

多冲接触载荷下涂层零件低应力宏观塑性行为*

石世宏 傅戈雁

(苏州大学机电工程学院 苏州 215021)

欧阳八生 彭如恕

(南华大学机械工程学院 衡阳 421001)

摘要:对高强度 Co 基、Ni 基合金为表面涂层的中碳钢、不锈钢试样进行低应力多冲试验和测试,结果表明,在远低于材料屈服强度的低应力多冲接触载荷下,涂层和其下部一段基体材料将发生塑性变形,平均每次冲击造成的塑性变形量随冲击周次增加先大后小,累积可出现宏观塑性变形并伴随材料硬化现象。塑性变形量和变形区域大小与冲击应力值和材料强度有关。形变硬化程度由表及里衰减,并且只在冲击接触表面及以下一段长度上发生,形成“易变形区”。分析认为多冲低应力变形是一种累积疲劳损伤。当峰值应力相同时,材料在多冲接触载荷下比静载荷和静疲劳载荷下吸收的能量多,且吸收量与离冲击点的距离成反比。多次冲击使原子易动性增强,临界切应力下降,位错易于启动和增殖。

关键词:多冲接触载荷 低应力 涂层零件 宏观塑性行为

中图分类号: TG113 TB302

0 前言

按照经典强度理论,金属材料在低于本身屈服强度的应力作用下,是不可能发生宏观塑性变形的,但有可能出现微塑性变形^[1,2]和蠕变。在机理上对材料微塑性的解释为材料中局部有低屈服应力介质存在,从而导致局部的塑性变形,微观上的解释为上述位置的晶粒中出现位错运动,导致了短程滑移。大面积位错和长程滑移的出现则需要应力值达到屈服强度,即达到发生宏观塑性变形的应力值。蠕变是一缓慢低应力变形过程,一般在室温下效应不明显。在工程中,还常采用条件屈服强度(如 $s_{0.2}$, $s_{0.05}$ 等)来进行工程设计,以控制无明显屈服点材料的最大塑性变形量^[3],这对于精密机件和有尺寸稳定性要求的零部件有重要的意义。

在多冲接触载荷下,金属材料的力学性能呈现出与静载荷、静循环载荷下不同的一系列特点,如弹、塑性应力波效应;较强的尺寸和形状效应;脆性倾向和强度极限提高的特性等^[4,5]。另外,也有与静循环载荷相同的疲劳特性。多冲作为一种动循环载荷,是否还可能存在某种特性,例如,在常温下的低应力(远低于材料屈服强度)循环过程中,材料

的塑性行为如何,是否只出现微塑性变形,会不会产生宏观塑性变形,在什么条件和尺度上会出现宏观塑性变形等。就此问题对带激光熔覆涂层的试样进行低应力多冲接触试验,测试其涂层与基体的塑性变形,并进行初步的总结分析。

1 试验方法

1.1 试样与涂层的制备

1[#] 试样以 Co 基自熔合金为涂层材料,45 中碳钢为基体材料;2[#] 试样以 Ni 基自熔合金为涂层材料,奥氏体不锈钢 1Cr18Ni9Ti 为基体材料。其成分的质量分数如表 1 所示。

采用 TJ-HL-T5000 型 CO₂ 激光器进行涂层的熔覆加工。熔覆工艺参数为:激光功率 4.5 kW,光斑直径 $d=5$ mm,扫描速度 $v=8$ mm/s,激光光束模式为多模。送料采用送粉方式,送粉量为 10~30 g/m。后处理退火温度为 200 °C,保温 2 h。涂层全部经过 X 射线探伤仪进行探伤检验。

在平面磨床上精磨涂层表面 粗糙度 $R_a=0.16$ μm。冲击试样如图 1 所示。

涂层厚度为 0.6~3.0 mm;基体厚度为 10~11 mm。涂层在基体上的常见覆盖形式有两种,一种是图 1a 所示的涂层全覆盖基体;一种是图 1b 所示的涂层部分覆盖基体。

* 国家自然科学基金(50271028)和湖南省自然科学基金(02JJY2072)资助项目。20040626 收到初稿,20041125 收到修改稿

表1 1[#]、2[#] 试样涂层与基体材料成分的质量分数

组号	材料牌号	C	Ni	Cr	Fe	Si	B	Co	W	Mo	Mn	Ti	Re
1 [#] 涂层	WFcl-11	0.6	11	27	-	1.25	0.5	余	5	4	-	-	>1
1 [#] 基体	45	0.45	0.25	0.25	余	0.3	-	-	-	-	0.65	-	-
2 [#] 涂层	Ni-2	0.8	余	23.5	-	1.75	0.7	13	3.5	3.5	-	-	-
2 [#] 基体	1Cr18Ni9Ti	0.12	9	18	余	1.0	-	-	-	-	2.0	0.7	-

