

# 激光离散预处理基体镀铬身管延寿的力学机理研究

张国祥<sup>1,2,3</sup>, 陈光南<sup>1</sup>, 张坤<sup>1</sup>, 罗耕星<sup>1</sup>, 李怀学<sup>3</sup>

(1. 中国科学院 力学研究所, 北京 100080; 2. 山东理工大学, 山东 淄博 255000;

3. 中国科学院 研究生院, 北京 100080)

**摘要:** 通过对激光螺旋线状离散预处理基体镀铬身管的靶场实验样品解剖分析和该类涂层/基体结构界面裂纹扩展特点的理论研究, 得出激光离散预处理基体镀铬身管延寿的主要力学机理是通过 3 个方面延缓了铬层的剥落: 将均匀基体上随机性的表面主裂纹形貌改变成与激光离散处理、阴阳线结构相对应的菱形主裂纹形貌; 增加了由主裂纹围成的铬层“孤岛”尺寸; 增加了主裂纹间的界面裂纹扩展距离和减小了界面裂纹驱动力。

**关键词:** 材料表面与界面; 镀铬; 身管; 激光; 离散预处理; 基体; 表面主裂纹; 界面裂纹  
**中图分类号:** TN249; TG156.99 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-1093(2006)06-0978-06

## The Mechanical Mechanism Study on Prolonging Life of Chromium-plated Gun Bore Through Laser Discrete Pretreatment

ZHANG Guo-xiang<sup>1,2,3</sup>, CHEN Guang-nan<sup>1</sup>, ZHANG Kun<sup>1</sup>, LUO Geng-xing<sup>1</sup>, LI Huai-xue<sup>3</sup>

(1. Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China;

2. Shandong University of Technology, Zibo 255000, Shandong, China;

3. Graduate School, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China)

**Abstract:** The range experimental sample of gun bore was analyzed, whose substrate was periodically and straggly pre-treated by laser and the interface crack growth in the coating/ substrate structure was theoretically studied. The results show that the mechanical mechanism of prolonging life of chromium-plated gun bore can be described as the following three points: (a) The surface net of main crack appearing randomly on the homogeneous substrate is changed into the strip pattern of main crack, which corresponds with the laser pretreatment, so that the dimension of Cr-plated “island” is increased; (b) The increase of interval between the main cracks prolongs the extending distance of interfacial crack; (c) When the interfacial crack propagates from original zone to laser processed zone, the latter can reduce crack driving force.

**Key words:** surface and interface of material; Cr-plating; gun bore; laser; discrete pretreatment; substrate; surface crack; interface crack

随着对身管武器的射程、射速、射频和精度等战术指标要求的不断提高, 身管寿命得到设计和使用部门日益关注。由于铬的低摩擦系数和高熔点以及耐腐蚀性等优点, 几十年来, 采用镀铬方法对基体进行防护成为提高身管寿命的主要手段之一<sup>[1-2]</sup>。然而, 镀铬层质地硬脆、易开裂, 如何延缓镀铬层的

开裂及剥落是提高镀铬身管寿命的关键难题之一<sup>[3-4]</sup>。大量的实验研究表明<sup>[1-5]</sup>: 在射击初期, 在铬层表面上形成了网状主裂纹, 随着射击次数的增加, 其主裂纹进入基体和基体内不断扩展加宽, 由主裂纹将铬层分割成若干个“孤岛”。当进入基体的主裂纹的宽度和长度达到一定程度后, 在主裂纹

与界面的交界处,形成界面裂纹。随着界面裂纹的扩展,最后界面裂纹和主裂纹汇合导致“孤岛”剥落,彻底失去了对基体的保护作用,致使身管寿命急剧下降。为此,控制形成“孤岛”的主裂纹形貌(形状、主裂纹间距)和延长界面裂纹与主裂纹汇合时间成为镀铬身管延寿的核心问题。

