

文章编号: 2095-4980(2015)05-0821-07

纳米尺度界面分层破坏行为的实验研究与分析

闫亚宾, 王晓媛

(中国工程物理研究院 总体工程研究所, 四川 绵阳 621999)

摘 要: 为系统研究纳米尺度材料中的界面分层破坏行为, 基于悬臂梁弯曲法, 利用聚焦离子束技术, 从宏观多层薄膜材料(硅/铜/氮化硅, Si/Cu/SiN)中制备出了不同类型的(直、扭转)纳米悬臂梁试样, 用以开展相应的实验研究。之后, 在透射电子显微镜中分别对直纳米悬臂梁和扭转纳米悬臂梁试样进行原位加载实验。在直纳米悬臂梁试样中, Cu/Si 界面受到由弯矩导致的拉应力而发生分层破坏; 在扭转纳米悬臂梁试样中, 通过改变加载点的位置调整界面上正应力与剪应力的比值, 开展了不同复合型的界面裂纹启裂实验。利用有限元法分析了临界载荷作用下 Cu/Si 界面上的应力场, 发现所有试样的应力集中区域均在距界面端部 100 nm 的范围内。在直纳米悬臂梁试样中, 法向应力控制着 Cu/Si 界面端部的裂纹启裂行为, 为单一型分层破坏; 在扭转纳米悬臂梁试样中, 界面裂纹启裂时的临界正应力与剪应力之间存在着一个圆形准则。

关键词: 纳米尺度; 悬臂梁弯曲法; 界面分层; 薄膜材料; 原位实验

中图分类号: TN406; O346.1

文献标识码: A

doi: 10.11805/TKYDA201505.0821

Investigation on the cracking behavior of nanoscale interface delamination

YAN Yabin, WANG Xiaoyuan

(Institute of Systems Engineering, China Academy of Engineering Physics, Mianyang Sichuan 621999, China)

Abstract: Different types of nano-cantilever specimens are fabricated from a macroscale multilayered thin film(silicon/copper/silicon nitride, Si/Cu/SiN) by using the Focused Ion Beam(FIB) based on the cantilever bending method in order to investigate the cracking behavior of nanoscale interfaces. For the single-mode interface cracking, a straight nano-cantilever specimen is fabricated. For the mixed-mode interface cracking, a double-nano-cantilever specimen is proposed to simultaneously apply bending and torque moments to the interface. All specimens are in situ loaded in the Transmission Electron Microscopy(TEM). In straight nano-cantilever specimens, the Cu/Si interface fractures due to a bending moment. In torsion nano-cantilever specimens, by changing the loading position, fracture experiments with different mode-mixities are successfully conducted. In addition, finite element analysis is employed to inquire the critical stress distribution on interface during the crack initiation, and stress concentration regions near the interface edge in all specimens are within the scale of 100 nm. In straight nano-cantilever specimens, the interfacial normal stress dominates the interface cracking, indicating a single-mode fracture. In torsion nano-cantilever specimens, the critical normal and shear stresses at crack initiation have a circular relation.

Key words: nanoscale; cantilever bending method; interface delamination; thin film; in situ experiment

微电子器件和微纳机电系统通常含有大量沉积于衬底上的部件, 且它们的三维尺度非常小, 其特征尺寸常处于纳米量级。这些器件往往由多种材料构成, 如陶瓷、金属、金属间化合物等^[1], 故双相材料界不可避免地被引入到这些纳米尺寸的部件中。由于在双相界面两侧材料的变形失配会在界面处引起应力集中, 因此界面成为这些微电子器件中极易发生分层破坏的位置^[2]。这些界面的失效经常导致器件报废, 从而直接影响其成品率

收稿日期: 2014-09-12; 修回日期: 2014-10-29

基金项目: 中国工程物理研究院院长基金资助项目(2014-1-097); 中国工程物理研究院科学技术发展基金资助项目(2013B0302043, 2013B0302044); 国家自然科学基金资助项目(11302205); 中国工程物理研究院总体工程研究所科技专项资助项目(2013KJZ02)

和使用寿命, 为保证微纳器件/系统的可靠性与耐久性, 有必要对这些材料及其结构中的界面的强度特性进行深入系统的研究。对于纳米部件中界面的分层破坏而言, 非常突出的问题是界面端部的裂纹启裂。因为在如此微小的部件中, 结构的一点失效往往意味着整个系统的失效。尤其是在部件自由表面与界面的交汇处, 即界面端部, 由界面两侧材料变形失配导致的应力集中使得界面分层裂纹常在此处萌生^[3]。因此, 对纳米部件中界面端部的裂纹启裂行为开展实验研究, 并在实验结果的基础上提出相应的力学判据, 对准确评价纳米部件的可靠性显得极为重要。

