

PEO 陶瓷层对铝基体上 DLC 薄膜承载特性的影响

高方圆^{1,2}, 李光¹, 夏原¹

(1. 中国科学院力学研究所, 北京 100190;

2. 中国科学院研究生院, 北京 100049)

摘要: 重载作用下, 类金刚石(DLC)薄膜直接应用于铝合金等软金属基体上易发生脆性断裂和剥离而导致过早失效。针对这一问题, 以 PEO 陶瓷层作为承载层, 采用有限元数值计算方法, 对复合涂层在均布接触载荷作用下的应力场进行研究。结果表明: 陶瓷层可明显降低 DLC 膜的表面拉应力和界面剪应力, 起到了良好的载荷支撑作用; 陶瓷层厚度对涂层表面拉应力、界面及基体内剪应力的分布有显著影响, 其中陶瓷层厚度与接触半宽比为 0.15~0.30 时, 涂层可以获得较为合理的表面和界面应力场, 从而改善 DLC 膜在铝合金基体上的摩擦磨损性能。

关键词: 铝合金; PEO 陶瓷层; DLC 膜; 承载层; 有限元; 应力场

中图分类号: TG174.4

文献标志码: A

Effects of PEO ceramic layer on load-bearing characteristics of DLC films on aluminum substrate

GAO Fang-yuan^{1,2}, LI Guang¹, XIA Yuan¹

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

2. Graduate University, Chinese Academy of Science, Beijing 100049, China)

Abstract: Under heavy load, DLC film that directly applies to such soft metal substrates as aluminum alloy are prone to premature failure caused by brittle fracture and stripping. To solve this problem, PEO ceramic layer was made as a bearer layer, and the stress field of the composite coating subjected to uniform contact load was investigated by finite element method(FEM). The results show that the surface tensile stress and interface shear stress of the diamond-like carbon(DLC) film are obviously reduced by the ceramic layer, which plays a good supporting role in the load. Meanwhile, the surface tensile stress and the shear stress are significantly affected by the thickness of ceramic layer. While the ratio of ceramic layer thickness to contact radius is 0.15~0.30, more reasonable stress fields at surface and interfaces can be got, thereby the friction and wear properties of the DLC film on aluminum substrate are improved.

Key words: aluminum alloy; PEO ceramic layer; DLC films; bearer layer; finite element; stress field

铝合金比强度高、密度小, 同时还具有优良的成形工艺性和良好的抗腐蚀性, 被广泛应用于传统工业和航空航天领域。但其硬度低、耐磨性差, 因此, 探索如何提高铝合金表面硬度及耐磨性具有十分重要的意义。

类金刚石 (Diamond-like carbon films, DLC) 薄膜具有高硬度、低摩擦因数、高耐磨性以及良好的化学

稳定性, 作为新型功能薄膜材料在机械耐磨涂层及抗磨损润滑涂层方面具有广阔的应用前景^[1-4]。研究表明, DLC 膜存在巨大的内应力(可高达 10GPa), 不仅降低了薄膜与基体之间的结合强度, 也限制了薄膜的沉积厚度^[5-6], 在金属基体上直接沉积难以获得超过 3 μm 厚的膜层。重载作用下, 如此薄的 DLC 薄膜应用于铝合金等软金属基体上易发生脆性断裂和剥离而导

致过早失效,难以完全发挥其耐磨减摩特性^[7-8]。因此,要使软基底上的 DLC 薄膜发挥其优异的摩擦性能,就必须先沉积一层具有一定厚度且与基底结合良好的硬质层,以便起到支撑载荷的作用。

等离子体电解氧化(PEO)是在电解溶液中利用微弧放电在铝及其合金等轻合金表面原位生长陶瓷层的新技术^[9-11]。铝合金 PEO 陶瓷层的厚度最大可达 200~300 μm,硬度达 HV1000 以上,具有良好的耐磨性^[12]。NIE 等^[13]和吴晓玲等^[14]采用 PVD 技术在铝基 PEO 陶瓷层上成功地制备出 DLC 膜,形成了 Al₂O₃/DLC 复合涂层,在空气中的摩擦因数介于 0.1~0.2 之间,大大提高了铝合金表面摩擦磨损性能。但由于涂层体系中各层的硬度、弹性模量和塑性变形能力等有很大差别,而目前对 Al/Al₂O₃/DLC 复合涂层体系的结构设计和性能优化存在较大盲目性,因此,复合涂层厚度配比问题成为铝合金表面耐磨性研究的关键。

