器件韧性镀膜微划痕破坏机理研究*

FAILURE MECHANISM OF DEVICES WITH DUCTILE COATING UNDERGOING THE MICRO-SCRATCHING

赵满洪　唐　山　魏悦广

(中国科学院力学研究所 非线性力学国家重点实验室,北京 100080)

ZHAO Manhong　TANG Shan　WEI Yueguang

(*State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics Chinese Academy of Sciences, Beijing* 100080, *China*)

摘要　对硅基体上之韧性镀膜(铝膜)的粘结强度及破坏机理进行微划痕实验及理论研究,从实验中观察出该体系的破坏特征,进而测量出微划痕水平驱动力、划痕深度随划痕水平位移并伴随有界面脱胶发生时的变化规律。针对微划痕破坏特征,建立了双粘聚力模型,并对由微划痕引起的界面弹塑性脱胶进行了数值模拟,给出界面脱胶时能量释放率随其他材料参数变化的理论预测曲线,并将预测值与文中的铝/硅实验结果及与文献中关于铂/氧化镍的实验结果进行对比,达到基本符合。通过对韧性薄膜/脆性基体的微划痕实验研究和理论分析,获得如下主要结论:(1)韧性膜的微划痕破坏特征为,当划刀尖端接近界面时,将突然发生薄膜沿界面的脱胶现象,并在界面附近脆性基一侧形成界面裂纹并扩展;微划痕的水平驱动力表征了整个薄膜脱胶体系的能量释放率;薄膜或涂层材料的塑性变形对微划痕过程有较强的抑制作用。(2)界面的分离强度和材料的剪切强度对微划痕过程有重要的影响。(3)划痕刀片的几何特征角对刻痕水平驱动力影响不大。

关键词　微划痕实验　水平驱动力　能量释放率　双粘聚力模型

Abstract　The adhesive strength and failure of the ductile coating film/Si-substrate system undergoing the micro-scratch loading are studied experimentally and theoretically. The failure characteristics of the system are observed. Moreover, the relationships of the horizontal driving force and the scratch depth with scratch distance accompanying the delamination on the interface are measured. For the scratch characters, a double-cohesive zone model is developed, by which the numerical simulation of the elastic-plastic delamination of the interface is carried out. Theoretical prediction of the energy release rate with other parameters under interface delaminating is obtained. The applications of the prediction result to the present experiment for Al/Si and to the experiment for Pt/NiO in literature show that both results are consistent. Through experimental research and theoretical analysis for the micro-scratch process of the ductile film/brittle substrate, the following conclusions are reached. (1) The micro-scratch failure characteristic of the ductile film is that when the scratching tip approaches the interface, delaminating phenomenon of the film along the interface takes place abruptly and at the side of brittle substrate near the interface a crack is formed and propagated. The total energy release rate of the film delaminating system is characterized by the horizontal driving force. The plastic deformation of the film (or coating material) has a strong shielding to the scratch process. (2) The interface separation strength and material shear strength have considerable influence on the micro-scratch process. (3) The influence of the scratch knife angle on the horizontal driving force is insensitive.

Key words　**Micro-scratch test; Horizontal driving force; Energy release rate; Double-cohesive zone model**

Correspondent: *ZHAO Manhong*, *E-mail*: *mhzhao@LNM.imech.ac.cn*, *Fax*: +86-10-62561284

The project supported by the National Nature Science Foundations of China (No. 19891180 and 19925211) and the "Bai Ren Plan" of Chinese Academy of Sciences.

Manuscript received 20010703, in revised form 20010805.

1　引言

对于由硅材料制成的MEMS器件,为了某些特殊的用途,往往需要在其表面镀一层韧性保护层,或者硅材料直接与金属薄膜(通常为铝膜)粘结制成微电子器件(如二级管等等)[1]。此类产品的质量,主要取决于硅和金属薄膜界面的粘结强度[2]。微划痕实验(Scratch test)是一种非常有效的实验方法,可用于检验薄膜或镀层与基体界面的粘结强度[3]。

微划痕实验的基本原理简述为(参考图1),在材料表面沿垂直于表面方向施加一压痕力,使得金刚石划刀顶端陷入材料内部,然后通过移动试样,固定的刀片将作用给材料表面一水平驱动力,并产生划痕;增加压痕力(即垂直力)和划痕深度,水平力将相应增大,最

