

直升机主减速器用离合器自由轮 表面铬碳相渗层失效分析

宗晓明, 蒋文明, 樊自田

(华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074)

摘要: 直升机主减速器用离合器自由轮在使用过程中出现了表面渗层剥落失效问题, 本研究采用体式显微镜观察、扫描电镜观察、金相分析、硬度分析、XRD 分析等方法, 对铬碳相渗层的剥落原因进行了分析。分析结果表明, 渗层剥落的机理为接触疲劳剥落, 渗层内部存在的显微孔洞在循环载荷的作用下产生的微裂纹扩展, 是造成渗层剥落产生的主要原因, 随着微裂纹的扩展, 表面出现轻微剥落区域, 剥落区域的出现造成了邻近区域的应力集中, 促进了剥落区域边缘贯穿裂纹的形成, 加剧了剥落。同时, 渗层的局部剥落, 造成的承载区域减小, 应力上升, 促进了新剥落区域的产生, 最终多个剥落区域扩展, 形成贯穿性渗层剥落。

关键词: 离合器自由轮; 铬碳相渗层; 失效分析; 疲劳剥落; 显微孔洞

中图分类号: TG115

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)12-3887-06

近年来, 金属陶瓷渗层技术获得了长足的发展, 该技术在提升机械零件、刀具及模具的寿命方面已经有了广泛的应用, 尤其提升了工件的抗磨损性能与抗腐蚀性能^[1-5]。从成分上, 渗层多是碳或者碳-氮与过渡族金属的化合物^[6-11], 其中铬碳相渗层由于其良好的综合性能, 目前已在工具、模具、滑动轴承等领域获得广泛应用^[12,13]。在铬碳相超硬渗层的制备方面, 目前主要技术包括化学气相沉积 (CVD)、物理气相沉积 (PVD) 与热渗法 (TRD), 与 CVD 与 PVD 技术相比, TRD 技术的工艺更为简便, 成本更低^[14-16], 且采用该技术制备的渗层在硬度、附着力和抗氧化方面都有很好实用效果。

直升机主减速器用离合器自由轮安装于输入级从动锥齿轮内, 其作用是实现单项传递扭矩, 保证发动机与主减速器之间按要求及时正确地接合与脱开。在正常工作时, 发动机作为动力驱动, 离合器处于接合状态, 将发动机动力传递给主减速器; 在单发动机、单发工作状态以及自旋下滑状态下, 离合器自由轮自动与非工作发动机脱开, 避免主减速器反向驱动发动机。离合器性能好坏直接影响主减速器和发动机安全性能及飞机的快速起动能力。

国内某新型武装直升机用离合器自由轮表面采用 TRD 法制备了铬碳相金属陶瓷渗层, 通过该工艺, 大

幅提升了离合器自由轮的表面硬度, 工作表面硬度 (HV) 由 7230 MPa 提高到了 17 000 MPa 左右, 耐磨性能大幅提升。在后续的领先飞行试验过程中, 在 500 h 定期检查时, 发现离合器自由轮表面出现了渗层剥落的情况, 在全部 30 粒楔块中, 共有 11 粒出现了剥落, 离合器自由轮原定设计寿命为 1000 h, 未达到预期寿命, 因此有必要开展渗层失效分析, 对其剥落原因进行分析, 为后续的性能提升提供借鉴。

1 离合器自由轮的工况及失效分析方法

1.1 离合器自由轮的工况

图 1 所示为离合器自由轮的安装结构示意图。如图 1 所示离合器自由轮安装于内、外滚道之间, 两端采用轴承进行支撑。离合器自由轮的结构组成包括楔块、保持架及两端的预紧弹簧, 依靠楔块在内、外环之间的摩擦作用来传递转矩, 其工况分为接合状态和超越状态。当离合器处于接合状态时, 离合器与内外滚道之间楔合, 外环将转矩传递给内轴; 当离合器处于超越状态时, 内轴与离合器自由轮空载摩擦。在实际应用中, 离合器自由轮安装于直升机主减速器从动锥齿轮内, 额定扭矩为 1500 N·m, 采用迭代法 (详细计算方法及原理见参考文献[17]), 使用 Matlab 编制专用软件, 对离合器自由轮楔块表面受力状况进行分析, 计