近年来,有限元方法在涂层结构设计^[15-16]、接触应力场分析^[17-22]和失效行为研究^[23-25]等方面得到了广泛应用。NJIWA 等^[18]发现涂层与基底界面上应力不连续,指出弹性模量比、相对膜厚和泊松比是影响涂层体系应力分布的关键参量。STEPHENS 等^[19]研究了梯度屈服强度和弹性模量涂层体系的应力应变场,阐明了梯度设计在提高涂层疲劳寿命方面的优越性。ZHANG 等^[16]对比分析了单层、梯度和多层涂层体系的表面界面应力场,为摩擦学领域的硬质涂层设计提供了参考。本文作者采用有限元数值计算方法,对铝合金基体 Al₂O₃/DLC 复合涂层在均布接触载荷作用下的应力分布进行研究,以求获得较优的涂层厚度配比关系,为复合涂层体系的优化设计提供依据。

1 数值模型的建立

1.1 有限元模型

铝基 Al₂O₃/DLC 复合涂层截面厚度模型如图 1(a)所示,从基体到表面由 Al₂O₃层、TiN 层和 DLC 层组成,TiN 层作为过渡层用于提高 DLC 膜的界面结合性能。在进行复合涂层系统的接触应力分析时,采用在接触区域压力为均值的均布载荷^[20],其中 p_0 为接触载荷, a 为载荷接触半径,模型长度和宽度分别为 $30a$ 和 $20a$,以满足计算精度的要求。当对复合涂层进行有限元分析时,由于基体厚度远大于涂层厚度和接触区域,因此可把基体看作半无限空间体。假定在载荷施加过程中,各分层之间、涂层与基体间均是理想结合,即各分层之间、涂层与基体间完全结合在一起,

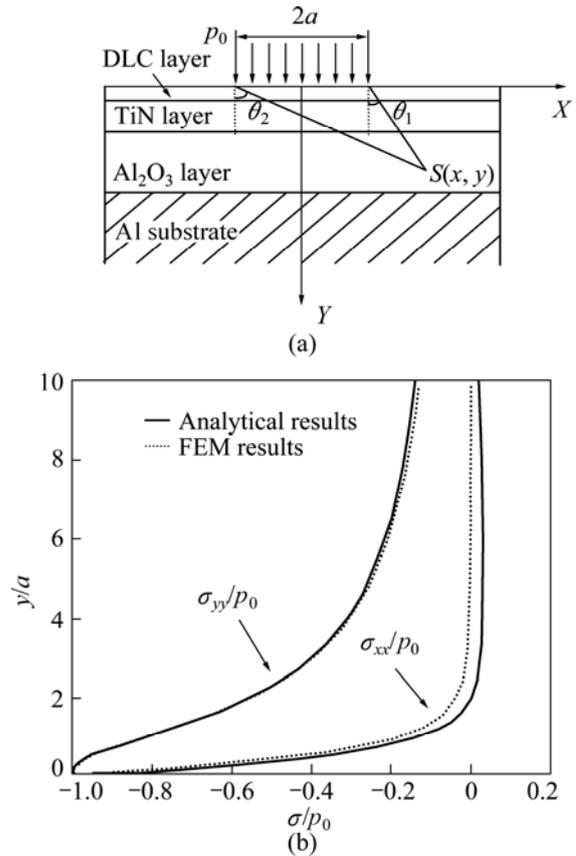


图 1 Al₂O₃/DLC 复合涂层有限元模型

Fig.1 FEM model of Al₂O₃/DLC coating: (a) Uniform contact pressure; (b) Verification

无相对滑动。

对复合涂层进行有限元弹性分析时,取接触载荷 p_0 为 1 GPa,接触半径 a 为 200 μm。为获得涂层和界面处的精确解,对涂层和 $|x| \leq 2a$ 的区域进行网格细化,其它区域采取网格尺寸成梯度变化的形式,四节点轴对称单元总数为 64 600 个。模拟过程以 PEO 陶瓷层的厚度作为变量,变化范围设定为 0~200 μm(即陶瓷层厚度与接触半宽比 t/a 为 0~1.0),陶瓷层过厚时会因为存在较大的内应力而影响 DLC 膜的生长。有限元模型的其它参数设置如表 1 所列。

表 1 复合涂层有限元模型参数

Table 1 Parameters of FEM model of composite coating

Layer	Elastic modulus/GPa	Poisson ratio	Thickness/μm
Al Substrate	70	0.33	4 000
Al ₂ O ₃	390	0.30	0~200
TiN	590	0.21	1.50
DLC	300	0.30	1.00