* 20010703收到初稿,20010805收到修改稿。国家自然科学基金(19891180,19925211)和中科院"百人计划"联合资助。

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

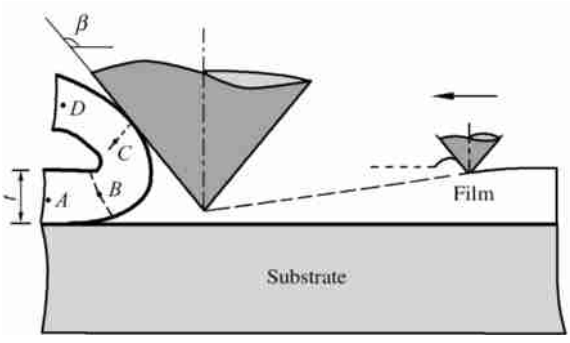


图 1 沿韧性薄膜的微划痕实验
Fig. 1 Micro-scratch test on ductile film

终导致表面粘滞薄膜的脱胶或表面涂层的脱层。通过测量所施加的垂直力和平行于界面的水平驱动力以及划痕深度和划痕的几何特征,进而获得材料的表面和界面性能。该种实验所对应的材料表面破坏特征主要有两种类型[4~8],第一种为一带状薄膜或涂层材料沿界面被劈开,并随着刀片相对试样移动而形成圆环状卷曲残余带。根据材料塑性性能的不同,通常这一割带的几何特征(曲率)不相同(通常对韧性薄膜情况)。第二种类型对应在材料表面形成一压痕带,而材料并未被劈开,但由于刀片与材料表面间的磨擦力作用,使得压痕带内薄膜或涂层材料损伤破坏,并沿界面脱胶(通常对脆性薄膜情况)。本文将对第一种破坏模式进行详细实验研究、理论分析和讨论。

对于从微划痕实验角度研究材料表面性能及薄膜或涂层的脱胶机理,到目前为止已有广泛的实验研究,而对微刻痕实验进行较细致的理论研究则较少[3]。因为精细的理论研究将不可避免地涉及到材料表面破坏带在三维有限变形弹塑性(非线性)情况下的扩展问题,极其困难。如何有效地建立起在薄膜或涂层沿基体界面脱粘临界状态的划痕驱动力与材料及界面性能参数以及与划痕几何参数之间的关系,是该项研究工作的关键。除实验研究外,本文还将从划痕破坏带扩展的三维情况出发,采用划痕界面分离和材料剪切破坏的双粘聚力模型分析,建立微划痕水平驱动力与材料及界面的若干参量之间的关系,并与本文对铝膜/硅基的实验结果及与文献中的铂/氧化镍实验结果进行对比。

2 微划痕实验

2.1 样品制备

考虑常用的 MEMS 器件或微电子器件,即考虑铝膜/硅基体系。在本实验中,选用多晶铝薄膜/单晶硅基体作为试验材料。试样的制备在北京大学微电子研究所的、由美国 Sputtered Film 公司生产的 Research Ⅱ型 S 枪磁控溅射台上完成。

在单晶硅(Si)的〈100〉晶面上利用磁控溅射的方法沉积一层多晶态纯铝(Al)。镀膜时压力为 4.6 mTorr,保护气为 Ar 15 SCCM,设备功率为 1 000 W。分别选取薄膜厚度为 0.4 μm、0.8 μm、1.2 μm。这种样品的制备条件完全是模拟实际器件而制作的。

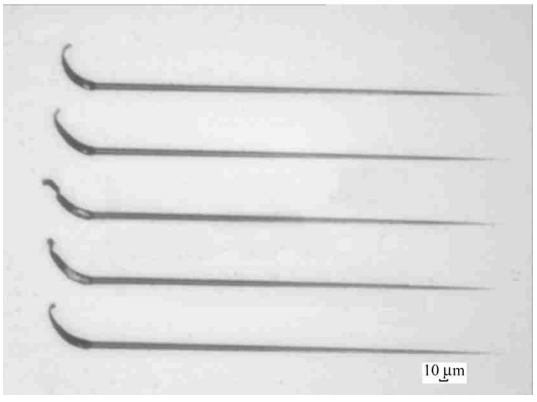
样品制成后,微划痕实验是在中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室的 MTS 公司生产的 Nanoindenter XP 设备上完成的。

所有实验根据薄膜厚度的不同分成三组,0.4 μm、0.8 μm、1.2μm,实验时施加一个三角波形式的垂直载荷,根据试样厚度的不同,在每组实验中施加不同的垂直载荷量程,加载时间均为 50 s。

