胞壁由 **a** 型位错组成[8]．随着应变的加大，胞的取向发生显著改变．疲劳裂纹尖端范性区胞之间取向差最大可达 11.2°[9]．拉伸裂纹所受到的应力比疲劳裂纹大得多，范性变形也就大得多，因此拉伸裂纹尖端周围范性区内胞之间的取向差可能会比疲劳裂纹尖端周围范性区内胞之间的取向差大得多．由于这种取向变化的结果，**a** 型柏氏矢量就可能与膜面斜交，这类位错的运动就导致试样厚度的变薄．在裂纹尖端周围范性区内局部地区的取向变

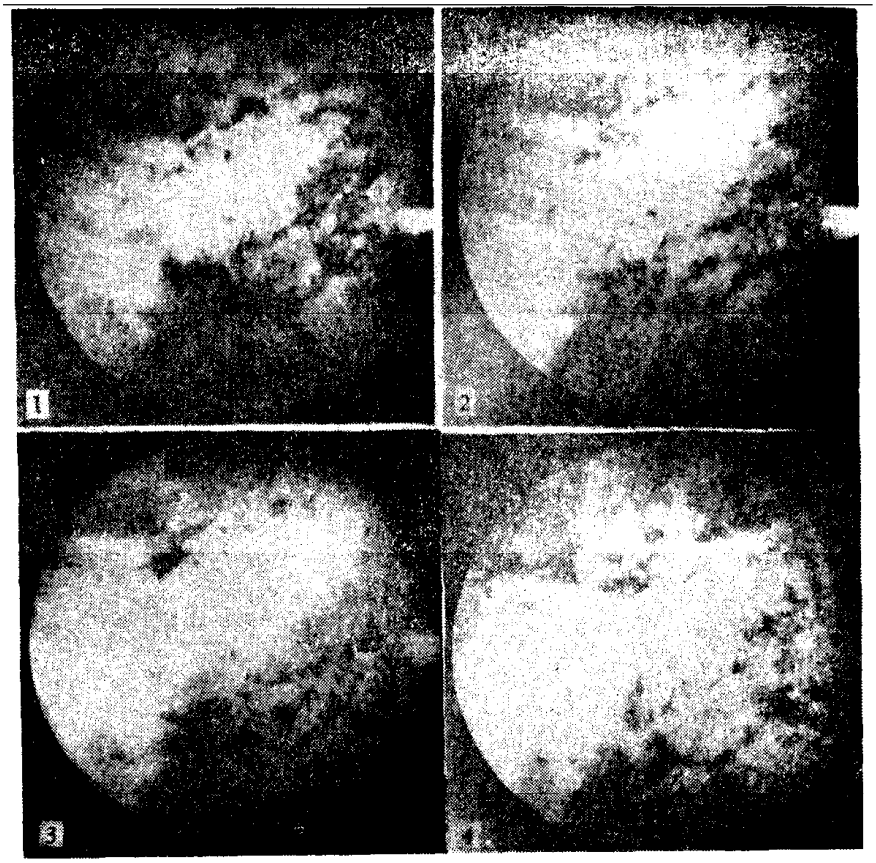


图 2　当裂纹尖端处于亚稳状态时，裂纹尖端曲率半径的变化

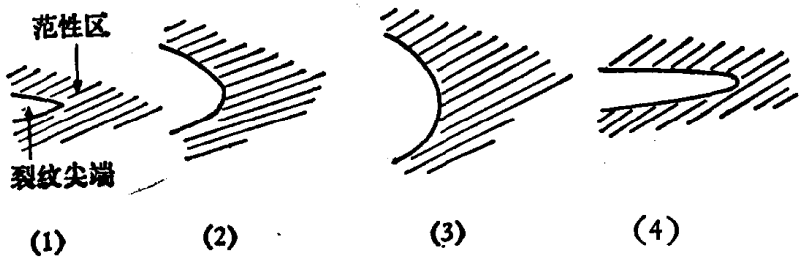


图 3　拉伸裂纹不连续扩展示意图

(1)—(3) 当裂纹尖端处于亚稳状态时，随着形变量的增加，范性区加大，裂纹尖端曲率半径也加大；

(4) 裂纹扩展一段距离后，又处于亚稳状态

化较慢，因而，其变薄较慢，这种区域成了裂纹连续扩展的障碍．当裂纹前沿到达此区域时，便处于亚稳状态，由于范性变形，裂纹尖端发生钝化，曲率半径逐渐加大．当裂纹尖端附近减薄到在拉伸应力下发生破裂时，裂纹便迅速通过均匀变薄区，从而引起裂纹的不连续扩展．α-Ti 中裂纹的这种不连续扩展方式可能与我们所使用试样的取向特征有关．

除了裂纹以上述不连续方式扩展外，在 α-Ti 中我们也观察到了裂纹以另一种不连续的方式扩展，即传播裂纹与微裂纹的联结．在拉伸应力作用下，局部具有高的表面自由能的地方，比如胞壁、亚晶界等处成为显微裂纹择优萌生的地方，可能产生微裂纹．也可能由裂纹尖端接近这些地方时，由于裂纹尖端具有高度的应力集中而诱发产生微裂纹，通过切变与主裂纹相联结，从而导致了裂纹的扩展．图 4 为微裂纹与主裂纹相联结的磁带录像．