与宏观块体材料的传统测试方法不同, 在纳米材料的实验中, 试样的微小体积给实验带来了一系列困难, 如试样的固定与夹持、对试样中的界面施加有效载荷以及准确测定相关力学量等。这些困难导致纳米材料中界面力学性能的数据至今仍很匮乏, 严重阻碍了微电子器件和微纳机电系统的发展与应用。自 20 世纪 80 年代以来, 针对多层薄膜材料中界面分层破坏的问题, 研究人员提出了众多实验方法^[3-4], 其中较为典型的有拉拔法^[5]、剥离法^[6]、鼓膜法^[7]、划痕法^[8]、压痕法^[9]、弯曲法^[10]等。研究人员采用上述方法对不同薄膜/基体系统中界面的分层破坏行为及其强度特性进行了大量实验研究。需要注意的是, 这些实验方法均是采用某一方向尺度为纳米量级而其他方向尺度仍为宏观量级的多层薄膜试样, 因此测得的界面结合强度仍为宏观块体材料的强度特性。在微电子和微纳机电系统中, 其构成材料与结构的三维尺寸均在纳米量级。在纳米尺度下, 由于尺寸效应、表面效应等的影响, 材料的力学、物理性质较宏观块体材料会有显著变化^[11]。因此, 为了准确测定纳米材料中界面的结合强度, 有必要发展适用于三维尺寸均为纳米量级的试样中界面端部裂纹启裂的实验方法, 研究由纳米尺度应力集中引起的界面分层破坏的力学判据。

为此, 本文采用聚焦离子束(FIB)技术, 从宏观多层薄膜材料中切割加工出纳米量级的悬臂梁试样, 利用特制的高精确度微小加载装置在透射电子显微镜(TEM)中对纳米悬臂梁试样进行加载实验, 开展纳米材料中的界面端部裂纹启裂行为的原位实验研究, 系统研究纳米尺度界面的分层破坏行为。

1 实验步骤

1.1 实验材料

本文中的纳米悬臂梁试样是从由硅/铜/氮化硅(Si/Cu/SiN)所构成的多层薄膜材料中切割而来。在制备薄膜材料时, 首先采用反向溅射法除去单晶硅(100)基体上的氧化层, 然后采用射频磁控溅射法在 0.67 Pa 的氩气氛围内分别沉积 20 nm 厚的铜薄膜和 1 000 nm 厚的氮化硅薄膜, 并在制备期间保持真空氛围。

1.2 纳米悬臂梁试样

1.2.1 直纳米悬臂梁试样

图 1 为本研究开展 Cu/Si 界面端部单一型裂纹启裂实验所采用的直纳米悬臂梁试样的示意图。如图 1 所示, 该试样由沉积于 Si 基体上的 20 nm 厚 Cu 薄膜、500 nm 厚 SiN 薄膜以及在后续 FIB 加工中沉积的惰性保护层金(Au)薄膜和碳(C)薄膜等构成。本文的研究目标是介于 Si 基体与 Cu 薄膜之间的界面, 即 Cu/Si 界面。实验中, 通过高精度微小加载装置中的金刚石加载头将载荷施加在坚硬的 SiN 层上, 使 Cu/Si 界面受到弯矩作用而产生分层破坏。直纳米悬臂梁试样的具体尺寸如表 1 所示。

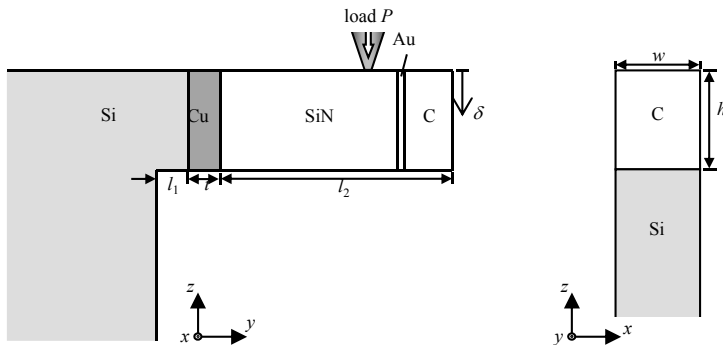


Fig.1 Schematics of a nano-cantilever specimen and its loading method
图 1 直纳米悬臂梁试样及其加载方法示意图

表 1 直纳米悬臂梁试样的几何尺寸

Table1 Dimensions of the nano-cantilever specimen					
specimen	t/nm	l_1 /nm	l_2 /nm	w/nm	h/nm
A1	20	220	715	434	250

