

位错、裂纹与断裂*

龙期威 熊良钺

中国科学院国际材料物理中心 沈阳 (邮政编码110015)
中国科学院金属研究所

摘要 本文评述近些年来在位错、裂纹与断裂方面的研究进展。内容主要包括：①以屈服强度温度依赖性为例，讨论力学性能的结构敏感性，使其对位错芯结构与塑性之间的关系有一定的认识；②纯弹性断裂总是极少的，因之在加载应力作用下，裂纹顶端总是存在着或大或小的塑性区，存在着裂纹与位错的交互作用。这里以我们自己的工作为主，重点讨论裂端位错过程的研究结果。

关键词 位错芯；裂纹；裂纹位错；裂端塑性区；位错象力

1 引言

金属的缺陷与力学性质这个领域近20多年来在学术上发展得很慢。然而，现代物理的发展却日新月异，前沿知识更新得十分迅速。“昨天的物理成为今天的技术”，许多50、60年代金属物理的内容，今天已经大量渗透到现代材料科学技术知识之中。现代技术对材料的要求越来越高，有相当多的问题看起来是工程技术的（或者化学工程、生物工程的），其中却隐含着深刻的物理内容。断裂物理问题便是一个典型的例子。F. Seitz, D. Turnbull & H. Ehrenreich 主编的《固体物理——研究与应用进展》第39卷（1986）发表了Thomson^[1]撰写的“断裂物理”综述论文，1989年Trieste国际理论物理中心举办了一次断裂物理专题讨论会。这说明，现代物理知识向技术领域的渗透是一个值得注意的国际学术动向。

大家知道，晶体材料的强度来源于原子间相互作用。但实验观察到的强度又比从原子间相互作用计算出的理论强度要低几个数量级，其原因在于位错和裂纹这一对孪生的点阵缺陷。要理解断裂的本质就必须研究位错与裂纹。本文将评述近些年来这方面的研究进展。

2 原子间相互作用、位错芯与塑性

当位错运动时，仅位错芯上的原子有较大的位移。因此很早就有人指出研究位错运动需要对原子交互作用有适当的了解^[2]，并预见到了位错芯结构可能的重要性^[3-5]，但都认为位错中心区的量子力学处理非常困难，并以为力学性质的许多问题只需要将位错的应力场当做弹性连续介质处理，考虑其远程作用，已可以得到满意的解释^[2,6]。很长时间，这方面的工

* 本工作得到中国科学院重大科研项目（87-52）支持。

作没有引起更多人的注意。

60年代初,发现位错连续理论的框架不能解释 BCC 金属的一些塑性行为,于是对位错芯原子结构的兴趣又复苏了^[7]。显然, FCC 与 BCC 金属之间塑性行为的不同,必然联系到它们的点阵结构及由之产生的位错芯结构之间的不同,而不是长程应力的不同。

当时我们也指出了研究晶体缺陷中原子相互作用对力学性质的重要性^[8],并以 BCC 金属的屈服现象为例,用原子间相互作用的方法具体分析了屈服强度的温度依赖性^[9-12]。

2.1 屈服强度的温度依赖性

对体心立方金属,早在60年代前就提出过许多屈服应力和温度的依赖关系。计有:

① Cottrell-Bilby^[13] 的复杂函数关系; ② Fisher^[14] 简化了的 $\sigma \propto T^{-1}$; ③ Cottrell^[15] 后来提出的 $\sigma(T) = \sigma(0) - kT^{1/3}$; ④ Haasen^[16] 根据 Cottrell 模型提出的 $\sigma \propto k/T^2$; ⑤ Seeger^[4]

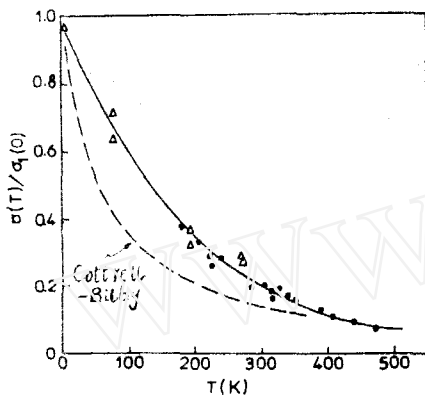


图1 $\sigma(T)/\sigma(0)-T$ 关系^[9]