收稿日期: 2017-12-25

基金项目: 国家自然科学基金 (51204124); 湖北省自然科学基金 (2017CFB488)

作者简介: 宗晓明, 男, 1987 年生, 博士生, 华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074, E-mail: zongxiaoming100@163.com

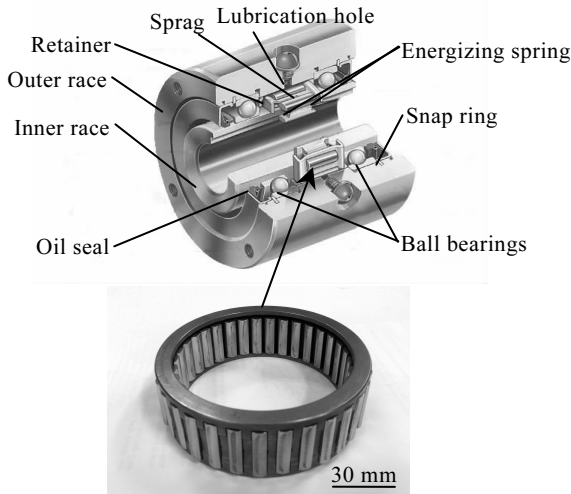


图 1 离合器自由轮安装结构示意图

Fig.1 Structure diagram of freewheel assemble

算得到其表面最大应力约为 2750 MPa。

1.2 渗层的制备方法

离合器自由轮楔块基体材料为 AISI52100 轴承钢，表 1 所示为其化学成分组成。离合器自由轮的楔块采用线切割后磨削加工的方法进行成形，在进行渗层处理前，楔块的表面粗糙度 $R_a < 0.2$ 。

采用热渗法在工件表面制备铬碳相渗层，渗剂的组成为铬铁粉、氯化铵与氟化钠，处理工艺条件为 850 °C 条件下处理 8 h，处理设备采用普通电阻炉。在渗层处理过程中，与生成活性铬[Cr]相关的主要化学反应见式(1)~(6)所示^[11]。在经过渗层处理后，采用以下工艺进行后续处理，以获得基体所需的硬度与组织：750 °C 保温 15 min—840 °C 保温 20 min—油淬—冷处理（-78 °C/2 h）—低温回火处理（180 °C/1 h），最终基体组织为回火马氏体。



1.3 失效分析方法

在本失效分析中，采用体式显微镜（SOV-1010M）

对渗层剥落部位进行宏观观察，采用扫描电镜（QUANTA-400）对失效部位及渗层的截面形貌进行分析，采用 X 射线衍射仪（Shimadzu XRD 6000）对渗层的相组成进行分析，采用扫描电镜自带的 EDS 能谱对截面的元素分布及失效部位的元素分布进行分析，采用扫描电镜自带的测量功能对渗层的厚度进行测量，采用光学显微镜（Me F-3）对渗层底部的组织进行观察分析，采用 HXD-1000 维氏硬度计选取 0.25 N 力对渗层的硬度进行测量。

2 结果与讨论

2.1 渗层的特征

2.1.1 渗层的形貌与元素分布情况

图 2a 所示为在 850 °C 下保温 8 h 制备的渗层的截面 SEM 形貌。从图 2a 可知，渗层厚度分布比较均匀，渗层与基体组织的交界呈平直状，从外观上，与基体组织有很大的区别，渗层的形貌特征与 Biesuz、Almotairi 等人^[18,19]的相关研究相符合。图 2b 所示为图 2a 中从表面到内部的元素分布情况，由图 2b 可知，铁元素与铬元素存在一个比较宽的共存区，从表面到内部，铁元素的含量逐步上升，铬元素的含量逐步下降，表层的碳含量高于基体，该元素分布情况与 Fan 等人^[20]的研究相符合，根据 Fan 等人的研究，该种铁铬较宽的

