

20CrMo 连杆断裂失效分析

The Fracture Failure Analysis of 20CrMo Connecting Rod

黄福祥, 马莒生 (清华大学材料科学与工程系, 北京 100084)

HUANG Fu-xiang, MA Ju-sheng (Tsinghua University, Beijing 100084, China)

摘要: 采用光学金相和电子探针分析仪等分析手段, 对 20CrMo 嘉陵摩托车连杆的断裂进行了分析。结果表明: 连杆在热处理过程中在其表面层形成了粗大的马氏体针状组织是造成断裂的主要原因, 并在其显微断口上形成沿晶断口。

关键词: 20CrMo 钢; 失效分析; 针状马氏体; 沿晶断裂

中图分类号: TG142 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2002) 05-0046-02

Abstract: The reason of fracture of 20CrMo motorcycle connecting rod has been analyzed by EPM A and optical metalloscope. The failure mechanism has been discussed. The results showe that the connecting rod is quenched to form coarse needle martensite microstructure at the surface layer, and resulted in the connecting rod brittle fracture with intergranular cracking.

Key words: 20CrMo; failure Analysis; needle martensite; intergranular cracking

20CrMo 摩托车连杆的制造工艺为: 原材料经过机加工后, 在 920 ℃ 渗碳 4.5h 后空冷, 再经 850 ℃ 淬油, 600~620 ℃ 回火 2h。然后对连杆大头进行高频淬火: 7700V, 7~8s。再经 180 ℃ 时效处理 1.5h, 最后磨制成连杆零件。该件在试机不到两个小时就发生了断裂。厂家对原材料进行了化学成分分析, 符合有关的技术标准。断裂件共有三件, 对其中一件进行了破坏性试验, 对另外两件进行了断裂原因分析。

1 试验方法

首先对断裂件进行了宏观分析, 并根据连杆大头圆环受力情况, 判断出首先断裂的断口。然后再将断口进行丙酮及超声波振荡清洗, 并置入 JCSA—733 电子探针分析仪中进行显微断口分析。采用 Olympus-PME3 光学显微镜检查了其非金属夹杂物及金相显微组织, 组织侵蚀剂为 4% 硝酸酒精溶液。用 PMT—3 显微硬度仪测定了 HV, 载荷 200g, 时间 15s。最后根据实验结果, 进行了综合分析。

2 试验结果

2.1 宏观分析

连杆断裂件的形貌以及断裂部位见图 1a。从大头圆环的受力情况来看, 其受力方向是来自圆环的半径方向, 而受力方向最大的部位是图 1 所示的左边部份; 同时从断口的形貌判断, 断口 1 和断口 2 就是断裂开始的地方, 而断口 3 则是最终断裂的地方。

断口 1 的宏观形貌见图 1b。由图可见, 其上有两

个明显的断裂源, 分别位于断口的左下角和右下角。断裂源均是从大头圆环的内表面凹槽处所开始, 与其受力方向一致。断口的纹路较细, 其上有明显的多条扩展线存在, 是裂纹经过一定周次后所形成的, 表明断口不是一次性形成的, 而是经过多次扩展才形成的。在大头圆环内表面没有发现磨削裂纹的存在。



图 1 连杆断裂件 (a) 和断口宏观形貌 (b)

Fig. 1 Failed connecting rod (a)

and macro-morphology of fracture (b)