关于切割位错林的 $\sigma = A - BT$; ⑥ Petch^[17] 等关于派-纳力的 $\sigma(T) = \sigma(0)e^{-BT}$ 。关于铅单晶临界剪应力的实验指出^[9],前5种规律性都不符合,实验数据在一定温度范围内近似指数关系,因此与后一种相近。图1表示 $\sigma(T)/\sigma(0)-T$ 关系,可以看出实验数据符合指数关系,而与 Cottrell-Bilby 的关系曲线偏离很远,但由于 B 的数量级及其随固溶体内杂质浓度变化这一点不能用派-纳力解释,因而提出了杂质原子与位错中心原子成键的模型,很好地说明了实验现象^[9]。

杂质原子和运动位错中心原子成键的形成和破坏过程,对位错运动起障碍作用,克服这个障碍需要一定的应力,这个应力即摩擦应力。如采用 Morse 近似势函数表示这种键合作用,则

$$U_e = D\{\exp[-2\alpha(r-r_0)] - 2\exp[-\alpha(r-r_0)]\} \quad (1)$$

其中 r_0 代表平衡状态下杂质原子与位错中心原子的距离,受剪应力作用后变为 r , $-D$ 表示平衡状态下的 U_e 值, α 为 Morse 势函数参数。这样在某一确定温度范围内(100—500K)得到一近似的指数规律

$$\sigma(T) = \sigma_0 e^{-BT} \quad (2)$$

其中

$$B = (\alpha/2r_0)(\bar{u}^2/T) \quad (3)$$

这里 \bar{u}^2 是位错线热振幅的均方值。姜健^[18]已经计算了多钉扎点情况下的 \bar{u}^2 :

$$\bar{u}^2 = 2kT/(E\pi^2/L + P\tau l) \quad (4)$$

这里 E 是位错的线能量,近似等于 $Gb^2/2$, b 是柏格斯矢量, G 是剪变模量, L 是位错线的长度, P 是均匀分布在 L 上的杂质原子数, l 为原子的作用范围,接近于 b , τ 是称作摩擦应力参数的常数。上述分析与碳浓度对 α -Fe 屈服强度温度依赖性的影响的实验结果^[12]符合得很好^[10]。

把上述的模型与前人提出的6种关系作一比较,就会注意到前5种理论的共同特点是都没有考虑位错芯的点阵结构,而③及上述的模型则是计及位错芯原子之间的相互作用的。通

过分析使我们进一步认识到屈服应力的温度依赖关系与位错芯结构密切相关。

2.2 位错芯的模型及其他

在位错理论的早期阶段就已经发展了几种位错芯模型^[20,21]。在这些模型中都假定位错芯是平面的，即只在它的滑移面上扩展，其原子结构的存在仅仅在它沿滑移面位移时，晶体能量的周期依赖性上有反映，而没有进一步考虑原子间相互作用的细节。基于这些模型计算得到的点阵摩擦应力（通常称为 Peierls 力）很小，为 $10^{-5}G$ 的量级^[21-23]。它的值比通常测量得的屈服强度低得多。在通常的位错长度下，它很容易为位错线的热振动所克服^[24]。1960 年 Hirsch 首先提出在 BCC 金属中螺位错芯是非平面的^[25]，而 FCC 金属中位错芯总是平面的。由于位错芯结构的差别造成了 FCC 与 BCC 金属的许多塑性性质的不同。紧接着的许多研究，特别是位错芯原子结构的计算^[26,23,7]，证明了这种提法原则上是正确的。当然不只 BCC 材料才是位错芯为非平面的材料，其他如 HCP 金属的非基面位错，金属间化合物有序合金及非金属材料中也出现位错芯为非平面的情况^[23,27]。这种位错芯结构在位错的可动性方面起着极其重要的作用。关于某些金属间化合物中螺位错芯结构的具体讨论请参看 Vitek^[28] 的评述性文章。

近些年来计算机的广泛应用，使得大量的数值计算工作变成可能，发展了许多位错芯的计算机模型。Bullough 和 Tewary^[29]，Duesbery^[30] 已先后详细评述了这些模型。

从实验上看，位错芯对塑性性质的影响有两个主要的标志：一是如上所述屈服强度（或临界剪应力）存在着强烈的温度依赖性；二是在一定的位错亚结构的条件下，塑性性质存在着取向依赖性，这种依赖性也是对 Schmid 定律（临界剪应力定律）的偏离^[30]。

