

身管内膛复合镀铬层的组织退化特征

李怀学^{1,2}, 陈光南¹, 张坤¹, 罗耕星¹, 叶智军¹, 张建军³

(1. 中国科学院力学研究所表面改性实验室, 北京 100080;

2. 中国科学院研究生院, 北京 100049; 3. 潍坊市质量技术监督局, 山东 潍坊 261031)

摘要:研究了某型号身管后膛射击后复合镀铬层(由顶层的高收缩性铬和底层的低收缩性铬组成)的组织及显微硬度退化特征。结果显示:经3000发射击后,复合镀铬层沿着涂层厚度方向呈现梯度性再结晶,其组织由射击前的柱状晶粒团簇逐渐转变成等轴晶粒团簇,这导致镀铬层的硬度梯度分布;高收缩性铬层的表层晶粒成长最大,其相应的硬度由初始的960HV左右急剧下降到330HV左右。另外,高收缩性铬层许多短小的镶嵌微裂纹消失,而且一些穿透镀铬层的主裂纹形成并扩展到基体。根据服役条件下镀铬层的组织及性能退化特征,调整优化镀铬层的组织或许能有效地延长身管内膛镀铬层的寿命。

关键词:身管; 复合镀铬层; 退化; 再结晶; 微裂纹

中图分类号: TG174.44 **文献标识码:** A **文章编号:** 1009-6264(2007)04-0111-05

Degradation of microstructure of duplex electroplated chromium layers in gun barrels

LI Huai-xue^{1,2}, CHEN Guang-nan¹, ZHANG Kun¹, LUO Geng-xing¹,

YE Zhi-jun¹, Zhang Jian-jun³

(1. Surface Modification Laboratory, Institute of Mechanics, the Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China;

2. Graduate School of the Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;

3. Weifang's Administration of Quality and Techniques Supervision, Weifang 261031, China)

Abstract: The microstructure and hardness of duplex electrodeposited chromium layers (consisting of high-contrast (HC) and low-contrast (LC) chromium layer) in gun barrels before and after firing were investigated. The results show that re-crystallization of the electrodeposited chromium layer occurs in a manner of gradient in the coating thickness direction after firing 3000 rounds. Moreover, the columnar grain clusters of chromium coatings before firing gradually becomes equal-axis grains along the thickness direction, which results in the gradient distribution of hardness. While the crystal clusters at the top of HC chromium layer grows largest and its hardness valuation sharply drops from about 960HV to 330HV. In addition, after firing, many shorter micro-cracks embedded in the HC chromium disappeared and the main cracks throughout the whole electrodeposited layers form and extend into the underlying substrate. The service-life of chromium coatings in gun barrels may be effectively improved by modifying and optimizing the microstructure of as-deposited chromium layers, according to the degradation characterization of the microstructure and property of chromium coatings under the operating service conditions.

Key words: gun tubes; duplex electroplated chromium; degradation; re-crystallization; microcrack

在高温、高压、强腐蚀气体以及复杂的机械载荷作用等极端工况下,身管内膛往往因局部烧蚀严重而导致整体报废。为提高身管的抗烧蚀性,目前普遍采用身管内膛镀铬的方法^[1-4]。身管内膛镀铬可以分为两类:高收缩性铬和低收缩性铬。前者具有耐磨性好、硬度高、摩擦系数低等优异的性能,然而沉积状态

下高收缩性铬含有许多镶嵌微裂纹,同时其表面微裂纹呈网状分布,这些微裂纹的开裂和扩展为高温腐蚀性气体烧蚀基体提供了通道;后者具有微裂纹较少、基体结合力较好等优点,但其硬度低、摩擦系数较高、耐磨性较差^[5]。随着对身管武器的射程、初速度以及精确度等性能要求越来越高,身管内膛的工况更加苛刻(如更高膛压、温度等),内膛的烧蚀问题成为限制身管武器性能提高的关键技术难题之一^[6,9]。

近期,为提高身管内膛的抗烧蚀能力,利用激光镀铬复合技术成功地解决了我国某型号镀铬身管寿命的长期不达标的关键技术难题,其中身管内膛采用了复合镀铬层^[10,11]。复合镀铬层由底层的低收缩性

