

脆性涂层/韧性基体材料在拉伸应变作用下的开裂行为*

杨班权^{1,2,3} 陈光南¹ 张坤¹ 罗耕星¹ 肖京华¹

(1. 中国科学院力学研究所 北京 100190;

2. 中国人民解放军装甲兵工程学院机械工程系 北京 100072;

3. 中国科学院研究生院 北京 100190)

摘要: 提出一种在脆性涂层/韧性基体材料中含弹塑性界面层的剪滞模型。研究脆性涂层/韧性基体材料在拉伸应变作用下, 其表面脆性涂层的开裂行为特征, 探讨涂层内正应力、界面切应力、涂层的裂纹密度与涂层几何、力学等参数之间的内在联系, 获得了涂层内正应力、界面切应力和(饱和)裂纹密度的解析表达式。最后利用这些参量及其间的内在联系, 以工程实际中的脆性Cr涂层/韧性钢基体材料为研究对象, 研究该种材料在拉伸过程中出现的断裂行为特征。研究结果表明, 该材料在拉伸应变作用下出现的饱和裂纹密度与理论结果预测值符合较好。

关键词: 脆性涂层 韧性基体 弹塑性界面层 拉伸应变 断裂特征

中图分类号: TB302.3 TG115.5

Fracture Behavior of a Brittle Coating on a Strained Ductile Substrate

YANG Banquan^{1,2,3} CHEN Guangnan¹ ZHANG Kun¹ LUO Gengxing¹ XIAO Jinghua¹

(1. Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190;

2. Department of Mechanical Engineering, The Academy of Armored Forces of PLA, Beijing 100072;

3. Graduate School, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190)

Abstract: An elastic-plastic interface layer between a brittle coating and a ductile substrate is presented to investigate the fracture behavior of the brittle coating on the ductile substrate under the tensile load. Using a modified shear-lag model, the analytical solutions for the distribution laws of the tensile stress developed in the coating, the shear stress developed along the interface and the relationship between the crack density of the brittle coating and the applied strain of the substrate can be obtained. These analytical results are applied to investigate the fracture behavior of a hard and brittle chromium coating on a normal medium carbon steel substrate. The experiment results show that the average saturated crack density of the brittle chromium coating has a good agreement with that predicted by the solution presented.

Key words: Brittle coating Ductile substrate Elastic-plastic interface layer Tensile strain Fracture characterization

0 前言

在表面工程与材料科学中^[1-2], 广泛采用各种各样的涂层(薄膜)技术以达到防护基体材料的目的, 这些涂层在实际工程中发挥着防腐蚀、耐高温、耐磨损等重要的作用。涂层与基体材料依据其弹塑性

性能有脆性和韧性之分, 本文研究对象为脆性涂层/韧性基体这类材料体系, 比如电镀Cr/钢基体、TiN/钢基体、Al₂O₃/铝合金基体、玻璃/聚合物基体等材料都属于脆性涂层/韧性基体这类材料体系。对于工程实际中的多数涂层/基体材料, 从很大程度上说, 涂层材料的寿命可以决定整个零部件或设备的寿命。在服役的过程中, 由于涂层材料与基体材料在力学、热学等性能方面上存在着差异, 因此在机械、热等各种载荷的作用下会表现出两种材料在应力、应变上的失配, 最终会引起涂层在基体上的剥落而