现在看来，在大多数材料中，位错芯结构对塑性性质有明显的影响。把位错芯理论与实验研究结合起来已能对许多情况下的物理现象作出令人信服的一致解释，但更多的例子却表明需要进一步的工作^[31]。

3 位错与裂纹

最近，Thomson^[1,32] 曾提议在晶体的基本不完整性中应该加进裂纹，且裂纹和位错一起构成理解结晶材料力学失效的一个完全系。

考虑极端韧性材料与极端脆性材料的失效情况。当外加应力大于弹性极限时，极端韧性的材料会象软糖一样发生塑性流变，最后在缩颈处分开，如图 2 所示。它仅含位错过程，常称为塑性断裂。相反对极端脆性的材料，则失效时完全观察不到位错的激活，只是由单个尖解理裂纹在外力作用下刚性地扩展过样品而出现解理断裂，示意如图 3。在非极端情况的实际材料中强度和韧性都与位错的各种各样的交互作用有关，其中主要包括位错与裂纹的交互作

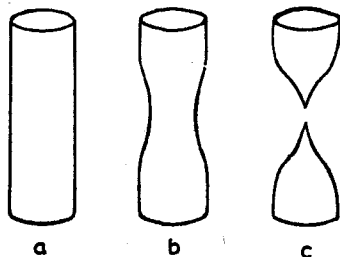


图 2 极端韧性的材料受拉时，出现缩颈后分开^[1]

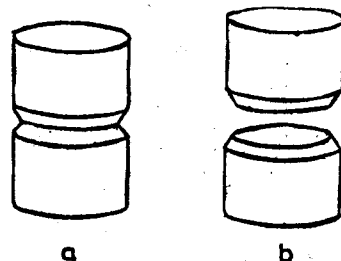


图 3 极端脆性的材料受拉时，在有缺口处解理断裂^[1]

用。裂纹同位错一样也是实际强度低于理论强度的关键因素。考虑原子形式的尖解理裂纹(图4),这种裂纹具有原子尺寸的尖端,且其应力达原子键的张力强度量级。当裂纹通过晶体时,原子键力一次接一次地逐渐断开,直至整个晶体解理成两半。这与位错运动使晶体

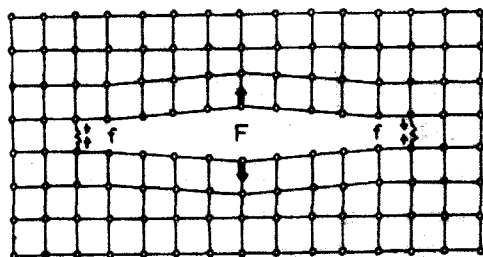


图4 二维方点阵中央裂纹的示意图。外力 F 作用在裂纹中心, f 是两裂纹尖端上的原子间相互作用力(键力),且是非线性的^[1]

滑移,在渐进的方式上有类似之处。因此我们说位错和裂纹是一对孪生的晶体缺陷,它们在材料科学中起着极其重要的作用。

人们早就借助金属物理中的位错理论,从微观的角度来加深对宏观裂纹断裂的认识。位错和裂纹之间有许多相似之处^[33]。如:①同上所述,它们都是实际强度低于理论强度的本质因素。由于固体中存在位错,产生塑性变形的剪应力会比完整晶体整体滑移的小得多;由于材料中有裂纹,造成实际断裂应力比无裂纹材料的理想抗张强度小。②都可以当作线缺陷处理,并常简化为平面问题。③在位错中心或在裂纹顶端附近连续介质模型均失效,需要考虑它的点阵结构。④从连续介质弹性理论分析看,加到位错上的力和加到裂纹顶端上的力在数学形式上是相同的,和作用到弹性奇点上的力的普遍表达式一致,等等。当然,位错和裂纹还有各自的特点,即:①位错有自己的应力场,对裂纹不加外应力则不存在应力场;②裂纹有被剖开的自由表面,位错没有。但这些不妨碍用一群位错来描述一个裂纹。由于裂纹与位错之间的区别,这一群位错只能是描述裂纹的一个模型,并不是通常的真实位错,但它产生的应力场却和那里有一群真实的位错一样,并称这群位错为裂纹位错。这样,加载裂纹的应力场就变成无裂纹时材料受载引起的应力场和加载引起的裂纹位错应力场的叠加。