收稿日期: 2006-07-19; 修订日期: 2006-09-30

基金项目: 国家自然科学基金(50471087); 国家自然科学基金重点基金(50531060)

作者简介: 李怀学(1977—),男,中国科学院力学研究所博士生,主要从事材料表面改性研究,电话:010-62547527, E-mail: lhx1022@126.com。

铬和顶层的高收缩性铬组成,它可充分发挥高收缩性铬和低收缩性铬的优势,具有较好的耐磨性和耐腐蚀性。为进一步优化设计身管内膛镀铬层和开发新的耐高温涂层,本文研究了射击后身管后膛复合镀铬层的组织及其硬度的退化特征。

1 实验材料和方法

在未射击身管和经 3000 发寿命射击后身管上距后膛 35cm 处沿着身管轴向方向截取试样。截取后的试样被镶嵌,然后分别利用不同粒度型号的耐水砂纸研磨,随后机械抛光。利用改良的 Murakami 试剂^[12](其主要成分为: $K_3Fe(CN)_6$ 、NaOH 和 H_2O)研究了射击前后复合镀铬层的微裂纹特征以及射击后镀铬层的组织;利用文献[13]中的盐酸溶液试剂观察射击前镀铬层的微观组织特征。使用光学显微镜和 FEI Sirion 400NC 扫描电镜观察射击后复合镀铬层的横截面组织退化特征,利用 MH6 显微硬度计测试了其相应的硬度值,其载荷为 0.49N。

2 实验结果与讨论

2.1 复合镀铬层的微裂纹及组织观察

图 1 显示了射击前后复合镀铬层的横截面微裂纹特征,图 1(a)是射击前复合镀铬层微裂纹。从图 1(a)看出:复合镀铬层由明显不同的两层组成,底层为裂纹较少的低收缩性铬,其厚度约 $30\mu m$;顶层为含有许多镶嵌微裂纹的高收缩性铬,其厚度约 $150\mu m$ 。图 1(b)为射击后复合镀铬层微裂纹。根据图 1(b)可知:射击后,身管复合镀铬层由初始的双铬层逐渐退化为呈梯度分布的三层;原镶嵌于高收缩性铬层中许多短小的微裂纹消失,较长的镶嵌微裂纹仍然存在;同时不仅贯穿整个镀层并延伸到基体的主裂纹出现,而且复合镀铬层的顶层形成一些半穿透型的主裂纹。这种梯度退化以及短小微裂纹的消失主要是由于射击过程中高温以及陡峭的温度作用所造成的;而穿透和半穿透主裂纹主要原因可能是射击过程中复杂的热-机械应力和高温气体的腐蚀所导致的。

图 2 显示了射击前后复合镀铬层的横截面低倍组织特征。图 2(a)为射击前复合镀铬层横截面组织(其腐蚀剂为稀盐酸溶液试剂)。由图 2(a)可知:经过盐酸溶液试剂腐蚀后,沉积态的高收缩性铬和低收缩性铬的组织形貌差异被清楚地显示出来,前者相对较均匀,其微裂纹处显得较暗;而后者更容易受稀盐酸腐蚀,组织显得不太均匀,在光学显微镜下难以辨