然而在我们的观察中，试样内部出现微裂纹的几率非常小．与上述第一种裂纹的不连续

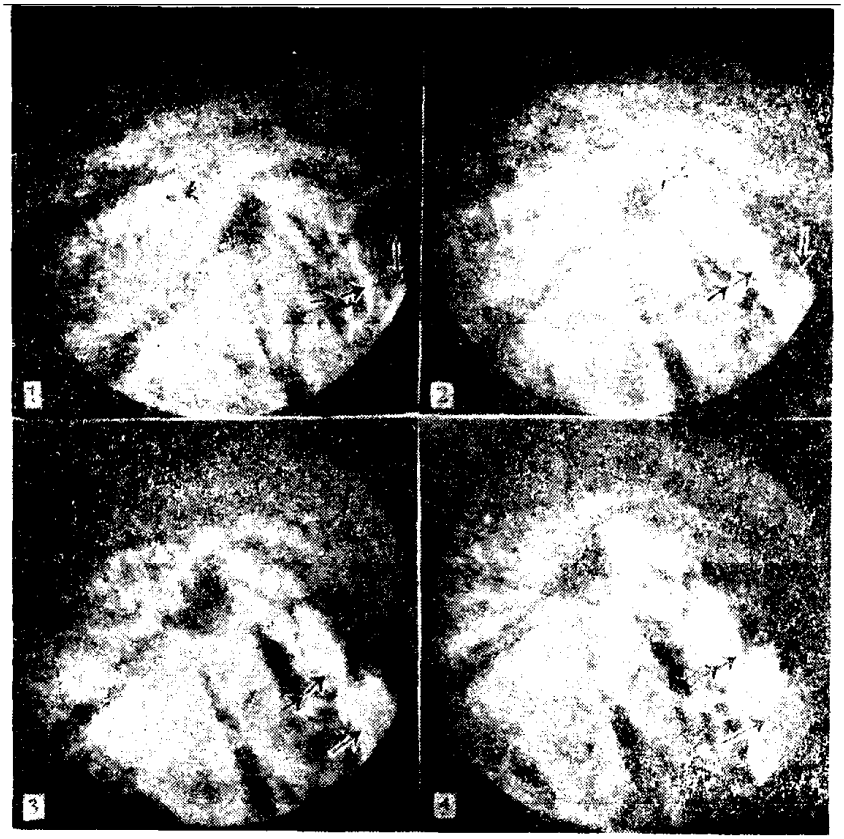


图 4　微裂纹与传播裂纹的联结过程

↑: 裂纹尖端;　⇑: 微裂纹

扩展相比由传播裂纹与微裂纹联结导致的裂纹扩展所占的比例也就非常小.

综上所述，我们在 α-Ti 中观察到裂纹通过两种方式不连续扩展：(1) 传播裂纹尖端前方产生大面积范性变薄区，在拉伸应力作用下传播裂纹克服其尖端附近的高位错密度区的阻碍后，迅速通过范性变薄区；(2) 传播裂纹与微裂纹联结. 这两种方式可以交替进行，但以第一种扩展方式为主. 这可能与试样的取向特征有关. 为了联系实际宏观断裂问题，需进一步研究不同取向、不同厚度试样中裂纹的扩展规律，从而了解实际材料中的断裂机制.

参　考　文　献

[1] Gardner, R. N. et al., *Mat. Sci. Eng.*, **29** (1977), 169.

[2] Imura, T., Yukawa, N., Saka. H., Nahara, A., Noda, K. & Ishrkawa, I., High voltage electron microscopy, *Proceedings of the Third International conference* (edited by Swann, P. R. et al.), Academic Press, 1974, 199.

[3] Campany, R. G. et al., *Metal Science*, **10**(1976), 261.

[4] Bauer, R. W., Geiss, R. H., Lyles, R. L. & Wilsdorf, H. G. F., Electron *Microscopy and Structure of Materials* (edited by Thomas, G. et al.), University of California Press, 1972, 85.

[5] Bauer, R. W. et al., *New Applications and Extensions of the Unique Advantages of HVEM for Physical and Material Research* (edited by Imura, T. & Fisher, R. M.), Nagoya, Japan, 1977, 102.

[6] Imura, T., High voltage electron microscopy, *Proceeding of the Third International Conference* (edited by Swann, P. R. et al.), Academic Press, 1974, 179.

[7] Conrad, H., Okasaki, K., Gadgil, V. & Jon, M., *Electron Microscopy and Structure of Materials* (edited by Thomas, G. et al.), 438.

[8] Stevenson, R., Breedis, J. F., *Acta Met.*, **23**(1975), 1419.

[9] Lukas, P. et al., *Phil. Mag.*, **20**(1969), 799.

IN SITU OBSERVATION OF CRACK GROWTH IN α-Ti UNDER TENSILE LOADING BY HVEM

He Yi-zhen (何怡贞), Li Yong-hong (李永洪), Zhang Li-de (张立德),
Li Zong-quan (李宗全) and Tian Feng-zuo(田凤祚)

Abstract

This paper presents the preliminary results obtained from the in situ observations of the propagation of tensile cracks in HVEM (JEM-1000). It is shown that the cracks propagate essentially in two ways: (i) During tensile loading, a large plastic thinning zone is formed near the crack tip. When the crack overcomes the area between the tip and the thinning zone, it propagates with great speed. (ii) The main crack propagates by a mechanism of coalescence of microcracks in the vicinity of the crack tip.