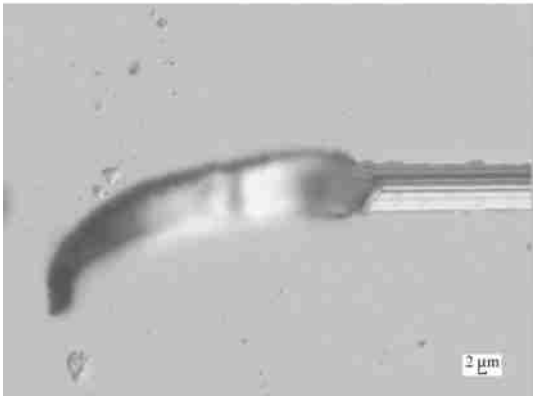
2.2 实验结果

由于铝具有良好的韧性,从图 2 中材料的表面形貌可以看到试样出现了明显的划痕臂,在划痕过程中形成具有一定残余曲率的卷曲带。通过测量残余曲率及水平驱动力,可以获得材料界面的粘结性能。文献[5]详细研究了位于陶瓷表面的高分子膜的微划痕破坏特征,清楚地给出了残余卷曲带的几何和破坏特征,以此为基础获得了界面脱胶的断裂功。在本文研究中,主要针对 Al/Si 体系的破坏机理进行研究。当膜厚为 0.4 μm、垂直载荷量程小于 30 mN 时,划刀并未到达界面,因此下面主要介绍其他两种膜厚的结果。

图 3a、b为膜厚为0.8μm的试样受不同载荷(垂



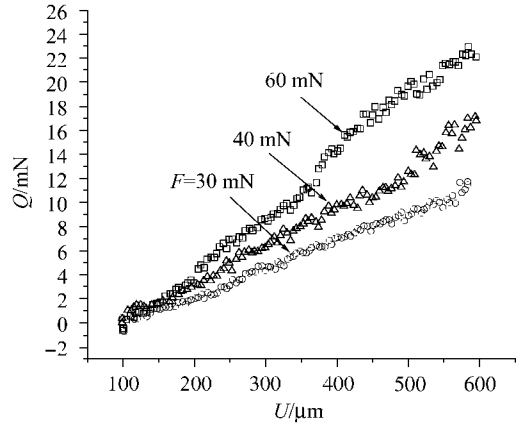
(a) 几种微划痕形貌
(a) Profile of scratched sample



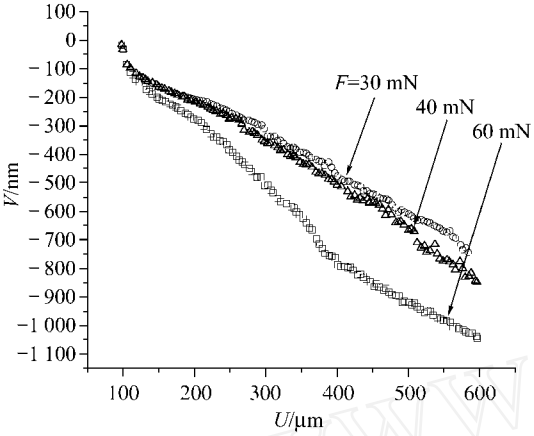
(b) 微划痕及卷曲带放大图片
(b) Magnified photo of scratch and residual strip

图 2 经历微划痕的样品 Al 的表面形貌
Fig. 2 Profile of the Al sample's surface after micro-scratch

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net



(a)



(b)

图 3　铝膜厚度为 800 nm 时的划痕水平驱动力(a)和划痕深度(b)随划痕长度的变化关系;分别对应三种垂直载荷量程情况

Fig. 3　Relation of horizontal driving force to (a) depth of scratch and (b) scratch displacement with the thickness of 800 nm of Al film. For three different vertical load respectively

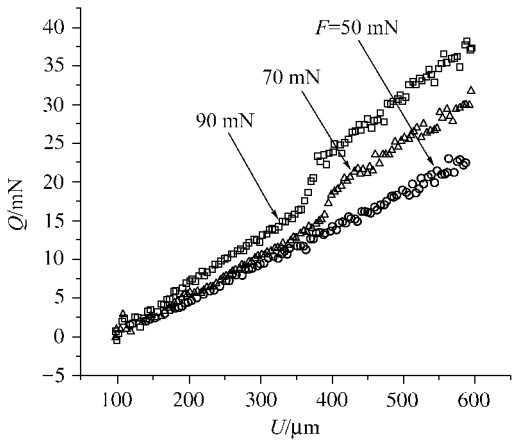


图 4　铝膜厚度为 1 200 nm 时的划痕水平驱动力随划痕长度的变化关系

Fig. 4　Relation of horizontal driving force to scratch displacement on the Al film of the thickness 1 200 nm