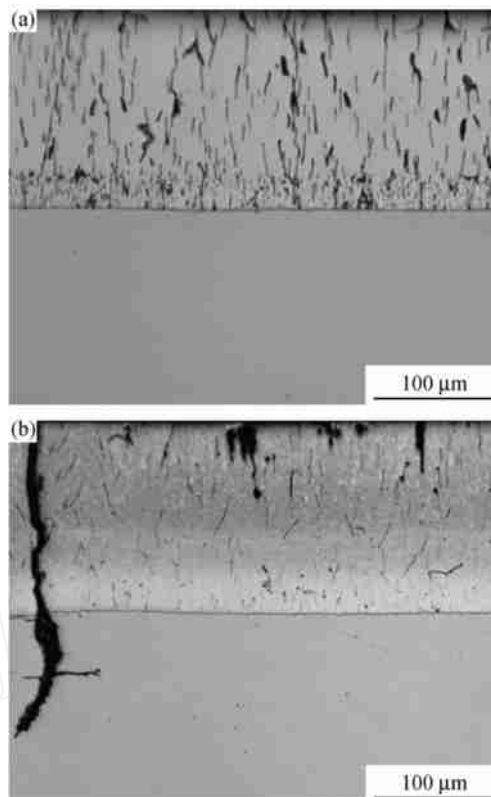


图 1 复合镀铬层的横截面微裂纹特征

(a)和(b)分别为射击前和射击后微裂纹特征

Fig. 1 Optical micrographs of cross-sectional micro-crack features of duplex plated chromium

(a) and (b): before and after firing, respectively

认其精细结构特征。图 2(b)为射击后复合镀铬层横截面组织(其腐蚀剂为改良的 Murakami 试剂)。根据图 2(b)可知:射击后复合镀铬层的组织退化为梯度分布的三层组织;而且这三层抗耐腐蚀性明显不同,顶层高收缩性铬的耐腐蚀性最差,而底层低收缩性铬的耐腐蚀性较好,这是因为射击过程中由于高温作用复合镀铬层再结晶以及晶粒长大所导致的^[14]。另外,由于射击过程中身管内壁温度梯度非常陡峭,在高收缩性铬的顶层组织梯度最陡且最明显。

2.2 复合镀铬层的横截面 SEM 分析

图 3 显示了射击前复合镀铬层横截面的组织形貌特征。图 3(a)为低倍下组织形貌特征,从图 3(a)可知:经盐酸溶液侵蚀后,底层的低收缩性铬层沿涂层厚度方向呈现梯度组织形貌特征,其中在低收缩性铬和高收缩性铬的过渡区,低收缩性铬层显示了块体单元的组织特征;在低倍下难以观察到精细组织及微裂纹特征。图 3(b)~(d)分别显示了图 3(a)中 A~C 区域的局部放大特征:图 3(b)显示了较长的镀铬层

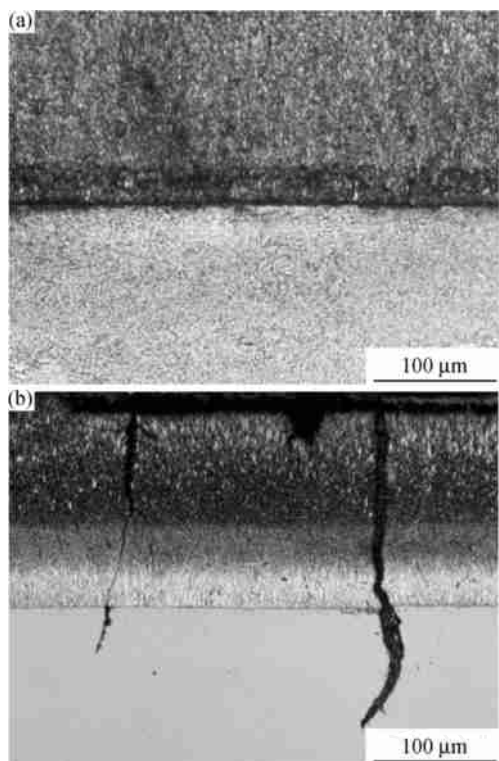


图 2 复合镀铬层的横截面组织特征 OM
(a) 和 (b) 分别为射击前和射击后低倍组织特征
Fig. 2 Optical micrographs of cross-sectional microstructure features of duplex plated chromium
(a) and (b) : before and after firing ,respectively

镶嵌微裂纹,其结晶结构呈现柱状和树枝状晶粒团簇特征;图 3(c) 显示了高收缩性铬层与低收缩性铬层交界处高收缩性镀铬层的组织特征及微裂纹,晶粒团簇基本上呈柱状结构分布,微裂纹沿着柱状团簇的交界处开裂。图 3(d) 显示了低收缩性铬层的组织形貌特征:高收缩性铬层与低收缩性铬层交界处低收缩性镀铬层的块状单元由许多小凹坑组成,其晶粒团簇呈现粗大的块状单元结构;然而,最底层的低收缩性铬层呈现多孔状结构。