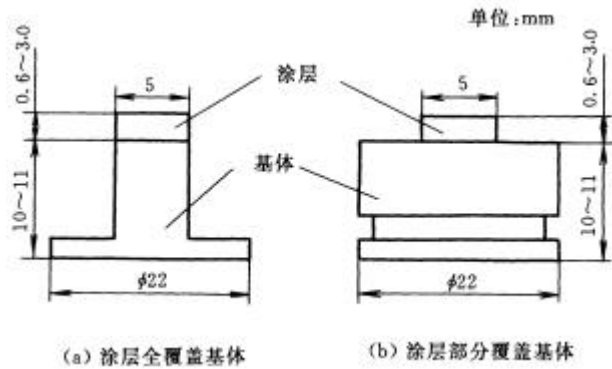


图1 试样简图

1.2 试样测试方法

试验前用线切割方法割取涂层各3件,在材料性能试验机上测定涂层材料的抗静压强度并求取平均值。试验应力应变曲线均为连续光滑曲线,没有明显的屈服点;但可按0.2%的塑性变形量推出其条件屈服强度。通过对曲线的修正,可得1[#]钴基合金条件屈服强度与抗压强度分别为 $s_{0.2}=1\ 077\ \text{MPa}$, $s_{bc}=1\ 661\ \text{MPa}$ 。2[#]镍基合金的 $s_{0.2}=1\ 195\ \text{MPa}$, $s_{bc}=1\ 854\ \text{MPa}$ 。1[#]试样中碳钢基体经调质处理,其条件屈服点与抗压强度分别为 $s_s=355\ \text{MPa}$, $s_{bc}=600\ \text{MPa}$ 。2[#]试样奥氏体不锈钢基体的 $s_s=205\ \text{MPa}$, $s_{bc}=520\ \text{MPa}$ 。

由于在 7×10^5 次循环冲击后涂层或基体先后出现裂纹等宏观失效现象,为增加可比性,所有试验数据均在失效前多冲 5.11×10^5 次后截尾。

为方便离线测试,试验分9个冲击区间进行,每个冲击区间的冲击次数分别为 1×10^3 , 2×10^3 , 4×10^3 , 8×10^3 , 16×10^3 ,..., 255×10^3 次,即每个区间的冲击次数按几何级数递增,在每一冲击区间的冲击次数完成后,将试样取下进行测量。用JX6型万能工具显微镜测量涂层和基体在经历每个冲击区间后的厚度变化量,即测量区间塑性变形量,它与此区间冲击前的厚度之比为区间应变。区间变形量或区间应变与区间冲击次数的比值,即为此区间的平均每次冲击变形量或平均每次应变。到任一冲击区间为止测量出涂层和基体的累积变形量与原始厚度的比值即为累积应变。如不区分涂层和基体,即可同样测算出试样的总变形量和总应

变(如表2、3)。

在HXD-1000B数字显微硬度计上测试涂层和基体在冲击前和在 5.11×10^5 次循环冲击后的显微硬度(压头加载500g)。

在XTL-1体视显微镜下观察试样表面形貌,用OLYMPAUS GX51型光学显微镜观察试样的腐蚀截面,利用TEM-H-600-2透射电镜和SEM-S-570扫描电镜(日立HITACHI)观测截面上的位错、滑移情况和高倍显微组织及形貌。

1.3 试验机与冲击力测试

冲击碰撞试验在由冲床改装的多冲疲劳试验机上进行。其冲击频率可在4~20 Hz之间调节。试验冲击面力可在20~2 000 MPa之间调节,通过压缩弹簧调定冲头不同的冲击能量或冲击力,试验冲击频率选择4 Hz,冲击面力选择166 MPa与100 MPa两档。

冲头材料为9CrSi,硬度为62HRC,形状为直径 $d=30\ \text{mm}$ 的圆柱,端面为冲击接触面。

冲击力的测试采用CL-YD压电晶体冲击力传感器代替试样来承受冲头的冲击,用YE 5852电荷放大器放大冲击电压信号,用TDS 3000型数字式荧光存储示波器测量记录并显示冲击力及波形。测试一次冲击的冲击力随时间变化的力波波形如图2所示,其中由一个主波和几个副波组成,冲击力越大,副波越多。