上述的实验观察结果都是在均匀基体上电镀铬得到的。为了延长镀铬身管寿命,陈光南等人<sup>[6]</sup>提出了激光螺旋线状离散预处理基体内表面提高镀铬身管寿命的新工艺方法,从材料学角度给出了身管延寿的初步实验结论:铬层与基体的硬度平缓过渡、铬层与基体之间的界面结构变化、枪口部分表面主裂纹形貌的改变。但没有对主裂纹形貌的改变做深入的研究和影响铬层剥落的另一个主要裂纹-界面裂纹做任何分析。由于身管烧蚀区和枪口部分的工作环境有很大区别,造成铬层失效的机理也不同,前者是剥落、而后者是磨损。上述分析已经表明铬层的剥落是影响身管寿命的关键因素,因此,为进一步揭示激光离散预处理基体提高镀铬身管寿命的机理,离散预处理对烧蚀区铬层剥落的影响研究显得更为重要。本文作为该研究课题的延续,将文献<sup>[6]</sup>枪口部分的铬层表面主裂纹形貌特点在烧蚀区部分做进一步实验验证,并且分别对该部分的界面裂纹形貌进行了实验研究和界面裂纹驱动力的理论研究。从力学角度,对激光螺旋线状离散预处理基体铬层身管延寿机理进行分析。

## 1 靶场实验样品解剖分析

### 1.1 激光螺旋线状离散预处理基体内表面

基体材料为某种型号高射机枪身管,先利用功率密度为 $10 \sim 1000 \text{ kW/cm}^2$ 的Nd:YAG固体激光器、专用加工设备<sup>[7]</sup>对基体内表面进行螺旋式相变硬化预处理,然后进行镀铬。沿着阳线方向,用线切割设备,取与激光扫描线相垂直的轴向试样,进行磨、抛光,得到了如图1所示的镀铬层/基体结构扫描电镜轴截面图。图1中的椭圆和两个椭圆之间区域分别为激光处理区和原始基体区域。

### 1.2 靶场实验样品取样

由于实验采用了寿终身管,其烧蚀区的铬层已经完全剥落。为了揭示激光离散处理基体对烧蚀区铬层表面主裂纹形貌的影响,分别在激光处理和激光离散处理的寿终身管上,利用线切割设备,由于烧蚀区是由膛腔向枪口扩展,故选取靠近烧蚀区没有铬层脱落的部分作为研究烧蚀区铬层剥落机理

的样品,具体位置如图2所示。

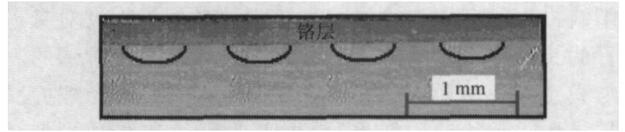


图1 基体激光预处理基体镀铬结构的轴截面

Fig. 1 The axial section of chromium-plated structure for laser pre-treated substrate

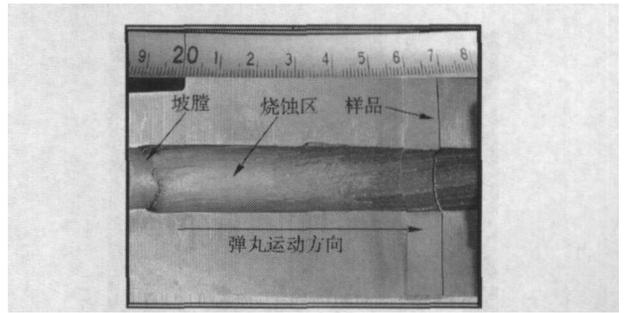


图2 试件选取位置

Fig. 2 The selected location of a sample

#### 1.2.1 铬层表面主裂纹形貌比较与分析

先对样品进行超声波清洗,去掉铬层表面的火药等残留物,然后利用体视显微镜对上述两种情况的铬层表面主裂纹进行分析。图3和图4分别显示了寿终后的激光处理基体和原始基体上镀铬层的表面主裂纹形貌。由图3和图4可知,激光离散预处理的铬层表面上形成了互相平行的主裂纹群,该主裂纹群把铬层分割若干个条带状隔离块,在条带状里面,存在着许多微小裂纹;而没有激光处理的基体上的镀铬层表面上形成了许多随机性的网状主裂纹。因此,激光预处理基体改变了主裂纹的形貌。从图6可知,该形貌与激光处理的周期性相关,在实际身管上应该表现为周向的螺旋线状,与枪口裂纹形貌<sup>[6]</sup>具有相同之处。

