

压痕诱发 GaAs 和 Si 晶体塑性、损伤与断裂

徐永波

(中国科学院 金属研究所, 沈阳国家材料科学实验室, 沈阳 110016)

摘要: 对压痕诱发脆性材料塑性、损伤与断裂研究进行总结, 并结合与之有关学科研究进展予以评述. 主要结果: 微压痕诱导硅和砷化镓晶体的纳米和非晶转变, 并发现这一转变的临界应力; 转变过程是由切应力, 并非静水压力控制; 电子辐照诱导非晶晶化, 并发现晶化临界条件; 晶化速率与电流密度有关; 压痕诱发的裂纹尖端不是原子尖的, 其萌生与扩展伴随位错的产生, 并由此引发点阵的畸变, 并产生 1~2nm 宽非晶带; 裂纹扩展沿非晶带发生, 而非裂纹前方原子键相继断裂的结果; 经傅立叶变换和逆变换发现, 裂纹尖端变形显示出各向异性.

关键词: 微压痕; 高分辨电镜; 晶化与非晶化; 裂纹尖端结构; 傅立叶变换与逆变换

中图分类号: TB333

文献标识码: A

Indentation-induced Plasticity, Damage and Fracture in Si and GaAs Single Crystals

XU Yong-Bo

(Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Investigations of the plasticity, damage and fracture induced by micro-indentation are reviewed. The principal findings are: (a) Micro-indentation may induce a transition from crystalline to nano-crystalline and amorphous structure, and there is a critical stress for this kind of transition. The shear stress, rather than the hydrostatic stress is proposed to be attributed to this transition. (b) There is a critical current density for the crystalline nucleation, and it is no related to the irradiation-induced temperature rise. (c) The crack-tip produced dislocations by during indentation is not atomically sharp, leading to crystal lattice distortion, and even to a transition from a crystalline lattice to disordered structure. An amorphous band with a width of 1-2nm between crack-walls is formed, and the crack propagation is then along the amorphous band, rather than sequential rupture of the cohesive bonds. (d) Fast Fourier Transformation (FFT)-SAED and corresponding Inverse-Fast Fourier Transformation (IFFT) fringe images from different lattice planes in selected areas of the crack-tip show that deformation around the crack-tip deformation is anisotropic.

Key words: micro-indentation; HRTEM; crystallization and amorphization; crack-tip structure; Fast Fourier Transformation (FFT) and Inverse-Fast Fourier Transformation (IFFT)

IC 技术是推动国民经济和社会信息化发展最主要的高新技术, 也是改造和提升传统产业的核心技术. 其发展离不开基础材料如单晶硅和砷化镓等半导体材料的发展与应用. 随着国际竞争日趋激烈, 在信息材料开发与应用中, 对其质量控制将愈加严格. 在集成电路制造过程中都可能发生故障, 如材料缺陷、设备故障和微粒子磨损等. 压痕技术, 常常用来研究和评价材料力学行为以及形变、损伤等可靠而易行的方法, 其最初应用可追溯到 19 世纪后期, Hertz

最早开始压痕应力场研究, 并随后建立了载荷与接触直径之间的定量关系^[1]. 经历长期发展, 压痕实验已成为材料性能表征的标准方法. 上世纪 50 年代, Tabor 和 Mott 曾对压痕实验进行详细总结^[2-3]. 80 年代, 超低载荷(纳米压痕)问世可在纳米尺度研究材料的力学性能. 伴随压痕技术不断改进, 并与电镜显微术结合, 进一步拓宽其应用领域, 压痕技术在材料缺陷和质量评估与控制方面的作用不可替代^[4-11].

本综述中的主要结果是选用[110]和[001]取向

硅以及 $[110]$ 取向砷化镓单晶片,在超显微硬度仪上进行压痕实验.具体试样制备和技术,观察方法以及载荷选取等可参考文献[12-13].

1 变形结构

1.1 位错

图1示出了在硅(a)和砷化镓(b)单晶片上的压痕平视明场像.可以看出,在压痕的周围除了消光轮廓外,规律地分布大量位错.图2为硅单晶体压痕的侧面像.图中标记A的灰色区为非晶层.插入的(a)、(b)和(c)分别对应于B、D和E位置.从显示的衬度判断,它们属于不同位错组态(标为B、C、D、E),具有不同的性质.图3是载荷在 (110) GaAs 单晶面压痕明场像.它由四组长臂和短臂位错构成,类似于 Warren 等采用腐坑方法研究的结果^[14](见图4).As 原子沿 $[110]$ 方向在 $(\bar{1}\bar{1}1)$ 和 $(\bar{1}1\bar{1})$ 面上运动,属于长臂玫瑰型 α 型位错,而Ga则沿 $[1\bar{1}0]$ 方向在 $(11\bar{1})$ 和 $(\bar{1}\bar{1}1)$ 面上运动,即所谓的短臂玫瑰型 β 型位错. Choi 等采用蚀坑法测定位错速度发现, α 位错速度比 β 位错高一个数量级,从而解释了这种玫瑰型位错形成的原因^[15]. Roberts等认为,高密度位

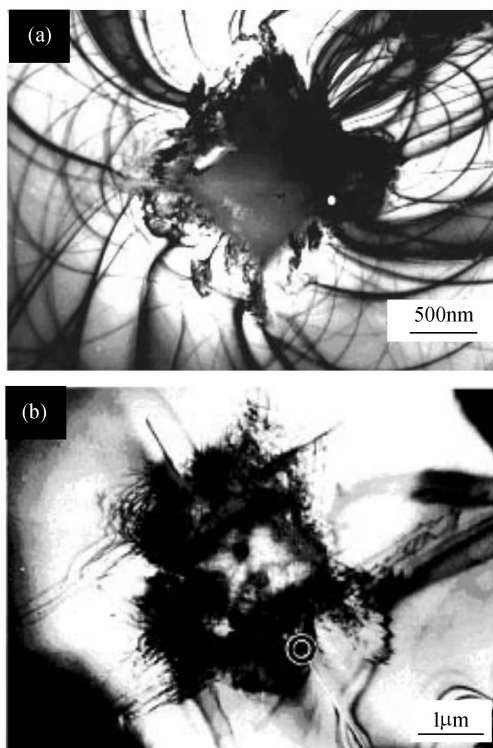


图1 (110) Si 单晶面上(a)和 (110) GaAs(b)单晶面压痕明场像^[12-13]