1.2 模型的理论验证

为验证复合涂层有限元模型和网格划分的正确性,将有限元的计算结果与已知理论解进行对比分析。目前,在接触载荷作用下,给出多层涂层体系的理论解析解仍比较困难。在平面应变假设条件下,JOHNSON^[26]给出了均质各向同性的半空间弹性体在均布接触载荷作用下应力场的理论解。当涂层和基体材料采用相同的材料常数时,铝基 Al₂O₃/DLC 复合涂层体系也可近似看作各向同性的半空间弹性体。当采用如图 1(a)所示 θ_1 、 θ_2 表示法时,半空间弹性体的应力场的理论解可表示为^[26]

$$\frac{\sigma_{xx}}{p_0} = -\frac{1}{2\pi} [2(\theta_2 - \theta_1) - (\sin 2\theta_2 - \sin 2\theta_1)] \quad (1)$$

$$\frac{\sigma_{yy}}{p_0} = -\frac{1}{2\pi} [2(\theta_2 - \theta_1) + (\sin 2\theta_2 - \sin 2\theta_1)] \quad (2)$$

当复合涂层和基体材料的材料常数相同时,有限元计算结果与理论解析解沿 Y 轴分布的对比图如图 1(b)所示。由图 1(b)可知,在接触半径的 10 倍区域内,理论解和有限元计算结果均能较好吻合,由此证实了复合涂层有限元模型给出了较可靠的有限元计算结果。

2 结果与分析

本研究采用多弧离子镀膜装置,分别在铝合金和钢基体上使用相同工艺先沉积 1.5 μm 厚的 TiN 膜作为过渡层,再制备 1 μm 厚的 DLC 膜来研究其摩擦性能。图 2 所示为表层 DLC 膜的激光 Raman 光谱及拟合曲线,分峰之后的 D 峰和 G 峰形状特征表明其为典型的

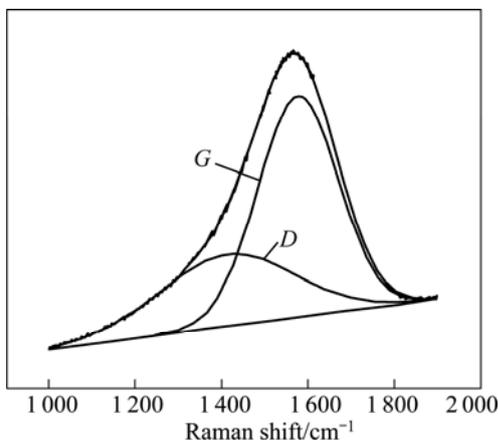


图 2 DLC 膜的 Raman 光谱及拟合曲线

Fig.2 Raman spectra and fitting curve of DLC films

类金刚石膜。图 3 所示为两种不同基体沉积薄膜后在相同实验条件下与 GCr15 钢球对磨的摩擦因数曲线。摩擦实验在自制的球盘式摩擦实验机上进行。实验时发现,在铝基体上沉积的 DLC 膜,其摩擦曲线在 0.2 上下的低摩擦因数区只维持了 300 多循环便迅速上升,而此时的 DLC 膜已遭到破坏,残存的碳膜磨屑使其后的摩擦因数维持在 0.4 左右;采用相同处理工艺在钢基体上制备 DLC 膜的摩擦性能却显著不同,摩擦因数在 0.2 以下运行接近 13000 循环尚未损坏。结果说明,DLC 膜优异的摩擦性能需要具有一定强度的基体作为支撑,因此在软基体铝合金上生长 PEO 陶瓷层作为承载层具有重要的意义。