* 国家自然科学基金重点资助项目(50531060)。20070524 收到初稿, 20071220 收到修改稿

导致结构或零部件的失效。

对于脆性涂层/韧性基体这类材料体系,涂层典型失效过程的第一步是涂层在拉应力的作用下而导致涂层的预先开裂^[3],因此对于知道涂层开裂的临界条件和裂纹的进一步演化发展规律是很有意义的。对于采用拉伸法研究涂层-基体材料的力学性能,正如文献[4]所指出的,至今仍是一种比较重要和可靠的方法。拉伸法的优势在于可以很好地控制涂层开裂的裂纹特征,同时又可以很方便地利用显微镜技术实现实时观察涂层表面的开裂情况。对于在拉伸载荷作用下,脆性涂层在韧性基体的开裂行为研究已有一些成果^[4-7],在理论分析方面均来自于纤维增强复合材料中的剪滞模型^[8],即断开的涂层所受的任何应力都必须经由涂层与基体的界面来传递,但是在理论上,研究者们通常假定涂层与基体界面上的切应力服从某种函数分布,比如AGRAWAL等^[5]假定界面上的切应力服从正弦函数分布,CHEN等^[6]假定界面上的切应力服从四分之一椭圆函数分布。其实,在很多情形,涂层材料与基体材料在弹性模量、泊松比等力学性能上存在着较大的差异,在载荷的作用下,为了要满足两者的变形协调关系,必然会在界面上或界面的附近产生切应力,因此在界面或界面的附近一定会出现一层受切应力的影响而发生剪切变形的界面层。本文提出了一种在涂层/基体材料体系中含弹塑性界面层的剪滞模型,研究了在单向拉伸载荷作用下脆性涂层在韧性基体材料上的断裂特征,探讨了涂层内正应力、界面切应力、涂层的裂纹密度与涂层的几何、力学等参数之间的内在联系。最后以工程实际中的脆性Cr涂层/韧性钢基体材料为试验研究对象,研究了脆性Cr涂层/韧性钢基体材料在拉伸的过程中出现的断裂行为特征。由于Cr涂层具有良好的防腐蚀、耐高温和耐磨损等重要功能而广泛应用于枪、炮身管等武器系统中^[9-11]。

1 涂层/基体含界面层的力学建模及方程式推导

1.1 力学建模

在单向拉伸载荷的作用下,脆性涂层开裂的方向与拉伸载荷的方向相垂直,裂纹呈现周期性的特征^[4-7]。在一般情形下,由于涂层脆而薄,裂纹很快就会贯穿到界面,因此在本文中,假定界面层位于基体材料一侧,并与基体材料具有相同剪切性能,同时假定界面层为理想弹塑性材料,如图1所示。

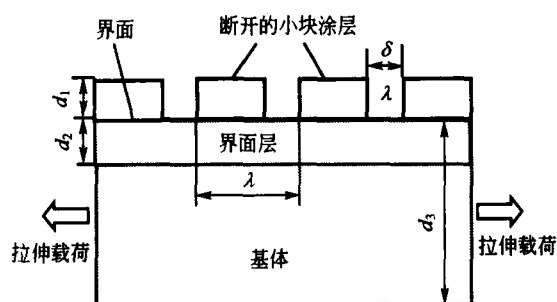


图1 拉伸载荷作用下脆性涂层在韧性基体材料的断裂特征示意图

在图1中, d_1 为涂层的厚度, d_2 为界面层的厚度,取决于界面层发生剪切塑性变形的深度, d_3 为基体的厚度, δ 为裂纹张开位移, λ 为两相邻裂纹的间距。

在拉伸载荷作用下,涂层断开的每一小块中的拉伸应力和界面剪切应力分布如图2所示。其中: a 为断开后的小块涂层粘接在基体上的一半长度, $\tau(x)$ 为界面切应力, $\sigma(x)$ 为涂层内正应力。