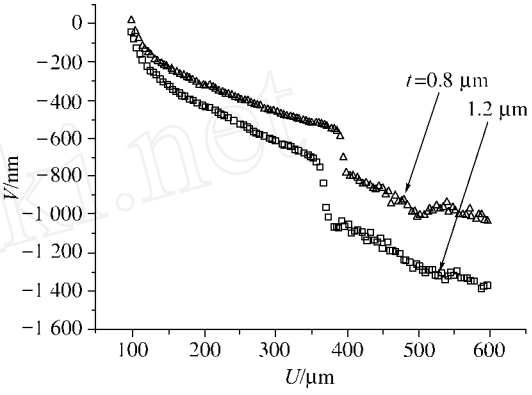


图 5　膜厚分别为 800 nm 和 1 200 nm 时的划痕位移变化特征界面脱胶及断裂现象被清楚地展现出来

Fig. 5　Variation of scratch displacement for film thickness 800 nm and 1 200 nm. Delamination and fracture phenomena are displayed

直载荷量程分别为 $F = 30$ mN ,40 mN ,60 mN) 时水平驱动力 Q、划痕深度随划痕水平位移 U 的变化。垂直载荷量程 $F = 30$ mN 的情况中,水平驱动力曲线没有出现大的波动,因为划刀在划痕过程中并未到达界面,这点还可从图 3b 中看出。此时没有出现薄膜的脱胶现象。在 40 mN 的垂直载荷量程情况下,当划痕长度达到大约 500 μm 时,水平驱动力出现较大的波动,并且整体有一个跃升;相应的划痕深度曲线在此处有一个跌落,此时恰好划刀达及界面。当垂直载荷量程为 60 mN时,水平驱动力的跃升和划痕深度的跌落发生在划痕长度约为 350 nm 的地方。另外,从图 3b 中可以看出划痕曲线的跌落都发生在大约 650 nm 处,此时薄膜发生了脱胶,划痕深度恰好等于薄膜的厚度。在刻刀达到界面时,即划痕深度与膜厚相等,由于硅与铝的界面结合通常很好,以及硅的高脆性和低强度,脱胶现象并没有沿着界面进一步的扩展,而是在界面偏下方的硅基体中发生裂纹扩展。

同样,在图 4 中(膜厚 1.2 μm,垂直载荷量程分别为 50 mN、70 mN、90 mN) 也出现了类似于图 3 中的水平驱动力跃升的情形。从图 3a 和图 4 可明显看出,随着垂直载荷量程的增大,水平驱动力明显增大,而且划刀易达到界面。

图 5 示出膜厚分别为 0.8 μm 和 1.2 μm,分别在垂直载荷量程为 70 mN 和 90 mN 时的划痕深度曲线。从图 5 中可清楚看出,铝膜/硅基的微划痕破坏特征可表述为,在划痕深度接近薄膜厚度时,薄膜突然发生脱胶,在界面偏向基体一侧形成基本平行于界面的裂纹并发生裂纹扩展。

3　双粘聚力模型

3.1　基本问题描述及简化

根据材料在微划痕实验中的破坏特征(见图 2),可将问题简化为图 6 所示的基本问题。需要指出的是,实际的划痕断面形状为一对称的曲边三角形,为分析简单起见,在此将该对称曲边三角形按照横截面面积等效为一扁平矩形截面处理。矩形刻槽的宽度为 W、深度为 t,刀片所施加的水平驱动力的总合力为 WQ。随着划痕过程的进行,被切割带经历了从自由

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

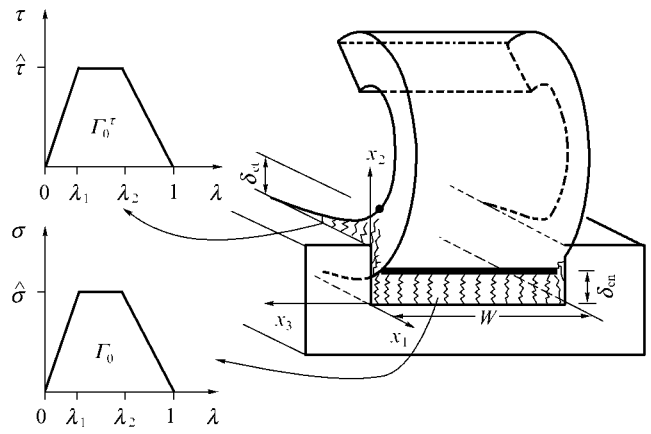


图 6 韧性膜微划痕破坏的双粘聚力模型;沿界面撕裂的分离粘聚力区和沿两侧面剪切破坏的剪切粘聚力区

Fig. 6 Double-cohesive model of ductile film micro-scratch; separation cohesive zone along the interface and shear cohesive zone along two shear failure surfaces

状态、约束弹塑性弯曲变形状态直到完全塑性卸载的圆环状残余弯曲带状态,这一过程可由材料的弯曲/曲率关系刻划。值得提出的是,对这一变形过程的刻划是建立水平划痕力(驱动力)与材料和几何参数之间关系的关键。