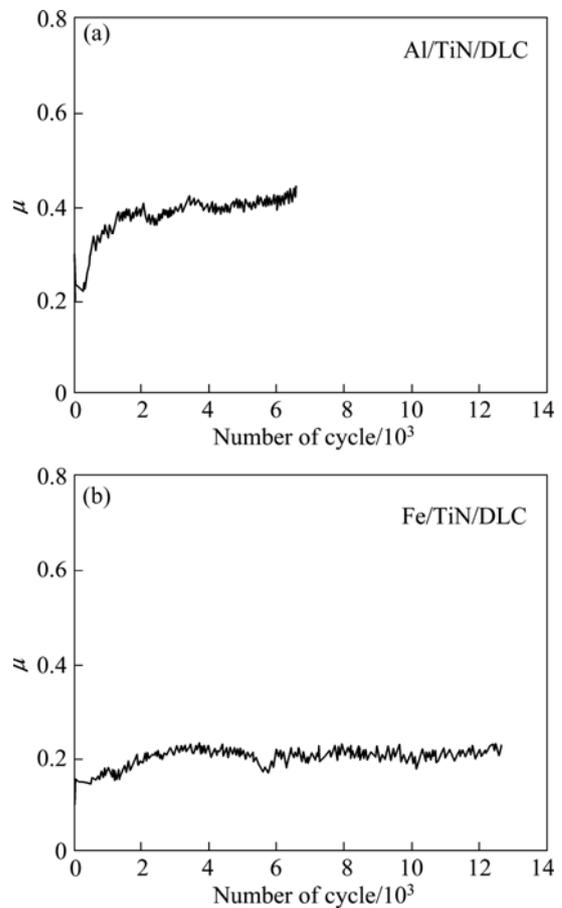


图 3 不同基体 DLC 膜的摩擦因数曲线

Fig.3 Friction coefficient curves of DLC films on different substrates

同时,铝基 DLC 膜的摩擦实验结果表明,在摩擦磨损环境中,完全发挥 DLC 膜的摩擦性能首先要防止膜层的断裂或剥落。脆性的 DLC 膜抗拉、抗剪能力较弱,当表面的拉应力超过断裂强度就会在涂层表面产生裂纹,而过大的界面应力则会导致涂层在界面处剥落。因此,本研究的有限元模拟分析将重点讨论复合

涂层表面和界面处的应力变化。

2.1 正应力分布

图 4 所示为选用不同厚度 PEO 陶瓷层作为承载层时, 模拟计算所得的 DLC 膜表面正应力 σ_{xx} 的最大值, 即最大拉应力 σ_{max} 。由图 4 可知, 曲线在初始阶段即随着 PEO 陶瓷层厚度由 $0 \mu\text{m}$ 开始增加, DLC 膜表面的最大拉应力显著降低。由此说明, PEO 陶瓷层的加入能够很好地起到载荷支撑作用, 表面应力场强度的降低有利于提高 DLC 膜的使用寿命。随着陶瓷层厚度的进一步增加, 最大拉应力先降低到局部极小后逐渐增加, 而增加到局部极大后又再次减小。其原因主要是薄涂层和厚涂层在受到接触载荷时会表现出不同的负载模式, 薄涂层主要遵从于薄膜荷载模式, 而厚涂层则主要依据于弯曲荷载模式^[20]。由于表面拉应力是促成膜层断裂破坏的主要因素, 因此当 $t/a < 0.3$ 时, DLC 膜的表面应力场有利于减少表面的裂纹萌发。

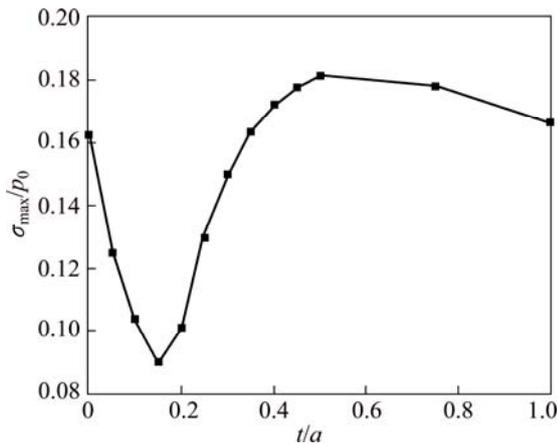


图 4 DLC 膜表面最大拉应力 σ_{max} 与 PEO 陶瓷层厚度 t 的关系

Fig.4 Relationship between maximum tensile stress σ_{max} on DLC film surface and PEO layer thickness t

图 5 所示为均布接触载荷作用下铝基 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{DLC}$ 复合涂层表面和各界面处正应力 σ_{xx} 的分布情况, 其陶瓷层厚度与接触半宽比 t/a 分别为 0、0.25 和 0.50。由图 5 可知, 涂层($t/a=0.25$)在接触区域内, 体系表面和界面正压力 σ_{xx} 均为负值, 即压应力, 其值从表面到基体为先增加后减少, 在 $\text{TiN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ 界面处达到极大值。在接触区域外, 除了 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ 界面, 其余表面和界面处的 σ_{xx} 由压应力迅速转化为拉应力。而 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ 界面处在 $a \leq |x| \leq 3a$ 范围内, 仍为压应力, 当距离接触区域较远时, σ_{xx} 由压应力转化为拉应力, 与涂层表面最大拉应力相比, 其值较小。在无陶瓷层($t/a=0$)时,

接触区内表/界面压应力极大值出现在 DLC/TiN 界面处, 表明陶瓷层的加入使涂层的压应力主要影响区向体系深处扩展。而涂层厚度增加($t/a=0.50$)时, 正应力 σ_{xx} 在接触区域内的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ 界面上表现为拉应力, 由此说明陶瓷层厚度的增加在一定程度上加大了体系内部裂纹萌发的可能性。