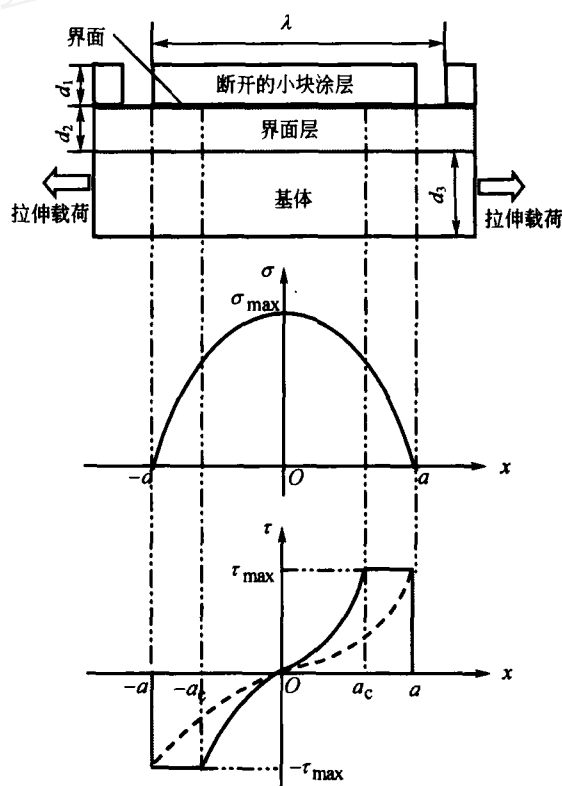


图2 断开的小块涂层内的正应力与界面上的切应力分布图

对于每一断开的小块涂层,在自由边界附近处存在应力集中^[1],于是可以假定小块涂层在大于 $a-a_c$ 处,存在的应力集中可以使得界面层发生塑性变形。如果应力集中使得界面层没有发生塑性变形即只发生弹性变形,则为图2中的虚线所表示的切应力。

1.2 推导

对于断开的小块涂层,涂层内的正应力与界面切应力 $\tau(x)$ 有如下关系

$$d_1 \frac{d\sigma(x)}{dx} = -\tau(x) \quad (1)$$

在本文中,由于涂层较薄,可以假定涂层内的正应力在涂层的横断面上均匀分布,同时小块涂层中间受到的最大正应力 σ_{\max} 与界面的切应力 $\tau(x)$ 满足下面平衡关系

$$\sigma_{\max} = \frac{1}{d_1} \int_0^a \tau(x) dx \quad (2)$$

令在拉伸载荷的作用下,断开的小块涂层发生的位移为 $w(x)$,则有

$$\sigma(x) = E \frac{dw(x)}{dx} \quad (3)$$

式中 E 为涂层的弹性模量。令拉伸载荷引起的伸长应变为 ε ,则界面层内的切应力为

$$\tau(x) = \frac{G[\varepsilon x - w(x)]}{d_2} \quad x < a_c \quad (4)$$

$$\tau(x) = G\gamma_b = \tau_b \quad x \geq a_c \quad (5)$$

式中, G 为界面层的切变模量, τ_b 为界面层的剪切屈服塑性流动应力。将式(3)、(4)代入式(1)得

$$\frac{d^2 w(x)}{dx^2} - k^2 w(x) = -k^2 \varepsilon x \quad (6)$$

$$k = \sqrt{\frac{G}{d_1 d_2 E}}$$

方程式(6)的解为

$$w(x) = C_1 \exp(kx) + C_2 \exp(-kx) + \varepsilon x$$

式中 C_1 、 C_2 为常数。根据图2中所示小块涂层内正应力和界面切应力的分布特点,在自由边界面上,涂层的正应力 σ 为零;在小块涂层的中心位置上,界面上的切应力为零,即有已知条件

$$\sigma(a) = \sigma(-a) = 0 \quad \tau(0) = 0$$

将这两已知条件分别与式(3)、(4)相结合,可得 $w(x)$ 表达式为

$$w(x) = -\frac{\varepsilon}{k \cosh ak} \sinh kx + \varepsilon x \quad (7)$$

于是可求得小块涂层内正应力分布的表达式为

$$\sigma(x) = -\frac{E\varepsilon}{\cosh ak} \cosh kx + E\varepsilon \quad (8)$$

界面层发生理想弹塑性变形时界面切应力分布的表达式为

$$\tau(x) = \frac{G\varepsilon}{d_2 k \cosh ak} \sinh kx \quad x < a_c \quad (9)$$

当 $x \geq a_c$ 时,界面切应力分布规律为式(5)。方程式(9)也可代表界面只发生弹性变形的情形,此时的约束条件为 $x \leq a$ 。

可令 σ_{\max} 为涂层断裂的临界应力即涂层的断裂强度 σ_b ,于是对于界面层只发生弹性变形的情形,由式(2)、(9)可求得涂层裂纹密度的解析表达式为

$$\rho_1 = \frac{1}{2a} = \frac{k}{2} \operatorname{arcosh} \left(\frac{G\varepsilon}{\sigma_b d_1 d_2 k^2 - G\varepsilon} \right)^{-1} \quad (10)$$