为进一步揭示激光处理主裂纹形貌,改变体视

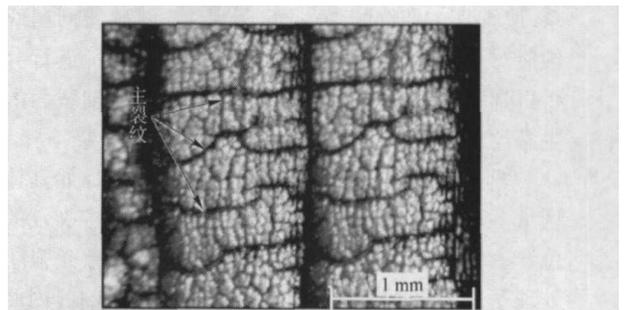


图3 激光处理基体铬层表面主裂纹形貌

Fig. 3 The main crack morphology of chromium deposit surface for substrate pre-treated by laser

显微镜物镜与铬层表面的角度,给出图 5 所示的阴阳线根部对应的裂纹形貌。该裂纹是由于弹丸对身管的挤压作用造成的,其宽度明显大于图 3 所示的与激光处理相对应的主裂纹。因此,根据激光螺旋扫描和阴阳线结构特点,由根部主裂纹和与激光处理相对应的主裂纹将铬层分割成菱形“孤岛”块体,其尺寸由激光带宽度和阴阳线宽度决定。比较图 4 和图 5 的“孤岛”尺寸,后者尺寸明显大于前者。

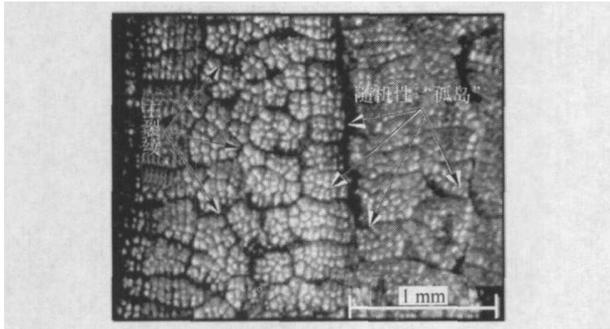


图 4 激光未处理基体的铬层表面主裂纹形貌

Fig. 4 The main crack morphology of chromium deposit surface for original substrate

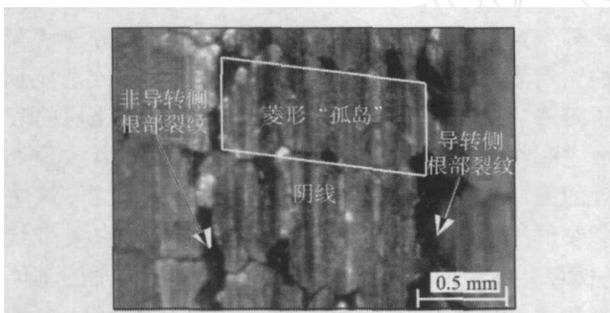


图 5 激光离散处理的铬层表面菱形“孤岛”

Fig. 5 The diamond "island" surface crack on chromium deposit for substrate pre-treated by laser

### 1.2.2 激光处理的界面裂纹特点

为分析表面主裂纹与激光离散处理的对应关系,取垂直主裂纹的轴截面,利用 1% 的硝酸酒精腐蚀液对基体进行化学腐蚀,利用光学显微镜进行分析得到图 6,图 6 显示典型的镀铬层/基体轴截面的主裂纹和界面裂纹形貌。

图 6 表明铬层表面主裂纹主要对应着原始基体区域。通过激光离散处理基体表面影响了主裂纹的位置。其原因,由于是按照螺旋线状进行激光强化处理基体内表面,原始基体区域也呈螺旋线状,因此形成了基体强化部分和原始基体区域部分沿界面方向周期性、弱间隔的电镀铬层/基体结构。在实际射击过程中,激光处理区的硬度一直高于原始基体,

