

分类号_____

密级_____

UDC_____

编号_____

中国科学院研究生院

博士学位论文

界面强结合涂层体系的力学性能表征

杨班权

指导教师_____陈光南 研究员_____

中国科学院力学研究所

申请学位级别_____博士学位_____ 学科专业名称_____工程力学_____

论文提交日期_____2008 年 08 月_____ 论文答辩日期_____2008 年 12 月_____

培养单位_____中国科学院力学研究所_____

学位授予单位_____中国科学院研究生院_____

答辩委员会主席_____柳春图 研究员_____

界面强结合涂层体系的力学性能表征

摘 要

界面结合性能是评价涂(镀)层/基体体系质量与寿命的重要参数,也是当前涂层领域的研究热点和难点。本文以某一特定工艺条件下生产出来的电镀铬/钢基体材料为对象,重点研究了涂层的韧性、涂层与基体的界面结合性能以及复合体系含基体激光预处理效应的断裂韧性表征方法,取得了如下研究成果:

1、配合课题组研发成功一套配备声发射和 CCD 实时监测系统且具有拉伸、压缩、剪切、弯曲、扭转、压痕、胀形等多种试验功能的涂层材料试验机,并初步建立了相关试验方法,为本论文工作以及课题组开展涂层及其界面力学性能研究提供了更为有效的手段。

2、提出含弹塑性界面层的脆性涂层/韧性基体体系剪滞模型,研究了这类涂层体系在拉伸应变作用下涂层的开裂特征,获得了表征涂层内正应力、界面切应力和(饱和)裂纹密度与涂层几何和力学条件之关系的解析表达式。以此为基础,采用声发射和 CCD 实时动态观察技术与拉伸试验相结合的方法,获得了铬层在常温、静载下的韧性值,同时发现铬层与钢基体的界面剪切强度值不小于 300MPa。

3、采用侧面基体压入法研究了铬层/钢基体的界面结合性能。虽然该方法会导致铬层先开裂,但它也可以促使界面开裂,可以利用由此获得的信息定性或半定量地表征铬层与钢基体的界面结合性能。同时,从理论上提出利用该方法中的侧向载荷与相应侧向位移关系曲线,从能量学角度采用韧性指标(临界能量释放率)定量表征涂层与基体的界面结合性能。

4、针对某型号武器钢质镀铬身管内膛镀层工况,提出涂(镀)层饱和裂纹密度容限的概念并用其定性表征涂层材料在热疲劳载荷作用下的界面结合性能。针对激光预处理钢基体/铬镀层与钢基体直接镀铬两种镀层体系的对比研究结果表明,在同样的工况条件下,两种试样的铬层裂纹密度都随疲劳次数的增加而增加,但前者镀层中的裂纹密度自始至终都比后者镀层的裂纹密度小;且前者比后者具有更高的饱和裂纹密度容

限,即前者比后者具有更高的界面结合性能。该结果从另一个角度揭示了基体激光预处理镀铬身管的延寿机制。

5、假定涂层裂纹垂直于涂(镀)层/基体的界面,且裂纹尖端位于激光处理区的中部(界面层或次界面),根据激光预处理钢基体在其淬火层内深度方向形成的屈服强度梯度效应(用显微硬度梯度效应表征)和残余应力效应构建力学模型,获得了含这两种效应影响的复合体系的断裂韧性表征参量的一般表达式。通过采用一个复合双悬臂梁模型,导出了含这两种效应的裂纹向界面层(次界面)内扩展的驱动力的解析表达式。这些表达式既可以用来预测这两种效应对裂纹扩展驱动力的影响,又可以为将来实验研究激光预处理钢基体效应对该复合体系断裂韧性的影响提供理论依据(临界裂纹扩展驱动力可以用来表征材料的断裂韧性)。

6、针对若干典型载荷条件,从强度和韧性角度分析了涂(镀)层体系的失效模式与机制。受材质及其制备工艺以及使用工况等因素的影响,涂层体系的失效模式与机制主要取决于其所受的载荷情况、涂层与基体本身的力学性能和界面结合性能。这些分析结果可为将来实验研究涂层/界面/基体复合体系的力学性能提供更加理性的分析依据。

关键词:强结合涂层体系;涂层韧性;界面结合性能;复合体系含激光预处理钢基体效应的断裂韧性表征;涂层体系失效模式与机制

The characterization of mechanical properties of coating/substrate system with strong adhesion

Ban-Quan Yang (Major: Engineering Mechanics)

Directed by Professor Guang-Nan Chen

Abstract

The (fracture) toughness of the brittle coating and interfacial adhesion between the coating and substrate are crucial factors for determining performances and reliability of coating/substrate system. In this paper, these crucial factors of a hard and brittle electroplated chromium coating on a ductile steel substrate with strong adhesion have been investigated. Also, the fracture mechanical property of coating/laser pre-quenched steel substrate system is characterized. The results and findings are summarized as follows:

1. A new experiment setup is developed for characterization (or measurement) of mechanical properties of the coating/substrate system. The tensile test, compression test, shear test, bending test, torsion test, indentation test and bulge test can all be performed through this experiment setup. Also, it is equipped with acoustic emission setup and CCD setup. The acoustic signals corresponding to the damage and fracture of the coating/substrate can be obtained by using the acoustic emission setup, and in situ observation of surface and cross-section of the coating/substrate can be realized by using the CCD setup.

2. An interface layer between a brittle coating and 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. Based on the theoretical results, a tensile experiment with acoustic emission (AE) signals inverse analysis and in situ observation of the cracking of the coating and interface is carried out to evaluate the toughness and interfacial shear strength of the hard and brittle electroplated chromium coating on ductile steel substrate. Using a mechanical model, the toughness of the electroplated chromium coating can be determined, and the yield or fracture shear flow stress level of the ductile steel substrate can only serve as a lower bound estimate on the ultimate shear strength of the interface.

3. The cross-sectional indentation test is performed on the cross section of the substrate near the

interface to investigate the adhesion. The cross-sectional indentation test results presented in this work shows the cracking of the electroplated chromium coating occurs prior to the interfacial decohesion, and it can be used semi-quantitatively or qualitatively to evaluate the adhesion of the brittle coating on the ductile substrate. Also, it can be found that the adhesion can be obtained by using the lateral force and its corresponding displacement during the cross-section indentation test.

4. Under the thermal fatigue load, a parameter for characterization of the interfacial adhesion, i.e., the capability of the saturated crack density of the coating is presented in this work, and it is used to qualitatively evaluate the adhesion of the electroplated chromium coating/ductile steel substrate and the electroplated chromium coating/laser pre-quenched steel substrate. The results show that the crack density of the chromium coating of the latter is lower than that of the former throughout this experiment, and capability of the saturated crack density of the coating of the latter is larger than that of the former. This means the latter has higher adhesion than that of the former.

5. A mechanical model presented in this work can allow us to derive analytical solutions that can be used to quantify the laser pre-quenched effect on fracture behavior in coating/pre-quenched steel substrate system. The analytical solutions obtained from this mechanical model can not only be used as a means to predict the crack driving force of the coating/pre-quenched steel substrate system, but also serve as a baseline for further experimental investigation of fracture toughness of this material system, accounting for the laser pre-quenched effect.

6. From the viewpoint of strength and toughness of the interfacial adhesion, some diagrams and analysis of the failure mode and mechanism of the coating/substrate system have been built, and they can help us deeply understand the failure modes and mechanisms of the coating/substrate system when adhesion test is conducted.

Key words: Coating/substrate with strong adhesion; toughness of the coating; interfacial adhesion; fracture toughness characterization of a coating/laser pre-quenched steel substrate system; failure mode and mechanism

目 录

摘 要	I
Abstract	III
第一章 绪论	1
1.1 选题背景及意义	1
1.2 脆性涂层力学性能的特征参量	2
1.3 界面结合性能的特征参量	3
1.4 测试方法	4
1.4.1 拉伸法	4
1.4.2 剪切法	9
1.4.3 弯曲法	11
1.4.4 划痕法	16
1.4.5 压入法	20
1.4.6 动态测量法	29
1.4.7 其它测试方法	30
1.5 测量方法与复合体系力学性能关系的讨论	30
1.6 结论与展望	32
1.7 本文主要研究内容	34
第二章 一套测量涂层体系力学性能的新装置	36
2.1 引言	36
2.2 试验机系统	36
2.3 声发射系统	38
2.3.1 声发射技术的概述与原理	38
2.3.2 声发射技术应用于检测涂层体系的失效模式	38
2.3.3 声发射仪所要求配备的重要硬件及技术指标	41
2.4 CCD 实时监测系统	43
2.5 测量实例一	43

2.5.1 引言	43
2.5.2 试验过程、结果及分析	43
2.5.2.1 试验原理	43
2.5.2.2 试件制作及试验装置	44
2.5.2.3 试验步骤	45
2.5.2.4 试验记录	45
2.5.2.5 界面剪切强度的计算	46
2.6 测量实例二	46
2.6.1 引言	46
2.6.2 试验过程、结果及分析	46
2.6.2.1 试验原理	46
2.6.2.2 试件制作及试验装置	47
2.6.2.3 试验步骤	48
2.6.2.4 试验记录	48
2.6.2.5 铬镀层断裂强度的计算	49
2.7 本章小结	50
第三章 含界面层的脆性涂层/韧性基体体系在拉伸应变作用下的断裂行为	51
3.1 引言	51
3.2 涂层/基体含界面层的力学建模及方程式推导	52
3.2.1 力学建模	52
3.2.2 公式推导	54
3.2.3 基体大塑性应变下由平衡方程得到的饱和裂纹密度的表达式	57
3.3 铬镀层/钢基体材料的拉伸试验	58
3.3.1 试件制作	58
3.3.2 试验过程及结果分析、讨论	59
3.4 本章小结	60
第四章 涂层韧性及界面剪切强度的声发射辅助拉伸测量方法	61
4.1 引言	61
4.2 试验过程、结果及讨论	61

4.2.1 试验方案及装置	61
4.2.2 试验结果与讨论	62
4.3 铬层韧性的确定	65
4.4 界面剪切应力的计算及界面剪切强度的评估	67
4.5 铬层/钢基体界面剪切强度的进一步研究、分析与讨论	67
4.5.1 研究、分析与讨论之一	67
4.5.2 研究、分析与讨论之二	68
4.6 本章小结	70
第五章 侧面基体压入法研究涂层体系的界面结合性能	71
5.1 引言	71
5.2 侧面基体压入法研究铬镀层/钢基体的界面开裂特征	73
5.3 侧面基体压入法研究铬镀层/钢基体的界面结合性能	74
5.3.1 试件制作	74
5.3.2 试验过程、结果及讨论	74
5.4 利用侧向载荷与位移曲线图表征涂层体系的界面结合性能	76
5.4.1 界面先开裂的情形	77
5.4.2 涂层先开裂, 界面后开裂的情形	79
5.5 本章小结	80
第六章 热疲劳载荷作用下涂层体系的界面结合性能表征	81
6.1 引言	81
6.2 裂纹密度的定义	82
6.3 试验	84
6.3.1 试件制作	84
6.3.2 试验条件及原理	86
6.3.3 试验过程及结果对比分析	88
6.4 结果与讨论	95
6.5 本章小结	99
第七章 复合体系含激光预处理钢基体效应的断裂韧性表征指标的理论推导	100
7.1 引言	100

7.2 力学模型的构建及一般表达式的推导	104
7.3 复合双悬臂梁的应用及解析表达式的推导	109
7.4 算例与分析	113
7.5 结果与讨论	116
7.6 本章小结	120
附录一	121
附录二	124
附录三	126
第八章 涂层/界面/基体复合体系失效模式与机制分析	129
8.1 引言	129
8.2 (基于应力的观点)测量界面强度指标的不同失效模式与机制分析	129
8.2.1 垂直界面拉伸应力作用下的失效模式与机制分析	129
8.2.2 纯剪切法失效模式与机制分析	133
8.2.3 侧向基体拉伸法测量界面剪切强度的失效模式与机制分析	134
8.2.4 弯曲法测量界面强度的失效模式与机制分析	135
8.3 强度指标的失效模式与机制分析	135
8.3.1 单向拉伸应力状态下的失效模式与机制分析	135
8.3.2 纯切应力状态下的失效模式与机制分析	137
8.3.3 二向应力状态(平面应力状态)下的失效模式与机制分析	139
8.3.4 三向应力状态(空间应力状态)下的失效模式与机制分析	141
8.4 (基于能量学的观点)测量界面韧性指标的不同失效模式与机制分析	143
8.5 界面结合性能对断裂路径的影响	146
8.6 本章小结	148
第九章 结论与展望	149
9.1 结论	149
9.2 展望	150
参考文献	152
攻读博士学位期间发表论文、获奖及申请专利情况等	166
致 谢	168

第一章 绪 论

1.1 选题背景及意义

在表面工程技术与材料科学中^[1-5]，广泛地采用各种各样的涂层(coating)技术以达到防护基体(substrate)材料的目的。如航空航天设备中各种耐热耐高温的陶瓷涂层，集成电路中发挥绝缘等作用的涂层，枪炮管内抗烧蚀的电镀铬层和日常生活中各种起装饰作用的涂层等等。对于工程实际中的多数涂层材料，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，最终会导致涂层材料的失效。工程实际中，涂层材料典型的失效模式为：涂层在基体上的剥落(spallation)。如图 1.1(a)、(b)所示：在实际工况下，枪炮管内抗烧蚀的电镀铬层的失效模式。

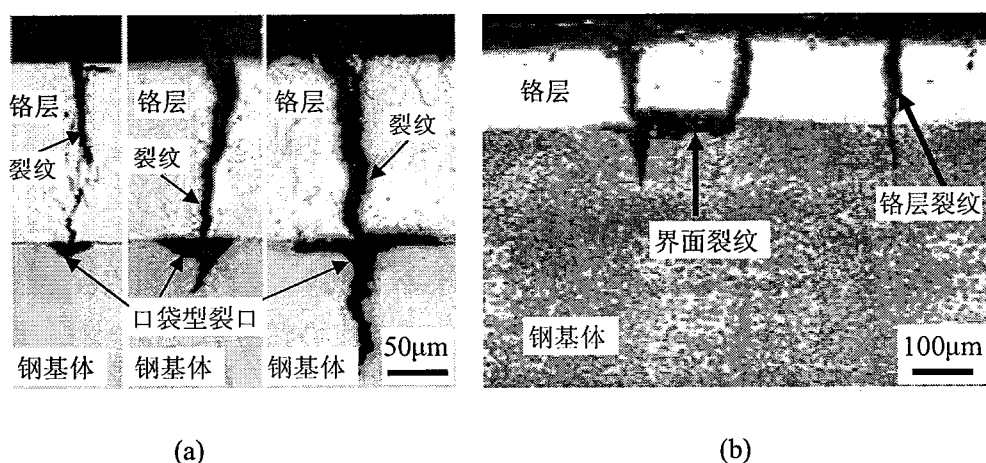


图 1.1 实际工况下枪炮管内电镀铬层的失效模式

Fig.1.1 The predominant failure mode of the chromium coating in a gun tube

这种失效的过程可以这样来描述：在热、机械等载荷作用下，先是脆性铬层本身的开裂(裂纹扩展的方向通常近似地垂直于界面)，由于涂层较薄，裂纹很快就会贯穿到界面，然后是铬层与韧性钢基体的界面开裂或者裂纹进入钢基体往基体内扩展，或者两者同时进行扩展。当界面裂纹扩展到一定程度，就会导致铬层从基体上的剥落；或者当裂纹进入钢基体往基体内扩展时，由于枪炮身管内产生的腐蚀气体会使得在界

面附近或界面层内形成一“口袋形”裂口(也叫“倒三角形”裂口),如图 1.1(a)中所示。这一“口袋形”裂口相当于把钢基体挖掉,也会导致铬层从基体上的剥落。从工程实际情况来看,导致枪炮管内铬层剥落最主要的原因有二:一是脆性铬层的本身开裂,二是铬层与钢基体的(次)界面开裂或者是在铬层与钢基体的界面附近形成的“口袋形”裂口。由于脆性的铬层与韧性的钢基体在力学、热学性能上存在着较大的差异,铬层的开裂会随着子弹的连续发射而迅速的增加,随着铬层的不断开裂和裂纹张开位移的不断增大,枪炮管内的腐蚀气体会顺着裂纹方向迅速地侵蚀钢基体,钢基体的腐蚀会失去对涂层的支撑作用,同时由于铬层与钢基体热物理性能和化学性能的差异,也会导致铬层与基体的界面开裂,随着界面裂纹的扩展,最终会导致铬层从基体上的剥落。从某种意义上说,涂层从基体上的剥落意味着零部件、器件或装备的失效。

不仅仅是枪炮身管内的电镀铬层,其它种类的涂层材料也有类似的失效模式。撇开导致涂层材料失效的外界因素,如载荷条件和环境因素等,影响该种复合体系服役寿命的内因至少包含涂层性能(如韧性(toughness)和断裂韧性(fracture toughness))和涂层与基体间的界面结合性能(interfacial adhesion property)。

对于脆性涂层,其韧性和断裂韧性指标反映了其抵抗裂纹扩展的能力。涂层与基体的界面结合性能反映了复合体系的界面抵抗破坏的能力,可以说,界面结合的良好与否从很大程度上决定着这种材料的服役寿命。在外界载荷的作用下,界面结合的性能越好,就意味着界面抵抗裂纹扩展或涂层剥落的能力会越强,从而延迟涂层从基体上剥落,最终延长工件的服役寿命。基体作为涂层的载体,其性能也同样很重要,如果基体的力学性能太差,一旦涂层中的裂纹到达界面后会很容易的向基体内扩展,对于某些工况下,比如腐蚀环境,会很容易地导致前面所说的“口袋形”裂口,这一“口袋形”裂口会加快界面裂纹的扩展或者使基体失去对涂层的支撑作用,最终也会导致涂层从基体上的剥落。因此,对于涂层的剥落失效问题,本文提出了一个新的框架结构:即涂层的剥落问题不能仅仅局限于考虑涂层与基体间的界面结合性能,而是要将“涂层/界面/基体”作为一个复合体系(结构),研究它的经典的力学强度和现代的断裂力学强度。

1.2 脆性涂层力学性能表征参量

在“涂层/界面/基体”这一复合体系中,涂层的力学性能表征参量相对来说比较简单。对于该复合体系中的脆性涂层,其重要的性能表征参量有韧性、断裂韧性和断

裂强度。值得强调的是,脆性涂层的韧性指标和断裂韧性指标都是基于能量学的表征指标,单位为 J/m^2 。这两个概念通常被人们误解为同一个概念,其实这两者的概念和表达的内涵是不同的,不能混同。根据文献[6,7]中关于韧性的定义,脆性涂层的韧性指标是衡量脆性涂层在没有预制裂纹的条件下,涂层发生开裂时所吸收的能量,脆性涂层的断裂韧性指标是衡量涂层在有预制裂纹的条件下,该预制裂纹在扩展时所吸收的能量。根据这一定义,脆性涂层的韧性所吸收的能量包含了其断裂韧性所吸收的能量。其断裂强度为经典的材料力学中所指的被拉断的应力大小,在此不再赘述。

1.3 界面结合性能的特征参量

涂层材料的界面结合性能的定量表征是研究者与使用者追求的目标,但由于涂层品种和技术的多样性,各类涂层使用环境的多样性与复杂性,追求单一的表征参量和表征方法的努力至今并无成功的迹象。在今天的表面工程领域,采用简单的弯曲次数来表征与评价界面结合性能也很常见,采用临界载荷指标表征和评价界面结合性能也十分普遍。在定量的表征指标中,通常采用以下两种不同的形式:

(1) 基于应力(单位面积上的力)的观点:涂层从基体上剥离时单位面积所需要的力的大小,即涂层与基体的界面结合强度(interfacial bonding strength or interfacial adhesive strength),包括界面拉伸强度(interfacial tensile strength)与界面剪切强度(interfacial shear strength),单位为 MPa。

(2) 基于能量学的观点:涂层从基体上剥离时单位面积所需要的能量的大小,单位为 J/m^2 。在能量学的观点中,通常采用界面韧性或界面断裂韧性表征指标。

界面的拉伸强度和剪切强度分别表征涂层体系在界面起裂瞬时作用在界面上的最大正应力与最大切应力,其分别反映该种材料体系的界面抵抗拉伸与剪切破坏的能力,属于强度指标,它们与能量学中的表征指标有着本质的不同。在能量学的观点中,有界面韧性和界面断裂韧性指标,值得一提的是,这两个指标与涂层的韧性指标和断裂韧性指标的区别具有相同的含义,即界面韧性(interfacial toughness)是表征在涂层体系的界面上,从产生变形直到断裂的整个过程中所吸收的能量,而界面断裂韧性(interfacial fracture toughness)是表征在界面预先存在裂纹的情形下,该种材料体系抵抗该预先存在的界面裂纹进一步扩展的能力。因此,根据这一定义,界面韧性所吸收的能量包含了界面断裂韧性所吸收的能量。本章将从强度指标和韧性指标的角度,讨论涂层体系界面结合性能的测量与评价方法的现状与展望。由于涂层韧性指标的测量方

法与界面结合性能的测量方法有许多是相同或相似的,因此,本章在主要论述涂层体系界面结合性能表征与评价方法的同时,还将穿插论述脆性涂层(断裂)韧性指标的表征与评价方法。

1.4 测试方法

由于涂层体系的多样性与复杂性,各类涂层材料使用环境的多样性与复杂性,再加上涂层较薄(通常为纳米量级至毫米量级),传统的力学性能测试方法已经不再适用。一种方法测量某种特定涂层体系的界面结合性能是可行的,但对另一种涂层体系可能就不再合适^[8,9]。因此就导致了目前测量涂层体系界面结合性能实验方法的多样性和复杂性,正如文献[8]中所述,目前测量涂层体系的界面结合性能方法多达 200 多种,但是目前还没有一种标准的测试方法适合于各类涂层体系。而 Chalker 等^[10]提出要理想地测量出涂层体系界面结合的力学性能,至少应满足两个条件:一是要有合理的反映涂层从基体上剥离时的良好力学模型,二是要能够准确地测量出有关反映界面结合性能的力学参量。根据涂层体系的韧性(ductility)与脆性(brittleness)特征,本文将涂层体系分为四类:

I 类: 韧性涂层/脆性基体(如电镀铜/Si 基体等)。

II 类: 韧性涂层/韧性基体(如 Ni 涂层/钢基体等)。

III 类: 脆性涂层/脆性基体(如 SiN 涂层/Si 基体等)。

IV 类: 脆性涂层/韧性基体(电镀铬/钢基体、TiN/钢基体、Al₂O₃/铝合金基体等)。

本文将材料按韧、脆分的目的是脆性材料(brittle materials)在开裂前可以只考虑其弹性变形,忽略其塑性变形,而韧性材料(ductile materials)则多数情形应该考虑其塑性变形。按界面结合性能的强与弱可分为强界面结合与弱界面结合涂层体系。

为了测量这些涂层体系的界面结合性能,常用的测量方法有拉伸、剪切、弯曲、划痕、压入和动态测试等方法。下面将分别讨论这些测量方法。

1.4.1 拉伸法

拉伸法^[11-29]是目前一种被广泛采用测量涂层体系界面结合强度指标的方法。这种方法分两种,一种叫侧向基体拉伸法(tensile test)^[11-20],最早由 Agrawal 和 Raj^[11]提出,其示意图见图 1.2。

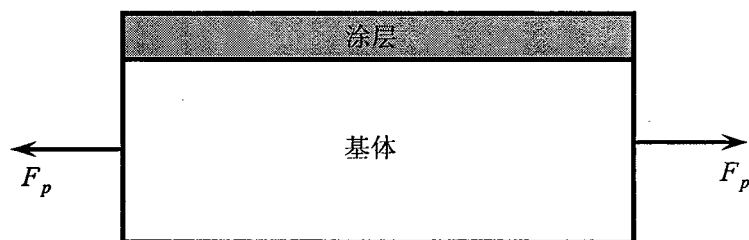


图 1.2 侧向基体拉伸法示意图

Fig.1.2 Schematic illustration of the tensile test

这种方法主要用来测量界面结合的剪切强度，其理论基础来源于纤维增强复合材料中的剪滞模型(shear-lag model)^[15]，即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，表达式为

$$\sigma = \frac{1}{h} \int_0^a \tau(x) dx \quad (1.1)$$

其中： h 为涂层的厚度， $\tau(x)$ 为界面的切应力， σ 为涂层内的正应力， a 为断开后的小块涂层粘接在基体上的一半长度。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切应力分布特征如图 1.3 所示。

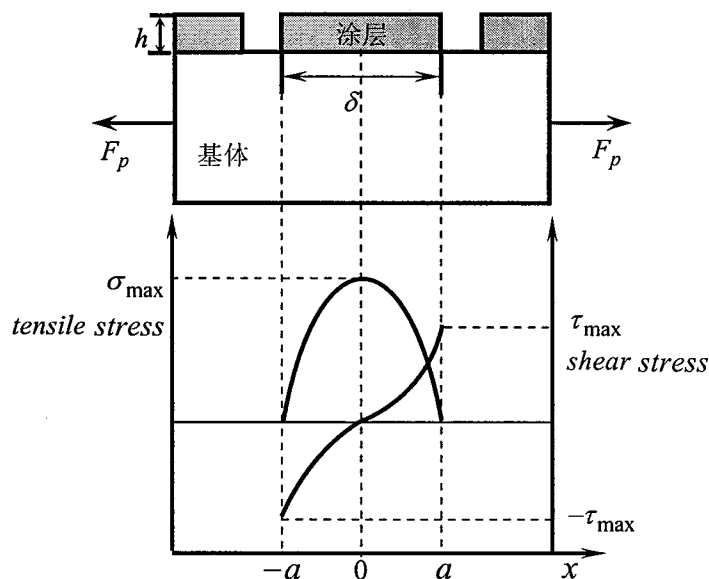


图 1.3 小块涂层内的正应力与界面上的切应力分布图

Fig.1.3 Stresses distribution of a coating fragment

Agrawal 和 Raj^[11]的实验对象为脆性 Si 薄膜与韧性纯铜基体材料，Si 薄膜的厚度为 60nm。在拉伸载荷的作用下，脆性 Si 薄膜沿与垂直拉伸的方向开裂，当裂纹到达

饱和之后，即裂纹的数量不再随着拉伸应变的增加而增加的时候，涂层与基体的界面剪切强度可按式(1.2)计算

$$\tau = \frac{\pi \sigma_b h}{\delta_{\max}} \quad (1.2)$$

其中： $\delta_{\max}$ 为涂层裂纹最大间距， σ_b 为涂层的断裂强度。在得出这一公式的过程中，Agrawal 和 Raj^[11]做了一个很大假定，即假定界面切应力沿着界面呈正弦函数规律分布，这种假设存在一定的局限性。Chen 等^[14]认为界面切应力不应该是按正弦规律分布，而应该是按椭圆函数分布，并且得出了一个求解界面剪切强度的公式

$$\tau = \frac{4\sigma_b}{\lambda_0(\pi + 4)} \quad (1.3)$$

其中 λ_0 为横向裂纹达到饱和后的平均裂纹间距，其它符号的意义与式(1.2)中相同。

Xie 等^[16]采用此方法测量了脆性的 Al_2O_3 薄膜与韧性 Al-5%Mg 基体的界面剪切强度。他们采用此方法，获得了在裂纹饱和前和临近饱和时的涂层表面开裂图片，其分别如图 1.4(a)和(b)中所示。

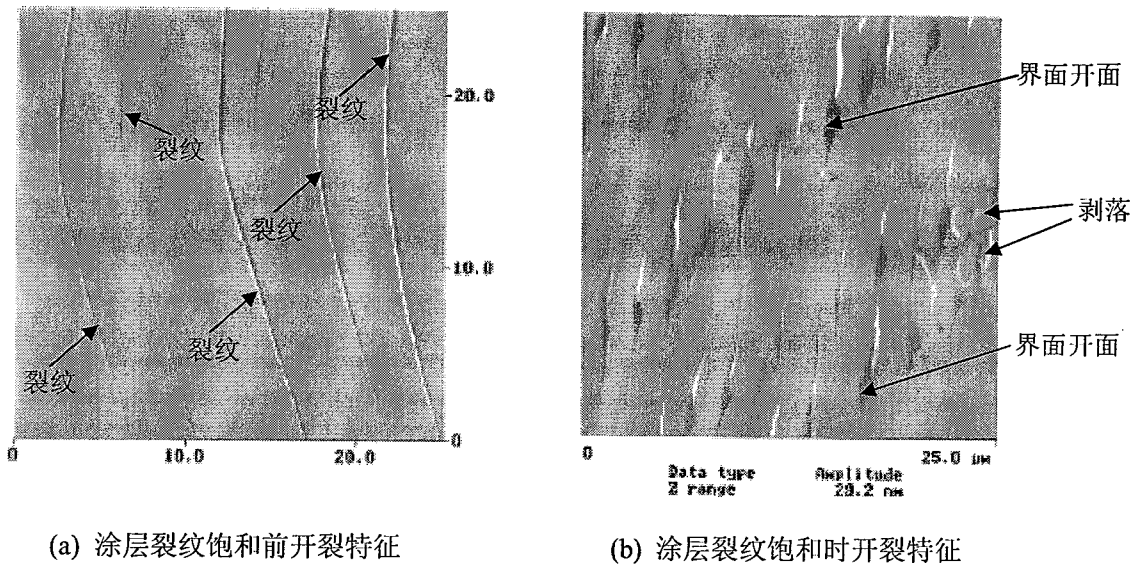


图 1.4 Al_2O_3 薄膜与韧性 Al-5%Mg 基体的开裂特征^[16]

Fig.1.4 Fracture of the Al_2O_3 and interface decohesion between $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al-5\%Mg}$ ^[16]

他们采用的 Al_2O_3 薄膜的厚度为 $0.1\mu\text{m}$ ，基体的厚度为 1mm 。但是他们并没有采用公式(1.2)计算，而是采用了 ABAQUS 有限元分析软件，通过建立薄膜与基体界面的粘接模型(cohesive interface model)，采用平面应力的四节点缩减积分单元，计算了

变化宽度的小块涂层与基体界面的正应力与切应力分布场，估计出了该种材料体系的界面剪切强度值。在有限元建模的过程中，为了更加精确地获得界面塑性变形和界面应力分布的规律，在界面区域和裂纹边界上必须有足够的网格划分密度以此减少由于网格稀疏所带来的计算误差。

Chen等^[17]采用此方法测量了厚度为1.3 μm 的TiN薄膜与304钢基体的界面结合强度，同时他们对此模型进行了修正，考虑了TiN薄膜内的残余应力对测量界面结合强度的影响。Shieu等^[18]采用此方法测量了厚度为0.1 μm 的SiO_x薄膜分别在Au和Cu基体上的界面结合强度。另外，戴等^[19]提出将界面当成离散线的方法来计算界面的剪切强度。

最近以来，Song^[20]等采用侧向基体拉伸法测量了锌(Zn)涂层界面结合强度，他们在采用此方法得到的Zn涂层的界面开裂照片图如图1.5所示。

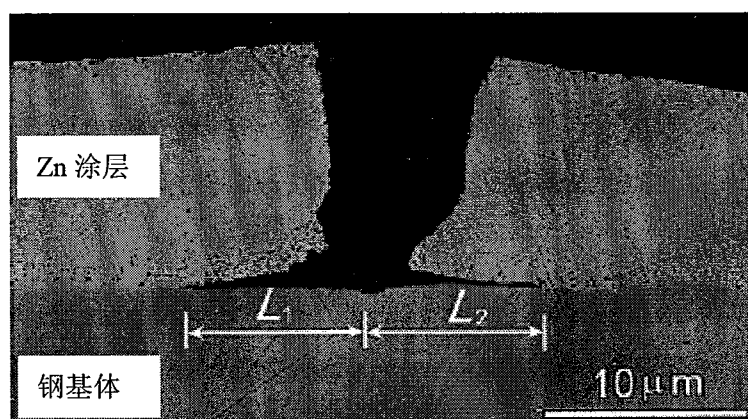


图 1.5 侧向基体拉伸法测量 Zn 涂层界面结合强度时导致的界面开裂图^[20]

Fig.1.5 The interface cracking of the Zn coating on steel substrate during the tensile test^[20]

在此拉伸法中，他们将界面临界开裂时的裂纹尖端的最大主应力作为界面结合强度的大小，界面临界开裂时的应力状态是通过有限元计算得到的。临界面开裂时，该点处的主应力计算公式为经典材料力学中的公式，即

$$\sigma_{max} = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} + \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2} \quad (1.4)$$

郑等^[21]指出，侧向基体拉伸法仅适于测定弹性模量大于金属基体的脆性薄膜，即适合于第IV类，并且测试值与界面结合强度的真实值可能存在较大差异，而当涂层的变形能力大于金属基体的变形能力时，该法就无法测定涂层与金属基体间的界面结合强度。但是这种方法非常适合于界面强结合的脆性涂层/韧性基体体系，因为这种方法

利用了涂层本身几何特征(如涂层的厚度)和涂层的开裂特征(如裂纹最大间距、饱和裂纹密度等)来计算剪切强度。

另一种方法叫垂直拉伸法(pull-off test)^[22-30]。这种方法的实施是将某种胶粘剂(比如环氧树脂)将涂层表面粘接在某一能够方便施加载荷的物体上,比如大头钉等,然后在该物体的一端施加拉伸载荷,其示意图见图1.6。

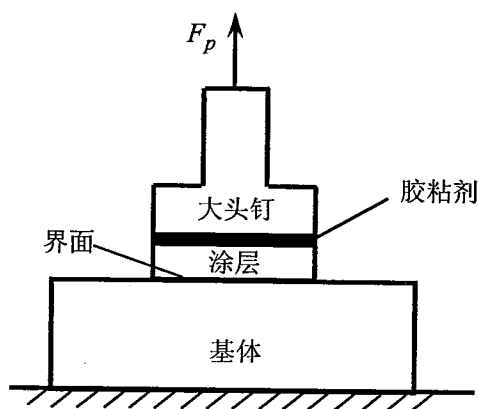


图1.6 垂直拉伸法示意图

Fig.1.6 Schematic illustration of the pull-off test

评价该种材料体系的界面结合强度非常简单,即根据涂层与基体的界面断开所对应的载荷 F_p 除以涂层与基体的接触面积 A , 即平均拉伸强度为其界面结合的拉伸强度。计算公式为

$$\sigma = \frac{F_p}{A} \quad (1.5)$$

这种方法的好处在于能够较准确地和定量化地测量出界面结合的拉伸强度,但是测量的结合强度值有一限度,通常为小于90MPa^[30]。同时,这种方法的不足之处是如果出现了胶粘剂的粘接强度小于涂层与基体的界面拉伸强度,就会导致实验失败。这类似于比较简单的胶带法(tape test)^[10]。因此,要采用这种实验方法来测量界面拉伸强度的前提条件是胶粘剂的粘接强度要大于涂层与基体材料的界面拉伸强度。对于这种方法, Turunen等^[23]采用了ABAQUS有限元软件模拟该种实验,他们在基体的上下两个面上采用薄膜单元,在其它处采用轴对称的二维线性连续单元,同时分别考虑了弹性基体与刚性基体两种模型对测量结果的影响,得出采用弹性基体模型的结合强度值要小于刚性基体模型的结合强度值,原因是刚性基体将应力集中转移到了涂层与胶粘

剂的界面上。

侧向基体拉伸法除了用来测量涂层体系的界面结合性能外，还用来测量涂层的韧性指标。比如 Harry 等^[31-33]采用微小的拉伸平板试件测量了涂层的断裂韧性，其中涂层的临界能量释放率可以采用下式计算，即

$$G_c^f = \frac{(\sigma_c^f)^2 (h_f)}{E^f} \left\{ \pi F\left(\frac{E^f}{E^s}\right) + \frac{\sigma_c^f}{\sqrt{3}\sigma_y^s} \right\} \quad (1.6)$$

其中： E^f 和 E^s 分别为涂层与基体的弹性模量， h_f 为涂层的厚度， σ_c^f 为涂层的临界开裂应力， σ_y^s 为基体的屈服强度， $F(\frac{E^f}{E^s})$ 为取决于模量比的一个函数，这些值可以在文献[34]中找到。当得到涂层的临界能量释放率之后，涂层的韧性可以通过公式

$$K_c = \sqrt{EG_c} \quad (1.7)$$

而得到。他们采用此方法测量了厚度为 $1.8\mu\text{m}$ 的钨(W)膜的断裂韧性和厚度为 $16\mu\text{m}$ 的钨-碳膜的断裂韧性，其值分别为 $0.2\text{MPam}^{1/2}$ 和 $1.0\text{MPam}^{1/2}$ 。

1.4.2 剪切法

剪切法(shear test)^[35-37]常用于测量厚涂层的界面剪切性能，其示意图如图 1.7 所示。

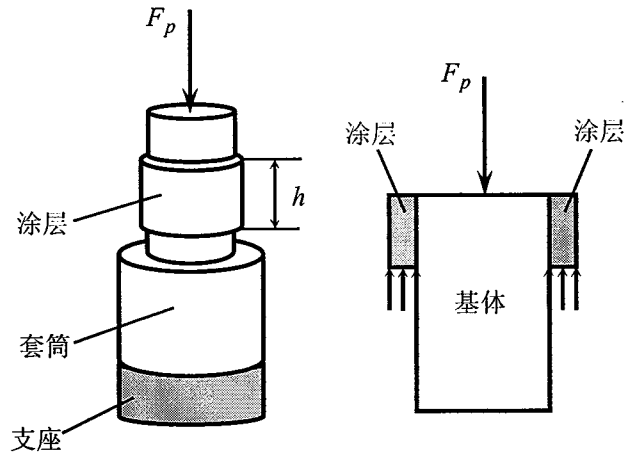


图 1.7 剪切法示意图

Fig.1.7 Schematic illustration of the shear test

这种实验装置较简单，圆柱形试件不带涂层部分的半径接近于被固定的套筒的半径，凸出的涂层将在载荷 F_p 的作用下被剪切掉。界面的平均剪切强度可按式(1.8)计算。

$$\tau = \frac{F_p}{\pi D h} \quad (1.8)$$

其中： F_p 为涂层被剪断的临界载荷， D 为试件的直径(不加上涂层的厚度)， h 为涂层在试件上的高度。这种方法操作起来比较简单，非常适合于各类厚涂层材料，例如文献[35]与[36]所采用的热障涂层厚度分别约 300 μm 和 200 μm 。但是，对于十分薄的涂层(nm 至十几 μm)可能会无法实施。因为套筒与试件的加工误差可能会在涂层的厚度范围内，这个范围厚度的涂层可能不会被剪切到。Era 等^[35]指出，剪切法有一不足之处在于靠近涂层自由边界的界面处存在应力集中，为了减少该处的应力集中，他们在在该处预制了一个半圆形的凹槽。

剪切法除了可以用来测量界面的剪切强度指标外，还可以用来研究界面结合性能的韧性指标，Guo 等^[36]采用一套类似于“鱼钩”的方法，如图 1.8 所示。

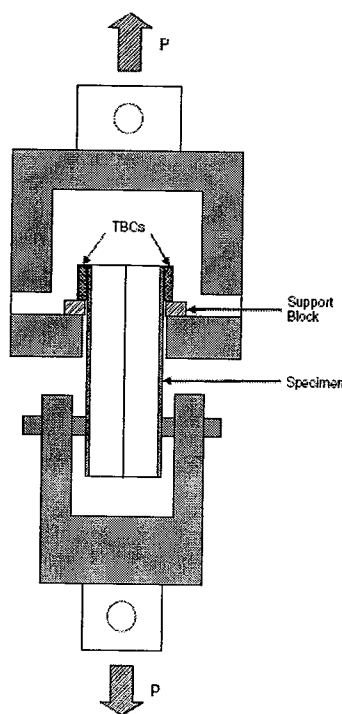


图 1.8 “鱼钩”拉伸法示意图

Fig.1.8 Schematic illustration of the loading fixture utilized for the barb pullout test

利用这套方法，他们测量了一种电子束物理气相沉积的热障涂层(EB-PVD-TBC)的有效 II 型裂纹的界面断裂韧性(或者说 II 型裂纹的扩展阻力)。其界面断裂韧性的计算公式为^[38]

$$G_i \approx \frac{h_{sub} \sigma_{sub}^2}{E_{sub}} + \frac{h_{tbc} \sigma_{tbc}^2}{E_{tbc}} \quad (1.9)$$

其中： σ_{sub} 和 σ_{tbc} 分别为基体和涂层内的轴向应力， E_{sub} 和 E_{tbc} 分别为基体和涂层的弹性模量， h_{sub} 和 h_{tbc} 分别为基体和涂层的厚度， σ_{sub} 和 σ_{tbc} 的计算式子分别为

$$\sigma_{sub} = \frac{P}{2h_{sub} w_{sub}}; \quad \sigma_{tbc} = \frac{P}{2h_{tbc} w_{tbc}}$$

其中 w_{sub} 和 w_{tbc} 分别为基体和涂层的宽度。最后得到求解表达式为

$$G_i \approx \frac{P^2}{4} \left(\frac{1}{E_{sub} h_{sub} w_{sub}^2} + \frac{1}{E_{tbc} h_{tbc} w_{tbc}^2} \right) \quad (1.10)$$

他们测得该热障涂层的界面 II 型断裂韧性(临界能量释放率)的值约为 70J/m^2 。

1.4.3 弯曲法

弯曲法(bending test)^[39-46]被广泛地应用于测量涂层与基体的界面结合性能。最常用的是采用悬臂梁弯曲、三点弯曲与四点弯曲。刘等^[39]采用悬臂梁模型并结合声发射技术测量了厚度约 $3\mu\text{m}$ 的 TiN 薄膜在 Ti 基体上的结合强度。他们在悬臂端悬一轻质容器，不断的向容器内注水以实现连续加载，直到出现明显且连续发生的声发射信号为止，然后通过金相显微镜观察，进一步证实界面开裂与否。Oettel 等^[40]采用四点弯曲法测量了厚度为 $3\mu\text{m}$ 左右的 TiN 薄膜在钢基体上的结合强度。

Zhang 等^[41]采用悬臂梁模型并结合声发射仪器测量了 Al_2O_3 陶瓷涂层与铝合金基体的界面结合强度。其示意图如图 1.9 所示。

他们也是采用声发射技术来判断界面是否开裂，根据悬臂梁的几何尺寸和界面瞬时开裂所对应的临界载荷就可以确定界面结合的拉伸强度。这种方法的不足之处是在加载时加载端的压头容易发生滑动，从而也会产生强烈的声发射信号，这样容易将此信号误认为界面开裂的信号。他们认为加载头是否会在试件上滑动取决于试件的尺寸和载荷的大小，并给出了是否会产生滑动的临界载荷，当满足关系式

$$\frac{1 - \cos \theta}{\cos^2 \theta} \cdot \frac{E \cdot h \cdot b}{F_p} \geq \mu$$

时就会产生滑动。

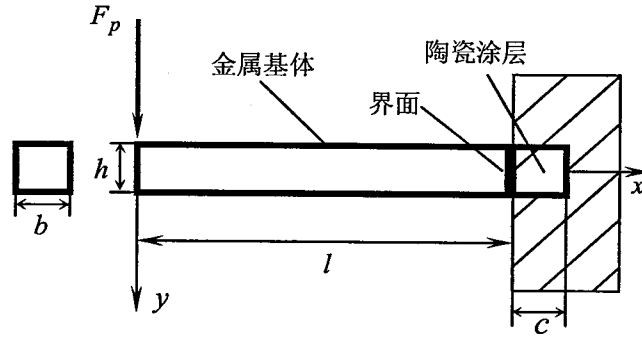


图 1.9 悬臂梁弯曲法示意图

Fig.1.9 Schematic illustration of the cantilever beam model

其中： $\theta = \frac{F_p l^2}{2EI}$ ， I 是悬臂梁的截面惯性矩， l 是悬臂梁的长度， E 是金属基体的弹性模量， h 是悬臂梁的高度， F_p 是载荷， b 是悬臂梁的宽度， μ 是加载头与金属基体的摩擦系数。因此，为了避免加载头与试件间的滑动，这种实验方法必须事先估计载荷大小来确定试件的几何尺寸。另外，这种方法适合于较厚的涂层，文中所用的陶瓷涂层厚度达到 5mm，对于太薄的涂层，这种实验方法不适用。因为涂层太薄，基体本身的自重再加上外界载荷可能会导致涂层屈服或脆裂。另外，涂层是被固定端固定下来的，如果对于较脆的涂层，可能会在固定时，很容易使它们脆裂。Beydon 等^[42]采用了一种三层结构的三点弯曲实验用来测量界面结合强度。其示意图为图 1.10。

在 a (基体)、 b (涂层)、 c (与基体对称层) 三层内的正应力、剪切应力计算公式分别为

$$(\sigma_x)_i = -\frac{M_z E_i}{\langle EI \rangle} y \quad (1.11)$$

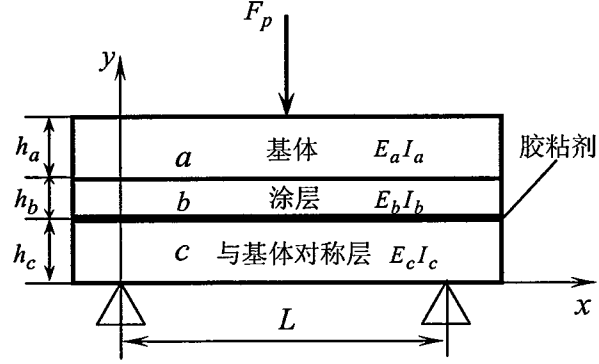
$$(\tau_{xy})_a = \frac{|T| E_a (y_h^2 - y_o^2)}{\langle EI \rangle 2} \quad (1.12)$$

$$(\tau_{xy})_b = \frac{|T|}{\langle EI \rangle} \frac{(y_i^2 - y_o^2) E_b + (y_h^2 - y_i^2) E_a}{2} \quad (1.13)$$

$$(\tau_{xy})_c = \frac{|T| E_c (y_b^2 - y_o^2)}{\langle EI \rangle 2} \quad (1.14)$$

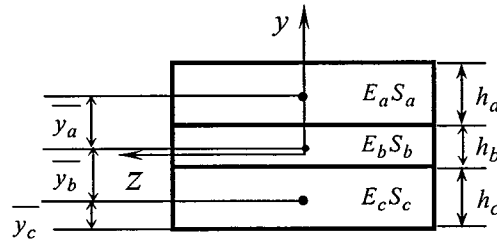
其中： M_z 为弯矩； $|T|$ 为剪力； h_i 、 E_i 、 S_i 、 I_i ($i=a,b,c$) 分别表示所对应层的高度、

弹性模量、横截面面积、横截面惯性矩； y_o 是横截面上的考虑点； $\bar{y}_a$ 、 $\bar{y}_b$ 、 $\bar{y}_c$ 分别为 a (基体)、 b (涂层)、 c (与基体对称层)层在图示坐标系中的形心坐标，并有以下的关系式



图(a) 正面图

Fig.(a) Front elevation of the specimen



图(b) 横截面图

Fig.(b) Cross section of the specimen

图 1.10 三点弯曲法示意图

Fig.1.10 Schematic illustration of the three-point bending specimen

$$(E_a I_a + E_b I_b + E_c I_c) = \langle EI \rangle,$$

$$E_a S_a \bar{y}_a + E_b S_b \bar{y}_b + E_c S_c \bar{y}_c = (E_a S_a + E_b S_b + E_c S_c) \bar{y},$$

$$y_h = h_a + h_b + h_c - \bar{y}, \quad y_i = h_b + h_c + \bar{y}, \quad y_b = -\bar{y}, \quad \bar{y}_a = h_c + h_b + \frac{h_a}{2},$$

$$\bar{y}_b = h_c + \frac{h_b}{2}, \quad \bar{y}_c = \frac{h_c}{2},$$

这种实验情形几乎可以近似为纯剪切实验，因为在涂层与基体的界面上拉伸应力几乎为零，而主要表现出来的是切应力。因此这种实验实质上是测量涂层材料的界面剪切强度。这种方法适合于结合强度较弱的各类涂层材料。对于那些结合强度大于涂层本

身的断裂强度的材料，该方法不适合。因为可能会出现界面还未开裂涂层本身就先开裂了，从而不容易测量其界面的剪切强度。

上面介绍了弯曲法测量涂层与基体的强度指标，下面介绍弯曲法测量界面结合的韧性指标。弯曲法中测量界面断裂韧性最常用的方法是双悬臂梁弯曲法。双悬臂梁弯曲法是将涂层粘接在两块刚弹性板上，如图 1.11 所示。

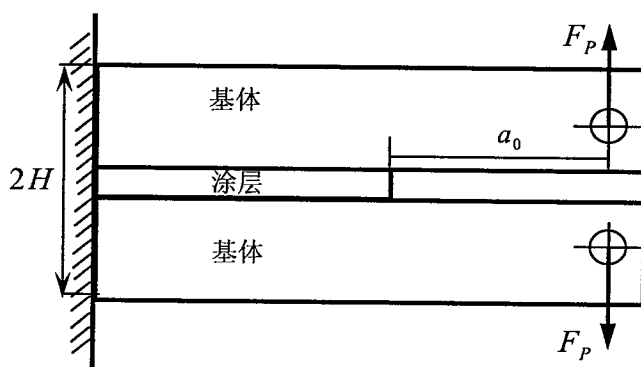


图 1.11 双悬臂梁弯曲法示意图

Fig.1.11 Schematic illustration of the double cantilever beam specimen

该方法获得的能量释放率的表达式为^[44, 45]

$$G_i = \frac{12F_p^2 a_0}{EB^2 H^3} [1 + CH/a_0 + D(H/a_0)^2] \quad (1.15)$$

其中： F_p 为裂纹扩展时的临界载荷， a_0 为预制裂纹长度， H 为试件的一半高度， B 为试件的厚度， C 与 D 为比例系数，其中 $C=1.3$ ， $D=0.5$ 。

除了双悬臂梁模型外，最多的情形还是采用四点弯曲法，如图 1.12 所示。这种方法中，先用某种胶粘剂将两个弹性基体粘接起来，然后在最顶上的基体中开一凹槽，在弯曲载荷的作用下，裂纹将会穿过顶部的基体而进入涂层与基体的界面，并沿着界面稳态地扩展。该方法得到的能量释放率的表达式为^[46]

$$G = \frac{21(1-\nu^2)F_p^2 L^2}{16Eb^2 h^3} \quad (1.16)$$

其中： b 为试件的厚度， ν 为泊松比， E 为弹性模量，其余参数见图 1.12。

目前，该方法在微电子技术领域内测量薄膜材料的界面结合性能，被认为是最受欢迎的方法^[8]。

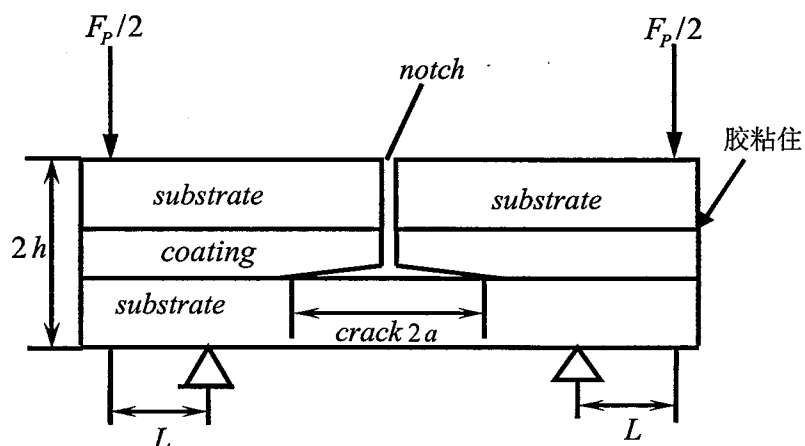


图 1.12 四点弯曲法示意图

Fig.1.12 Schematic illustration of the four point bending specimen

上面介绍了弯曲法测量涂层与基体材料的界面结合性能，其实，弯曲法也广泛的用来测量涂层的断裂韧性^[47-52]，比如在文献[47]中就详细地陈述了采用三点弯曲法预制涂层裂纹，如图 1.13 所示。

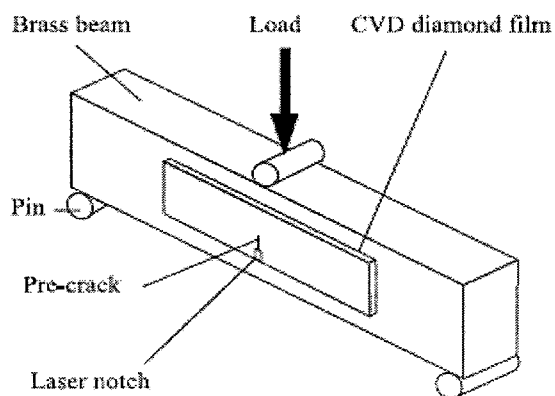


图 1.13 三点弯曲法预制涂层裂纹示意图

Fig.1.13 Schematic diagram of introducing pre-crack in film using bending method

当涂层的裂纹预制好后，他们将涂层移走，然后采用如图 1.14 所示的装置测量涂层的断裂韧性。在此方法中，他们通过预制涂层裂纹来计算涂层的断裂韧性，计算的公式为^[48]

$$K_{IC} = \frac{P_c S}{h W^{2/3}} F(a/W) \quad (1.17)$$

其中： P_c 临界载荷， h 和 W 分别为涂层的厚度和宽度， S 为两支座之间的距离， a 为

预制裂纹的长度， F 为 a/W 的函数。一般来说，要预制涂层的裂纹是一件非常精细的工作，有时会出现失败，因此人们通常不预制裂纹的方法，而直接采用弯曲法测量所谓的裂纹扩展阻力^[50-52]。