对于界面层发生理想弹塑性变形的情形,根据式(2)、(5)、(9)可求得裂纹密度的解析表达式

$$\rho_2 = \frac{1}{2a} = \frac{\tau_b k^2 d_2}{2G} (A + B)^{-1} \quad (11)$$

式中

$$A = \frac{\sigma_b k^2 d_1 d_2 - G\varepsilon}{G} \cosh \left(\operatorname{arsinh} \left(\frac{\tau_b k d_2}{G\varepsilon - \sigma_b k^2 d_1 d_2} \right) \right)$$

$$B = \tau_b k d_2 \operatorname{arsinh} \left(\frac{\tau_b k d_2}{G\varepsilon - \sigma_b k^2 d_1 d_2} \right)$$

对于塑性基体发生很大的应变的情形,利用双曲函数的极值特征,由式(11)可以导出一个饱和裂纹密度的表达式为

$$\rho' = \frac{\tau_b}{2d_1 \sigma_b} \quad (12)$$

从式(12)可看出,对于在基体发生塑性大应变的情形下,饱和裂纹密度与界面层的剪切屈服塑性流动应力、涂层断裂强度和涂层的厚度有关。通过分析式(10)~(12),可得以下几点。

(1) 对于一给定的拉伸应变,弱的界面层或低的基体剪切屈服塑性流动应力 τ_b 会导致低的裂纹密度。

(2) 对于一给定的 τ_b ,涂层裂纹密度与涂层的厚度有递减的关系。

(3) 在其他条件都给定的情形下,高的涂层断裂强度 σ_b 会导致低的裂纹密度。

2 Cr 涂层/钢基体材料的拉伸试验

2.1 试件制作

试验用的基体材料为优质碳素中碳钢,按常规工业工艺进行电镀铬。铬层的厚度为 $50 \mu\text{m}$ 。然后按照拉伸试件的国家标准线切割试件。试件的尺寸示意图如图3所示。为了消除应力集中,试件的平行段和过度弧的侧面须经机械抛光,铬涂层表面须清洗干净,以便于在试验过程中观察铬层表面的开

裂状况。

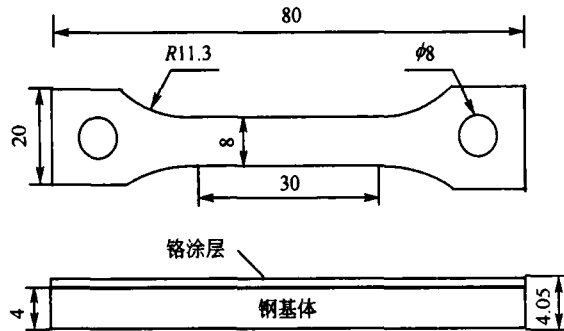
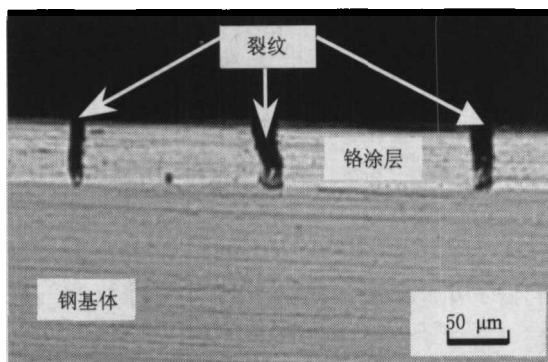