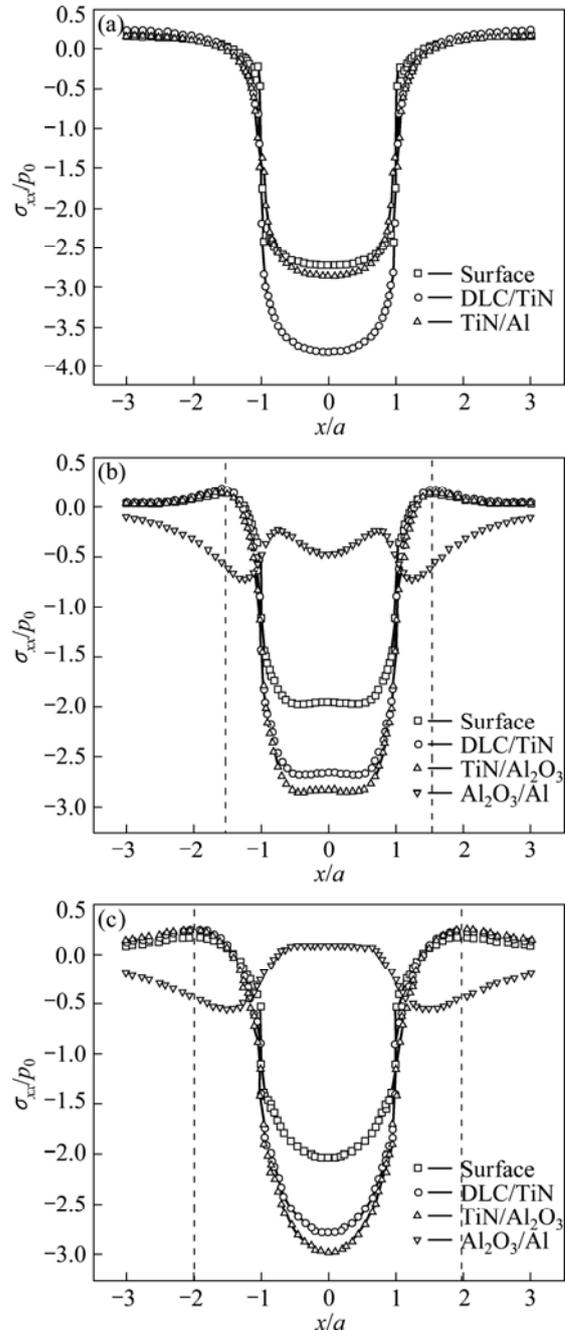


图 5 表面和界面正应力 σ_{xx} 的分布

Fig.5 Distribution of normal stress σ_{xx} at surface and interfaces: (a) $t/a=0$; (b) $t/a=0.25$; (c) $t/a=0.50$

表 2 所列为不同陶瓷层厚度下计算所得的表面和界面最大拉应力及其所在位置, 其中 $t/a=0.25$ 和

$t/a=0.50$ 时的极值点位置已在图 5 中用虚线标出。由表 2 可知, 随着陶瓷层厚度的增加, 表面和界面处的最大拉应力先降低后增加, 这与 DLC 膜表面的最大拉应力变化规律一致。同时, 最大拉应力点在 X 方向即宽度方向先向接触区域靠拢, 再逐渐远离; 而在 Y 方向即深度方向, 则是逐渐远离体系的表面, 位置由 DLC/TiN 界面变化到 TiN/Al₂O₃ 界面。

表 2 表面和界面最大拉应力及其位置

Table 2 Maximum tensile stress at surface and interfaces and their location

t/a	σ_{\max}/P_0	x/a	Location
0	0.239	± 4.02	DLC/TiN
0.15	0.132	± 6.42	DLC/TiN
0.25	0.165	± 1.56	DLC/TiN
0.35	0.224	± 1.77	DLC/TiN
0.50	0.255	± 2.00	TiN/Al ₂ O ₃
0.75	0.274	± 2.73	TiN/Al ₂ O ₃

2.2 剪应力分布

图 6 所示为选用不同厚度 PEO 陶瓷层作为承载层时, 模拟计算所得的 DLC/TiN 界面处剪应力 τ_{xy} 的最大值。由图 6 可知, PEO 陶瓷层的加入使 DLC/TiN 界面处的剪应力最大值迅速下降, 有效降低了界面处 DLC 膜剥落的可能性, 有利于提高 DLC 膜的耐磨减摩性能。随着陶瓷层厚度的增加, DLC/TiN 界面处的剪应力最大值逐渐下降, 并最终趋于平稳。界面剪应