4 裂端位错过程的研究

60年代以来裂纹顶端区域的研究得到了发展。1963年 Bilby, Cottrell 及 Swinden^[34]把裂纹位错的概念推广到弹塑性介质,得到了有意义的结果,被称为 BCS 模型。1980年 Ohr^[35]领导的美国橡树岭国家实验室的一个研究组,首先报道了用透射电镜中原位拉伸装置对薄膜试样的研究结果,观察到在紧靠裂纹尖端处存在着无位错区,而不同于由 BCS 模型计算得的结果。这从实验上对 BCS 理论提出了怀疑。这一发现引起了学术界普遍的关注,许多研究集体争相从理论上与实验上进行研究。这里应该提到的还有美籍华人李振民(J. C. M. Li)^[36,37]领导的小组,他们用计算机模拟方法研究了在半无限裂纹顶端无位错区存在的条件,并得到发射位错的临界应力强度因子越大和位错运动摩擦力越小,无位错区越大,越容易观察到的结论。到目前为止已有许多这样的计算结果,它们看起来好象和无位错区电子显微镜观察定性相似,但都是先假设存在一无位错区然后再以它为边界条件得出的,计算中包含着一些人为了假定或经验的性质。且计算方法与原 BCS 模型差别不大^[38]。

1982年以来,我们也在这方面作了一些工作,总起来说有下列几个方面。

4.1 改进 BCS 模型, 计算类裂纹应力作用下位错的平衡分布^[39,40]

通过分析发现 BCS 模型的最大问题是过于简单地用连续介质力学处理既不连续(在裂纹与介质的界面), 又不均匀(把裂纹和介质看成两种材料并把它们放在一个系统中)的系统。改进的办法是把处理的系统限制在塑性区, 把因裂纹产生的集中应力当作外加到本系统中的应力来看待, 并叫作类裂纹应力, 且暂不考虑裂纹尖端形状的变化^[40]。于是问题简化成在一个均匀应力加载下的连续介质中的位错系统, 且有一个类裂纹应力场作用在它的一端, 看起来就象在它的一端存在一个不变的裂纹。已经通过应力平衡计算了系统中的位错分布函数 $D(x/c)$ ^[39]:

$$D\left(\frac{x}{c}\right) = \frac{\sigma_1}{\pi^2 A} \left[\left(\frac{a}{c} - \frac{x}{c} \right) / \left(\frac{x}{c} \right) \right]^{1/2} (1-a)\pi \times \left\{ 1 - \left[\sqrt{\frac{a}{c}} / \left(4\sqrt{\frac{a}{c} - \frac{x}{c}} \right) \right] \ln \left[\left(\sqrt{\frac{a}{c}} + \sqrt{\frac{a}{c} - \frac{x}{c}} \right) / \left(\sqrt{\frac{a}{c}} - \sqrt{\frac{a}{c} - \frac{x}{c}} \right) \right] \right\} \quad (5)$$

式中 $A = \mu b / 2\pi$, μ 为剪变模量, b 为位错的柏格斯矢量, $a = \sigma^\infty / \sigma_1$, σ^∞ 是加载应力, σ_1 是位错运动阻力, a 为塑性区尺寸, c 为裂纹半长度, x 是到裂端的距离。图 5 示出了位错密度和裂端距离(以 c 为单位)的关系曲线。由曲线显示出在接近裂端处存在负位错区, 然后位错密度升高到一个极大值, 并在塑性区的边界下降到零。除了出现负位错区之外, 它定性地类似于 Chang 和 Ohr^[41] 的计算结果。

4.2 关于裂纹外位错源的作用

过去大多数理论仅讨论裂纹尖端发射位错对裂端状态的影响, 很少讨论裂纹外部位错源在裂端过程中的作用。事实上, 外部位错源在裂纹体中几乎总是存在的, 且当它足够靠近裂纹时, 甚至在裂纹源没有启动之前, 应力集中就可能使它们启动。裂纹外位错源的启动, 当然会产生负位错(或者说柏格斯矢量异号的位错)。部分负位错在类裂纹应力场作用下移向裂端, 形成负位错区。Ohr^[42] 已实验观察到在紧靠裂端处存在负位错, 这对我们的理论结果^[39] 是一个强有力的支持。周舒甲与龙期威^[43] 已用超位错对模型详细讨论了外源位错对裂端过程的影响。龙期威与邓开明^[44] 计算了由外源产生的位错在裂端的分布, 这个计算的特点是考虑了裂纹表面对位错的象力。计算结果表明: ①位错平衡分布曲线的形状与仅在类裂纹应力作用下的相同; ②负位错区依然存在, 而且随象力的增大而增大。