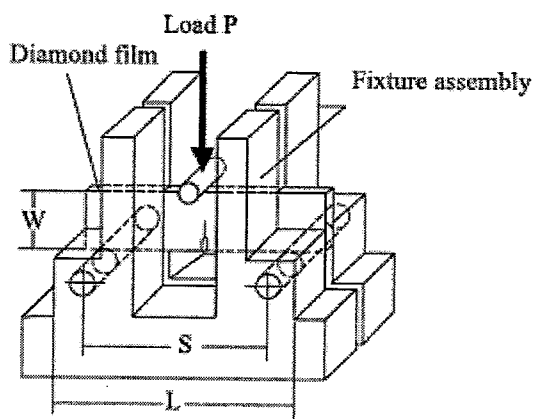


图 1.14 三点弯曲法测量涂层的断裂韧性

Fig.1.14 Schematic diagram of three-point bending test of a freestanding diamond films with pre-crack

1.4.4 划痕法

前面介绍的几类方法的理论基础都比较简单，下面介绍另一种方法：划痕法。划痕法(scratch test)^[53-81]是目前使用十分广泛的一种半定量^[53]的测量硬质薄膜/基体界面结合性能的方法。该方法是将一很小曲率半径、圆锥形端头的金刚石类硬质材料针，立在涂层表面，不断地施加法向载荷 F_n 与切向载荷 F_t ，并同时使划针沿着涂层表面进行刻划，通过划伤涂层来测量涂层材料的界面结合性能，其示意图如图 1.15。Bull 等^[53]指出，该方法不能测量涂层厚度大于 $50\mu\text{m}$ 的界面结合性能，因为该方法在涂层破裂前不可能产生足够大的界面应力场使得界面开裂，而冯等^[54]指出这种方法主要适用于厚度在 $7\mu\text{m}$ 以下的硬质薄膜，比如 TiN、TiC 等。由于这种方法对试样的制作不需要严格的规范，操作起来十分方便，因此得到广泛的应用。同时，这种方法常常是配备声发射装置来检测界面的开裂与否。Benjamin 和 Weaver^[55]早期试图采用划痕法来测量界面结合强度，并给出了计算涂层与基体界面剪切强度的表达式

$$\tau = \frac{kAH}{(R^2 - A^2)^{1/2}} \quad (1.18)$$

其中： R 为划针头的半径， A 为划针头与涂层的接触半径， $A = (F_c / \pi H)^{1/2}$ ， F_c 为临

界载荷， H 为基体的硬度， k 是无量纲常数，取值范围在 0.1 到 0.2 之间。这一公式表明，随着基体硬度的增加，界面的剪切强度也是增加的。由于得出这一公式是采用完全塑性变形的理论模型，因此这一公式的适用范围非常有限。

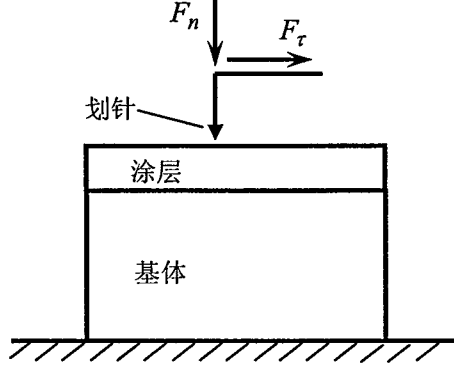


图 1.15 划痕法示意图

Fig.1.15 Schematic illustration of the scratch test

在划痕法中，常常采用界面开裂瞬时时所对应的临界载荷指标来表征涂层与基体的界面结合性能。比如 Benjamin 和 Weaver^[55]得到了最小的临界载荷导致涂层剥落时与实际界面结合功的关系

$$F_{per} = \frac{\pi r^2}{2} \sqrt{\frac{2EhW_{A,P}}{h}} \quad (1.19)$$

其中： F_{per} 为最小的临界载荷， r 为划针与涂层的接触半径， h 为涂层的厚度， $W_{A,P}$ 为实际的界面结合功。这一分析仅适合于拉伸应力垂直于涂层表面的时候。在以后的发展中，de Boerr 等^[57, 58]提出了一个新的划痕法模型，其示意图如图 1.16 所示。由于这一划痕实验在开始时预制了裂纹，所以被称为预制裂纹线划痕实验(pre-cracked line scratch test—PLST)，他们预制裂纹的方法是在薄膜与基体之间叠放一碳层(carbon layer)。这一模型得到薄膜在临界失稳点时的能量释放率的表达式为

$$G = \frac{\sigma^2 h}{2E_f'} = \frac{(P_{cr} - P_{fric})^2}{2b^2 h E_f'} \quad (1.20)$$

其中： σ 为涂层的断裂应力， b 为薄膜的宽度， P_{cr} 为涂层失稳时的临界载荷， P_{fric} 为摩擦载荷。这一划痕实验得到的临界失稳的相角为 52.7° 。该划痕实验主要适合于硬质类薄膜材料，即在失稳前，涂层发生的塑性变形很小。

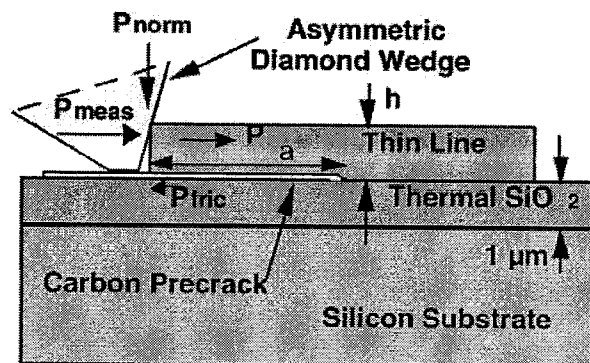


图 1.16 预制裂纹线划痕实验示意图

Fig.1.16 Schematic illustration of the PLST

目前, 划痕法中最多的还是采用界面开裂瞬时所对应的临界载荷指标来表征涂层与基体的界面结合性能。这一指标虽然能在一定程度上反映了界面结合性能, 但也未必就全部反映了界面结合性能, 这种方法受到许多外在与内在因素的影响^[56]。第一, 这种方法单凭涂层在基体上剥离瞬时所对应的法向临界载荷作为半定量地表征与评价界面结合强度不是十分的科学, 因为临界载荷是力的概念, 国际单位是牛顿(N), 不是反映强度的应力指标概念, 正如 Zhang 等^[59]所指出的划痕法中的临界载荷不是涂层的断裂韧性一样, 临界载荷也不是强度指标。第二, 临界载荷指标未能反映涂层与基体材料的力学、几何等参数对临界载荷的影响, 因此, 这里的临界载荷只能说是部分地反映了界面结合性能。第三, 如果它是依靠声发射技术或者在划痕时产生的载荷-位移曲线的突变来判断界面是否开裂也缺乏可靠性, 因为声发射仪器对声音信号特别敏感, 有时声发射捕捉到的强信号未必就是涂层与基体界面开裂的信号, 涂层本身的开裂也可以产生强烈的信号; 依靠划痕时产生的载荷-位移曲线的突变来判断涂层与基体界面开裂也是存在不足的, 因为实际材料存在缺陷, 如微孔洞、微裂纹等, 偶尔的曲线突变并不一定就是界面开裂。第四, 划痕法几乎不能排除非界面产生的结果, 即划痕法得到的所谓临界载荷不一定是界面剥离时所对应的法向载荷, 划针的位置很难控制恰好在界面上, 划针的位置可能会在涂层内或在基体内或在界面的附近, 这就给划痕法评价涂层材料的界面结合强度带来了不确定性。最后, 所得到的临界载荷与加载速度、划痕速度、划头的半径、划针头的摩擦磨损和涂层内的残余应力等因素都有关。

从实验结果来看, 划痕法导致涂层失效模式多种多样^[60-62], 同一时刻可能存在多

种失效模式，有拉伸、剪切、失稳、剥落等模式，给理论分析带来了很大的难度。通过划痕法来表征和评价涂层材料的界面结合性能，很重要的一点就是要知道界面与涂层内的应力分布情况，但由于被测结构的特殊性、复杂的载荷情况、划头与材料间的摩擦磨损、划头的几何形状和尺寸、涂层和基体材料的弹性和塑性性能等等，所有的这些因素将会使得划痕法成为一个高度复杂的非线性问题，目前还未见有关划痕法比较成熟的理论建模与分析的报道，这也给力学科技工作者提出了极大的挑战。因此，采用划痕法测量涂层材料的界面结合性能，还有许多的工作值得去深入研究。

上面讨论了划痕法测量和表征涂层与基体间的界面结合性能，下面讨论采用划痕法测量涂层体系中的涂层断裂韧性。在采用划痕法测量涂层断裂韧性时，通常也是采用临界载荷指标表征涂层的断裂韧性，而 Zhang 等^[59]指出，划痕法中的临界载荷不是断裂韧性，因此采用临界载荷指标表征涂层的断裂韧性也只能是一种定性的表征方法。Hoehn 等^[82]对划痕法建立了一个力学模型，如图 1.17 所示。

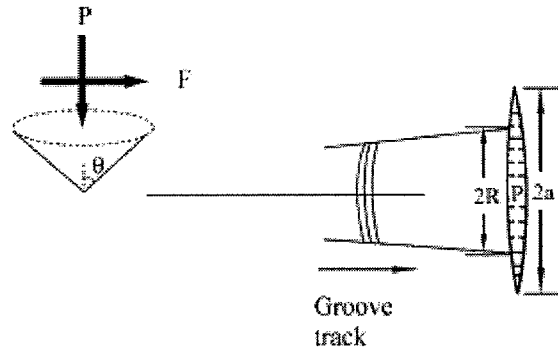


图 1.17 微划痕实验示意图^[82]

Fig.1.17 Schematic diagram of the microscratch fracture toughness measurement with a pressure P opening a crack ($2a$) out of a groove width $2R$ ^[82]

通过此模型，导出了 I 型裂纹的断裂韧性表达式^[82]

$$K_{IC} = \frac{2Pf_g}{R^2 \cot \theta} \left(\frac{a}{\pi} \right)^{1/2} \sin^{-1} \frac{R}{a} \quad (1.21)$$

其中： P 为导致开裂的压力， R 为圆锥形压头进入沟槽内(groove)的半径， $2a$ 为整个裂纹的长度， θ 为圆锥形压头的圆锥角， f_g 为圆锥形压头在划动过程中与它接触部位的摩擦系数。最近以来，Holmberg 等^[83]通过研究划痕法中的拉伸应力在导致涂层剥落中的作用，导出了一个求解涂层断裂韧性的表达式^[83]

$$K = \sigma \sqrt{b} f(a, b) \quad (1.22)$$

其中： σ 为导致薄膜开裂的拉伸应力，可通过一个三维的有限元分析而得到； a 为裂纹的长度， b 为裂纹的张开位移，且有 $a \gg b$ ； $f(a, b)$ 为一无量纲函数，取决于裂纹长度 a 和裂纹张开位移 b 。其中裂纹长度 a 和裂纹张开位移 b 可以从划痕的路径中测量得到，如图 1.18 所示。

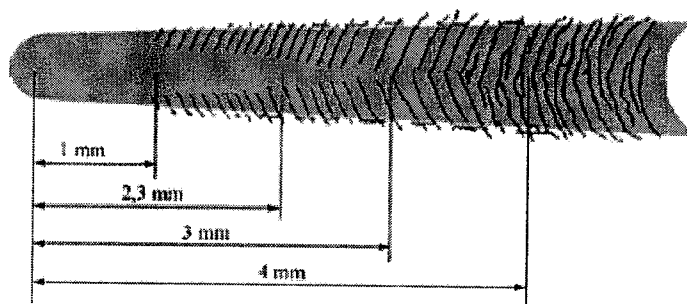


图 1.18 划痕实验示意图^[83]

Fig.1.18 Illustration of the scratch track and the cracks^[83]

上面介绍的两种方法都存在着不足，与测量界面结合性能中的不足之处一样，即划痕法导致的应力状态十分复杂且失效模式多种多样。还有，这两种方法中的模型都存在着过于简化，实际应用起来会十分困难，或者得到的结果未能真实地反映复合体系的力学性能。

1.4.5 压入法

在科研实践与工程实际中，压入法(indentation test)^[84-106]也是一种十分普遍的定量、半定量或定性的测量界面结合性能的方法。它具有操作方便，试样制备简单等优点。压入方法有多种，按压头的位置分，常见的有：涂层表面压入法、侧面基体压入法和界面压入法。在压入法中，压头的形状也有多种，常见的有球形压头、圆锥形压头、三棱锥压头、四棱锥压头、楔形压头等。

涂层表面压入法(coating surface indentation method)^[84-94]是将压头直接压在涂层的表面，其示意图如图 1.19。采用涂层表面压入法测量界面结合强度是建立在实验的基础上，在能判断界面瞬时开裂的条件下，利用瞬时开裂所对应的载荷，即临界载荷，建立有限元模型，根据压入过程中得到的应力应变关系，采用合适的有限元接触单元，计算临界载荷情形下的界面应力场。

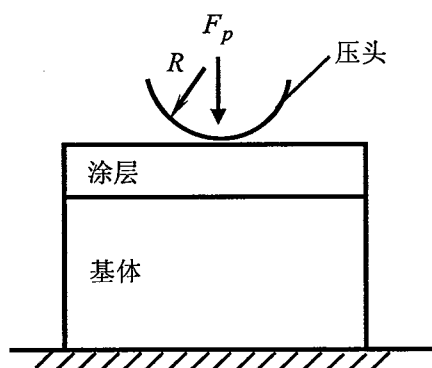


图 1.19 涂层表面压入法示意图

Fig.1.19 Schematic illustration of the coating surface indentation

Qi 等^[87]采用涂层表面压入法得出了求解金刚石薄膜与金属基体(多晶铜)界面结合强度的表达式

$$\sigma_x = E\{[1 + (ab(\exp(-bx)))^2]^{1/2} - 1\} \quad (1.23)$$

其中: E 为金刚石薄膜的弹性模量, x 为界面上点的横坐标, a 为常数, 取决于压入载荷的大小、压头的形状和涂层与基体材料的性质以及涂层的厚度; b 也是一个常数, 主要取决于涂层与基体材料的性质以及涂层的厚度。

另一种计算界面剪切强度和拉伸强度的模型为采用球形压头的赫兹接触模型, 根据临界压痕半径、涂层和基体材料的几何、力学等参数, 可以求得界面的结合强度。由于公式较长, 在此未列出, 详细计算公式可参阅文献[85,107]。

这种方法适合于弱结合界面, 且必须配备有能否判断界面是否开裂的设备, 比如光学显微镜, 声发射等。这种方法不足之处是在实验的过程中, 表面压入很容易使脆性涂层产生众多的径向和环向裂纹, 如果有限元的模型与实验过程中的真实情况差别很大的话, 计算出来的界面结合强度就会存在着很大的误差。

侧面基体压入法(cross-sectional indentation method)^[95-101]是把压头放在试件侧面离界面一定距离的基体上, 其示意图如图 1.20 所示。

近几年来, 这种方法被用来测量涂层与基体材料的界面结合性能(也包括界面的韧性指标^[98-101])。Zhang 等^[96,97]采用此方法测量了热喷涂类涂层与韧性基体的界面结合强度, 如图 1.21 所示。

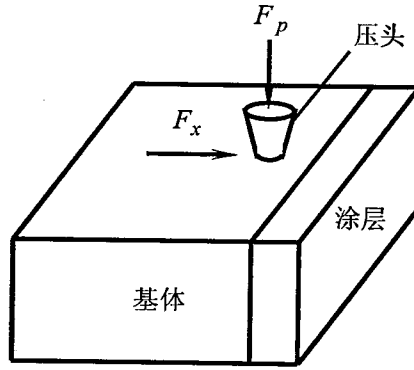


图 1.20 侧面基体压入法示意图

Fig.1.20 Schematic illustration of the cross-sectional indentation

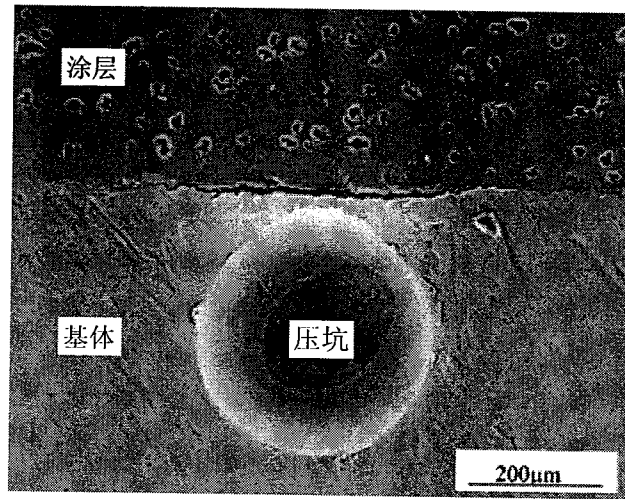

 图 1.21 侧面基体压入法研究 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al6061}$ 的界面结合强度^[97]

 Fig.1.21 De-bond at a $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al6061}$ interface caused by indentation^[97]

这种方法的新颖之处是利用了侧向力(图 1.20 中的 F_x)与压入时间曲线的斜率突变来判断界面是否开裂。这种得出界面结合强度的方法采用了有限元和 Brewer 和 Lagace^[109]提出的二次脱层准则(quadratic delamination criterion)来计算和判断当界面开裂瞬时在界面上产生的最大正应力和最大剪应力,这最大的正应力和最大的剪应力分别就是界面的拉伸强度和剪切强度。二次脱层准则常用于复合材料的脱层分析^[109-111],其表达式为

$$\frac{(\sigma_{xz})^2 + (\sigma_{yz})^2}{(Z^S)^2} + \frac{(\sigma_{zz})^2}{(Z^N)^2} = \lambda = 1 \quad (1.24)$$

其中: σ_{xz} 、 σ_{yz} 为界面的剪应力, σ_{zz} 为界面的正应力, Z^S 、 Z^N 为界面的剪切强度

和拉伸强度。满足式(1.24)的界面剪应力、正应力即为界面的剪切强度和拉伸强度。由于方程中有两个未知数，如果要计算出界面的剪切强度和拉伸强度，至少要在不同位置完成两次的压入实验。同时还得采用计算程序来判断界面上满足式(1.24)的应力点，排除那些不满足式(1.24)的应力点。

由于这种方法的特点是压头不直接压涂层，而是压在离界面一定距离的基体上，这样就可以避免涂层直接接触载荷而使问题复杂化。这种方法非常适合于弱结合界面的脆性涂层/脆性基体材料，因为脆性基体材料在压入的过程中可以不考虑基体材料的塑性变形，这样就可以使问题相对变得简单些。同时，侧面基体压入法也适合于具有弱结合类的 I、IV 类涂层体系。

侧面基体压入法除了用来研究界面结合的强度指标外，还用来研究界面结合的韧性指标。Sanchez 等^[98]在靠近脆性涂层的脆性基体上做压入实验，脆性基体材料的边缘剥离效应使压头外侧基体从整个基体材料上剥落，随着载荷的继续施加产生的侧推力将剥落下来的基体向外推，从而造成涂层和整体基体之间的拉应力，并最终导致界面破坏。建立的压入模型如图 1.22 所示。

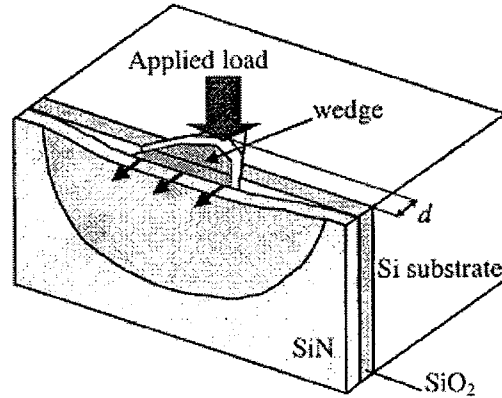


图 1.22 侧面基体压入法示意图^[98]

Fig.1.22 Schematic illustration of the cross-sectional indentation^[98]

非常巧妙的是，他们采用薄板理论推导出了求解界面断裂韧性的解析表达式为

$$G = \frac{D(1-\nu^2)u_0^2}{(a-b)^4} (1-\lambda)^4 (2F + \lambda F') \quad (1.25)$$

其中 $\lambda = a/b$ ， a 和 b 的尺寸如图 1.23 所示， D 为薄板的弯曲刚度， E 为薄膜的弹性模量， ν 为薄膜的泊松比，且有

$$D = Eh^3 / [12(1 - \nu^2)], \quad F' = dF / d\lambda,$$

$$F(\lambda) = \frac{2 \ln \lambda + \frac{1+\lambda}{1-\lambda} \ln^2 \lambda}{[(1+\lambda) \ln \lambda + 2(1-\lambda)]^2}.$$

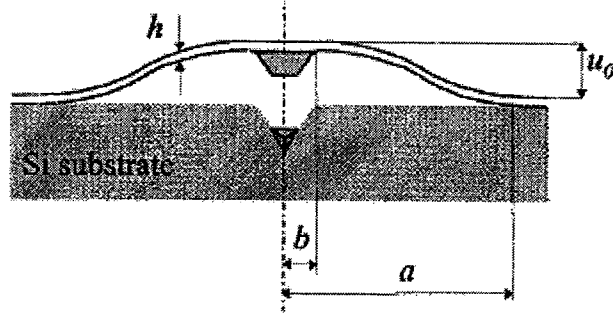

 图 1.23 侧面基体压入法导致的结果示意图^[98]

 Fig.1.23 Schematic illustration of the cross-sectional indentation^[98]

对于侧面基体压入法，除了国外的Sanchez等^[98]做了一些研究外，国内的研究者Zheng和Zhou^[99,100]在他们研究的基础上，将侧面基体压入法推广到脆性的压电薄膜上，采用各向异性板理论研究了BaTiO₃、CoFe₂O₄和PZT-4薄膜的界面结合性能。另外，Elizalde和Sanchez等^[101]还将侧面基体压入法用于研究电镀铜韧性涂层/Si脆性基体材料的界面结合性能，材料横截面的SEM图和材料与压痕位置的示意图如图1.24所示，导致的开裂情形如图1.25所示。

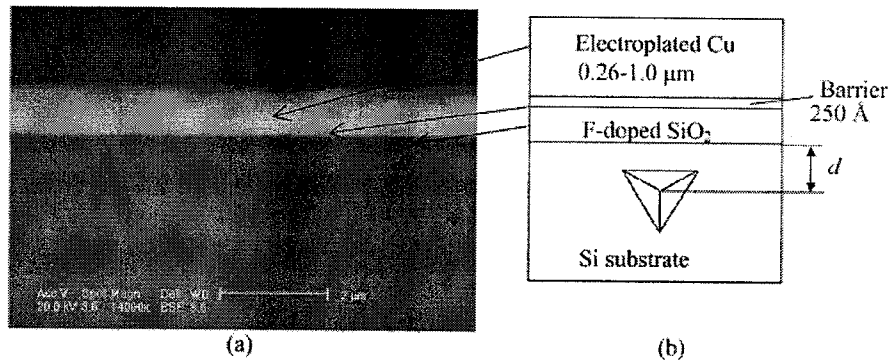

 图 1.24 (a) 材料横截面的 SEM 图; (b) 材料和压痕位置的示意图^[101]

 Fig.1.24 (a) Scanning electron micrograph showing the cross section of sample B; (b) Scheme showing the positioning and orientation of the indentation^[101]

对于韧性涂层/脆性基体材料，Elizalde和Sanchez等^[101]采用了有限元计算的方法求解体系的界面结合性能，其计算公式为

$$G_{Ci} = -\frac{\Delta U}{\Delta A} = -\frac{\Delta U_e + \Delta U_p}{\Delta A}$$

其中: G_{Ci} 界面临界能量释放率, ΔU_e 为 Cu 薄膜在压入过程中所发生的弹性变形, ΔU_p 为 Cu 薄膜在压入过程中所发生的塑性变形, ΔA 为 Cu 薄膜开裂的裂纹面面积。

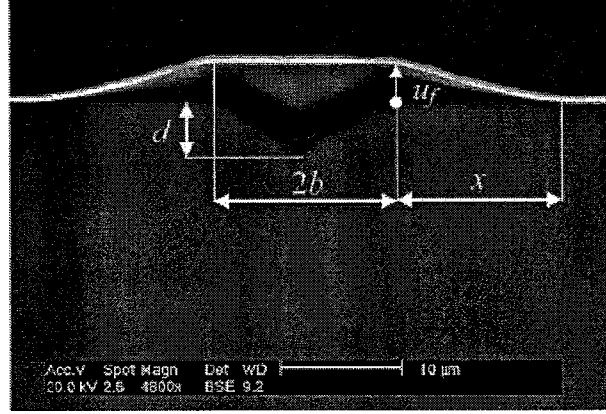


图 1.25 侧面基体压入法导致的电镀 Cu/ SiO₂ 基体材料的 SEM 图^[101]
Fig.1.25 SEM micrographs corresponding to cross-sectional views of CSN tests carried out on the Cu-SiO₂ stack^[101]

界面压入法(interfacial indentation method)^[102-106]是一种将压头直接压在界面上, 从而使界面开裂的方法。其示意图如图 1.26 所示。

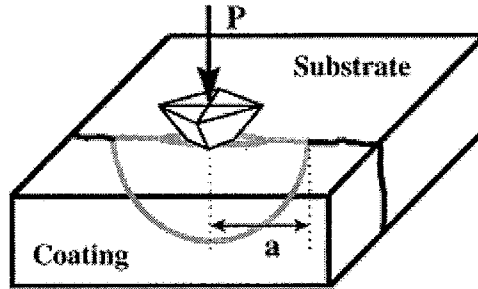


图 1.26 界面压入法示意图
Fig.1.26 Schematic illustration of the interfacial indentation method

Démarécaux, Chicot 和 Lesage 等^[102-106]提出了一个叫“外观上的界面断裂韧性”(apparent interface toughness)概念, 其表达式为

$$K_{Ca} = 0.015 \frac{P_c}{a_c^{3/2}} \times \left(\frac{E}{H} \right)_I^{1/2} \quad (1.26)$$

其中 $\left(\frac{E}{H}\right)_I$ 被定义为

$$\left(\frac{E}{H}\right)_I = \frac{\left(\frac{E}{H}\right)_S}{1 + \left(\frac{H_S}{H_C}\right)} + \frac{\left(\frac{E}{H}\right)_C}{1 + \left(\frac{H_C}{H_S}\right)}$$

其中： E 为弹性模量， H 为硬度，下标 I 、 S 和 C 分别代表界面、基体和涂层。这一“外观上的界面断裂韧性”的优越之处在于分别考虑了涂层与基体的力学性能，不足之处在于该方法适合于较厚的涂层，对于较薄的涂层不太适合，因为对于太薄的涂层，不易使压头的中心位置正好控制在界面上。

在压入法测量界面结合强度时，至少含有以下两点不足。其一：在压头的附近应力状态非常复杂，产生的边缘效应使得难以精确地计算出实际应力的分布，从现有的成果看，研究者们都是采用在压头的附近划分足够精细的网格密度来弥补这一不足。其二：当测量对象为脆性涂层时，有时会出现界面还未开裂，而涂层本身就先开裂了。如果出现这种情形，将给采用有限元计算界面结合性能带来理论建模的复杂性，比如在建模时得考虑涂层动态三维裂纹的扩展模型，计算出涂层裂纹在动态扩展过程中引起的界面应力场的变化和界面瞬时开裂时界面上对应的应力状态。前面的研究成果都是针对只出现界面开裂而没有出现涂层开裂的情形。在采用侧面基体压入法测量电镀铬层/钢基体材料的界面结合性能时，发现在界面开裂前，涂层先出现三条十分明显的裂纹，其中一条先出现在正对压痕中心的位置上，且裂纹方向近乎垂直于界面，后出现的两条是对称于前一条裂纹的斜裂纹(与界面有一定的夹角)，如图 1.27 所示。

这种情形的出现至少取决于这几个因素，即压头的形状、压头中心离界面的距离、加载的速率、涂层与基体材料的弹塑性性能和界面结合性能的强弱。其中有一很重要的因素就是界面结合性能越强，涂层就越容易先开裂^[112,113]。这其中的大部分因素对界面开裂影响的理论与实验研究尚未见报道。对于是由于界面结合性能强而导致的界面还未开裂而涂层先开裂的情形，压入法也可以从定性的角度去评价该种材料体系的界面结合性能，比如给定压入点的位置、压头形状、载荷大小等参数，去比较产生的界面裂纹的长度^[98]。

总之，压入法针对不同的涂层体系，可以从定量、半定量或定性的角度去评价界面结合的性能。对于界面结合性能较弱的 I 类、III 类、IV 类涂层体系，压入法还是

可以从定量的角度去评价界面结合性能，而对于界面结合性能较强的 I 类、III 类、IV 类涂层体系，界面结合性能不容易得出，压入法也可以从定性的角度去评价界面结合性能。

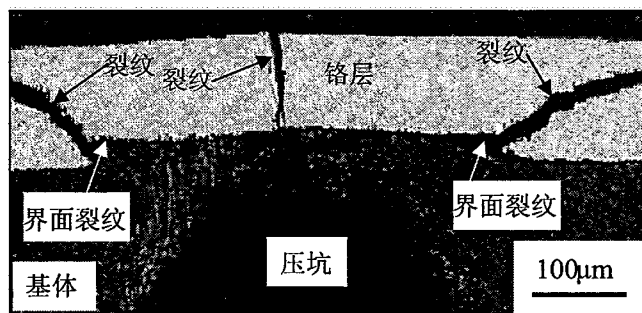


图 1.27 侧面基体压入法研究铬镀层/钢基体材料界面结合性能时产生的开裂情形
Fig.1.27 The cross-sectional indentation test to investigate the adhesion of the chromium coating on the ductile steel substrate

上面讨论了压入法测量涂层与基体间的界面结合性能，下面讨论采用压入法测量涂层的断裂韧性。在采用压入法研究涂层的断裂韧性时，Holleck 和 Schulz^[114]提出可通过在压入载荷大小相同的情形下，去比较涂层的裂纹长度来确定涂层的断裂韧性；Kustas 等^[115]提出比较涂层的剥落直径来比较涂层的断裂韧性，这些都是非常定性的方法。在定量的研究方法中，Lawn 等^[116]提出了一个计算断裂韧性的公式

$$K_{IC} = \delta \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \left(\frac{F_p}{C^{3/2}} \right) \quad (1.27)$$

其中： F_p 为压入载荷的大小， E 和 H 分别为涂层的弹性模量和硬度， C 为径向裂纹的长度，如图 1.28 中所示。 δ 为一个经验常数，对于标准的维氏金刚石棱锥和立方压头， δ 通常分别取 0.016^[117] 和 0.0319^[118]。另外一些研究者们^[119-121]提出为压入载荷 F_p 、 E 、 H 、 C 和涂层的断裂韧性 K_{IC} 有如下的关系

$$\frac{F_p \chi_r}{C^{3/2}} = K_{IC} - 2\sigma \left(\frac{C}{\pi} \right)^{1/2} \quad (1.28)$$

其中： σ 为涂层表面的残余应力，对于 Berkovich 金刚石压头， $\chi_r = 0.016(E/H)^{1/2}$ 。

其实，采用压入法测量涂层的断裂韧性，最可靠的还是采用能量法^[122-127]。该能量法的原理是涂层发生了开裂和没有发生开裂的能量差值被认为是涂层的能量释放

量, 这一能量差值可以从载荷与位移曲线图上得到。一旦涂层的能量释放率已经确定, 就可以通过式(1.7)得到涂层的断裂韧性。Li 等^[122,123]指出, 硬质薄膜在可控的压入载荷作用下其断裂特征可以简化为三个阶段, 如图 1.29 所示。

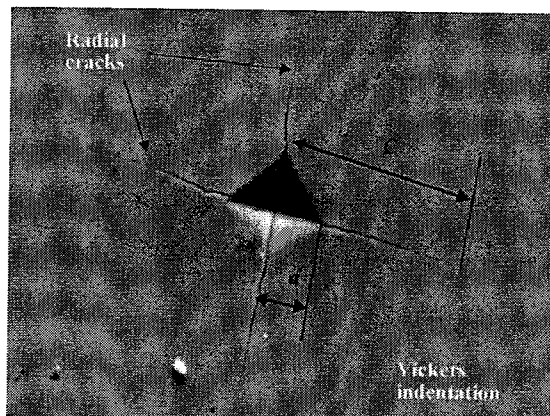


图 1.28 维氏压头导致的涂层表面 SEM 开裂图^[116]

Fig.1.28 SEM observation of radial cracking at Vickers indentation^[116]

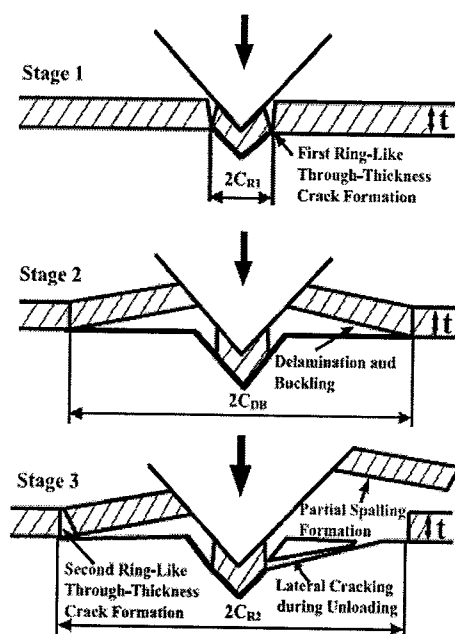


图 1.29 硬质薄膜在压入载荷作用下开裂的三个阶段^[122]

Fig.1.29 Schematic of the three stages in nano-indentation fracture in a film/substrate system^[122]

第一阶段: 由于在压头的附近会产生很大的应力场而产生第一个环向裂纹, 此裂纹通常贯穿涂层的整个厚度。

第二阶段: 由于产生的侧向应力而导致的界面开裂、失稳和剥落。

第三阶段：第二个贯穿涂层厚度的环向裂纹产生，由于产生的弯曲应力使得失稳的涂层而剥落。

在第一和第二个环向裂纹所产生的能量释放量可以通过相应的载荷-位移曲线的变化来计算，如图 1.30 所示。

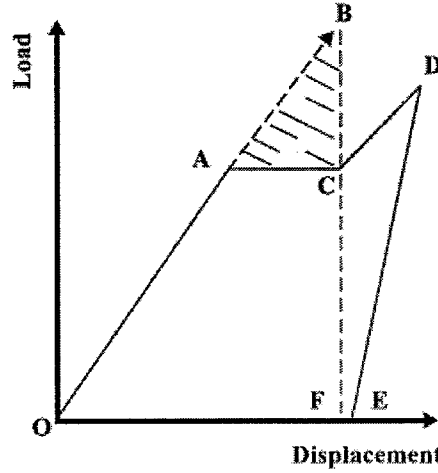


图 1.30 压入载荷作用下载荷-位移曲线发生的跳跃与相应的能量释放之间的关系^[122]

Fig.1.30 Schematic diagram of a load-displacement curve showing a step during the loading cycle and associated energy release^[122]

在图 1.30 中，OACD 为加载曲线，DE 为卸载曲线，那么 ABC 的面积就代表了产生的第一个环向裂纹和第二个环向裂纹之间的能量差值，这一能量差值代表了产生的涂层环向裂纹所释放的能量，其具体表达式为^[122]

$$K_{IC} = \left(\frac{E}{(1-\nu_f^2)2\pi C_R} \frac{\Delta U}{t} \right)^{1/2} \quad (1.29)$$

其中： E 为涂层的弹性模量， ν_f 为涂层的泊松比， $2\pi C_R$ 为涂层平面上的裂纹长度， t 为涂层的厚度， ΔU 为涂层裂纹开裂前后的能量差值。

1.4.6 动态测量法

由于涂层材料最终要在实际工况下使用，因此动态地表征与评价涂层的界面结合性能也相应的产生。黄^[128]采用单摆冲击划痕法从载荷与能量两个角度定量地评价了涂层与基体的界面结合强度。朱等^[129]、He等^[130]提出球滚接触疲劳法，用涂层与基体间的最大剪应力幅度来评价界面结合的好坏。Song等^[131]采用滚压接触疲劳法评价了 CuCr 合金涂层与 Si 基体间的界面结合强度。Chen等^[132]采用循环加载接触疲劳法评价

了灰色氧化铝涂层的界面结合强度,实验得出表层剥落的主要原因是平行于次表面域表层下的最大剪应力或正交剪应力作用的结果。Wang等^[133]研制了CM-I型多功能擦膜/摩擦试验机,提出了对应一定摩擦系数的临界法向应力作为表征与评价涂层与基体界面的结合强度。在动态条件下来评价涂层与基体的界面结合强度,对工程具有更实际的指导意义。在测量涂层的断裂韧性方面,国内的Bao等^[134]根据Cr-Cu-N涂层的使用工况,提出了交变冲击载荷评价硬质薄膜的断裂韧性,并提出在某一较低水平的冲击载荷作用下,涂层的强度(cohesive strength)与界面结合强度(bonding strength)之间的失效始终处于竞争状态(in competition),在这样一种工况下,如果界面结合强度较弱,则界面开裂可能先发生,此时可将交变冲击载荷的次数作为涂层与基体界面结合强度的表征指标,反之,涂层本身先于界面发生开裂,则可将交变冲击载荷的次数作为表征涂层的断裂韧性。最后他们指出,对于在某一较高水平的冲击载荷作用下,涂层的韧性发挥着很重要的作用,此时可将涂层能够承受交变冲击载荷的次数作为表征涂层的断裂韧性。另外,Beake等^[135]采用微冲击载荷评价硬质薄膜的断裂韧性。

1.4.7 其它测试方法

前面介绍了一些测量或评价涂层体系界面结合性能的常用方法。除了这些方法外,还有胶带法(tape test)^[10]、激光层裂法^[136-139]、鼓泡法(blister test)^[140-142]、剥皮法(peeling test)^[143,144]、应力波法^[145]等,这些方法由于存在许多的限制,因此在实际应用中不是十分广泛。比如胶带法虽然操作起来简单,但太原始,并且适用范围非常有限,只是针对那些结合强度非常低的涂层与基体材料。激光层裂法由于设备的昂贵、计算方法和操作程序的复杂性而受到限制。鼓泡法和剥皮法存在试样制作上的困难,同时,对于较薄的韧性涂层,在涂层内残余应力的作用下,很容易发生褶皱。在此不再对每一方法进行详细论述。

至于在测量涂层断裂韧性的方法中,除了介绍的一些常用方法外,还有如失稳法(buckling)^[146,147]等方法,在此不再详述。

1.5 测量方法与复合体系力学性能关系的讨论

对于在一定工艺等条件下生产出来的某种涂层材料,其涂层的(断裂)韧性和界面结合性能可以作为其很重要的力学本征参数,但是如何将这些重要的本征参数测量出来?不同的测量方法将会影响到测量值与真实值之间的差异。科学的测量方法

是测量值能真实地反映出复合体系力学性能的本征值，而要真实地反映复合体系力学性能，关键的问题是如何将外界条件的临界值转变为复合体系力学性能本征的力学表征。不同的科技工作者可能会采用不同的测试方法，相应地也可能会采用不同的力学模型、理论基础或计算方法，从而导致由于测量方法所带来的误差。比如，要测量某种特定涂层材料界面的拉伸强度，若采用前面所提到的垂直拉伸法，采用弹性基体与刚性基体模型将会得出不同的结合强度值，若采用其余方法，如悬臂梁弯曲法、压痕法等，也很可能会存在一些误差，但是如果误差不是很大，则可以认为是准确的。例如，Zhang 等^[97]在采用侧面基体压入法测量 Al_2O_3 /铝合金基体界面结合的拉伸强度时，同时还采用了垂直拉伸法与该方法做比较，发现两种测试方法所得出的界面拉伸强度在误差的范围内。再比如，要测量某种特定的涂层材料界面的剪切强度，可根据该种材料体系的综合特性，在横向拉伸法、纯剪切法、四点弯曲法、压痕等方法中有选择性的采用一种或多种方法进行对比。只要是测量出来的强度值的误差不大，就可以认为是准确的。因此，对于给定的一种涂层体系，不管采用哪种测量方法，在表征指标相同的情况下，所测得的复合体系力学性能的值应该接近于本征值才是科学的，并且这些测量方法也是存在可比性的。这里，特别强调不同的测量方法在测量同一性能指标时的对比，如果表征指标不同，比如要在定量、半定量和定性的表征和测量方法之间作比较，是不是可以从它们代表复合体系力学性能的强与弱的趋势的角度来考虑？比如复合体系的界面拉伸强度或剪切强度与划痕法中的临界载荷指标，从量纲的角度分析可以说根本无可比性，但是，针对同时又十分适合于划痕法的特定涂层体系，如果它们测出来的值能说明该种材料体系界面结合性能在强或弱的趋势上都是一致的，那么，这些测量方法之间似乎也应该存在着可比性，因为它们至少可以说明和证实该种材料体系是属于强结合的涂层体系还是弱结合的涂层体系。另外，从现有的资料来看，采用临界载荷指标表征，似乎只有在划痕法这一种方法中出现，而在其它方法中，采用临界载荷指标来表征的情形还未见有关报道。最后，在表征指标相同的情形下，又如何减少由于测量方法的不同而引起的误差呢？看起来应该至少考虑以下因素：

(1) 测量方法的合适选取。比如，测量的对象为较薄的涂层(nm 至十几 μm)，采用剪切法不仅会存在难以实现的可能，也可能会存在由于选择此方法而带来较大误差。再比如，如果被测复合体系的界面拉伸强度远大于 90MPa，如果还采用垂直拉

伸法(Pull off test)或胶粘法测量,也会存在方法上难以实施的可能和测量值与真实值的较大误差。

(2) 在建立测量复合体系力学性能的力学模型时,应该考虑加载的载荷特征、涂层与基体材料的弹性与塑性性能以及它们之间的差异。比如,对于脆性涂层和脆性基体,可以只考虑其弹性性能,反之,则应该充分考虑其塑性性能。

(3) 在采用有限元模拟和计算复合体系的界面结合性能时,应该选择合理的界面层模型,同时,在一些关键的地方,比如界面处、裂纹边界、自由边界、压入法中的压头接触部位等,须采用足够精密的网格划分密度以此减少由于网格稀疏所带来的误差。只有考虑到尽量多的影响因素,才可能尽量地减少由于测量方法的不同选取和与之相应的力学模型给真实值的测量带来的误差。

最后,在测量硬质(薄膜)涂层材料的断裂韧性时,与测量界面结合性能相类似,采用不同的方法得到韧性指标也应该是本征的或接近于本征的,并且不同的方法得到的涂层断裂韧性值应该是可以比较的,在此不再加以详述。

1.6 结论与展望

涂层体系的涂层断裂韧性和界面结合性能是影响该种复合体系寿命的重要指标。由于涂层体系的多样性与复杂性,至今还没有形成适合于测量这类复合体系力学性能的标准方法。在众多的测量方法中,本文只讨论了一些常用的测量方法,从中可以得到以下几点:

(1) 目前在涂层体系的界面强度指标表征中,多数情形是采用界面拉伸强度和剪切强度指标进行表征。从现有的资料来看,采用临界载荷指标的表征,似乎只有在划痕法这一种方法中出现,而在其它方法中,采用临界载荷指标来表征的情形还未见有关报道。

(2) 在测量某种具体的涂层材料的界面结合性能之前,最好先确定涂层材料与基体材料的力学、热学等性能,并比较它们之间的差异,然后选择某种或几种合适的方法进行测量。从目前所取得的一些成果来看,对于脆性涂层/韧性基体这类材料体系,可以优先考虑采用横向拉伸法测量其界面的剪切强度;对于界面拉伸强度在 90MPa 以下的涂层材料,可以尝试采用垂直拉伸法测量;对于较厚的涂层(通常大于 200 μm)可以考虑直接采用标准的剪切方法测量其界面的剪切性能;对于结合性能较弱的涂层体系,可以尝试采用弯曲法测量。这些方法的好处在于可以定量地测量出界面结合性

能。在确定了界面结合性能的测量方法之后,应该根据该种方法的载荷特征和涂层与基体的力学性能,选择合理的力学分析模型,最后根据实验方法的特点和结果,选择合适的求解界面结合性能的方法,比如是解析的还是计算的方法,或者两者可以同时采用。

(3) 至于划痕法采用临界载荷指标表征与测量涂层的断裂韧性和涂层体系的界面结合性能,其合理性目前还存有争议,有人认为该方法是一种定性的方法,有人认为该方法是一种半定量的方法。其争议的部分原因来至于该方法本身会带来许多与界面结合性能无关的因素,这些无关的因素会影响到界面结合性能的准确测量。

(4) 从目前所掌握的资料来看,除了韧性涂层/韧性基体材料体系外,压入法可以从定量、半定量或定性的角度去评价界面结合性能。值得注意的是,在涂层表面压入法和侧面基体压入法中,在界面起裂之前涂层没有出现开裂的情形才是比较合适的,如果界面还没有开裂,涂层就出现了裂纹,这样会给理论建模和分析带来难度,也会给测量的结果带来大的误差。

(5) 在测量某种具体的涂层材料的界面结合性能时,在表征和评价指标相同的情形下,可以将不同实验方法得到的结果进行对比,并且不同的实验方法所得到的界面结合性能值应该在误差范围内。如果表征指标不同,或者说要在定量、半定量和定性的表征和测量方法之间作比较,它们所表征的指标应该在表现界面强与弱的趋势上是一致的。

(6) 在测量某种具体的脆性涂层的断裂韧性中,相对来说,比较成熟的方法有弯曲法,采用较多的方法有压入法等。在表征脆性涂层的断裂韧性指标中,多数情形是采用基于能量学的韧性指标,而采用临界载荷指标来表征只能说是定性的方法。

对于在测量与评价涂层体系力学性能的方法研究中,作者认为以下几个方面将是以后研究关注的主要问题:

(1) 对现有测量方法的不断修正和改善。比如对于看似简单的垂直拉伸法,采用弹性基体模型和刚性基体模型会存在着差异,又比如剪切法在靠近涂层自由边界的界面处存在应力集中,为减少该处的应力集中,可以采取预制一个半圆形的凹槽,还比如在测量过程中,配备各种先进的仪器设备(比如声发射、光学显微镜等)来判断和观察开裂情况。

(2) 对测量新方法不断探索。针对各类涂层体系,测量其界面结合性能的新方

法将会不断的涌现,比如侧面基体压入法、界面压入法、激光层裂法和剥皮法等都是近些年来出现的新方法。

(3) 对韧性涂层/韧性基体体系界面结合性能的测量。目前,对于脆性涂层/脆性基体、脆性涂层/韧性基体和韧性涂层/脆性基体这几类材料体系,其界面结合性能测量研究工作的报道相对较多,而对于韧性涂层/韧性基体这类材料体系,其界面结合性能测量研究工作的报道相对较少。其根本原因在于在测量这类材料体系的界面结合性能过程中,塑性较好的涂层与基体会同时发生较大的塑性变形,这会给力学建模及理论分析带来很大的难度。因此,对这类材料体系的界面结合性能的测量方法探索和相应的力学模型的理论、计算分析也是值得发展的一个方面。

(4) 对界面强结合涂层体系的界面结合性能测量方法的探索。界面结合性能越强,会给测量方法的合适选取和测得的结果分析带来的难度越大,特别是对于那些界面结合强度大于涂层本身的断裂强度而涂层本身又是非常脆的情形,给测量方法的合适选取带来了很大的挑战,比如电镀铬层/钢基体材料,这类涂层与基体材料的界面结合强度大于涂层本身的断裂强度^[148]。虽然这类材料的界面结合强度大于涂层本身的断裂强度,事实上,实际工程中的涂层失效的主要模式还是由于涂层与基体的界面开裂而导致涂层在基体上的剥落。在测量这类材料体系界面结合性能的过程中,其中一部分困难会表现在界面还未开裂涂层就开裂的情形,或者甚至于出现涂层和基体都断裂而界面开裂都不发生的情形。因此,能成功地测量这类材料体系的界面结合性能将是研究者们追求的目标之一。

最后,对一些测量方法建立合理的力学模型进行求解。比如划痕法,由于其牵涉到的是一个高度复杂的非线性的问题,至今还没有比较合理的力学模型去求解它。还比如在侧面基体压入法和界面压入法中,压头的附近会出现非常复杂的应力状态,产生的边缘效应难以精确地计算出实际应力的的大小。这些问题都需要将来有合理的力学模型去描述和求解它。

1.7 本文主要研究内容

本文以某一特定工艺条件下生产出来的电镀铬/钢基体材料为对象,重点研究了涂层的韧性、涂层与基体的界面结合性能以及复合体系含基体激光预处理效应的断裂韧性表征方法,具体的研究内容如下:

在第二章中,根据对涂层/界面/基体复合体系力学性能表征与评价方法的国内外

进展的跟踪调研与分析,作者配合课题组研发了一套配备声发射和 CCD 实时监测系统且具有拉伸、压缩、剪切、弯曲、扭转、压痕、胀形等试验功能的涂层材料试验机。

在第三章中,提出一种在脆性涂层/韧性基体材料体系中含弹塑性界面层的剪滞模型,研究这类材料体系在拉伸应变作用下涂层的开裂行为特征,探讨了涂层内正应力、界面切应力、涂层的(饱和)裂纹密度与涂层几何、力学等参数之间的内在联系。

在第四章中,采用声发射和光学显微镜实时动态观察技术与拉伸法相结合的方法,利用第三章的理论成果,研究了电镀铬层的韧性及界面结合的剪切性能。

在第五章中,采用侧面基体压入法研究了铬层/钢基体材料的界面结合性能。

在第六章中,针对某型号武器钢质身管内膛电镀铬层的工况,提出涂层饱和裂纹密度容限参数,并用其定性表征了铬镀层/原始钢基体和铬层/激光预处理钢基体两类复合体系的涂层及其界面结合性能。

在第七章中,假定涂层裂纹垂直于涂层/基体的界面,且裂纹尖端位于激光处理区的中部(界面层或次界面),定量分析了激光相变强化产生的屈服强度梯度效应(用显微硬度梯度效应表征)对裂纹扩展驱动力(J 积分)的影响,即推导了复合体系含这两种效应的断裂韧性表征参量的一般表达式,采用复合双悬臂梁模型,推导了复合体系含该两种效应的断裂韧性表征参量的解析表达式。

在第八章中,基于应力的强度观点和能量学的韧性观点,针对一些载荷条件,分析了涂层/界面/基体复合体系的失效模式与机制。

在第九章中,讨论了全文主要的研究结果,并对该研究方向可能的发展做出了展望。

第二章 一套测量涂层体系力学性能的新装置

2.1 引言

目前,测量涂层体系力学性能的方法众多,正如文献[8]中所述的多达 200 多种。在这些众多的方法中,作者通过广泛地跟踪调研和对比分析,发现这些方法多数是某一种单独的具体方法的应用,多数情形只能实现单种试验方法,比如垂直拉伸方法、剪切法等。同时,还发现这些装置多数情形只能实现一种力学性能的测试。这给检测涂层体系的多种力学性能带来了许多的不便之处。根据调研分析,能够研发一种新的集多种检测方法于一身的试验设备显得十分必要。在结合前人研究成果的基础上,作者配合课题组成功研发了一套集拉伸、压缩、剪切、弯曲、扭转、压痕、胀形等方法为一体,且带有声发射系统和 CCD 实时监测系统的涂层材料多功能试验机。下面分别简要地介绍试验机的各个系统。

2.2 试验机系统

试验机系统由四部分组成:测量系统、中横梁驱动系统、扭转装置系统和负荷机架系统,如图 2.1 所示。

下面分别介绍每一个系统。

(1) 测量系统

该系统主要用以检测材料承受负荷的大小、试样的变形以及中横梁位移的多少等。负荷测量是通过应变式负荷及其放大器来实现的。负荷测量范围宽,小自几克大到几吨,都可以满足精度指标要求。这些负荷的变化是通过更换不同量程的负荷传感器和改变负荷传感器的放大倍数来实现的。总之,这种电子负荷测量系统的特点是测量范围宽、精度高、响应快、操作方便。试样变形的测量是通过带标距的引伸计以及放大器构成应变测量系统实现的。中横梁位移的测量是通过日本松下伺服电机的编码器以及计算机的显示中横梁位移的多少。

(2) 中横梁驱动系统

这一系统由控制器、计算机、松下伺服电机以及传动装置完成。该系统由伺服电

机驱动二级同步带轮，带动丝杠使中横梁上下移动，结果实现了拉伸、压缩和各种循环试验。

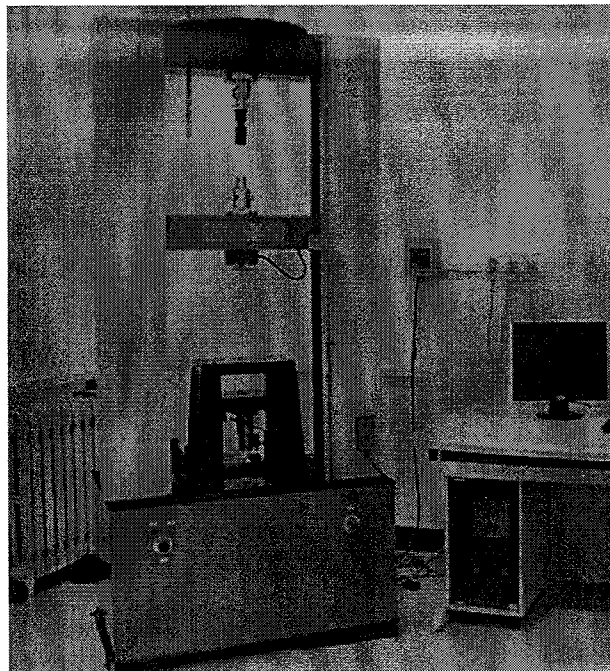


图 2.1 试验机加载系统

Fig.2.1 The loading experiment setup

(3) 扭转装置系统

这一系统也是控制器、计算机、扭转伺服电机以及减速机构成。伺服电机驱动减速机转动，实现扭矩和扭转角的测试。

(4) 负荷机架系统

该系统包括上横梁、中横梁、扭转移动装置、下横梁和丝杠等。其中采用四根光杠与上横梁和下横梁构成框架，既保证机架的刚度又使机架结构匀称合理。传动负荷的一对丝杠采用滚动丝杠，是为了提高传动精度。传动机构由电机通过二级同步带轮、减速装置、主传动轮和滚动丝杠组成。其特点是传动效率高、运行平稳。