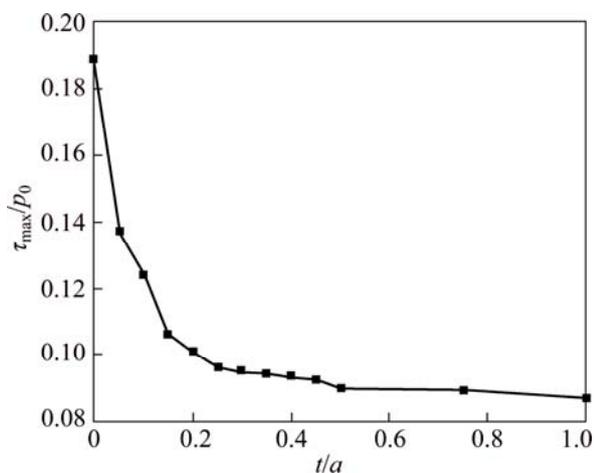


图 6 DLC/TiN 界面处剪应力最大值 τ_{\max} 与 PEO 陶瓷层厚度 t 的关系

Fig.6 Relationship between maximum shear stress τ_{\max} at DLC/TiN interface and PEO layer thickness t

力是导致膜层界面处剥落的主要原因, 因此认为当 $t/a>0.15$ 时, DLC 膜的界面应力场有利于降低界面处破坏的可能性。

图 7 所示为均布接触载荷作用下, 铝基 Al₂O₃/DLC 复合涂层表面和界面剪应力 τ_{xy} 的分布情况。由图 7 可知, 涂层表面剪应力近似为零, 3 个界面处(DLC/TiN、TiN/Al₂O₃、Al₂O₃/Al)剪应力 τ_{xy} 的最大值均位于 $x=\pm a$ 附近, 且由表层到基体界面上的剪应力最大值均以一

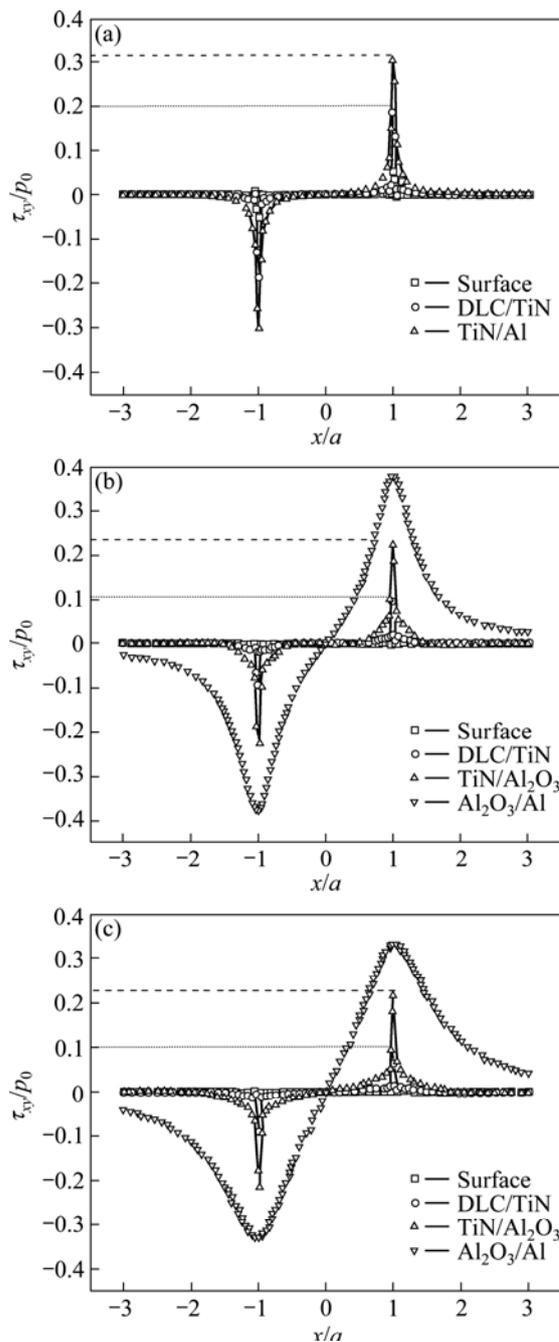


图 7 表面和界面剪应力 τ_{xy} 的分布

Fig.7 Distribution of shear stress τ_{xy} at surface and interfaces: (a) $t/a=0$; (b) $t/a=0.25$; (c) $t/a=0.50$

定幅度逐渐增加。另外, 陶瓷层的加入使 DLC/TiN、TiN/Al₂O₃ 界面上的剪应力最大值明显降低, 再次证明了承载层的重要意义。

图 8 所示为在接触载荷边界($x=a$), 不同陶瓷层厚度的体系内剪应力 τ_{xy} 沿 Y 轴的变化规律。由图 8 可以看出, 所有涂层体系沿 Y 轴的剪应力分布都存在不连续, 跃变点均位于靠近薄膜和基体界面的铝基体内部, 随着陶瓷层厚度的增加, 越来越趋近于界面。在无陶瓷层($t/a=0$)情况下, 剪应力最大值位于铝基体内部, 而加入陶瓷层后, 剪应力最大值转移至陶瓷层中部。由于铝基体和陶瓷层在弹性模量上的差异, 使铝基体内部产生了较低的剪应力, 同时发现陶瓷层的厚度对铝基体内剪应力的分布影响不大。