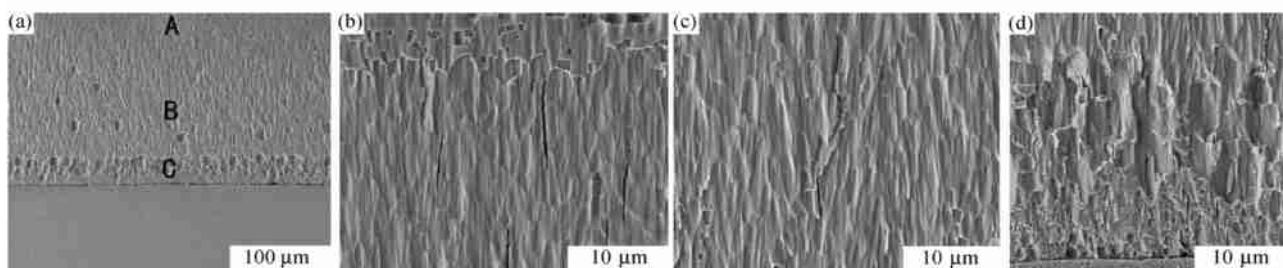


图 3 射击前复合镀铬层横截面组织特征

(a) 低倍; (b) ~ (d) 分别为图 3(a) 中 A, B 和 C 区的高倍下微观组织

Fig. 3 SEM micrographs of cross-sectional microstructure of a duplex chromium layers before firing
(a) low-magnified; (b) ~ (d) high-magnified microstructure of A, B and C zone in Fig 3(a)

图 4 显示射击后复合镀铬层的横截面 SEM 组织特征。图 4(a) 显示了低倍下镀铬层的横截面明显分为顶层梯度层、中间层和低收缩性铬层三层组织。图 4(b) ~ (d) 分别显示了图 4(a) 中 A ~ C 处的高倍下组织特征。由图 4(b) ~ (d) 可知:低收缩性铬仍然呈现柱状晶团簇结构;在高收缩性铬和低收缩性交界处由较大的柱状晶团簇逐渐向较小的柱状晶团簇过渡;在高收缩性铬层中,其晶粒团簇逐渐长大,顶层的晶粒团簇再结晶最快,其晶粒成长的最大(如图 4(d))。复合镀铬层这种特殊的梯度组织结构主要由于身管内膛的极高温度梯度所造成的。据报道^[3] 射击过程中身管内壁表面的温度波动到达 1000 左右,而在 1mm 厚度处温度波动仅仅 100 。因此在底层低收缩性铬的再结晶程度较小,而最顶层高收缩性铬的再结晶速度最快。

2.3 射击前后镀铬层硬度

图 5 显示了射击前后沿镀层深度方向的显微硬度变化。从图 5 中可知:射击前低收缩性铬的硬度为 670HV 左右,而射击后其硬度为 500HV 左右;射击前高收缩性铬的硬度大约为 960HV,而射击后,其硬度呈梯度性分布,最低硬度为 330HV 左右。射击后复合镀铬层的硬度下降主要是因为高温作用导致镀铬层的应力释放、高密度位错的消失、再结晶以及晶粒长大等,这些因素都将导致镀铬层的硬度下降^[14]。根据图 4 和图 5 可知:顶层高收缩性铬的再结晶晶粒团簇成长最大,而其相应的硬度最低。根据镀铬层的硬度分布特征可得出:射击过程中身管内膛温度梯度非常陡峭,因为射击后顶层高收缩性铬的硬度急剧下降,而底层低收缩性铬的硬度降低不大。这进一步证实晶粒长大是镀铬层硬度下降的主要原因。另外,根据图 5 还可推知:沉积态镀铬层在高收缩性铬和低收缩性铬之间存在一层与高收缩性铬组织差别较小的