副波表示冲头在撞击后反弹再次撞击下试样产生的冲击力,冲击力越大,反弹次数就越多,即副波个数也越多。由图2可看出一个主波作用时间约2.5 ms,约30 ms后出现第一个副波,而后的副波则越来越接近,越来越小。这是冲头反弹的高度越来越低的原因。主波的峰值要高的多,故一般只考虑主波的作用。采用能量法估算可得出冲头接触试样时的瞬时速度。计算得此速度在2 m/s左右。计算得出的冲击力平均值略小于测定值峰值。弹性力波在金属中传递速度约为5 000 m/s,而试验中试样和夹具的总高度在0.1 m以内,机座波阻较大,所以力波将主要在试样和夹具之间来回产生多次透射和反射,图2所示的每一个波实际上已是各种波的

叠加值。

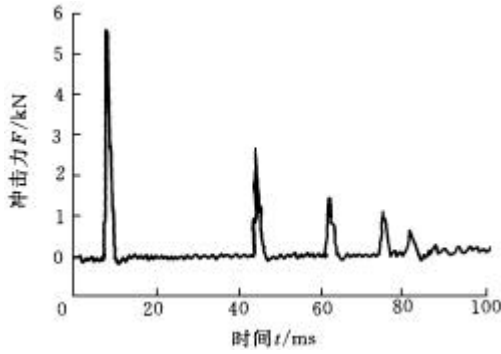


图 2 冲击力波形

试验的冲击峰值应力先用冲击力传感器测试并分别调定在 166 MPa 和 100 MPa 两挡, 分别为 Co 基合金条件屈服强度 $s_{0.2}=1\ 077\text{ MPa}$ 的 15.5% 和 9.3% ; 为 Ni 基合金 $s_{0.2}=1\ 195\text{ MPa}$ 的 13.9% 和 8.4% ; 为碳钢基体 $s_s=355\text{ MPa}$ 的 47% 和 28% ; 为奥氏体不锈钢 $s_s=205\text{ MPa}$ 的 81% 和 48%。

以上数据说明试验的冲击峰值应力低于或远低于涂层和基体材料的屈服应力。

2 试验结果

表 2 为 1[#] 和 2[#] 试样在 166 MPa 和 100 MPa 峰值应力下冲击循环 5.11×10^5 次后的 4 组主要塑性变

表 2 1[#] 和 2[#] 试样多冲循环 5.11×10^5 次的主要塑性变形数据

冲击压力 p/MPa	试样类型	涂层应变 $e_T/\%$	基体应变 $e_B/\%$	试样应变 $e/\%$	前 1×10^3 次平均每次变形 $\Delta h_n/\text{nm}$	后 25.5×10^4 次平均每次变形 $\Delta h_n/\text{nm}$
166	1 [#] Co 基涂层中碳刚基体	7.46	6.78	6.90	124	0.030 47
	2 [#] Ni 基涂层不锈钢基体	8.62	9.44	9.32	193	0.022 37
100	1 [#] Co 基涂层中碳刚基体	3.02	3.18	3.16	37.25	0.019 78
	2 [#] Ni 基涂层不锈钢基体	2.26	4.50	4.20	41.33	0.022 12