Fig. 1 Bright-field of an indented region on the surfaces of Si(a) and GaAs(b)^[12-13]

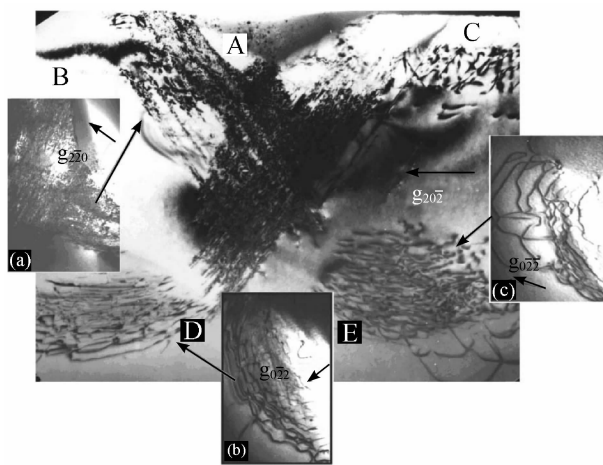


图2 $[001]$ 硅单晶压痕的侧视明场像^[12]

Fig. 2 Cross-section TEM images in an indentation region on $[001]$ Si^[12]

错是由于压痕下会聚滑移和发散滑移系统共同激发的结果^[16].如图4所示,沿 $[1\bar{1}0]$ 方向显示出半环位错和长直位错,它们均在 $(\bar{1}\bar{1}1)$ 和 $(\bar{1}1\bar{1})$ 面上滑移,属于 α 位错.短臂位错则属于发散滑移系统,这些位错的迹线投影分别平行于 $[\bar{1}12]$ 和 $[1\bar{1}2]$,是在 $(1\bar{1}\bar{1})$ 、 $(\bar{1}\bar{1}1)$ 、 $(\bar{1}1\bar{1})$ 和 $(11\bar{1})$ 面上滑移,属于 β 型位错^[17].图5则是取自图4中一个视场明场像.有三种不同位错组态,其投影分别平行于 $[1\bar{1}0]$ 、 $[\bar{1}12]$ 和 $[112]$,其中 $[1\bar{1}0]$ 方向的位错在 $(\bar{1}\bar{1}1)$ 和 $(\bar{1}1\bar{1})$ 上滑移,而另外两组位错投影分别平行于 $[\bar{1}12]$ 和 $[112]$,组成短臂位错.图6是图5所示三组不同位错组态分析.图6(a)是在 $g = [1\bar{1}1]$ 时观察到的位错,只有在 $[1\bar{1}0]$ 方向上显示衬度,而其它方向消失;当 $g = [004]$ 时,在 $[1\bar{1}2]$ 方向上位错显示衬度,其它均消失(图6(b));在 $g = [1\bar{1}3]$ 成像时,沿 $[1\bar{1}2]$ 方向上显示衬度,其它均消失,沿 $[1\bar{1}0]$ 方向位错则部分可见(见图6(c));图6(d)是在 $g = [220]$ 成像观察时, $[1\bar{1}0]$ 上位错稍显衬度,其它方向完全消失.根据 $g \cdot b = 0$ 判据,不难得出,短臂位错的 Burgers 矢量为 $1/2[110]$,而长臂位错则为 $1/2[1\bar{1}0]$,前者为混合型位错,后者为纯螺型位错^[17].在较大载荷(15g)下,由于试样表面损伤严重,几乎看不到压痕完整形貌,除位错外,层错和二次对称孪晶十分丰富.图7是 GaAs 单晶压痕的层错结构,层错条纹迹线平行于 $[220]$.分析指出,这些层错处于 $(\bar{1}\bar{1}1)$ 面上.在 $g = [\bar{1}1\bar{1}]$,层错及其两端不全位错清晰可见(图8(a));在 $g = [\bar{1}11]$,层错条纹显示衬度,而两端不全位错衬度消失(图8(b));在 $g = [220]$ 和 $g = [113]$ 观察时(图8(c)和(d)),领先

位错(图 8(c)) 和尾随位错(图 8(d))显示衬度. 由此得出, 层错和两端的不全位错的 Burgers 矢量分别为 $1/6[\bar{1}\bar{1}2]$ 和 $1/6[\bar{1}2\bar{1}]$. 此外, 还出现另一种层错组态(图 7(b)), 其 Burgers 矢量为 $1/6[\bar{1}\bar{1}2]$. 孪生是压痕下砷化镓的重要变形方式, 在砷化镓中观察到的孪晶面为(111), 方向为 $[112]$. 图 9 是含有多条微孪晶的高分辨像(a), 以及层错萌生于孪晶起始区(b), 每一片孪晶包含多条微孪晶, 而孪晶面则为堆垛层错面. 众所周知, 孪生与滑移是相互竞争的机制, 低温和高应变率有助于孪生, 机械孪生需要位错的激活, 而滑移必然导致孪生. 孪生机制有: “压杆机制”^[18], 位错联结模型^[19] 以及 Frank-Read 模型^[5]. 研究发现, 上述模型很难解释本研究的结果. 根据 Lefebvre 等^[20] 分析, 李等^[13] 认为, 压痕诱发孪生是楔形 β 不全位错运动的结果. 具有相反 Burgers 矢量的两个半环形全位错分别在两个(111) Ga 原子面上发生位错分解, 沿 $[110]$ 形成阶梯形不全位错, 这种阶梯形位错被堆垛层错带束缚在各自滑移面上, 通过不全位错和层错的交替堆积形成孪晶.

1.2 相变

相变是 GaAs 重要变形方式之一. 高压诱发相变研究始于上世纪 60 年代^[21]. 此后, 压痕引发相变被电子衍射证实^[22-25]. 近年来随着纳米压痕技术开发与应用, 进一步拓宽了半导体材料损伤与断裂的研究^[26]. Clarke 等^[27] 将硅片通电并进行压痕实验发现, 当载荷达到一定值时, 电流发生突变, 他们认为此时发生了相变. 图 10 是 Wu 等得到的 Si $[110]$ 压痕侧面像^[28]. 压痕中心处无晶体学衬度区则为非晶体. 图 11 为压痕区一视场的高分辨像^[29]. 晶体区(c-Si)和非晶体区(a-Si)边界清晰而曲折; 界面处存在大量的微孪晶(箭头), 有些孪晶由相邻的二次孪晶构成, 条纹连续地过渡到非晶区, 具有纳米级尺度的簇(Cluster)镶嵌在非晶区中. 压痕诱导单晶硅非晶化有不少研究^[30-32], 但关于砷化镓非晶晶化则少有报道^[33]. Besson 等^[34] 发现 GaAs-I 向 GaAs-II 转变, 并

在回复过程中出现非晶化. Li 等发现类似现象^[33]. 图 12 是取自 GaAs 压痕非晶区中 HRTEM 图像, 发现取向不同纳米晶(图 12(a)中 n 标示)间由非晶连接, 有些纳米晶间保持完整的晶体点阵, 但晶格发生畸变. 晶体和微晶区之间并没有明显的界线, 但存在大量晶格缺陷(图12(b))^[13].