这一加载系统在实现拉伸、弯曲、压缩、剪切、扭转和胀形时，可自动获得载荷-位移(变形)曲线、载荷-时间曲线和变形-时间曲线。在拉伸试验时可配备引伸计得到应力-应变曲线。

附：试验机规格说明

试验机的规格说明见表 2.1 所示：

表 2.1 试验机的规格说明

Table 2.1 The experiment setup specification

项目	规格
感应方式	力值传感器(Load cell)(NTS)
显示方式	计算机图形显示
载荷容量	50kN
载荷单位切换	N, kN, kg
力值分辨率	1/50000
载荷精度	1%
最大行程(含夹具)	300mm
速度选择	0.01mm/min—500mm/min
位移分辨率	0.0013mm
电源	AC 220V 50Hz
主机体积	1006mm×640mm×2200mm
有效宽度	550mm

2.3 声发射系统

声发射仪器是一种对声音信号特别敏感的设备,用于各种各样的工程结构和设备检测,如压力容器等,特别是近几年来,声发射技术也被用于检测涂层材料的失效行为和失效模式。

2.3.1 声发射技术的概述与原理

声发射(Acoustic Emission 简称 AE)技术产生于 50 年代,由德国科学家 Kaiser 发现,并以其名字命名的 Kaiser 现象。它的原理是:受力构件的材料内部发生损伤、缺陷萌生或扩展会释放应变能,应变能以应力波形式向外传播扩展,这种现象即称声发射现象。由于声发射所表征的信号直接来自构件或材料的内部裂纹及缺陷等扩展的动态信息,所以这种技术从诞生的一开始便引起人们的极大兴趣和关注。声发射是一种应用日趋广泛的现代无损检测和结构、材料研究的新技术,它采用高灵敏度的声发射压电传感器安装于受力构件表面形成一定数目的传感器阵列,实时接收和采集来自于材料缺陷的声发射信号,进而通过对这些声发射信号的识别、判断和分析等,对材料损伤缺陷进行检测研究和对构件强度、损伤、寿命等分析和研究。

2.3.2 声发射技术应用于检测涂层体系的失效模式

近几年来,声发射技术已被用于检测涂层材料的失效模式。具体包括在拉伸、弯

曲、压入、胀形等各种载荷的作用下, 声发射信号记录涂层体系从损伤、微裂纹萌生与扩展, 再到宏观裂纹形成整个过程中的相应信息, 这其中的信号可能包括有涂层本身的损伤与开裂、涂层与基体的界面损伤与开裂或基体的损伤与开裂, 其中的涂层有拉开型开裂(type 1), 界面的损伤与开裂有两种模式, 一种是拉开型(type 2), 另一种是剪切滑开型(type 3), 其示意图如图 2.2 所示。涂层的拉开型开裂模式对应的模拟波形如图 2.3 所示, 界面拉开型开裂模式对应的模拟波形如图 2.4 所示, 界面的剪切滑开型开裂模式对应的模拟波形如图 2.5 所示。

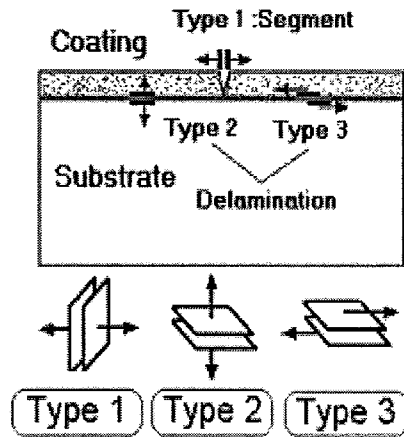


图 2.2 开裂的三种模式^[149]

Fig.2.2 The three cracking modes^[149]

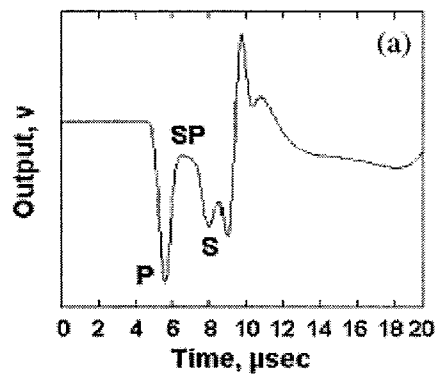


图 2.3 类型 I 对应的模拟波形^[149]

Fig.2.3 The simulated wave form of type I cracking mode^[149]

在这个过程中, 声发射信号能与某一载荷、位移或应变相对应, 具体含义为在某一载荷、位移或应变下, 声发射所发生的振铃数, 不同开裂模式声音信号的频率、振幅、波形等特征, 如图 2.6、2.7 所示, 从而为分析涂层材料的失效过程或机制提供重要的信息。高级的声发射仪器还能确定裂纹源的位置、计算裂纹起始与终止时间以及

裂纹体的体积等参数，如图 2.8 所示。

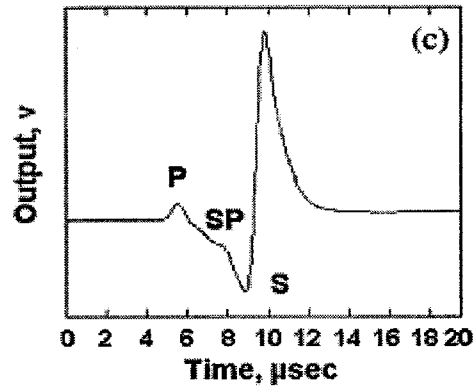


图 2.4 类型 II 对应的模拟波形^[149]

Fig.2.4 The simulated wave form of type II cracking mode^[149]

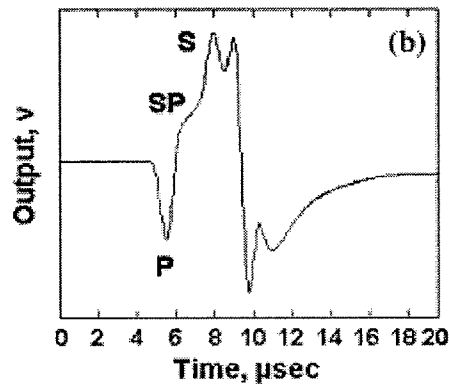


图 2.5 类型 III 对应的模拟波形^[149]

Fig.2.5 The simulated wave form of type III cracking mode^[149]

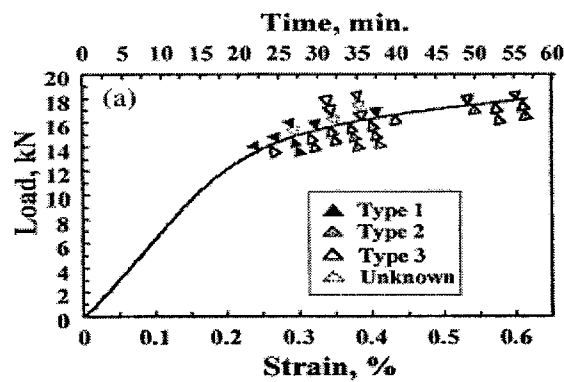


图 2.6 四点弯曲试验过程中与应变对应的开裂模式^[149]

Fig.2.6 Classification of cracking modes of the AE responses monitored during four point bending tests^[149]

另外，声发射在记录声音信号的过程中，可以根据需要，选择合适的相关图，比如，

振铃计数与到达时间的关系图, 振幅与到达时间的关系图, 撞击数与到达时间的关系图, 声音能量与波形的相关图, 振铃计数和振幅的相关图等等。

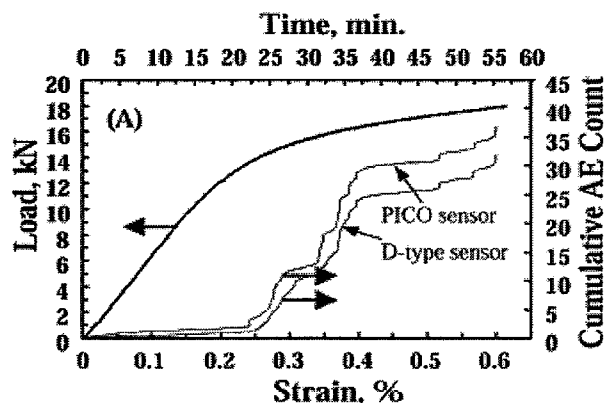


图 2.7 四点弯曲试验过程中载荷、应变与声发射计数的对应关系图^[149]

Fig.2.7 Load-strain curves and AE event counts during four point bending tests^[149]

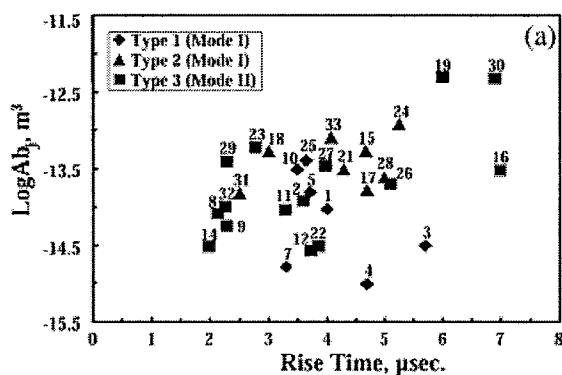


图 2.8 开裂模式与裂纹体积、声发射源的爆发时间分布图^[149]

Fig.2.8 Estimated crack source parameters for the tested samples (the marked number refers to the consequence of AE bursts in time)^[149]

2.3.3 声发射仪所要求配备的重要硬件及技术指标

1、传感器

- (1) 2 个高敏感共鸣型传感器, 灵敏度大于 60dB, 频率带宽为 0.1~1MHz, 中心频率为 0.55MHz 左右, 外观尺寸为 $\Phi 5 \times 10$, 温度范围为负 20 度到 80 度。
- (2) 1 个位移型传感器, 频率范围小于 1.5MHz。

2、前置放大器: 增益 40dB, 滤波范围: 100Hz~5MHz。

3、信号处理板: 一块信号处理板完成对来自前置放大器的声发射信号的处理, 得

到满足要求的参数数据和/或波形数据。

- 4、计算机系统：采用厂家声发射系统的原配计算机。
- 5、采集分析软件：采集分析软件是多个软件功能集合到一起，实现实时采集各个通道的数据、实时定位、关联、统计、分析、保存等功能。采集分析软件满足实时定位、关联分析、结果显示和提取特征参数，并可实时将结果予以保存。波形系统要求实时观察部分或者全部的波形。能离线处理所保存的数据，输出分析结果。软件还至少应该提供线定位、三角形定位算法，最好提供球形定位、矩形定位算法，定位精度在 50mm 以下。软件有全中文界面，便于学习和操作。
- 6、通道数：2—6 通道数字转换器数。
- 7、信噪比：信噪比大于 60 分贝。
- 8、声发射参数：包括上升时间、持续时间、峰值幅度、计数值、能量等参数，最好还包括峰计数、均方根电压、信号平均电平参数。
- 9、每秒撞击数(Hits/s)：这个指标分单个通道每秒撞击数和整台仪器的每秒撞击数。单个通道的每秒撞击数衡量单个通道接收声发射信号和由此产生的参数或者波形数据的能力；整台仪器的每秒撞击数衡量仪器整体的信号接收和处理能力，它是指各个声发射信号处理通道处理声发射撞击的总和。前者指标要求要很高，但是后者则需要依赖许多因素，例如：ADC 采样频率、通道数、软件的影响等。
- 10、ADC(模拟-数字转换)的采样频率：在数字声发射仪中，此参数决定了对信号的分析能力，它直接影响定位精度、到达时间、上升时间、峰值幅度等参数的数值。由于 ADC 的采样频率为滤波器最高频率的 10~20 倍左右为宜，倍数太高会增加数据的流量、影响实时性，而倍数太低会丢失有效的细节。由于要求滤波器的范围为 100Hz~5MHz,则 ADC 需要达到的采样频率在 2MHz~100MHz 为宜。
- 11、ADC 的分辨率：ADC 的分辨率决定了仪器对小信号的分辨能力，要求在 12~16 位分辨率的 ADC。
- 12、增益：模拟和数字声发射仪均有增益选择。
- 13、附加接口：声发射仪要求具有测量附加参数的接口，主要用来测量声发射测试时的环境温度、设备的压力等，部分仪器提供其它接口用来通讯、同步等功能，也可选择考虑。

2.4 CCD 实时监测系统

CCD 实时监测系统作为涂层材料多功能试验机的辅助设备, 负责在试验的过程中, 从不同的方向实时观察、监测、采集、存储涂层表面和侧面的情况。存储下来的照片可以随时进行各个时间段的表面与侧面状况的对比。该系统由分辨率较高的摄像头组成, 同时配备有环行灯、大存储容量的计算机。整个试验机系统(包括声发射系统和 CCD 观测系统)如图 2.9 所示。

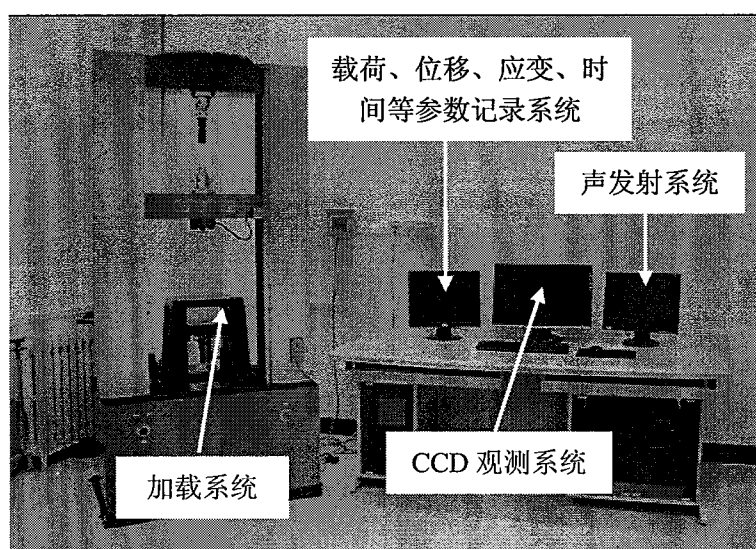


图 2.9 整个试验机系统

Fig.2.9 The experiment setup system

2.5 测量实例一

2.5.1 引言

本试验以热喷涂类的脆性高铬镍(Ni30Cr70)涂层/45 号钢基体材料为研究对象, 测量了这类涂层/基体材料的界面剪切强度, 同时也检验了试验设备的性能。高铬镍涂层具有良好的耐腐蚀等性能而广泛地应用于电厂锅炉的管壁^[150]。

2.5.2 试验过程、结果及分析

2.5.2.1 试验原理

试验装置示意图为第一章的图 1.7 所示。圆柱形试件不带涂层部分的半径接近于被固定的套筒的半径, 凸出的涂层将在载荷 F_p 的作用下被剪切掉。 D 为试件的直径(不

加上涂层的厚度), h 为涂层在试件上的高度。界面剪切强度的计算公式为

$$\tau = \frac{F_p}{\pi D h}$$

2.5.2.2 试件制作及试验装置

试样的基体材料为优质碳素中碳钢(45号钢), 试件为圆柱形状, 如图2.10所示。

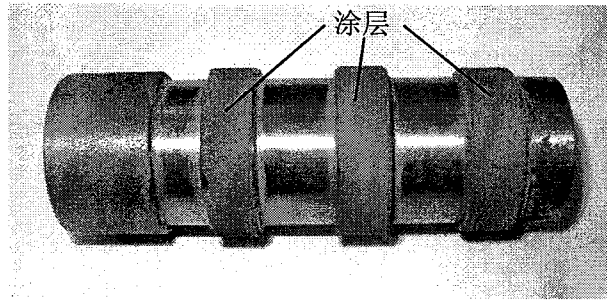


图 2.10 剪切试件照片图

Fig.2.10 The test specimen for shear test

其原始尺寸如下: 整个圆柱高为100mm, 直径 D 为36mm。喷涂前先用汽油清洗, 除去油污和杂质。然后对外表面进行喷砂粗化, 提高表面粗糙度。对预处理后的试样进行超音速电弧喷涂高铬镍, 其工艺参数为: 氧气流量为518.7L/min, 燃气流量为32.8 L/min, 送粉气流量为30.6L/min, 喷涂距离为200mm。喷涂得到的涂层厚度为0.25mm, 凸出的涂层高 $h=10$ mm。试件制作完后, 在室温下将其安放在涂层材料多功能试验机上, 试验装置如图2.11所示。

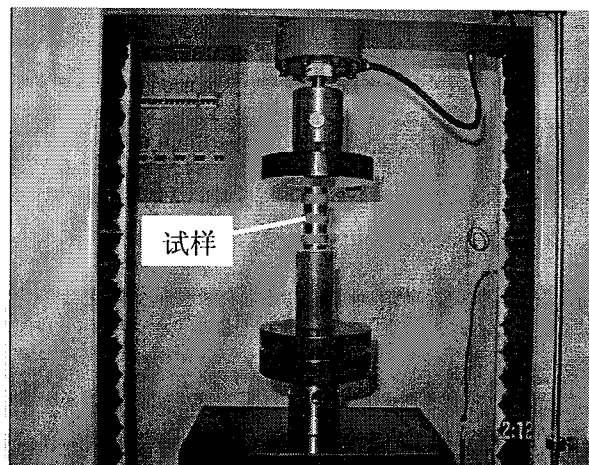


图 2.11 试验装置图

Fig.2.11 The experiment setup

2.5.2.3 试验步骤

- 1、选择好夹具，将试件放置在试验机上，调整好试验仪器。
- 2、启动电源。
- 3、在电脑中打开涂层材料多功能试验机的剪切软件，等待主表上的联机显示为正常联机，调整好参数。
- 4、将力传感器型号调整为 50kN，加载速度设置为 0.5mm/min。
- 5、按照机器的操作规则对试件进行准静态加载。
- 6、观察载荷突变情况。
- 7、测试完后，整理好试验器材。

2.5.2.4 试验记录

在加载过程中，所记录的载荷与位移曲线如图 2.12 所示。最大载荷、位移、试验时间、记录情况如表 2.2 所示。

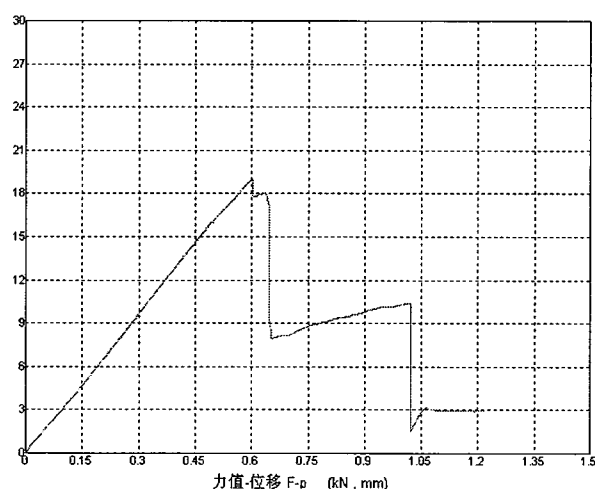


图 2.12 在剪切过程中记录的载荷与位移曲线

Fig.2.12 The curve of the load vs. displacement during the shear loading

表 2.2 最大载荷、位移、试验总时间

Table 2.2 The maximum load, maximum displacement and total experiment time

序号	最大力	最大变形	试验时间
No.	kN	mm	S
1	19.008	1.2196	449.49

涂层被剪切破坏图如图 2.13 所示。

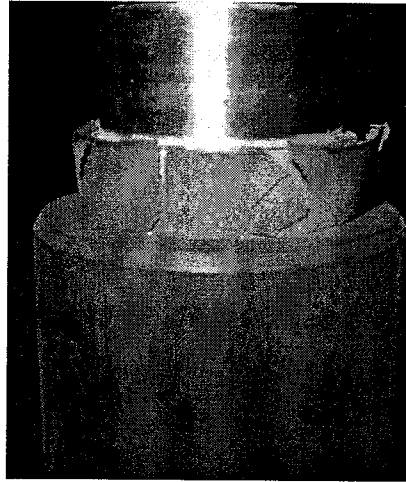


图 2.13 涂层被剪切破坏图

Fig.2.13 The spallation of the coating during the shear loading

2.5.2.5 界面剪切强度的计算

由试验得到的最大载荷： $F_p = 19.008\text{kN}$ ；

剪切面面积： $S = \pi Dh = 3.14 \times 36 \times 10 = 1130.4(\text{mm}^2)$ ，则有

$$\tau = \frac{F_p}{\pi Dh} = \frac{19.008 \times 10^3}{1130.4 \times 10^{-6}} \approx 16.8(\text{MPa})$$

于是测得 Ni30Cr70 涂层/45 号钢基体界面剪切强度约为 16.8MPa。此剪切强度值在一般的热喷涂涂层材料的界面剪切强度值范围之内。

2.6 测量实例二

2.6.1 引言

本试验以电镀 Cr 层/钢基体材料为研究对象，测量了 Cr 层的断裂强度，同时初步探索了电镀 Cr 层/钢基体材料的界面结合性能。电镀铬方式采用常规的工艺方式进行。

2.6.2 试验过程、结果及分析

2.6.2.1 试验原理

本试验中的 Cr 层为脆性材料，钢基体为韧性材料，因此可以只考虑 Cr 层的弹性

行为，这时脆性涂层/界面/韧性基体的失效模式将取决于涂层的拉伸强度、界面的剪切强度和基体的剪切屈服强度或断裂强度，此时的失效模式通常有三种情形：

1、如果界面上所受到的切应力大小最先超过界面的剪切强度(比如界面结合性能很弱的情形)，则界面最先被剪开。

2、如果脆性涂层内的拉应力大小最先超过涂层的内聚力拉伸强度(cohesive strength of the coating)，则涂层最先被拉断。

3、如果基体内所受到的最大切应力大小最先超过基体的剪切屈服强度或断裂强度(比如涂层的内聚力强度和界面结合性能均很强的情形)，则基体最先屈服(出现滑移线)或断裂破坏。

试验装置示意图如图 2.14 所示。

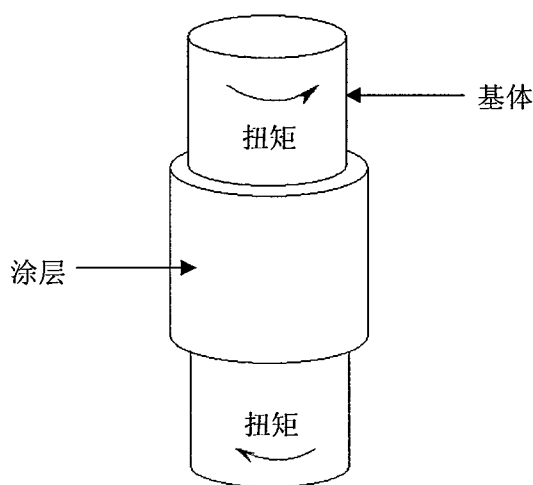


图 2.14 扭转示意图

Fig.2.14 Schematic illustration of torsion test

在线弹性阶段，圆轴扭转时横截面上的最大切应力计算公式为

$$\tau_{\max} = \frac{16T}{\pi D^3}$$

其中 T 为施加的扭矩， D 为圆轴的直径。

2.6.2.2 试件制作及试验装置

试件的图片如图 2.15 所示，长为 110mm，圆轴直径为 10mm，涂层厚为 0.2mm。试验装置图如图 2.16 所示(试验结束后所拍)。

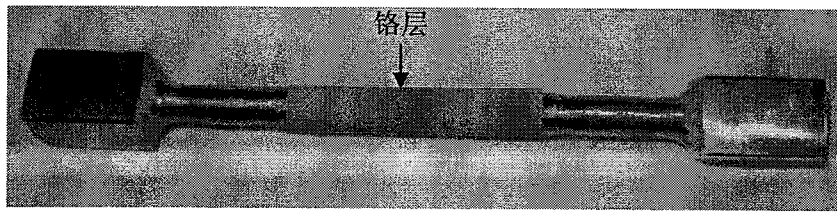


图 2.15 扭转试件照片图

Fig.2.15 The test specimen for torsion

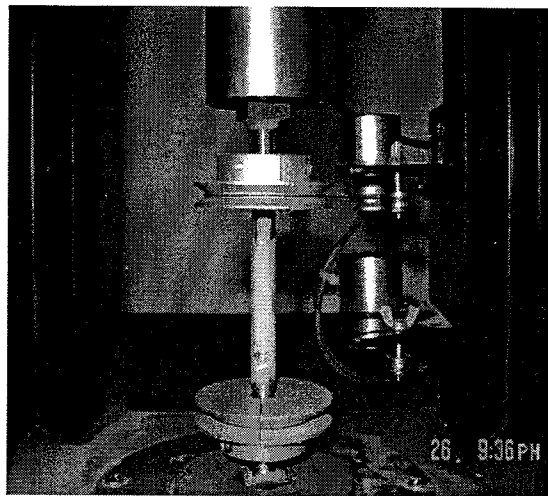


图 2.16 试验装置图

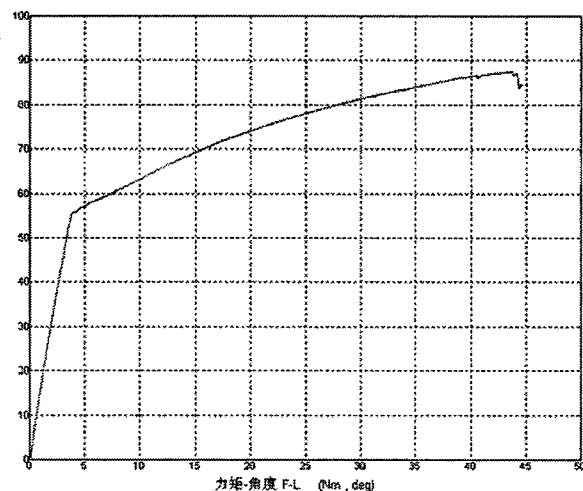
Fig.2.16 The experiment setup

2.6.2.3 试验步骤

- 1、选择好夹具，将试件放置在涂层材料多功能试验机上，调整好试验仪器。
- 2、启动电源。
- 3、在电脑中打开涂层材料多功能试验机的扭转软件，等待主表上的联机显示为正常联机，调整好参数。
- 4、将力传感器型号调整为 $200\text{N}\cdot\text{m}$ ，加载速度设置为 0.03 弧度/min。
- 5、按照机器的操作规则对试件进行准静态加载。
- 6、观察载荷情况，并记录相关信息。
- 7、测试完后，整理好试验器材。

2.6.2.4 试验记录

- 1、力矩与位移曲线，如图 2.17 所示。



2.17 力矩与位移曲线

Fig.2.17 The curve of the load vs. displacement

3、最大载荷、位移、试验总时间如表 2.3 所示。铬层开裂显微照片图如图 2.18 所示。

表 2.3 试验中的最大载荷、位移、试验总时间

Table 2.3 The maximum load, maximum displacement and total experiment time

序号	最大力矩	最大变形	试验时间
No.	Nm	deg	S
1	87.503	44.6223	1429.05

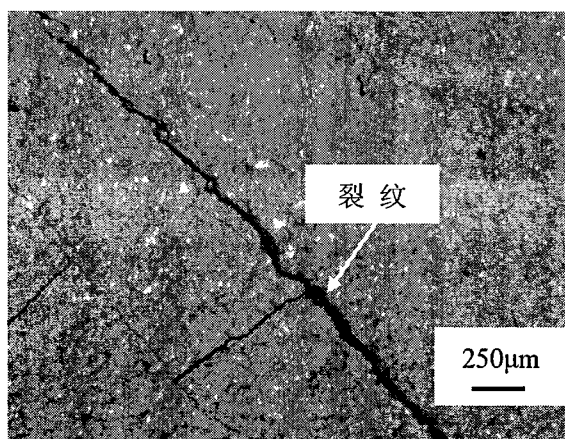


图 2.18 铬层表面开裂的显微照片图

Fig.2.18 The optical microscope of the Cr surface cracking

2.6.2.5 铬镀层断裂强度的计算

在试验的过程中，观察到扭矩大约在 $56\text{N}\cdot\text{m}$ 左右的时候，出现了与轴线成 45° 方向的铬层表面裂纹，而此时的钢基体还处在线弹性阶段。根据纯扭转的应力状态分

析，脆性涂层在与轴线成 45 度方向的拉应力最大，最大值等于扭转产生的最大切应力值。Cr 层/45 号钢的界面是强结合界面，经计算，由于铬层与基体弹性失配而导致的界面法向应力只有 20~30MPa., 因此要测量出界面法向拉伸强度似乎是不可行的(见第四章，Cr 层/45 号钢的界面剪切强度大于 300 MPa)。根据本章的试验数据可计算出铬层的断裂强度约为(计算过程中忽略了铬层厚度的影响)

$$\tau_{\max} = \frac{16T}{\pi D^3} = \frac{16 \times 56}{3.14 \times 10^{-6}} \approx 285(\text{MPa})$$

该铬层的断裂强度与文献[153]得到的铬层断裂强度相近。

2.7 本章小结

(1) 配合课题组研发成功一套配备声发射和 CCD 实时监测系统且具有拉伸、压缩、剪切、弯曲、扭转、压痕、胀形等多种试验功能的涂层材料试验机，为进一步开展涂层/界面/基体复合体系的力学性能研究提供了有效手段。

(2) 利用涂层材料试验机，通过一个验证性的剪切试验，测出了 Ni30Cr70 涂层/45 号钢基体材料的界面剪切强度；通过一个验证性的扭转试验，测出了铬层/钢基体材料的铬层断裂强度。

第三章 含界面层的脆性涂层/韧性基体体系在拉伸应变 作用下的断裂行为

3.1 引言

对于脆性涂层/韧性基体材料体系,涂层典型失效过程的第一步是脆性涂层在拉应力的作用下而导致的预先开裂^[9]。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材料的力学性能,正如文献[16]中所指出的,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,还可以很方便地利用显微镜技术实现实时动态地观察涂层表面和界面的开裂情况。对于在拉伸载荷作用下,脆性涂层在韧性基体上的开裂行为研究已有一些成果^[16-18]。在试验方面,脆性涂层在韧性基体上均表现出(准)周期性的开裂特征,同时涂层的裂纹密度随着拉伸应变的增加而增加,在对应某一拉伸应变之时,涂层的裂纹密度趋近于饱和状态,即裂纹的数量不再随着拉伸应变的增加而增加,同时,在临近裂纹饱和之际,大多数试验结果均可清晰地观察到界面开裂、失稳和剥落等一系列现象,因此,饱和裂纹密度的概念对于拉伸法研究脆性涂层在韧性基体上的界面结合性能具有十分重要的意义。在理论分析方面,拉伸法的理论基础来自于纤维增强复合材料中的剪滞模型^[15],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,研究者们通常都假定界面切应力服从某种特定的函数分布,比如 Agrawal 和 Raj^[11]假定在涂层与基体的界面上切应力服从正弦函数分布,Chen 等^[14]假定界面上的切应力服从四分之一椭圆函数分布。这些通过假定界面应力服从某一函数的分布是存在着不足的。

其实,在实际的涂层/界面/基体复合体系中,物理意义上的界面不可能是一个理想的没有厚度的二维平面,而是由涂层和基体材料组成的具有一定厚度的中间混合层,是一个具有十分复杂力学行为的三维区域。由于界面层内的材料对界面相的力学性能起决定性的作用,比如其性能决定了涂层与基体结合的牢固程度,因此,材料科技工作者对其十分重视,通常采用先进的显微观察技术(比如扫描电镜 SEM,透射电镜 TEM 等)对其显微组织结构进行观察和研究,试图努力地改变或揭示界面相的组织

结构,以提高其界面的结合性能,但是这些结果往往是基于定性的认识。在多数情形下,由于涂层材料与基体材料在弹性模量、切变模量、泊松比等力学性能上存在着或大或小的差异,在热、机械等各种载荷的作用下,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,因此也同样会在界面或界面的附近出现一层受剪切应力的影响而发生剪切变形的界面层。因此,本章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,研究了在侧向基体拉伸载荷作用下,脆性涂层在韧性基体材料上的断裂行为特征,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。这些结果给采用拉伸法研究脆性涂层/韧性基体材料体系界面结合的剪切性能奠定一个理论基础。最后以工程实际中的脆性 Cr 镀层/韧性钢基体材料为试验对象,研究了其在拉伸的过程中出现的断裂行为特征。

3.2 涂层/基体含界面层的力学建模及方程式推导

3.2.1 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^[16-18]。在一般情形下,由于涂层脆而薄,裂纹很快就会贯穿到界面,但是,由于界面层一般很薄,通常在几个微米,大至数百个微米的量级,并且材料组织分布又很复杂,要定量地评价界面相或界面层的力学性能几乎是不可能的^[151]。因此,在力学分析中考虑界面相是不现实的。另一方面,工程实际问题中所要求的,通常也不是界面相本身的强度或力学特性,而是结合材料整体的强度行为,由于结合材料存在多种可能的破坏形式,结合材料的强度和界面相的强度一般是不一样的,换句话说,即使能对界面相的力学行为做出定量的描述,也并不意味着能对结合材料的整体强度做出定量的评价^[151]。因此,在本章中,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,其示意图如图 3.1 所示。

在图 3.1 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切应力分布如图 3.2 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。

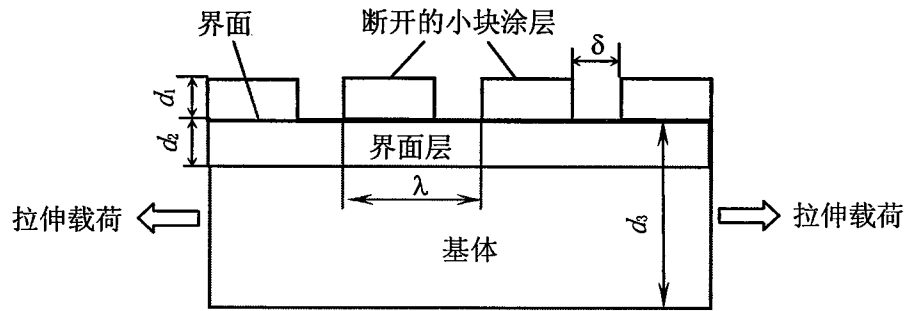


图 3.1 拉伸载荷作用下脆性涂层/韧性基体材料的断裂特征示意图

Fig.3.1 The fracture characteristic of the brittle coating on the ductile substrate under tensile load

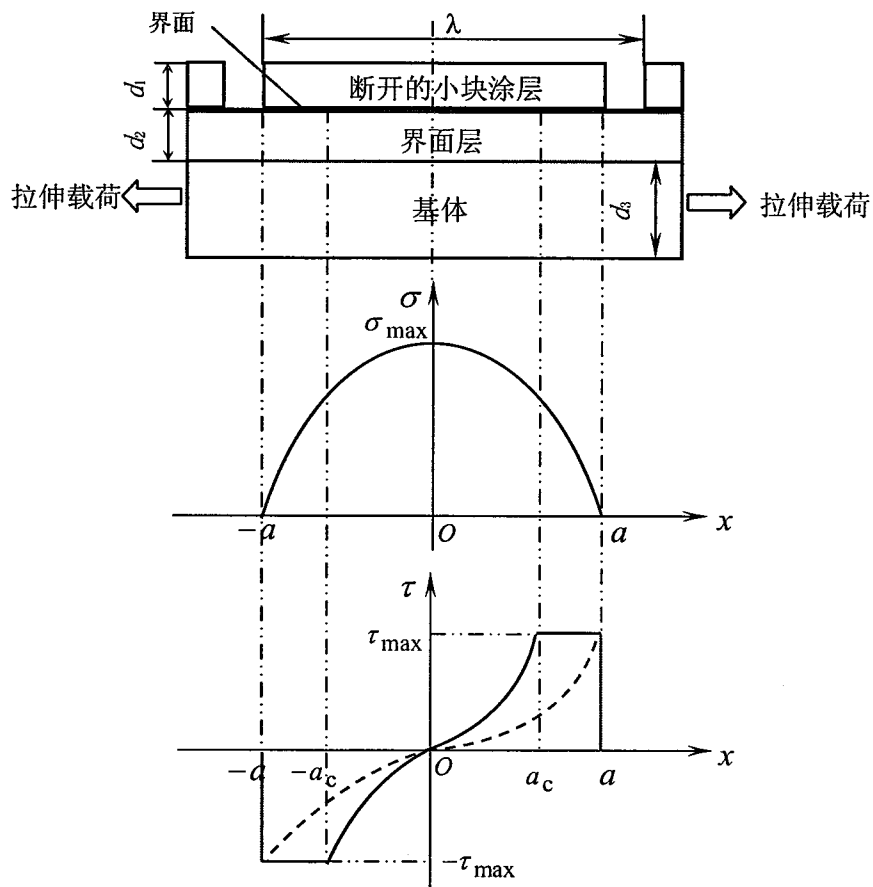


图 3.2 断开的小块涂层内的正应力与界面上的切应力分布图

Fig.3.2 The distribution of normal stress and interfacial stress of a coating fragment

对于断开的每一小块涂层，在自由边界附近处存在着应力集中^[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了塑性变形。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 3.2 中的虚线所表示的切应力。对于小块涂层，其横截面上的应力和界面上的应力分布特征如图 3.3 所示。

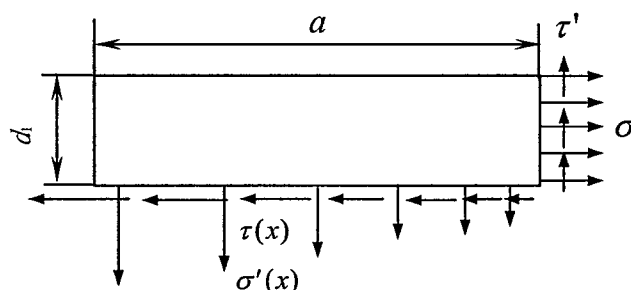


图 3.3 小块涂层横截面上的应力和界面上的应力分布特征

Fig.3.3 The normal stress and interfacial stress distribution of a coating fragment

值得强调的是，本章在求解的过程中，基体的厚度远大于涂层的厚度，由于涂层厚度带来的偏心距离很小，可以近似地认为结构没有发生弯曲变形，即忽略弯曲变形正应力。本章提出的力学模型也属于剪滞模型，即断开的每块(条)涂层与基体之间的应力经由它们的界面来传递。根据对力系的简化分析，在应力传递的过程中，会使涂层产生弯曲变形和应力。另外，由于涂层材料与基体材料的泊松比可能存在一定的差异，在垂直于纸面的方向会产生第三方向的应力。通过计算分析，由于两者泊松比的差异带来的第三个方向的应力较小，与其它两个方向的应力不是属于同一量级，因此本章的力学模型是可以简化为平面问题。另外，模型认为自由端无切应力，且考虑的界面为理想、完整的界面。

3.2.2 公式推导

对于断开的小块涂层，界面上切应力的累积量可传递到涂层横截面上的正应力，即涂层内的正应力与界面切应力 $\tau(x)$ 有如下关系

$$\sigma = \frac{1}{d_1} \int \tau(x) dx \quad (3.1)$$

在本研究中，由于涂层较薄，可以假定涂层内的正应力在涂层的横截面上均匀分布。小块涂层中间位置的横截面上受到的最大正应力 $\sigma_{\max}$ 与界面的切应力 $\tau(x)$ 满足平衡关系，即

$$\sigma_{\max} = \frac{1}{d_1} \int_0^a \tau(x) dx \quad (3.2)$$

令在拉伸载荷的作用下，断开的小块涂层发生的位移为 $w(x)$ ，根据位移 $w(x)$ 在 x 方向的微分即为在 x 方向应变，其关系式为

$$\varepsilon(x) = \frac{dw(x)}{dx} \quad (3.3)$$

根据应力与应变的关系

$$\sigma(x) = E\varepsilon(x) \quad (3.4)$$

由(3.3)和(3.4)可得

$$\sigma(x) = E \frac{dw(x)}{dx} \quad (3.5)$$

其中： E 为涂层的弹性模量。对于小块涂层，令拉伸载荷引起的伸长应变为 ε ，则基体与涂层在变形过程中由于力学性能的不同将会产生变形不协调，因此也必然在界面层内产生剪切应力，该剪切应力的大小为

$$\tau(x) = G \times \frac{\varepsilon x - w(x)}{d_2}, \quad x < a_c \quad (3.6)$$

$$\tau(x) = G\gamma_b = \tau_b, \quad x \geq a_c \quad (3.7)$$

其中： 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(3.5)、(3.6)代入式(3.1)得

$$\frac{d^2 w(x)}{dx^2} - k^2 w(x) = -k^2 \varepsilon x \quad (3.8)$$

其中： $k = \sqrt{\frac{G}{d_1 d_2 E}}$ 。方程(3.8)的解为

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

其中 C_1 、 C_2 为常系数。根据图 3.2 中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(3.5)、(3.6)相结合，可得 $w(x)$ 表达式为

$$w(x) = -\frac{\varepsilon}{k \cosh ka} \sinh kx + \varepsilon x \quad (3.9)$$

“sinh”为双曲正弦符号。于是可求得小块涂层内正应力分布的表达式为

$$\sigma(x) = -\frac{E\varepsilon}{\cosh ak} \cosh kx + E\varepsilon \quad (3.10)$$

“cosh”为双曲余弦符号。界面层发生理想弹塑性变形时的界面切应力分布的表达式为

$$\tau(x) = \frac{G\varepsilon}{d_2 k \cosh ak} \sinh kx, \quad x < a_c \quad (3.11)$$

当 $x \geq a_c$ 时, 界面切应力分布规律为式(3.7)。表达式(3.11)也可代表界面层只发生弹性变形的情形, 此时的约束条件为 $x \leq a$ 。

可令 $\sigma_{\max}$ 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(3.2)、(3.11)可求得涂层裂纹密度的解析表达式为

$$\rho_1 = \frac{1}{2a} = \frac{k}{2} \operatorname{arcosh} \left(\frac{G\varepsilon}{\sigma_b d_1 d_2 k^2 - G\varepsilon} \right)^{-1} \quad (3.12)$$

对于界面层发生理想弹塑性变形的情形, 根据式(3.2)、(3.7)、(3.11)可求得裂纹密度的解析表达式

$$\rho_2 = \frac{1}{2a} = \frac{\tau_b k^2 d_2}{2G} (A + B)^{-1} \quad (3.13)$$

其中:

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

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

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(3.13)可以导出一个饱和裂纹密度的表达式为

$$\rho' = \frac{\tau_b}{2d_1 \sigma_b} \quad (3.14)$$

从式(3.14)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、涂层的断裂强度和涂层的厚度有特定的关系。通过分析式(3.12)、(3.13)、(3.14), 可得到以下几点:

(1) 对于一给定的拉伸应变, 弱的界面层或低的界面层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, 即随着涂层厚度的增加, 裂纹密度会相应的减少。

(3) 在其它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。

式(3.14)也可以变换为

$$\tau_b = 2d_1\sigma_b\rho' \quad (3.15)$$

因此, 式(3.15)也给出了界面层的剪切屈服塑性流动应力(强度)与涂层厚度、涂层断裂强度和涂层的饱和裂纹密度的关系, 因此该式可以用来研究涂层/界面/基体复合体系的界面剪切性能。

3.2.3 基体大塑性应变下由平衡方程得到的饱和裂纹密度的表达式

对于断开的小块涂层, 其横截面上的应力和界面上的应力的分布特征如图 3.3 所示。在拉伸大应变的条件下, 如果此时的塑性基体发生了极大的塑性变形, 可以认为在小块涂层界面上的每一点的切应力均达到了理想弹塑性界面层的剪切屈服塑性流动应力, 此时可以假定涂层与基体材料的厚度(垂直于纸面方向)为一个单位长度, 根据如图 3.3 所示的小块涂层的应力分布特征, 其在水平方向的合外力为零, 即水平方向有平衡方程

$$\tau_b \times a \times 1 = \sigma_b \times d_1 \times 1 \quad (3.16)$$

由于裂纹密度表达式为

$$\rho' = \frac{1}{2a} \quad (3.17)$$

将(3.17)式带入(3.16)式, 得

$$\tau_b = 2d_1\sigma_b\rho' \quad (3.18)$$

(3.18)式即为(3.15)式, 也即在基体发生大的理想弹塑性应变的情形下, 由断开的小块涂层在水平方向的平衡方程也同样可以得到(3.15)式。

从式(3.18)可看出, 饱和裂纹密度越大和(或者)涂层的断裂强度越高, 界面层内的切应力就越大。因此, 式(3.18)可以用来研究界面结合的剪切性能。对于涂层的裂纹

密度在趋近于饱和时，如果界面开裂发生的情形，式(3.18)可以用来评估该种涂层/基体材料的界面剪切强度；如果涂层的裂纹密度已经饱和了，同时韧性基体已经发生了很大的塑性变形，而此时的界面开裂并未发生的话，式(3.18)也可以用来评估该种涂层/基体材料的界面剪切强度，只不过真正的界面剪切强度值要大于由式(3.18)计算得到的界面切应力值。

3.3 电镀铬层/钢基体材料的拉伸试验

3.3.1 试件制作

试验用的基体材料为优质碳素中碳钢，以初始板材 $100\text{mm} \times 25\text{mm} \times 10\text{mm}$ 为原料，准备镀铬试样的工艺程序如下：电镀前试样表面经 200 到 2000 号的 SiC 砂纸打磨、抛光，粗糙度约为 $0.3\mu\text{m}$ ，并且用蒸馏水超声清洗去除表面的油污和残留物，然后将试样投入电镀池通电，使其表面电镀铬层的厚度达到 $50\mu\text{m}$ 。镀铬完成后，按照拉伸试件的国家标准线切割试件，用电火花切割的方法切成狗骨(dog-bong)形拉伸试件，试件的尺寸为： $80\text{mm} \times 20\text{mm} \times 4\text{mm}$ ，其示意图如图 3.4 所示。

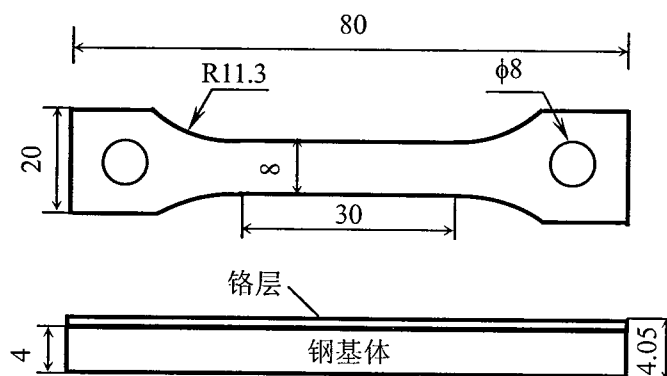


图 3.4 试件尺寸示意图

Fig.3.4 The dimensions of the specimen

作者所在实验室的前期工作表明^[152]，经过电镀工艺得到的铬层里，铬层很完整，所含的缺陷很少。电沉积过程的相关工艺参数为：铬酸浓度 250g/l^{-1} ，硫酸浓度 2.5g/l^{-1} ，电流密度 60A/dm^2 ，温度 85°C 。镀铬试样采用真空去氢处理，时间 2 小时，温度保持 200°C 。此时残余应力得到了一定的程度的松弛，因此可认为铬层中无初始应力。去氢以后，试件的平行段和过度弧的侧面须经 200 至 2000 的砂纸机械抛光，以消除应力集中和表面的光洁度，铬层表面经超声清洗干净以便试验过程中观察铬层表面的开

裂状况。

3.3.2 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多功能试验机上，载荷的量程设定为 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层的表面。在拉伸载荷的作用下，通过光学显微镜，可以发现铬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，发现裂纹的张开位移随着应变的增加而增加。当裂纹密度达到饱和之后，铬层的横截面与表面分别如图 3.5、3.6 所示。

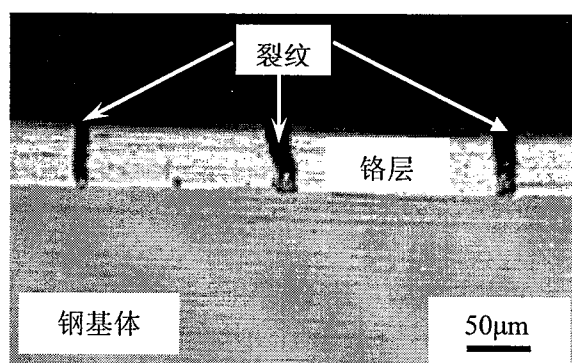


图 3.5 试件横截面光学显微照片图

Fig.3.5 Cross-section optical micrograph of the specimen

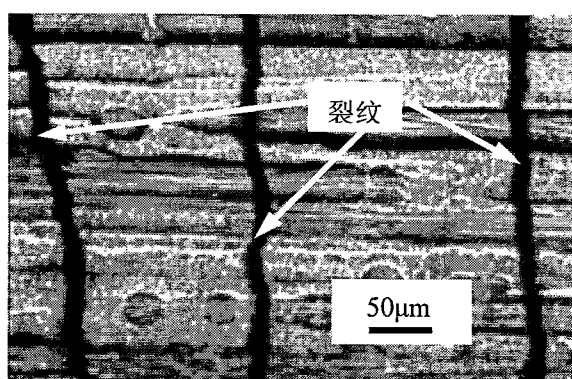


图 3.6 铬层表面光学显微照片图

Fig.3.6 Optical micrograph of the Cr coating (surface view of the coating)

当确保铬层裂纹密度已经饱和时，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铬层与基体的界面上, 虽然此时的界面开裂并未发生, 但是根据文献[16]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界面上的切应力。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。根据第二章的结果, 室温下铬的断裂强度约为 285 MPa, 试验用的铬层厚度为 50 μm , 由式(3.18)可以求得铬层的饱和裂纹密度约为 7.4 条/mm, 而从本章试验中测得的铬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章模型解析式(3.18)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, 最重要的是该方法被广泛采用来测量涂层的断裂性能和界面结合性能, 比如涂层的断裂强度、断裂韧性和界面结合的抗剪切强度等。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, 比如在已知饱和裂纹密度、涂层断裂强度和涂层厚度的条件下, 式(3.18)可以用来研究涂层与基体界面结合的抗剪切强度。

3.4 本章小结

(1) 本章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 镀层/韧性钢基体材料为试验对象, 得到镀层的饱和裂纹密度与本章的理论计算结果符合较好。

(3) 本章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。

第四章 涂层韧性及界面剪切强度的声发射辅助拉伸测量方法

4.1 引言

涂层的韧性和涂层与基体的界面结合性能是表征脆性涂层/韧性基体材料体系力学性能的重要指标。对于界面结合的力学性能，测量界面剪切强度比法向拉伸强度具有更重要的实际工程意义，因为界面在剪切应力的作用下，能够更接近于实际的工况条件^[36]。同时，国内的研究者许^[151]也指出：一般说来，界面的抗剪切能力要优于其抗垂直于界面的正应力(有时称剥离力)的能力，因此，界面通常被设计在主要承受剪切载荷的方向上，以增加其抗剪切破坏的能力。本章利用第三章的结果，以电镀脆性铬层/韧性钢基体材料为对象，采用声发射和显微镜实时动态检测技术与侧向基体拉伸试验相结合的方法，探索了电镀铬层的韧性以及铬/钢基体材料的界面剪切性能。铬镀层广泛地应用于枪炮身管等武器系统中，以达到防护钢基体材料的目的^[153,154]。在这些身管中，铬层发挥着防腐蚀、耐高温、耐磨损等重要功能。实弹射击表明，镀铬枪管比不镀铬枪管寿命可提高 5-6 倍^[153]，可以说，铬层的寿命极大地影响着枪炮身管的使用寿命。本章采用的方法的优越之处在于可以利用声发射技术记录涂层/基体材料体系在载荷的作用下开裂的事件数和区别开裂的裂纹模式的功能^[149]，同时利用光学显微镜，能够实现实时动态观察涂层的表面和界面开裂情况。

4.2 试验过程、结果及讨论

4.2.1 试验方案及装置

试件制作、试件尺寸等与第三章的拉伸试验相同。试验装置的简单示意图如图 4.1 所示。试验装置的实际图如图 4.2 所示。

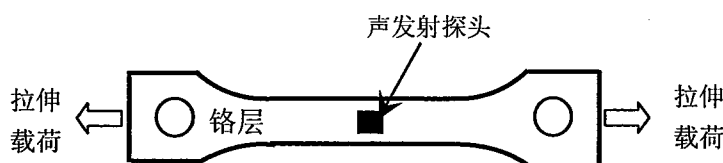


图 4.1 试验装置示意图

Fig.4.1 A schematic diagram of the experiment setup

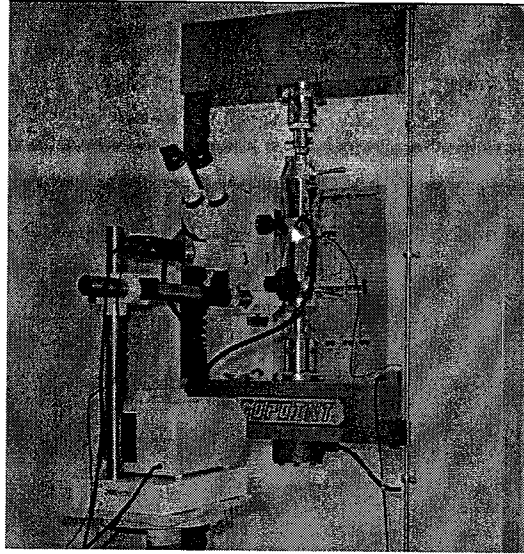


图 4.2 试验装置图

Fig.4.2 The experiment setup

声发射仪选择单通道，探头频率选定在 100~450 kHz。为了尽量避免周围环境和基体变形等产生的不利干扰，将声发射仪的声音阈值设定为 54dB。为了使探头与铬层表面接触良好，可将真空润滑油涂在两者的接触面上，然后采用橡皮胶带等方式将探头固定在试件上。将光学显微镜的位置调整好，使之能够方便地观察到试件的侧面与铬层的表面。在载荷开始施加的同时，声发射仪也同时开启。