在卷曲带上位于粘聚力区附近选取一参考截面 B,参考图 1,脱层薄膜或涂层在 B 截面右部(向着 x_1 轴的正方向)为大挠度及大转动塑性卸载的弯曲变形,而 B 截面左部为小变形区。B 截面应位于脱胶层顶端面(近似平行于 x_3 轴)的前方附近。图 1 中的 C 点为划痕刀片斜面与脱胶层表面接触点所在的脱胶层横截面的中点。整个问题可以分为两个问题来处理,参考文献[10],即 B 截面右部按板的弹塑性卸载大挠度大转动进行分析,对应图 6 中卷曲带;而剩下部分则按分层定常扩展的三维弹塑性问题进行处理。第一个问题的解答易于获得,关键是第二个问题的求解。为了对脱层机理进一步刻划和描述,在分层界面和薄膜(涂层)材料的剪切破坏断面引入了两种粘聚力模型,如图 6 中插图所示。

3.2 双粘聚力模型

参考图 6,界面($x_2 = 0$ 面)的脱层由分离粘聚力模型刻划;而材料的横向($x_3 = 0$ 面)剪切破坏则由剪切粘聚力模型刻划。图中的 δ_{cn} 和 δ_{ct} 分别为两种粘聚力模型所对应的粘聚面最大相对位移。

令($\delta_1, \delta_2, \delta_3$)分别为粘聚力区两侧表面沿($x_1, x_2, x_3$)方向的相对位移。定义一无量纲相对位移量为[9]

$$\lambda = \delta_c^{-1} \sqrt{\delta_1^2 + \delta_2^2 + \delta_3^2} \tag{1}$$

在界面分离的临界状态,$\lambda = 1$;对于分离粘聚力模型,$\delta_c = \delta_{cn}$;而对于剪切粘聚力模型,$\delta_c = \delta_{ct}$。相应的分离面力的合力与 λ 的关系 $\sigma(\lambda)$ 或 $\tau(\lambda)$ 分别见图中的插图所示。

以分离粘聚力模型为例,推导分离面面力分量的表达式。定义一面力势函数

$$\Pi(\delta_1, \delta_2, \delta_3) = \delta_{cn} \int_0^{\lambda} \sigma(\lambda') \mathrm{d}\lambda' \tag{2}$$

那么,可以推导出相应的分离粘聚力分量的表达式

$$(T_1, T_2, T_3) = \left(\frac{\partial \Pi}{\partial \delta_1}, \frac{\partial \Pi}{\partial \delta_2}, \frac{\partial \Pi}{\partial \delta_3} \right) = \frac{\sigma(\lambda)}{\lambda \delta_{cn}} (\delta_1, \delta_2, \delta_3) \tag{3}$$

类似地,对于剪切粘聚力模型,相应的剪切粘聚力分量可表述为

$$(T_1, T_2, T_3) = \frac{\tau(\lambda)}{\lambda \delta_{ct}} (\delta_1, \delta_2, \delta_3) \tag{4}$$

沿粘聚面单位面积的分离功,对于分离粘聚力模型为

$$\Gamma_0 = \frac{1}{2} \sigma \delta_{cn} (1 + \lambda_2 - \lambda_1) \tag{5}$$

对于剪切粘聚力模型

$$\Gamma_0^{\tau} = \frac{1}{2} \tau \delta_{ct} (1 + \lambda_2 - \lambda_1) \tag{6}$$

以往对粘聚力模型研究得出该模型的形状差异,即 λ_1 和 λ_2 的不同取值对结果影响较小。为了避免过多参数的引入使问题变得过于复杂,在以下的分析中,取 $(\lambda_1, \lambda_2) = (0.15, 0.5)$。

如果进一步考虑两种粘聚力模型的相对位移临界值相等,即 $\delta_{cn} = \delta_{ct} = \delta_c$,则有

$$\Gamma_0^{\tau} / \Gamma_0 = \tau / \sigma \tag{7}$$

4 理论分析模型和数值模拟方法

图 6 中给出双粘聚力模型的示意图。整个系统的变分方程可写为

$$\begin{aligned}
&\int_V \delta\varepsilon_{ij} \sigma_{ij} \mathrm{d}V = \int_V \delta\varepsilon_{ij} D^{e}_{ijkl} \varepsilon^{e}_{kl} \mathrm{d}V = \\
&\int_V \delta\varepsilon_{ij} D^{e}_{ijkl} (\varepsilon_{kl} - \varepsilon^{p}_{kl}) \mathrm{d}V = \\
&\sum_{k=1}^{3} \left\{ \int_{S_k^+} \delta u_i t_i \mathrm{d}S + \int_{S_k^-} \delta u_i t_i \mathrm{d}S \right\} + WQ\delta |\Delta_1| = \\
&- \sum_{k=1}^{3} \int_{S_k} \delta |u_i^+ - u_i^-| \cdot |T_i| \mathrm{d}S + WQ \cdot \delta |\Delta_1| = \\
&- \sum_{k=1}^{3} \int_{S_k} \delta |\delta_i| \cdot |T_i| \mathrm{d}S + WQ \cdot \delta |\Delta_1|
\end{aligned} \tag{8}$$