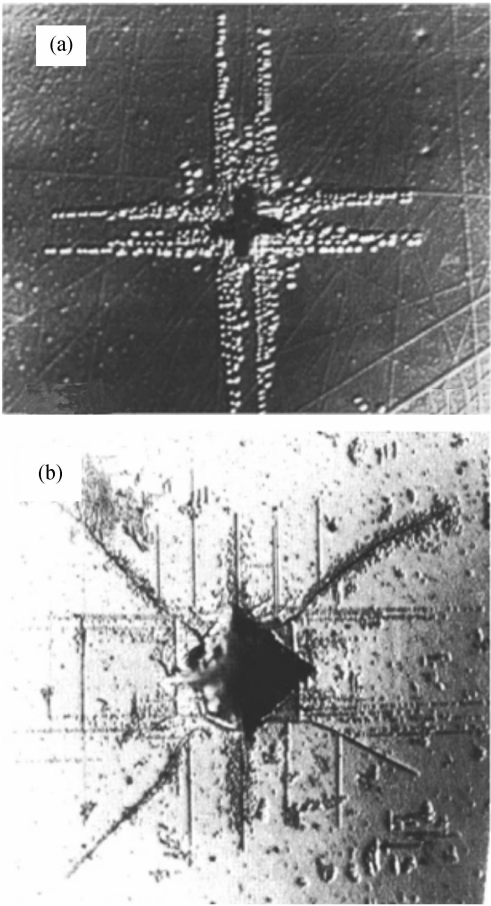


图 4 (001) 面上压痕周围玫瑰型位错蚀坑分布: (a) Ge 和 (b) GaAs^[14]

Fig. 4 Typical dislocation rosette pattern around indentation on the (001) surface of (a) Ge(a) and GaAs (b) indentations^[14]

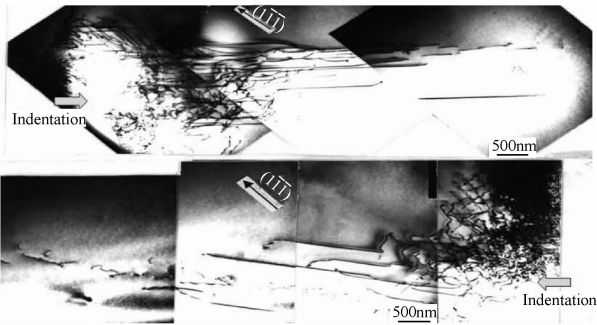


图 3 压痕塑性区中两组长臂位错结构组态^[13]
Fig. 3 Two-set long-arm dislocation around an indentation of GaAs^[13]

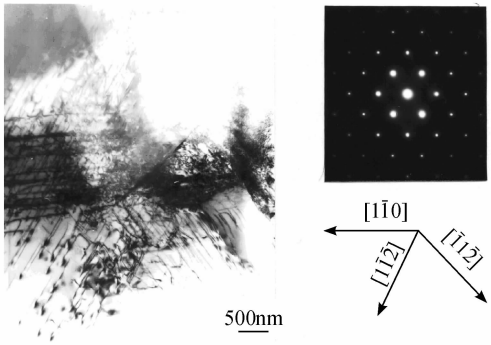


图 5 压痕诱发 GaAs 位错组态的明场像^[17]
Fig. 5 Three sets of dislocation structure taken from the corner of an indentation in GaAs single crystal^[17]

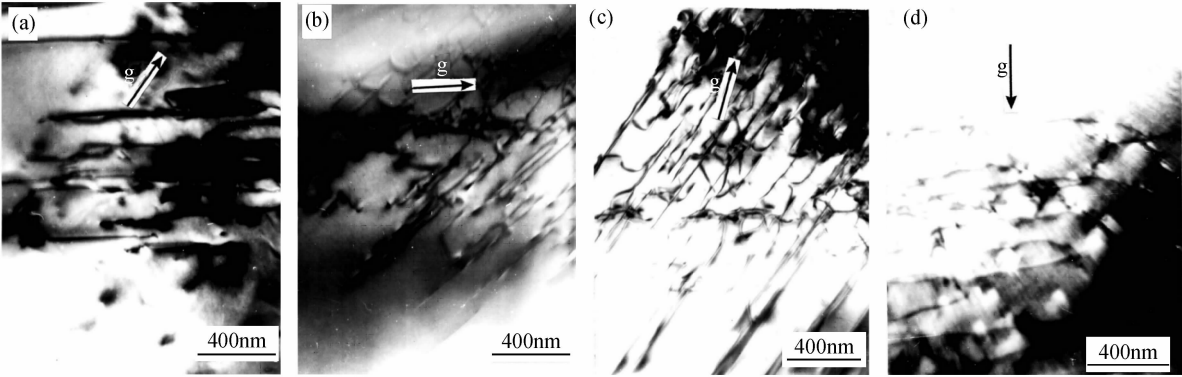


图 6 不同衍衬条件下位错组态^[13]

Fig. 6 Dislocation structures in different contrast conditions^[13]

(a) $g = [1\bar{1}1]$; (b) $g = [00\bar{4}]$; (c) $g = [1\bar{1}3]$; (d) $g = [2\bar{2}0]$