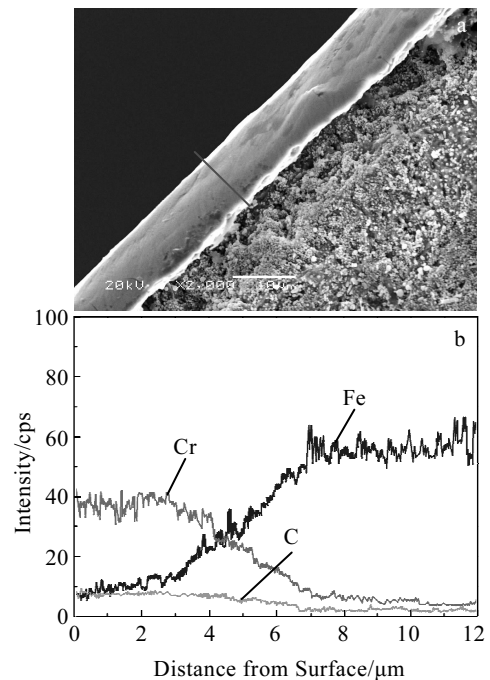


图 2 渗层的 SEM 截面形貌以及从表面到内部元素分布情况
Fig.2 SEM micrograph of a cross-section (a) and element distribution from the surface to the core (b)

表 1 基体材料 AISI52100 的化学成分

Table 1 Chemical composition of the substrate
AISI52100 (ω/%)

C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	S	P	Fe
0.95	1.45	0.107	0.194	0.318	0.014	0.076	0.0143	Bal.

共存区是由于铬元素在渗层处理温度条件下，在基体中较高的溶解度（与其它碳化物形成元素相比，如钒等）形成的，尤其是渗层处理的第 1 阶段（在陶瓷渗层形成之前）。随后，在冷却过程中，由于铬元素的溶解度下降，以碳化物的形式析出。

2.1.2 XRD 相成分分析

如图 3 所示为渗层表面的 XRD 测试情况。由图 3 可知，渗层的组成主要为 Cr_7C_3 与 $(Cr, Fe)_7C_3$ 相，该结果与 Biesuz 等人^[18]的研究结果相符合。渗层的相成分决定了其硬度及与基体的结合情况。

2.1.3 渗层的硬度分布

图 4 所示为从表面到内部渗层的截面维氏硬度分布情况。由图 4 可知，从表面到内部，渗层的硬度逐渐下降，渗层与基体之间存在硬度过渡区，硬度呈梯度均匀过渡，有利于增强渗层与基体组织的结合力^[21]。

2.2 宏观观察

对出现渗层剥落失效的离合器自由轮进行分解检查，在全部 30 粒楔块中共 11 粒出现了渗层剥落情况，

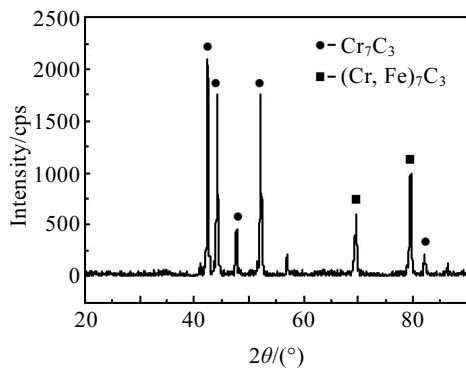


图 3 渗层表面的 XRD 图谱

Fig.3 XRD pattern of chromium carbide layer

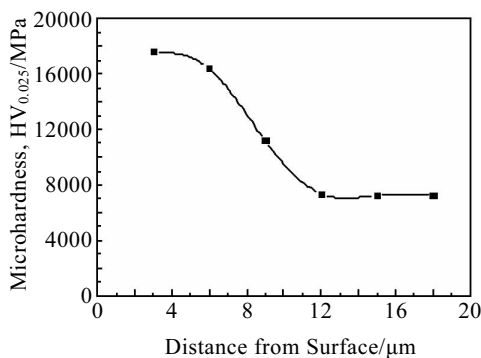


图 4 从表面到内部渗层的维氏硬度变化情况

Fig.4 Variation of microhardness versus distance from the surface of the specimen to the core