4.3 提出在裂纹前端形成无位错区的位错湮没机理^[38,40]

上述在类裂纹应力作用下位错平衡分布的计算中没有考虑实际裂纹尖端的变化。事实上虽然作用在位错上的力是相互平衡的, 但这个系统不是处在热力学能量最低的状态, 这里负位错可以同裂纹位错湮没(或者说位错跑到裂纹表面), 从而使裂纹尖端钝化, 产生一个新表面。新表面的比表面能约为 γ , $b \approx Eb^2/20$, 而单位长度位错的自能为约 μb^2 , 它大于 γ , b , 这样外源发射的负位错被吸引到裂纹尖端并钝化裂纹产生新的表面, 消耗掉一部分由位错湮

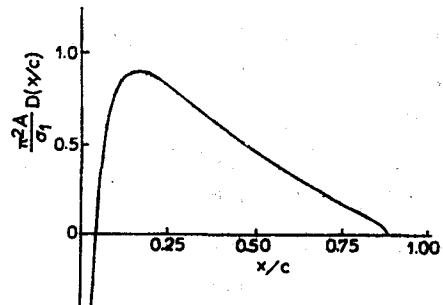


图 5 在类裂纹应力场作用下, 塑性区中位错的平衡分布^[39]

没所得到的能量。这个过程将一直持续到由位错湮没得到的能量同位错运动和产生新表面所消耗的能量达到平衡为止。此过程完成之后,在紧靠裂纹尖端处就会留下一个无位错区或低位错密度区。而发射的正位错则运动到远离裂纹尖端而停留于它在滑移面上的平衡位置。

当然裂纹作用在正位错上的象力也影响无位错区的形成^[41,46],并且在这种讨论的基础上导致了許多重要概念,诸如位错发射、脆性韧性转变等^[1]。但当外部位错源起主要作用时,用上述的位错湮没机理解释无位错区现象,可能更实际一些。

4.4 计算有限长度裂纹对位错的象力

在所有解释无位错区形成的理论中,都包含有裂纹表面对位错的象力的因素,因此象力的计算在裂端位错过程中有重要意义。

关于无限长度裂纹对位错的象力,在70年代就有人算过^[46,47],但计算结果存在两个问题:①通常裂纹都是有限长度的,无限长裂纹的计算结果应用面窄;②计算结果得出裂纹的象力效果和自由平面的效果一样。实际上非常尖的裂纹面和平面一样很难理解。龙期威等^[48]1984年的计算指出半无限长的尖裂纹所引起的位错象力只有平面的一半,即

$$F_{\xi} = -\mu b^2 / 8\pi\xi \quad (6)$$

其中 ξ 为位错至裂端的距离。而有限长度尖裂纹对位错的象力可以在半无限长裂纹的基础上利用保角变换方法得到:

$$F_{\xi} = -\mu b^2 c / 3\pi\xi(c + \xi) \quad (7)$$

其中 c 为裂纹半长度,1988年周舒甲与龙期威^[49]计算了裂尖具有一定曲率半径的有限长度裂纹对位错的象力,得到了更精确也更复杂的象力公式。

4.5 用裂端的位错过程分析了材料几何形状和韧性行为的关系

在裂纹顶端位错平衡分布的计算中,我们^[50]首次考虑了有限宽度样品自由边界位错象力的影响。计算结果发现外加应力水平存在着一个临界值,当外加应力水平小于这个临界值时,样品自由边界对位错的象力增大位错的分布区,即扩大塑性区,当外加应力水平大于这个临界值时,就出现韧带屈服。这个结果与正电子湮没实验的分析是一致的^[51]。进一步,把样品体积和其总表面积之比(称为体表比, V/A),韧带宽度和裂端塑性区大小联系起来^[52,53]。通过计算发现韧带宽度窄,体表比小的样品,自由边界对位错分布的影响就大,塑性区扩展得大,从而使材料会有更好的韧性行为。其中关键因素是样品自由边界作用在位错上的象力,而体表比则一般地能反映象力对塑性区大小影响的程度,体表比小的韧性较好,因而可用体表比作为构件脆性行为的指标,并使微观理论与实际工程构件的宏观行为结合了起来。