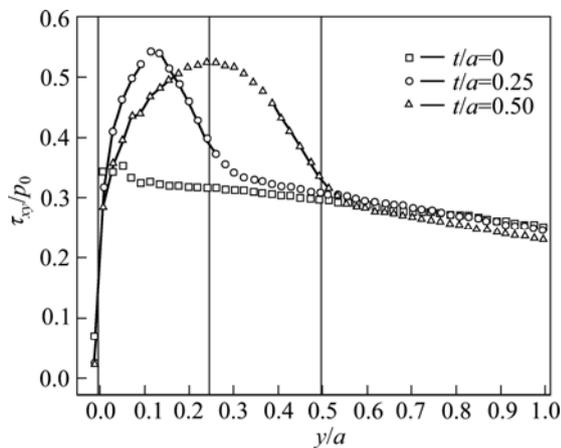


图 8 接触边界 $x=a$ 处不同 PEO 陶瓷层厚度的体系内剪应力 τ_{xy} 沿 Y 轴的分布

Fig.8 Distribution of shear stress τ_{xy} along Y axis at $x=a$ for different PEO layer thicknesses

3 结论

1) PEO 陶瓷承载层的加入, 明显降低 DLC 膜的表面拉应力和界面剪应力, 起到了良好的载荷支撑作用。

2) 陶瓷层厚度对涂层表面拉应力、界面及基体内剪应力的分布有显著影响, 其中陶瓷层厚度与接触半宽比为 0.15~0.30 时, 涂层可以获得较为合理的表面和界面应力场。

3) 随着陶瓷层厚度的增加, 表面和界面最大拉应力先降低后增加, 最大拉应力点在 X 轴即宽度方向先向接触区域靠拢, 再逐渐远离; 而在 Y 轴即深度方向则是逐渐远离体系的表面, 位置由 DLC/TiN 界面变化到 TiN/Al₂O₃ 界面。

4) 涂层界面处剪应力 τ_{xy} 最大值均位于 $x=\pm a$ 附近, 其数值由表层到基体逐渐增加。剪应力分布沿 Y 轴存在不连续, 跃变点位于铝基体内部, 随着陶瓷层厚度的增加, 越来越趋近于薄膜和基体界面。

REFERENCES

- [1] ROBERTSON J. Diamond-like amorphous carbon[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 37(4/6): 129-281.
- [2] 闫鹏勋, 李晓春, 李春, 李鑫, 徐建伟. 偏压类型对磁过滤等离子体制备优质类金刚石膜的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(7): 987-992.
YAN Peng-xun, LI Xiao-chun, LI Chun, LI Xin, XU Jian-wei. Effect of substrate bias on high quality DLC films deposited by filtered cathode arc plasma[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(7): 987-992.
- [3] ZHANG W, TANAKA A, XU B S, KOGA Y. Study on the diamond-like carbon multilayer films for tribological application [J]. Diamond and Related Materials, 2005, 14(8): 1361-1367.
- [4] JAOU L C, JARRY O, TRISTANT P, MERLE-MEJEAN T, COLAS M, DUBLANCHE-TIXIER C, JACQUET J M. Raman analysis of DLC coated engine components with complex shape: Understanding wear mechanisms[J]. Thin Solid Films, 2009, 518(5): 1475-1479.
- [5] MCKENZIE D R, MULLER D, PAILTHORPE B A. Compressive-stress-induced formation of thin-film tetrahedral amorphous carbon [J]. Physical Review Letters, 1991, 67(6): 773-776.
- [6] WEI C H, WANG Y S, TAI F C. The role of metal interlayer on thermal stress, film structure, wettability and hydrogen content for diamond like carbon films on different substrate[J]. Diamond and Related Materials, 2009, 18(2/3): 407-412.
- [7] GADOW R, SCHERER D. Composite coatings with dry lubrication ability on light metal substrates[J]. Surface and Coating Technology, 2002, 151: 471-477.
- [8] de MELLO J D B, BINDER R. A methodology to determine surface durability in multifunctional coatings applied to soft substrates[J]. Tribology International, 2006, 39(8): 769-773.
- [9] 关永军, 夏原. 等离子体电解沉积的研究现状[J]. 力学进展, 2004, 34(2): 237-250.
GUAN Yong-jun, XIA Yuan. Review on plasma electrolytic deposition[J]. Advances in Mechanics, 2004, 34(2): 237-250.
- [10] WALSH F C, LOW C T J, WOOD R J K, STEVENS K T, ARCHER J, POETON A R, RYDER A. Plasma electrolytic oxidation (PEO) for production of anodised coatings on lightweight metal (Al, Mg, Ti) alloys[J]. Transactions of the Institute of Metal Finishing, 2009, 87(3): 122-135.
- [11] MATYKINA E, ARRABAL R, MOHAMED A, SKELDON P, THOMPSON G E. Plasma electrolytic oxidation of pre-anodized