根据剥落情况的不同，分为轻微剥落、大区域不连续剥落和贯穿性剥落。图 5 所示为不同剥落状况的楔块体式显微镜检测照片。图 5a 中的楔块渗层发生了轻微剥落，图 5b 中楔块渗层发生多块不连续状剥落，图 5c 中楔块发生了贯穿性剥落。可见，渗层的剥落是一个逐渐演变的过程：发生轻微剥落→轻微剥落区域逐渐扩展→出现新的剥落区域→多个剥落区扩展连接形成贯穿式的剥落。

2.3 微观观察

采用扫描电镜对渗层剥落区域及附近的表面微观特征进行观察，观察结果如图 6 所示。其中，图 6a 所示为整个剥落区域的形貌，由图中可以看到，与未剥落部位相比，剥落区域内部的表面比较粗糙，且剥落区域附近有很多轻微剥落点；图 6b 所示为未剥落区域的表面形貌，可以看出，表面比较平整，未出现明显的表面缺陷；图 6c 所示为剥落区域内部的表面形貌，可以看出，剥落区域内可见细长凹坑沿弧形分布；图 6d 所示为剥落区域边缘的形貌，可见剥落区域边缘存在大量的处于半剥落状态的渗层，且边缘可见龟裂和破碎特征图；图 6e 所示为大面积剥落区域附近的轻微点状剥落的放大形貌。由图 6 不同区域的微观 SEM 形貌图可知，渗层剥落区域的表面比较粗糙，且内部存在明显弧形疲劳剥落特征，可见渗层的剥落形式为接触疲劳剥落。渗层剥落边缘可见龟裂和破碎特征，这是由于在剥落区域边缘出现了应力集中，导致产生了大量的微裂纹，随着循环载荷的不停施加，剥落区域边缘扩展很快，与 Ahmed 等人^[22]的研究结果相一致。

表 2 所示为图 6a 中区域 1、2、3 对应的 EDS 能谱分析结果。由表 2 可知，在渗层未出现剥落的区域 1 中铬的含量很高，在轻微剥落区域 2 中，元素含量与未剥落区域 1 差别不大，在剥落区域底部 3 中，铁含量大幅上升，铬的含量下降，但依然高于基体。可见，渗层剥落主要是表面铬碳相渗层的剥落，剥落后

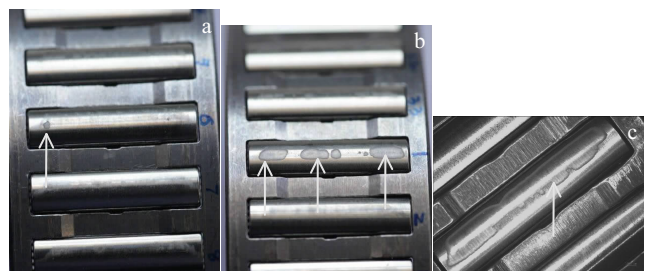


图 5 楔块表面不同剥落状况形貌

Fig.5 Spalling morphologies on the sprag surface: (a) slight spalling, (b) block spalling, and (c) breakthrough spalling