其中 S_k ($k = 1, 3$)为三个粘聚力面,(u_i, t_i)为粘聚力面位移和面力的坐标分量;(δ_i, T_i)为粘聚力面的相对位移和面力分量,其定义见式(1)至式(4)。Δ_1 为划痕水平驱动力作用点的位移。

基于式(8),可以构造划痕问题的有限元求解,其塑性增量本构关系如下

$$\dot{\sigma}_{ij} = \frac{E}{1+\nu} \left\{ \delta_{ik}\delta_{jl} + \frac{\nu}{1-2\nu} \delta_{ij}\delta_{kl} - \right.$$

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

$$\frac{(3/2)\,\Omega}{[1+(2/3)(1+\nu)H/E]\sigma_e^2}\sigma'_{ij}\sigma'_{kl}\Big\}\dot{\varepsilon}_{kl} \tag{9}$$

σ'_{ij} 为应力偏量;$\sigma_e=\sqrt{3\sigma'_{ij}\sigma'_{ij}/2}$ 为等效应力;$\Omega=1$ 为塑性加载,否则 $\Omega=0$;H 为塑性硬化模量,当考虑幂硬化材料

$$\begin{aligned}&\varepsilon=\sigma/E && \text{当 } \sigma<\sigma_Y\\ &\varepsilon=(\sigma_Y/E)(\sigma/\sigma_Y)^{1/N} && \text{当 } \sigma\geq\sigma_Y\end{aligned} \tag{10}$$

则有

$$H=E\{(1/N)(\sigma_e/\sigma_Y)^{1/N-1}-1\}^{-1} \tag{11}$$

对于划痕带定常扩展情况,应力增量和应变增量可表示为

$$(\dot{\sigma}_{ij},\dot{\varepsilon}_{ij})=V(\partial\sigma_{ij}/\partial x_1,\partial\varepsilon_{ij}/\partial x_1) \tag{12}$$

其中 V 为破坏带沿 x_1 坐标负方向移动的速度,参考图 6。这样式(9)与 V 无关。塑性应变可通过塑性区应力和总应变计算

$$\varepsilon^p_{ij}=\varepsilon_{ij}-D^{e^{-1}}_{ijkl}\sigma_{kl} \tag{13}$$

采用张量与矩阵的基本转换关系及有限元方法的基本关系,不难将虚功方程(8)转化为有限元刚度方程,这样划痕的三维弹塑性定常扩展问题的求解方法和步骤可叙述为[11],首先假设塑性应变分布(首次求解,在式(8)中取 $\varepsilon^p_{ij}=0$),求出位移场并计算出应变场 ε_{ij},由式(9)、式(12)及塑性屈服准则 $\sigma_e=Y$(Y 为当前流动应力)积分求出塑性区及卸载区的应力分布,由式(13)求出塑性应变场。将求出的塑性应变场代入式(8)并重复上述步骤,直到获得收敛的解为止。

考虑基体为弹性材料,弹性模量和泊松比分别为 E_s 和 ν_s。为了进一步简化问题,在本文的分析中,再忽略由于薄膜与基体材料间的弹性失配对解答的影响,即(E_s,ν_s)=(E,ν)。

在划痕定常扩展情况下,所施加的总的单位长度的能量为 WQ,沿分离粘聚力面所消耗的能量为 $\Gamma_0 W$,而沿两个剪切粘聚力面所消耗的能量为 $2t\Gamma_0^\tau$,不妨将塑性变形所消耗的能量记为 $W\Gamma_P$,则由定常扩展时的能量平衡可得

$$Q=\Gamma_0+\frac{2t}{W}\Gamma_0^\tau+\Gamma_P \tag{14}$$

可见,水平驱动力也为界面脱胶的能量释放率,它与界面断裂功(包括分离功和剪切功)和塑性耗散功相平衡。弹性情况 $\Gamma_P=0$。界面的分离能量(拉伸断裂韧度)Γ_0 和材料的剪切能量(剪切断裂韧度)Γ_0^τ 可通过实验测定。这样,划痕导致界面裂纹定常扩展时无量纲形式的水平驱动力可表示为相关独立参数的函数形式如下

$$\frac{Q}{\Gamma_0}=1+\left(\frac{2t}{W}\right)\left(\frac{\tau}{\sigma}\right)+\frac{\Gamma_P}{\Gamma_0}=f\left(\frac{E}{\sigma_Y},\frac{\sigma}{\sigma_Y},\frac{\tau}{\sigma_Y},\frac{t}{R_0},\frac{t}{W},N,\nu,\beta\right) \tag{15}$$