4.2.2 试验结果与讨论

在加载过程中，发射仪记录的每一时刻所对应的开裂事件数或振铃数(Hits)如图 4.3 所示。

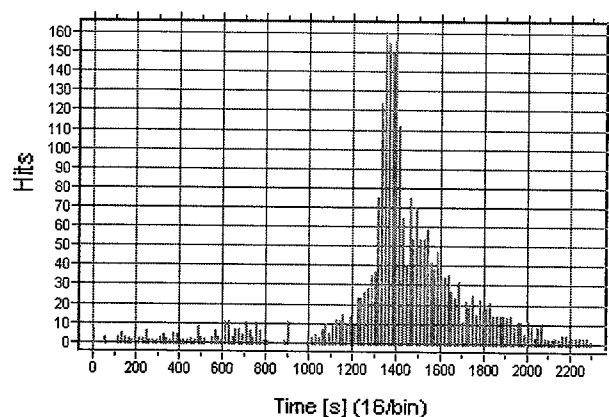


图 4.3 声发射仪记录的开裂事件数与加载时间关系图

Fig.4.3 The number of the hits of the acoustic emission vs. the whole test time

在试验结束后，声发射仪记录的每一振幅($\geq 54\text{dB}$)所对应的事件数的总计如图 4.4 所示。

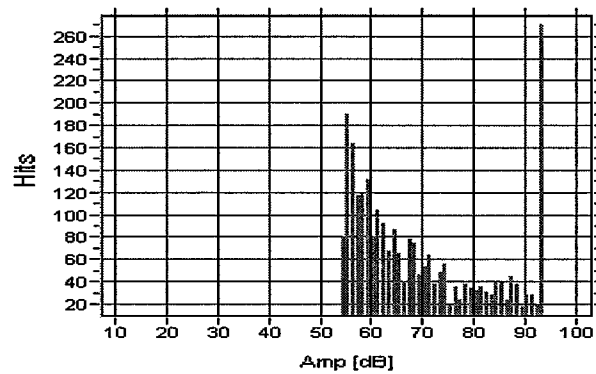


图 4.4 声发射仪记录的开裂事件数与振幅关系分布图

Fig.4.4 The number of the hits of the acoustic emission vs. the amplitude

图 4.3 记录了整个试验过程中，试件从损伤、微裂纹的萌生、扩展到宏观裂纹的形成直至裂纹饱和所产生的与声音有关的事件。从图 4.3 可看出，声发射仪所记录的开裂事件数有以下特征：在 0—1200 秒之间，开裂的事件数较少，试验现场观察到的强信号也很少，在 1200—1800 秒之间，开裂的事件数最多，出现的强信号也最多，到 1800 秒之后，开裂的事件数逐渐减少，出现的强信号也越来越少，到 2200 秒之后趋于一个非常平稳的阶段。这表明在 1800 秒之后，裂纹逐渐趋于饱和，也即裂纹的数量不再随着拉伸应变的增加而增加。从图 4.4 可看出，在整个试验过程中，声音振幅达到 93dB 的开裂事件数最多，达到 270。其次是振幅为 55dB 左右的声音信号，通过对声发射信号与试件开裂特征的对应分析，得出 55dB 左右的信号对应于微裂纹的扩展。图 4.5 显示了最大振幅为 50 mV 信号的波形特征。

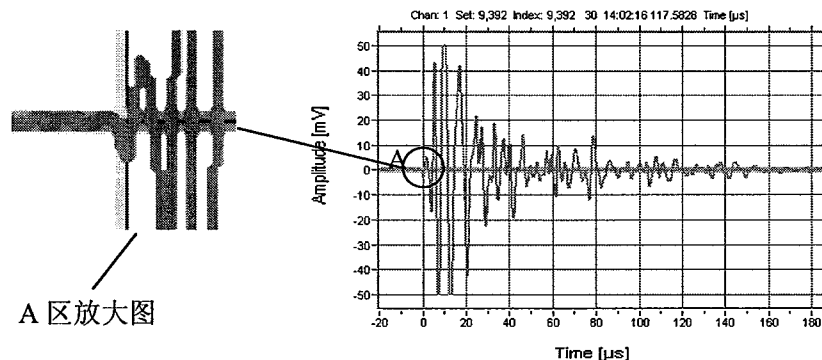


图 4.5 最大振幅的声发射信号波形特征

Fig.4.5 The characteristic of the wave whose amplitude reaches the largest amplitude 50mV

由于没有界面开裂现象的发生,因此,可以得出该波形对应于涂层的拉开型开裂,从波形图的放大部分来看,其特征与第二章的图 2.3 所模拟的波形图是一致的。当连续准静态地加载到 2300 秒之后停止加载,此时通过光学显微镜观察铬层的表面与横截面情况,分别如图 4.6 与图 4.7 所示。

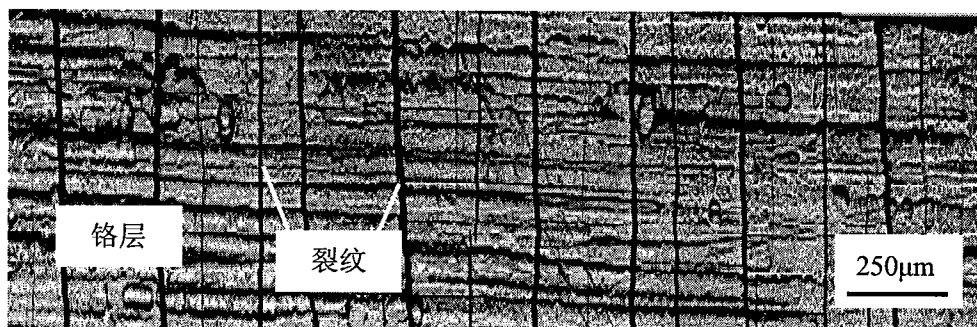


图 4.6 铬层裂纹饱和时表面光学显微照片图

Fig.4.6 Optical micrograph showing the crack density saturation of Cr coating (Coating surface view)

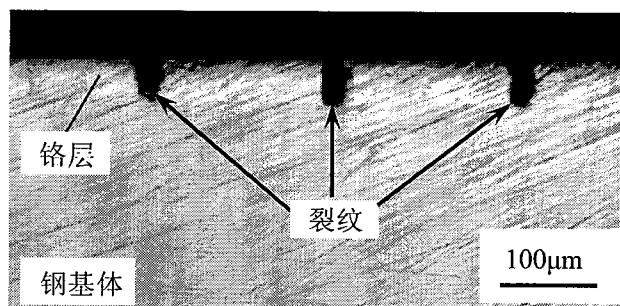


图 4.7 裂纹饱和后试件横截面光学显微照片图

Fig.4.7 Cross-section optical micrograph showing the crack density saturation of the Cr coating

从图 4.6 可得到,铬层在拉伸载荷的作用下,沿与垂直拉伸的方向开裂,裂纹呈现准周期性的特征。裂纹呈现(准)周期性的原因是脆性铬层的断裂应力或应变相对于韧性基体来说较小,因此易于先开裂,对于还粘接在基体上断开的小块铬层,由于界面剪应力的累积效应而使得铬层进一步的开裂,当界面剪应力的累积强度不超过铬层的断裂强度的时候,铬层已不再开裂,也即裂纹达到了饱和状态。从图测量出,裂纹之间的平均间距为 $167\mu\text{m}$,据此也可以求得铬层的平均裂纹密度大约为 6 条/mm。从图 4.7 可看出,只有垂直于界面的铬层裂纹,而没有能够观察到界面开裂的情况。虽然铬层裂纹的张开位移最大处可达 $30\mu\text{m}$,但是在整个试件的平行段,界面开裂并未发生。

脆性涂层/韧性基体材料体系在侧向基体拉伸载荷的作用下,开裂的裂纹模式与文献[149]中的模式一样,通常有三种。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界面张开型开裂,第三种是涂层与基体的界面由于切应力的作用而导致的剪切滑开型界面开裂。本章中的脆性铬层与韧性钢基体在侧向基体拉伸载荷的作用下,在整个试件的平行段都没有出现所谓的后两种模式的界面开裂,这表明,在整个试验过程中,声发射并没有记录到界面开裂的信号,有意义的信号是记录了铬层开裂的信号。在 1200 秒与 1800 秒这段时间,开裂的事件数最多,表明在这段时间,铬层开裂得比较频繁和迅猛,在试验现场中,可以听到铬层开裂的微弱声音。当在 1800 秒之后,已经几乎未能听见铬层开裂的声音,同时从实时采集到的信号来看,也几乎没有大振幅信号的产生。这表明在 1800 秒之后,铬层的裂纹密度趋于饱和。而从图 4.6 与图 4.7 来看,铬层裂纹达到饱和之后,界面开裂都未能观察到。

本章的试验结果与文^[16-18]比较起来,具有相同之处,又有不同之处。相同之处是在涂层裂纹饱和前,涂层均表现出周期性的开裂特征,不同之处是在文^[16-18]中,当涂层裂纹密度临近饱和之时,可清晰的观察到界面开裂、涂层失稳直至剥落这一系列的现象,而本章的试验并未观察到上述现象的发生。这可归结为铬层/钢基体材料对象属于强结合类的脆性涂层/韧性基体材料体系。界面结合太强会易于导致涂层的预先开裂或界面不易开裂与文^[112,113]中所描绘现象是一致的。

为了获得更加可靠的试验现象和试验结果,试验重复了 3 次,结果都是类似的。为了证明铬层在 1200 秒到 1800 秒这一期间开裂频繁与迅猛的事实,本研究工作还选择了一个只有基体材料而没有铬层的试件在同样的试验条件下进行对比,结果表明,当试件被拉伸至紧缩阶段,几乎都没有强信号的产生,而带铬层的试件在 1200 秒之前和 1800 秒之后也几乎没有强信号的产生,这表明在 1200 秒到 1800 秒这一期间,确实是铬层开裂频繁与迅猛的时间。

4.3 铬层韧性的确定

当加载到 1200 秒之后,声发射开始连续地捕捉到了铬层开裂的信号,此时通过光学显微镜能观察到裂纹的出现,而钢基体在此时还处于弹性阶段,根据加载到 1200 秒之后出现的第一个最大振幅信号所对应的开裂特征,对于平面应变情形,此时的铬层断裂可以建立力学模型,如图 4.8 所示。

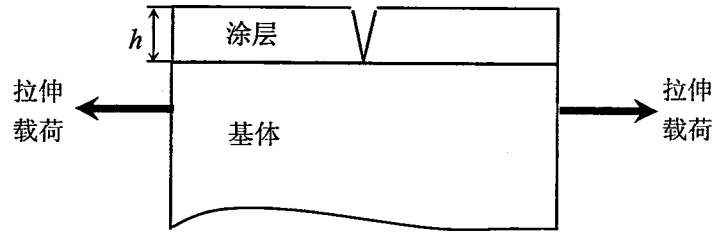


图 4.8 力学模型
Fig.4.8 The mechanical model

对于脆性涂层/韧性基体材料体系，脆性涂层的韧性计算公式为^[155]

$$G_C = \frac{1}{2} \frac{\sigma_c^2 h}{E_1} \pi g(\alpha, \beta)$$

其中： σ_c 为涂层的断裂强度， h 为涂层的厚度， $g(\alpha, \beta)$ 为取决于 α 和 β 的无量纲常数，而 α 和 β 为 Dundurs 参数^[156]，对于平面应变问题， α 和 β 分别为

$$\alpha = \frac{\overline{E_1} - \overline{E_2}}{\overline{E_1} + \overline{E_2}}, \quad \beta = \frac{G_1(1 - 2\nu_2) - G_2(1 - 2\nu_1)}{2G_1(1 - \nu_2) + 2G_2(1 - \nu_1)}$$

$\overline{E_i} = E_i / (1 - \nu_i^2)$ ， $i = 1, 2$ 。 E_1 、 G_1 和 ν_1 分别为涂层的弹性模量、切变模量和泊松比， E_2 、 G_2 和 ν_2 分别为基体的弹性模量、切变模量和泊松比。

根据加载到 1200 秒之后出现的第一个最大振幅信号所对应的试件伸长应变和铬层在室温下的弹性模量，可以求得铬层的断裂强度约为 275MPa，铬层的厚度为 50 μ m，铬层的弹性模量、切变模量和泊松比分别为 280GPa^[157]、115 GPa 和 0.22^[157]，钢基体的弹性模量、切变模量和泊松比分别为 210GPa、82 GPa 和 0.28。

根据以上的数据可以求得

$$\alpha = 0.142, \quad \beta = 0.017$$

由文^[155]可得

$$g(\alpha, \beta) \approx 1.40$$

根据以上已知条件，可求得铬层的韧性为

$$G_C = 27.41(\text{J/m}^2)$$

该韧性值位于文献^[157]所提供的商业用纯铬的断裂韧性范围之内。

4.4 界面剪切应力的计算及界面剪切强度的评估

在 0—1200 秒之间, 声发射仪记录了脆性铬层从损伤到微裂纹的萌生、基体的变形和环境干扰等声音信号; 当加载到 1200 秒之后, 声发射开始连续地捕捉到了铬层开裂的信号, 此时通过光学显微镜能观察到裂纹的出现, 而钢基体在此时还处于弹性阶段。由于铬层为脆性材料, 故只考虑其弹性变形的性质。当加载的时间到达 2300 秒时, 裂纹已经饱和, 也即裂纹的数量已不再随着拉伸应变的增加而增加。此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, 根据第三章的公式(3.18)

$$\tau_b = 2h\sigma_b\rho' \quad (3.18)$$

其中: 铬层的厚度 $h = 0.05\text{mm}$, 铬层的断裂强度 $\sigma_b = 275\text{MPa}$, 平均饱和裂纹密度为 $\rho' = 6\text{条/mm}$, 于是可求得铬层/钢基体的界面剪切应力为

$$\tau_b = 165\text{MPa}$$

经过仔细的观察试件, 得到虽然此时的基体已经发生了较大的塑性变形, 但是界面开裂并未观察到, 因此, 真正的界面剪切强度值要大于上面计算得到的 165MPa。从此结果来看, 可以得出铬层/钢基体材料属于界面强结合类的涂层/基体材料体系。

4.5 铬层/钢基体界面剪切强度的进一步研究、分析与讨论

4.5.1 研究、分析与讨论之一

对于脆性涂层/韧性基体这类材料体系, 在侧向基体拉伸载荷的作用下, 脆性涂层通常都会呈现周期性的开裂特征, 在断开的(还粘接在基体上)每一小块涂层在自由边界附近的界面处(离自由边界约一倍涂层厚度的界面上^[1]), 存在应力集中, 该应力集中在临近涂层裂纹饱和时, 可以导致界面的开裂或屈服^[1]。对于弱界面结合的脆性涂层/韧性基体材料体系, 在临近涂层裂纹饱和时就会非常清晰地观察到界面开裂、涂层失稳直至剥落这一系列的现象, 比如文献[13-18]中得到的试验结果。而对于界面结合很强而基体又是韧性情形, 即使在涂层裂纹饱和之后, 该界面上的集中应力也可能不会超过该种材料体系的界面结合强度, 但是在基体发生了塑性变形的情形下会超过基体的剪切屈服塑性流动应力, 从而未能观察到界面开裂现象的发生。在这种情形下, 可以认为该种材料体系的界面剪切强度值不小于钢基体的剪切屈服塑性流动应力。根

据各向同性塑性理论的 Von-Mises 屈服准则

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} = \sigma_Y$$

式中, σ_e 为等效应力, σ_x 、 σ_y 、 σ_z 为应力单元体在 x 、 y 、 z 方向的正应力, τ_{xy} 、 τ_{yz} 、 τ_{zx} 为应力单元体的切应力, σ_Y 为单轴拉伸屈服强度。该准则相当于把一个复杂应力状态等效为一个单轴应力状态。根据这一准则, 单轴拉伸屈服强度与剪切屈服强度之间的关系为 $\sigma_Y = \sqrt{3}\tau_Y$, 即材料的拉伸屈服强度(应力)为剪切屈服强度(应力)的 $\sqrt{3}$ 倍。本章的钢基体材料的拉伸屈服强度为 360MPa, 于是可以计算出钢基体的剪切屈服强度为 207.85MPa, 由此可得, 该种材料体系的界面剪切强度值不小于 200MPa。这种认为界面剪切强度值不小于钢基体的剪切屈服塑性流动应力与文献[16]提供的理论预测相符合。

4.5.2 研究、分析与讨论之二

为了更深入的研究铬层/钢基体界面剪切强度, 本章还采用了厚度为 100 μ m 的铬层, 钢基体与前面的材料相同, 采用与前面完全相同方法研究该种材料体系的界面剪切性能, 不同的是, 当铬层的裂纹达到饱和之后, 继续施加载荷, 一直到整个试件的断裂, 其带有断口的一段铬层表面如图 4.9 所示。

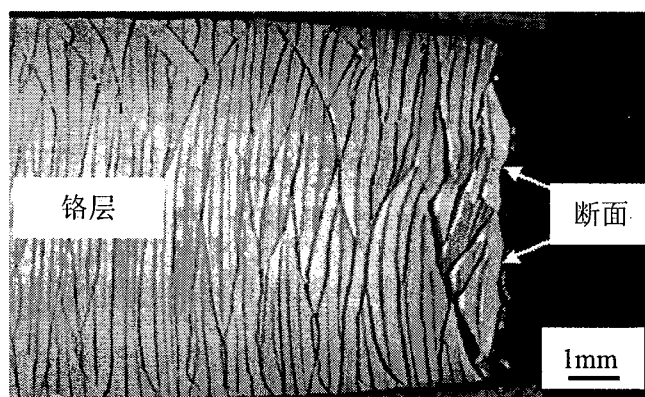


图 4.9 被拉断的试件铬层表面图(体视显微镜)

Fig.4.9 Optical micrograph of the Cr coating surface of the fractured specimen

被拉断的试件其临近断口的横截面图如图 4.10 所示, 与其对应的铬层表面图如图 4.11 所示。被拉断试件的横截面放大图如图 4.12、4.13 所示。

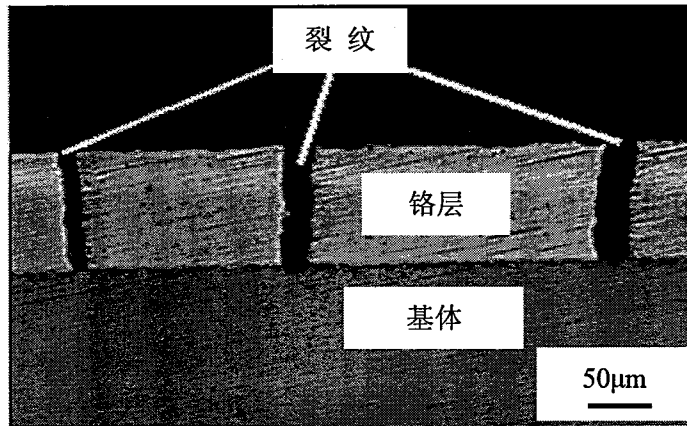


图 4.10 被拉断试件临近断口的横截面图

Fig.4.10 Cross-section optical micrograph of the fractured specimen

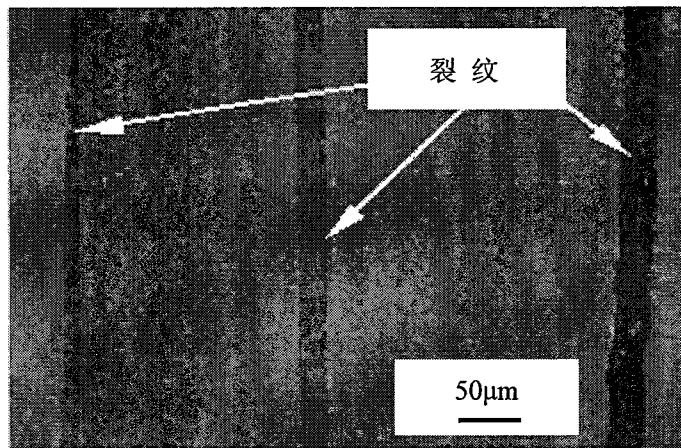


图 4.11 被拉断试件临近断口的铬层表面图(与图 4.10 相对应)

Fig.4.11 Coating surface optical micrograph corresponding to the cross-section optical micrograph in Fig.4.10

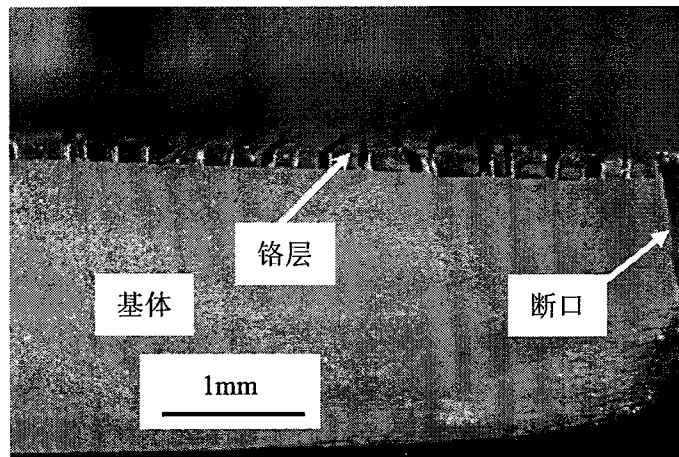


图 4.12 含断口的被拉断试件的横截面放大图

Fig.4.12 Magnified optical micrograph of the cross-section of the fractured specimen

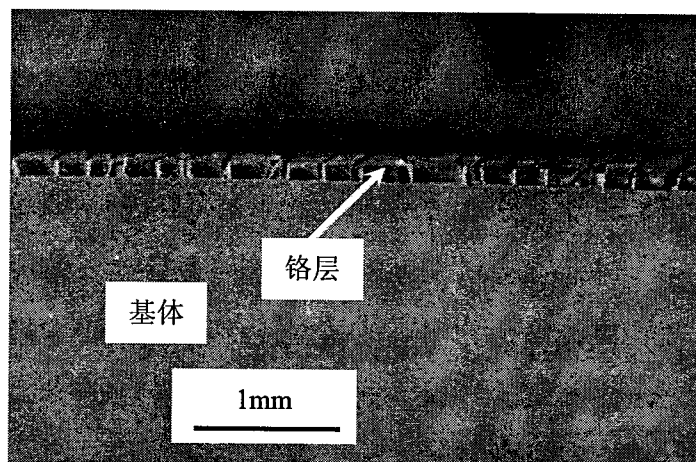


图 4.13 被拉断试件的横截面放大图

Fig.4.13 Magnified optical micrograph of the cross-section of the fractured specimen

从图 4.9 ~ 4.13 可以看出，即使试件被拉断了，在整个试件的平行段还是未能观察到界面开裂的发生，铬层还是非常牢固的粘接在钢基体上。由此可得以下几点：

(1) 铬层/钢基体材料确属界面强结合类的脆性涂层/韧性基体材料体系。

(2) 铬层/钢基体材料的界面剪切强度值超过钢基体的剪切(断裂)强度。在本试验中，钢基体的拉伸断裂强度为 540MPa，依据 Von-Mises 各向同性塑性理论的屈服准则，可求得钢基体的剪切断裂强度约为 311MPa，由此可得该种材料的界面剪切强度值不小于 300MPa。

4.6 本章小结

(1) 将声发射技术和光学显微镜实时动态观察技术与拉伸试验相结合，研究了铬层的韧性与铬层/钢基体材料界面结合的剪切性能，获得了铬层在常温、静载下的韧数值，同时发现铬层与钢基体的界面剪切强度值不小于 300MPa。

(2) 本章给出的方法可以为工程实际中评价该种材料的涂层韧性指标和界面结合性能指标提供有价值的参考依据，同时，也可推广到其它种类的脆性涂层/韧性基体材料中涂层(断裂)韧性指标和界面结合性能指标的测量。

第五章 侧面基体压入法研究涂层体系的界面结合性能

5.1 引言

侧面基体压入法是把压头放在试件侧面离界面一定距离的基体上，其示意图为第一章中的图 1.20 所示。

该方法最初由西班牙的 Sanchez 等人提出^[98]，并应用到了脆性涂层/脆性基体材料体系和韧性涂层/脆性基体材料体系中韧性指标的测量。他们利用了脆性基体材料的边缘剥离效应使压头外侧的基体剥落，并外推涂层造成涂层和基体之间的界面开裂。在力学模型上，利用了薄板理论或有限元计算的方法推导或计算出界面结合的韧性指标。近几年来，侧面基体压入法作为一种新的方法，被用来测量涂层与基体的界面结合性能，有关该方法的详细介绍可参阅第一章绪论。

有一种情形值得特别地关注，就是 Zhang 等^[96,97]采用侧面基体压入法测量热喷涂类涂层与韧性基体的界面强度指标，其独到之处是利用了压入过程中的侧向力(lateral force, 图 1.20 中的 F_x)与压入时间曲线的斜率突变来判断界面是否开裂。比如，他们在采用此方法测量 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al6061}$ 材料的界面结合强度时，得到第一章中的图 1.21 所示的图片，其对应的法向载荷(normal load, 图 1.20 中的 F_p)与侧向载荷 F_x 随时间的变化关系如图 5.1 所示。

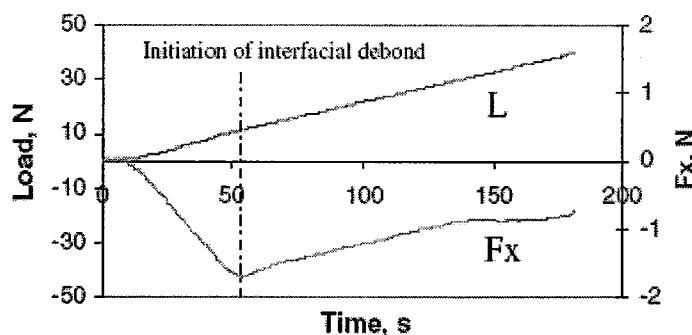


图 5.1 压入过程中法向载荷(L)与侧向载荷(F_x)随时间的变化关系图^[97]

Fig.5.1 Load-time and lateral force F_x -time curves of an $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al6061}$ interface during the cross-section indentation^[97]

他们在采用此方法测量某一纳米涂层/基体材料的界面结合强度时，得到如图 5.2 所示

的图片。

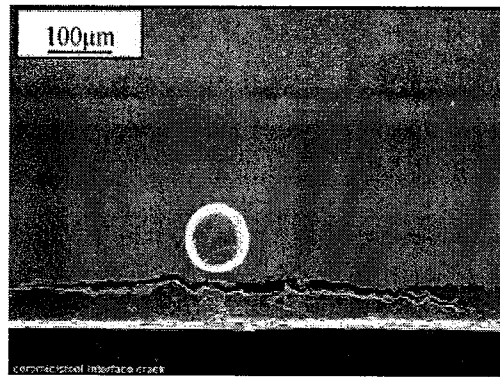


图 5.2 侧面基体压入法测量某一纳米涂层/基体材料时导致的界面开裂^[96]

Fig.5.2 De-bonding at a nano-coating interface caused by cross-section indentation^[96]

所对应的法向载荷与侧向载荷随时间的变化关系如图 5.3 所示。

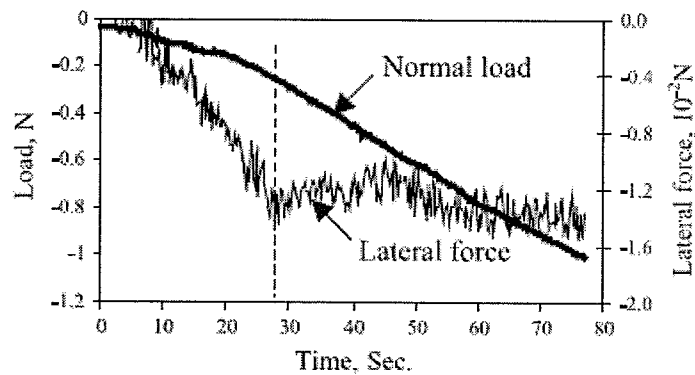


图 5.3 压入过程中法向载荷与侧向载荷随时间的变化关系图^[96]

Fig.5.3 Load-time and lateral force F_x -time curves of an nano-coating interface during the cross-section indentation^[96]

侧面基体压入法中最关键的一点是利用了压入过程中的侧向力与压入时间曲线的斜率突变来判断界面的开裂，即在压入的过程中一旦发生界面开裂现象，此时会在侧向力与时间曲线上出现一个非常明显的拐点，如图 5.1、5.3 中所示，并且在界面开裂前，侧向载荷的绝对值随着压入时间的增加而增大，一旦界面开裂后，侧向载荷的绝对值随着压入时间的增加而变小。他们得出导致涂层与基体的界面开裂最主要的原因是涂层材料与基体材料在力学性能(比如弹性模量、泊松比等)上存在着差异，从而在压入的过程中会在界面上产生足够大的应力场导致界面开裂。他们同时指出，如果涂层材料与基体材料的力学性能相同，或者是说对于单一的块体材料，在压入的过程中就不会出现所谓的侧向力的突变。

5.2 侧面基体压入法研究电镀铬/钢基体的界面开裂特征

对于采用侧面基体压入法研究电镀铬层/钢基体材料的界面结合性能,作者所在课题组首先研究了对于某一种工艺条件下的电镀铬/钢基体材料的界面开裂特征,所得到的整体开裂图如图 5.4 所示^[158]。在图 5.4 中, A 区为基体所对应的剥落区域, B 区为铬层所对应的剥落区域,在 A 区和 B 区之间有一条明显分界线(boundary)。裸露的基体 A 区为图 5.5 (a)所示,其对应的 Cr 元素的能谱分析图和 Fe 元素的能谱分析图分别为图 5.5 (b)、(c)所示。从能谱分析图中发现,裸露的基体 A 区含有 Cr 元素和 Fe 元素。Cr 层的剥落面 B 区为图 5.6 (a)所示,其对应的 Cr 元素的能谱分析图和 Fe 元素的能谱分析图分别为图 5.6 (b)、(c)所示,从能谱分析图中发现, Cr 层的剥落面 B 区含有 Cr 元素和 Fe 元素。

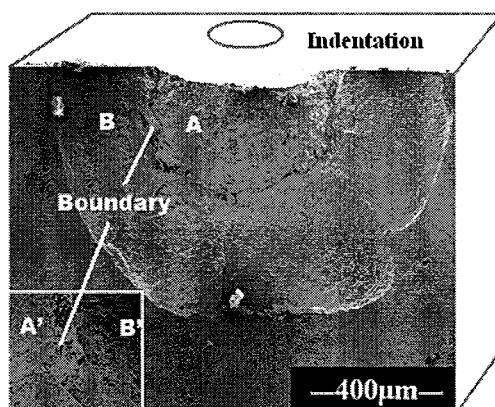


图 5.4 侧面基体压入法导致的电镀铬/钢基体材料的界面开裂特征

Fig.5.4 SEM picture of naked substrate side and coating chip side

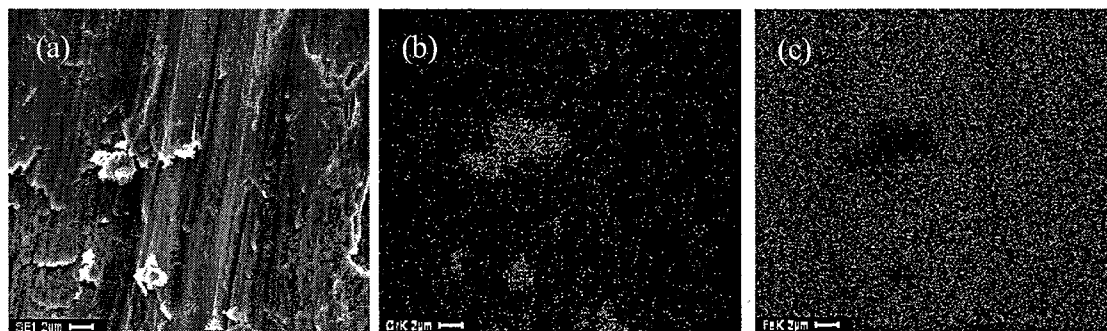


图 5.5 (a): A 区所对应的 SEM 照片; (b): A 区中含 Cr 元素的能谱分析图; (c): A 区中含 Fe 元素的能谱分析图

Fig.5.5 (a): SEM picture of A zone; (b): mapping spectra for the elements Cr of the naked substrate side; (c) : mapping spectra for the elements Fe of the naked substrate side

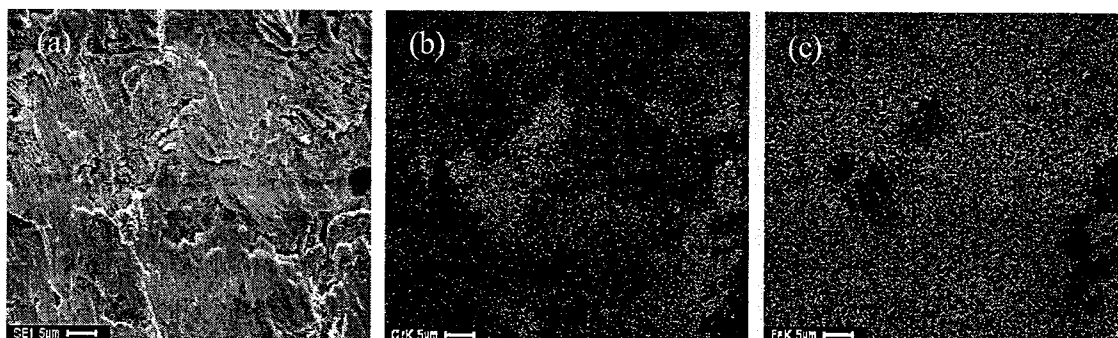


图 5.6 (a): B 区所对应的 SEM 照片; (b): B 区中含 Cr 元素的能谱分析图; (c): B 区中含 Fe 元素的能谱分析图

Fig.5.6 (a): SEM picture of B zone; (b): mapping spectra for the elements Cr of the coating chip side; (c) : mapping spectra for the elements Fe of the coating chip side

从这几张照片可以得到：铬层的开裂和剥落发生在铬层/钢基体的界面上，也即采用侧面基体压入法可以导致铬层在界面上发生剥落。

5.3 侧面基体压入法研究电镀铬/钢基体的界面结合性能

5.3.1 试件制作

试验用的基体材料为中碳钢，采用常规工艺进行电镀铬。试件镀制完后，采用线切割的方式将试件切成 $30\text{mm} \times 30\text{mm} \times 10\text{mm}$ 的小方块，铬层的厚度为 $100\mu\text{m}$ 。试件的侧面经过 200 号到 2000 号的砂纸机械抛光。

5.3.2 试验过程、结果及讨论

采用的压头为圆锥形的压头，压头底端的半径为 0.2mm ，圆锥形压头两母线的夹角为 120° 。加载的速率设定为 0.04mm/min 。在压入的过程中，压头中心离界面的距离是可以改变的。由于试件的尺寸比较大，压入点之间的距离可以足够大，从而压入点之间的相互影响可以不予考虑。试验装置如图 5.7 所示。

通过在多个不同的压入点进行压入试验，发现铬层本身的开裂先于界面。一个典型的铬层先开裂图如图 5.8 所示，其中铬层出现的裂纹正对压痕的中心位置，且裂纹近乎垂直于界面。在该试验中，压头中心离界面的距离为 $300\mu\text{m}$ ，压入的最大载荷为 200N 。

当铬层出现的第一条裂纹后，随着压入载荷的增大，铬层会出现两条对称于第一条裂纹的斜裂纹，随着压入载荷进一步增大，铬层出现了明显的界面开裂，最终情形

如图 5.9 所示, 其中图(a)中裂纹 1 为铬层出现的第一条裂纹(又称中间裂纹), 裂纹 2 和 2' 为斜裂纹, 图(b)为图(a)中 A 区界面开裂处的放大图。

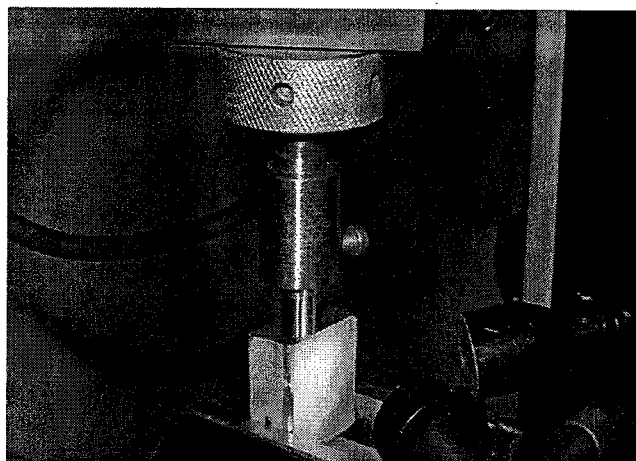


图 5.7 侧面基体压入法试验装置图

Fig.5.7 The experiment setup of the cross-sectional indentation test

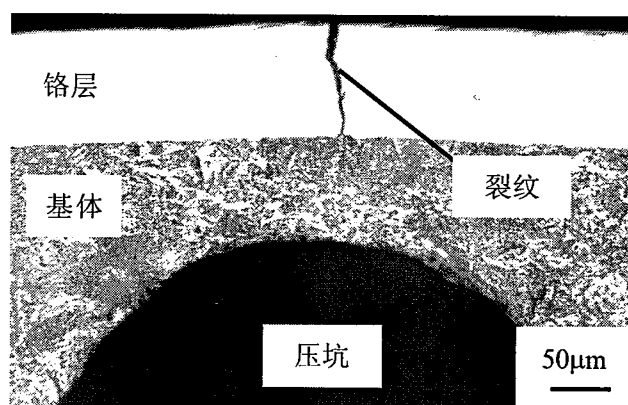


图 5.8 压入过程中铬层最先开裂的代表性图片

Fig.5.8 The representative optical microscope of the first cracking of the brittle Cr coating on ductile steel substrate during cross-sectional indentation test

这就是所谓的当测量对象为脆性涂层时, 有时会出现界面还未开裂, 而涂层本身就先开裂了。这种情形会给采用有限元计算界面结合性能带来理论建模的复杂性, 比如在建模时得考虑涂层动态三维裂纹的扩展模型, 计算出涂层裂纹在动态扩展过程中引起的界面应力场的变化和界面瞬时开裂时界面上对应的应力状态。前面的研究成果都是针对只出现界面开裂而没有出现涂层开裂的情形。这也表明电镀锌/钢基体材料属于强结合类的涂层/基体材料。对于是因为界面结合强而导致的界面还未开裂涂层先开

裂的情形，压入法也可以从定性或半定量的角度去评价该种材料的界面结合性能，比如给定压入点的位置、压头形状、载荷大小等参数，去比较产生的界面裂纹的长度，此时可把界面裂纹长度作为界面结合性能的半定量表征，如图 5.9 中图(b)所示的界面裂纹长度 a 。

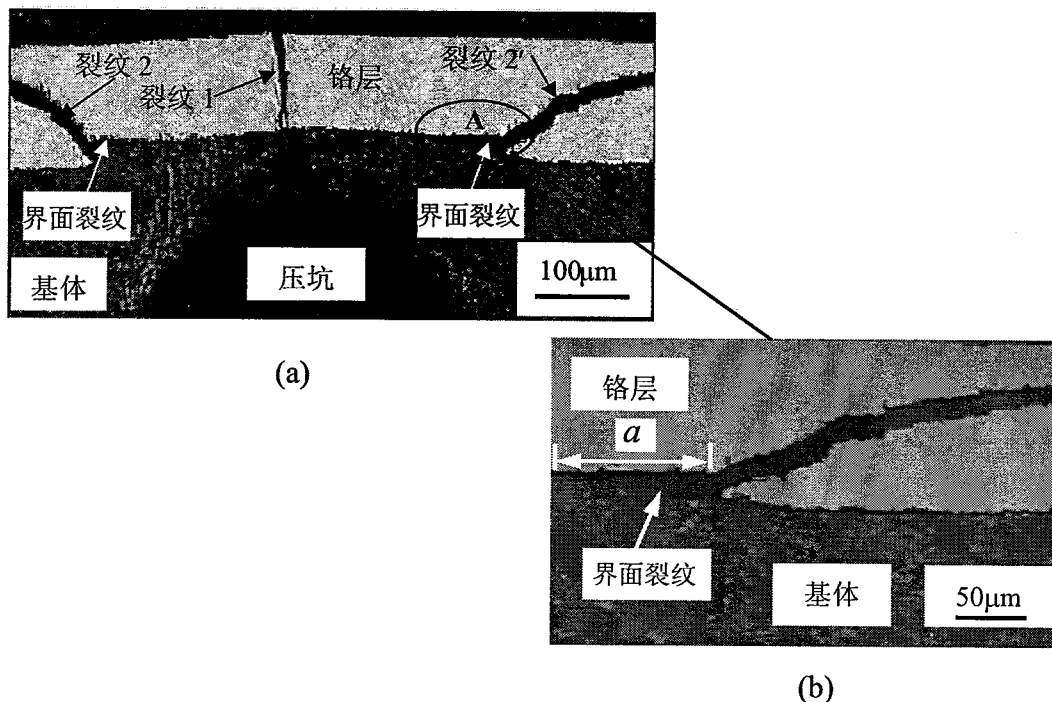


图 5.9 压入过程中铬层出现的三条裂纹和界面裂纹
Fig.5.9 The cracking behavior of the brittle Cr coating/ductile steel substrate during cross-sectional indentation test

5.4 利用侧向载荷与位移曲线图表征涂层体系的界面结合性能

Zhang 等^[96,97]在采用侧面基体压入法测量热喷涂类涂层/韧性基体材料体系的界面强度指标时，发现压入过程中的侧向力对界面开裂的现象非常敏感，只要有界面开裂现象的发生，就会从侧向力与压入时间曲线的斜率突变反映出来。因此，利用这一非常重要的特性，从理论上提出了可以利用侧向载荷与相应的侧向位移曲线的变化规律，从能量学的角度量化地表征界面结合性能。

其实，Li 等^[122,123]利用压入过程中载荷与位移曲线的关系，从能量学的角度研究了涂层的断裂韧性，其原理为涂层发生了开裂和没有发生开裂的能量差值被认为是涂层的能量释放量，这一能量差值可以从载荷与位移曲线图上得到。有关能量法研究涂层断裂韧性的详细描述及求解公式可参阅第一章绪论。

另外,还可以从压入载荷与位移(深度)的曲线和卸载曲线中获得塑性变形所吸收的能量,其示意图如图 5.10 所示。

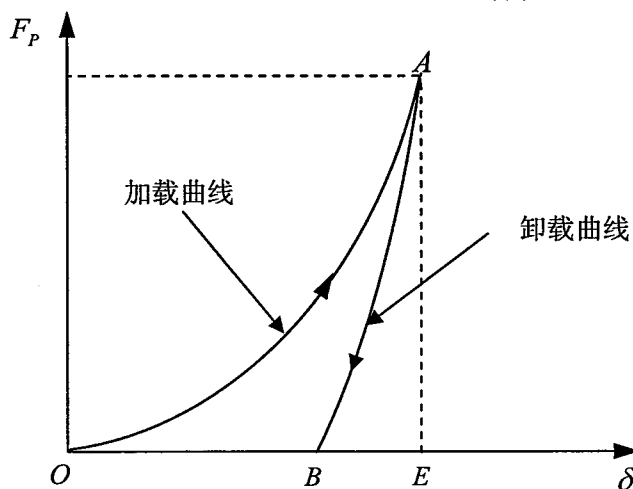


图 5.10 压入过程中压入载荷与压入深度关系示意图

Fig.5.10 Schematic illustration of the relationship between indentation load and indentation depth (displacement)

在图 5.10 中,纵坐标表示压入载荷的大小 F_p ,横坐标表示压入深度(位移) δ ,曲线 OA 为加载曲线,曲线 AB 为卸载曲线,曲线 OA 、 AE 与 OE 围成的面积 S_{OAE} 的大小在数值上等于压入过程中的压入载荷 F_p 所做的功,曲线 AB 、 AE 与 BE 所围成的面积 S_{ABE} 的大小在数值上等于在卸载过程中所释放的弹性能,曲线 OA 、 AB 与 OB 围成的面积 S_{OAB} 的大小则表示不可回复的塑性变形所耗散的功。那么,根据压入过程中的这些特征,在侧面基体压入法中可以获得相关的性能。

在压入的过程中,导致最先开裂的情形有两种,一种情形是界面先开裂,另一种情形是涂层先开裂后界面再开裂。至于两种情形谁出现取决于许多因素,比如界面结合性能的强弱、压头的形状、压头中心离界面的距离、加载的速率、涂层/基体材料的弹塑性性能。其中很重要的因素就是界面结合性能的强弱,界面结合性能越强,涂层就越容易先开裂^[112,113]。

5.4.1 界面先开裂的情形

对于界面先开裂的情形,在压入的过程中,由于侧向力对界面开裂特别敏感,因此只要利用压入载荷中的侧向力与侧向位移的关系图就可以得到由于界面开裂所释放的能量。

用纵坐标表示压入载荷中的侧向力 F_x ，横坐标表示压入过程中沿侧向力 F_x 方向产生的位移，根据图 5.1 和图 5.3 中得到的结果，可以得到相类似的曲线，其示意图如图 5.11 所示。

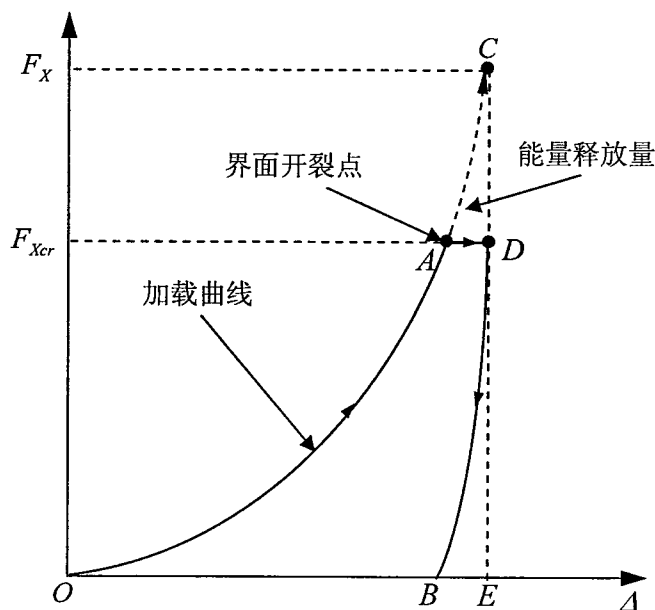


图 5.11 压入过程中侧向载荷与相应的侧向位移关系示意图

Fig.5.11 Schematic illustration of lateral force vs. cross-section indentation displacement during the cross-section indentation

在图 5.11 中，随着压入载荷的增加，产生的侧向载荷 F_x 也随着增加，此时相应的侧向位移也是增加的，当侧向载荷增加到某一值的时候，界面开裂发生，此时在侧向载荷与相应的侧向位移曲线上会发生一个跳跃，发生此跳跃后，侧向力在沿着 DB 路径逐渐减小，其实际情形为图中的实线所示。如果在压入的过程中，没有界面开裂现象的发生，则压入曲线将沿着 AC 曲线前进，这与文献[122,123]测量涂层的断裂韧性具有类似的特点，即涂层发生了开裂和没有发生开裂的能量差值为涂层开裂的能量释放量，此处不同的是界面发生了开裂和没有发生开裂的能量差值被认为是界面开裂的能量释放量。由此可以得到 ACD 的面积就代表了界面开裂所释放的能量。但是如何测量 ACD 的面积呢？可以利用载荷-位移曲线的外延插值法^[159,160]，求得 OC 曲线，然后将 OC 曲线与位移 Δ 轴围成的面积减去面积 $OADB$ 即得到面积 ACD ，然后通过扫描电镜等方式将界面裂纹的长度测量出来，再通过计算界面开裂的面积 A ，即可得到界面结合性能的表征参量——临界能量释放率，其计算的具体表达式为

$$G_c = \frac{dU}{dA} = \frac{\Delta U}{A} = \frac{S_{OCB} - S_{OADB}}{A} \quad (5.1)$$

此处的临界能量释放率又可称为界面韧性。

5.4.2 涂层先开裂，界面后开裂的情形

对于涂层先开裂界面后开裂的情形，与前一种情形是不同的，这种区别会表现在侧向载荷与相应的侧向位移的曲线上，其示意图如图 5.12 中所示。

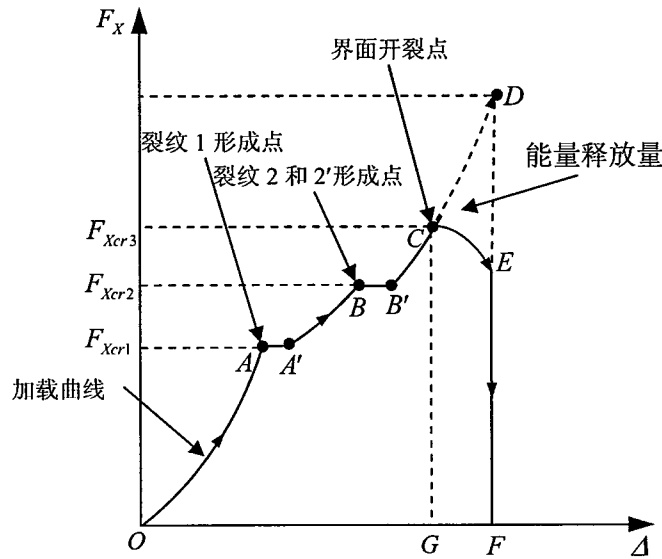


图 5.12 压入过程中侧向载荷与相应侧向位移关系示意图

Fig.5.12 Schematic illustration of the lateral force vs. cross-section indentation displacement during the cross-section indentation

在图 5.12 中， OA 为加载曲线，当载荷加到一定程度时，即与图中所对应的临界载荷 F_{xcr1} ，载荷-位移曲线出现一个跳跃点 A ，第一个跳跃点 A 代表涂层开裂，即图 5.9 中图(a)所示的裂纹 1，发生此跳跃后，载荷和位移继续增加，当增加到一定程度时，即与图中所对应的临界载荷 F_{xcr2} ，又出现了一个跳跃点 B ，此跳跃点对应于出现了与裂纹 1 对称的两条斜裂纹，即 5.9 中图(a)所示裂纹 2 和裂纹 2'，随着载荷的增加，这三条斜裂纹将会逐渐贯通，当到达 C 点后(所对应的临界载荷 F_{xcr3})，这三条斜裂纹将完全贯通，此后将发生界面开裂。随着压入载荷的进一步增加，界面裂纹进一步扩展，一直到涂层从基体上的剥落，最后形成了两块表面形貌近似于四分之一圆形的涂层，该两块剥落的涂层已经完全与周围的涂层分离。在涂层剥落的过程

中，侧向载荷与相应的侧向位移曲线将迅速地下降，当涂层剥落完以后，载荷已经接近于零。

可以设想，如果没有界面裂纹的产生、扩展直至完全剥落的过程，图 5.12 中所示的曲线 $B'C$ 将沿着 C 扩展到 D ，因此根据前面的分析结果，由曲线 CD 、 DE 和 EC 所围成的面积就代表了涂层剥落过程中所释放的能量，其具体的计算方法与前面的界面先开裂的情形相类似，即先通过显微观察等手段，测量出涂层剥落的面积，然后根据图 5.12 中的载荷位移关系计算出由曲线 CD 、 DE 和 EC 所围成的面积。当面积计算完以后，在通过下面的式(5.2)进行计算，即可得到涂层与基体材料界面结合性能的表征参量——临界能量释放率(界面韧性)，即

$$G_c = \frac{dU}{dA} = \frac{\Delta U}{A} = \frac{S_{CDE}}{A} \quad (5.2)$$

5.5 本章小结

(1) 采用侧面基体压入法研究了铬层/钢基体的界面结合性能，虽然该方法会导致铬层先开裂，但它也可以促使界面开裂，可以利用由此获得的信息定性或半定量地表征铬层与钢基体的界面结合性能。

(2) 从理论上提出并分析了利用该方法中的侧向载荷与相应侧向位移关系曲线，从能量学角度采用韧性指标(临界能量释放率)定量表征涂层与基体的界面结合性能。

第六章 热疲劳载荷作用下涂层体系的界面结合性能表征

6.1 引言

由于涂层材料最终要在实际工况下使用,因此动态地表征与评价涂层/界面/基体复合体系的力学性能也相应的产生。前面介绍的涂层体系的力学性能表征都是在常温静载的条件下,表征指标都是复合体系在常温静载下的初始性能指标,而任何一种涂层材料都有各自的使用环境,有使用在高温环境中,比如航天飞机和燃气轮机涡轮叶片上的热障涂层,有使用在强磨损的环境,有使用在强腐蚀的环境,有些则使用在多种恶劣环境耦合在一起的条件下,比如枪炮管内的电镀铬层就使用在高温、高压、强腐蚀、强磨损的环境中。因此,工厂里生产出来一种涂层材料后,首先必须得检验复合体系的初始基本性能。待检验完这些初始基本性能后,通常还要检验该材料的使用性能。其使用性能依据其使用环境的特点,选择类似于实际工况条件下的试验环境,评价该种涂层材料的性能怎样,或者抓住影响其失效的主导原因,通过实验室的手段加以评价。有关在动态条件下评价涂层体系的实际例子见第一章绪论中的动态测量方法。