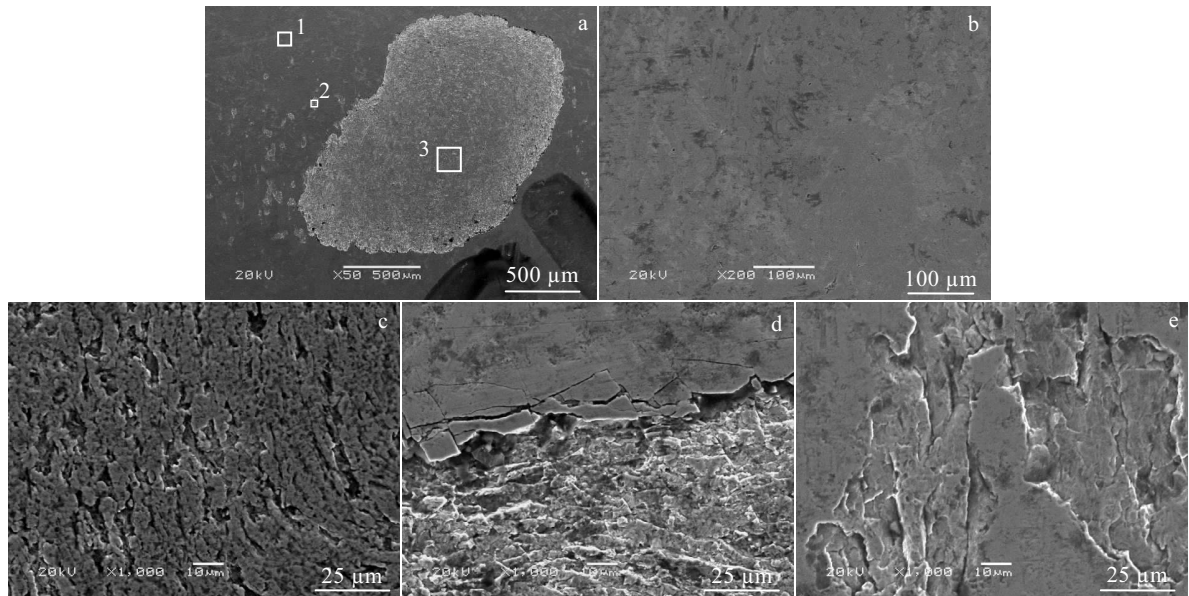


图 6 渗层剥落区域表面 SEM 形貌

Fig.6 SEM images of spalling area: (a) integral spalling area, (b) no spalling area, (c) internal area of spalling area, (d) boundary of spalling area, and (e) slight spalling near the main spalling areas

表 2 图 6a 中不同区域能谱分析结果

Table 2 EDS analysis of different area in Fig.6a (wt%)

Area	C	O	Cr	Fe	Mn	Ni
1	14.71	-	77.03	7.49	0.78	-
2	10.47	-	78.55	9.25	1.24	0.49
3	12.93	-	51.58	35.49	-	-

的表面与基体之间仍存在一个成分过渡区。

图 7 所示为不同位置的渗层截面 SEM 形貌图。图 7a 所示为未剥落部位的截面形貌图，可以看到，未剥落区域渗层厚度约 8 μm，且渗层内部可看到细小的疏松特征；图 7b 所示为剥落区域处的截面形貌图，可看到，凹坑底可见不到 1 μm 的涂层残留，但局部仍露出