即使在寿终身管上也是这样的,这一点已由寿终身管硬度的测量得到证实<sup>[6]</sup>。由于弱区对铬层的支撑能力差,为此在原始基体区域上铬层首先开裂,形成主裂纹。另外,图 6 进一步表明,在主裂纹进入基体后,在界面处形成了界面裂纹。界面裂纹由原始基体区域向激光处理区扩展,没有形成两个界面裂纹的汇合。否则,铬层就已剥落。

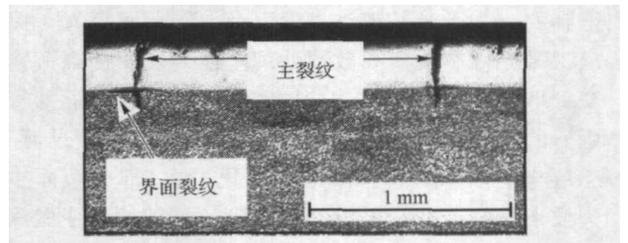


图 6 表面主裂纹和界面裂纹与基体对应关系

Fig. 6 The corresponding relationship among the main cracks, interface crack and substrate

通过上述实际靶场样品的解剖分析表明:影响铬层剥落的表面主裂纹和界面裂纹形貌受到激光离散处理的影响,将原来随机性的表面网状主裂纹转换为由激光离散处理和阴阳线结构控制的菱形形貌,其铬层的“孤岛”也由随机性的网状块体变成菱形块体,其后者的面积尺寸明显大于前者。围成“孤岛”的主裂纹间距也明显大于均匀基体的。当在原始基体上形成的主裂纹进入基体后,在与界面交接处形成界面裂纹,为此在激光离散处理情况下,界面裂纹也不是随机出现的,它出现在原始基体上,并且由原始基体向激光处理区扩展,但界面裂纹没有汇合。由于主裂纹间距的增加,则也增加了两个主裂纹间的界面裂纹扩展距离。

## 2 延缓界面裂纹扩展的机理分析

对于涂层/基体结构,控制界面裂纹扩展的传统方法是改变界面结合方式和基体的微观组织结构以及界面几何形貌<sup>[8]</sup>,而激光离散预处理基体界面这种新的涂层/基体结构是否具有延缓界面裂纹扩展作用,有必要作理论研究和实验验证。为了清楚地解释该类涂层/基体结构的界面裂纹扩展特点,本文利用 Dagdale 裂纹模型,给出界面裂纹的塑性区尺寸和裂纹尖端张开位移的近似解析解,作为基体界面离散处理对界面裂纹驱动力影响的分析工具。

### 2.1 均匀材料 Dagdale 模型

如图 7 所示,在均匀材料的 Dagdale 模型<sup>[9]</sup>中,裂纹尖端的塑性区是利用一个狭窄区域来表示的,

塑性区中的内聚力作用在扩展的裂纹表面以抑制其张开,内聚力大小等于材料屈服强度。通过消除塑性区裂纹尖端的应力奇异性得到塑性区的尺寸。对于均匀材料,由于裂纹两个面的对称性,其塑性区尺寸( )和裂纹尖端张开位移(CTOD)分别为

$$= \frac{K^2}{8 \sigma_y}, \quad (1)$$

$$CTOD = \frac{8K}{E} \sqrt{\frac{K^2}{8 \sigma_y}} = \frac{K^2}{E \sigma_y}, \quad (2)$$