在热疲劳载荷的作用下,脆性涂层典型失效过程中的第一步就是其本身的开裂,裂纹的密度将随着载荷次数的增加而增加,但是裂纹的密度不可能无限制的增加,当增加到一定程度的时候,裂纹密度将趋近于一个饱和值,也即恒定值,此后,裂纹将会往涂层与基体的界面扩展,当界面裂纹扩展到一定程度后,就会导致涂层在基体上的剥落。因此,对于在某一具体的热疲劳环境下作用的涂层材料,涂层裂纹密度达到饱和前所能承当的热疲劳次数将是衡量涂层体系很重要的性能指标,因此,本章提出了涂层饱和裂纹密度容限的概念,它的含义是指涂层发生剥落现象时所承担的热疲劳次数的多少。在给定的某一载荷条件下,涂层饱和裂纹密度容限越大,表明其吸收的能量会越大,其抵抗涂层剥落的能力会越强。

最近,国内研究者杨和黄^[161]通过对比试验,在各种结构的涂层中,涂层的裂纹密度参数小的,划痕法测定的临界载荷高,涂层与基体间的结合性能(力)好,这说明涂层裂纹密度参数与涂层的结合性能(力)之间有一定的对应关系。德国工程师协会编

制的用压痕法测量 PVD 涂层结合性能(力)的 VDI3198-1922《压痕法试验原理和评级》标准也是利用了涂层的裂纹密度与结合性能(力)的关系。该标准采用洛氏硬度计在涂层的表面进行压痕试验,根据在光学显微镜(100 倍)下观察到的涂层压痕圆形区域的裂纹形态来确定涂层与基体之间的结合性能(力)的级别。该标准将 PVD 涂层结合性能分成 HF1 ~ HF6 共 6 个等级。其中,级别为 HF1 ~ HF4 的涂层压痕周围主要呈现径向显微裂纹的特征,裂纹密度越低,则级别越高,结合性能(力)越好,其涂层质量是可以接受的,而级别为 HF5 和 HF6 的涂层压痕周围则呈现明显的涂层剥落失效特征,即使未剥落处的裂纹密度也很高,其涂层质量是不可接受的。其实,在第三章里,在采用侧向基体拉伸法研究涂层的界面结合性能时,就导出了界面剪切强度与涂层裂纹密度之间的解析关系式。因此,可以得出结论:涂层与基体间的界面结合性能与涂层(饱和)裂纹密度之间有着紧密的联系,而饱和裂纹密度容限则反映了特定载荷下涂层与基体间界面结合性能较为科学的定性评价参量。

在最近几年里,作者所在课题组采用激光预处理钢基体再电镀铬层的技术极大地延长了镀铬枪炮身管的使用寿命。在镀铬枪管中,导致枪炮管内铬层剥落的主导原因是热疲劳^[162]。本章通过实验室中的热疲劳加载手段,研究电镀铬层/原始钢基体和激光预处理钢基体的电镀铬/钢基体两种材料的失效行为,采用涂层饱和裂纹密度容限参量,定性比较它们的铬层性能及其界面结合性能。接着在下一章,采用解析的方法研究了激光预处理钢基体效应对复合体系断裂行为的影响,导出了复合体系含激光预处理钢基体效应的断裂韧性表征参量。

6.2 裂纹密度的定义

在热、机械等载荷的作用下,涂层的最终失效形式多数情形表现为涂层从基体上的剥落,而剥落现象不是涂层出现一条或数条裂纹就会发生的,而是当涂层或复合体系的裂纹密度达到一定数量且界面裂纹扩展到相互贯通时才会出现所谓的剥落,因此涂层在某一特定载荷作用下,其抵抗剥落的能力与涂层或复合体系的裂纹密度和界面裂纹的扩展至相互贯通是分不开的。同时,本章的裂纹密度的概念不仅仅指的是裂纹数量的概念,而且包含裂纹的长度和宽度。

其实,早在 1976 年, Budiansky 和 O'Connell^[163]为了分析各种几何结构的显微裂纹对固体刚度的影响,通过采用含裂纹弹性体的裂纹自洽模型,提出了一个无量纲的裂纹密度参数 ε , 其具体的数学表达式为

$$\varepsilon = \frac{2N}{\pi} \left\{ \frac{A^2}{P} \right\} \quad (6.1)$$

其中：\$A\$ 为单个新裂纹面的面积(每条裂纹产生两个新裂纹面)，\$P\$ 裂纹的周长，\$N\$ 是单位体积裂纹体中所含裂纹的数量，“\$\{\}\$”表示取平均数。Budiansky 和 O'Connell^[163]提出的这一裂纹密度参数是从纯理论的角度来考虑的，其在实际中的应用具有的一定的难度，比如对于含许多深埋裂纹的弹性体，其面积或(和)周长的测量是很困难的，因为有些裂纹在垂直于纸面方向的深度是很难得到的，因此式(6.1)的应用范围目前来说还受到限制。

最近，杨和黄^[161]在 Budiansky 和 O'Connell^[163]提出的裂纹密度概念的基础上，采用裂纹密度参数评价 PVD 硬质涂层的断裂韧性，同时得到了一个修正的裂纹密度参数的具体表达式

$$\varepsilon = \frac{\delta^2}{\pi} N(k\{l_n\} - \delta) \quad (6.2)$$

其中：\$N\$ 为单位体积裂纹体中所含裂纹的数量，\$\delta\$ 为涂层的厚度，\$l_n\$ 为裂纹的长度，裂纹的面积为 \$\delta l_n\$，裂纹的周长为 \$2(l_n + \delta)\$，\$k\$ 为修正系数，在 1.1~1.2 之间。他们在推导(6.2)式时，采用函数展开成幂级数的方法，利用 \$\delta/l_n\$ 的值较小(在 0.1~0.025 之间)而得到的，因此，该式子适合于涂层的厚度远小于裂纹长度的情形。

在本研究中，提出一个新的表征涂层裂纹密度的无量纲参数

$$\varepsilon_c = \frac{\sum_{i=1}^{N_c} L_{Ci} \times \langle B_{Ci} \rangle}{A} \quad (6.3)$$

其中：\$N_c\$ 是所截取涂层区域面积上的裂纹数量，\$A\$ 是该区域的面积大小，\$L_{Ci}\$ 和 \$\langle B_{Ci} \rangle\$ 分别是该区域每一条裂纹的长度和平均宽度。提出式(6.3)基于以下几点：

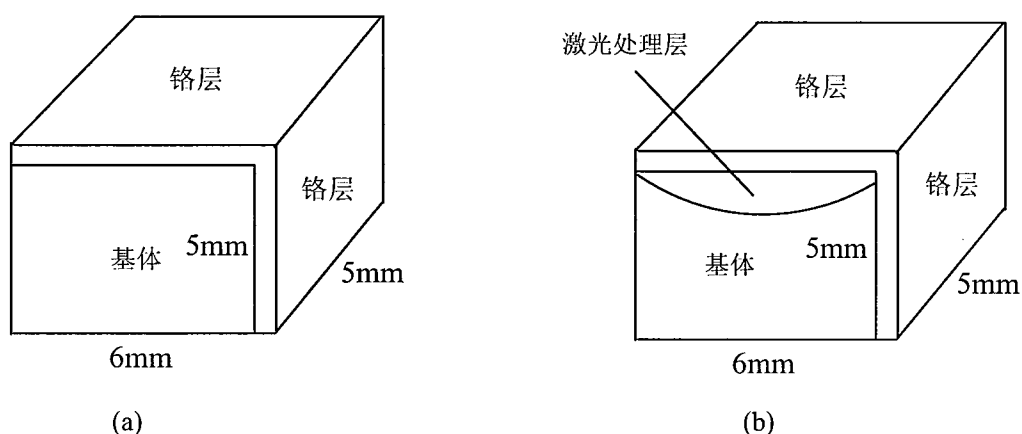
- (1) 它能完整地反映了裂纹密度所包含的裂纹数量、长度和宽度的含义。
- (2) 式(6.3)中的每一参数的测量比较简便。
- (3) 式(6.3)可以反映 1 个单位厚度(垂直于纸面方向)的裂纹密度概念，也即可以用来反映单位体积的裂纹密度。

在以下的分析中，将采用式(6.3)来分析电镀铬层/钢基体体系在热疲劳载荷作用下的裂纹密度。

6.3 试验

6.3.1 试件制作

试验用的基体材料为枪钢(30CrNi2MoVA), 先将基体材料制作成板状试样, 试样的尺寸为 $99\text{mm}\times 16.5\text{mm}\times 5\text{mm}$, 经初磨后将其中一块试样的表面进行激光相变硬化预处理, 激光处理的参数为: 功率 600W ; 扫描速度 10mm/s ; 光斑直径 5mm 。激光处理后, 采用机械抛光方法, 将试样表面从200号砂纸抛光至2000号, 然后经酒精清洗晾干。将抛光好的试样按照某一特定的电镀工艺在电镀车间进行电镀铬(电镀铬是在北京青云航空仪表有限公司的电镀铬车间完成的), 铬层的厚度为 $130\mu\text{m}$ 左右(实际枪炮管内的电镀铬层厚度为 $100\sim 150\mu\text{m}$)。电镀铬完成后, 将试样切割成 $6\text{mm}\times 5\text{mm}\times 5\text{mm}$ 的两组方块试样(每组8个), 在试样的两个相互垂直的面上带有铬层。无激光预处理钢基体试样的示意图如图6.1(a)所示, 有激光预处理试样的示意图如图6.1(b)所示。其对应的实际横截面图如图6.2所示, 其中6.2(a)为无激光预处理的试件, 6.2(b)为激光预处理的试件, 其中的月牙状区域为激光淬火区。



(a) 铬层/无激光预处理钢基体试件示意图(Schematic illustration of Cr coating/steel substrate)
(b) 铬层/激光预处理钢基体试件示意图(Schematic illustration of Cr coating/laser pre-quenched steel substrate)

图6.1 试件尺寸示意图

Fig.6.1 Schematic illustration of dimensions of the specimen

在本研究中, 采用在两个相交且垂直的面上带有铬层的目的有二:

(1) 在实际的一些枪炮管内有阴阳线, 铬层在阴阳线的交界处类似于此处的两个面上的铬层相交处。

(2) 由于铬层/钢基体材料属于界面强结合涂层/基体材料, 一般的载荷作用难以

产生界面开裂现象,因此在铬层与基体界面的某一处设定了一个极大的应力场,这一处即为两个垂直相交面的交界线上。在外界载荷作用下,在两个相交面的交界线上会存在应力集中,虽然难以精确地描绘出该处的应力场大小及分布规律,但是可以利用该处的应力集中来产生裂纹,而此裂纹可以当作事先预制好的裂纹。当在应力集中的交界线上(拐角处)产生裂纹后,裂纹可能会沿着两个相互垂直的界面扩展。此时,可以借此研究界面开裂及铬层的剥落现象及其规律。

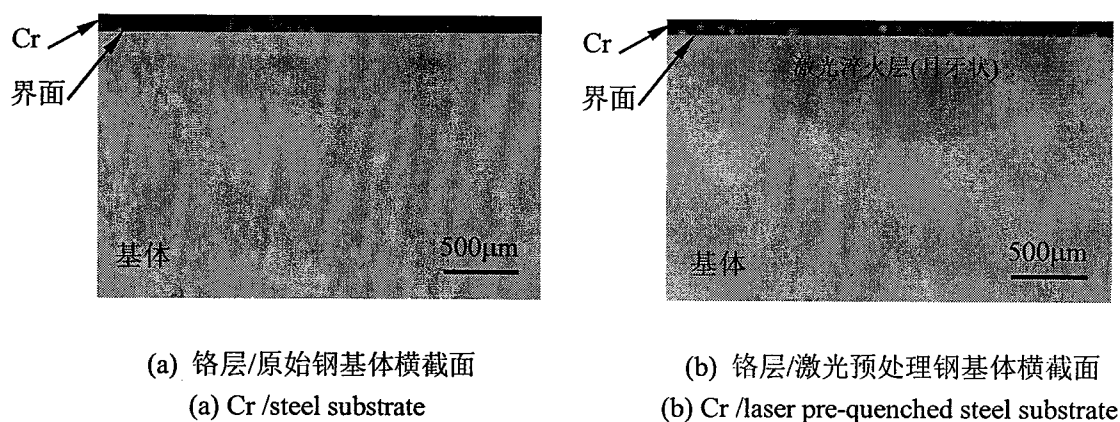


图6.2 试件横截面光学照片图

Fig.6.2 The optical photo of the cross section of the specimens

当试样制作好后,将图6.2(a)、(b)所示的一对试样经机械抛光后,其对应原始试样的代表性显微照片图如图6.3所示:

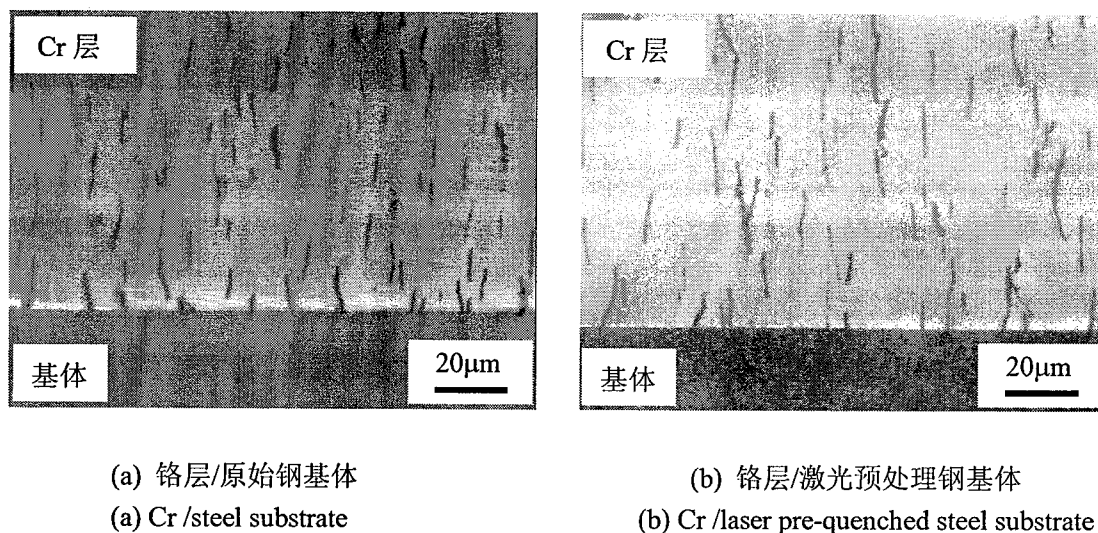


图6.3 试样原始横截面显微照片图

Fig.6.3 The initial optical microscope of the cross-section of the Cr coating on steel substrate

在图6.3中,(a)图为没有激光预处理钢基体试样的代表性原始显微照片,(b)图为

有激光预处理钢基体试样的代表性原始显微照片。比较(a)与(b)两图, 可得:

前者的铬层内裂纹数量多而长度较短, 而后者的铬层内裂纹数量少而长度较长; 经过统计分析, 后者的铬层裂纹密度比前者的铬层裂纹密度小, 其具体的裂纹密度大小见后面的表6.1。

6.3.2 试验条件及原理

将两组原始试样(每组7个)用细铁丝捆绑在一起, 放入电磁感应加热炉内, 炉内温度已经事先升至 650°C , 然后维持恒定的 650°C 。在炉口下方放一大盆自来水(水温约 12°C), 用来冷却从炉内出来的试样。其试验装置如图6.4所示。

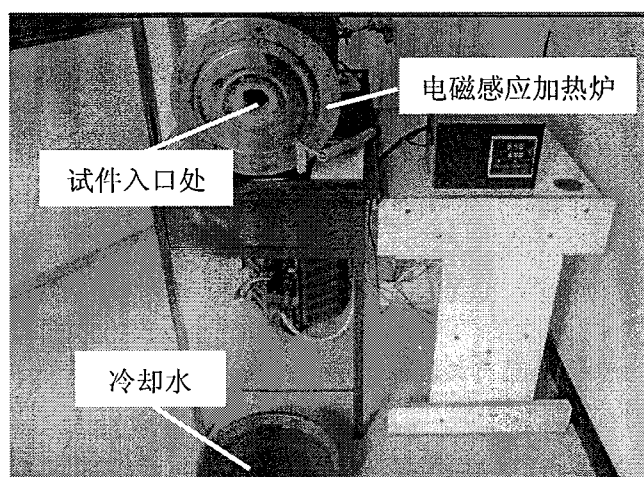


图6.4 试验装置

Fig.6.4 The experiment setup

为了区分这两种试样, 在无激光预处理钢基体试样的背面(与铬层正对面)钻一个小孔。在涂层体系中, 由于涂层材料与基体材料的热膨胀系数差异所导致的涂层内失配应力与温度的变化量成正比, 其具体的关系式为:

$$\sigma_c = \frac{E_c \Delta \alpha}{1 - \nu_c} \Delta T \quad (6.4)$$

式中: E_c 为涂层的弹性模量, ν_c 为涂层的泊松比, $\Delta \alpha$ 为涂层与基体的热膨胀系数之差, ΔT 为温度的变化量。在本研究, 借鉴文献[157]提供的铬的相关参数, 其热膨胀系数 $\alpha_c = 8.4 \times 10^{-6} / \text{K}$, 弹性模量 $E_c = 280 \text{ GPa}$, 铬的泊松比 $\nu_c = 0.22$, 而钢的热膨

胀系数 $\alpha_s = 12.5 \times 10^{-6} / K$ 。在本研究中，温差大约为 630°C ，通过式(6.4)，可以估算出由于热膨胀系数的差异所产生的应力。

关于铬层的剥落问题，Underwood 等^[164]认为铬层的开裂与剥落均由热应力引起，并着重研究了铬层表面裂纹已到达铬层/钢基体界面的情况。提出此时铬层沿界面剥落的三种可能形式：剪切，弯曲和界面裂纹失稳扩展，其力学模型如图 6.5 所示。

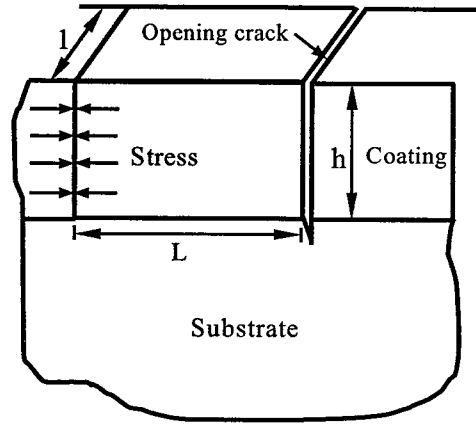


图 6.5 铬层剥落力学模型^[164]

Fig.6.5 The model of chromium spallation^[164]

他们通过计算得到相关情形下，铬层剥落时的临界长度分别为式 6.5~6.7。由此指出，导致铬层剥落最可能的原因是剪切破坏。

$$(l/h)_{SH} = 4.0 \quad (6.5)$$

$$(l/h)_{BD} = 2.5 \quad (6.6)$$

$$(l/h)_{CK} = 0.9 \quad (6.7)$$

以上各式中，SH, BD, CK分别代表剪切，弯曲和界面裂纹。

最近，Underwood等人^[165]基于上述剪切失效模型，利用裂纹穿透深度的 $h/2$ 和 $2h$ 处之间的平均温度计算热膨胀剪切应力。利用图6.6中的力学平衡关系，得到铬层“孤岛”根部因膨胀受到的剪切应力表达式为

$$\tau = \frac{E_c \alpha_c (T_{h/2} - T_{2h})}{(1 - \nu_c)(2L/h)} \quad (6.8)$$

由式(6.8)可知，在相同的涂层材料和热载荷条件下， L/h 控制着孤岛块根部的剪

切应力。

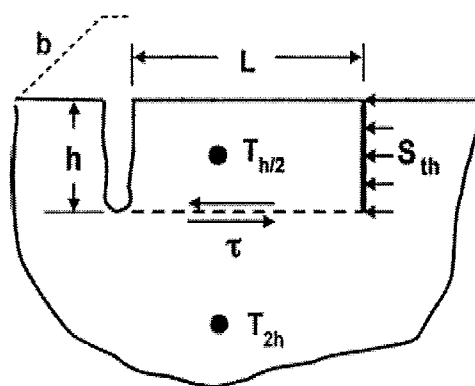


图 6.6 铬层孤岛热膨胀剪切应力^[165]

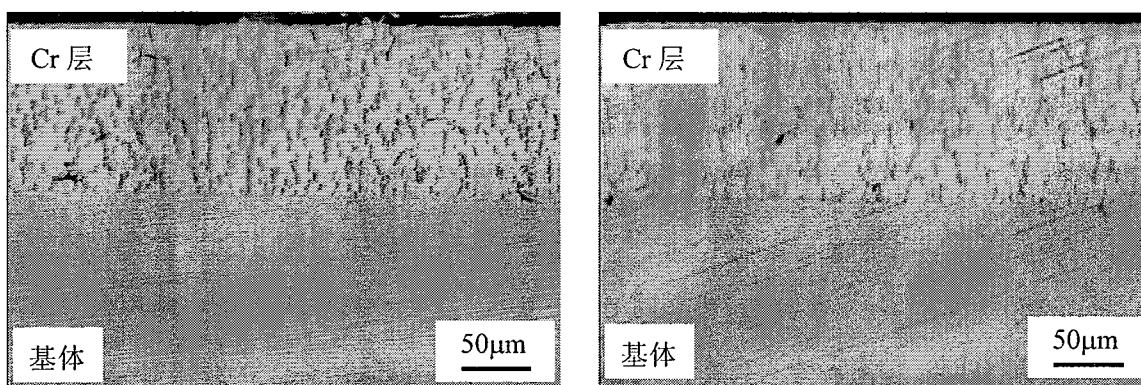
Fig.6.6 Thermal expansion stresses on a cracked near-bore segment upon subsequent heating^[165]

6.3.3 试验过程及结果对比分析

将两组试样放入炉内加热，加热时间约4分钟，当确保试样温度与炉内温度一致时，用铁钩将试样从炉内钩出。当试样落入水后，将其拾取再放入炉内加热，如此循环往复100次、200次、400次、650次、800次、1000次、1300次，其结果分别如下：

1. 热循环100次

当热疲劳次数达到100次后，从中取出一对试样，将其从中部截开，并将中部截开的面进行机械抛光，抛光完后，放在光学显微镜下观察(以下处理试样的方式相同)，得到的两种试样在横截面中部附近的代表性图片如图6.7所示。



(a) 铬层/无激光预处理钢基体

(b) 铬层/激光预处理钢基体

(a) Cr /non pre-quenched steel substrate

(b) Cr /laser pre-quenched steel substrate

图6.7 热循环100次后两种试样的代表性图片

Fig.6.7 The representative optical microscope of the cross section of the two types of specimens after 100 thermal cycles

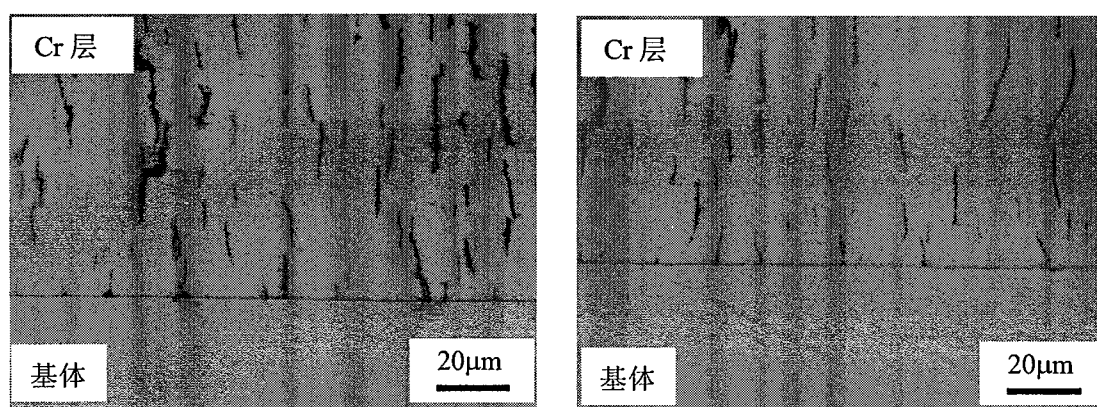
结果对比分析:

通过观察和统计两种试样横截面上的裂纹特征, 可得以下两点:

- (1) 经过100次热循环后, 两种试样与其原始照片对比, 铬层裂纹密度明显增大。
- (2) 有激光预处理钢基体试样的铬层裂纹密度比无激光处理的铬层裂纹密度小。

2. 热循环200次

当热疲劳次数达到200次后, 两种试样在横截面中部附近的代表性图片如图6.8所示。



(a) 铬层/无激光预处理钢基体

(b) 铬层/激光预处理钢基体

(a) Cr /non pre-quenched steel substrate

(b) Cr /laser pre-quenched steel substrate

图6.8 热循环200次后两种试样的代表性图片

Fig.6.8 The representative optical microscope of the cross section of the Cr coating/steel substrate after 200 thermal cycles

结果对比分析:

通过观察和统计两种试样横截面上的裂纹特征, 可得以下两点:

- (1) 两种试样的铬层裂纹密度都比各自循环 100 次时大。
- (2) 有激光预处理试样的铬层裂纹密度比无激光处理的铬层裂纹密度小。

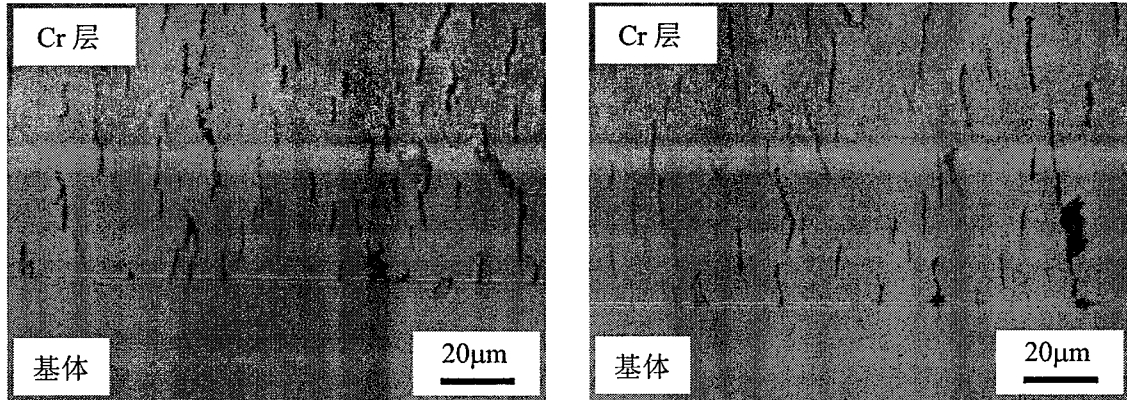
3. 热循环400次

将两组试样热循环到400次, 两种试样横截面上的代表性照片如图6.9所示。

结果对比分析:

通过观察和统计两种试样横截面上的裂纹特征, 可得以下两点:

- (1) 两种试样的铬层裂纹密度都比各自循环 200 次时大。
- (2) 有激光预处理试样的铬层裂纹密度比无激光处理的铬层裂纹密度小。



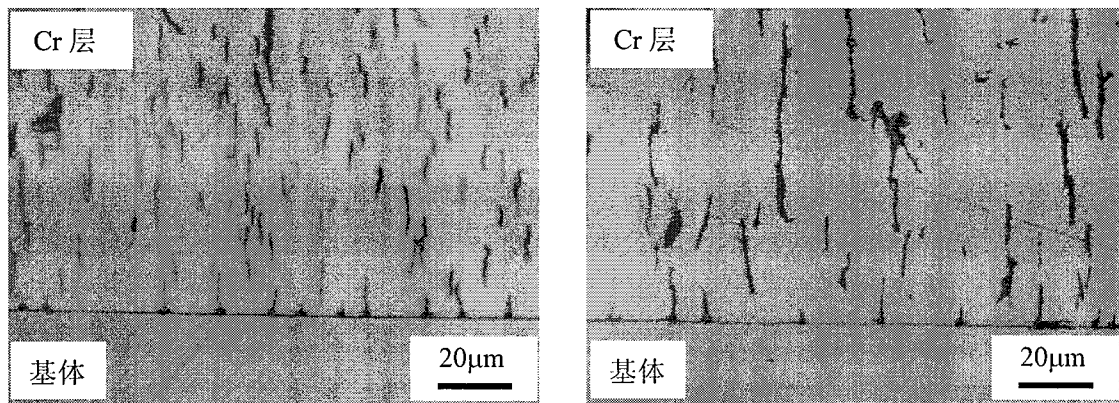
(a) 铬层/无激光预处理钢基体 (b) 铬层/激光预处理钢基体
(a) Cr /non pre-quenched steel substrate (b) Cr /laser pre-quenched steel substrate

图6.9 热循环400次后两种试样的代表性图片

Fig.6.9 The representative optical microscope of the cross section of the Cr coating/steel substrate after 400 thermal cycles

4. 热循环650次

将两组试样热循环到650次，两种试样横截面上的代表性照片如图6.10所示。此时，发现两种试样在拐角处都有界面裂纹的产生，如图6.11所示。



(a) 铬层/无激光预处理钢基体 (b) 铬层/激光预处理钢基体
(a) Cr /non pre-quenched steel substrate (b) Cr /laser pre-quenched steel substrate

图6.10 热循环650次后两种试样的代表性图片

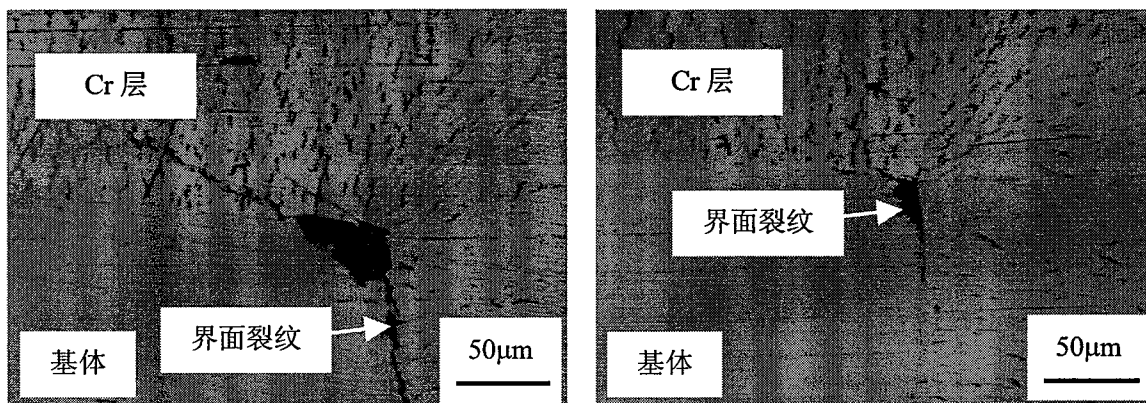
Fig.6.10 The representative optical microscope of the cross section of the Cr coating/steel substrate after 650 thermal cycles

结果对比分析：

通过观察和统计两种试样横截面上的裂纹特征，可得以下三点：

(1) 两种试样铬层裂纹密度都比各自循环 400 次时大。

- (2) 有激光预处理试样的铬层裂纹密度比无激光处理的铬层裂纹密度小。
- (3) 两者在尖角处有界面裂纹的产生，但有激光预处理试样的界面裂纹长度比无激光处理的界面裂纹长度小。



(a) 铬层/无激光预处理钢基体
(a) Cr /non pre-quenched steel substrate

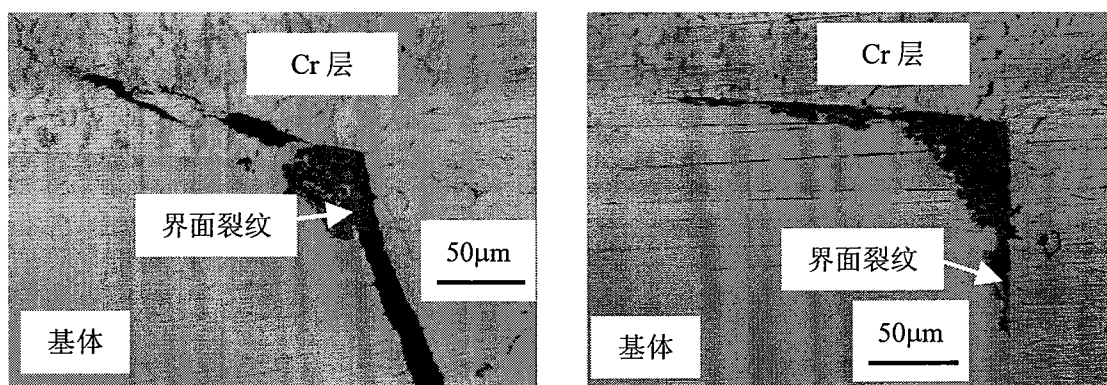
(b) 铬层/激光预处理钢基体
(b) Cr /laser pre-quenched steel substrate

图 6.11 热循环 650 次后两种试样的尖角处的图片

Fig.6.11 The optical microscope of the cross section of the corner of the Cr coating/steel substrate after 650 thermal cycles

5. 热循环800次

将两组试样热循环到800次，两种试样拐角处的照片如图6.12所示。



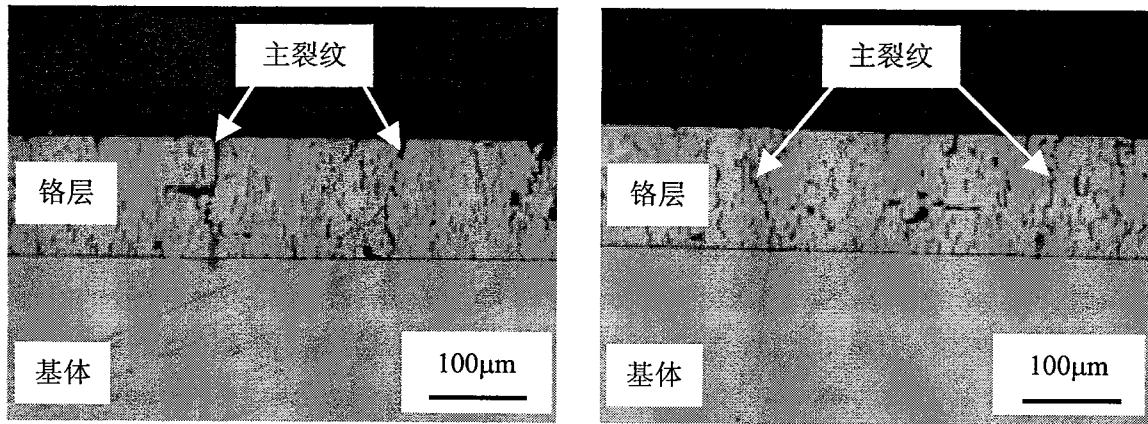
(a) 铬层/无激光预处理钢基体
(a) Cr /non pre-quenched steel substrate

(b) 铬层/激光预处理钢基体
(b) Cr /laser pre-quenched steel substrate

图 6.12 热循环 800 次后两种试样的尖角处的图片

Fig.6.12 The optical microscope of the cross section of the corner of the Cr coating/steel substrate after 800 thermal cycles

同时，还非常明显地观察到了铬层周期性的主裂纹出现，如图 6.13 所示。



(a) 铬层/无激光预处理钢基体
(a) Cr /non pre-quenched steel substrate

(b) 铬层/激光预处理钢基体
(b) Cr /laser pre-quenched steel substrate

图 6.13 热循环 800 次后两种试样的代表性铬层开裂图片

Fig.6.13 The representative optical microscope of the cracking of the Cr coating after 800 thermal cycles

结果对比分析：

通过观察和统计两种试样横截面上的裂纹特征，可得以下四点：

- (1) 两种试样的铬层裂纹密度都比各自循环 650 次大。
- (2) 有激光预处理试样的铬层裂纹密度比无激光处理的铬层裂纹密度小。
- (3) 两者在尖角处产生了界面裂纹，并沿界面发生了扩展。
- (4) 铬层出现了明显的周期性主裂纹。

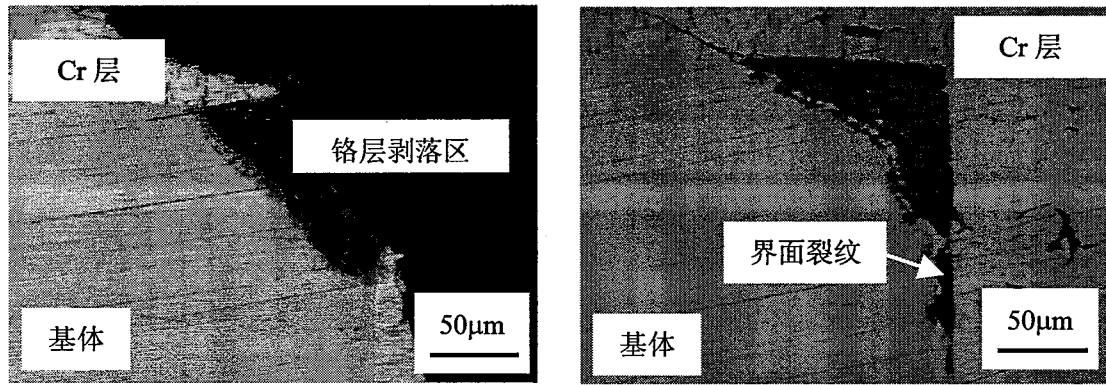
6. 热循环1000次

将两组试样热循环到1000次，两种试样拐角处的照片如图6.14所示。

结果对比分析：

通过观察和统计两种试样横截面上的裂纹特征，可得以下两点：

- (1) 两种试样的裂纹密度都比各自循环 800 次大。
- (2) 无激光预处理钢基体试样在尖角处铬层发生了剥落，而有激光预处理钢基体试样在尖角处铬层没有发生剥落。这表明无激光预处理钢基体试样在热疲劳载荷作用下，其饱和裂纹密度容限介于 800 次至 1000 次之间，取其平均值约为 900 次。



(a) 铬层/无激光预处理钢基体

(a) Cr /non pre-quenched steel substrate

(b) 铬层/激光预处理钢基体

(b) Cr /laser pre-quenched steel substrate

图 6.14 热循环 1000 次后两种试样的尖角处的图片

Fig.6.14 The optical microscope of the cross section of the corner of the Cr coating/steel substrate after 1000 thermal cycles

7. 热循环1300次

将两组试样热循环到1300次，将其机械抛光后，放在光学显微镜下观察，得到有激光预处理钢基体试样在尖角处的显微照片如图6.15所示，其中图6.15中的(b)图为图(a)的左下角处的照片。

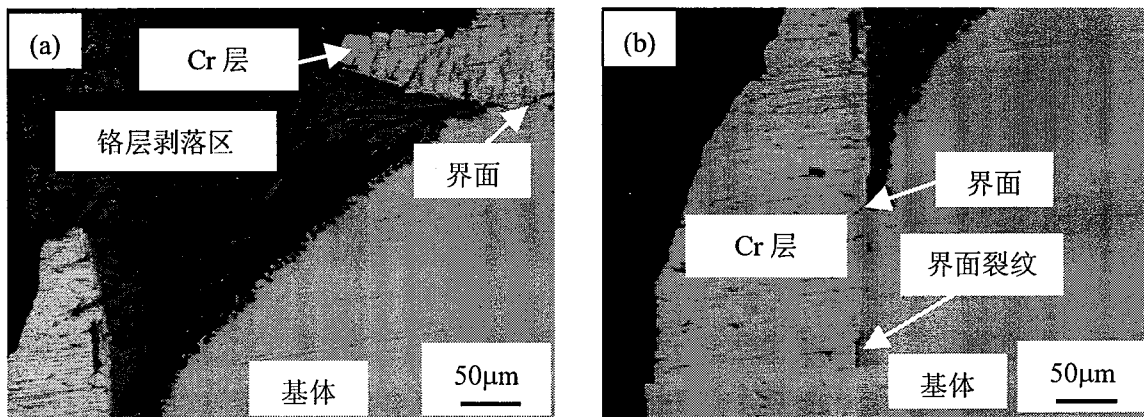
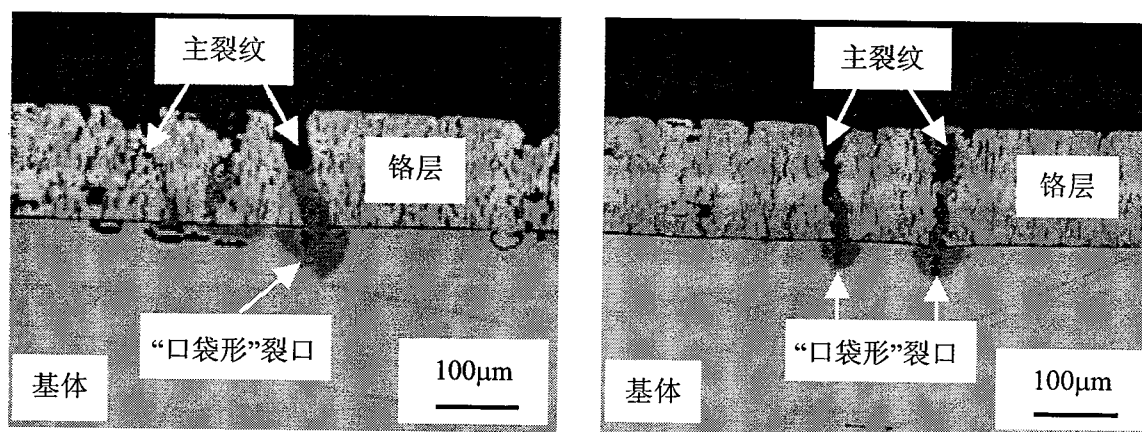


图 6.15 热循环 1300 次后铬层/激光预处理钢基体尖角处的图片

Fig.6.15 The optical microscope of the cross section of the corner of the Cr coating/laser pre-quenched steel substrate after 1300 thermal cycles

由图6.15可看出，当热疲劳1300次后，有激光预处理钢基体试样的铬层在拐角处也发生了剥落，且在尖角开裂后，裂纹沿着界面扩展。铬层的剥落表明激光预处理钢基体试样在热疲劳载荷作用下，其饱和裂纹密度容限介于1000次至1300次之间，取其平均值约为1150次。两种试样出现的铬层周期性主裂纹如图6.16所示。



(a) 铬层/无激光预处理钢基体

(a) Cr /non pre-quenched steel substrate

(b) 铬层/激光预处理钢基体

(b) Cr /laser pre-quenched steel substrate

图 6.16 热循环 1300 次后两种试样的代表性铬层开裂图片

Fig.6.16 The representative optical microscope of the cracking of the Cr coating after 1300 thermal cycles

图 6.16(a)和(b)为两种试样在横截面中部附近的照片,比较图 6.16(a)和(b)可得到:两者都有明显的周期性主裂纹,但前者(无激光预处理试样)的铬层发生了明显的“塌落”现象,而后者(有激光预处理试样)的铬层保持得比较完整,没有发生明显的“塌落”现象。这表明后者的铬层性能要优于前者。其实,激光预处理钢基体会产生“遗传”效应,即激光预处理钢基体后,会优化铬层的组织结构及其性能^{[152][166]}。有关激光预处理钢基体对铬层产生“遗传效应”的详细研究可参阅文献[166]。

另外,从图 6.16 中,还可看到在铬层主裂纹与界面的交界点的基体内有类似于枪炮管内的“口袋型”裂口,这是由于当铬层的主裂纹到达界面后,裂纹往基体内扩展,由于本试验采用水冷却的方式,因此,水将顺着主裂纹的方向进入基体。当水进入基体后,在往复加热的过程中,会对基体造成氧化和腐蚀,这样就形成了类似于枪炮管内的“口袋型”裂口。

统计得到的铬层裂纹密度与疲劳次数的对应关系如表 6.1 所示。

表 6.1 两种试样的铬层裂纹密度与疲劳次数的对应关系统计情况

Table 6.1 The statistics of the crack density of the Cr coating vs. the thermal fatigue times

	原始态	100 次	200 次	400 次	650 次	800 次	1000 次
(无激光)裂纹密度($\times 10^{-2}$)	4.60	7.26	14.0	19.0	25.0	31.50	42.82
(有激光)裂纹密度($\times 10^{-2}$)	3.20	3.73	4.80	11.42	18.30	23.64	31.05

表 6.1 中两种试样的铬层裂纹密度随着疲劳次数的变化规律可用图 6.17 来描绘。

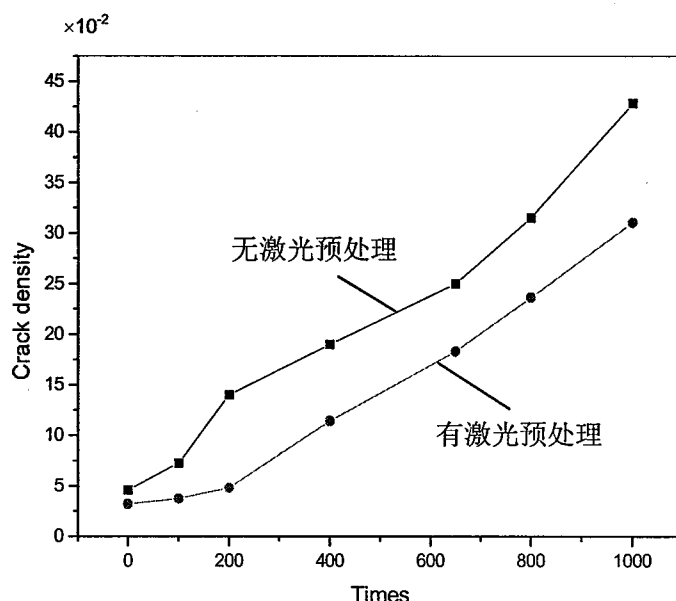


图6.17 两种试样的铬层裂纹密度随疲劳次数的变化规律

Fig.6.17 The variation of the crack density of the coating vs. the thermal fatigue times

6.4 结果与讨论

从表 6.1 和图 6.17 可看出,在同样的工况条件下,两种试样的铬层裂纹密度都随疲劳次数的增加而增加,但有激光预处理钢基体试样的铬层裂纹密度自始至终都比无激光预处理钢基体的铬层裂纹密度小。胡等^[152,167]通过解剖分析经实弹射击后的镀铬枪管发现,有激光预处理枪钢基体的铬层裂纹密度明显比无激光预处理的铬层裂纹密度小,这一结果与本章的结果一致。杨和黄^[161]采用涂层裂纹密度参数评价 PVD 硬质涂层的断裂韧性,他们得到的结论是涂层的裂纹密度小其断裂韧性大,涂层的裂纹密度大则其断裂韧性小;再根据前面陈述的德国工程师协会编制的用压痕法测量 PVD 涂层结合性能(力)的 VDI3198-1922《压痕法试验原理和评级》标准,可以得到一点启示,即采用激光预处理钢基体技术至少可以得到三个很重要的结果:一是强化了基体表面,二是提高了铬层的断裂韧性,三是提高了铬层与钢基体的界面结合性能。

其实,早在本章的热疲劳试验前,作者就曾采用过拉伸法研究了激光离散预处理钢基体试样的铬层性能及其界面结合性能,试验的试件制作、过程及方法与第三章中的侧向基体拉伸法相同,只不过带激光离散预处理钢基体试样的横截面示意图如图 6.18 所示。拉伸试验的结果为:试样在两个激光带之间开裂,即在无激光处理区开裂,且断口发生在无激光处理区,如图 6.19 所示,其中图(a)为铬层表面开裂图,(b)图为

与(a)图对应的横截面图。

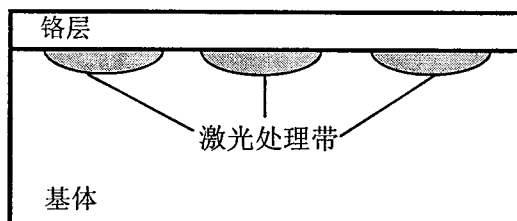
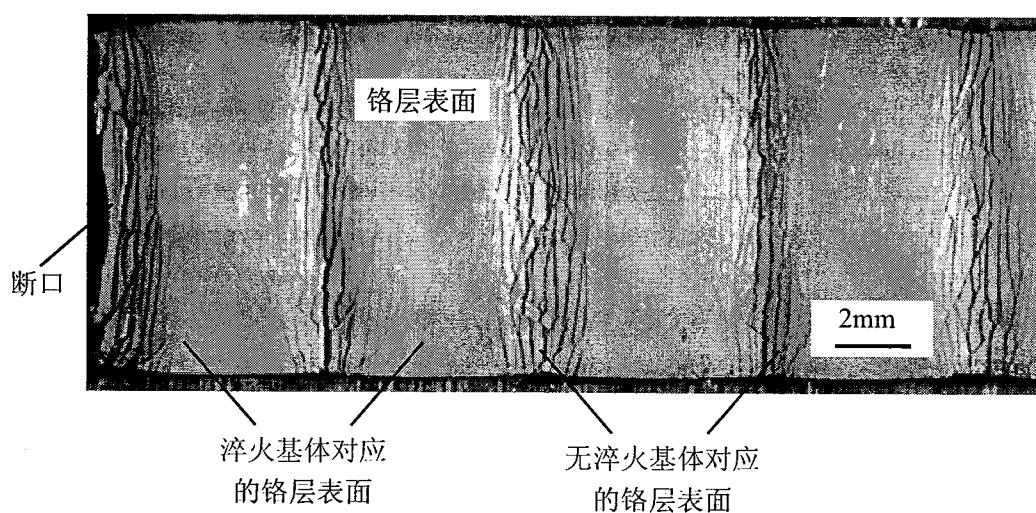


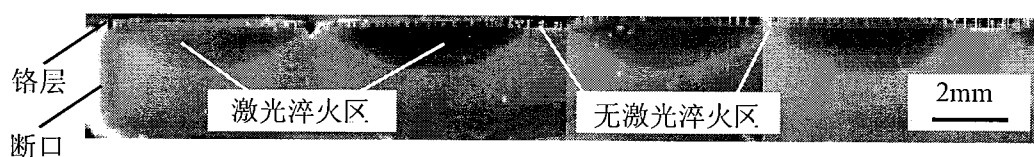
图 6.18 激光离散预处理钢基体拉伸试样的横截面示意图

Fig.6.18 The cross-section profile of the coating and substrate with periodic pre-quenched regions



(a) 激光离散预处理钢基体上的铬层表面开裂图

(a) The characteristic of the cracking of the Cr coating on the discrete pre-quenched steel substrate



(b) 铬层/激光离散预处理钢基体横截面图

(b) The characteristic of the cracking of the cross section of the specimen

图 6.19 铬层/激光离散预处理钢基体在拉伸载荷作用下的断裂特征

Fig.6.19 The characteristic of the cracking of the Cr coating/discrete pre-quenched steel substrate specimen under tensile load

开裂区域发生在无激光淬火区的原因是因为这一部分区域是弱区，其弱的方面表现在铬层的性能、界面性能和基体的性能。

其实，关于激光离散预处理钢基体延长镀铬身管寿命的材料学机制可参阅文献[166]，其中指出激光预处理钢基体后，在激光相变硬化区的晶粒得到了高度的细化，

该细化的组织结构会“遗传”到界面微结构和铬层的微结构，其中对界面微结构的影响如图 6.20 所示。

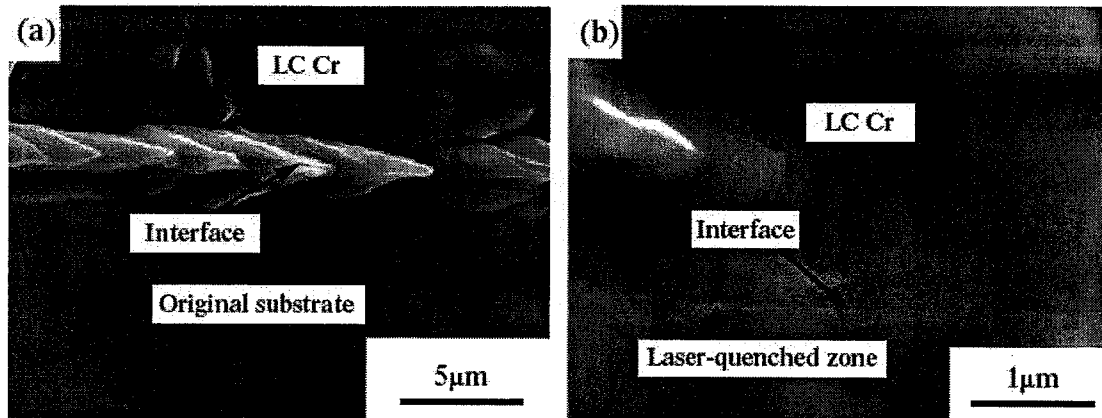


图6.20 铬层/原始基体和铬层/激光相变硬化区的界面SEM形貌, (a) 铬层/原始钢基体界面SEM形貌, (b) 铬层/激光预处理钢基体界面SEM形貌^[166]

Fig.6.20 SEM micrographs of the LC-Cr/substrate interfacial morphologies, SEM interfacial micrographs of Cr corresponding to the original substrate; (b) SEM interfacial micrographs of Cr corresponding to the laser pre-quenched steel substrate^[166]

从图 6.20 可看出，铬层/原始基体的界面存在一层“夹层”，而铬层/激光相变硬化区的界面平整且光滑。为了进一步证实这一结果，李^[166]利用 XTEM 手段，再次发现后者的界面平整且光滑，而前者的界面存在一层“夹层”，如图 6.21 所示。

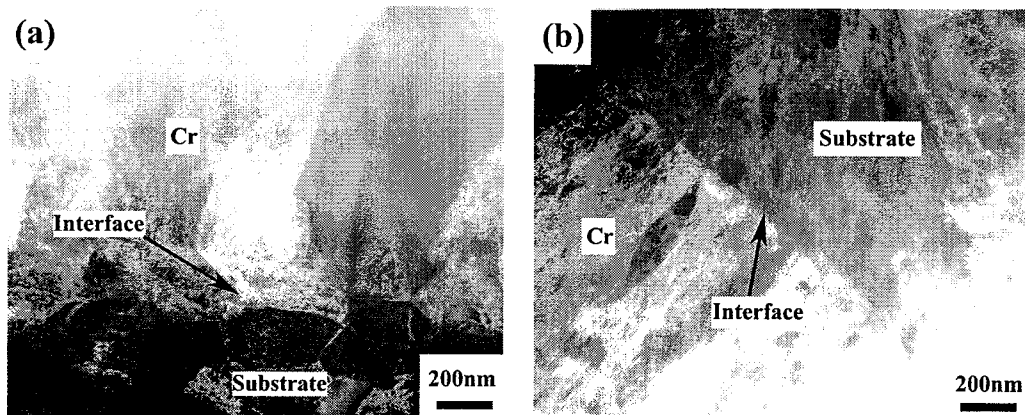


图6.21 铬层/原始基体和铬层/激光相变硬化区的界面XTEM形貌, (a) 铬层/原始钢基体界面形貌, (b) 铬层/激光预处理钢基体界面形貌^[166]