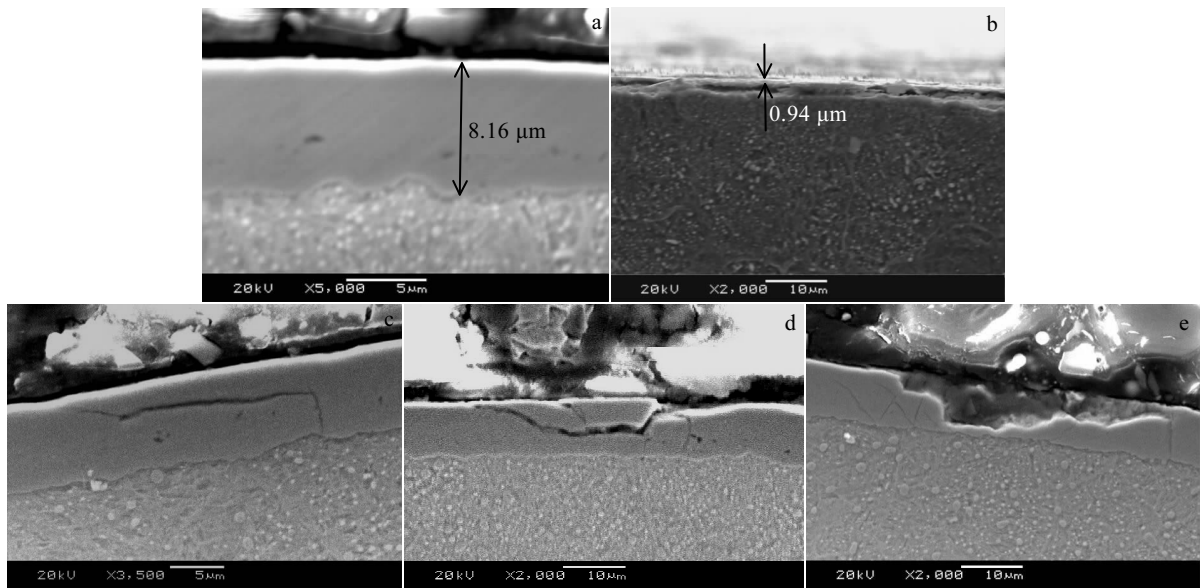


图 7 不同位置的渗层截面形貌

Fig.7 SEM images of cross-section of coating at different area: (a) no spalling area, (b) spalling area, (c) area around spalling place, (d) area at critical state spalling area, and (e) slight spalling area

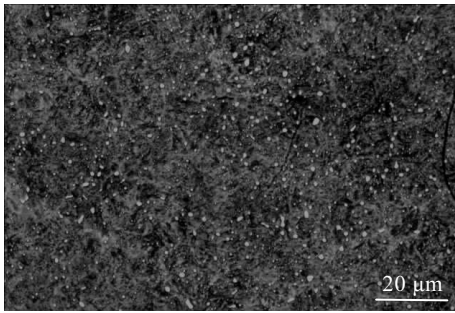


图 8 渗层失效部位下部基体组织

Fig.8 Optical micrograph of matrix under the failure coating

基体, 对应于图 6c 中弧形分布的细长凹坑位置; 图 7c 所示为剥落区域附近处的渗层截面图, 可以看到渗层内存在微裂纹, 且微裂纹经过了渗层内部的缩松点, 可见, 显微孔洞的存在可能与裂纹的萌生有直接的联系, 是裂纹萌生的诱发因素, 与 Zhang 等人^[23]的研究相符合; 图 7d 所示为处于临界剥落状态的渗层截面图, 可以看出渗层内部的裂纹向外扩展, 与表面交汇; 图 7e 为出现轻微剥落区域的渗层的截面图, 从图中可以看出, 剥落未贯穿渗层, 且在剥落区域附近可见多条微裂纹。与之前渗层出现剥落前的微裂纹不同, 这些新萌生的裂纹并未经过显微缩孔区域, 主要是由于, 在出现初始深层剥落后, 一方面, 剥落区域边缘存在应力集中, 导致了与基体的贯穿性裂纹的出现, 此外由于初始渗层剥落的出现, 导致楔块承载面积减小, 应力上升, 诱发更多的初始剥落区域的形成。

2.4 基体组织

图 8 所示为发生剥落的楔块的基体组织金相图。由图 8 可见, 基体组织为典型的回火马氏体, 未发现热过烧组织和严重夹杂等冶金缺陷, 金相组织未见异常, 因此基体组织不是造成渗层剥落的原因。

3 结 论

1) 渗层剥落形式为接触疲劳剥落, 渗层内部存在的显微孔洞在循环载荷的作用下萌生的微裂纹, 是造成渗层剥落产生的主要原因。

2) 随着微裂纹的扩展, 与表面交汇, 表面出现轻微剥落, 轻微剥落出现后, 造成剥落区域周围的应力集中, 促进了剥落区域边缘贯穿裂纹的形成, 加剧了剥落, 同时, 渗层的局部剥落, 造成的承载区域减小, 应力上升, 促进了新剥落区域的产生, 最终多个剥落区域扩展, 形成贯穿性渗层剥落。