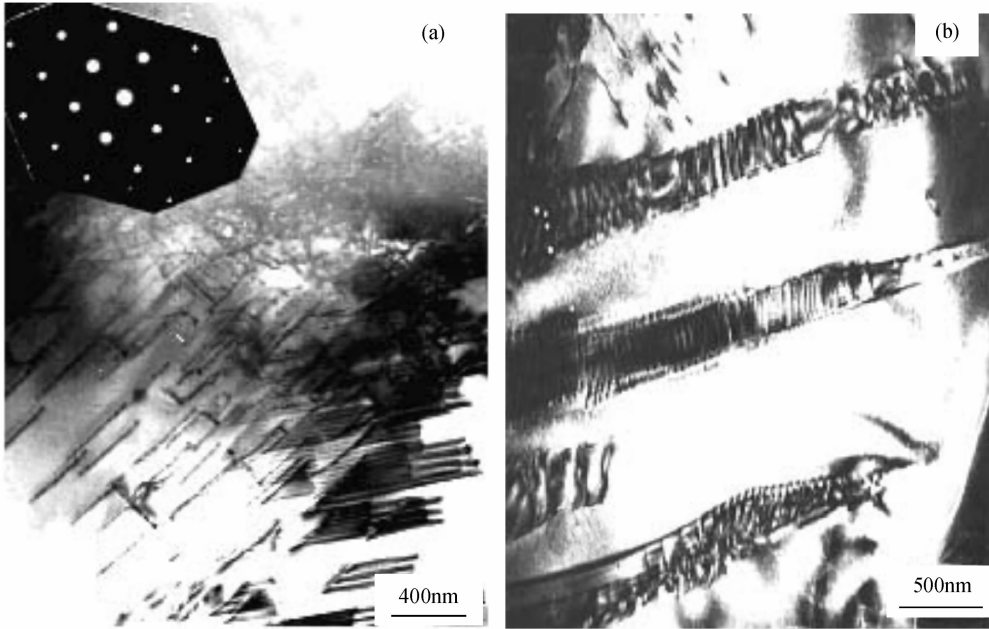


图 7 大载荷压痕诱发的层错结构和孪晶^[13]

Fig. 7 Indentation-induced stacking fault and multi-twin^[13]

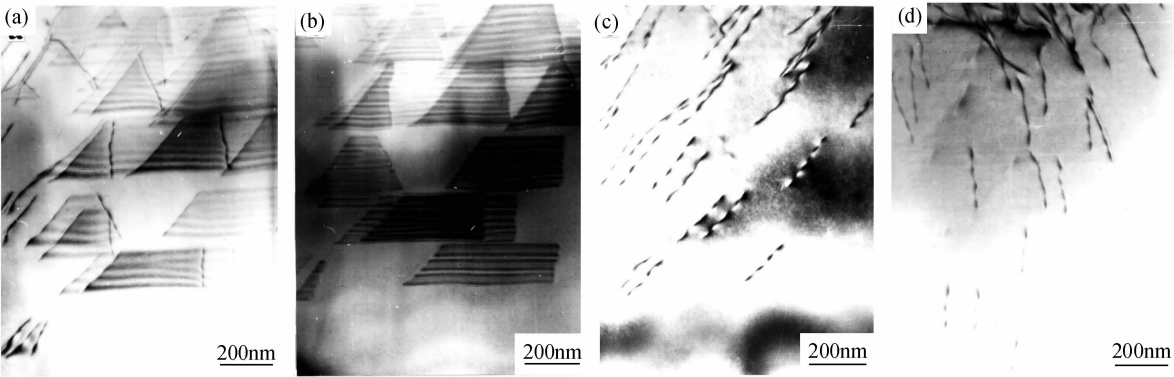


图 8 层错分析

Fig. 8 Contrast analysis of the partial dislocations in stacking faults

(a) $g = [1\bar{1}1]$; (b) $g = [\bar{1}11]$; (c) $g = [\bar{2}20]$; (d) $g = [\bar{1}13]$

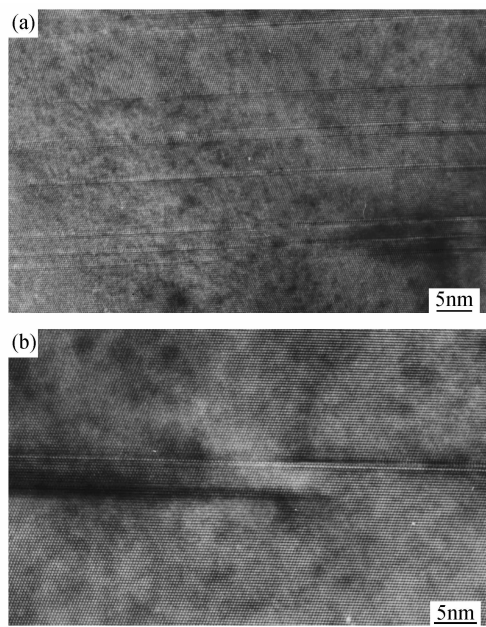


图 9 孪晶的高分辨像(a)和孪晶的形核(b)^[13]
Fig. 9 HRTEM image of the twins (a) and the twin initiation (b)^[13]

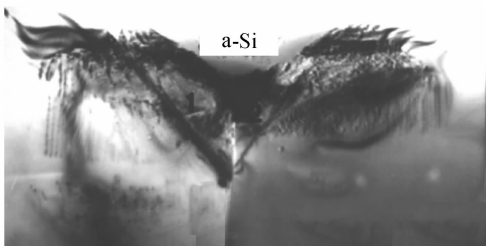


图 10 (110) Si 表面显微压痕侧视明场像^[28]
Fig. 10 Cross-section image of an indented region on the surface of (110) Si^[28]

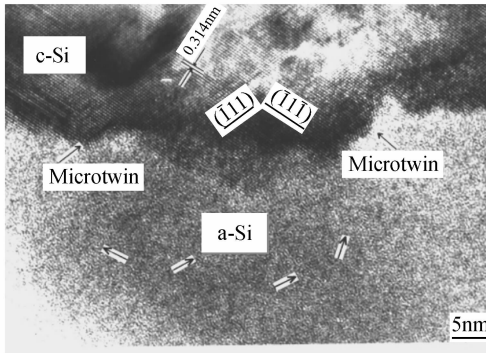


图 11 硅单晶压痕界面(c-Si/a-Si)侧面 HRTEM 图像^[29]
Fig. 11 HRTEM image of interface of the c-Si/a-Si^[29]

1.3 非晶 GaAs 晶化原位观察

电子束辐照下非晶晶化的机制主要有:弹性交互作用^[35-36], 电子束加热晶化^[37], 弹性碰撞驱动晶化^[35], 离子化过程^[39]以及非晶界面键的断开与重组过程^[40-41]等. Li 等在 HRTEM 中对 GaAs 非晶晶化过