Fig.6.21 XTEM micrographs of the LC-Cr/substrate interfacial morphologies, XTEM interfacial micrographs of Cr corresponding to the original substrate; (b) XTEM interfacial micrographs of Cr corresponding to the laser pre-quenched steel substrate^[166]

基体表层由于激光相变硬化得到的高度细化组织结构“遗传”到铬层的微结构

特征如图 6.22 所示, 其中图 6.22(a)显示了初始镀铬层的结构及形貌, 呈现出与激光离散淬火基体相同的周期性梯度结构形貌, 其中: (A)区为激光相变硬化区对应的铬层形貌, (B)区为过渡区对应的铬层形貌, (C)区为原始基体对应的铬层形貌, 这三区铬层形貌的放大图分别对应着图 6.22 的(b)、(c)、(d)图。这些图片表明激光相变硬化区上镀铬层的组织高度细化, 经统计, 无激光预处理和有激光预处理钢基体上的初始镀铬层的晶粒平均尺度分别为 30~50nm 和 8~12nm^[166]。

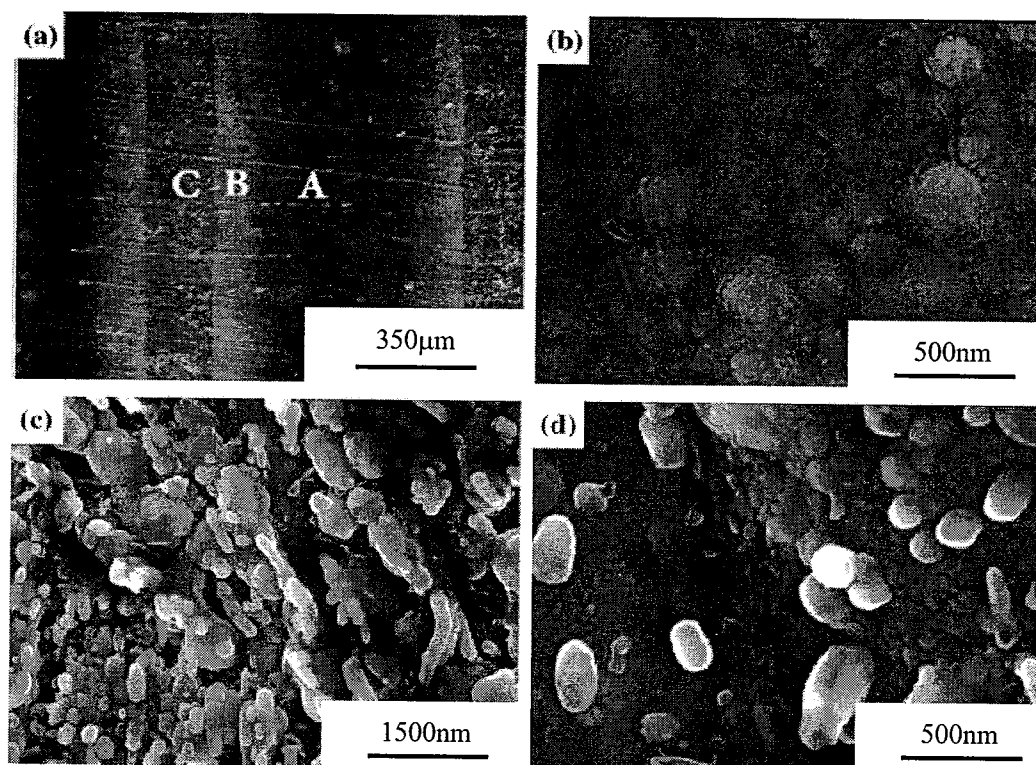
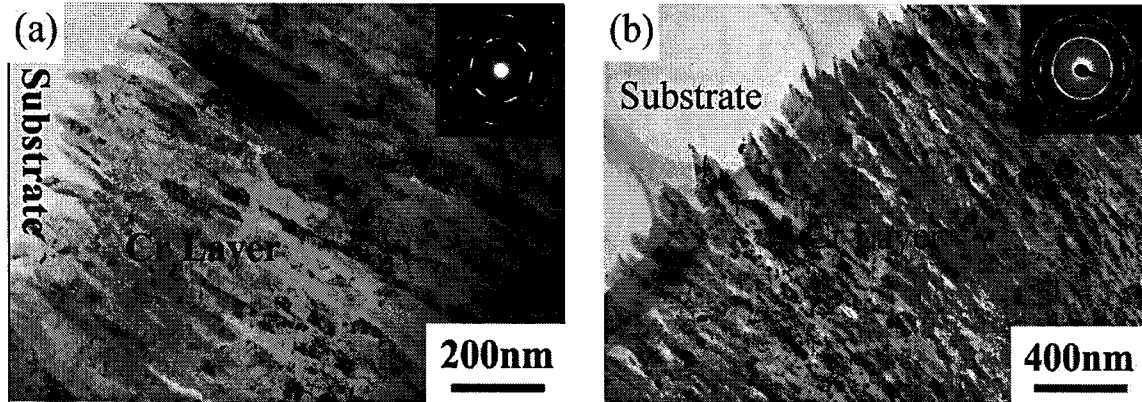


图 6.22 三区铬层的 SEM 形貌, (a)图中: (A)区为基体激光相变硬化区对应的铬层形貌, (B)区为过渡区对应的铬层形貌, (C)区为原始基体对应的铬层形貌, 这三区铬层形貌的放大图分别对应着图 (b)、(c)、(d)^[166]

Fig.6.22 SEM micrographs of the typical near-substrate surface characteristics of the free-standing Cr electrodeposits; (a) low-magnified micrograph, the three zones of distinctly different morphologies are labeled zones A, B and C; (b), (c) and (d) HRSEM micrographs corresponding to zones A, B and C in (a), respectively^[166]

为了进一步证实激光相变硬化组织对镀铬层结构产生的这一重要影响, 李^[166]利用 TEM 手段, 再次发现基体激光相变硬化区对应的镀铬层具有更精细的组织结构, 如图 6.23 所示(从衍射环的形状可看出)。



(a) 原始基体对应的铬层形貌

(b) 激光相变硬化区对应的铬层形貌

图 6.23 原始基体和激光相变硬化区对应的铬层 TEM 形貌^[166]

Fig.6.23 TEM micrographs of the Cr/substrate interfacial morphologies; (a) TEM micrographs of Cr corresponding to the original substrate; (b) TEM micrographs of Cr corresponding to the laser pre-quenched steel substrate^[166]

从材料的微观结构与力学性能的关系来看,一般来说,晶粒的细化会提高金属材料的力学性能,界面微结构的优化会提高界面结合的力学性能,这更进一步证实了激光处理区所对应的铬层性能、界面性能和基体性能要优于无激光处理区所对应的这些性能。本章的热疲劳试验与带激光离散预处理钢基体的拉伸试验都证实了这一结果。

6.5 本章小结

本章采用涂层饱和裂纹密度容限参数,研究了在热疲劳载荷作用下,电镀铬层/钢基体和电镀铬层/激光预处理钢基体两种材料的铬层及其界面结合性能,得到的结果如下:

$$(1) \text{ 定义了一个新的无量纲涂层裂纹密度参数 } \varepsilon_c, \quad \varepsilon_c = \frac{\sum_{i=1}^{N_c} L_{Ci} \times < B_{Ci} >}{A}。$$

(2) 在同样的工况条件下,两种试样的铬层裂纹密度都随疲劳次数的增加而增加,但有激光预处理钢基体试样的铬层裂纹密度自始至终都比无激光预处理钢基体的铬层裂纹密度小,且前者的铬层饱和裂纹密度容限在 1150 次左右,后者的铬层饱和裂纹密度容限在 900 次左右,这表明前者的铬层性能及其界面结合性能要优于后者。

第七章 复合体系含激光预处理钢基体效应的断裂韧性

表征指标的理论推导

7.1 引言

在表面工程领域,通常采用这样一种复合技术,即采用高能束(比如激光束,电子束或离子束等)对基体的表面预先进行热处理,然后再在预处理过的基体上沉积或喷上涂层^[168-173]。例如,激光预处理钢基体表面再电沉积铬层^[168],脉冲 UV 激光表面预处理基体再粘接金刚石类涂层^[169],准分子激光预处理聚合物表面再沉积金属涂层^[170],等等。这一项复合技术能极大地提高涂层体系的力学性能。李等^[168]报道激光预处理钢基体表面再电沉积铬层能减少钢基体与涂层的硬度梯度,这种情形会极大地提高这种材料体系的承载能力。事实上,激光预处理钢基体导致的淬火层的总深度可以远远大于涂层的厚度,或者与涂层的厚度属于同一量级,于是,钢基体表层由于激光热处理所带来的应力状态和力学性能的变化对这种复合体系的断裂行为的影响是绝对不能忽略的。涂层/界面/基体复合体系的断裂行为经常是材料和力学科技工作者所关注的热点问题^[8,9,16,34,38,149,174-179]。

对于脆性涂层/韧性基体材料体系,其典型的失效模式通常有两大阶段:第一阶段是脆性涂层在拉应力的作用下很容易导致开裂,裂纹通常贯穿涂层的厚度;第二阶段是当涂层内的裂纹扩展到涂层与基体的界面或界面附近时,裂纹的存在与扩展路径通常有以下五种情形:(1) 裂纹沿着界面扩展,或者在平行于界面的次界面扩展;(2) 裂纹往基体内扩展;(3) 裂纹可能同时往界面和基体内扩展;(4) 裂纹终止于界面上或界面的附近;(5) 裂纹在往(次)界面或(和)基体内扩展时,裂纹出现明显的偏折。下面以枪炮管的电镀铬层为研究对象,讨论这些裂纹模式。

图 7.1 为镀铬枪炮管的电镀铬层使用前原始形貌,图 7.2 和图 7.3 为在实际工况下,枪炮管内的电镀铬层/钢基体复合体系中的裂纹模式。图 7.2 是从实弹射击过的枪炮管截取的一个横截面图,从中可以看到,裂纹有多种模式。根据作者对实际枪炮管的大量解剖分析,发现裂纹的模式大体反映在了图 7.3 中的(a)、(b)、(c)、(d)、(e)中,其中(a)图中所示的被定义为裂纹模式 I,该模式反映了涂层中的裂纹到达界面后往基体

与界面扩展的情形,且往界面的两个方向扩展,从而形成一个类似于“十字架”似的的裂纹模式;(b)图中的裂纹模式 II 反映了涂层的裂纹到达界面后,裂纹往基体内扩展;(c)图中的裂纹模式 III 反映了涂层中的裂纹到达界面后,往基体与次界面(平行于界面)扩展的情形,并且界面裂纹扩展的方向为单方向;(d)图中的裂纹模式 IV 反映了涂层中的裂纹到达界面后,往基体与次界面扩展的情形;(e)图中的裂纹模式 V 反映了涂层中的裂纹到达界面后,在往(次)界面和基体内扩展时,裂纹出现了明显的偏折。

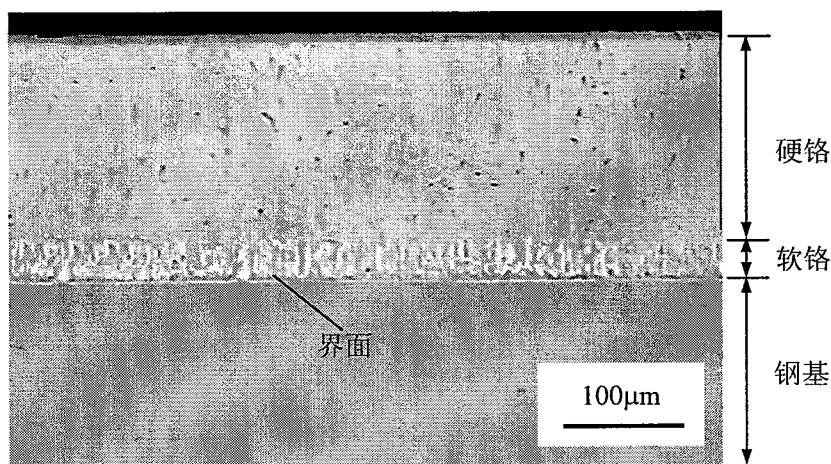


图 7.1 铬层/钢基体横截面的原始形貌

Fig.7.1 The initial optical microscope of the cross-section of the Cr coating on the steel in a gun tube

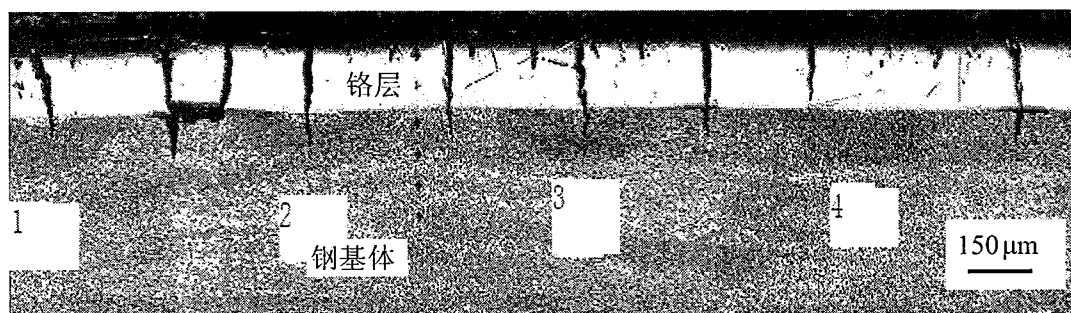


图 7.2 截取实际工况下枪炮管内某一段电镀铬层/钢基体材料的截面图

Fig.7.2 The cross-section of a gun tube under the practical load conditions

这里说明一下枪炮身管内的电镀铬层所受到的实际工况。在子弹的连续射击时,身管内膛的铬层在很短时间内(2~20ms)就要承受火药燃气的高温(~3000℃)、高压(~350MPa)、冲刷(~800m/s)和化学腐蚀作用,同时还有抵御弹丸导转侧的挤压和磨损作用,工作环境非常恶劣。虽然工况如此恶劣,但典型的裂纹模式也大致就是上面所描绘的几类。

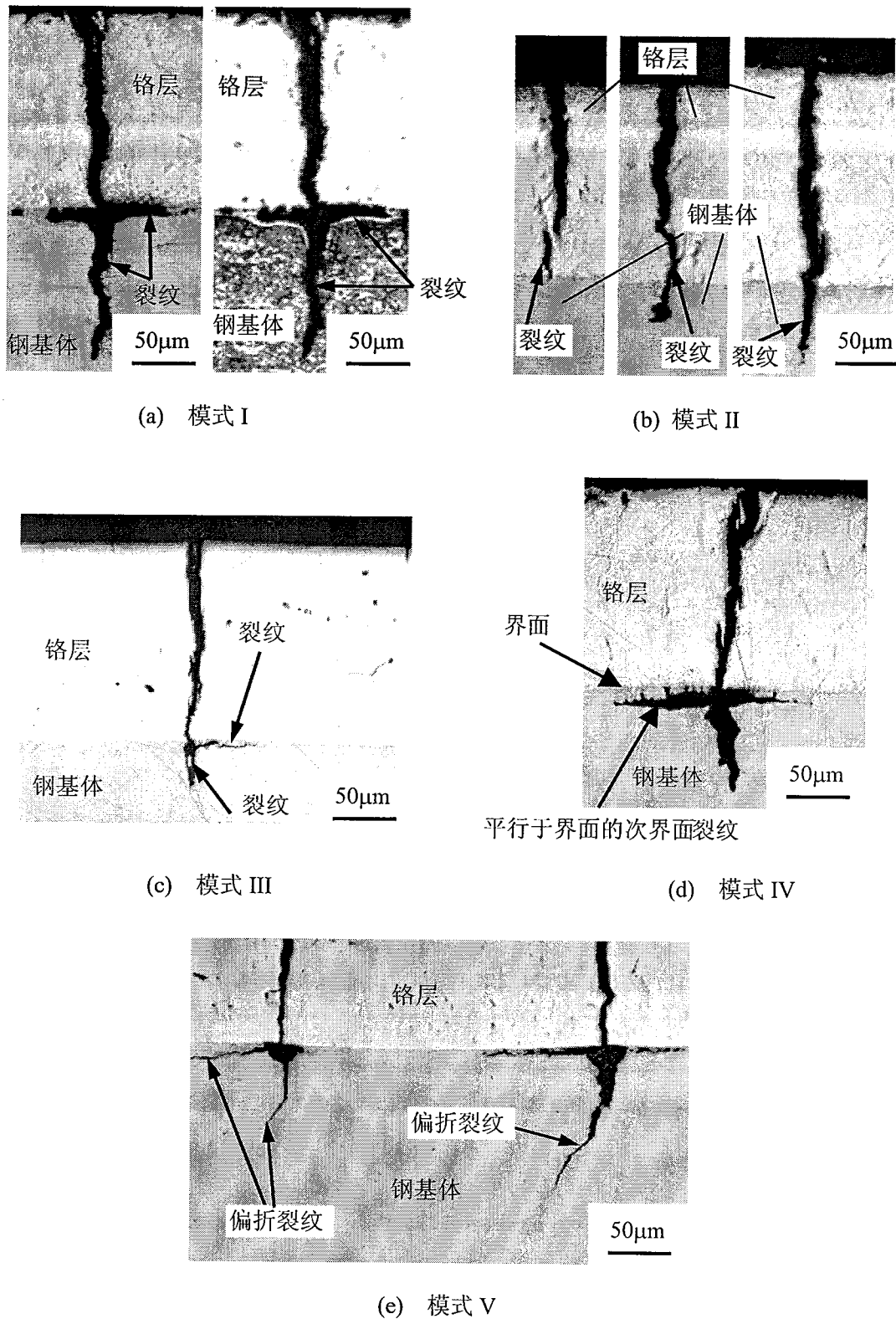


图 7.3 实际工况下枪炮管内电镀铬层/钢基体材料的多种裂纹模式
Fig.7.3 The multi-cracking modes in gun tube under the practical load conditions

事实上，裂纹之所以会出现这么多的走向取决于诸多因素，比如复杂的载荷条件，

涂层与基体的界面结合性能,涂层与基体本身的力学性能(例如两者弹性模量的失配情况、断裂强度、屈服强度、泊松比、切变模量、热膨胀系数等),涂层与基体内的残余应力情况,涂层、界面和基体的损失、缺陷情况等等^[8,9,16,34,38,149,176-179]。

关于复合材料的断裂力学问题已经有很多的研究报道。最经典的论文通常是处理界面断裂力学问题^[180,181]。关于对界面裂纹和裂纹扩展方向平行于界面的断裂力学问题的研究可参阅文献^[38]。裂纹在界面上可能发生偏转和裂纹发生偏转的准则可参阅文献^[182-184]。关于涂层内垂直于界面的裂纹也有许多的报道^[155,185-189],相关的理论结果如下:当涂层的模量大于基体的模量时,裂纹从涂层内到达界面时的应力强度因子趋近于无穷大,当涂层的模量小于基体的模量时,裂纹从涂层内到达界面时的应力强度因子趋近于零。Chen 等^[190]研究了此类几何裂纹的 J 积分准则。当垂直于界面的裂纹穿过界面进入均匀基体内的断裂行为研究也有一些成果^[191,192]。

在本章中,探讨一种由于激光预处理钢基体表面所带来的效应对涂层体系断裂行为的影响研究。此处研究的情形是贯穿于涂层的厚度且垂直于界面的裂纹,该裂纹的尖端处于界面附近(次界面)内的激光硬化层的中心位置。

一般来说,激光淬火金属基体表面能够导致两个很重要的结果^[193-205]:一个是基体表层残余压应力的产生,另一个是由于显微组织的变化而引起的力学性能的变化。据 Grum^[193]报道,沿着淬火层深度方向的残余压应力可达 200~500MPa。根据 Shi 等^[204]和 Liu^[205]报道,激光淬火可以获得非常精细和良好的显微组织结构。这些显微组织的变化会影响到力学性能的变化,比如显微硬度和屈服强度的提高。材料的硬度虽然不是一个基本的力学量,但是一个很重要的描绘材料力学性能的物理量,由于硬度指标可以十分简单、快捷地测量出来,因此在材料界被广泛地采用。另外, Guan 等^[206]报道硬度也可以通过数学模型来加以预测。一般来说,硬度这一性能沿着淬火层深度方向是梯度变化的,本章将其定义为硬度梯度效应。当然,屈服强度沿着淬火层深度方向也是梯度变化的,这一效应被 Kolednik 和 Suresh^[207, 208]定义为屈服强度梯度效应。这里值得强调的是,激光淬火钢基体材料,要测量出淬火层内每一点的屈服强度是十分困难的,但是显微硬度的测量却非常的简单、方便和快捷, Tabor^[209]、Ashby 和 Jones^[210]、Callister^[211]指出,在不考虑加工硬化的情形下,显微硬度可以近似于屈服强度的 3 倍。最近以来, Cheng 等^[212]采用量纲分析和有限元计算的方法,建立了一套基于量纲分析的纳米硬度标度理论,指出屈服强度可以从纳米(显微)硬度的测量

中得到, 有关显微硬度和屈服强度的关系可以参阅文献[212-215]。

本章将屈服强度梯度效应延伸到显微硬度梯度效应, 即用显微硬度表征材料的屈服强度, 通过构建力学模型, 定量化地分析了在涂层/激光预处理钢基体这种复合体系中, 由于激光预处理钢基体在淬火层内产生的显微硬度梯度效应和残余应力效应对裂纹扩展驱动力(J 积分)的影响。在模型中, 假定裂纹垂直于涂层/淬火钢基体的界面, 同时裂纹尖端位于界面附近(次界面或界面层)激光处理区中硬化区的中部。这里值得强调的是, 当扩展方向垂直于界面的涂层裂纹到达界面后, 无论裂纹出现图 7.3 所示的 5 种情形中的任何一种情形, 都会受到激光预处理钢基体所带来的显微硬度梯度效应和残余应力梯度效应的影响。因此, 根据激光预处理钢基体在淬火层内形成的显微硬度梯度效应和残余应力梯度效应构建力学模型, 定量分析了这两种效应对裂纹扩展驱动力(J 积分)的影响, 获得了含这两种效应的断裂韧性表征参量的一般表达式。同时, 采用一个复合双悬臂梁模型, 导出了复合体系含这两种效应的裂纹往界面层内扩展的驱动力的解析表达式。本章获得的解析表达式不但可以用来预测这两种效应对裂纹扩展驱动力的影响, 更重要的是可以为将来实验研究这两种效应对该种复合体系的断裂韧性指标的影响奠定一个理论的基础, 即解析推导出了复合体系含这两种效应的断裂韧性表征指标。在将来的实验研究中, 所测量得到的临界裂纹扩展驱动力(或临界 J 积分)即为该复合体系的断裂韧性参量。最后通过一个算例, 研究了对于某一给定的裂纹长度, 残余应力的变化、联接显微硬度和屈服强度约束系数的变化、钢基体淬火区的弹性模量与涂层的弹性模量比值的变化对裂纹扩展驱动力的影响。

7.2 力学模型的构建及一般表达式的推导

事实上, 激光淬火钢基体表面使得钢基体变成了一种功能梯度材料, 因为钢基体表面的激光淬火层是由硬化区、过渡区和热影响区组成, 每一区都具有不同的力学性能^[216], 硬化区具有完整的马氏体结构, 而过渡区是由一部分奥氏体、最终的硬化结构和没有转化成奥氏体的结构组成, 而热影响区的材料结构取决于基体材料最原始的状态^[216]。但是, 在力学性能中, 钢基体的杨氏模量受激光淬火的影响变化很小, 可以说几乎不受影响^[217]。因此, 可以认为激光处理层中的每一层与基体的原始状态都具有相同的杨氏模量。在本研究工作中, 值得强调的是, 激光淬火钢基体是发生在电沉积铬层之前, 激光处理的方式可以是激光扫描, 激光带之间可以搭接。对于大的平板试件来说, 激光扫描带可以是周期性的, 这种处理方式被称为激光离散处理, 作者

所在课题组已对这种激光离散预处理钢基体结构的整体力学行为进行了研究,并取得了一定的研究成果^[218-221]。

本章可借鉴复合材料细观力学的理论,把激光带看作类似于条状的纤维增强材料,介于涂层与原始钢基体之间。为简化问题,本章研究工作不考虑激光扫描带之间的相互作用。因此,可以选择一条具有代表性的激光淬火带作为研究对象。另外,这一代表性的激光淬火带也可以适用于小尺寸试件,这种小尺寸试件的表面尺寸比激光扫描的带宽小或者近似相等。比如张学枕等^[222]采用大功率 CO_2 激光对直齿圆柱齿轮进行激光热处理,处理方式激光带沿着齿的齿面到齿根进行扫描。还有王慧萍等^[223]采用激光对圆锯片齿部进行激光热处理。

以枪钢为基体材料(30CrNi2MoV),激光淬火钢基体表面后再电沉积铬层,于是可以得到包含铬层、激光淬火层和原始钢基体材料的一种新型复合结构,其横截面如图 7.4 所示。

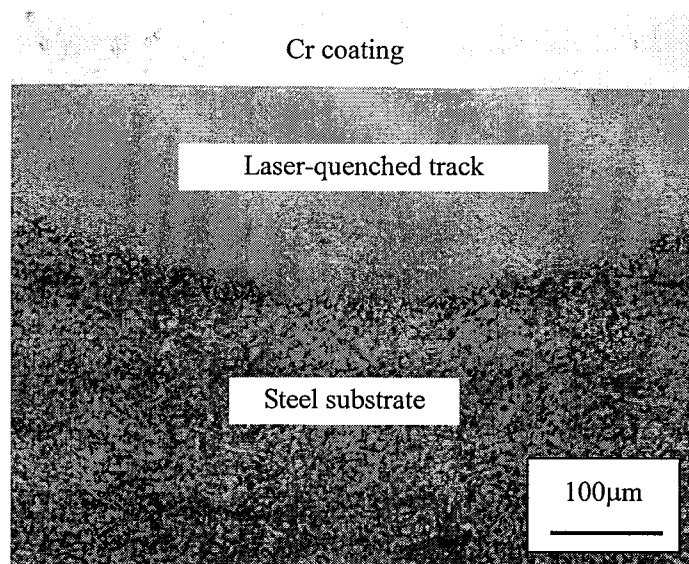


图 7.4 由铬层、钢基体激光淬火层和原始钢基体材料组成的复合结构^[168]

Fig.7.4 Cross section optical micrograph of the structure composed of Cr coating, laser-quenched layer and steel substrate (from Li et al.^[168])

于是本章提出了这一特定材料的力学模型,即涂层、功能激光热处理层和基材(基体原始状态)的力学模型,如图 7.5 所示,图中的 h_1 和 h_2 分别表示涂层的厚度和激光处理层的总深度。

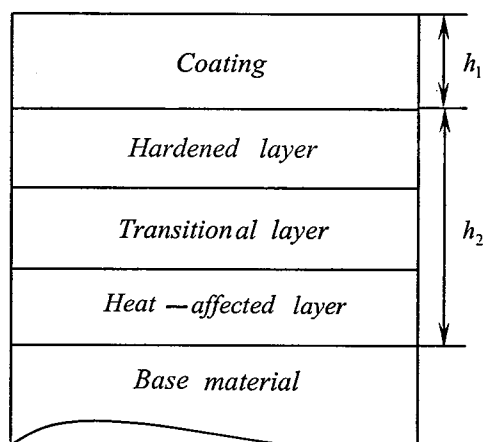


图 7.5 一种由涂层、功能激光热处理层和原始钢基体组成的复合结构的力学模型
Fig.7.5 A mechanical model of a material composed of a coating, a functional heat-treated layer and a base material

在本章中，用 x 的正方向表示由上至下的激光处理层的方向，并且假定在激光带中心位置上的显微硬度沿着深度方向是变化的，可以写成以下的函数形式

$$H = H(x), \quad x \geq h_1 \quad (7.1)$$

激光带中心位置上的显微硬度沿着深度方向的变化情形可用图 7.6 来描绘。

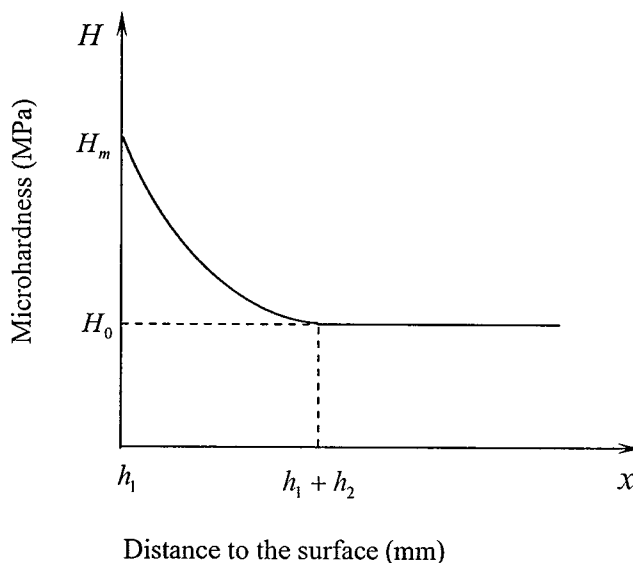


图 7.6 显微硬度沿着激光热处理层内(从上至下方向)变化的描绘图
Fig.7.6 The micro-hardness in the middle of the laser treated track as a function of the track depth

在图 7.6 中，其中的 H_m 表示激光处理层中心位置最表面的显微硬度，对应的

横坐标 $x = h_1$; H_0 表示原始基体的显微硬度, 对应的横坐标 $x = h_1 + h_2$ 。一个具体的显微硬度沿着深度方向变化的规律图在本章的第四部分给出。

在本章的力学模型中, 假定裂纹垂直于涂层与激光硬化层所组成的界面, 并且裂纹的尖端位于界面层的激光硬化区内的中部, 这里的界面层定义与第三章中的定义一样, 即处于激光淬火钢基体材料的一侧, 其示意图如图 7.7 所示。

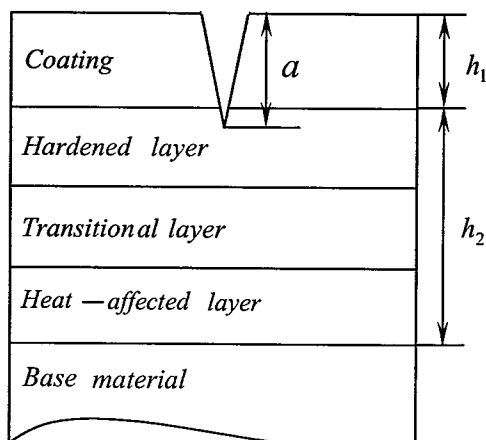


图 7.7 裂纹尖端位于界面附近(次界面)的激光热处理硬化区中部的示意图

Fig.7.7 A schematic illustration of a crack propagating into the middle of the laser hardened layer

在图 7.7 中, 裂纹长度 a 满足关系式 $h_1 < a < h_1 + h_2$ 。其实, 裂纹进入界面附近的激光处理的硬化区中部可以在实际的工程中找到, 比如图 7.8 所示的情形: 实际的工况下枪炮管内的铬层裂纹进入激光处理钢基体的硬化区中部。

在本章中, 假定淬火钢基体在加载的过程中, 表现出与理想弹塑性材料具有相同的应力与应变关系, 其屈服强度用 σ_s 表示。根据弹性理论和量纲分析(dimension analysis), 对于带裂纹的线弹性体, 弹性体的势(位)能 Π 取决于广义的外界载荷 F_p , 裂纹的长度 a , 涂层的杨氏模量 E_1 , 淬火层的杨氏模量 E_2 (淬火层与原始基体材料具有相同的杨氏模量), 材料的几何尺寸和形状 g (其垂直于纸面方向的厚度用 B 表示), 对于非线性弹性体和激光淬火导致的残余应力特征, 势能 Π 还依赖于屈服强度 σ_s 和残余应力 σ_R , 即

$$\Pi = \Pi(F_p, a, E_1, E_2, g, \sigma_s, \sigma_R) \quad (7.2)$$

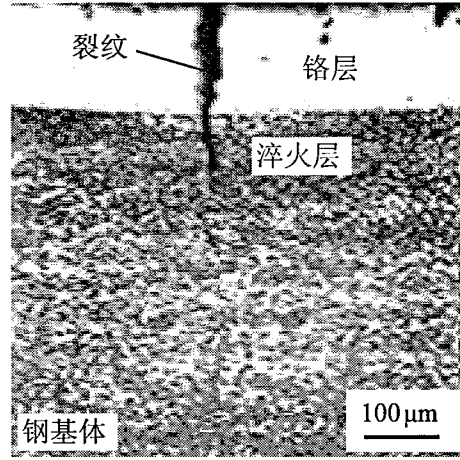


图 7.8 实际工况下枪炮管内裂纹尖端位于界面附近的激光处理区图

Fig.7.8 The optical microscope of a crack propagating into the middle of the hardened layer in a gun tube

Cheng 等^[213]指出, 对于弹塑性固体, 即便是理想弹塑性固体, 采用压入法也未能得到纳米(显微)硬度与屈服强度之间的解析关系。但是, 对于一种给定的具体材料, 显微硬度与屈服强度同量纲, 且它们之间一定存在着某种特定的关系, 因此可以假定屈服强度为显微硬度的函数, 即

$$\sigma_s = \sigma_s(H) \quad (7.3)$$

于是(7.2)可以写成为

$$\Pi = \Pi(F_p, a, E_1, E_2, g, \sigma_s(H), \sigma_R) \quad (7.4)$$

现在实施一个假想的力学实验:

首先, 让弹性体的裂纹扩展 Δa , 在裂纹扩展的过程中(7.4)中的其它参数保持不变, 因此可以得到著名的 J 积分^[224]

$$J = -\frac{1}{B} \frac{\partial \Pi}{\partial a} \bigg|_{(F_p, E_1, E_2, g, \sigma_s, \sigma_R)} \quad (7.5)$$

这里的 J 积分就代表裂纹扩展驱动力。然后让显微硬度增加 ΔH , 而式(7.4)中的其它参数均保持不变。于是, 在裂纹的扩展过程中, 将会出现另一个附加的裂纹扩展驱动力, 该附加的裂纹扩展驱动力为

$$J_H = -\frac{1}{B} \frac{\partial \Pi}{\partial \sigma_s} \bigg|_{(F_p, a, E_1, E_2, g, \sigma_R)} \cdot \frac{d\sigma_s}{dH} \cdot \frac{dH}{da} \quad (7.6)$$

这里的 J_H 表示了显微硬度梯度项，它代表了在裂纹扩展的过程中，伴随着材料力学性能的变化对裂纹扩展驱动力的影响。裂纹扩展的同时，伴随着材料显微硬度变化的情形可以用图 7.9 来描绘。

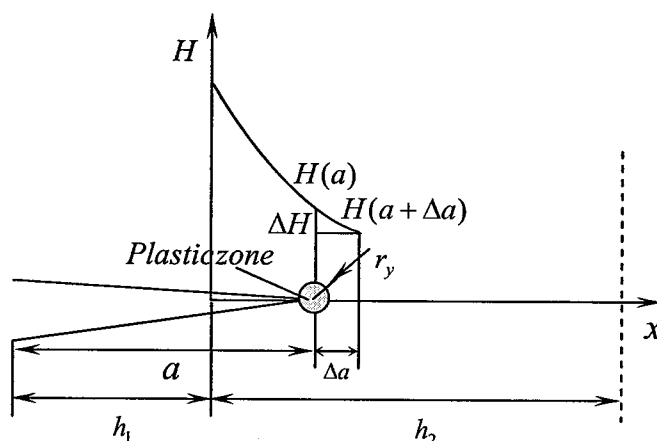


图 7.9 裂纹扩展过程中伴随显微硬度变化的描绘

Fig.7.9 A description of the crack propagation in combination with micro-hardness variation

于是得到一个总的裂纹扩展驱动力 J_{tot} 表达式，即式(7.5)和式(7.6)之和

$$J_{tot} = J + J_H \quad (7.7)$$

式(7.7)即为含显微硬度梯度效应和残余应力效应的断裂韧性表征参量的一般表达式。同时，式(7.7)还可以退化到没有激光预处理钢基体的情形。对于没有激光预处理的情形，只要令式(7.7)中的显微硬度梯度项 J_H 和式中的残余应力 σ_R 等于零，即

$$J_H = \frac{dH}{da} = 0, \quad \sigma_R = 0$$

就可以得到没有激光预处理钢基体效应的断裂韧性表征参量的一般表达式。

7.3 复合双悬臂梁的应用及解析表达式的推导

在断裂力学中，双悬臂梁模型经常被用来测量均质材料的断裂韧性。值得关注的是，Honein 和 Herrmann^[225] 将该模型成功地应用于研究非均质材料的弹性模量梯度效应，获得了裂纹在具有弹性模量梯度方向的材料中扩展时驱动力的解析表达式。Kolednik 和 Suresh^[207, 208] 将该模型成功地应用于研究非均质材料的屈服强度梯度效应，同样获得了裂纹在具有屈服强度梯度方向的材料中扩展时驱动力的解析表达式。

这些解析表达式不仅仅可以用来研究弹性模量和屈服强度梯度这两种效应对裂纹扩展驱动力的影响,更重要的是可以用来实验研究非均质材料的断裂韧性,这些理论成果已经被应用于实验研究和有限元分析中^[226, 227]。在本研究工作中,将悬臂梁模型推广为一复合双悬臂梁模型,它将用于研究激光预处理钢基体在淬火层深度方向导致的残余应力和显微硬度梯度效应对裂纹扩展驱动力的影响。值得强调的是,这里的淬火层深度方向指的是裂纹扩展方向垂直于界面,并且裂纹尖端位于界面层内,这里的界面层与前面的含义相同,不再赘述,如图 7.10 所示。

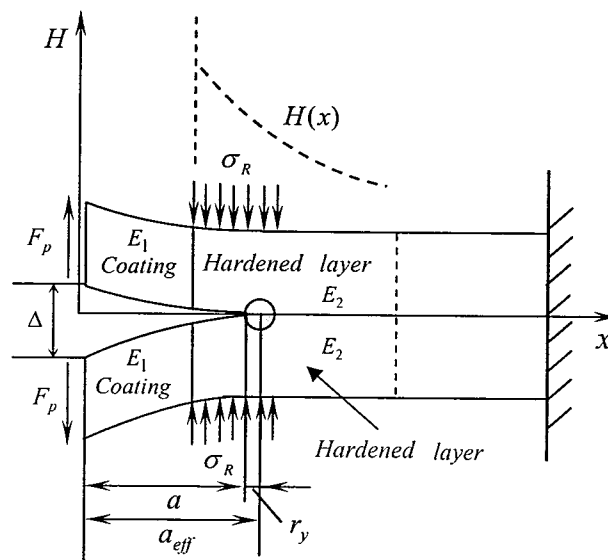


图 7.10 复合双悬臂梁模型

Fig.7.10 A Composite Double Cantilever Beam model

在此模型中,一对外界载荷 F_p 施加在复合双悬臂梁的悬臂端,激光预处理钢基体产生的残余压应力 σ_R 可以认为是一对外界载荷施加在悬臂梁基体硬化区部分的上、下两个面上。在此模型中,还假定裂纹尖端位于硬化区的中部(界面层内),且深入在硬化区中的长度 $a - h_1$ 远远小于激光处理层的总深度 h_2 , 即 $a - h_1 \ll h_2$, 因此,本章将残余压应力 σ_R 沿着 $a - h_1$ 的长度上做了一个平均值的处理,即 σ_R 为长度 $a - h_1$ 上的残余压应力的平均值。当裂纹长度等于 a 时,根据复合双悬臂梁的基本理论,在悬臂端由于 F_p 产生的垂直位移为

$$\Delta_{F_p} = \frac{2F_p(a^3 - h_1^3)}{3E_2I} + \frac{2F_ph_1^3}{3E_1I} \quad (7.8)$$

由于残余压应力 σ_R 产生的垂直位移为

$$\Delta_{\sigma_R} = -\frac{\sigma_RB(a-h_1)^4}{4E_2I} - \frac{\sigma_RB(a-h_1)^3h_1}{3E_2I} \quad (7.9)$$

对于残余拉应力的情形，只要将式(7.9)中右端的 σ_R 用 $-\sigma_R$ 代替即可。此处的 I 为一根梁的惯性矩， B 为复合双悬臂梁的厚度。于是可以得到由于 F_p 和 σ_R 在悬臂端产生的总位移，即式(7.8)和式(7.9)之和，即

$$\Delta_e = \frac{2F_p(a^3 - h_1^3)}{3E_2I} + \frac{2F_ph_1^3}{3E_1I} - \frac{\sigma_RB(a-h_1)^4}{4E_2I} - \frac{\sigma_RB(a-h_1)^3h_1}{3E_2I} \quad (7.10)$$

对于线弹性断裂力学的小范围屈服条件，裂纹尖端的圆形塑性区的半径可以采用 Irwin^[228] 的模型给出

$$r_y = \beta \frac{GE_2}{\sigma_s^2} \quad (7.11)$$

其中 σ_s 为塑性区中心的屈服强度。对于一给定的载荷，屈服强度 σ_s 的大小决定了塑性区尺寸的大小 r_y 。从式(7.11)可看出，塑性区尺寸的大小 r_y 与屈服强度的平方成反比。在整章中，始终假定 r_y 远远小于长度 $a-h_1$ 和复合双悬臂梁的尺寸。式(7.11)中的 β 为常数，对于平面应变的情形， β 等于 $1/(6\pi)$ 。 G 为能量释放率，代表在裂纹的扩展过程中，每单位裂纹面积上所释放的能量。对于本章的复合双悬臂梁，经计算， G 等于

$$G = \frac{F_p^2 a^2}{BE_2I} - \frac{F_p \sigma_R (a-h_1)^3}{2E_2I} - \frac{F_p \sigma_R (a-h_1)^2 h_1}{2E_2I} \quad (7.12)$$

对于一种给定的金属材料，显微硬度与屈服强度有着具体关系，这种具体的关系可以写成[209-215]

$$\sigma_s = kH \quad (7.13)$$

此处的 k 为连接显微硬度和屈服强度的无量纲系数，也叫约束系数(constraint factor)。对于一种给定的材料， k 依赖于该种材料的力学性能，包括其弹性模量，屈服强度，

硬化指数, 泊松比。关于 k 的确定, 可以采用实验的方法^[209], 也可以采用基于量纲分析的有限元计算分析方法^[211-215]。根据文献[213]的结论有: 对于大多数的理想弹塑性金属材料, 其屈服强度 σ_s 与弹性模量 E 的比值小于 0.01, 即 $0 < \sigma_s / E < 0.01$, 在这种情形下, k 在 1/2.6 和 1/2.5 之间。根据文献[212]的结论有: 对于大多数的金属材料(考虑应变硬化效应), k 在 1/2.8 和 1/1.7 之间, 如果材料的屈服强度 σ_s 与弹性模量 E 的比值小于 0.01, 即 $0 < \sigma_s / E < 0.01$, 则 $k \approx 1/2.8$ 。但是, Tabor^[209] 和 Ashby 与 Jones^[210] 认为如果不考虑加工硬化效应, k 可以近似等于 1/3。通过量纲分析和根据文献[212-215]的结果, 可以得到本章中的显微硬度变化率等效于屈服强度的变化率, 因为本章假定的基体材料为理想弹塑性材料, 同时激光处理区与原始基体具有相同的弹性模量。文献[212-214]的结果表明, 泊松比的变化对 k 影响并不敏感。将式(7.13)代入式(7.11)得

$$r_y = \beta \frac{GE_2}{k^2 H^2} \quad (7.14)$$

由于考虑了裂纹尖端的小范围屈服效应, 原来的裂纹长度应该用有效的裂纹长度来代替, 即在式(7.10)中, a 应该用 $a_{eff} = a + r_y$ 来代替, 即

$$\Delta = \frac{2F_p a^3}{3E_2 I} \left[\left(1 + \frac{r_y}{a}\right)^3 - \left(\frac{h_1}{a}\right)^3 \right] + \frac{2F_p h_1^3}{3E_1 I} - \frac{\sigma_R B a^4}{4E_2 I} \left(1 + \frac{r_y}{a} - \frac{h_1}{a}\right)^4 - \frac{\sigma_R B a^3 h_1}{3E_2 I} \left(1 + \frac{r_y}{a} - \frac{h_1}{a}\right)^3 \quad (7.15)$$

于是就得到了考虑外界载荷 F_p 、残余应力 σ_R 和裂纹尖端理想弹塑性变形时的总位移表达式。Rice^[229]指出, 对于可控载荷的情形, 弹性体的势能 $\Pi|_{F_p}$ 可以通过以下积分得到

$$\Pi|_{F_p} = - \int_0^{F_p} \Delta dF_p \quad (7.16)$$

利用式(7.12)和式(7.14), 再将式(7.15)代入式(7.16), 就可以得到势能的具体表达式

$$\Pi|_{F_p} = \sum_{i=1}^9 C_i F_p^i \quad (7.17)$$

其中 C_i ($i=1,2,3,\dots,9$) 由附录一中附录 A 给出。

由式(7.17), 再结合式(7.5), (7.6) 和 (7.7), 就可以得到所期望的解析表达式为

$$J = \sum_{i=1}^{11} A_i a^i \quad (7.18)$$

$$J_H = \sum_{i=1}^4 \lambda_{-(2i+1)} H^{-(2i+1)} \frac{dH}{dx} \quad (7.19)$$

$$J_{tot} = J + J_H = \sum_{i=1}^{11} A_i a^i + \sum_{i=1}^4 \lambda_{-(2i+1)} H^{-(2i+1)} \frac{dH}{dx} \quad (7.20)$$

其中： $A_i (i=1,2,3,\dots,11)$ 由附录一中的附录 B 给出； $\lambda_{-(2i+1)} (i=1,2,3,4)$ 由附录一中的附录 C 给出。

式(7.18)为包含残余应力的裂纹扩展驱动力项，式(7.19)为包含残余应力和显微硬度梯度效应的裂纹扩展驱动力项，式(7.20)为总的裂纹扩展驱动力项。

7.4 算例与分析

在这一部分内容里，将通过一个算例来分析残余压应力的变化、连接显微硬度与屈服强度的约束系数的变化和激光硬化层的弹性模量与涂层弹性模量比值的变化对裂纹扩展驱动力的影响。为了研究这些因素对裂纹扩展驱动力的影响，始终假定裂纹的初始长度是一定的。同时，假定激光热处理硬化区中心的显微硬度沿着硬化层深度方向的变化规律遵循一个指数函数的变化规律

$$H(x) = D_0 \exp[\delta(x - h_1)], \quad x \geq h_1 \quad (7.21)$$

这里的 D_0 和 δ 为待定常数。从图 7.6 可得到：

$$\text{当 } x = h_1, \quad H = H_m = D_0; \quad \text{当 } x = h_1 + h_2, \quad H = H_0 = D_0 \exp(\delta h_2)。$$

因此，只要知道这两点的显微硬度值就可以确定常数 D_0 和 δ 。对于一种特殊的情形，取文献[230]的一个实验结果，该实验结果有：

$$\text{当 } x = h_1, \quad H \approx 8 \times 10^9 \text{ Pa}; \quad \text{当 } x = h_1 + h_2, \quad H \approx 3 \times 10^9 \text{ Pa}。$$

激光淬火层的总深度 $h_2 \approx 0.6 \text{ mm}$ 。于是由式(7.21)，可以确定常数 D_0 和 δ ，其相应的显微硬度变化规律可以由下式给出

$$H(x) = 8.0 \times 10^9 \exp[-1634.7(x - h_1)], \quad x \geq h_1 \quad (7.22)$$

一些用来计算 J ， J_H 和 J_{tot} 的参数由表 7.1 给出。

表 7.1 一些用来计算 J , J_H 和 J_{tot} 的参数

Table 7.1 Some parameters used for the calculations.