表 3 2[#] 试样在 166 MPa 峰值应力下塑性变形和失重量随冲击循环周次变化数据

累积冲击次数 $n/\text{万次}$	0	0.1	0.3	0.7	1.5	3.1	6.3	12.7	25.5	51.1	
涂层	涂层厚 h_T/mm	1.716 3	1.697	1.673	1.650	1.628	1.612	1.598	1.585	1.57	1.568 3
	累积变形 $\Delta h_T/\text{mm}$		0.019	0.044	0.065	0.087	0.104	0.118 3	0.131	0.146	0.148
	累积应变 e_T		0.011	0.025	0.038	0.051	0.061	0.068	0.076	0.085	0.086 2
	平均每次变形 $\Delta h_{Tn}/\text{nm}$		19.3	12.5	5.5	2.75	1.041	0.437	0.192	0.122	0.006 8
	平均每次应变 $e_{Tn}/10^{-6}$		11	7.283	3.204	1.602	0.606	0.255	0.112	0.071 2	0.033 9
基体	基体厚 h_B/mm	10.658	10.487	10.33	10.122	10.002	9.844	9.744	9.662	9.656	9.652
	累积变形 $\Delta h_B/\text{nm}$		0.171	0.329	0.536	0.656	0.814	0.914	0.996	1.002	1.006
	累积应变 e_B		0.016	0.031	0.050	0.061	0.076	0.085	0.093	0.094	0.094 4
	平均每次变形 $\Delta h_{Bn}/\text{nm}$		171	79	51.75	15	9.875	3.125	1.281	0.047	0.015 6
	平均每次应变 $e_{Bn}/10^{-6}$		16	7	5	1	1	0.3	0.1	6×10^{-4}	0.6
试件失重	重量变化 W/g	9.741 2	9.740 9	9.740 6	9.740 4	9.740 2	9.740 2	9.74	9.74	9.739 2	9.739
	累积失重 $\Delta W/\text{mg}$		0.3	0.6	0.8	1	1	1.2	1.2	2	2.2
	失重率 $b/10^{-3}$		0.030 8	0.062	0.082 1	0.102 7	0.102 7	0.123 2	0.123 2	0.205 3	0.225 8
	平均每次失重 $\Delta W_n/\text{mg}$		3×10^{-4}	1.5×10^{-4}	5×10^{-5}	2.5×10^{-5}	0	6.25×10^{-6}	0	1.4×10^{-5}	8.6×10^{-6}

形试验数据, 其中列出试样在 166 MPa 峰值应力下塑性变形和失重量随冲击循环次数增加而变化的详细数据, 见表 3(表 2、3 均为图 1a 所示涂层全覆盖基体试样的试验数据)。

(1) 由表 2、3 可知两种不同材料的涂层和基体在一大一小两个冲击应力值的多次冲击下都出现了明显的累积宏观塑性变形 Δh_T 和 Δh_B 。在 51.1 万次时涂层和基体的累积塑性应变已达到较大值。从数据上看, 冲击应力大则材料应变大, 一般情况下材料强度大则应变小。从 Co 基涂层屈服强度远高于中碳钢基体但应变相近或大于后者的结果看, 靠冲击接触表面越近则变形越大, 变形量沿深度方向(力线方向)是衰减的。

(2) 由表 3 可知涂层和基体的塑性变形是先大后小, 随冲击周次的增加变形量很快衰减, 在 10^4 周次左右的变形量达到 5.11×10^5 次时的 1/2。在 5.11×10^5 次循环后的塑性变形 Δ_T 和 Δ_B 已非常小。涂层和基体每次冲击所产生的平均塑性变形量 Δh_{Tn} 和 Δh_{Bn} 在第一个冲击区间中为 19.3 nm 和 171 nm; 最后一个冲击区间减少到 0.006 8 nm 和 0.015 6 nm, 即试验中涂层和基体每次冲击平均塑性变形量前后相差约 2 745 倍和 10 961 倍。

(3) 变形的深度范围可由涂层与基体的形变硬

化现象得到。图 3、4 分别为 2[#] 试样在 166 MPa 和 100 MPa 两种峰值应力下冲击循环 5.11×10^5 次前后涂层与基体截面上的显微硬度沿层深(力线方向)变化值,对比可见冲击后整个涂层与基体靠界面一段长度上出现了硬化现象,硬化程度由表及里呈衰减趋势。图 3、4 所示整个试样的冲击硬化深度分别为 8.5 mm 和 6 mm,即硬化仅在一定深度上发生,冲击力越大硬化层越深,材料越软硬化效果越明显,如不锈钢基体的硬化效果较为明显,而涂层硬度较高硬化效果不明显。另外的试验证明涂层或基体硬度在 600 HV 左右时出现了多冲软化现象。如果认为塑性变形必然伴随硬化或软化,则基体在塑性变形区的应变 e_j 应为 11.8% 和 8%,而不是表 2、3 所示的基体累积变形量 Δh_j 与整个基体厚度 h_j 的比值。