参考文献 References

- [1] Dearnley P A. *Wear*[J], 1999, 225-229: 1109
- [2] Aghaie-Khafri M, Fazlalipour F. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 2008, 69(10): 2465
- [3] Sen S. *Materials and Design*[J], 2006, 27(2): 85
- [4] Li Mingsheng(李明升), Feng Changjie(冯长杰), Wang Fuhui(王福会). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(S2): 699
- [5] Wang Q Y, Behnamian Y, Luo H *et al. Applied Surface Science* [J], 2017, 419: 197
- [6] Rutherford K L, Bull S J, Doyle E D *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 1996, 80(1-2): 176
- [7] Su Y L, Yao S H. *Wear*[J], 1997, 205(1-2): 112
- [8] Djouadi M A, Nouveau C, Beer P *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2000, 133-134: 478
- [9] Ozdemir O, Sen S, Sen U. *Vacuum*[J], 2007, 81(5): 567
- [10] Kuo D H, Huang K W. *Surface and Coatings Technology*[J], 2001, 135(2-3): 150
- [11] Chen F S, Lee P Y, Yeh M C. *Materials Chemistry and Physics*[J], 1998, 53(1): 19
- [12] He J L, Lin Y H, Chen K C. *Wear*[J], 1997, 208(1-2): 36
- [13] Castillejo F E, Marulanda D M, Olaya J J *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 254: 104
- [14] Fan X S, Yang Z G, Zhang C *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2010, 205(2): 641
- [15] Ghadi A, Soltanieh M, Saghafian H *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2016, 289: 1
- [16] Ghadi A, Soltanieh M, Saghafian H *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2017, 325: 318
- [17] Zhu Chu(朱 楚), Zhu Rupeng(朱如鹏), Jin Guanghu(靳广虎). *Machine Building & Automation*(机械制造与自动化)[J], 2012, 41(5): 11
- [18] Biesuz M, Sglavo V M. *Surface and Coatings Technology*[J], 2016, 286: 319
- [19] Almotairi A, Warkentin A, Farhat Z. *Engineering Failure Analysis*[J], 2016, 66: 130
- [20] Fan X S, Yang Z G, Zhang C *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 208: 80
- [21] Khalaj G, Nazari A, Khoie S M M *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2013, 225: 1
- [22] Ahmed R, Hadfield M. *Wear*[J], 1999, 230(1): 39
- [23] Zhang X C, Xu B S, Xuan F Z *et al. Wear*[J], 2008, 265(11-12): 1875

Failure Analysis of Chrome Carbide Coating on a Freewheel Used in Helicopter Main Reducer

Zong Xiaoming, Jiang Wenming, Fan Zitian

(State Key Lab of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science
and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: The premature rupture of the chromium carbide coating on a freewheel used in a helicopter main reducer was analyzed by stereomicroscope visual examination, scanning electron microscopy examination, structure analysis, hardness test and X-ray diffraction analysis (XRD). The results show that the fracture of the coating is a mechanical contact fatigue mechanism, and the main cause of the flaking of the coating is the microcracks caused by micro porosities under the condition of cyclic loading. With the development of the microcracks, the lightly flaking area initiates on the surface, which causes stress concentration in the adjacent area and the through coating crack in the border of flaking area. The flaking of the coating reduces the loading area which increases the stress and new flaking areas initiates; finally, with the extension of different flaking areas, the throughout flaking forms.

Key words: freewheel; chromium carbide coating; failure analysis; fatigue flaking; micro porosity

Corresponding author: Jiang Wenming, Ph. D., Associate Professor, State Key Lab of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, P. R. China, Tel: 0086-27-87540094, E-mail: jwenming@163.com