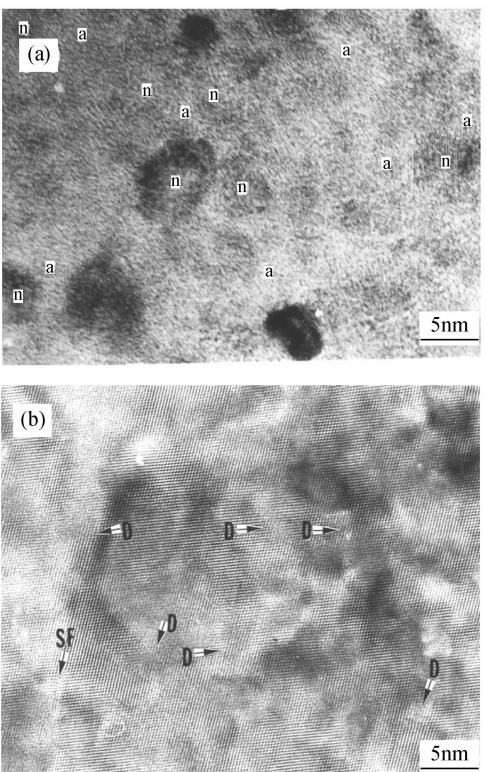


图 12 0.0049N 载荷压痕下晶体向微晶过渡区域的高分辨图像^[13]
Fig. 12 HRTEM images of an indentation showing the micrograins induced under the indented load of 0.0049N^[13]

程进行了原位观察^[38]. 图 13 为非晶区内(箭头所指)同一视场电子束辐照前(a)后(c)的观察结果. 辐照前箭头所指区域为非晶态(图(b)非晶衍射环), 辐照后发生晶化(图(d)). 图 14 为其连续原位观察结果. 图 14(a)为辐照前非晶结构. 35min 辐照, 已有少量具有几个原子尺度的原子列出现(图 14(b)箭头); 辐照 115min 时, 整个辐照区域完全形成了纳米晶(图 14(f)). 由于实验环境限制, 至今尚无法直接在电镜中测量辐照升温. Liu 等认为辐照晶化是电子束加热的结果^[42]. Jencić^[39]和 Meldrum^[43]等则认为晶化与温度无关. 根据 Jencić 等提出的公式, Li 等^[38]对电子束辐照 GaAs 晶体升温作了计算: 计算时加速电压 200keV, 束流密度 94pA/cm², 其最高温升为 10.8℃, 与 Jencić 等的计算十分接近^[39]. Li 等发现, 存在一个辐照晶化的临界束流密度. 当束流密度等于或小于 50pA/cm² 时, 经过 120min 辐照依然没能观察到 GaAs 晶化, 表明此时电子能量不足以使被辐照材料的原子键重组(非晶形核), 当能量增大到大于 70pA/cm² 时开始形核, 表明电子束可以传递足够能量导致晶化. 这类似于 Sutton 等所指的弱有序结构^[44]. 他们指出, 在结晶过程中, 首先在非晶区产生弱有序点阵作为结晶先兆, 而后弱有序点阵变成

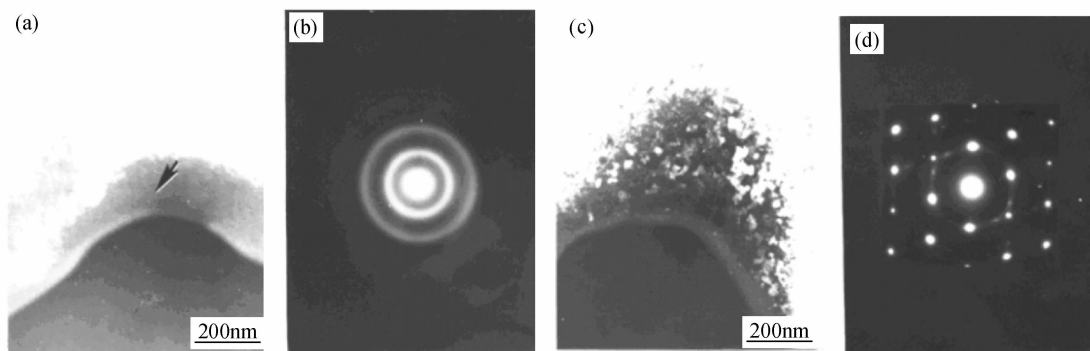


图 13 电子束辐照前(a)、(b)和辐照后(c)、(d) a/c 界面 TEM 图像及对应的 SAED^[38]

Fig. 13 TEM images ($g = (111)$) of the a/c interface before (a) and after (b) irradiation and corresponding SAED patterns^[38]

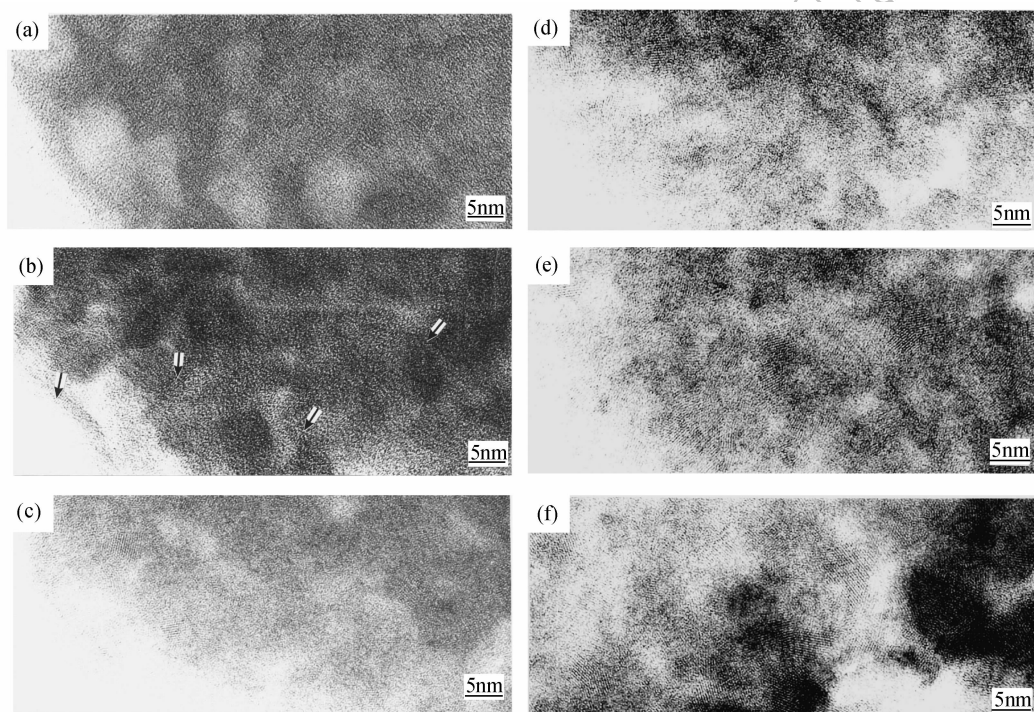


图 14 辐照结晶过程 HRTEM 原位观察结果^[38]