在式(15)中引入了一参考长度参量,其定义为

$$R_0=\frac{E\Gamma_0}{3\pi(1-\nu^2)\sigma_Y^2} \tag{16}$$

该参量的意义为小范围屈服时塑性区沿厚度方向的尺寸。

5　能量释放率的预测及其与实验结果的比较

式(15)中能量释放率的无量纲参数关系可通过基于上述方法的三维有限元数值计算获得,结果如图 7 所示。

图 7a 和 b 分别对不同幂硬化指数情况给出划痕水平驱动力随界面分离强度和材料剪切强度的变化关系。并给出划痕深度宽度比(t/W)对结果的影响。图 7a 为 $N=0.1$ 的情况,图 7b 为 $N=0.3$ 的情况。从图 7a 可知,界面分离强度 σ 和材料的剪切强度 τ 均对微划痕的水平驱动力有重要影响。当界面分离强度较高时,较小的材料剪切强度也会使驱动力急剧增大;随着分离强度增大,驱动力将随剪切强度的增加由缓慢增加过渡为急剧增加。图中也比较了两种刻痕深宽比 t/W 所对应的结果,从结果可知,该比值对结果也有重要影响,随着深度与宽度比值的增大,划痕水平驱动力将增大,这点与通常的实验结果所得结论也完全一致[3~8]。

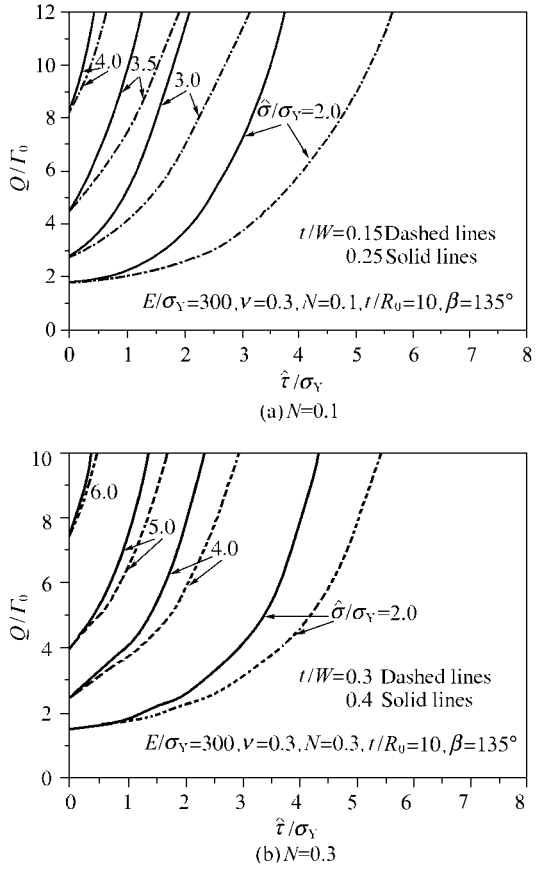


图 7　水平驱动力随界面分离强度和材料剪切强度以及划痕深度宽度比的变化关系

Fig. 7　Relation of horizontal driving force to separation strength, shear strength and the ratio of scratch depth to width

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

从实验结果(见图 5)可知,随着划痕距离的增加,铝膜沿界面的脱胶将很快过渡到定常脱胶状态。此时可结合图 4 和图 3,并利用水平驱动力实验曲线外推的方法初略地定出定常脱胶时的能量释放率的取值。再根据铝薄膜/硅基体界面的粘结功 Γ_0 可得理论与实验的对比,见图 8 所示。同时,在图 8 中也给出文献[4]中关于金属膜(铂)处于氧化镍基体(Pt/NiO)的划痕实验结果。

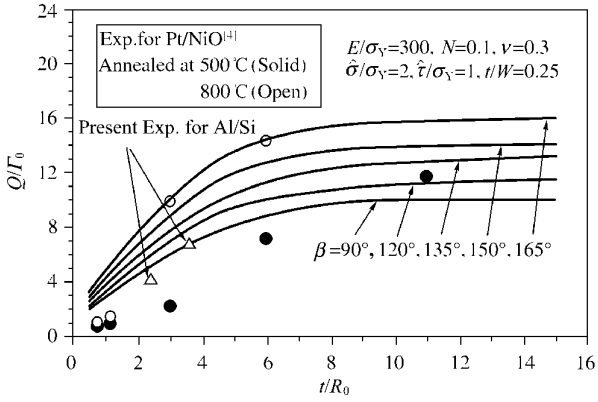


图 8 理论预测和实验结果的对比;实验结果包括本文和文献中的结果

Fig. 8 Comparison of theoretical prediction to experimental results of the present paper and references are included