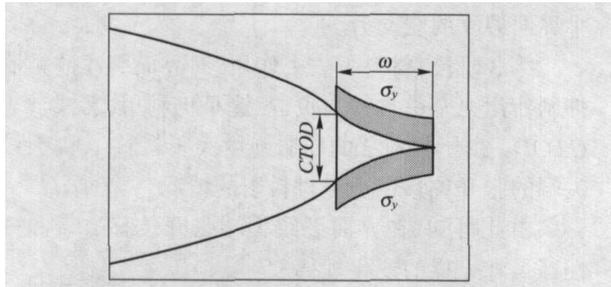


图 7 均匀材料的 Dagdale 裂纹模型

Fig. 7 The Dagdale crack model in homogeneous material

### 2.2 界面裂纹扩展 Dagdale 裂纹模型

对于铬层/钢基体结构中,由于铬的脆性和钢的塑性,则在界面裂纹尖端处塑性变形主要由基体来完成。在界面裂纹形成后,燃气进入界面裂纹,靠作用在裂纹表面的燃气压力导致界面裂纹的扩展,为此界面裂纹属于 II 型裂纹。

本文考虑由 3 种材料构成双界面(铬层/基体界面、原始基体区域/激光处理区界面)情况下界面裂纹扩展特点,将均匀材料的 Dagdale 裂纹模型作适当的变化,得到图 8 所示的双界面裂纹模型。在模型中,材料 1、2、3 分别为原始基体区域、激光处理区和铬层。界面 1、2 分别为铬层与基体、原始基体区域与处理区的界面。 $L$  为裂纹尖端到界面 2 的距离, $\omega_1$ 、 $\omega_2$  分别为整个塑性区和材料 2 塑性区的尺寸, $\sigma_{y1}$ 、 $\sigma_{y2}$  分别为材料 1、2 的屈服强度。尽管材料 3 没有发生塑性变形,但根据作用力与反作用力原理,铬层在界面处仍有相应的  $\sigma_{y1}$ 、 $\sigma_{y2}$  应力作用在铬层一侧的界面裂纹表面上。根据均匀材料的 Dagdale 裂纹模型分析思想<sup>[9]</sup>,这样就可以利用垂直界面裂纹问题<sup>[10]</sup>对双界面情况进行近似分析。

#### 2.2.1 塑性区尺寸

在材料发生小范围屈服假设条件下,将图 8 所示的材料 1、2 沿界面屈服强度失配等效地分解成图 9 所示的两种均匀材料的叠加。图 9(a)为在材料 1、3 情况下,界面裂纹的扩展;图 9(b)为去除材

料 1 的影响,仅考虑材料 2 与材料 1 屈服强度之差的假想材料对界面裂纹扩展的影响。对图 9(a)、(b)进行叠加计算得到塑性区尺寸为

$$2 \sigma_{y1} \sqrt{\frac{K^2}{8 \sigma_{y1}}} + 2(\sigma_{y2} - \sigma_{y1}) \sqrt{\frac{K^2}{8(\sigma_{y2} - \sigma_{y1})}} = K, \quad (3)$$