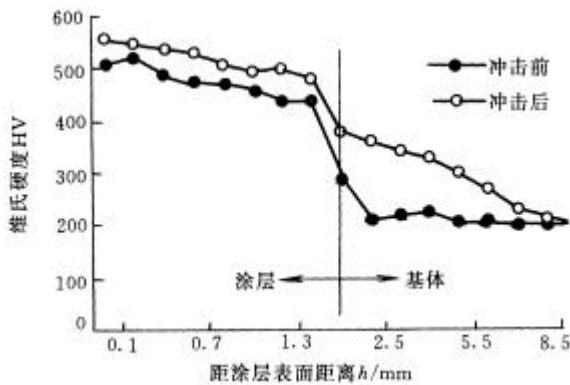


图 3 2[#] 试件 166 MPa 多冲应力下循环 5.11×10^5 次前后的显微硬度对比

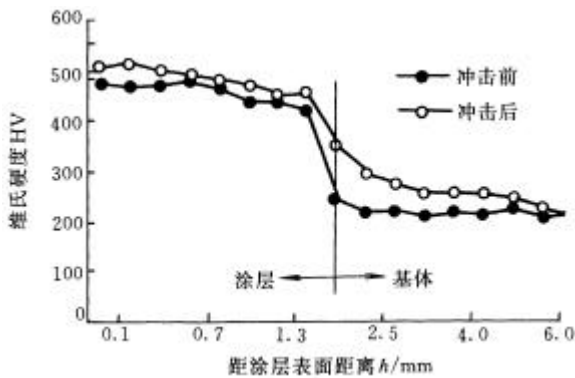


图 4 2[#] 试件 100 MPa 多冲应力下循环 5.11×10^5 次前后的显微硬度对比

(4) 两种不同结构形式试样的失重量是基本相同的,都随冲击应力增大和循环周次增加而变大。由表 3 中 2[#] 试样试验数据可知,平均每次冲击失重量 ΔW_n 也是先大后小,随循环周次增加迅速衰减,试验中的累积失重量 ΔW 都在 1~3 mg 之间,考虑主要发生在冲击接触表面并造成涂层厚度 h_T 的损失,但很小,所以试验没有从涂层的变形量中去除

此失重造成的磨损量。例如表 3 中涂层的冲击累积失重量为 2.2 mg,计算得到造成涂层表面磨损深度为 0.023 mm(如果将冲击失重全部计算为涂层表面磨损),表 3 中涂层累积变形量 $\Delta h_T = 0.148$ mm 去除此磨损厚度,则真正的累积变形量为 $\Delta h_T = 0.125$ mm。

(5) 试验所用试样的基体高度由 10 mm 增加到 20 mm 再进行上述完全同等条件下的多冲试验,所测得的塑性变形、硬度变化和失重量在大小、深度及随循环周次的变化规律上相差甚微,说明形变硬化主要在近表层的一段区域内发生,与试样高度关系不明显,即变形与硬化不沿试样全程传递。

(6) 在 5.1×10^5 次周循环后抽样作电镜分析,2[#] 试样 166 MPa 冲击应力下涂层薄膜透射电镜照片如图 5,可见大量位错线缠绕和增殖,在晶界处有位错的塞积。扫描电镜发现基体在紧靠界面处出现了疲劳微裂纹群,但为非扩展型,如图 6。

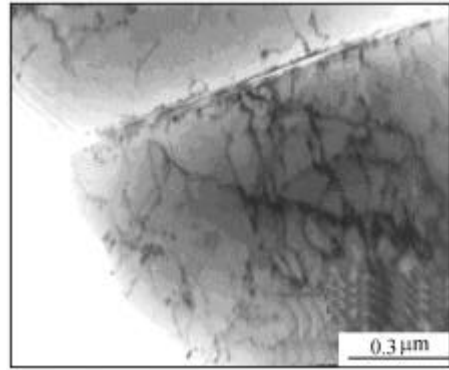


图 5 2[#] 试件涂层中位错线缠绕 (TEM)

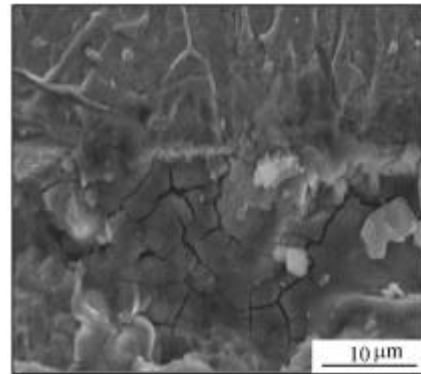


图 6 2[#] 试件基体靠界面处微裂纹

(7) 由于为低应力试验,故试验所用试样均未出现其它宏观累积损伤,如开裂、崩落,表面点蚀和剥落等。大约在 7×10^5 次后,有的涂层表面出现轻微点蚀与剥落,此时试样失重加大。在 10^6 次周循环后,部分试样先后出现各种失效现象,其中有的试样出现宏观塌陷而失效,此阶段的试样变形量剧增。