图 2 为由 FIB 制备出的直纳米悬臂梁试样的 TEM 显微照片及 Cu/Si 界面的局部放大图。可以发现, 利用 FIB 按照上述步骤制得的纳米悬臂梁试样的形状规则, 表面平整, 且 Cu/Si 界面端部不存在任何裂纹、孔洞等缺陷。

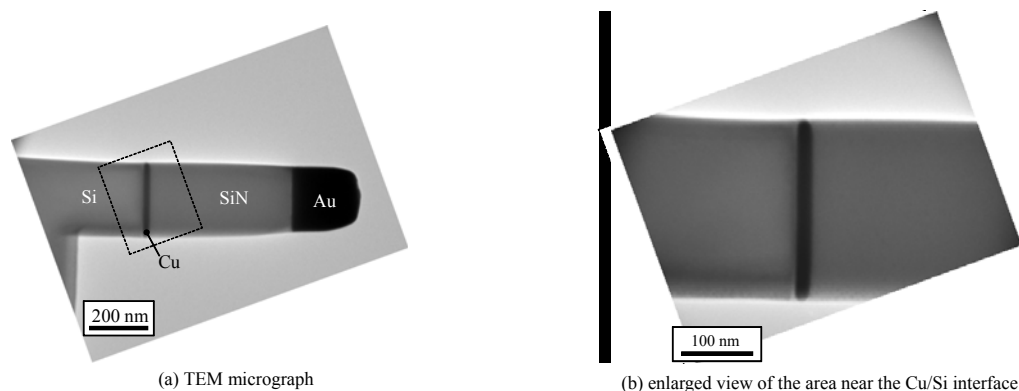


Fig.2 Specimen of straight nano-cantilever

图 2 直纳米悬臂梁试样

1.2.2 扭转纳米悬臂梁试样

图 3 为 Cu/Si 界面上复合型裂纹启裂实验采用的扭转纳米悬臂梁试样的示意图。如图 3(a)所示, 该试样为一个呈“コ”字形的三维弯曲结构(如图 3(b)中的俯视图所示)。其中, Cu/Si 界面位于悬臂①中。利用金刚石加载头将载荷施加在悬臂③中的氮化硅层上, 并通过悬臂②将扭矩和弯矩同时传递至 Cu/Si 界面上。此外, 为了消除悬臂①的四边形横截面尖角处的强应力奇异场并获得的可控的应力集中场, 采用 FIB 技术对悬臂①截面的内部尖角进行切割钝化(图 3(a)中虚线标出的部位)。本实验共制备了 3 个不同尺寸的试样, 具体尺寸见表 2。

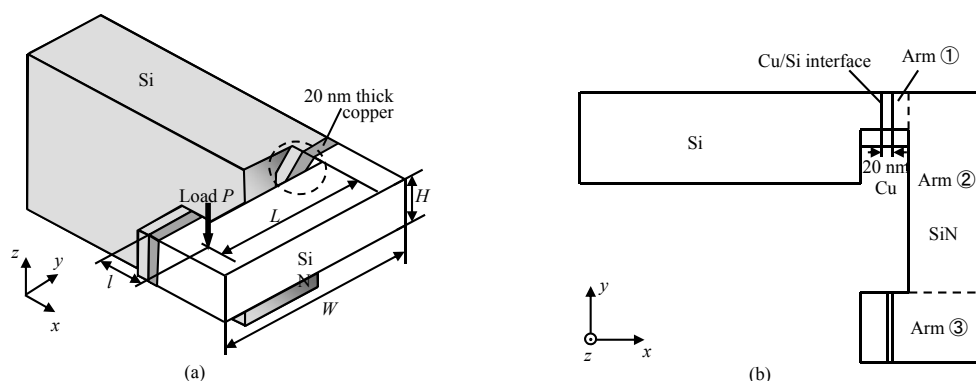


Fig.3 (a) Schematic illustration of a nano-cantilever torsion specimen with a 20-nm-thick Cu layer and (b) its top view

图 3 (a) 包含 20 nm 厚铜薄膜的扭转纳米悬臂梁试样; (b) 俯视图

表 2 扭转纳米悬臂梁试样主要特征尺寸

Table2 Characteristic dimensions of nano-cantilever torsion specimens

specimen	L/nm	l/nm	W/nm	H/nm
T1	2 075	657	2 879	760
T2	2 850	600	1 661	656
T3	2 391	115	2 915	584

图 4 为由扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscopy, SEM) 拍摄的扭转纳米悬臂梁试样的显微照片。如图 4 所示, 在加载实验前, 试样的表面平整, 且在 Cu/Si 界面端部不存在任何裂纹、孔洞等缺陷。