- aluminium[J]. Corrosion Science, 2009, 51(12): 2897–2905.
- [12] TIAN J, LUO Z Z, QI S K, SUN X J. Structure and antiwear behavior of micro-arc oxidized coatings on aluminum alloy[J]. Surface and Coating Technology, 2002, 154(1): 1–7.
- [13] NIE X, WILSON A, LEYLAND A, MATTHEWS A. Deposition of duplex $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{DLC}$ coatings on Al alloys for tribological applications using a combined micro-arc oxidation and plasma-immersion ion implantation technique[J]. Surface and Coating Technology, 2000, 131(1/3): 506–513.
- [14] 吴晓玲, 李夕金, 薛文斌, 侯兴刚, 张旭, 程国安, 刘安东. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{DLC}$ 复合膜摩擦磨损性能的研究[J]. 材料科学与工艺, 2007, 15(6): 754–758.
- WU Xiao-ling, LI Xi-jin, XUE Wen-bin, HOU Xing-gang, ZHANG Xu, CHENG Guo-an, LIU An-dong. Duplex $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{DLC}$ coatings for wear protection[J]. Materials Science and Technology, 2007, 15(6): 754–758.
- [15] 蓝伟明, 汪久根, 李兴林. 整合涂层的仿生设计及其性能[J]. 浙江大学学报(工学版), 2002, 36(1): 78–82.
- LAN Wei-ming, WANG Jiu-gen, LI Xing-lin. Bionic design and performance of integrated coatings[J]. Journal of Zhejiang University(Engineering Science), 2002, 36(1): 78–82.
- [16] ZHANG X C, XU B S, WANG H D, WU Y X, JIANG Y. Hertzian contact response of single-layer, functionally graded and sandwich coatings[J]. Materials and Design, 2007, 28(1): 47–54.
- [17] DIAO D F, KATO K. Interface yield map of a hard coating under sliding contact[J]. Thin Solid Films, 1994, 245(1/2): 115–121.
- [18] NJIWA R K, CONSIGLIO R, STEBUT J V. Boundary element modeling of a coating-substrate composite under an elastic, Hertzian type pressure field: Cylinder on flat contact geometry[J]. Surface and Coating Technology, 1998, 102(1/2): 138–147.
- [19] STEPHENS L S, LIU Yan, MELETIS E I. Finite element analysis of the initial yielding behavior of a hard coating/substrate system with functionally graded interface under indentation and friction[J]. Journal of Tribology, 2000, 122(2): 381–387.
- [20] FAGAN M J, PARK S J, WANG L. Finite element analysis of the contact stresses in diamond coatings subjected to a uniform normal load[J]. Diamond and Related Materials, 2000, 9(1): 26–36.
- [21] XIA S M, GAO Y F, BOWER A F, LEV L C, CHENG Y T. Delamination mechanism maps for a strong elastic coating on an elastic-plastic substrate subjected to contact loading[J]. International Journal of Solids and Structures, 2007, 44(11/12): 3685–3699.
- [22] HAN J C, ZHOU Y F, ZHANG Y M, YAO W. Finite element analysis of stress in contacting zone of film and substrate[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 203(12): 1665–1669.
- [23] BANSAL P, SHIPWAY P H, LEEN S B. Finite element modeling of the fracture behavior of brittle coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200(18/19): 5318–5327.
- [24] 赵华, 孙兵. 表面涂层裂纹的特性分析[J]. 四川大学学报(工程科学版), 2007, 39(6): 50–54.
- ZHAO Hua, SUN Bing. The analysis of surface coating cracks[J]. Journal of Sichuan University(Engineering Science Edition), 2007, 39(6): 50–54.
- [25] BELHOUARI M, GOUASMI S, BOUIADJRA B B, ACHOUR T, AMIRI A. Finite-element investigation of fracture behaviour in elastic-plastic film bonded to elastic substrate[J]. Computational Materials Science, 2008, 44(2): 835–837.
- [26] JOHNSON K L. Contact mechanics[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1992: 21–26.

(编辑 何学锋)