Fig. 14 *In-situ* HRTEM observations of the irradiation-induced crystallization^[38]

Irradiation time: (a) $t = 0\text{min}$; (b) $t = 35\text{min}$; (c) $t = 55\text{min}$; (d) $t = 80\text{min}$; (e) $t = 95\text{min}$; (f) $t = 115\text{min}$

有序结构。这里提的弱有序结构与 Li 等观察的簇结构类似。从上面的介绍不难发现,在辐照初期 10min 便能观察到原子尺度的簇(Cluster),此即为非晶晶化核,在随后的辐照中,晶核则在晶体/非晶体的界面不断长大。可以认为其晶化涉及两个过程:先期在非晶区中形成有序的原子簇(晶核),而后长大。在长大过程中,除了原子扩散外,先期形核的簇可通过剪切和沉淀方式在晶体前沿结晶。而当结晶发生在界面时,剪切沉淀(shearing deposition)则是主要的结晶方式;而当发生在非晶区时,则首先产生原子簇,并在其周围发生剪切沉淀和原子扩散形成新的原子簇,最终形成晶核,随后再长大。

2 压痕诱导硅和砷化镓单晶体裂纹尖端结构

脆性断裂一直是材料力学及相关学科领域中的重大理论和应用课题。早期 Inglis^[45] 和 Griffith^[46] 发展的全弹性理论一直是人们理解脆性断裂的基础。虽几经修正,但至今尚不能以此作为基础对脆性断裂的基本机制予以系统和深入认识,主要原因是人们对裂纹尖端结构,特别是受力状态下原子尺度上的裂尖结构和力学行为了解甚少,并素有“黑匣子”之称^[47]。宏观连续介质力学无法在原子尺度上反映

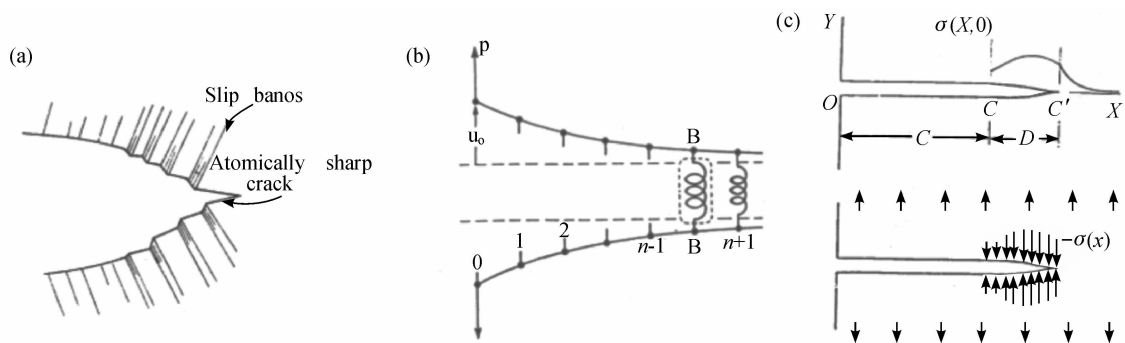


图 15 原子尖弹性模型(a和b)^[57-58],原子尖聚合力模型(c)^[59]
Fig. 15 A model of a sharp crack (a and b) and cohesive force(c) at the crack-tip^[59]

裂尖结构变化. X 射线拓扑学^[48-49]及电子显微术^[50-56]等用于研究脆性断裂,但从结果来看,几乎都认为裂纹尖端是原子尖的、裂纹扩展则是裂纹尖端前方原子键连续断开的结果^[47-56].事实上,这些研究结果及其观点与早期的“晶格陷阱”模型^[57-58]和“聚合力”理论^[59]吻合(图 15). 高分辨率电子显微术使在原子尺度上研究裂纹尖端结构成为可能,但多数研究结果受经典弹性理论的束缚而未能在原子层次上捕捉到裂纹尖端结构的信息,无法揭示裂纹起源与扩展的本质. Wu 和 Li 等^[60-62]利用高分辨电镜成功地研究裂纹尖端原子结构. 图 16(a)为压痕诱发 GaAs 单晶一裂纹尖端 HRTEM 像. 沿裂纹扩展方向产生位错(图中箭头)、晶格扭曲和晶格无序的非晶窄带等结构. 注意到,沿裂纹方向分布原子晶体“团簇”(c)和非晶“团簇”(a)相间排列(图 16(a)). 进一步观察发现,在三组原子面(001)、 $(\bar{1}11)$ 和 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 上点阵错乱程度不同(图 16(b)), $(\bar{1}11)$ 面最轻,几乎还能看出原子排列;沿(001)面的错乱严重,原子处于无序状态,并构成了宽度为 1~2nm 的非晶带. 在同样试验条件下对硅单晶裂纹尖端观察与 GaAs 的结果一致^[60]. 对高分辨像进行傅立叶变换(FFT)与反傅立叶变换(AFFT)后得到的条纹像揭示了裂纹尖端原子排列,特别是位错分布与晶格畸变状态. 图 17 为 GaAs 裂纹尖端 HRTEM 像. 变换是在尖端区中两个方框中进行的. 图 18(a)、(b)和(c)以及(d)、(e)和(f)分别为对图 17 方框 II 和 I 区沿 $(\bar{1}11)$ 、(001)和 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 面的 FFT-SAED 和相应的反傅叶变换条纹像. 变换后 $(\bar{1}11)$ 面(图 18(a) II 区)的点阵条纹,其原子排列基本正常,而(001)面上的点阵发生明显弯曲,并有不少位错发生(图 18(b)),在 $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 面上可察觉见到点阵轻微弯曲(18(c));然而在 I 区内(非晶区),经变换后的 $(\bar{1}11)$ 面条纹发生弯曲变形并有位错出现(图 18(d)),而(001)面畸变最为严重,出现大量位错(图 18(e)), $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ 变形较轻(图 18(f)),

裂纹尖端变形表现出明显的各向异性. 上述说明,室温下压痕诱发脆性材料(如单晶硅和砷化镓)裂纹尖端发生明显的点阵畸变,并由此引发裂纹面间由晶体点阵向无序结构转变而形成非晶带,裂纹的扩展则沿非晶带进行,而非裂尖前方原子键相继裂的结果^[63-64].