式中:  $K$  为远端应力强度因子;  $\omega_1$ 、 $\omega_2$  分别为

$$\omega_1 = L + \omega_2, \quad (4)$$

$$\omega_2 = \frac{K^2}{8(\sigma_{y2} - \sigma_{y1})}. \quad (5)$$

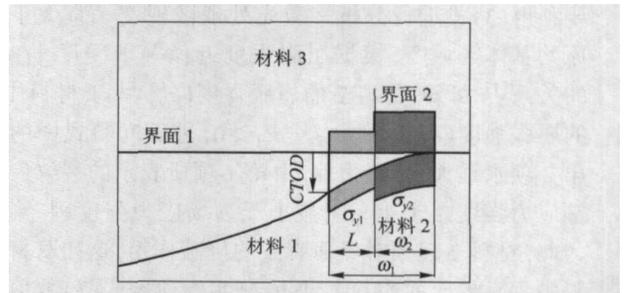


图 8 3 种材料 Dagdale 双界面裂纹模型

Fig. 8 The Dagdale bi-interface crack model in three materials

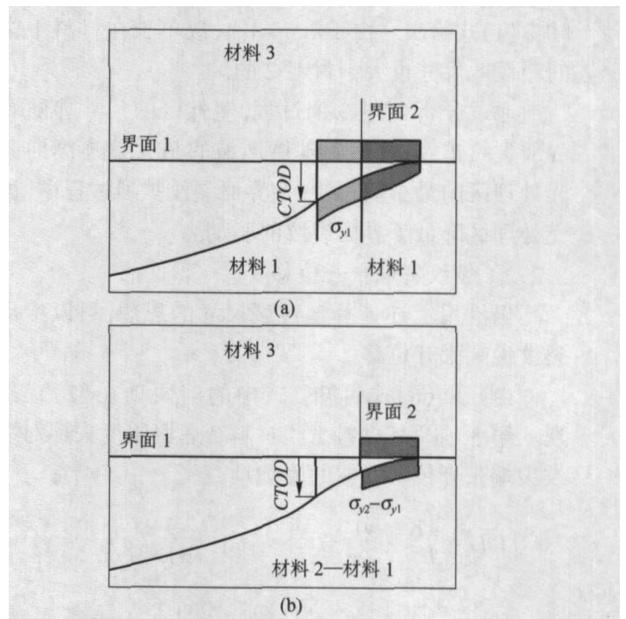


图 9 计算分解模型图

Fig. 9 The decomposed diagrams for calculation

把(3)式和(1)式进行比较,当  $\omega_1 < L$  时,  $\omega_1 = \omega_2$ ,  $\sigma_{y1} = \sigma_{y2}$ , 因此(3)式中多出一项  $2(\sigma_{y2} - \sigma_{y1}) \sqrt{\frac{K^2}{8(\sigma_{y2} - \sigma_{y1})}}$  反映了材料 1、2 的屈服强度失配程度对界面裂纹驱动力影响的附加项,这和连续变化屈服强度的非均匀材料中的附加项<sup>[11]</sup>有相

近之处。

根据裂纹尖端塑性区情况,界面裂纹从材料 1 向材料 2 扩展可分为如下 3 个阶段:

1) 当裂纹尖端塑性区尺寸小于裂纹尖端到界面的距离  $L$  时,抑制裂纹张开的内聚力完全由材料 1 承担,其塑性区尺寸由(1)式给出。

2) 当界面裂纹由材料 1 向材料 2 扩展到一定程度时,裂纹尖端的塑性区进入材料 2。这时抑制裂纹张开的内聚力由材料 1 和材料 2 共同承担。需要利用(3)式进行分析。激光处理区硬度一直大于原始基体区域<sup>[6]</sup>,根据屈服强度近似等于硬度 1/3 的关系<sup>[12]</sup>可知:材料 2 的屈服强度( $\sigma_{y2}$ )大于材料 1 的屈服强度( $\sigma_{y1}$ ),则  $\sigma_{y2} - \sigma_{y1} > 0$ ,进而,(3)式中的第 2 项永远大于零,为此,由第 1 项所表示的裂纹尖端应力强度因子  $K_{tip}$  明显小于远场应力强度因子,为此,材料 2 起到对界面裂纹的屏蔽作用,这和双材料中垂直界面的裂纹扩展情况实验研究<sup>[10]</sup>和数值分析<sup>[13]</sup>具有完全一致的效果。

3) 当裂纹尖端到达界面 2 和进入材料 2 时,抑制裂纹张开的内聚力完全由材料 2 承担。塑性区尺寸由(1)式给出。由于  $\sigma_{y2} > \sigma_{y1}$ ,故单独在材料 1 中的塑性区尺寸也大于材料 2 的。

通过分析上述 3 个过程,塑性区的尺寸伴随着界面裂纹扩展,由原始基体区域的最大值连续向激光处理区的最小值过渡,在界面裂纹扩展过程中,激光处理区降低了界面裂纹的驱动力。

### 2.2.2 裂纹尖端张开位移

仍沿用上述计算塑性区尺寸的思想,可以给出裂纹尖端张开位移。

由分析(6)式可知,式中的前两项在(2)式出现。第 3 项又是材料 1 和材料 2 屈服强度失配对裂纹尖端张开位移影响的附加项。

$$CTOD = \frac{4K}{E} \sqrt{\frac{L}{2}} - \frac{4}{E} \sigma_{y1} L - \frac{4}{E} (\sigma_{y2} - \sigma_{y1}) \cdot \left[ \sqrt{\frac{L}{2}} + \frac{1}{2} \left( 1 - \frac{\sigma_{y1}}{\sigma_{y2}} \right) \ln \left( \left| \frac{\sqrt{\sigma_{y1}} + \sqrt{\sigma_{y2}}}{\sqrt{\sigma_{y1}} - \sqrt{\sigma_{y2}}} \right| \right) \right] \quad (6)$$