1.3 加载装置

图 5 为实验采用的微小加载装置(SA2000N)。该装置由 1 个可动试样台和 1 个带有载荷传感器的金刚石加载头构成, 并整合在 TEM 样品杆中。实验中, 将顶端附有纳米悬臂梁试样的金线置于三维压电驱动的试样台上。该加载装置中, 载荷传感器的精确度为 0.1 μN , 试样台的三维驱动精确度则为 1 nm。

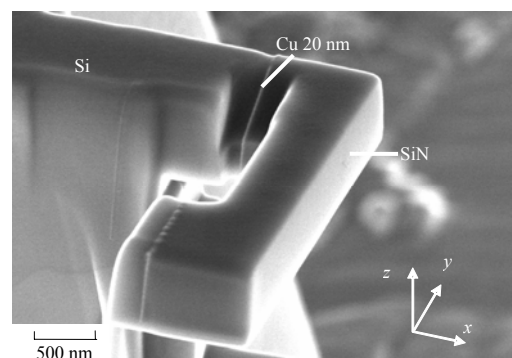


Fig.4 SEM micrograph of a nano-cantilever torsion specimen(T1)

图 4 扭转纳米悬臂梁试样的 SEM 显微照片(T1)

2 数值分析

本文采用商业有限元软件 ABAQUS 对 Cu/Si 界面端部的裂纹启裂行为进行了弹塑性有限元分析(Finite Element Method, FEM), 分析裂纹启裂时 Cu/Si 界面上的临界应力分布。图 6(a)和(b)分别为直纳米悬臂梁试样 A1 和扭转纳米悬臂梁试样 T1 的典型有限元网格。该有限元计算模型通过对试样的 SEM 和 TEM 显微图片进行综合分析构建而成。在划分网格时, 由于 Cu/Si 界面自由端的附近区域存在强烈的应力集中, 故将该区域划分为更细密的网格以保证计算精确度。

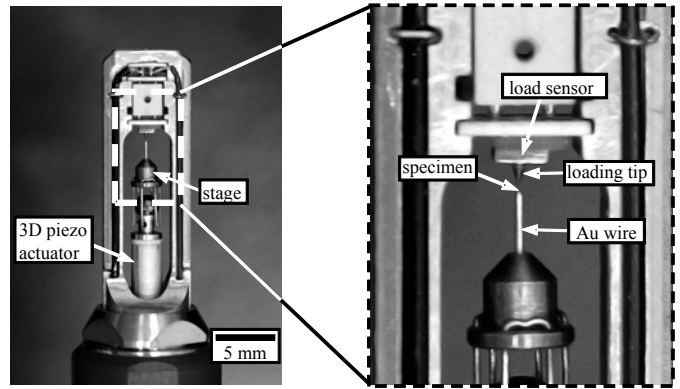


Fig.5 Minute loading apparatus for interface fracture experiments of nanoscale specimens

图 5 纳米试样界面分层破坏实验中的加载装置

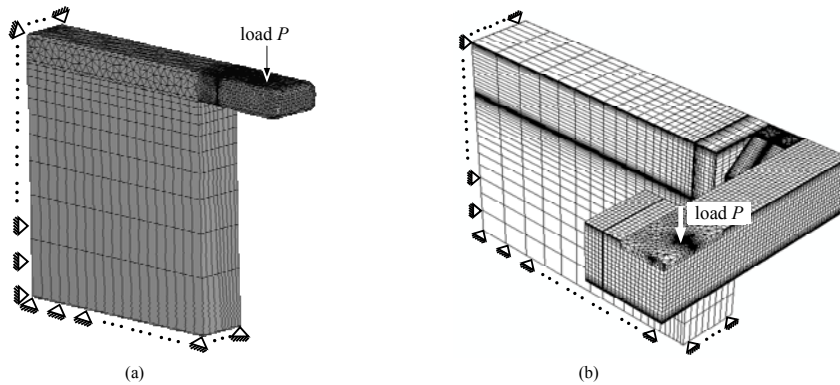


Fig.6 Typical finite element meshes of (a) the straight nano-cantilever specimen A1 and (b) the nano-cantilever torsion specimen T1

图 6 (a) 直纳米悬臂梁试样 A1 的典型有限元网格; (b) 扭转纳米悬臂梁试样 T1 的典型有限元网格

在纳米悬臂梁试样中, 铜薄膜的屈服强度远小于硅基体($\sigma_y > 3.4 \text{ GPa}^{[12]}$)和氮化硅层($\sigma_y > 8.4 \text{ GPa}^{[13]}$)的屈服强度, 所以在加载过程中铜薄膜内会产生弹塑性变形。本文将之前实验测得的铜薄膜的弹塑性本构关系^[14]用于数值分析中, 如式(1)所示, 其对纳米量级试样中界面分层破坏问题的适用性已得到了验证。

$$\sigma = \begin{cases} 129\,000\varepsilon, & \sigma \leq 765 \text{ MPa} \\ 3\,316\varepsilon^{0.3}, & \sigma \geq 765 \text{ MPa} \end{cases} \quad (1)$$