$F_p(N)$	$h_1(\mu m)$	$h_2(\mu m)$	$a(\mu m)$	$B(\mu m)$	$I(mm^4)$	β
0.15	50	600	100	20	1.33×10^{-8}	$1/(6\pi)$

值得强调的是, 表 7.1 中的所有参数在下面的所有计算过程中均保持不变。

在第一个算例里, 令残余压应力 $\sigma_R = 200\text{MPa}$, 约束系数 $k = 1/2.5$ [213], 涂层的弹性模量 $E_1 = 290\text{GPa}$ (铬层的弹性模量), 淬火钢基体的弹性模量 $E_2 = 210\text{GPa}$ 。给定这些已知条件后, 可求得总的裂纹扩展驱动力 $J_{tot} = 1.3514 \times 10^3 (\text{J/m}^2)$ 。值得强调的是, 该值将作为下面计算分析中的规整化因子。

首先, 研究残余压应力对裂纹扩展驱动力的影响。在这部分工作中, 将残余压应力无量纲化, 归整化因子为 $\sigma_0 = F_p / [B(a - h_1)]$ (F_p 、 B 、 a 、 h_1 均为常数), 约束系数 $k = 1/2.5$, 涂层的弹性模量 $E_1 = 290\text{GPa}$, 淬火钢基体的弹性模量 $E_2 = 210\text{GPa}$ 。令 J_{tot}^R 表示不同残余压应力下的裂纹扩展总驱动力, 将 J_{tot}^R 与归整化因子 J_{tot} 无量纲化后, 根据给定的这些已知条件, 可以描绘出 J_{tot}^R / J_{tot} 随 σ_R / σ_0 的变化规律, 如图 7.11 所示。

其次, 研究约束系数 k 的变化对总裂纹扩展驱动力的影响。为方便起见, 定义另一无量纲系数 k' , 且 $k' = 1/k$ 。基于文献[209-215]的研究成果, 无量纲系数 k' 可在 1.7 到 3.0 之间变化, 在这一计算中, 残余压应力 $\sigma_R = 200\text{MPa}$, 涂层的弹性模量 $E_1 = 290\text{GPa}$, 淬火钢基体的弹性模量 $E_2 = 210\text{GPa}$ 。令 $J_{tot}^{k'}$ 表示不同约束系数下的裂纹扩展总驱动力, 将 $J_{tot}^{k'}$ 与归整化因子 J_{tot} 无量纲化后, 根据给定的这些已知条件, 可以描绘出 $J_{tot}^{k'} / J_{tot}$ 随约束系数 k' 的变化规律, 如图 7.12 所示。

最后, 研究激光硬化层的弹性模量 E_2 与涂层弹性模量 E_1 的比值 E_2 / E_1 的变化对裂纹扩展驱动力的影响。在这一部分计算中, 令残余压应力 $\sigma_R = 200\text{MPa}$, 约束系数 $k = 1/2.5$, 涂层的弹性模量 $E_1 = 290\text{GPa}$ 。令 J_{tot}^E 表示不同模量比值 E_2 / E_1 下的裂纹扩展总驱动力, 将 J_{tot}^E 与归整化因子 J_{tot} 无量纲化后, 根据给定的这些已知条件, 可以得到 J_{tot}^E / J_{tot} 随模量比值 E_2 / E_1 的变化规律, 如图 7.13 所示。

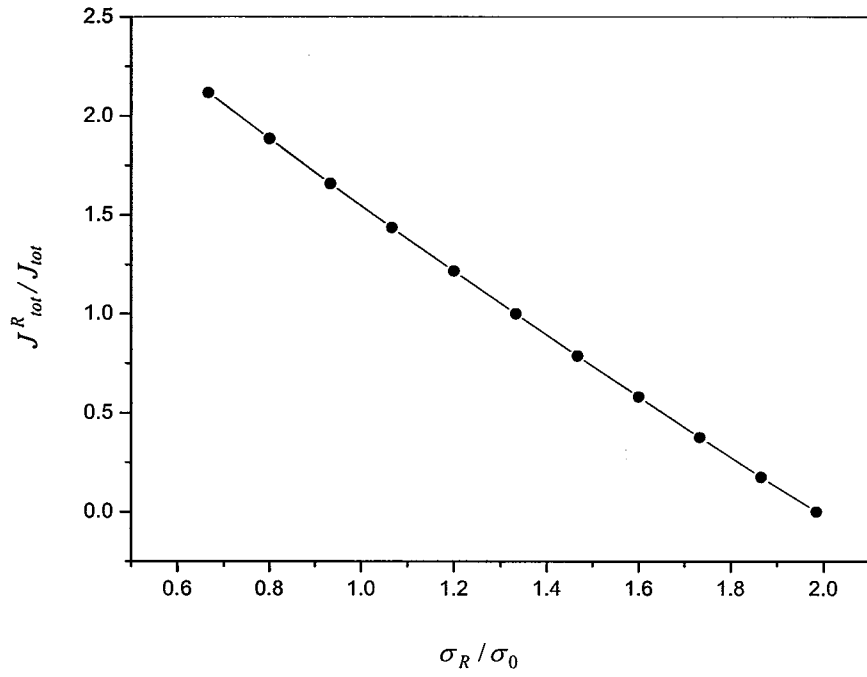


图 7.11 J_{tot}^R / J_{tot} 随 σ_R / σ_0 的变化规律, $\sigma_0 = F_p / [B(a - h_1)]$

Fig.7.11 Plot of the ratio J_{tot}^R / J_{tot} vs. the ratio σ_R / σ_0 , $\sigma_0 = F_p / [B(a - h_1)]$

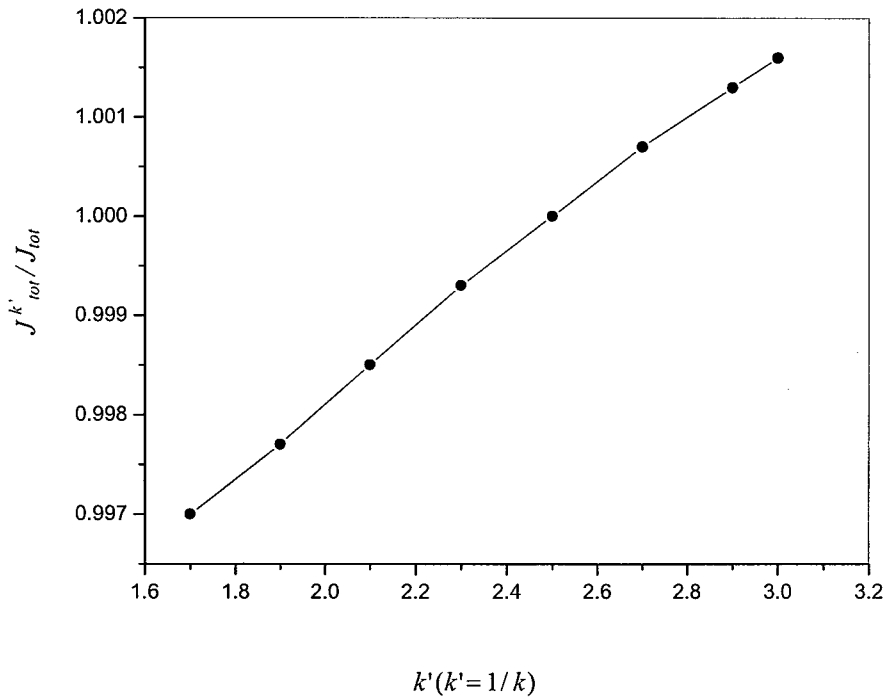


图 7.12 $J_{tot}^{k'} / J_{tot}$ 随约束系数 $k' (k' = 1/k)$ 的变化规律

Fig.7.12 Plot of the ratio $J_{tot}^{k'} / J_{tot}$ vs. the coefficient $k' (k' = 1/k)$

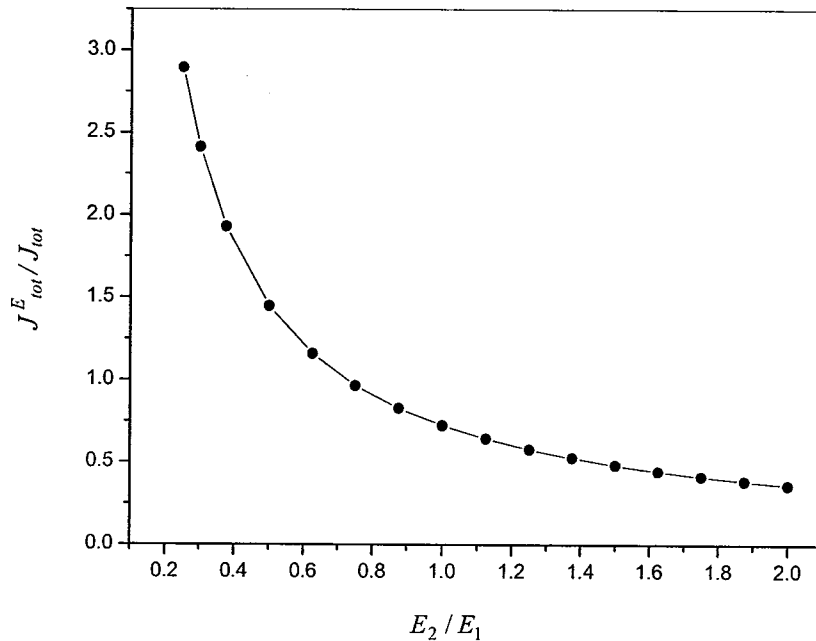


图 7.13 J_{tot}^E / J_{tot} 随模量比值 E_2 / E_1 的变化规律

Fig.7.13 Plot of the ratio J_{tot}^E / J_{tot} vs. the Young's modulus ratio E_2 / E_1

7.5 结果与讨论

分析图 7.11, 可以得到裂纹扩展驱动力随着残余压应力增加而急剧的减少, 相反, 如果是残余的拉应力, 裂纹扩展驱动力会随着残余拉应力增加而急剧的增加, 这种情形会非常不利地驱动裂纹的扩展, 会对工件产生很大的危害。

分析图 7.12, 可以得到裂纹扩展驱动力随着约束因子 k' 的增加而增加。这种情形可以这样来解释: 约束因子 k' 的变化代表两层含义, 第一层含义是不同的 k' 代表不同的材料, 第二层含义是 k' 从 1.7 to 3 (从小变大) 的变化意味着屈服强度从大到小的变化, 因为这里的显微硬度大小是一定的。屈服强度的变小会意味着塑性区尺寸半径的增加, 从而有效裂纹长度的增加。因此裂纹扩展驱动力随着屈服强度的减少而增加也是合理的。通过比较图 7.11 和图 7.12 可以看出, 裂纹扩展驱动力的变化对 k' 的变化并不十分敏感, 但是对于残余压应力的变化却非常的敏感。

分析图 7.13, 可以得到裂纹扩展驱动力随着模量比值 E_2 / E_1 的增加而减少。对于给定的涂层模量 E_1 , 比值 E_2 / E_1 的增加意味着激光淬火区弹性模量的增加, 从式(7.12)可以看出, 裂纹扩展驱动力随着激光硬化区弹性模量的增加而减少也是合理的。

从图 7.11 到图 7.13 的分析, 可以得到高的残余压应力、高的屈服强度和高的激

光硬化区弹性模量能够降低裂纹扩展驱动力。裂纹扩展驱动力的降低会意味着裂纹扩展阻力的增加,这种情形能够改善材料的断裂行为或者说提高材料的承载能力。不仅仅是本章的结果,文献[197-200]报道激光淬火处理钢材料能够极大地降低疲劳裂纹扩展速率或者说提高裂纹扩展阻力,并指出,激光淬火导致的高残余压应力和高的强度是提高材料的疲劳断裂行为的重要原因。本章还有一个重要的结果,即如果能够确定沿着激光淬火区深度方向的残余压应力的大小及分布规律,本章的结果可以用来研究激光预淬火钢基体表层效应对该种复合体系断裂韧性的影响。

不管是本章的理论研究成果,还是将来实验研究激光预处理钢基体效应对该种材料体系断裂韧性的影响,对于采用解析的复合双悬臂梁模型研究复合体系力学性能的影响,有一点值得注意的是试件的几何参数必须满足复合双悬臂梁模型,裂纹尖端的塑性区尺寸 r_y 必须满足远远小于长度 $a-h_1$ 和试件的几何尺寸。塑性区尺寸 r_y 的大小取决于载荷条件和试件的力学性能,从而不同的载荷条件和不同的材料力学性能会导致不同的塑性区尺寸。因此在本章的计算里,要求裂纹尖端的塑性区尺寸 r_y 远远小于长度 $a-h_1$ 和试件的几何尺寸的条件并不会在任何条件下满足,从而应该根据已知的条件,比如试件的屈服强度、裂纹的长度和试件的几何尺寸,来选择合适的载荷大小。这一限制条件会影响到本章模型的应用。比如,如果想要测量该种复合体系的断裂韧性,应该在实验前合理地估计出该种材料的断裂韧性和塑性区尺寸 r_y ,然后设计出合理的载荷条件,试件尺寸及 $a-h_1$ (裂纹长度减去涂层厚度)。对于那些高屈服强度和低断裂韧性的材料,它们一般情形会表现出小范围屈服的断裂行为,塑性区尺寸会很自然的满足这一条件。对于那些低屈服强度和高断裂韧性的材料,应该选择一个平面应变的试件(厚试件),因为试件的平面应变条件能够减少裂纹在扩展前试件发生的塑性变形,从而,裂纹尖端的塑性区尺寸 r_y 会满足远远小于长度 $a-h_1$ 和试件的几何尺寸这一条件。如果在实验的过程中,在裂纹扩展前试件表现出了很大的塑性变形,本章提供的结果将不能采用,因为大范围屈服的塑性变形会耗散大量的势能,这时应该采用弹塑性断裂力学来处理这类问题。同时,恒定载荷 F_p 的大小也应该正确地加以选取,如果选取不合理的话,可能会出现总位移 Δ 和弹性应变能释放率 G 为负值,从而会成为裂纹闭合或裂纹面的相互接触摩擦问题,这一些问题不在本章的研究范围之内。

从本章力学模型中获得的结果是建立在一些假设的基础上。比如假定裂纹的尖端位于激光硬化层的中部(界面层内), 并且裂纹长度减去涂层厚度即 $a - h_1$ 与激光处理区的总深度 h 比起来较小, 因此, 本章中的残余压应力是沿着长度 $a - h_1$ 取了一个平均值。对于裂纹尖端分别位于激光处理的硬化区、过渡区、热影响区和原始基材的情形是不同的, 必须分别加以处理, 比如裂纹尖端位于过渡区或热影响区的情形, 必须得考虑残余应力的梯度效应, 即激光热处理层的残余应力沿着处理区的深度方向是梯度变化的, 并且在某一深度时, 还存在一个残余应力从压变为拉的转折点^[193-195]。因此, 本章获得的结果只是适合于裂纹尖端位于激光处理层中的硬化区的情形。还有, 假定显微硬度沿着激光处理区的深度方向是按指数衰减变化规律, 其实, 针对某一具体的实际情形, 可以采用某一拟和函数去真实地描绘显微硬度沿着激光处理区深度方向的变化规律。

在本章的力学模型中, 假定裂纹垂直于涂层/淬火钢基体的界面, 同时裂纹尖端位于界面附近(次界面)激光处理区中硬化区的中部, 得到了含有激光预处理钢基体效应的裂纹扩展驱动力的解析表达式。其实, 本章推导出来的(7.7)式是一个不考虑弹性体具体形状和尺寸大小的一般表达式, 同样适合于裂纹往次界面或界面(层)或基体内扩展的情形, 对于这些情形, 除了可以探索采用解析的方法求解外, 还可以采用有限元计算的方法求解。其实, 当裂纹平行于次界面或界面(层)方向扩展或偏折时, 其示意图如图 7.14 所示。对于激光预处理钢基体效应所带来的界面层或次界面的应力状态和强度梯度的变化, 可以产生与本章解析解得到的数值结果具有相同的效应, 即当裂纹沿着具有残余压应力的区域扩展时, 残余压应力会极大地发挥抑制裂纹扩展的作用, 这相当于增强了裂纹扩展的阻力; 另一方面, 当裂纹沿着比原始钢基体具有更高屈服强度的方向扩展时, 高的屈服强度也会发挥抑制裂纹扩展的作用, 这同样也相当于增加了裂纹扩展的阻力。

在本章中, 还可以将获得的解析结果简化到一种十分重要和常见的情形, 即没有激光预处理的情形, 只要将式(7.7)中的显微硬度梯度项 J_H 和式中的残余应力 σ_R 等于零, 即 $J_H = \frac{dH}{da} = 0$, $\sigma_R = 0$, 就可以得到没有激光预处理的涂层/金属基体体系的力学行为分析或力学性能指标的导出。

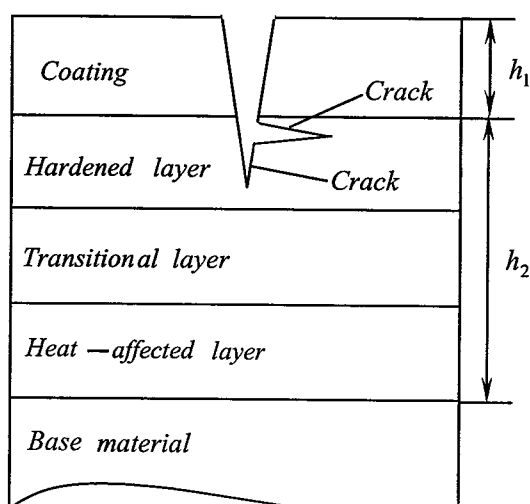


图 7.14 裂纹在界面附近(次界面)平行界面的扩展或发生偏折的示意图

Fig.7.14 Schematic illustration of a crack propagating or kinking in the interface layer

在本章中，还可以将获得的结果简化到另一种十分重要和常见的情形，即没有涂层的激光钢表面热处理的情形。在本章的推导过程中，只要令涂层的厚度 $h_1 = 0$ 和涂层的弹性模量 $E_1 = 0$ ，就可以得到没有涂层而只有单一的钢表面激光热处理时的解析解，该解析解除了可以用来求解激光处理钢表面所导致的效应对裂纹扩展驱动力的影响外，同样也可以作为将来实验研究激光处理钢表面所导致的效应对钢基体断裂韧性的影响。获得的解析解见附录二中的附录 D、E、F。

对于没有涂层的激光钢表面热处理的情形，作者还采用了弹塑性断裂力学研究了残余应力梯度效应对裂纹张开位移(CTOD)的影响，获得了大范围屈服和小范围屈服条件下含残余应力梯度效应的两个断裂韧性表征参量的解析表达式，其具体的推导过程及结果见附录三。由于从图 7.11 和图 7.12 可以得到，残余应力对裂纹扩展驱动力的影响是占主导作用的，而屈服强度的变化对裂纹扩展驱动力的影响很小，因此，在这一部分研究中，在利用显微硬度与屈服强度关系的同时，把显微硬度沿着整个裂纹的长度做了平均化处理，所得到的解析表达式适合于裂纹尖端位于激光处理区的硬化区、过渡区和热影响区的情形。

本章获得的结果不仅仅适合于激光预处理的情形，还适合于其它形式的高能束处理，比如电子束钢基体表面预处理、离子束钢基体表面预处理等等。这些不同形式的高能束预处理可能导致的不同结果就是显微硬度和残余应力的大小及分布规律不同，

一旦显微硬度和残余应力的分布规律确定以后,本章提供的方法及结果可以很方便地采用。

7.6 本章小结

(1) 本章通过构建一个新的复合体系的力学模型,即涂层/钢基体激光预处理层/钢基体原始层材料结构的力学模型,研究了裂纹尖端位于界面附近的激光热处理相变硬化区时,激光热处理导致的残余应力和显微硬度梯度效应对裂纹扩展驱动力(J 积分)的影响,获得了复合体系含这两种效应的裂纹扩展驱动力的解析表达式。

(2) 本章获得的解析表达式不但可以用来预测激光预处理钢基体产生的效应对裂纹扩展驱动力的影响,更重要的是,该解析解可以为下一步实验研究涂层/钢基体激光预处理层/钢基体原始层复合结构的断裂韧性奠定一个重要的基础作用,即本章的解析解可以作为这种复合体系的断裂韧性表征指标,用以实验研究激光预处理钢基体效应对复合体系断裂韧性的影响。

(3) 通过一个算例分析,获得了对于一给定的裂纹长度,裂纹扩展驱动力随着残余压应力的增加而急剧地降低,随着屈服强度和相变硬化区弹性模量的增加而降低。

(4) 本章得到的结果也可以退化到没有激光预处理钢基体的情形和没有涂层只有单一的钢材料表面激光热处理的情形。

(5) 本章得到的结果还可以推广到其它形式的高能束钢基体(材料)表面预处理的情形。

附录一

附录 A

$$\Pi|_{F_p} = \sum_{i=1}^9 C_i F_p^i = C_1 F_p + C_2 F_p^2 + C_3 F_p^3 + C_4 F_p^4 + C_5 F_p^5 + C_6 F_p^6 + C_7 F_p^7 + C_8 F_p^8 + C_9 F_p^9.$$

$$C_1 = \frac{\sigma_R B h_1}{3E_2 I} (a - h_1)^3 + \frac{\sigma_R B}{4E_2 I} (a - h_1)^4, \quad C_2 = -\frac{h_1^3}{3E_1 I} - \frac{a^3 - h_1^3}{3E_2 I} - \frac{a^2 B \beta \sigma_R^2 (a - h_1)^4}{4E_2 I^2 k^2 H^2},$$

$$C_3 = \frac{2a^3 \sigma_R \beta (a - h_1)^2}{3E_2 I^2 k^2 H^2} + \frac{Ba^2 \beta^2 \sigma_R^3 (a - h_1)^5 (3a - h_1)}{24E_2 I^3 k^4 H^4},$$

$$C_4 = -\frac{\beta a^4}{2E_2 B I^2 k^2 H^2} - \frac{\beta^2 a^3 \sigma_R^2 (a - h_1)^3 (2a - h_1)}{4E_2 I^3 k^4 H^4} - \frac{\beta^3 a^3 B \sigma_R^4 (a - h_1)^6 (3a - 2h_1)}{96E_2 I^4 k^6 H^6},$$

$$C_5 = \frac{a^4 \beta^2 \sigma_R (a - h_1) (2a - h_1)}{5E_2 B I^3 k^4 H^4} + \frac{\beta^3 a^3 \sigma_R^3 (a - h_1)^6}{60E_2 I^4 k^6 H^6} + \frac{a^4 \beta^3 \sigma_R^3 (a - h_1)^4 h_1}{20E_2 I^4 k^6 H^6} \\ + \frac{\sigma_R B a^4}{20E_2 I} \left\{ \frac{2\beta^2 (a - h_1)^2}{B^2 I^2 k^4 H^4} + \frac{2\beta^3 \sigma_R^2 (a - h_1)^5}{B I^3 k^6 H^6} + \left[\frac{\beta^2 \sigma_R^2 (a - h_1)^4}{4I^2 k^4 H^4} + \frac{2\beta (a - h_1)}{B I k^2 H^2} \right]^2 \right\},$$

$$C_6 = -\frac{\beta^2 a^5}{3E_2 B^2 I^3 k^4 H^4} - \frac{\beta^4 a^5 \sigma_R^4 (a - h_1)^6}{48E_2 I^5 k^8 H^8} - \frac{\beta^3 a^4 \sigma_R^2 (a - h_1)^4}{12E_2 B I^4 k^6 H^6} \\ - \frac{\beta^3 a^5 \sigma_R^2 (a - h_1)^2 (3a - 2h_1)}{12B E_2 I^4 k^6 H^6},$$

$$C_7 = \frac{\beta^3 \sigma_R a^6 h_1}{21E_2 B^2 I^4 k^6 H^6} + \frac{\sigma_R \beta^3 a^5 (a - h_1) (2a + h_1)}{7E_2 B^2 I^4 k^6 H^6} + \frac{3\beta^4 a^6 \sigma_R^3 (a - h_1)^4}{56E_2 B I^5 k^8 H^8},$$

$$C_8 = -\frac{\beta^4 a^7 \sigma_R^2 (a - h_1)^2}{16B^2 E_2 I^5 k^8 H^8} - \frac{\beta^3 a^6}{12E_2 B^3 I^4 k^6 H^6}, \quad C_9 = \frac{\beta^4 \sigma_R a^8}{36E_2 B^3 I^5 k^8 H^8}.$$

附录 B

$$J = \sum_{i=1}^{11} A_i a^i = A_1 a + A_2 a^2 + A_3 a^3 + A_4 a^4 + A_5 a^5 + A_6 a^6 + A_7 a^7 + A_8 a^8 + A_9 a^9 + A_{10} a^{10} + A_{11} a^{11}.$$

$$A_1 = \frac{\sigma_R^2 h_1^4 \beta F_p^2}{2E_2 I^2 k^2 H^2} - \frac{\sigma_R h_1^2 F_p}{E_2 I} - \frac{\beta^2 \sigma_R^3 h_1^6 F_p^3}{12E_2 I^3 k^4 H^4},$$

$$A_2 = \frac{F_p (2\sigma_R B h_1 + F_p)}{E_2 B I} - \frac{\beta^3 \sigma_R^3 h_1^6 F_p^4 (4F_p + 5B \sigma_R h_1)}{80E_2 B I^4 k^6 H^6} - \frac{\beta \sigma_R h_1^2 F_p^2 (3\sigma_R B h_1 + 2F_p)}{E_2 B I^2 k^2 H^2}$$

$$\begin{aligned}
 & + \frac{\beta^2 h_1^4 \sigma_R^2 F_p^3 (3F_p - 11\sigma_R B h_1)}{4E_2 B I^3 k^4 H^4}, \\
 A_3 = & \frac{6\beta \sigma_R^2 h_1^2 F_p^2}{E_2 I^2 k^2 H^2} + \frac{16\beta \sigma_R h_1 F_p^3}{3E_2 B I^2 k^2 H^2} - \frac{5\beta^2 \sigma_R^2 h_1^3 F_p^4}{E_2 B I^3 k^4 H^4} - \frac{25\beta^2 \sigma_R^3 h_1^4 F_p^3}{6E_2 I^3 k^4 H^4} + \frac{2\beta F_p^4}{E_2 B^2 I^2 k^2 H^2} \\
 & - \frac{\sigma_R F_p}{E_2 I} + \frac{5\beta^3 \sigma_R^4 h_1^6 F_p^4}{8E_2 I^4 k^6 H^6} + \frac{4\beta^3 \sigma_R^3 h_1^5 F_p^5}{5E_2 B I^4 k^6 H^6} + \frac{\beta^3 \sigma_R^2 h_1^4 F_p^6}{3E_2 B^2 I^4 k^6 H^6} - \frac{2\beta^2 \sigma_R h_1^2 F_p^5}{E_2 B^2 I^3 k^4 H^4} \\
 & - \frac{\beta^4 \sigma_R^5 h_1^8 F_p^5}{80E_2 I^5 k^8 H^8}, \\
 A_4 = & \frac{45\beta^2 \sigma_R^2 h_1^2 F_p^4}{4E_2 B I^3 k^4 H^4} - \frac{5\beta^3 \sigma_R^4 h_1^5 F_p^4}{2E_2 I^4 k^6 H^6} - \frac{5\beta^3 \sigma_R^2 h_1^3 F_p^6}{2E_2 B^2 I^4 k^6 H^6} + \frac{5\beta^4 \sigma_R^4 h_1^6 F_p^6}{48E_2 B I^5 k^8 H^8} + \frac{5\beta^2 F_p^6}{3E_2 B^3 I^3 k^4 H^4} \\
 & - \frac{4\beta^3 \sigma_R^3 h_1^4 F_p^5}{E_2 B I^4 k^6 H^6} + \frac{6\beta^2 \sigma_R h_1 F_p^5}{E_2 B^2 I^3 k^4 H^4} + \frac{\beta^4 \sigma_R^5 h_1^7 F_p^5}{8E_2 I^5 k^8 H^8} + \frac{25\beta^2 \sigma_R^3 h_1^3 F_p^3}{3E_2 I^3 k^4 H^4} - \frac{10\sigma_R \beta F_p^3}{3E_2 B I^2 k^2 H^2} \\
 & - \frac{5\beta^3 \sigma_R h_1^2 F_p^7}{7E_2 B^3 I^4 k^6 H^6} - \frac{5\beta \sigma_R^2 h_1 F_p^2}{E_2 I^2 k^2 H^2}, \\
 A_5 = & \frac{\beta^3 F_p^8}{2E_2 B^4 I^4 k^6 H^6} - \frac{35\beta^2 \sigma_R^3 h_1^2 F_p^3}{4E_2 I^3 k^4 H^4} + \frac{13\beta^3 \sigma_R^2 h_1^2 F_p^6}{2E_2 B^2 I^4 k^6 H^6} - \frac{3\beta^4 \sigma_R^4 h_1^5 F_p^6}{4E_2 B I^5 k^8 H^8} + \frac{85\beta^3 \sigma_R^4 h_1^4 F_p^4}{16E_2 I^4 k^6 H^6} \\
 & - \frac{21\beta^2 \sigma_R^2 h_1 F_p^4}{2E_2 B I^3 k^4 H^4} - \frac{21\beta^2 \sigma_R F_p^5}{5E_2 B^2 I^3 k^4 H^4} + \frac{46\beta^3 \sigma_R^3 h_1^3 F_p^5}{5E_2 B I^4 k^6 H^6} - \frac{21\beta^4 \sigma_R^5 h_1^6 F_p^5}{40E_2 I^5 k^8 H^8} + \frac{16\beta^3 \sigma_R h_1 F_p^7}{7E_2 B^3 I^4 k^6 H^6} \\
 & - \frac{9\beta^4 \sigma_R^3 h_1^4 F_p^7}{28E_2 B^2 I^5 k^8 H^8}, \\
 A_6 = & \frac{7\beta^4 \sigma_R^2 h_1^2 F_p^8}{16B^3 E_2 I^5 k^8 H^8} - \frac{217\beta^3 \sigma_R^3 h_1^2 F_p^5}{20E_2 B I^4 k^6 H^6} + \frac{49\beta^4 \sigma_R^5 h_1^5 F_p^5}{40E_2 I^5 k^8 H^8} + \frac{14\beta^2 \sigma_R^3 h_1 F_p^3}{3E_2 I^3 k^4 H^4} - \frac{2\beta^3 \sigma_R F_p^7}{E_2 B^3 I^4 k^6 H^6} \\
 & + \frac{3\beta^4 \sigma_R^3 h_1^3 F_p^7}{2E_2 B^2 I^5 k^8 H^8} + \frac{35\beta^4 \sigma_R^4 h_1^4 F_p^6}{16E_2 B I^5 k^8 H^8} - \frac{7\beta^3 \sigma_R^2 h_1 F_p^6}{E_2 B^2 I^4 k^6 H^6} + \frac{7\beta^2 \sigma_R^2 F_p^4}{2E_2 B I^3 k^4 H^4} \\
 & - \frac{105\beta^3 \sigma_R^4 h_1^3 F_p^4}{16E_2 I^4 k^6 H^6}, \\
 A_7 = & -\frac{2\sigma_R \beta^4 F_p^9}{9E_2 B^4 I^5 k^8 H^8} + \frac{19\sigma_R^4 \beta^3 h_1^2 F_p^4}{4E_2 I^4 k^6 H^6} - \frac{\sigma_R^2 \beta^4 h_1 F_p^8}{E_2 B^3 I^5 k^8 H^8} - \frac{18\sigma_R^3 \beta^4 h_1^2 F_p^7}{7E_2 B^2 I^5 k^8 H^8} - \frac{\sigma_R^3 \beta^2 F_p^3}{E_2 I^3 k^4 H^4} \\
 & + \frac{32\sigma_R^3 \beta^3 h_1 F_p^5}{5E_2 B I^4 k^6 H^6} - \frac{7\beta^4 \sigma_R^5 h_1^4 F_p^5}{4E_2 I^5 k^8 H^8} + \frac{8\beta^3 \sigma_R^2 F_p^6}{3E_2 B^2 I^4 k^6 H^6} - \frac{10\sigma_R^4 \beta^4 h_1^3 F_p^6}{3E_2 B I^5 k^8 H^8},
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
A_8 &= \frac{27\beta^4\sigma_R^3F_p^7h_1}{14E_2B^2I^5k^8H^8} + \frac{9\beta^4\sigma_R^2F_p^8}{16E_2B^3I^5k^8H^8} - \frac{15\beta^3\sigma_R^4F_p^4h_1}{8E_2I^4k^6H^6} + \frac{45\beta^4\sigma_R^4F_p^6h_1^2}{16E_2BI^5k^8H^8} \\
&\quad + \frac{63\beta^4\sigma_R^5F_p^5h_1^3}{40E_2I^5k^8H^8} - \frac{3\beta^3\sigma_R^3F_p^5}{2E_2BI^4k^6H^6}, \\
A_9 &= \frac{5\sigma_R^4\beta^3F_p^4}{16E_2I^4k^6H^6} - \frac{15\sigma_R^3\beta^4F_p^7}{28E_2B^2I^5k^8H^8} - \frac{5\sigma_R^4\beta^4h_1F_p^6}{4E_2BI^5k^8H^8} - \frac{7\sigma_R^5\beta^4h_1^2F_p^5}{8E_2I^5k^8H^8}, \\
A_{10} &= \frac{11\sigma_R^4\beta^4F_p^6}{48E_2BI^5k^8H^8} + \frac{11\sigma_R^5\beta^4h_1F_p^5}{40E_2I^5k^8H^8}, \quad A_{11} = -\frac{3\beta^4\sigma_R^5F_p^5}{80E_2I^5k^8H^8}.
\end{aligned}$$

附录 C

$$\begin{aligned}
J_H &= \sum_{i=1}^4 \lambda_{-(2i+1)} H^{-(2i+1)} \frac{dH}{dx} = (\lambda_{-3}H^{-3} + \lambda_{-5}H^{-5} + \lambda_{-7}H^{-7} + \lambda_{-9}H^{-9}) \frac{dH}{dx}. \\
\lambda_{-3} &= \frac{4\beta\sigma_R F_p^3 a^2 (a-h_1)^2 h_1}{3BE_2 I^2 k^2} - \frac{a^4 \beta F_p^4}{E_2 B^2 I^2 k^2} - \frac{\beta a^2 \sigma_R^2 F_p^2 (a-h_1)^4}{2E_2 I^2 k^2}, \\
\lambda_{-5} &= \frac{2\sigma_R \beta^2 a^4 F_p^5 (a-h_1)(7a-5h_1)}{5E_2 B^2 I^3 k^4} - \frac{4\beta^2 a^5 F_p^6}{3E_2 B^3 I^3 k^4} - \frac{\beta^2 a^3 \sigma_R^2 F_p^4 (a-h_1)^3 (2a-h_1)}{E_2 BI^3 k^4} \\
&\quad + \frac{\beta^2 a^2 \sigma_R^3 F_p^3 (a-h_1)^5 (3a-h_1)}{6E_2 k^4 I^3}, \\
\lambda_{-7} &= \frac{\beta^3 a^3 \sigma_R^3 F_p^5 (a-h_1)^6}{10E_2 BI^4 k^6} - \frac{\beta^3 a^6 F_p^8}{2E_2 B^4 I^4 k^6} - \frac{\beta^3 a^5 \sigma_R^2 F_p^6 (a-h_1)^2 (3a-2h_1)}{2E_2 B^2 I^4 k^6} \\
&\quad - \frac{\beta^3 a^4 \sigma_R^2 F_p^6 (a-h_1)^4}{2E_2 B^2 I^4 k^6} - \frac{\beta^3 a^3 \sigma_R^4 F_p^4 (a-h_1)^6 (3a-2h_1)}{16E_2 I^4 k^6} + \frac{2\beta^3 a^6 \sigma_R h_1 F_p^7}{7E_2 B^3 I^4 k^6} \\
&\quad + \frac{6\beta^3 a^5 \sigma_R F_p^7 (a-h_1)(2a-h_1)}{7E_2 B^3 I^4 k^6} + \frac{3\beta^3 a^4 \sigma_R^3 F_p^5 (a-h_1)^4 (3a-2h_1)}{10E_2 BI^4 k^6}, \\
\lambda_{-9} &= \frac{2\beta^4 a^8 \sigma_R F_p^9}{9E_2 B^4 I^5 k^8} - \frac{\beta^4 a^7 \sigma_R^2 F_p^8 (a-h_1)^2}{2E_2 B^3 I^5 k^8} + \frac{3\beta^4 a^6 \sigma_R^3 F_p^7 (a-h_1)^4}{7E_2 B^2 I^5 k^8} + \frac{\beta^4 a^4 \sigma_R^5 F_p^5 (a-h_1)^8}{40E_2 I^5 k^8} \\
&\quad - \frac{\beta^4 a^5 \sigma_R^4 F_p^6 (a-h_1)^6}{6BE_2 I^5 k^8}.
\end{aligned}$$

附录二

附录 D

$$\Pi|_{F_p} = \sum_{i=1}^9 C_i F_p^i = C_1 F_p + C_2 F_p^2 + C_3 F_p^3 + C_4 F_p^4 + C_5 F_p^5 + C_6 F_p^6 + C_7 F_p^7 + C_8 F_p^8 + C_9 F_p^9.$$

$$C_1 = \frac{\sigma_R B a^4}{4EI}, \quad C_2 = -\frac{a^3}{3EI} - \frac{\beta B \sigma_R^2 a^6}{4EI^2 (kH)^2},$$

$$C_3 = \frac{\beta \sigma_R a^5}{3EI^2 (kH)^2} + \frac{\sigma_R B a^4}{12EI} \left(\frac{4\beta a}{BI(kH)^2} + \frac{3\beta^2 \sigma_R^2 a^4}{2I^2 (kH)^4} \right),$$

$$C_4 = -\frac{a^3}{6EI} \left(\frac{3\beta a}{BI(kH)^2} + \frac{3\beta^2 \sigma_R^2 a^4}{4I^2 (kH)^4} \right) - \frac{\sigma_R B a^4}{16EI} \left[\frac{2\beta^2 \sigma_R a^3}{BI^2 (kH)^4} + \frac{2\beta \sigma_R a^2}{I(kH)^2} \left(\frac{2\beta a}{BI(kH)^2} + \frac{\beta^2 \sigma_R^2 a^4}{4I^2 (kH)^4} \right) \right],$$

$$C_5 = \frac{2a^3}{15EI} \left[\frac{2\beta^2 \sigma_R a^3}{BI^2 (kH)^4} + \frac{\beta \sigma_R a^2}{2I(kH)^2} \left(\frac{2\beta a}{BI(kH)^2} + \frac{\beta^2 \sigma_R^2 a^4}{4I^2 (kH)^4} \right) \right] + \frac{\sigma_R B a^4}{20EI} \left[\frac{2\beta^2 a^2}{B^2 I^2 (kH)^4} + \frac{2\beta^3 \sigma_R^2 a^5}{BI^3 (kH)^6} + \left(\frac{2\beta a}{BI(kH)^2} + \frac{\beta^2 \sigma_R^2 a^4}{4I^2 (kH)^4} \right)^2 \right],$$

$$C_6 = \frac{a^3}{9EI} \left[-\frac{\beta^2 a^2}{B^2 I^2 (kH)^4} - \frac{\beta^3 \sigma_R^2 a^5}{2BI^3 (kH)^6} - \frac{\beta a}{BI(kH)^2} \left(\frac{2\beta a}{BI(kH)^2} + \frac{\beta^2 \sigma_R^2 a^4}{4I^2 (kH)^4} \right) \right] -$$

$$\frac{\sigma_R B a^4}{24EI} \left[\frac{2\beta^3 \sigma_R a^4}{B^2 I^3 (kH)^6} + \frac{\beta^2 \sigma_R a^3}{BI^2 (kH)^4} \left(\frac{4\beta a}{BI(kH)^2} + \frac{\beta^2 \sigma_R^2 a^4}{2I^2 (kH)^4} \right) \right],$$

$$C_7 = \frac{\beta^3 \sigma_R a^7}{7EB^2 I^4 (kH)^6} + \frac{\sigma_R B a^4}{28EI} \left[\left(\frac{4\beta a}{BI(kH)^2} + \frac{\beta^2 \sigma_R^2 a^4}{2I^2 (kH)^4} \right) \frac{\beta^2 a^2}{B^2 I^2 (kH)^4} + \frac{\beta^4 \sigma_R^2 a^6}{B^2 I^4 (kH)^8} \right],$$

$$C_8 = -\frac{\beta^3 a^6}{12EB^3 I^4 (kH)^6} - \frac{\sigma_R^2 \beta^4 a^9}{16EB^2 I^5 (kH)^8}, \quad C_9 = \frac{\sigma_R \beta^4 a^8}{36EB^3 I^5 (kH)^8}.$$

附录 E

$$J = \sum_{i=2}^{11} A_i a^i = A_2 a^2 + A_3 a^3 + A_4 a^4 + A_5 a^5 + A_6 a^6 + A_7 a^7 + A_8 a^8 + A_9 a^9 + A_{10} a^{10} + A_{11} a^{11}.$$

$$A_2 = \frac{F_p^2}{EBI}, \quad A_3 = -\frac{\sigma_R F_p}{EI} + \frac{2\beta F_p^4}{EB^2 I^2 (kH)^2}, \quad A_4 = \frac{5\beta^2 F_p^6}{3EB^3 I^3 (kH)^4} - \frac{10\sigma_R \beta F_p^3}{3EBI^2 (kH)^2},$$

$$A_5 = \frac{3\sigma_R^2 \beta F_p^2}{2EI^2 (kH)^2} - \frac{21\sigma_R \beta^2 F_p^5}{5EB^2 I^3 (kH)^4} + \frac{\beta^3 F_p^8}{2EB^4 I^4 (kH)^6},$$

$$A_6 = \frac{7\sigma_R^2\beta^2F_p^4}{2EBI^3(kH)^4} - \frac{2\sigma_R\beta^3F_p^7}{EB^3I^4(kH)^6}, \quad A_7 = -\frac{\sigma_R^3\beta^2F_p^3}{EI^3(kH)^4} + \frac{8\sigma_R^2\beta^3F_p^6}{3EB^2I^4(kH)^6} - \frac{2\sigma_R\beta^4F_p^9}{9EB^4I^5(kH)^8},$$

$$A_8 = -\frac{3\sigma_R^3\beta^3F_p^5}{2EBI^4(kH)^6} + \frac{9\sigma_R^2\beta^4F_p^8}{16EB^3I^5(kH)^8}, \quad A_9 = \frac{5\sigma_R^4\beta^3F_p^4}{16EI^4(kH)^6} - \frac{15\sigma_R^3\beta^4F_p^7}{28EB^2I^5(kH)^8},$$

$$A_{10} = \frac{11\sigma_R^4\beta^4F_p^6}{48BEI^5(kH)^8}, \quad A_{11} = -\frac{3\sigma_R^5\beta^4F_p^5}{80EI^5(kH)^8}.$$

附录 F

$$J_H = \sum_{i=1}^4 \lambda_{-(2i+1)} H^{-(2i+1)} \frac{dH}{dx} = (\lambda_{-3}H^{-3} + \lambda_{-5}H^{-5} + \lambda_{-7}H^{-7} + \lambda_{-9}H^{-9}) \frac{dH}{dx}.$$

$$\lambda_{-3} = -\frac{\beta a^4 F_p^4}{EB^2 I^2 k^2} + \frac{4\sigma_R \beta a^5 F_p^3}{3EBI^2 k^2} - \frac{\sigma_R^2 a^6 \beta F_p^2}{2EI^2 k^2},$$

$$\lambda_{-5} = \frac{14\sigma_R \beta^2 a^6 F_p^5}{5EB^2 I^3 k^4} - \frac{4\beta^2 a^5 F_p^6}{3EB^3 I^3 k^4} - \frac{2\sigma_R^2 a^7 \beta^2 F_p^4}{EBI^3 k^4} + \frac{\sigma_R^3 a^8 \beta^2 F_p^3}{2EI^3 k^4},$$

$$\lambda_{-7} = -\frac{\beta^3 a^6 F_p^8}{2EB^4 I^4 k^6} - \frac{2\sigma_R^2 \beta^3 a^8 F_p^6}{EB^2 I^4 k^6} - \frac{3\sigma_R^4 a^{10} \beta^3 F_p^4}{16EI^4 k^6} + \frac{12\sigma_R a^7 \beta^3 F_p^7}{7EB^3 I^4 k^6} + \frac{\sigma_R^3 a^9 \beta^3 F_p^5}{EBI^4 k^6},$$

$$\lambda_{-9} = \frac{2\sigma_R \beta^4 a^8 F_p^9}{9EB^4 I^5 k^8} - \frac{\sigma_R^2 \beta^4 a^9 F_p^8}{2EB^3 I^5 k^8} + \frac{3\sigma_R^3 a^{10} \beta^4 F_p^7}{7EB^2 I^5 k^8} + \frac{\sigma_R^5 a^{12} \beta^4 F_p^5}{40EI^5 k^8} - \frac{\sigma_R^4 a^{11} \beta^4 F_p^6}{6EBI^5 k^8}.$$

附录三

考虑激光热处理钢基体产生的残余应力梯度效应的 Dugdale^[231]模型如图 7.15 所示。

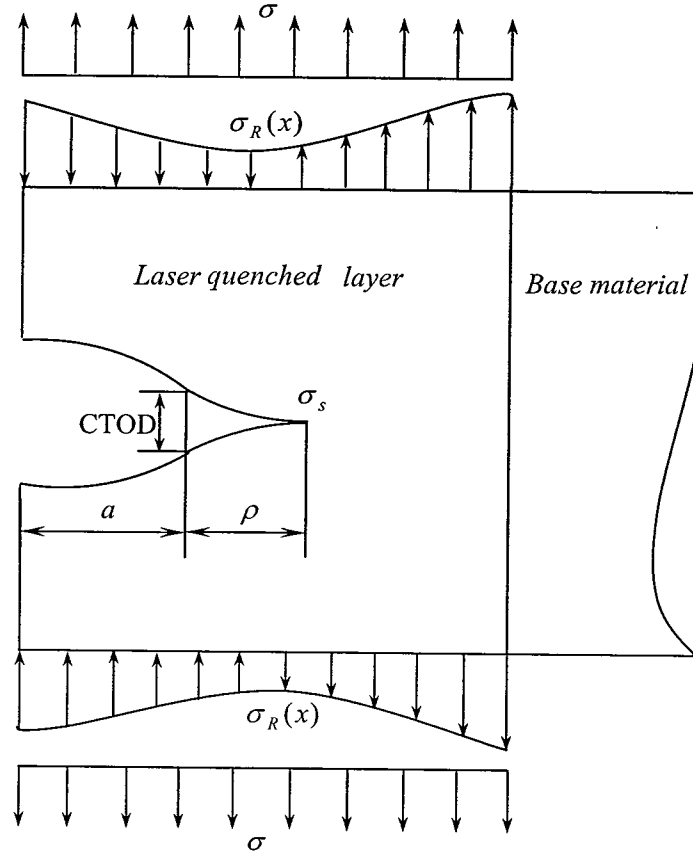


图 7.15 残余应力梯度效应的 Dugdale 模型

Fig.7.15 The Dugdale model describing the crack contour

在图 7.15 中， a 为裂纹长度， σ 为外载荷， σ_s 为屈服强度， ρ 为塑性区尺寸的大小， $\sigma_R(x)$ 为残余应力，是淬火深度 x 的函数，可用图 7.16 来描绘。在图 7.16 中， σ_{Rcm} 代表最大的残余压应力， σ_{Rtm} 代表最大的残余拉应力。由弹塑性断裂力学，塑性区尺寸大小 ρ 由下式给出^[231]

$$\rho = a \left(\sec \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_s} - 1 \right) \quad (1)$$

无限大基体的裂纹张开位移(CTOD)的表达式为^[231]

$$\text{CTOD} = \frac{8 \sigma_s a}{\pi E_1} \ln \left(\sec \frac{\pi \sigma}{2 \sigma_s} \right) \quad (2)$$

其中 E_1 弹性模量, 对于平面应变的情形, E_1 用 $E_1/(1-\nu^2)$ 替代, ν 为泊松比。对于小范围屈服条件, 即 $\sigma/\sigma_s \leq 0.6$, 可以由式(2)导出小范围屈服条件下的 CTOD 为

$$\text{CTOD} = \frac{\pi a}{E_1 \sigma_s} \sigma^2 \quad (3)$$

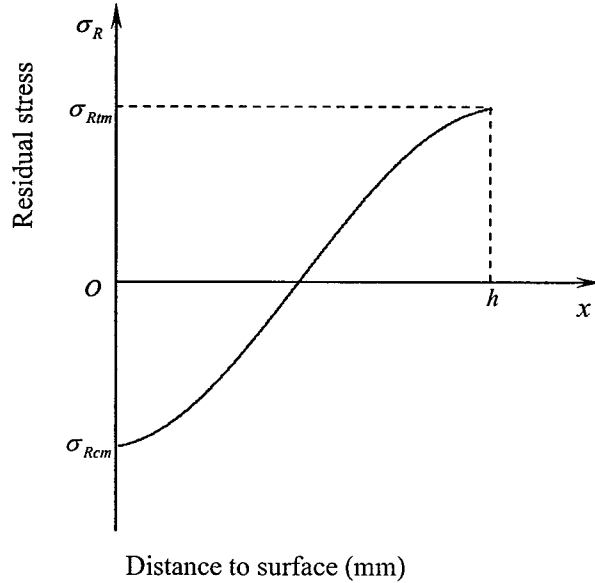


图 7.16 残余应力沿着激光淬火深度方向变化示意图

Fig.7.16 Schematic illustration of residual stress as a function of the quenched track depth

由于此处为半无限大体的边界裂纹, 因此在式(2)、(3)的右边加上一个修正系数 M , 此系数的大小取决于试件尺寸的大小和形状。于是式(2)、(3)分别变为

$$\text{CTOD} = M \frac{8\sigma_s a}{\pi E_1} \ln\left(\sec \frac{\pi \sigma}{2\sigma_s}\right) \quad (4)$$

$$\text{CTOD} = M \frac{\pi a}{E \sigma_s} \sigma^2 \quad (5)$$

然而, 式(4)、(5)并没有包含残余应力对 CTOD 的影响, 利用叠加原理, 式(4)、(5)中的 σ 可用 $\sigma + \sigma_R$ 来代替, 于是式(4)、(5)变为

$$\text{CTOD} = M \frac{8\sigma_s a}{\pi E_1} \ln\left[\sec \frac{\pi(\sigma + \sigma_R)}{2\sigma_s}\right] \quad (6)$$

$$\text{CTOD} = M \frac{\pi a \sigma^2}{E_1 \sigma_s} \left(1 + \frac{\sigma_R}{\sigma}\right)^2 \quad (7)$$

比较本章的图 7.11 和图 7.12 可以得到, 残余应力对裂纹扩展驱动力的影响是占

主导作用的，而屈服强度的变化对裂纹扩展驱动力的影响很小，因此，此处把显微硬度沿着整个裂纹的长度做了平均化处理，并且用 H_{av} 表示沿着整个裂纹长度的显微硬度的平均值，于是本章的显微硬度与屈服强度的关系式(7.13)变为

$$\sigma_s = kH_{av} \quad (8)$$

将式(8)分别代入式(6)、(7)中得

$$CTOD = M \frac{8kH_{av}a}{\pi E_1} \ln \left[\sec \frac{\pi(\sigma + \sigma_R)}{2kH_{av}} \right] \quad (9)$$

$$CTOD = M \frac{\pi a \sigma^2}{E_1 k H_{av}} \left(1 + \frac{\sigma_R}{\sigma} \right)^2 \quad (10)$$

于是获得了大范围屈服和小范围屈服条件下含激光淬火钢表面产生的残余应力梯度效应的两个断裂韧性表征参量的解析表达式(其中式(10)为小范围屈服条件下的断裂韧性表征参量)。

第八章 涂层/界面/基体复合体系失效模式与机制分析

8.1 引言

其实,涂层/基体材料属于复合材料的范畴。对于复合材料,其失效的模式通常有多种,比如纤维增强复合材料,其基本的失效模式通常有四种,即基体开裂、分层、纤维断裂及界面脱粘。在涂层体系中,作者将其分解为由涂层/界面/基体组成的复合体系,该复合体系的失效模式也有多种。导致其多种失效模式的原因有诸多。在这些原因中,大体上可分为两种,一种是内在的原因(*intrinsic factors*),即该种复合体系本身的力学性能,包括涂层的力学性能、涂层与基体界面结合的力学性能和基体的力学性能。另一种是外在原因(*extrinsic factors*),主要是指外界的载荷条件。内在原因与外在原因的不同将导致复合体系不同的失效模式。对于涂层/界面/基体复合体系,涂层、界面与基体三者的力学性能指标通常有两种,一种是基于应力的强度指标,另一种是基于能量学的韧性指标。脆性涂层的强度指标是指其断裂强度,韧性指标是指其韧性和断裂韧性;在界面结合的力学性能指标中,定量的强度指标主要包括界面拉伸强度和剪切强度,定量的韧性指标主要指界面断裂韧性和界面韧性;基体的强度指标是指其屈服强度、断裂强度,韧性指标是指其断裂韧性。在外界载荷作用下,该种复合体系由于内在原因的不同将会表现出不同的失效模式与机制。本章将以最常见的一些表征指标和载荷方式为背景,分析了这些内在条件和外界条件之间相互作用而导致的不同失效模式,建立了一些失效的机制。

8.2 (基于应力的观点)测量界面强度指标的不同失效模式与机制分析

8.2.1 垂直界面拉伸应力作用下的失效模式与机制分析

在第一章里,已经论述了垂直拉伸法(*pull-off test*)测量涂层体系的界面拉伸强度,其示意图见图1.6或国家标准中规定的两圆柱对接拉伸法。这种测量方法的载荷特点是在涂层的表面施加垂直于界面的拉伸应力作用,其示意图见图8.1。

要测量复合体系界面的拉伸强度,其失效的模式将主要取决于以下三个参数:涂层的断裂强度、涂层与基体界面的拉伸强度和胶粘剂的强度。这里的涂层断裂强度也

可以指涂层的内聚力强度(cohesive strength of the coating)。

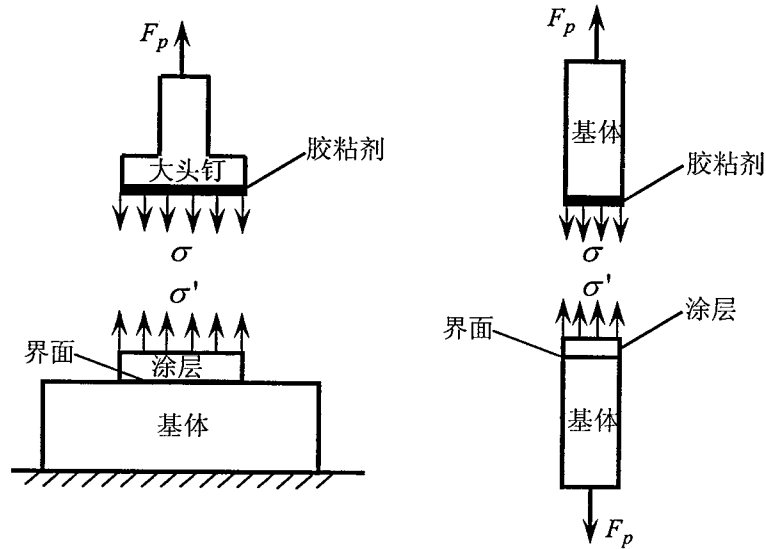


图8.1 垂直于界面拉伸应力作用下测量界面拉伸强度的失效分析

Fig.8.1 The failure analysis of the measurement of the interfacial tensile strength under the tensile stress perpendicular to the interface

正如第一章绪论中所指出的,如果出现了胶粘剂的粘接强度小于涂层与基体的界面拉伸强度,就会导致试验失败。因此要采用这种试验方法来测量界面拉伸强度的前提条件是胶粘剂的粘接强度要大于涂层与基体材料的界面拉伸强度。因此可以通过建立以涂层的断裂强度 σ_c 、涂层与基体界面的拉伸强度 σ_i 和胶粘剂的强度 σ_j 三者为对象的失效机制图。令 σ_c 表示涂层的断裂强度, σ_i 表示涂层与基体界面的拉伸强度, σ_j 表示胶粘剂的强度。则 σ_c 、 σ_i 、 σ_j 之间存在以下的内在失效机制关系。

(1) 当 $\sigma_c > \sigma_i$, 且 $\sigma_c > \sigma_j$ 时,其失效机制图如图 8.2 所示。

在图 8.2 中,以斜率为 1 的直线为分界线,在直线右下半部分的 I 区有 $\sigma_j > \sigma_i$,即胶粘剂的强度大于界面的拉伸强度,此区域为界面失效区。在直线左上半部分的 II 区有 $\sigma_i > \sigma_j$,即界面的拉伸强度大于胶粘剂的强度,此区域为胶粘剂失效区。

(2) 当 $\sigma_j > \sigma_c$, 且 $\sigma_j > \sigma_i$ 时,其失效机制图如图 8.3 所示。

在图 8.3 中,以斜率为 1 的直线为分界线,在直线右下半部分的 I 区有 $\sigma_i > \sigma_c$,即界面的拉伸强度大于涂层的断裂强度,此区域为涂层失效区。在直线左上半部分的

II 区有 $\sigma_c > \sigma_I$ ，即涂层的断裂强度大于界面的拉伸强度，此区域为界面失效区。

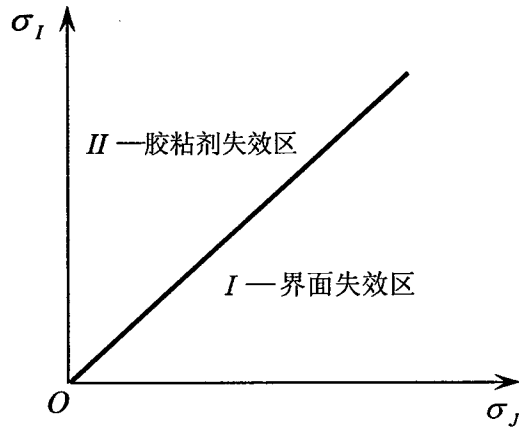


图8.2 基于 $\sigma_c > \sigma_I$ ，且 $\sigma_c > \sigma_J$ 的失效机制图

Fig.8.2 The failure mode of the interface and stickiness based on $\sigma_c > \sigma_I, \sigma_c > \sigma_J$

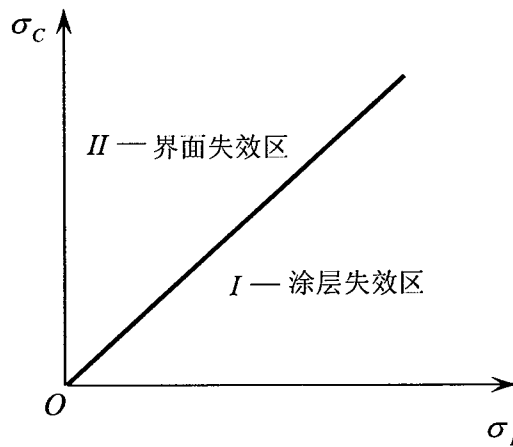


图8.3 基于 $\sigma_J > \sigma_c$ ，且 $\sigma_J > \sigma_I$ 的失效机制图

Fig.8.3 The failure mode of the interface and coating based on $\sigma_J > \sigma_c, \sigma_J > \sigma_I$