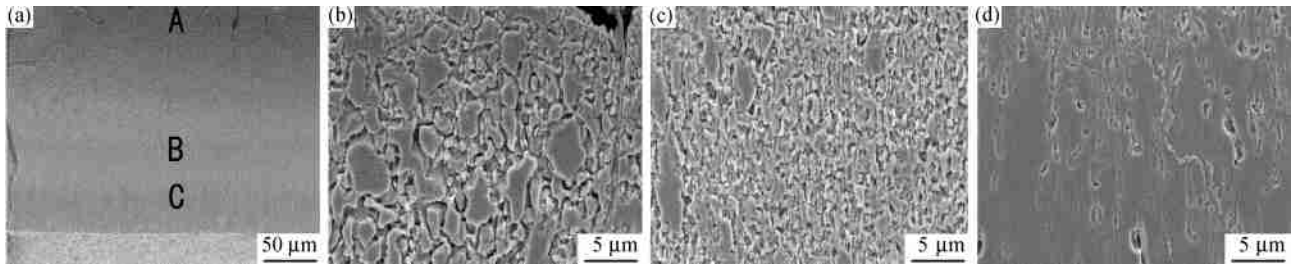


图 4 射击后复合镀铬层的组织特征

图 (a) 低倍; (b) ~ (d) 分别为图 a 中 A, B 和 C 区的高倍下微观组织

Fig. 4 SEM micrographs of cross-sectional microstructure of a duplex chromium layers after firing

(a) low-magnified; (b) ~ (d) high-magnified microstructure of A, B and C zone in (a)

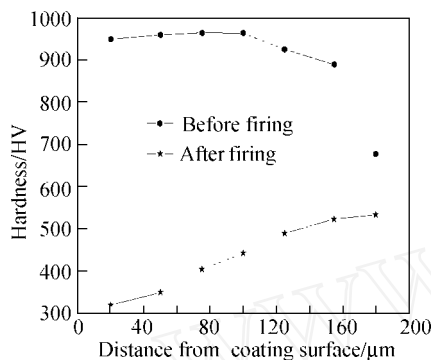


图 5 射击前后复合镀铬层硬度

Fig. 5 Hardness of duplex electroplated chromium coating before and after firing

过渡层,其显微硬度值稍微低于高收缩性铬的硬度。

2.4 讨论

由以上实验结果可得出:身管后膛镀铬层的组织退化主要是由于高温作用所致,镀铬层发生再结晶和应力释放,同时出现贯穿镀铬层的主裂纹;镀铬层的应力释放、再结晶以及晶粒长大不仅导致镀铬层硬度下降,而且大幅地降低了其耐磨性。身管内膛镀铬层的组织及性能退化导致镀铬层的开裂和过度磨损,其中主裂纹的形成并扩展到基体过早地使钢基体暴露于高温腐蚀性气体,这些腐蚀性气体通过烧蚀钢基体使镀铬层失去支撑,从而在外载荷压力作用下加速镀铬层的开裂和剥落。

另外,复合镀铬层射击 3000 发后由两层组织转变为三层组织。虽然利用改良的 Murakami 试剂和稀盐酸腐蚀沉积态镀铬层,都发现明显的两层铬(见图 1~3),但沉积态镀铬层的显微硬度值证实高收缩性铬和低收缩性铬之间存在一层硬度值稍微低于高收缩性铬的过渡层(见图 5)。射击后复合镀铬层呈现三层明显不同的组织,其中中间层即为该过渡层。

由于该过渡层的组织及性能与顶层高收缩性铬的组织及性能退化不同步,经射击后该过渡层的组织能够被清楚地揭示出来(见图 1~2 和图 4)。该过渡层应是一种特殊的电镀工艺参数所制备的。因此,调整优化镀铬层的工艺参数及其组织,或许能控制服役过程中其组织及性能退化。

根据以上身管后膛复合镀铬层的组织及性能退化分析,延缓顶层镀铬层的组织及性能退化过程将是延长身管寿命的一个重要措施。为保证高温工况下镀铬层的硬度和耐磨性,必须采取措施抑制镀铬层因再结晶所导致性能的退化;而细小颗粒的强化作用有利于抑制或减缓因高温作用而导致硬度和耐磨性的下降;为此可否利用通过向镀铬溶液中沉积某些细小颗粒或某些成分的纳米粉末制备出复合镀铬层(其具有更高的抗再结晶性能),这将是一个值得探索的问题。因此,提高身管镀铬层的服役寿命,就要根据其服役条件下组织退化特征,利用组织结构的自修复作用开发出新的复合镀铬涂层材料。