6 结论及讨论

通过对韧性薄膜/脆性基体的微划痕实验研究和理论分析,获得如下主要结论:

1) 沿韧性薄膜的微划痕破坏特征为当划刀尖端接近界面时,将突然发生薄膜沿界面的脱胶现象,并在界面附近脆性基一侧形成界面裂纹并扩展;微划痕的水平驱动力表征了整个薄膜脱胶体系的能量释放率。

2) 薄膜或涂层材料的塑性变形对微划痕过程有较强的抑制作用。

3) 界面的分离强度和材料的剪切强度对微划痕过程有重要的影响。

4) 划痕刀片的几何特征角对刻痕水平驱动力影响不大。

除此之外,微划痕的水平驱动力还将依赖于划痕深度等划痕几何特征,随着划痕深度的增大,驱动力将增大,并逐步过渡到小范围屈服时的稳定值。

从本文的分析可看出,当界面分离强度和材料剪切强度两者之中的任意一个较大时,另外一个略有增加也将导致强烈的塑性变形,从而使得划痕水平驱动力有非常大的增加,以致于划痕过程难以进行或无法实现。这是由于较高的界面强度或剪切强度引起脱胶层顶端附近发生了较强的塑性应变梯度效应,而本文所采用的传统弹塑性理论则无法刻划这种塑性应变梯度效应[12]。因此,传统弹塑性理论的预测结果,将适用于低的或中等程度的界面分离强度或者材料剪切强度的情况。关于考虑塑性应变梯度理论[12]对裂纹弹塑性定常扩展问题的刻划及分析可参考文献[13]。

References

1 Senturia S D. Microsystem design. London: Kluwer Academic Publishers, 2001.

2 Campbell S A. The science and engineering of microelectronic fabrication. New York: Oxford University Press, 1996.

3 Blees M H, Winkelman G B, Balkenende A R, et al. The effect of friction on scratch adhesion testing: application to a sol-gel coating on polypropylene. Thin Solid Films, 2000, 359: 1～13.

4 Venkataraman S, Kohlstedt D L, Gerberich. Continuous microscratch measurements of the practical and true works of adhesion for metal/ceramic systems. J. Mater. Res., 1996, 11: 3 133～3 145.

5 Pistor C, Friedrich K. Scratch and indentation tests on polyoxymethylene (POM). J. Appl. Polymer Science, 1997, 66: 1 985～1 996.

6 Bull S J. Failure modes in scratch adhesion testing. Surface & Coatings Tech., 1991, 50: 25～32.

7 Maekawa H, Ikeda T, Horibe H, et al. On the scratch pattern of evaporated thin metal film. Quart. J. Japan Welding Society, 1994, 12: 262～268.

8 Dutta I, Campbell J C. Determination of the adhesive strength of film-substrate interface using the constant depth scratch test. Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 1995, 390: 49～54.

9 Tvergaard V, Hutchinson J W. The influence of plasticity on mixed mode interface toughness. J. Mech. Phys. Solids, 1993, 41(6): 1 119～1 135.

10 Wei Y, Hutchinson J W. Interface strength, work of adhesion and plasticity in the peel test. Int. J. Fracture, 1998, 93: 315～333.

11 Dean R H, Hutchinson J W. Quasi-static steady crack growth in small scale yielding, in Fracture Mechanics. Philadelphia: ASTM STP700, 1980. 383～405.

12 Fleck N A, Hutchinson J W. Strain gradient plasticity. In: Hutchinson J W, Wu T Y, eds., Advances in Applied Mechanics, 1997, 33: 295～361.

13 Wei Y, Hutchinson J W. Steady-state crack growth and work of fracture for solids characterized by strain gradient plasticity. J. Mech. Phys. Solids, 1997, 45(8): 1 253～1 273.

作者简介

赵满洪,男,1976 年 4 月生,湖南省衡山县人,汉族。中国科学院力学研究所固体力学专业硕士生。研究方向为微尺度力学。ZHAO Manhong, male, born in Hengshan County, Hunan Province, in April 1976. Han nationality. Graduate student, Institute of Mechanics, CAS. Reserch direction: micro-scale mechanics.

唐 山,男,1977 年 8 月生,天津市人,汉族。中国科学院力学研究所固体力学专业硕士生。研究方向为微尺度力学。

魏悦广,男,1960 年 1 月生,陕西省渭南人,汉族。1992 年 7 月清华大学力学系固体力学专业获博士学位,现为中国科学院力学研究所研究员,博士生导师。当前的研究方向包括固体材料的微尺度力学、薄膜及多层材料的脱胶力学、弹塑性断裂力学等等。

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net