3 分析与讨论

通常认为,在多冲接触载荷下当应力值超过材料的屈服强度,冲击接触表面即开始塑性变形,变形同时形成塑性波并沿力线方向向材料内部传递。在冲击载荷下材料的静屈服强度和极限强度随冲击速度增大和应力作用的时间缩短而提高^[4,5]。试验中,试样在多冲接触载荷下整个涂层和基体几个毫米的深度上出现了塑性变形,其中低应力下平均每次冲击变形量可归为微塑性变形,但是,多冲累积达到了毫米级的宏观变形量和出现了显著的硬化现象。另外发现此现象的还有参考文献[6],在高强度热喷涂层上进行低应力多冲试验出现了此现象。

根据试验测试结果分析此现象产生的原因如下。

(1) 动载荷与能量的因素。多冲接触是一种动载荷,它比静载荷与静疲劳载荷有更多的能量输入冲击对象。参考文献[7]认为,当冲击能作用于固体表面时,会引起接触表面的能量扰动并扩散,其最重要的基本过程之一是位错的迁移。突加的冲击使冲击能由接触表面开始扰动并沿力线向下层扩散,首先产生的弹性波以大约 5 000 m/s 的速度向试件内部传递,在弹性波所波及的压缩应力区内,质点的运动和应变的产生使其冲击能转换为质点动能和应变位能,冲击能的反复输入使晶格振动加剧,原子易动性增强。此时可产生滑移的临界切应力下降,位错能增加,位错线在越过势垒的过程中,所需克服的 Peierls-Nabarro 力减小,使滑移容易进行,从而使应变可能由弹性的和不可恢复的塑性变形两部分组成。塑性变形就可能出现或增大变形量,塑性变形会消耗一部分能量转化为晶格的位错能或晶格的畸变能。扩散中的耗散使能量很快衰减,能量的吸收与应力水平随着离开冲击接触部位的距离按指数规律衰减,其衰减率随冲击频率、冲击对象的阻尼、材料密度的增加和弹性模量的降低而加大^[5],愈靠近冲击表面的能量和应力水平愈高,塑性变形越强烈和越容易发生。

(2) 反复加载的因素。参考文献[2]论述了低碳钢在静循环交变应力作用下微塑性的由来,与此同理,反复冲击加载比反复静循环载荷具有更大的启发性和拉动性。多冲的反复拉动作用,使孪晶容易产生,使位错线可通过多次的拉动作用而逐步扭折到新的平衡位置。由表 3 中的数据可知,并不是每次冲击都能引起位错的滑移,因为有的一次冲击变形量还远小于一个原子间距,可见变形并非一直能连续,有时需多次冲击才出现一定的变形量。在反

复冲击作用下,不仅使涂层制备时在晶体中留下的残余应力和可动位错得以充分释放,同时还使位错不断增殖(如图 5),新位错和新的滑移系不断启动。随着多系滑移和交滑移的进行和伴随大量位错塞积,冲击累积即出现越来越大的宏观变形和加工硬化现象,这时如果外力或输入的能量不增加,加工硬化将逐渐减缓并停止。

试验中 Ni 基涂层比 Co 基涂层屈服强度略高,经 5.11×10^5 次多冲在 100 MPa 冲击载荷下的累积变形略小于后者,但在 166 MPa 冲击载荷下的累积变形却略大于后者,这一特例说明低应力多冲条件下涂层材料的应力应变关系并不完全遵从静载下的规律,如两种材料在熔覆后内部的可动位错的启动应力可能就不一样;形变硬化率也不一样,故它们在不同低应力区间的应力应变也就可能不一样,应变率可能就不一样。

多冲接触载荷下的低应力累积宏观形变仅在表层一段长度上发生,事实上冲击力峰值并没有达到材料的屈服强度和出现塑性波沿试样全程传递的现象,故对于试样在多冲接触表面以下存在易变形段。对于精密机件和有尺寸要求的零部件,易变形段上发生的塑性变形事实上已成为一种多冲累积失效,对此,有必要开展以下工作。