式中 σ 和 ε 分别为 Mises 等效应力和等效应变。表 3 给出了有限元分析模型中的各部分材料的弹性常数。

表 3 材料弹性常数

Table3 Elastic constants of materials

material	Young's modulus/GPa	Possion's ratio	C_{11} /GPa	C_{12} /GPa	C_{44} /GPa
Cu	129	0.34			
SiN	197	0.27			
Au	78	0.44			
C	400	0.30			
Si			167.4	65.23	79.57

3 实验结果及讨论

3.1 直纳米悬臂梁试样中界面单一型裂纹启裂实验

图 7 为实验过程中直纳米悬臂梁试样 A1 的载荷-时间曲线($P-t$ 曲线)和 3 个特定载荷水平(图中的 A,B,C 三点)对应的 TEM 显微图片。如图 7(a)所示, 在加载头接触试样的 SiN 层之后, 施加的载荷单调增大至一个峰值(B 点, $16.88 \text{ }\mu\text{N}$), 随即迅速降低至零点(C 点)。图 7(b)则表明, 在载荷达到最大值之前, 试样中没有裂纹产生; 而在载荷的最大值之后, 试样中产生了界面裂纹。也就是说, 当载荷达到点 B 时, 裂纹在 Cu/Si 界面的

端部萌生,并迅速沿着界面扩展。通过进一步观察 Cu/Si 界面端部,未发现在界面两侧残存有不同材料,这证实了实验中的破坏过程为界面分层破坏。此外,在其他 2 个试样的实验中也观察到了相似的界面分层破坏过程。因此,将载荷的最大值 P_c 定义为 Cu/Si 界面端部裂纹启裂的临界载荷。表 4 给出了 A1 试样的临界载荷的具体数值。

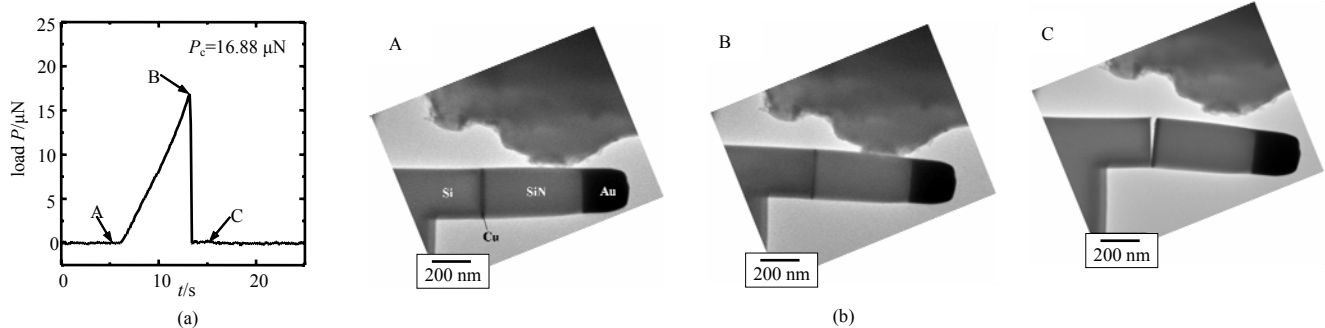


Fig.7 (a) Loading curve of specimen A1 and (b) TEM micrographs during the crack initiation at the Cu/Si interface edge

图 7 (a) 试样 A1 的载荷-时间曲线; (b) Cu/Si 界面端部裂纹启裂过程 TEM 显微图片

表 4 Cu/Si 界面端部裂纹启裂的临界载荷

Table4 Critical load for the crack initiation at the Cu/Si interface edge	
specimen	critical load, $P_c/\mu\text{N}$
A1	16.88

表 5 Cu/Si 界面端部裂纹启裂的临界载荷

Table5 Critical load for the crack initiation at the Cu/Si interface edge	
specimen	critical load, $P_c/\mu\text{N}$
T1	49.9
T2	25.6
T3	12.0