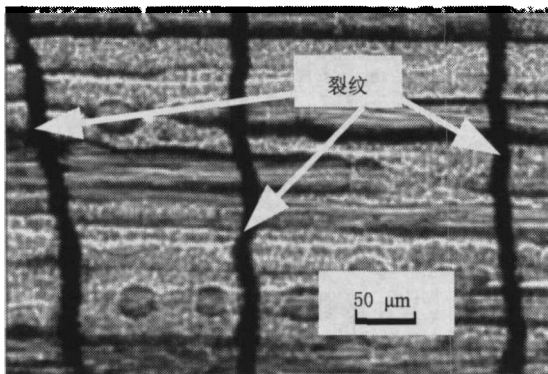
图3 试件尺寸示意图

2.2 试验过程及结果分析、讨论

试件制作完后,在室温下将其安放在涂层材料万能试验机上,载荷的程设定为 50 kN,十字头位移加载的速率设定为 0.5 mm/min。将光学显微镜的位置调整好,以便能够方便地观察到试件的侧面与铬涂层的表面。在拉伸载荷的作用下,通过光学显微镜,可以发现涂层表面裂纹的数量随着拉伸应变的增加而增加,当达到一定应变的时候,裂纹数量几乎保持恒定,即裂纹密度达到了饱和状态,此后随着应变的增加,只发现裂纹的张开位移随着应变的增加而增加。当裂纹的密度达到饱和之后,涂层的表面与侧面图分别如图 4a、4b 所示。



(a) 铬涂层-钢基体侧面图



(b) 铬涂层表面图

图4 铬涂层在裂纹饱和时的开裂图

从图 4a、4b 可得到,铬涂层在拉伸载荷作用下,

涂层沿与垂直拉伸的方向开裂,裂纹呈现准周期性的特征。从图 4a 可看出,我们只观察到垂直于界面的铬涂层裂纹,而没有能够观察到界面开裂的情况。虽然铬涂层裂纹的张开位移最大处可达 30 μm ,但是在整个试件的平行段,界面开裂并未发生。一般来说,涂层/基体材料在载荷作用下,开裂的裂纹模式有三种^[12]:第一种是涂层本身的开裂,一般情形是裂纹开裂的方向垂直于界面;第二种是涂层与基体界面由于拉应力作用而导致的张开型开裂;第三种是涂层与基体的界面由于剪切应力的作用而导致的剪切滑开型开裂。本文的脆性铬涂层与韧性钢基体在单向拉伸载荷作用下,在整个试件的平行段都没有出现后两种模式的界面开裂,这表明铬涂层/钢基体材料是属于强结合类的脆性涂层/韧性基体材料体系。

当确保涂层裂纹已经饱和时,停止加载并缓慢卸载,卸载完后从试验机上取下试件,此时可观察到基体已经发生了较大的塑性变形。这表明在基体塑性变形的过程中,韧性钢基体的剪切屈服塑性流动应力可以施加在涂层与基体的界面上,虽然此时的界面开裂并未发生,但是根据文献[4]处理界面切应力值的理论基础和方法,可以将韧性钢基体的剪切屈服塑性流动应力作为施加在该种材料的界面切应力。根据 Mises 的各向同性塑性理论,材料的拉伸屈服应力为剪切屈服应力的 $\sqrt{3}$ 倍,试验用的钢基体材料的拉伸屈服应力为 360 MPa,可以计算出钢基体的剪切屈服应力为 207.85 MPa。在室温下铬的断裂强度约为 280 MPa^[11],试验用的铬涂层厚度为 50 μm ,由式(12)可以求得铬涂层的饱和裂纹密度约为 7.4 条/mm,而从本文试验中测得的铬涂层饱和平均裂纹密度约为 7.0 条/mm,从这结果来看,实测的饱和裂纹密度与本文模型解析式(12)导出的裂纹密度在误差范围内是比较相近的。拉伸法除了能够研究该种材料体系的脆性涂层开裂特征外,最重要的是被广泛采用来测量涂层的断裂性能和界面结合性能^[4-7],比如涂层的断裂强度、断裂韧度和界面结合的抗剪强度等。因此,本研究提供的理论成果可以用来研究该种材料体系的力学性能,比如在知道饱和裂纹密度、涂层断裂强度和涂层厚度的条件下,式(12)可以用来研究涂层与基体界面结合的抗剪强度。

本文提出的力学模型也属于剪滞模型,即断开的每块涂层与基体之间的应力经由界面来传递。根据对力系的简化分析,在应力传递的过程中,涂层产生弯曲变形和应力。由于涂层与基体泊松比的差