总之,由于宏观线弹性断裂力学不能处理如弹塑性断裂等不可逆过程,这类问题的解决需要借助于裂纹尖端状态的研究,因此裂端过程的研究尚在向纵深发展。如王中光^[54]、陈道伦^[55]等采用了我们改进的BCS模型^[38,39],通过裂尖张开位移(GOD)计算了疲劳裂纹扩展的门槛值,计算结果与实验值符合较好。

近年来在断裂的研究中引进了一些新的概念。例如,分形(fractal)的概念可以帮助人们去揭示难于用其他方法发现的自然规律^[56]。自从Mandelbrot等人^[57]指出,虽然金属断口不是严格的分形几何,但它与分形结构极为相似,之后,已有不少的理论与实验研究使我们相信分形分析是描述材料断口特征的有效方法^[58],且可以把断裂表面的分形维数与断

裂力学联系起来^[57,58]。

作为物理工作者,很自然地希望有更多的工作能从裂纹与位错的原子性方面去研究断裂问题,这方面的进展请看[60]。

有关位错、裂纹与断裂的问题很多,上面介绍的仅是笔者工作中接触到的部分。

参 考 文 献

- 1 Thomson R. in *Solid State Physics* V39(1986): 1
- 2 Mott N F. *Dislocations and Properties of Real Materials*, ed. M H Loretto, London: The Institute of Metals(1985): 7
- 3 Cottrell A H (葛庭燧译). 晶体中的位错与范性流变. 科学出版社 (1960)
- 4 Seeger A. in *Dislocation and Mechanical Properties of Crystal* (1957): 243
- 5 Leibfried G. in *Dislocation and Mechanical Properties of Crystals* (1957): 495
- 6 Cottrell A H. *Theory of Dislocation in Crystals* (1964)
- 7 Chistian J W. *Metall. Trans., A* 14 (1983): 1237
- 8 龙期威. 物理学报, 17, 8(1961): 263
- 9 —, 何青, 周敬. 物理学报, 21, 6 (1965): 1264
- 10 —, 邹本三, 姜健. 科学通报, 6 (1965): 555
- 11 周敬, 何青, 邹本三, 龙期威. 科学通报, 17, 11 (1966): 497
- 12 何青, 熊良铤, 龙期威. 科学通报, 17, 11 (1966): 500
- 13 Cottrell A H, Bilby B A. *Proc. Phys. Soc., A* 62 (1949): 49
- 14 Fisker J C. *Trans. Amer. Soc. Met.*, 47 (1955): 451
- 15 Cottrell A H. *Trans. Amer. Inst. Min. (Metal) Eng.*, 212 (1958): 192
- 16 Haasen P. *Internal Stresses and Fatigue in Metals*. Elsevier Amsterdam (1959): 205
- 17 Peitch N J. *Phil. Mag.*, 3 (1958): 1089
- 18 Jiang J. *Proc. Int. Workshop on Phys. of Mater.*, Shenyang, P. R. China (1989): D7
- 19 —, Xiong L Y, Zhu Jie, Lung C W, *ibid* (1989): B12
- 20 Peierls R. *Proc. Phys. Soc.*, 52 (1940): 34
- 21 Nabarro F R N. *ibid*, 59(1947): 256
- 22 Hirth J P, Lothe J. *Theory of Dislocations*. New York, John Wiley (1982)
- 23 Vitek V. *Dislocations and Properties of Real Materials*, ed. M H Loretto, London: The Institute of Metals (1985): 30
- 24 Friedel J. *Phil. Mag.*, A 45 (1982): 271
- 25 Mitchell T E, Foxall R A, Hirsch P B. *ibid*, 8 (1963): 1895
- 26 Vitek V. *Crystal Lattice Defects*, 5 (1974): 1
- 27 Esaig B. *J. Phys.(Paris)*, 35 (1974): C7-151
- 28 Vitek V. *Phil. Mag.*, A 58, 1 (1988): 193
- 29 Ballugh R, Tewary V K. in *Dislocations in Solids*, V2, ed. F R N Nabarro, North-Holland, Amsterdam (1979): 1
- 30 Duesbery M S. in *Dislocations in Solids*, ed. F R N Nabarro, North-Holland, Amsterdam(1988):68
- 31 Vitek V. in *Proc. Symp. on Dislocations and Properties of Real Materials*, London, 1984 (Institute of Metals, London, 1986): 30
- 32 Thomson R. *Proc. Int. Workshop on Phys. of Mater.*, Shenyang, P. R. China. (1988): 1
- 33 龙期威, 董连科. 微观与宏观相结合的断裂力学(第45期《应用数学和力学》讲座讲义) (1986): 120
- 34 Bilby B A, Cottrell A H, Swinden B. *Proc. Roy. Soc., A* 272 (1963): 304
- 35 Ohr S M, Nayayan J. *Phil. Mag.*, A41 (1980): 81
- 36 Li J C M. *Scripta Met.*, 20 (1986): 1477
- 37 Zhao R H, Li J C M. *J. Appl. Phys.*, 58 (1985): 4117
- 38 龙期威, 熊良铤. 物理学报, 33, 6 (1984): 755
- 39 Lung C W, Xiong L Y. *Phys. Stat. Sol.*, (a) 77 (1983): 81
- 40 —. ICTP, Trieste, Preprint (1988): IC/88/130
- 41 Chang S, Ohr S M. *J. Appl. Phys.*, 52 (1981): 7174
- 42 Ohr S M. *Scr. Metall.*, 21 (1987): 1681
- 43 Zhou S J, Lung C W. *J. Phys.: Condens. Matter.*, 1 (1989): 2297