3.2 扭转纳米悬臂梁试样中界面复合型裂纹启裂实验

图 8 为实验过程中扭转纳米悬臂梁试样 T1 的载荷-时间曲线($P-t$ 曲线)和 3 个特定载荷水平(图中的 A,B,C 三点)对应的 TEM 显微图片。如图 8(a)所示,加载头在 A 点接触试样的 SiN 层之后,施加的载荷单调增大至一个峰值(B 点, 49.9 μN),随即迅速降低至 C 点所对应的载荷水平。图 8(b)则表明,在载荷达到最大值之前,试样中没有裂纹产生;而在载荷的最大值之后,试样中产生了界面裂纹。也就是说,当载荷达到点 B 时,裂纹在 Cu/Si 界面的端部萌生,并迅速沿着界面扩展。通过进一步观察 Cu/Si 界面端部,未发现在界面两侧残存有不同材料,这证实了实验中的破坏过程为界面分层破坏。在其他 2 个试样的实验中也观察到了相似的界面分层破坏过程。因此,将载荷的最大值 P_c 定义为 Cu/Si 界面端部裂纹启裂的临界载荷,表 5 给出了 3 个试样的临界载荷的具体数值。

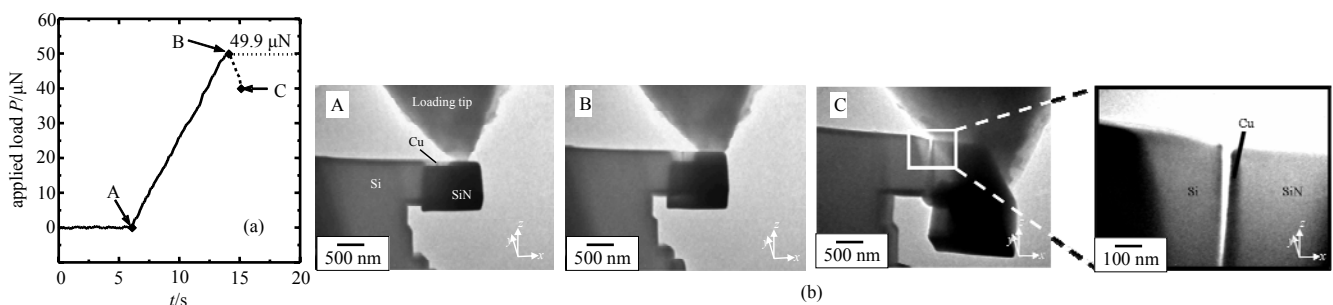


Fig.8 (a) Loading curve of specimen T1 and (b) TEM micrographs during the crack initiation at the Cu/Si interface edge

图 8 (a) 试样 T1 的载荷-时间曲线; (b) Cu/Si 界面端部裂纹启裂过程 TEM 显微图片

3.3 Cu/Si 界面启裂瞬时的临界应力分布与力学判据

图 9 为不同的纳米悬臂梁试样中裂纹启裂时 Cu/Si 界面上法向应力 σ_{xx} 和切向应力 τ_{xy} 沿加载方向的分布图。在直悬臂梁试样 A1(图 9(a))中,法向应力比切向应力大 2 个数量级,说明该试样中法向应力控制着 Cu/Si 界面端处的启裂过程。图 9(b)~(d)给出了随着加载点位置的变化,即 L/l 比值的变化,不同扭转纳米悬臂梁试样中界面上切向应力与法向应力比值的变化。在试样 T1 中,切向应力的大小与法向应力几乎相等(图 9(b))。在试样 T2 中,则获得了更大的切向应力与法向应力的比值(图 9(c))。而在试样 T3 中,切向应力则 10 倍于法向应力的大小(图 9(d))。这里需要注意的是,在所有试样中,法向应力和切向应力均集中在距界面端 100 nm 的范围内。以上各试样中应力分布的变化证实了悬臂梁弯曲法对纳米尺度界面分层破坏行为研究的适用性与可靠性。