(3) 当 $\sigma_I > \sigma_c$ ，且 $\sigma_I > \sigma_J$ 时，其失效机制图如图 8.4 所示。

图 8.4 中对应的情形为界面的拉伸强度大于涂层和胶粘剂强度(强界面结合的情形)，以斜率为 1 的直线为分界线，在直线右下半部分的 I 区有 $\sigma_J > \sigma_c$ ，即胶粘剂的强度大于涂层的断裂强度，此区域为涂层失效区。在直线左上半部分的 II 区有 $\sigma_c > \sigma_J$ ，即涂层的断裂强度大于胶粘剂的强度，此区域为胶粘剂失效区。

除了以上这些失效机制外，还可能出现这样的情形，即由于涂层材料的非均质性或界面结合强度的非均匀性而导致在测量过程中出现部分涂层材料粘接在基体上，比

如 Yilmaz 等^[232]在测量 Al_2O_3 等离子喷涂涂层在钢基体上的界面拉伸强度时, 就有残留的 Al_2O_3 涂层还粘接在基体上, 如图 8.5 所示。

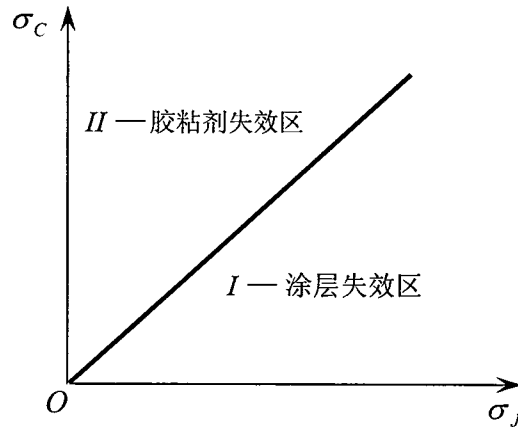


图8.4 基于 $\sigma_I > \sigma_C$, 且 $\sigma_I > \sigma_J$ 的失效机制图

Fig.8.4 The failure mode of the coating and stickiness based on $\sigma_I > \sigma_C$, $\sigma_I > \sigma_J$

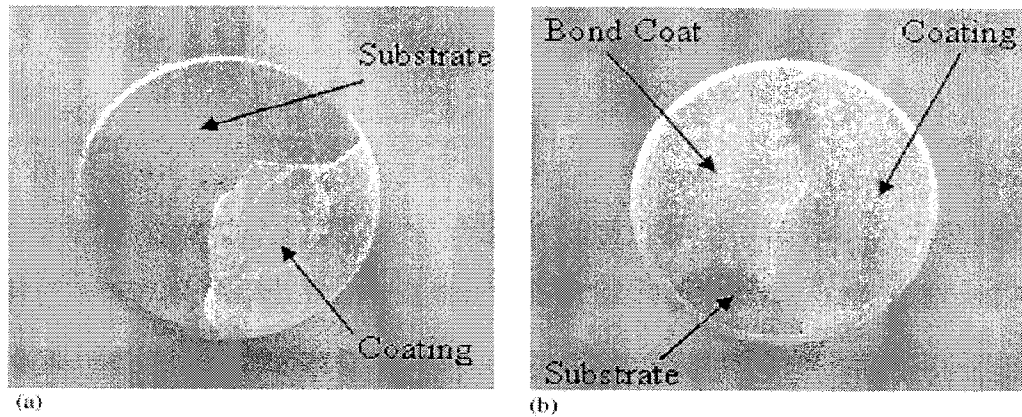


图8.5 垂直拉伸法测量等离子喷涂涂层 Al_2O_3 导致的失效图; (a) Al_2O_3 与基体之间无中间层(bond coat); (b) Al_2O_3 与基体之间有中间层(bond coat)^[232]

Fig.8.5 The macrograph of coatings after adhesion test; (a) pure Al_2O_3 without bond coat, (b) pure Al_2O_3 with bond coat^[232]

从图 8.5 可看出, (a)图试验表明, 试件被拉断后, 还有一部分涂层粘接在基体上, 此时采用拉断时的载荷除以粘接处的横截面面积来计算界面拉伸强度, 就会出现很大的误差; (b)图为带有中间粘接层(bond coat)的试件, 被拉断后, 在横截面上还保留了部分涂层和中间粘接层, 而暴露出来的基体部分却很少。这种类似的情形还出现在文献 [233,234]中。

从以上分析可得到, 垂直拉伸方法在测量涂层与基体的界面拉伸强度时, 会出现

以下的开裂情形：(1)涂层内，(2)胶粘剂内，(3)涂层与基体的界面上，(4)以上三种或其中的两种情形同时存在。这些情形的出现其根本原因在于三者之间强度的“较量”(in competition)。这里顺便说明一下，采用垂直拉伸法测量涂层与基体的界面拉伸强度，也同样存在着基体先失效的情形，但是在一般情形下，胶粘剂强度不会超过基体的屈服强度和(或)断裂强度，比如 Qi 等^[30]认为这种方法能够测量出来的界面拉伸强度不会超过 90MPa，一般情形下，基体的屈服强度和(或)断裂强度远大于这一值，因此，这里不讨论基体失效的情形。

8.2.2 纯剪切法失效模式与机制分析

在第一章里，论述了剪切法(shear test)常用于测量厚涂层与基体材料间的界面剪切强度，其示意图有多种形式，比如第一章的图 1.7 和下面的图 8.6 所示。

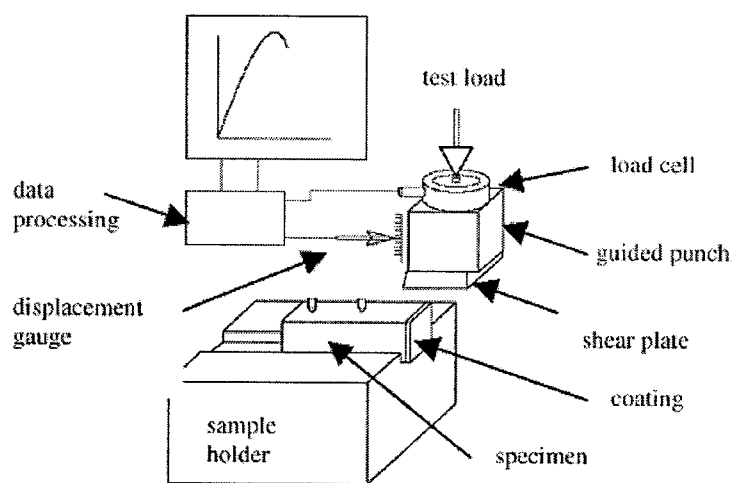


图 8.6 剪切法示意图^[235]

Fig.8.6 The schematic illustration of the shear test^[235]

无论是第一章的图 1.7 和图 8.6 所示的剪切方法，都是在涂层的侧面施加载荷，使涂层受压而沿着界面被剪切掉，这种方法能否成功实现也至少取决于涂层的内聚力压缩强度和界面的剪切强度。如果界面上所受到的剪切应力最先达到界面的剪切强度，则开裂方向很可能沿着界面，此时，可以利用施加的载荷大小除以剪切面的面积而得到界面剪切强度的大小。如果涂层所受到的压应力最先达到涂层的内聚力压缩强度，则涂层将会先被压坏，而此时界面并没有发生剪切破坏，此时采用施加的载荷大小除以剪切面的面积得到的界面剪切强度值是一个小于真实剪切强度的保守值。

8.2.3 侧向基体拉伸法测量界面剪切强度的失效模式与机制分析

对于采用侧向基体拉伸法研究脆性涂层的力学性能，正如在第三章和第四章中所陈述的，至今仍是一种比较重要和可靠的方法，其示意图为第一章的图 1.2，开裂特征为图 1.3。侧向基体拉伸法的优势在于可以很好地控制和利用涂层开裂的裂纹特征，同时，它可以很方便地利用显微镜技术实现实时观察涂层的表面和界面开裂情况。根据第三章和第四章所得到的结果，可以利用脆性涂层的饱和裂纹密度、断裂强度和涂层的厚度来推导出其与基体的界面剪切强度，但是对于有些情形，由涂层的饱和裂纹密度、涂层的断裂强度和涂层的厚度导出的界面剪切强度是保守的。其具体的情形有以下几种：

(1) 对于界面结合较弱的情形，如果出现在裂纹密度饱和之时，涂层与基体也同时出现了界面开裂，此时如果基体还处于弹性变形的阶段，可以利用公式(3.11)来求得涂层与基体的界面剪切强度。

(2) 对于界面结合强度中等的情形，如果出现在裂纹密度饱和之时，涂层与基体也出现了界面开裂，此时如果基体发生了较大的塑性变形，如果还利用公式(3.18)来求得涂层与基体的界面剪切强度，那么所得到的界面剪切强度是保守的，也即公式(3.18)计算出来的剪切强度是小于真实的界面剪切强度。这时，应该采用有限元计算的方法来计算真实的界面剪切强度。

(3) 对于界面结合较强的情形，如果在裂纹密度饱和之后，涂层与基体也没有出现界面开裂，此时如果基体发生了较大的塑性变形，利用公式(3.18)来求得涂层与基体的界面剪切强度也是保守的，也即公式(3.18)计算出来的剪切强度是小于真实的界面剪切强度。这时，可以把韧性基体的剪切屈服塑性流动应力作为该种材料体系界面剪切强度的保守值估计。

(4) 对于界面结合非常强的情形，如果出现在裂纹密度饱和之后，韧性基体被拉伸至断裂都没有出现界面开裂的情形，比如本文的研究对象——电镀锌/钢基体材料，这时利用公式(3.18)来求得涂层与基体的界面剪切强度也是保守的。只不过此时应该把韧性钢基体的剪切断裂强度作为该种材料体系界面剪切强度的保守值估计。

对于采用侧向基体拉伸方法研究涂层/基体材料的界面结合性能，有一个限制条件，就是涂层的变形能力必须小于基体的变形能力，否则涂层的开裂现象将很可能观察不到，因此这种方法特别适合于脆性涂层/韧性基体材料体系。

8.2.4 弯曲法测量界面强度的失效模式与机制分析

采用弯曲法测量涂层的界面结合性能存在不同失效模式。弯曲法有悬臂梁弯曲、三点弯曲、四点弯曲。一般情形下,悬臂梁弯曲(其示意图为第一章的图 1.9)适合于厚涂层,这样才能比较容易的将涂层固定住。悬臂梁使涂层开裂的危险点的应力状态为单向拉伸应力状态,因此其失效的模式反映在涂层的内聚力强度与界面结合的拉伸强度之间的竞争,如果涂层的内聚力强度大于涂层与基体之间的结合强度,则界面先发生破坏;如果涂层的内聚力强度小于涂层与基体之间的界面结合强度,则涂层先破坏。三点弯曲和四点弯曲产生的失效模式有点相类似,它们都是测量涂层与基体的界面剪切强度。如果涂层一侧是受拉的话,则失效的模式也可能出现涂层周期性的开裂特征,当涂层的裂纹饱和后,可能出现界面开裂的现象。这种开裂的特征有点类似于侧向基体拉伸法。如果涂层一侧是受压的话,则可能产生失稳的失效模式,可以采用材料失稳的破坏行为分析界面结合的强度。

8.3 强度指标的失效模式与机制分析

通过对以上几种特殊载荷作用下的失效行为分析,可以得到涂层/界面/基体复合体系失效的一些内在规律,即可以定义为一个包括各类载荷(如集中力、集中力偶、分布力、分布力偶、热载荷、冲击载荷等)在内的广义外界载荷,该广义外界载荷作用于涂层/界面/基体复合体系上使体系产生应力和变形。由于工程实际条件下的载荷情况相当复杂,因此产生的应力应变状态也非常复杂,但是不管复合体系受到的应力状态如何复杂,可以借鉴经典材料力学中的强度理论来加以分析,即只要是复合体系中哪一点或哪一个面上的应力最先超过哪一部分的强度时,哪一部分就会先破坏。最简单的情形是当复合体系中的任一单元体处于单向拉伸应力状态和纯切应力状态时的情形。下面首先从复合体系受单向应力状态的拉应力状态分析开始。

8.3.1 单向拉伸应力状态下的失效模式与机制分析

在测量涂层体系的界面拉伸强度时,经常采用垂直拉伸等方法,此时在涂层/界面/基体复合体系中,如果忽略涂层与基体泊松比之间的差异所带来的界面复杂应力状态,则可以将结构中每一点应力状态简化成处于单向拉应力状态,且拉应力的方向垂直于界面(即界面的法线方向),此时复合体系的失效类型和机制有以下三种情形。

- 1、如果界面上的拉应力大小最先超过界面的拉伸强度,则界面最先断开破坏,

其示意图如图 8.7 所示。

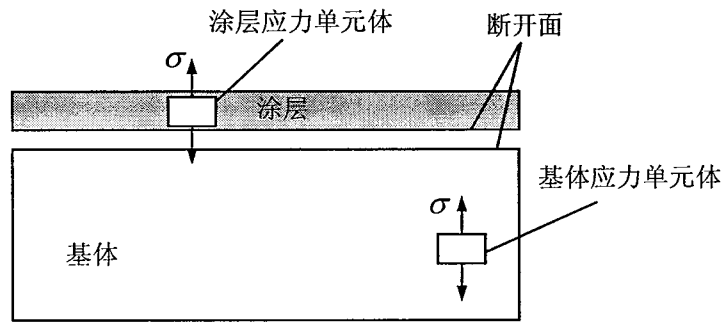


图 8.7 界面先开裂示意图

Fig.8.7 Schematic illustration of the first cracking of the interface

2、如果涂层内的拉应力大小最先超过涂层的内聚力拉伸强度，则涂层先断开破坏，其示意图如图 8.8 所示。

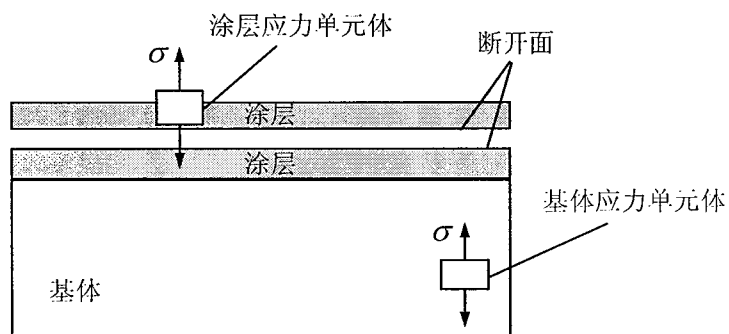


图 8.8 涂层先开裂示意图

Fig.8.8 Schematic illustration of the first cracking of the coating

3、如果基体内所受到的拉应力大小最先超过基体的内聚力拉伸强度，则基体最先破坏，其示意图如图 8.9 所示。

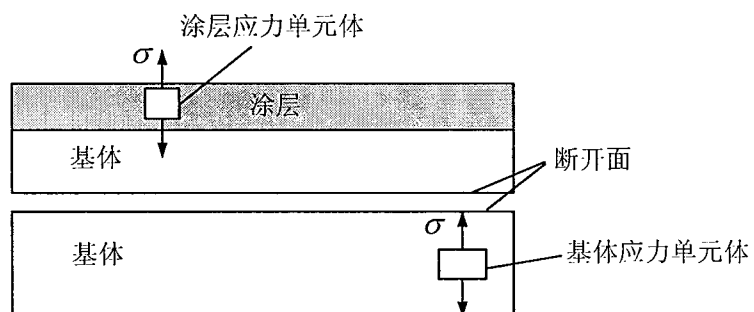


图 8.9 基体先开裂示意图

Fig.8.9 Schematic illustration of the first cracking of the substrate

8.3.2 纯切应力状态下的失效模式与机制分析

在 8.2.2 节里, 分析了涂层与基体的界面在纯剪切作用下的失效分析, 那里的界面简化为受纯剪切的作用, 而涂层的侧面则受外界载荷的压应力作用。在测量涂层体系的界面强度时, 如果采用圆柱形试件的扭转法测量界面剪切强度, 则可以将涂层与基体中的每一点简化成处于纯切应力状态。在界面上的切应力方向为圆形界面的切线方向, 此时复合体系的失效类型和机制将取决于涂层与基体的弹性和塑性性能。

第一种情形: 当涂层与基体材料均为脆性材料时, 可以只考虑它们的弹性行为, 忽略其塑性性能(以下情形相同), 复合体系的失效模式将取决于涂层的拉伸强度、界面的剪切强度和基体的拉伸强度, 因为根据经典的材料力学实验结果, 脆性材料的扭转破坏, 其实是被拉应力拉断的。此时的失效模式通常也有三种情况。

1、如果界面上所受的切应力大小最先超过界面的剪切强度(比如界面结合性能很弱的情形), 则界面最先被剪开, 其示意图如图 8.10 所示。

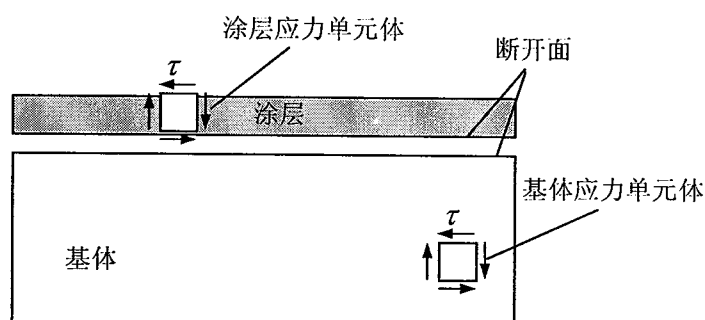


图 8.10 界面先开裂示意图

Fig.8.10 Schematic illustration of the first cracking of the interface

2、如果涂层内所受到的拉应力大小最先超过涂层的内聚力拉伸强度(比如界面结合性能很强的情形), 则涂层最先被拉断, 其示意图如图 8.11 所示。

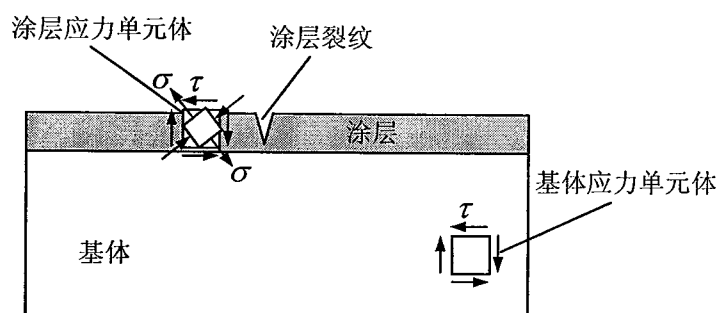


图 8.11 涂层先开裂示意图

Fig.8.11 Schematic illustration of the first cracking of the coating

3、如果基体内所受到的拉应力大小最先超过基体的内聚力拉伸强度(比如界面结合性能和涂层性能均很好的情形),则基体最先破坏,其示意图如图 8.12 所示。

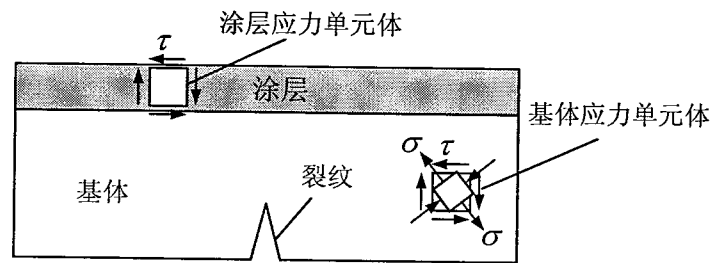


图 8.12 基体先开裂示意图

Fig.8.12 Schematic illustration of the first cracking of the substrate

第二种情形：当涂层为脆性材料，而基体为韧性材料时，复合体系的失效模式将取决于涂层的拉伸强度、界面的剪切强度和基体的剪切屈服强度或断裂强度，此时的失效模式通常也有三种情形。

1、如果界面上所受的切应力大小最先超过界面的剪切强度(比如界面结合性能很弱的情形)，则界面最先被剪开，如图 8.10 所示。

2、如果涂层内的拉应力大小最先超过涂层的内聚力拉伸强度(比如界面结合性能很强的情形)，则涂层最先被拉断，如图 8.11 所示。

3、如果基体内所受到的最大切应力大小最先超过基体的剪切屈服强度或断裂强度(比如涂层的内聚力强度和界面结合性能均很强的情形)，则基体最先屈服(出现滑移线)或断裂破坏，如图 8.12 所示。

第三种情形：当涂层为韧性材料，而基体为脆性材料时，复合体系的失效模式将取决于涂层的剪切屈服强度或断裂强度、界面的剪切强度和基体的断裂强度，此时的失效模式通常也有三种情形。

1、如果界面上的切应力大小最先超过界面的剪切强度(比如界面结合性能很弱的情形)，则界面最先被剪开，如图 8.10 所示。

2、如果涂层内所受到的最大切应力大小最先超过涂层的剪切屈服强度或断裂强度(比如界面结合性能很强的情形)，则涂层最先屈服或断裂破坏，如图 8.11 所示。

3、如果基体内所受到的拉应力大小最先超过基体的内聚力拉伸强度(比如界面结合性能很强的情形)，则基体最先破坏，如图 8.12 所示。

第四种情形：当涂层和基体均为韧性材料时，在线弹性范围内可以采用脆性涂层

/脆性基体的失效模式分析。如果涂层和基体发生了较大的塑性变形,界面开裂在极端载荷情形下才发生或不发生的话,则界面的力学性能将会不容易得到。

8.3.3 二向应力状态(平面应力状态)下的失效模式与机制分析

前面介绍的涂层/界面/基体复合体系所处的应力状态是最简单的,即材料力学中所描绘的单向应力状态和纯切应力状态。在这一部分,讨论复合体系处在二向应力状态(平面应力状态)下其失效分析。那么涂层体系失效的模式也同样取决于涂层与基体材料的弹性与塑性性能。分以下四种情形。

第一种情形:当涂层与基体材料均为脆性材料时,复合体系的失效模式将取决于涂层的拉伸强度、界面的强度和基体的拉伸强度,此时的失效模式通常也有三种情形。

1、如果界面上的最大拉应力大小最先超过界面的拉伸强度(比如界面结合性能很弱的情形),则界面最先被拉开;如果界面上的切应力大小最先超过界面的剪切强度,则界面最先被剪开,如图 8.14 所示。

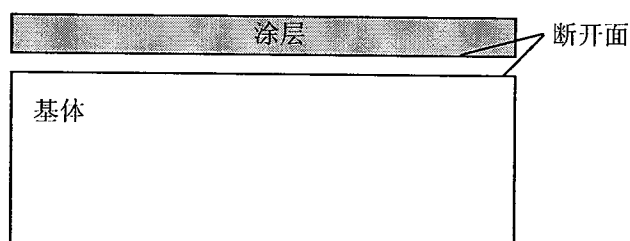


图 8.14 界面先开裂示意图

Fig.8.14 Schematic illustration of the first cracking of the interface

2、如果涂层内的最大主拉应力的大小最先超过涂层的内聚力拉伸强度(比如界面结合性能很强的情形),则涂层最先被拉断,其示意图如图 8.15 所示。

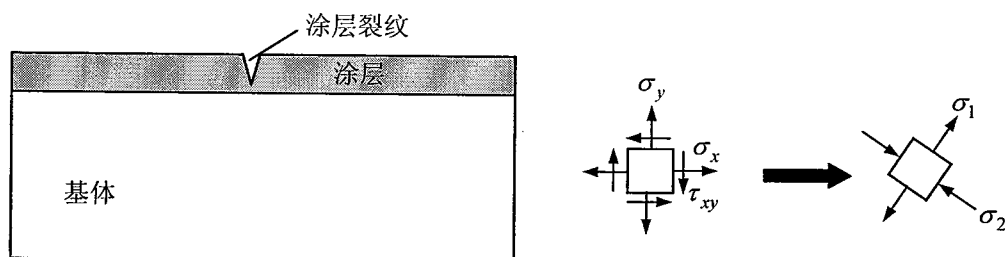


图 8.15 涂层先开裂示意图

Fig.8.15 Schematic illustration of the first cracking of the coating

3、如果基体内所受到的最大主拉应力的大小最先超过基体的内聚力拉伸强度(比

如界面结合性能很强的情形), 则基体最先破坏, 其示意图如图 8.16 所示。

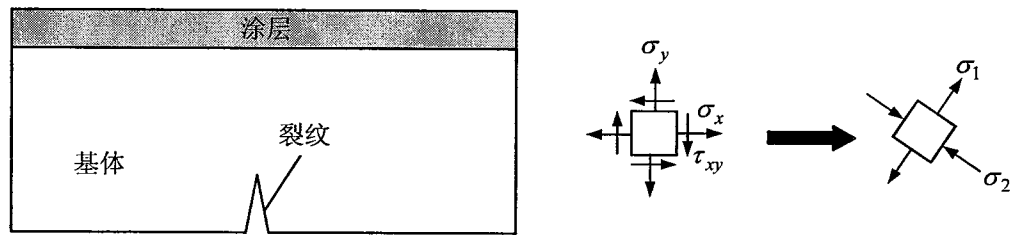


图 8.16 基体先开裂示意图

Fig.8.16 Schematic illustration of the first cracking of the substrate

第二种情形：当涂层为脆性材料，而基体为韧性材料时，复合体系的失效模式将取决于涂层的拉伸强度、界面的强度和基体的剪切屈服强度或断裂强度，此时的失效模式通常也有三种情形。

1、如果界面上的最大拉应力大小最先超过界面的拉伸强度(比如界面结合性能很弱的情形)，则界面最先被拉开；如果界面上的切应力大小最先超过界面的剪切强度，则界面最先被剪开，如图 8.14 所示。

2、如果涂层内的最大主拉应力的的大小最先超过涂层的内聚力拉伸强度(比如基体的内聚力强度和界面结合性能很强的情形)，则涂层最先被拉断，如图 8.15 所示。

3、如果基体内所受到的最大切应力最先超过基体的剪切屈服强度或断裂强度(比如涂层的内聚力强度和界面结合性能均很强的情形)，则基体最先屈服(出现滑移线)或断裂破坏，如图 8.16 所示(只画了断裂情形)。

第三种情形：当涂层为韧性材料，而基体为脆性材料时，复合体系的失效模式将取决于涂层的剪切屈服强度或断裂强度、界面的强度和基体的断裂强度，此时的失效模式也通常有三种情形。

1、如果界面上的最大拉应力大小最先超过界面的拉伸强度(比如界面结合性能很弱的情形)，则界面最先被拉开；如果界面上的切应力大小最先超过界面的剪切强度，则界面最先被剪开，如图 8.14 所示。

2、如果涂层内所受到的最大切应力最先超过涂层的剪切屈服强度或断裂强度(比如界面结合性能很强的情形)，则涂层最先屈服(出现滑移线)或断裂破坏，如图 8.15 所示(只画了断裂情形)。

3、如果基体内所受到的最大主应力大小最先超过基体的内聚力拉伸强度(比如界

面结合性能很强的情形), 则基体最先破坏, 如图 8.16 所示。

第四种情形: 当涂层和基体均为韧性材料时, 在线弹性范围内可以采用脆性涂层/脆性基体的失效模式分析。如果涂层和基体发生了较大的塑性变形, 界面开裂在极端载荷情形下才发生或不发生的话, 则涂层/界面/基体的力学性能将不容易得到。

对于涂层/界面/基体复合体系, 在处于平面应力的状态的情形下, 除了按照传统的最大拉应力理论和最大切应力理论来评价涂层/界面/基体复合体系的失效行为和模式外, 还有采用有限元和 Brewer 和 Lagace^[108]提出的二次脱层准则(quadratic delamination criterion)来计算界面的拉伸强度和剪切强度。二次脱层准则常被用于复合材料的脱层分析^[109-111], 其表达式为

$$\frac{(\sigma_{yy})^2}{(Z^N)^2} + \frac{(\sigma_{xy})^2}{(Z^S)^2} = \lambda = 1 \quad (8.1)$$

其中: σ_{xz} 为界面上的切应力, σ_{yy} 为界面上的正应力, Z^N 、 Z^S 为界面的拉伸强度和剪切强度。满足式(8.1)的界面切应力、正应力即为界面的剪切强度和拉伸强度。这种失效分析只是用来判断界面是否开裂, 而对于涂层和基体的失效行为并未考虑进去。

8.3.4 三向应力状态(空间应力状态)下的失效模式与机制分析

前面分析的涂层体系是处于二向应力状态下的失效模式与机制分析, 在实际测量复合体系的力学性能中, 有些方法导致的复合体系的应力状态十分复杂, 比如压入法、划痕法等。这些方法通常使复合体系处于空间的应力状态。对于涂层/界面/基体处于空间应力状态的情形, 失效的模式比二向应力状态复杂。空间应力状态导致的三个主应力皆不等于零。其失效的模式将同样取决于涂层与基体的力学性能和界面结合的性能。可以仿照二向应力状态下的失效分析, 分以下四种情形。

第一种情形: 当涂层与基体材料均为脆性材料时, 复合体系的失效模式将取决于涂层的拉伸强度、界面强度和基体的拉伸强度, 此时失效模式通常也有三种情形。

1、如果界面上的最大拉应力最先超过界面的拉伸强度, 则界面最先被拉断; 如果界面上的切应力大小最先超过界面的剪切强度(比如界面结合性能很弱的情形), 则界面最先被剪开, 其示意图如图 8.14 所示。

2、如果脆性涂层内三个主应力中的最大主拉应力的最大最先超过涂层的内聚力拉伸强度, 则涂层最先被拉断, 其示意图如图 8.17 所示。

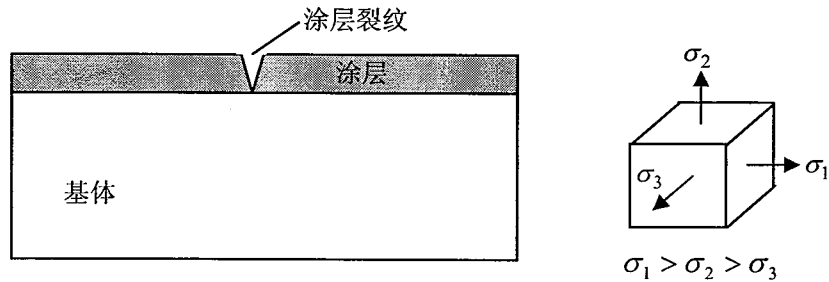


图 8.17 涂层先开裂示意图

Fig.8.17 Schematic illustration of the first cracking of the coating

3、如果基体内所受到的三个主应力中的最大主拉应力的尺寸最先超过基体的内聚力拉伸强度，则基体最先破坏，其示意图如图 8.18 所示。

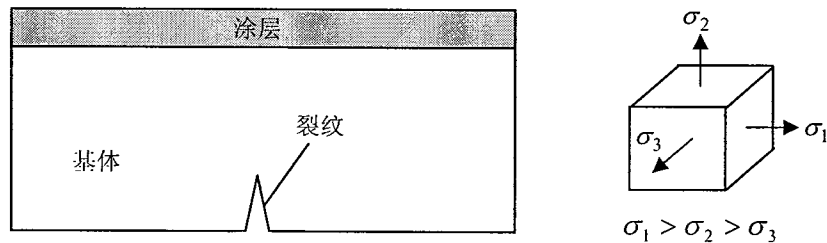


图 8.18 基体先开裂示意图

Fig.8.18 Schematic illustration of the first cracking of the substrate

第二种情形：当涂层为脆性材料，而基体为韧性材料时，复合体系的失效模式将取决于涂层的拉伸强度、界面强度和基体的剪切屈服强度或断裂强度，此时的失效模式通常也有三种情形。

1、如果界面上的最大拉应力最先超过界面的拉伸强度，则界面最先破坏；如果界面上的切应力大小最先超过界面的剪切强度，则界面最先被剪开，如图 8.14 所示。

2、如果涂层内的三个主应力中的最大主拉应力的尺寸最先超过涂层的内聚力拉伸强度，则涂层最先被拉断，如图 8.17 所示。

3、如果基体内所受到的最大切应力最先超过基体的剪切屈服强度或断裂强度，则基体最先屈服(出现滑移线)或断裂破坏，如图 8.18 所示(只画了断裂情形)。

第三种情形：当涂层为韧性材料，而基体为脆性材料时，复合体系的失效模式将取决于涂层的剪切屈服强度或断裂强度、界面强度和基体的断裂强度，此时的失效模式通常也有三种情形。

1、如果界面上的切应力大小最先超过界面的剪切强度，则界面最先被剪开；如

果界面上的拉应力大小最先超过界面的拉伸强度(比如界面结合性能很弱的情形), 则界面最先被拉断, 如图 8.14 所示。

2、如果涂层内所受到的最大切应力最先超过涂层的剪切屈服强度或断裂强度(比如界面结合性能很强的情形), 则涂层最先屈服(出现滑移线)或断裂破坏, 如图 8.17 所示(只画了断裂情形)。

3、如果基体内所受到的最大主应力大小最先超过基体的内聚力拉伸强度(比如界面结合性能很强的情形), 则基体最先破坏, 如图 8.18 所示。

第四种情形: 当涂层和基体均为韧性材料时, 在线弹性范围内可以采用脆性涂层/脆性基体的失效模式分析。如果涂层和基体发生了较大的塑性变形, 界面开裂在极端载荷情形下才发生或不发生的话, 则涂层/界面/基体的力学性能将不容易得到。

有一种特殊情形值得说明一下, 即如果涂层或基体所受到的三个主拉应力值相等或相近时, 可以不考虑涂层或基体的韧、脆性特征, 它们均表现出被拉断的失效模式; 如果涂层或基体所受到的三个主压应力值相等或相近时, 同样也可以不考虑涂层或基体的韧、脆性特征, 它们均表现出屈服的失效模式。

对于空间的应力状态, 也同样有采用有限元和 Brewer 和 Lagace^[108]提出的二次脱层准则来计算界面的拉伸强度和剪切强度, 其表达式为

$$\frac{(\sigma_{xz})^2 + (\sigma_{yz})^2}{(Z^S)^2} + \frac{(\sigma_{zz})^2}{(Z^N)^2} = \lambda = 1 \quad (8.2)$$

其中: σ_{xz} 、 σ_{yz} 为界面的切应力, σ_{zz} 为界面的正应力, Z^S 、 Z^N 为界面的剪切强度和拉伸强度。这种失效分析与二向应力状态相类似, 只是用来判断界面是否开裂, 而对于涂层和基体的失效行为并不适应。

以上情形是基于应力的观点测量界面强度指标时所表现出来的不同失效模式与机制分析。归纳起来, 涂层/界面/基体复合体系存在涂层开裂、界面开裂、基体开裂三种基本的失效模式, 除了这些基本的失效模式外, 当然也存在其中的两者同时失效或三者同时失效或三者按先后顺序发生失效的情形, 在此不再赘述。

8.4 (基于能量学的观点)测量界面韧性指标的不同失效模式与机制分析

在涂层/界面/基体复合体系中, 关于韧性指标描绘有涂层(断裂)韧性、界面(断裂)韧性、基体(断裂)韧性。在前面章节中已指出, 对于涂层体系的裂纹存在与扩展通常

有多种模式。裂纹会出现这么多的模式取决于诸多因素，其中很重要因素的有界面结合性能的强弱和载荷条件决定的“相角(phase angle)””。比如对于界面结合非常弱的情形，界面很可能就是裂纹最可能扩展的路径。对于界面结合非常强的情形，裂纹通常会进入基体，比如作者在采用三点弯曲法测量电镀铬/钢基体材料的界面结合性能时，发现涂层内裂纹穿过界面进入钢基体，而并不沿着界面扩展，如图 8.19 所示。

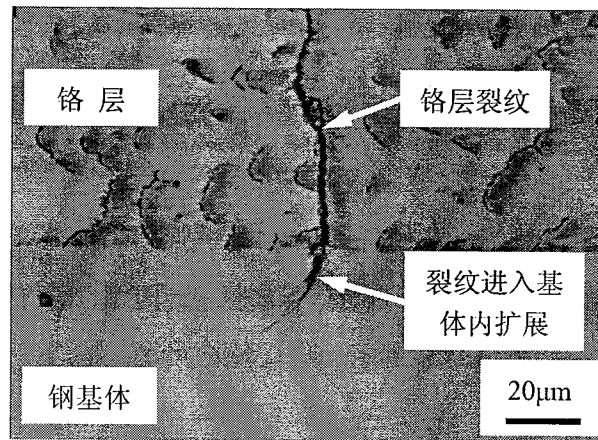


图 8.19 弯曲法研究电镀铬/钢基体的界面结合性能时裂纹进入基体内扩展

Fig.8.19 The crack propagating into the steel substrate during the three-point bending test in order to test the adhesion of the Cr coating on steel substrate

这其中的“相角”也叫“混合率(度)(mode mixity)”，取决于复合体系的载荷条件，要测量的界面(断裂)韧性指标都与相角 ψ 有关，也即界面断裂韧性是相角 ψ 的函数，图 8.20 就描绘了界面断裂韧性与相角 ψ 的关系。

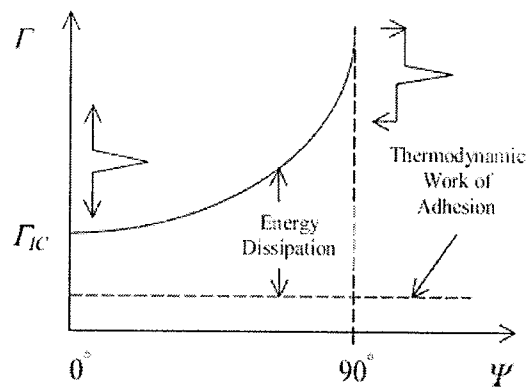


图 8.20 界面断裂韧性与相角的函数关系^[8]

Fig.8.20 Interfacial fracture toughness as a function of the mode mixity angle^[8]

在图 8.20 中，热力学结合功 W_A (thermodynamic work of adhesion)代表了涂层与基

体之间的真正结合能, 对于给定的一种涂层/基体体系, 它是一个常数。对于理想的 Griffith^[236]线弹性脆性断裂力学, 界面韧性 Γ_I 被认为是等于涂层与基体之间的热力学结合功 W_A 。但是在实际情况下, 即使脆性断裂也会通过局部地区(比如裂纹尖端)的塑性变形耗散一部分能量。从图 8.20 中可看出, 界面的(断裂)韧性依赖于相角 Ψ , Hutchinson 和 Suo^[38]给出了界面(断裂)韧性与相角 Ψ 的关系式

$$\Gamma_{(\Psi)} = \Gamma_0 [1 + \tan^2 \{\Psi(1 - \lambda)\}] \quad (8.3)$$

在式(8.3)中, Γ_0 为 I 型裂纹的界面断裂韧性, 对应的相角 $\Psi = 0$, λ 是一个可调节的参数。对于不同的 λ , $\Gamma(\Psi)/\Gamma_0$ 与相角 Ψ 的关系可由图 8.21 给出。

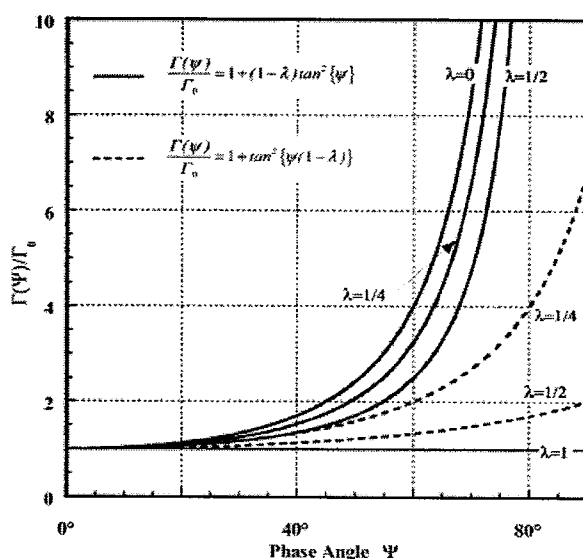


图 8.21 对应于不同 λ 的 $\Gamma(\Psi)/\Gamma_0$ 与相角 Ψ 的关系

Fig.8.21 Phenomenological functions for $\Gamma(\Psi)$

严格意义上来说, 任何裂纹沿着界面扩展都有一个混合效应的问题, 这个混合效应的问题来自于涂层与基体材料的弹性性能失配(mismatch in their elastic properties)^[156]。Hutchinson 和 Suo^[38]通过唯象的观点提出理想的界面断裂力学问题, 得到的界面结合性能表征参量——界面断裂能与相角 Ψ 的函数关系, 在理论分析上与试验上都表现出了相类似的行为特征^[156, 237-240]。

为了测量复合材料的界面断裂韧性, Hutchinson 和 Suo^[38]定义了双层材料的一个复合应力强度因子, 表达式为

$$K \equiv K_1 + iK_2 = \left(\frac{P}{\sqrt{h}} - i \frac{M}{h^{3/2}} \right) \frac{p}{\sqrt{2}} h^{i\varepsilon} e^{i\omega} \quad (8.4)$$

在上式中, h 为涂层的厚度, M 为载荷 P 引起的弯矩, ω 为一个实角函数, ε 为双材料的一个实常数, ε 和 p 分别由下式子给出

$$p = \sqrt{\frac{1-\alpha}{1-\beta^2}}, \quad \varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \frac{1-\beta}{1+\beta} \quad (8.5)$$

而 α 和 β 为 Dundurs 参数^[156], 对于平面应变问题, α 和 β 分别为

$$\alpha = \frac{\overline{E_1} - \overline{E_2}}{\overline{E_1} + \overline{E_2}}, \quad \beta = \frac{G_1(1-2\nu_2) - G_2(1-2\nu_1)}{2G_1(1-\nu_2) + 2G_2(1-\nu_1)} \quad (8.6)$$

其中: $\overline{E_i} = E_i / (1-\nu_i^2)$, $i=1, 2$, E_1 、 G_1 和 ν_1 分别为涂层的弹性模量、切变模量和泊松比; E_2 、 G_2 和 ν_2 分别为基体的弹性模量、切变模量和泊松比。对于双材料情形, 相角 Ψ 定义如下

$$\Psi = \tan^{-1} \left[\frac{Ph \sin \omega - 2\sqrt{3}M \cos \omega}{Ph \cos \omega + 2\sqrt{3}M \sin \omega} \right] \quad (8.7)$$

由以上可知, 要测量涂层体系界面结合性能的韧性指标, 知道断裂的界面情况和相角 Ψ 是必须的, 只有这样, 才能正确地解释试验所得到的结果。

事实上, 热力学结合功 W_A 与界面韧性 $\Gamma(\Psi)$ 之间是有联系的。例如对于所要测量的涂层材料的屈服强度很低, 而界面的热力学结合功 W_A 很高, 那么韧性断裂通常是最可能的涂层体系失效模式与机制; 相反, 如果所要测量的涂层材料的屈服强度很高, 而 W_A 又很低, 那么界面脆性断裂通常是最可能的涂层体系失效模式与机制^[241,242]。总之, 对于要测量涂层材料的界面韧性指标, 要想正确的解释所测量的结果, 必须要了解涂层和基体的韧、脆特性、屈服强度的高低和断裂韧性高低。

8.5 界面结合性能对断裂路径的影响

下面考虑图 8.22 所示的涂层内裂纹到达界面后的情形。裂纹在界面折射下有两种进一步扩展的可能:

- ① 沿原来的路径侵入第二相材料。
- ② 沿着界面上行或下行。

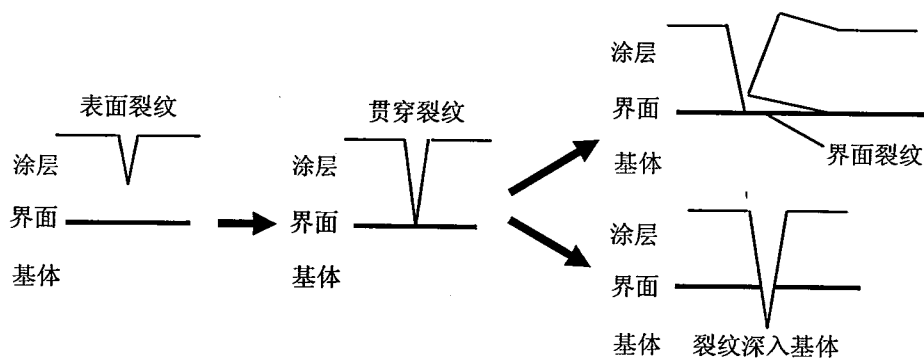


图 8.22 界面力学性能对涂层内裂纹扩展路径的影响

Fig.8.22 The influence of the interface properties on the crack path

后一种情形称为界面对裂纹的偏转。He 和 Hutchinson^[243]比较了裂纹沿着原路径或沿界面延伸同一增长长度 a 后能量释放率的变化，并给出了判断式

$$\frac{G_{CI}}{G_{CS}} \leq \frac{\Gamma^I}{\Gamma^S} \quad (8.8)$$

$$\frac{G_{CI}}{G_{CS}} > \frac{\Gamma^I}{\Gamma^S} \quad (8.9)$$

其中： G_{CI} 为涂层内的裂纹沿着界面扩展的裂纹驱动力， G_{CS} 为涂层内的裂纹沿着基体扩展的裂纹驱动力， Γ^I 为界面的断裂韧性， Γ^S 为基体的断裂韧性。当条件式(8.8)满足时，裂纹往基体内扩展；当条件式(8.9)满足时，裂纹往界面扩展。后两者与界面断裂的混合度有关。于是也可以通过控制涂层与基体的界面断裂韧性来控制裂纹的扩展路径。与上一个相关的问题是原先沿界面扩展的裂纹的偏转，如图 8.23 所示。

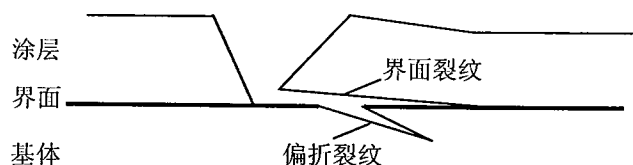


图 8.23 界面裂纹的偏转

Fig.8.23 The kinking of the interface crack

记沿界面断裂的能量释放率为 G ，而偏转后裂纹尖端处的能量释放率为 $G'(\alpha)$ ， α 为偏转角度，He 和 Hutchinson^[243]指出，当下面的条件式(8.10)满足时，

$$\frac{G}{G'(\alpha)} \leq \frac{\Gamma(\varphi)}{\Gamma} \quad (8.10)$$

则界面裂纹会发生偏转；若条件式(8.10)不满足，则裂纹沿着界面延伸。其中 Γ 为均匀相材料的断裂韧性， $\Gamma(\varphi)$ 为偏转后裂纹尖端处的断裂韧性， φ 为外界载荷的混合度。由条件式(8.10)可知，控制界面断裂的混合度便可以改变裂纹的偏转属性。

8.6 本章小结

归纳起来，涂层/界面/基体复合体系有以下几种基本的失效模式，即涂层开裂，界面开裂，基体开裂。通过前面的分析，可以得到涂层/界面/基体复合体系的失效模式与机制除了与涂层、界面和基体的缺陷、涂层与基体内的残余应力等情况有关外，主要取决于以下三大因素：

(1) 涂层/界面/基体复合体系所受的载荷情况。在基于应力的强度指标的表征中，其实是涂层、界面和基体三者抵抗各自所受到的外界应力(载荷)而表现出来的“抗争”能力，“谁最弱”则其失效的可能性最大；在基于能量学的界面韧性或界面断裂韧性指标的表征中，影响其破坏的模式与机制很重要的因素有载荷引起的“相角”(phase angle)。

(2) 涂层与基体本身的力学性能。其中很重要的因素有韧、脆性特征和两者力学性能的差异。其中材料的韧、脆性特征在一般情形下影响其是脆性破坏还是屈服破坏，两者力学性能的差异会影响裂纹扩展的路径，从而影响其破坏的模式，比如涂层与基体的弹性模量失配影响到“相角”，从而影响到界面的韧性指标。

(3) 涂层与基体的界面结合性能。界面结合性能的强弱也影响到复合体系破坏的模式，界面结合性能弱则界面可能成为最先失效的部分，界面结合性能强，则涂层或基体可能最先成为失效的部分。

第九章 结论与展望

9.1 结 论

本文以某一特定工艺条件下生产出来的电镀铬层/钢基体材料为对象,重点研究了涂(镀)层的韧性、涂层与基体的界面结合性能以及复合体系含基体激光预处理效应的断裂韧性表征方法,取得了如下研究成果:

1、为了更好地开展涂层体系的力学性能测量与表征,配合课题组成功地开发了一套能够实现拉伸、压缩、剪切、弯曲、扭转、压痕、胀形等方法集于一体的涂层材料多功能试验机,同时,该套试验机系统配备了声发射系统和 CCD 实时监测系统。在这台试验机上,可以实现多种方法检测多种类型涂层体系的力学性能。

2、在理论上,提出一种在脆性涂层/韧性基体材料体系中含弹塑性界面层的剪滞模型,研究了脆性涂层/韧性基体这类材料体系在拉伸应变作用下其表面脆性涂层的开裂行为特征,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。在试验上,采用声发射技术和光学显微镜实时动态观察技术与拉伸法相结合的方法,利用提出的理论成果,获得了铬层在常温、静载下的韧性值,同时发现铬层与钢基体的界面剪切强度值不小于 300MPa。

3、采用侧面基体压入法研究了铬层/钢基体的界面结合性能。虽然该方法最先导致的是铬层开裂,但它也可以促使铬/钢体系“强结合”界面的破坏,能够用于定性或半定量地表征强结合界面的力学性能。同时从理论上提出利用该方法中的侧向载荷与相应的侧向位移曲线的变化规律图,从能量学的角度采用界面韧性指标量化地表征界面结合性能。

4、针对某型号武器钢质身管内膛电镀铬层的工况,提出了涂层饱和裂纹密度容限参数。该参数反映了涂层抵抗剥落能力的一个临界值,这一临界值反映了涂层在某一特定载荷条件下的本征属性。利用此参数定性表征了两种复合体系在热疲劳载荷作用下的界面结合性能,即:铬层/激光预处理钢基体复合体系和铬层/原始钢基体复合体系的界面结合性能。在整个的试验过程中,发现在同样的工况下,两种试样的铬层裂纹密度都随疲劳次数的增加而增加,但有激光预处理钢基体试样的铬层裂纹密度自

始至终都比无激光预处理钢基体的铬层裂纹密度小,前者的铬层饱和裂纹密度容限在 1150 次左右,后者的铬层饱和裂纹密度容限在 900 次左右,这表明前者的铬层性能及其界面结合性能要优于后者。

5、假定涂层裂纹垂直于涂层/基体的界面,且裂纹尖端位于激光处理区的中部(界面层或次界面),定量分析了激光相变强化在钢基体深度方向上产生的显微硬度梯度效应和残余应力效应对裂纹扩展驱动力(J 积分)的影响,获得了复合体系含这两种效应的断裂韧性表征参量的一般表达式,采用复合双悬臂梁模型,导出了含该两种效应的裂纹往界面层内扩展驱动力的解析表达式。该表达式既可以用来预测这两种效应对(次)界面裂纹扩展驱动力的影响,又可以为将来实验研究激光预处理钢基体效应对该复合体系的断裂韧性的影响提供理论基础(临界裂纹扩展驱动力可以用于表征材料的断裂韧性)。

6、从应力的强度观点和能量学的韧性观点,针对一些典型载荷条件,分析涂层/界面/基体复合体系的失效模式与机制。分析表明涂层/界面/基体复合体系的失效模式与机制除了与涂层、界面和基体的缺陷、涂层与基体内的残余应力等情况有关外,主要取决于以下三大因素:(1) 涂层/界面/基体复合体系所受的载荷情况;(2) 涂层与基体本身的力学性能;(3) 涂层与基体的界面结合性能。这些失效机制分析可以为将来的实验研究涂层/界面/基体复合体系的力学性能提供更加理性的分析依据。

9.2 展 望

本文得到了一些有意义的结果,但是,还存在许多有待进一步研究和完善的方面,主要有:

首先,针对测量涂层体系力学性能方法的不断创新,研制的涂层材料多功能试验机需要不断地更新和改进,包括试验手段的创新和更先进组件的采用。

第二,在脆性涂层/韧性基体材料体系中,在理论上应该更加合理的建立含弹塑性界面层的剪滞模型,在加载的过程中,应该考虑界面层的非均匀性和应变硬化效应。在测量脆性涂层的断裂韧性时,对于成功地预制好薄涂层的裂纹是一大挑战。对于强结合的电镀铬层/钢基体材料体系,虽然获得的界面剪切强度值不小于 300MPa,但是还需要采用更合理的试验手段和方法获得该种材料的最终结合强度。同时对于如何成功地预制该种材料的界面裂纹,在方法和理论模型的建立上测量出其界面断裂韧性也是一个很大的挑战。

第三,采用侧面基体压入法从能量学的角度表征涂层体系的界面结合性能,应该加紧建立测量侧向载荷和相应侧向位移的实验装备。

第四,对于枪炮管内电镀铬层的使用性能评价,依据导致其失效的主导因素,采用涂层饱和裂纹密度容限的概念,建立更先进的评价设备,比如可考虑脉冲激光加热模拟子弹的连续发射而产生的热疲劳等。

第五,针对铬层/激光预淬火钢基体复合结构,推导出了复合体系含屈服强度梯度效应(用显微硬度梯度效应表征)和残余应力效应的断裂韧性表征参量,下一步的工作是考虑裂纹尖端位于激光热处理区的过渡区和热影响区,充分考虑到残余应力的梯度效应。同时应该加快残余应力测量设备的建设或采用已有可靠设备,开展残余应力的测量工作,为下一步复合体系断裂韧性的测量提供实验平台。

最后,可以考虑以涂层的断裂韧性、基底的断裂韧性和广义载荷为变量组成三维空间,构建涂层界面剥离的失效概念图及机制图。涂层在此三维空间的不同区域将发生不同类型的剥离,包括涂层本身导致的界面失效和界面因素导致的剥落失效等。用以判定在确定的环境下,哪些区域属界面破坏为主,哪些区域属涂层破坏为主,哪些区域属基底破坏为主。