(1) 工程中的机件对多冲能量的吸收能力与冲击速度^[5]、材料性能、机件尺寸结构、系统柔度或刚度等几方面相关。需要研究机件对多冲的动态响应,机件中不同区位对冲击能的吸收情况与应力分布及它们之间的关系,以更进一步分析材料低应力多冲变形的微观机理。

(2) 在材料及其处理、结构尺寸上采取措施。如采用热处理方法提高强度,但有时要兼顾与韧性配合的原则。也可在结构上考虑,如使易变形段强度高,其他段韧性好,形成梯度材料。可设法减少易变形段对能量的吸收能力。可采用预冲击或预压缩变形,以减少服役期的变形,但此法可能牺牲机件的部分服役寿命。

(3) 建立应力(多冲能) - 变形 - 寿命模型。以作为有尺寸精度要求的多冲零部件的设计参考。如绘制 $s - D - N$ 曲线(面),由此可求累积变形的最小启动应力,或规定寿命下塑性变形量不超过的许用冲击应力 s 等。

4 结论

(1) 以高强度 Co 基、Ni 基合金为表面涂层的中碳钢、不锈钢试样在低应力多冲接触载荷下涂层

和其下部一段基体材料将发生塑性变形。平均每次冲击的塑性变形量随冲击周次增加先大后小，累积可出现宏观塑性变形并伴随材料硬化现象。冲击应力越大、材料强度越低，变形量和变形区域越大。形变硬化程度由表及里衰减，变形只在冲击接触表面及以下一段长度上发生，形成易变形区。

(2) 分析认为在峰值应力相同情况下，材料在多冲接触载荷下比静载荷和静疲劳载荷下吸收的能量多，且吸收量与离冲击点的距离成反比。多次冲击使原子易动性增强，临界切应力下降，位错易于启动和增殖。

(3) 对于工程中有尺寸精度要求的机件，多冲低应力变形是一种累积疲劳损伤。可采用热处理、局部强化、预变形等手段来减少服役期变形；可建立多冲机件的应力 - 变形 - 寿命($s - D - N$)模型，供多冲件设计参考。

参 考 文 献

- 1 哈富宽. 金属力学性质的微观理论. 北京: 科学出版社, 1983
- 2 余宗森. 金属物理. 北京: 冶金工业出版社, 1982
- 3 杨道明, 朱勋, 李紫桐. 金属力学性能与失效分析. 北京: 冶金工业出版社, 1991
- 4 周惠久, 黄明志. 金属材料强度学. 北京: 科学出版社, 1989
- 5 Collins J A. Failure of materials in mechanical design—analysis prediction prevention. John Wiley & Sons Inc., 1981
- 6 李学敏. 几种热喷涂和刷镀涂层冲击磨损性能的试验研究: [硕士学位论文]. 北京: 清华大学, 1995
- 7 Heinicke G. Tribochemistry. Berlin :Akademie-Verlag, 1984

LOW STRESS MACROSCOPIC PLASTIC BEHAVIOR OF COATED PART UNDER REPEATED IMPACT CONTACT LOAD

Shi Shihong Fu Geyan

(College of Mechanical Electrical Engineering ,
Suzhou University, Suzhou 215021)

Ouyang Basheng Peng Rushu

(College of Mechanical Engineering, Nanhua
University, Hengyang 421001)

Abstract: Low stress repeated impact experiments and tests are done on medium carbon steel specimens and stainless steel specimens who are coated with high strength Co or Ni alloy. The results show that plastic deformation happen in the coat material and a part of substrate material near the coat. The mean plastic deformation of every impact, along with the increment of impact frequency, is getting large at first and than turn small. And under accumulating there is macroscopic plastic deformation along with the material hardening phenomenon. The value of total deformation and the size of deformation area are related to stress value of impact and materials strength. The degree of deformation hardening is attenuating from surface to inner, and this phenomenon only occurs at the surface of impact contact and the next following length, forming an “easy deformation area”. The analysis considers that repeated impact deformation is a kind of cumulative fatigue damage. When the peak stress is same, the absorbed energy of material under the repeated impact contact load is more than under the static fatigue load. And absorbability is in inverse proportion with the distance from the impact point. Repeated impact can intensify the mobility of atom, reduce critical shear stress, and make the enablement and multiplication of dislocation easy.

Key words: Repeated impact load Low stress

Coated part Plastic behavior

作者简介: 石世宏, 男, 1956 年出生, 博士, 教授。从事先进制造技术、激光表面改性等研究。

E-mail: shishihong@suda.edu.cn