- 44 Lung C W, Deng K M. *Theor. and Appl. Fracture Mech.* **11** (1989): 209
- 45 Ohr S M, Chang S. *J. Appl. Phys.*, **53** (1982): 5645
- 46 Rice J R, Thomson R. *Phil. Mag.*, **29** (1973): 73
- 47 Asaro R J. *J. Phys. F: Met. Phys.*, **5** (1975): 2249
- 48 Lung C W, Wang L. *Phil. Mag.*, **A50** (1984): L19
- 49 Zhuo S J, Lung C W. *J. Phys. F: Met. Phys.*, **18** (1988): 851
- 50 Liu S, Xiong L Y, Lung C W. *Phys. Stat. Sol.*, (a) **99** (1987): 97
- 51 Jiang J, Xiong L Y, Lung C W, Ji G K, Liu N Q, Wang S Y, in *Positron Annihilation*, eds. P G Coleman, S C Sharma, L M Diana, North-Holland (1982): 469.
- 52 Lung C W. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **20** (1987): 1143
- 53 —, Xiong L Y, Liu S. in *Proc. Int. Symp. on Mech. and Phys. of Energy Density*(in Greece, July, 1989): 162
- 54 Wang Z G, Chen D L, Jiang X X, Shieh C H. *Phil. Mag. Lett.*, **59** (1989): 309
- 55 陈道伦. 双相钢门坎值附近疲劳裂纹的扩展行为 (中国科学院金属研究所博士论文) (1989): 192
- 56 Wang X W, Deng L K, Xiong L Y. *J. Phys: Condens. Matter*, **2** (1990): 3879
- 57 Mandelbrot B B, Passoja D E, Paullay A J. *Nature*, **308** (1984): 721
- 58 Underwood E E, Banerji K. *Mater. Sci. Eng.*, **80** (1986): 1
- 59 Lung C W. *Fractal in Physics*, eds. L Pietronero and E Tosatti, North-Holland, Amsterdam (1986): 189
- 60 Thomson R. et al. *Fundamentals of Fracture. Program and Abstract Book of ICFF-3*, June 19—24, 1989, Irsee, Germany

DISLOCATION, CRACK AND FRACTURE

Long Qi-wei (C W Lung) Xiong Liang-yue

International Centre for Material Physics, Academia Sinica, Shenyang
Institute of Metal Research, Academia Sinica, Shenyang

Abstract This article reviews the recent advances in dislocation, crack and fracture. The main contents include: (1) Taking the temperature dependence of yield strength as an example, we discuss the structure sensitivity of mechanical property in order to understand the relationship between the structure of dislocation core and plasticity; (2) Pure elastic fracture is always rare, so that under the action of stress, a plastic zone (large or small), and interactions between crack and dislocations always exist at the crack tip. Here, mainly based on our own work, we discuss the research result of the dislocation process at crack tip.

Keywords *dislocation core; crack; crack dislocation; plastic zone at crack tip; dislocation image force*