根据分析塑性区尺寸的 3 个阶段思路,裂纹尖端张开位移的变化也有相应的 3 个阶段:

第 1 阶段:CTOD 用(2)式计算。

第 2 阶段:分析表示屈服强度失配的第 3 项可知:屈服强度失配的程度依赖于  $(\sigma_{y2} - \sigma_{y1})$  符号。由于  $\sigma_{y1} > \sigma_{y2}$ ,对数项中的变量  $(\sqrt{\sigma_{y1}} + \sqrt{\sigma_{y2}}) / (\sqrt{\sigma_{y1}} - \sqrt{\sigma_{y2}}) > 1$ ,则对数值大于零,而其它项都是

材料参数或几何值,则  $\left[ \sqrt{\frac{L}{2}} + \frac{1}{2} \left( 1 - \frac{\sigma_{y1}}{\sigma_{y2}} \right) \ln \left( \left| \frac{\sqrt{\sigma_{y1}} + \sqrt{\sigma_{y2}}}{\sqrt{\sigma_{y1}} - \sqrt{\sigma_{y2}}} \right| \right) \right] > 0$ 。由于  $\sigma_{y2} - \sigma_{y1} > 0$ ,为此反映屈服强度的失配项为正值,则裂纹尖端张开位移小于完全原始基体的情况。

如果采用裂纹尖端展开位移作为描述裂纹驱动力的指标,可知:裂纹驱动力小于原始基体均匀材料的远场驱动力,故进一步验证了激光处理区可以减小界面裂纹的驱动力。

第 3 阶段:材料 1 失去作用,对界面裂纹的扩展抑制作用完全由材料 2 负责,这是仍利用(2)式计算 CTOD。由于材料 2 的屈服强度大于材料 1,则裂纹尖端的张开位移也小于材料 1 的情况。

由此可知,在界面裂纹尖端张开位移有着和塑性区尺寸一样的变化规律。

通过上述理论分析可知,界面裂纹从原始基体区域向激光处理区扩展时,在裂纹靠近界面 2 一定范围内,无论是利用应力强度因子还是裂纹尖端张开位移表征界面裂纹驱动力,都表明界面裂纹被激光处理区屏蔽,为此降低了界面裂纹的驱动力,延缓了界面裂纹的扩展。

本节所进行的界面裂纹由原始基体区域向激光处理区扩展时,界面裂纹驱动力降低的理论结果与激光离散处理延缓了铬层剥落靶场实验现象相吻合。此外,由于影响身管铬层剥落的因素(温度、弹丸挤压、气体)很多,很难实现在上述各因素联合作用下激光离散处理区降低界面裂纹驱动力的实验室验证。为此,在各单一因素作用下,激光离散处理区减小界面裂纹驱动力是实验室验证的有效途径和课题需要进行的下一步工作。

另外,在本文所研究的激光螺旋线状离散预处理基体内表面所得到的菱形“孤岛”,在菱形的顶角处形成反映应力集中,应力集中的越严重,在顶角处形成界面裂纹可能性越大。若用奇异性参数表示应力集中程度的话,其数值随着角度的减小而增加<sup>[14]</sup>。减缓菱形“孤岛”顶角处应力集中的有效方法就是增加菱形的四个顶角角度值。作为菱形特例的矩形,由于每个顶角都是直角,是产生最小的应力集中的最佳形状。

### 3 结论

通过对激光螺旋线状预处理身管基体内表面的靶场实验样品实验和理论分析,可以得出如下镀铬

身管延寿的力学机理:

1) 在靠近烧蚀区部分,将均匀基体上随机出现的网状主裂纹形貌改变成由激光离散处理和阴阳线结构控制的菱形主裂纹形貌,由此围成的铬层“孤岛”的尺寸明显大于前者。

2) 在主裂纹形貌改变的同时,其主裂纹间距的增加也加大了界面裂纹的扩展距离,延缓了铬层“孤岛”的剥落时间。

3) 界面裂纹出现受到了铬层表面主裂纹控制,由原始基体的弱区向激光处理的强区扩展,由于激光处理区对界面裂纹的屏蔽作用,降低了界面裂纹的驱动力,进一步延长了两个主裂纹之间的界面裂纹汇合时间。

### 参考文献(References)

- [1] Sopoka S, Rickarda C, Dunnb S. Thermal-chemical-mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system, part two: modeling and predictions[J]. *Wear*, 2005, 258: 671 - 683.
- [2] Sopoka S, Rickarda C, Dunnb S. Thermal-chemical-mechanical gun bore erosion of an advanced artillery system, part one: theories and mechanisms[J]. *Wear*, 2005, 258: 665 - 670.
- [3] Underwood J H, Troiano E. Critical fracture processes in army cannons: a review[J]. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 2003, 125:299 - 304.
- [4] Underwood J H, Parker A P, Vigilante G N, et al. Thermal damage, cracking and rapid erosion of cannon bore coatings[J]. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 2003, 125:299 - 304.
- [5] 卓穗如. 机枪枪管寿命预测技术[C]. 北京:中国兵器工业第二零八研究所,1996: 1 - 8.  
ZUO Hui-ru. The forecast technology for life of gun barrel[C]. Beijing: China Ordnance Industry Research Institute No. 208, 1996: 1 - 8. (in Chinese)
- [6] 陈光南,罗耕星,张坤,等. 提高镀铬身管寿命德激光强化新方法[J]. *兵工学报*, 2003, 24, (增刊): 6 - 10.  
CHEN Guang-nan, LUO Geng-xing, ZHANG Kun, et al. A new method for improving service life of chrome-plated gun barrels by laser strengthening[J]. *Acta Armamentarii*, 2003, 24 (Suppl): 6 - 10. (in Chinese)
- [7] 陈光南,武晓雷,罗耕星,等. 管状工件内表面激光强化方法与装置,中国. 99116728.7[P]. 1999 - 03 - 18.  
CHEN Guang-nan, WU Xiao-lei, LUO Geng-xing, et al. The method and equipment for inner surface of table workpiece strengthened by laser: China, 99116728.7[P]. 1999 - 03 - 18. (in Chinese)
- [8] Rodel O J, Cannon R M, Ritchie O. Ceramic/metal interface crack growth: toughness by controlled microcrack and interface geometries[J]. *Acta Metal*, 1988, 36(8):2083 - 2093.
- [9] 宫本博. 弹塑性断裂力学[M]. 杨秉宪,王幼复,译. 太原:山西人民出版社,1983:19.  
GONG Ben-bo. Elastic-plastic fracture mechanics [M]. YANG Bing-xian, WANG Rou-fu, translated. Taiyuan: Shanxi People Press, 1983:19. (in Chinese)
- [10] Pippin R, Flechsig K, Riemelmoser F O. Fatigue crack propagation behavior in the vicinity of an interface between materials with different yield stresses[J]. *Materials Science & Engineering*, 2000, A283:225 - 233.
- [11] Kolednik O. The yield stress gradient effect in inhomogeneous materials[J]. *Int J Solids Struct*, 2000, 37: 781 - 808.
- [12] Tabor D. The hardness of metals[M]. Oxford: Oxford at the Clarendon Press, 1951:105.
- [13] Kim A S, Suresh S, Shih C F. Plasticity effects on fracture normal to interfaces with homogeneous and graded compositions[J]. *Int J Solids Struct*, 1997, 34:3415 - 3432.
- [14] Wu Zhixue. A method for eliminating the effect of 3-D bi-material interface corner geometries on stress singularity[J]. *Engineering Fracture Mechanics* 2006, 73: 953 - 962.