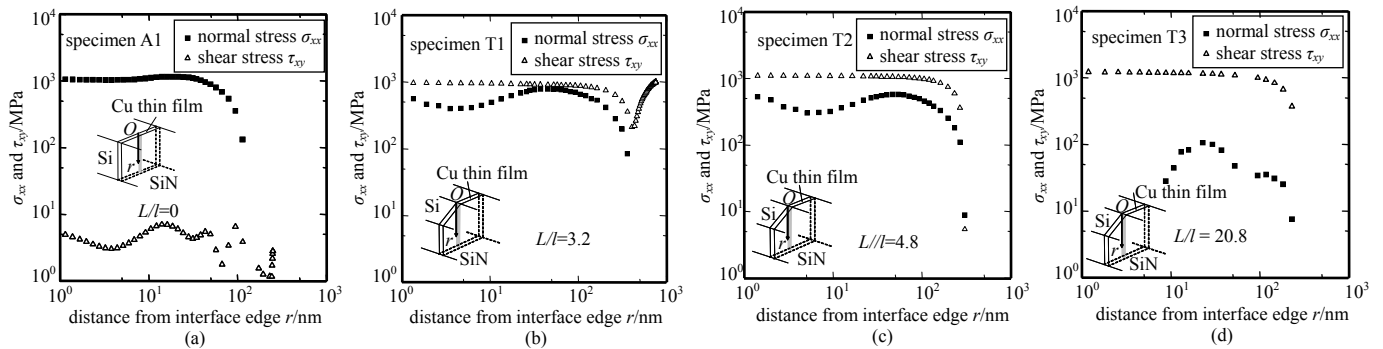


Fig.9 Critical stress distribution along the Cu/Si interface of (a) the straight nano-cantilever specimen and (b)–(d) torsion nano-cantilever specimens

图 9 (a) 直纳米悬臂梁试样的临界应力分布; (b)–(d) 扭转纳米悬臂梁试样中 Cu/Si 界面上的临界应力分布

因为在扭转纳米悬臂梁法中, 扭矩和弯矩同时被施加在 Cu/Si 界面上, 故而可通过讨论最大切向应力与法向应力之间的关系获得界面端部裂纹启裂的准则。之前的实验研究表明, 距界面端部 30 nm 以内的应力场控制着界面的开裂过程^[15]。因此, 将在距界面端 30 nm 范围内最大切向应力和法向应力的平均值作为控制裂纹启裂的名义应力分量, 即 σ_{mc} 和 τ_{mc} 。图 10 为全部 4 个试样(A1,T1,T2 和 T3)的法向应力 τ_{mc} 与最大切向应力 σ_{mc} 的关系图。在直悬臂梁试样 A1 中, τ_{mc}/σ_{mc} 的值几乎为 0, 即法向应力主导着界面端的裂纹启裂过程。在扭转纳米悬臂梁试样 T1~T3 中, τ_{mc}/σ_{mc} 的值分别为 1.6, 2.5 和 19, 表明上述试样中的界面裂纹启裂过程为不同复合型的分层破坏过程。采用最小二乘法对获得的实验数据进行拟合发现, σ_{mc} 和 τ_{mc} 之间存在一个简单的圆形关系, 如式(2)所示:

$$\sigma_{mc}^2 + \tau_{mc}^2 = 1143^2 \quad (2)$$

因此, 纳米部件中界面端部裂纹启裂的破坏准则为法向应力和最大切向应力之间的圆形准则。

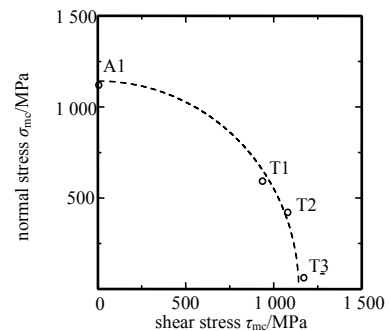


Fig.10 Criterion for the fracture of nanoscale interface

图 10 纳米尺度界面裂纹分层破坏判据

4 结论

为了系统研究纳米尺度界面端部的裂纹启裂行为, 基于悬臂梁弯曲法设计了全新的直纳米悬臂梁试样和扭转纳米悬臂梁试样, 用以开展 20 nm 厚铜薄膜和硅基体间界面单一型和复合型裂纹启裂实验。所获得结果总结如下:

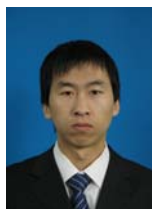
- 1) 在直纳米悬臂梁实验中, Cu/Si 界面启裂瞬时法向应力远大于切向应力, 法向应力控制着界面端部裂纹启裂的行为, 为单一型(I型)裂纹启裂。
- 2) 利用扭转纳米悬臂梁法, 通过改变加载点的位置, 精确控制界面上最大切向应力与法向应力的比值, 即不同破坏类型的复合程度。通过有限元分析, 发现所有试样中的应力集中区域均在距界面端 100 nm 的范围内。
- 3) 在扭转纳米悬臂梁实验中, 在 Cu/Si 界面端部成功获得了不同复合型的界面裂纹, 且在 TEM 中精确观测、记录了界面裂纹启裂时的临界载荷。
- 4) 纳米尺度界面端部裂纹启裂的破坏准则可用法向应力和最大切向应力之间的圆形准则表示。

参考文献:

- [1] 高跃民, 姬海英. 超声波电机的装配调试技术[J]. 太赫兹科学与电子信息学报, 2011, 9(6): 778–781. (GAO Yuemin, JI Haiying. Assembly and debugging technology for ultrasonic motor[J]. Journal of Terahertz Science and Electronic Information Technology, 2011, 9(6): 778–781.)
- [2] Auersperg J, Dudek R, Jordan R, et al. On the crack and delamination risk optimization of a Si-interposer for LED packaging[J]. Microelectronics Reliability, 2014, 54(6–7): 1223–1227.
- [3] 尚福林, 北村隆行, 平方宽之. 微纳米材料及其结构的界面强度的实验研究[J]. 力学进展, 2008, 38(4): 437–452. (SHANG Fulin, Kitamura T, Hirakata H. Experimental study on interface strength of micro/nano-materials and their structures[J]. Advances in Mechanics, 2008, 38(4): 437–452.)
- [4] LU M Y, XIE H T, HUANG H. Characterisation of interfacial adhesion of thin film/substrate systems using indentation-induced delamination: a focused review[J]. Key Engineering Materials, 2012, 533: 201–222.

- [5] Ramos N M M, Simoes M L, Delgado J M P Q, et al. Reliability of the pull-off test for in situ evaluation of adhesion strength[J]. Construction and Building Materials, 2011, 31: 86–93.
- [6] CUI Y, YI K, HU G, et al. Interface characteristics of peeling-off damages of laser coatings[J]. Applied Surface Science, 2014, 290: 71–79.
- [7] CAO Z, WANG P, GAO W, et al. A blister test for interfacial adhesion of large-scale transferred graphene[J]. Carbon, 2014, 69: 390–400.
- [8] LU P, XIAO X, Lukitsch M, et al. Interface characterization of diamond-coated tools by scratch testing and simulation[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 206: 1860–1866.
- [9] LU M Y, XIE H T, HUANG H. A FIB and TEM based experimental method for interface delamination in nanoscale materials and its application[J]. SCIENTIA SINICA Physica, Mechanica & Astronomica, 2014, 44(6): 593–598.
- [10] SHANG Fulin, Kitamura T, Hirakata H, et al. Experimental and theoretical investigations of delamination at free edge of interface between piezoelectric thin films on a substrate[J]. International Journal of Solids and Structures, 2005, 42: 1729–1741.
- [11] LIU Y, ZHOU J, SHEN T. Effect of nano-metal particles on the fracture toughness of metal-ceramic composites[J]. Materials & Design, 2013, 45: 67–71.
- [12] Nix W D. Mechanical properties of thin films[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1989, 20: 2217–2245.
- [13] Lee K S, Wuttiphon S, HU X Z, et al. Contact-induced transverse fractures in brittle layers on soft substrates: a study on silicon nitride bilayers[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1998, 81: 571–580.
- [14] Sumigawa T, Shishido T, Murakami T, et al. Evaluation on plastic deformation property of copper nano-film by nano-scale cantilever specimen[J]. Thin Solid Films, 2010, 518: 6040–6047.
- [15] Sumigawa T, Shishido T, Murakami T, et al. Interface crack initiation due to nano-scale stress concentration[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527: 796–803.

作者简介：



闫亚宾(1984–)，男，河北省保定市人，博士，助理研究员，主要研究方向为微纳米材料的塑性变形、断裂、疲劳及蠕变等力学特性的实验研究与数值分析。email: yanyabin@gmail.com.

王晓媛(1984–)，女，西安市人，博士，助理研究员，主要研究方向为微纳米功能材料多物理场耦合特性的数值与理论研究。

《项目管理知识体系核心要素培训班》的通知

各会员单位、各有关单位：

为了更好地提升广大科技人员和管理人员在项目的制定、采购、风险控制、质量管理、市场拓宽和融通等方面业务水平，中国雷达行业协会定于 2015 年 11 月 2 日~2015 年 11 月 3 日在北京举办项目与创新系列课程讲座之一——《项目管理知识体系核心要素培训班》。

企业的发展离不开项目，项目始终贯穿在企业发展的过程中。项目管理知识体系是一个综合性、系统性的管理实践活动。通过设计来达到项目管理活动的最终目标，项目实施过程要求可操作性和目的的一致性。项目管理必须以一定的时间为期限，否则就失去了它的意义。

这个知识体系把项目管理归纳为范围管理、时间管理、费用管理、质量管理、人力资源管理、风险管理、采购管理、沟通管理和整合管理九大知识领域。

组织的成功依赖于每个项目的成功。随着市场竞争的日益加剧，按以往维持现状的执行系统越来越不能满足不断变化的市场需求，市场机会通常都是短暂的——所有的项目都必须在有限的时间内完成，因而项目管理也越来越受到企业的重视。

此次我们特别聘请了知名实战派项目管理专家郭致星教授主讲。

会务事项详情见：<http://www.iaccj.com>