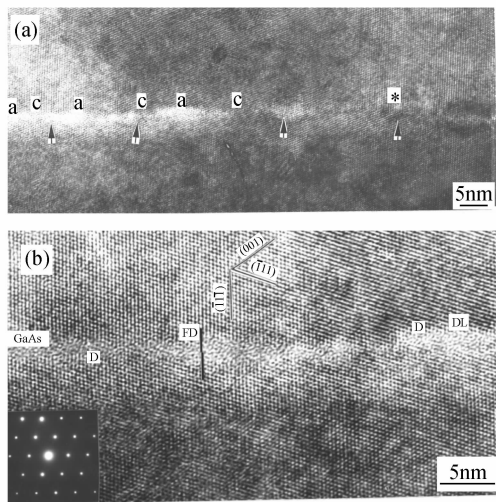


图 16 GaAs 裂纹尖端结构的 HRTEM 图像^[62]
Fig. 16 HRTEM image, taken from a region ahead of a crack-tip induced by indentation^[62]

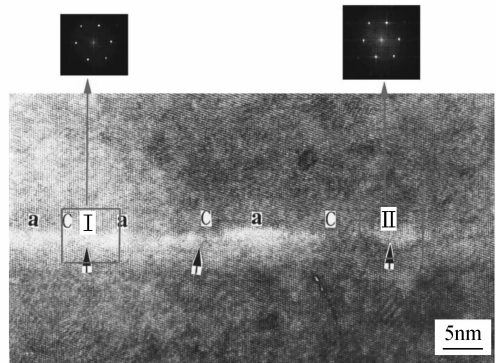


图 17 GaAs 裂纹尖端 HRTEM 像以及两个方框区快速傅立叶变换^[47]
Fig. 17 HRTEM image of ahead of a crack tip and Fast Fourier Transformation of I and II areas^[47]

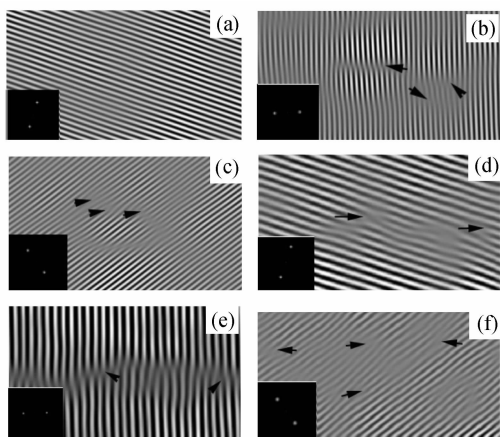


图18 裂纹尖端区傅立叶和反傅立叶变换条纹像^[47]

Fig. 18 Fast Fourier Transformation (FFT)-SAED and corresponding Inverse-Fast Fourier Transformation (IFFT) fringe images^[47] from different lattice planes in the selected squares II (a), (b), and (c) and I (d), (e) and (f) respectively, (a) and (d): $(\bar{1}11)$; (b) and (e): (001) ; (c) and (f): $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$

3 结束语

压痕诱发脆性材料变形、损伤与断裂一直是备受关注的研究课题,涉及到固体力学、物理、材料科学甚至数学等理论和实验研究的诸多领域. 本文仅对作者近年来在压痕诱发脆性材料,如硅和砷化镓单晶变形、损伤与断裂的研究进展以及对相关研究成果予以简要评述. 研究进展也多限于作者及其研究组近年来取得的结果,其相关研究与评述不可能全面深入. 例如,脆性材料的断裂问题,也仅对裂纹尖端的初步观察作简要报道和评述. 而对脆性断裂的弹或弹-塑性本构模型及其数值模拟,以及应用等则基本没有涉及. 从上述的总结和评述,可概括以下几点认识:

1) 微压痕可引发硅和砷化镓晶体纳米晶和非晶转变,其转变的机制是在剪切应力作用下晶体点阵直接坍塌的结果;

2) 存在一个从晶体向非晶体转变的临界应力. 剪切应力,而并非静水压力,在非晶转变中起主导作用;

3) 采用平视与侧视观察,成功地捕捉裂纹尖端的原子结构像. 发现裂纹尖端不是原子尖的,它的产生及扩展伴随位错的萌生与运动,并由此引发点阵畸变,进而引发产生原子尺度的非晶带. 裂纹的扩展则沿非晶带进行,并非裂纹尖端前方原子键相继断开的结果;

4) 对裂纹尖端选区施行傅立叶变换和逆傅立叶变换结果表明,裂纹尖端变形是各向异性的. 沿不同

的原子点阵面,其变形程度不同;

5) 通过电子辐照 HRTEM 原位观察发现,辐照非晶砷化镓可引发晶化,并存在晶化的临界束流密度. 辐照非晶化与束流引发试样的温度升高无关. 而非晶晶化速率与电流密度有关,束流密度越大则结晶速度越快.

致谢: 对李志成教授、吴亚桥博士(美国)、张鸿教授和杨巧云博士(美国)多年来的辛勤工作和支持表示衷心地谢意.

参考文献:

- [1] Hertz Heinrich. *J. Reine Angew. Mach.*, 1881, **92**: 156.
- [2] Tabor D. *Hardness of metals*, Oxford: Clarendon Press, 1951.
- [3] Mott B W. *Micro-Indentation Hardness Testing*, London: Butterworths, 1956.
- [4] Pethica J B, Hutchings R, Oliver W C. *Phil. Mag. A*, 1983, **48** (6): 593-606.
- [5] Johansson S, Schweitz J A. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1988, **71** (8): 617-623.
- [6] Hjsche P B, Pirouz P. *Phil. Mag. B*, 1985, **52** (3): 759-784.
- [7] Bourhis E L, Ririore J P. *J. Mater. Sci.*, 1996, **31** (24): 6571-6576.
- [8] Gerberich W W, Nelson J C. *Acta Mater.*, 1996, **44** (9): 3585-3598.
- [9] Lawn B, Fuller E R. *J. Mater. Sci.*, 1975, **10** (12): 1049-1081.
- [10] Hockey B J. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1971, **54** (5): 223-231.
- [11] Cook R F, Pharr G M. *J. Mater. Ceram. Soc.*, 1990, **73** (4): 787-817.
- [12] 吴亚桥. 压痕下硅的结构演变及 α -Fe/Nd₂Fe₁₄B 基弹簧纳米永磁材料的结构特征. 沈阳: 中国科学院金属研究所博士论文, 2000.
- [13] 李志成. 压痕下 GaAs 单晶结构演变的微观研究. 沈阳: 中国科学院金属研究所博士论文, 2002.
- [14] Warren P D, Pirouz P, Roberts S G. *Phil. Mag. A*, 1984, **50** (5): L23-L28.
- [15] Choi S K, Mihara M, Ninomira T. *J. Appl. Phys.*, 1978, **17** (2): 329-335.
- [16] Roberts G, Warren P D, Hirsch P B. *J. Phys., Paris*, 1986, **44**: C4-75.
- [17] 李井润, 李志成, 刘路, 等. 材料研究学报, 2003, **17** (4): 359-364.
- [18] Venables J A. *Phil. Mag.*, 1961, **6** (63): 379-396.
- [19] Mahajan S, Chin G Y. *Acta Mater.*, 1973, **21** (10): 1353-1363.
- [20] Lefebvre A, Vanderschaeve G. *Phys. Sta. Sol. (a)*, 1988, **107** (2): 647-653.
- [21] Minomura S, Drickamer H D. *J. Phys.*, 1963, **23** (15): 451-462.
- [22] Lefebvre A, Androussi Y, Vanderschaeve G. *Phys. Sta. Sol. (a)*, 1987, **99** (2): 405-412.
- [23] Gridneva I V, Milman Y V, Trefilov V I. *Phys. Stat. Sol. (a)*, 1972, **14** (1): 177-182.
- [24] Gerk A P, Tabor D. *Nature*, 1978, **271** (5647): 732-733.
- [25] Wentorf R H, Kasper J S. *Science*, 1963, **39** (3552): 338-339.
- [26] Susuki T, Ohmura T. *Phil. Mag. A*, 1996, **74** (5): 1073-1084.

[27] Clarke D R, Kroll M C. *Phys. Rev. Lett.*, 1988, **60**(21): 2156-2159.

[28] Wu Y Q, Xu Y B. *J. Mater. Res.*, 1999, **14**(3): 682-687.

[29] Wu Y Q, Xu T B. *J. Mater. Res.*, 1999, **14**(6): 2399-2401.

[30] Lawn B R, Hockey B J. *J. Mater. Sci.*, 1980, **15**(5): 1207-1223.

[31] Jamieson J C. *Science*, 1963, **139**(3556): 762-764.

[32] Huang J Y, Yasuda H, Mori H. *Phil. Mag. Lett.*, 1999, **79**(6): 305-314.

[33] Li Z C, Xu Y B. *J. Mater. Res.*, 2001, **16**(10): 2845-2849.

[34] Besson J M, Itie J P. *Phys. Rev. B*, 1991, **44**(9): 4214-4234.

[35] Lulli G, Merli P G, Antisari V. *Phys. Rev. B*, 1987, **36**(15): 8038-8042.

[36] Lulli G, Merli P G. *Phys. Rev. B*, 1993, **47**(15): 14023-14031.

[37] Zinkle S J. *J. Nucl. Mater.*, 1995, **219**: 113-116.

[38] Li Z C, Zhang H, Xu Y B. *Mater. Sci. in Semiconductor Processing*, 2004, **7**: 19-25.

[39] Jenčić I, Robertson I M. *J. Mater. Res.*, 1996, **11**(9): 2152-2157.

[40] Spaepen F, Turnbull D. *Laser Annealing of Semiconductors*, edited by J. M. Poate and J. W. Mayer, New York: Academic, 1982.

[41] Narayan J, Naramoto H, Whire C W. *J. Appl. Phys.*, 1982, **53**(2): 912-915.

[42] Liu M, Xu L Y, Lin X Z. *Scanning*, 1994, **16**(1): 1-5.

[43] Meldrum A, Boatner L A, Ewing R C. *J. Mater. Res.*, 1997, **12**(7): 1816-1827.

[44] Sutton M, Yang Y S, Mainville J, et al. *Phys. Rev. Lett.*, 1989, **62**(3): 288-291.

[45] Inglis C E. *Trans. Intsi. Naval. Archit.*, 1913, **55**: 219-230.

[46] Griffith A A. *Phil. Trans. R. Soc.*, 1920, **A221**: 163-198.

[47] Xu Y B, Li Z C, Zhang H. *Phil. Mag. Lett.*, 2008, **88**(1): 19-26.

[48] St John C. *Phil. Mag.*, 1975, **32**(6): 1193-1212.

[49] Michot G, George A. *Script Metall.*, 1986, **20**(10): 1495-1500.

[50] Davidson D L, Lankford J. *Int. Mater. Rev.*, 1992, **37**(2): 45-76.

[51] Wiederhorn S M, Hockey B J, Roberts D E. *Phil. Mag.*, 1973, **28**(4): 783-796.

[52] Hockey B J, Lawn B R. *J. Mater. Res.*, 1975, **10**(6): 1275-1284.

[53] Johansson S, Schweitz J A. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1988, **71**(1): 617.

[54] Saka H, Nagaya N. *Phil. Mag. Lett.*, 1995, **72**(4): 251-256.

[55] Tanaka H, Bando Y, Inomata Y, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1988, **71**(1): C32-C33.

[56] Tanaka H, Bando Y. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1990, **73**(3): 761-763.

[57] Thomson R, Hseih C, Rana V. *J. Appl. Phys.*, 1970, **42**: 3154-3160.

[58] Thomson R. *J. Mater. Sci.*, 1978, **13**(1): 128-142.

[59] Barenblett G I. *Advances in Applied Mechanics*, ed. Pryden H L, Harman T. New York: Academic Press, 1962: 327.

[60] Wu Y Q, Xu Y B. *Phil. Mag. Lett.*, 1998, **78**(1): 9-13.

[61] Wu Y Q, Yang X Y, Xu Y B. *Acta Metall.*, 1999, **47**(8): 2431-2436.

[62] Li Z C, Xu Y B. *Phil. Mag. Lett.*, 2003, **83**(4): 217-221.

[63] Wiederhorn S M. *Ann. Rev. Mater. Sci.*, 1984, **14**: 373-403.

[64] Lawn B R. *J. American Ceramic Society*, 1983, **66**(1): 83-91.