3 结论

1) 根据不同状态下镀铬层的耐腐蚀性的差异,可选择不同的腐蚀试剂揭示镀铬层的微观结构特征,这为分析及评价身管及其他机械零件上铬层的状态提供了实验分析方法;

2) 在高温以及陡峭的温度梯度作用下,身管后膛复合镀铬层的再结晶沿涂层厚度方向呈现梯度分布,其组织由射击前的柱状晶粒团簇逐渐转变成等轴晶粒团簇;其相应的硬度也呈现梯度分布;

3) 身管后膛的高收缩性铬的顶层晶粒成长最大,其相应的硬度由初始的 960HV 左右急剧下降到 330HV 左右。另外,高收缩性铬层中一些短小微裂纹因再结晶而消失,同时一些穿透整个镀铬层的主裂纹

形成并扩展到基体; 征,调整优化镀铬层的组织结构或许能有效地延长身
4) 根据服役条件下镀铬层的组织及性能退化特 管内膛镀铬层的寿命。

参 考 文 献

- [1] 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 : 659 - 670.
- [2] Cote P J ,Richard C. Gas-metal reaction products in the erosion of chromium-plated gun bores[J]. Wear ,2001 ,24 :17 - 25.
- [3] Lawton B. Thermo-chemical erosion in gun barrel[J]. Wear ,2001 ,251 :827 - 828.
- [4] Hordijk A C ,Leurs O. Gun Barrel Erosion-Comparison of Conventional and LOVA Gun Propellants[J]. Journal of Pressure Vessel Technology ,2006 ,128 :247 - 250.
- [5] Sohi H M ,Kashi A A ,Hadavi M S. Comparative tribological study of hard and crack-free electrodeposited chromium coatings[J]. Journal of Materials Processing Technology ,2003 ,138 :219 - 222.
- [6] Montgomery R S ,Sautter F K. A review of recent American work on gun erosion and its control[J]. Wear ,1984 ,94 :193 - 199.
- [7] Turley D M. Erosion of a chromium-plated tank gun barrel[J]. Wear ,1989 ,131 :135 - 150.
- [8] 陈永才,宋道志,王建中. 国内外火炮身管延寿技术研究进展[J]. 兵工学报,2006,27(2):330 - 334.
CHEN Yong-cai ,SONG Dao-zhi ,WANG Jian-zhong. New technologies to extend the erosion life of gun barrel[J]. Acta Armamentarii ,2006 ,27(2) :330 - 334.
- [9] Underwood H J ,Vigilante N G ,Mulligan P C ,Todaro E M. Thermomechanically controlled erosion in army cannons-A review[J]. Journal of Pressure Vessel Technology ,2006 ,128 :169 - 172.
- [10] 陈光南,罗耕星,张 坤,等. 提高镀铬身管寿命的激光强化新方法[J]. 兵工学报(增刊),2003,12:6 - 10.
CHEN Guang-nan ,LUO Geng-xing ,ZHANG Kun ,et al. A new laser strengthening method to improve the service life of electroplated chromium tubes[J]. Acta Armamentarii (suppl) ,2003 ,12 :6 - 10.
- [11] 李怀学,陈光南,张国祥,等. 初始镀铬层的基体溶解法研究[J]. 材料热处理学报,2006,27(2):94 - 97.
LI Huai-xue ,CHEN Guang-nan ,ZHANG Guo-xiang ,et al. Study of the initial electroplated chromium layer by substrate-dissolving-away[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment ,2006 ,27(2) :94 - 97.
- [12] Jone H M ,Kenez G M ,Saidington J. Structural features of electrodeposited chromium[J]. Plating ,1965 ,1 :39 - 43.
- [13] Snively A C ,Faust L C. Studies on the structure of hard chromium plate[J]. Journal of the Electrochemical Society ,1950 ,97(3) :99 - 108.
- [14] Brittain P C ,Smith C G. The structure and hardness of electrodeposited chromium[J]. Journal of the Institute of Metals ,1960 - 1961 ,89 :407 - 416.