异,在垂直于纸面的方向会产生第三方向的应力。计算分析表明,由于泊松比的差异带来的第三个方向的应力可以忽略,因此本文的力学模型可以简化为平面问题,其断开的小块涂层的受力分析如图5所示。

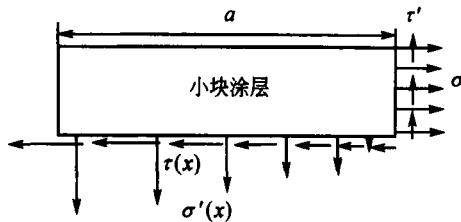


图5 小块涂层横断面上应力和其界面上应力的分布图

图4中的每块涂层的宽厚比在裂纹饱和后约为3:1,但是在涂层裂纹饱和前其宽厚比会大于6:1,因此在裂纹饱和前由于每块涂层宽厚比带来的弯曲变形和应力也可以不予考虑。裂纹饱和后,弯曲变形和应力会由于宽厚比的增大而变得显著,但是裂纹已经饱和,弯曲变形和应力不会影响到本文的结果。

3 结论

(1) 提出了一种在脆性涂层/韧性基体材料体系中含弹塑性界面层的剪滞模型,获得了这类材料体系在拉伸应变作用下涂层内正应力、界面切应力和(饱和)裂纹密度的解析表达式。

(2) 以脆性Cr涂层/韧性钢基体材料为试验对象,得到涂层的饱和裂纹密度与本文的理论结果符合较好。

(3) 本文的理论成果还可以用来研究脆性涂层/韧性基体材料体系的界面结合性能。

参 考 文 献

- [1] FREUND L B, SURESH S. Thin film materials, stress, defect formation and surface evolution[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2003.
- [2] 徐滨士,朱绍华.表面工程的理论与技术[M].北京:国防工业出版社,1999.
- XU Biushi, ZHU Shaohua. The theory and technology of surface engineering [M]. Beijing: Defense Industry Press, 1999.
- [3] GILES A S, NIGEL J, JONATHAN H. Adhesion of thin coatings—the VAMAS (TWA 22-2) interlaboratory exercise[J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 197(2-3): 336-344.
- [4] XIE C J, WEI T. Cracking and decohesion of a thin Al_2O_3 film on a ductile Al-5%Mg substrate[J]. Acta. Materialia, 2005, 53(2): 477-485.
- [5] AGRAWAL D C, RAJ R. Measurement of the ultimate shear strength of a Metal-Ceramic interface[J]. Acta. Metallurgica, 1989, 37 (4): 1 265-1 270.
- [6] CHEN B F, HWANG J, CHEN I F, et al. A tensile film cracking model for evaluating interfacial shear strength of elastic film on ductile substrate[J]. Surface and Coatings Technology, 2000, 126(2-3): 91-95.
- [7] SHIEU F S, SHIAO M H. Measurement of the interfacial mechanical properties of a thin ceramic coating on ductile substrates[J]. Thin Solid Films, 1997, 306(1): 124-129.
- [8] COX H L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials[J]. British Journal of Applied physics, 1952, 3: 72-79.
- [9] SOPOK S, RICKARD C, DUNN S. Thermal-chemical-mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system part one: theories and mechanisms [J]. Wear, 2005, 258(1-4): 659-670.
- [10] UNDERWOOD J H, WITHERELL M D, SOPOK S, et al. Thermomechanical modeling of transient thermal damage in cannon bore materials[J]. Wear, 2004, 257(9-10): 992-998.
- [11] 卓穗如. 机枪枪管寿命预测技术论文集[M]. 北京: 中国兵器工业第二零八研究所, 1996.
- ZHUO Huiru. Collections of the life prediction for gun tube[M]. Beijing: Institute of 208, Weapon Industry of China, 1996.
- [12] MA X Q, CHO S, TAKEMOTO M. Acoustic emission source analysis of plasma sprayed thermal barrier coatings during four-point bend tests[J]. Surface and Coatings Technology, 2001, 139(1): 55-62.

作者简介: 杨班权, 男, 1972年出生, 博士研究生。主要研究方向为涂层(薄膜)/基体材料力学性能方面。

E-mail: yangbq1022@tom.com