2.2 金相显微分析

2.2.1 非金属夹杂物检查

在大头圆环断裂件上切取样品, 检查其截面上的非金属夹杂物。发现其夹杂物主要为氧化物, 按照 GB10561—89 评定其级别为 1.5 级, 基本符合要求。

2.2.2 金相显微组织

连杆大头圆环横截面上的渗层及心部组织见图 2。表层渗层为回火针状马氏体、残余奥氏体及少量碳化物, 组织分布较不均匀, 按照 NJ305—83 渗碳齿

轮感应淬火金相检验》标准,其马氏体及残余奥氏体级别在有的区域为 5 级,而在有的区域已达 6 级。心

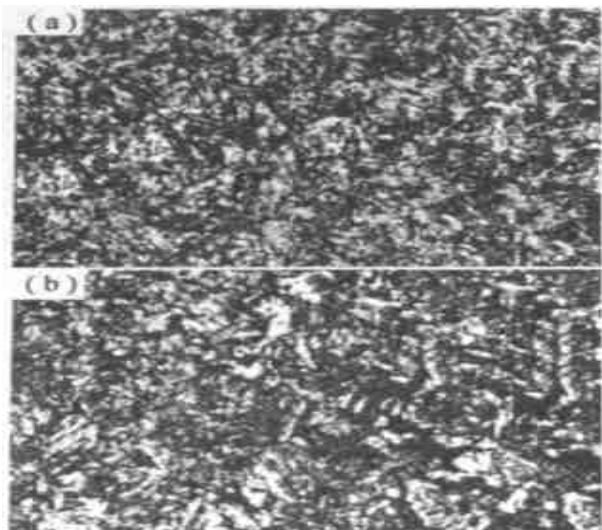


图 2 连杆断裂件表层

(a) 和心部 (b) 显微组织 400×

Fig. 2 Microstructure of failed connecting rod

(a) surface; (b) core

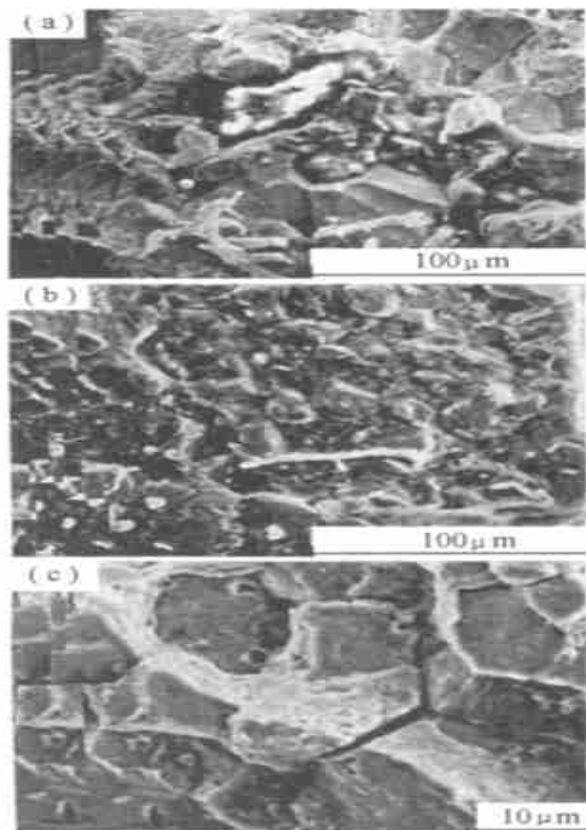


图 3 裂纹源 (a, b) 及沿晶断口 (b) 微观形貌

Fig. 3 Micro-morphology of crack source

(a, b) and intergranular fracture (c)

部为索氏体及铁素体组织。渗层深度为 0.86mm。

2.3 显微硬度

测得表层硬度 HV 为 713kg/mm, HRC 达 60; 构件心部 HV 为 341kg/mm, HRC 为 36.5; 基本符合零件的要求。

2.4 显微断口分析

经过观察分析,连杆大头表层断口为沿晶断口,而心部则为韧窝断口。图 1b 中的两个断裂源的微观形貌见图 3a, 3b, 由于裂纹在此首先形成,其断口上有较多的污染物存在,但仍可看出其沿晶的冰糖状断口形貌。图 3c 为表层的沿晶断口形貌,其上有明显的晶间二次裂纹存在,没有明显的塑性变形;图 4a 所示为晶间二次裂纹;这些现象表明连杆表层有明显的沿晶脆性存在。而在表层组织与心部连接处断口则表现为混合断口,如图 4b 所示。在连杆大头心部,其断口形貌则表现为塑性的韧窝断口,如图 4c 所示。

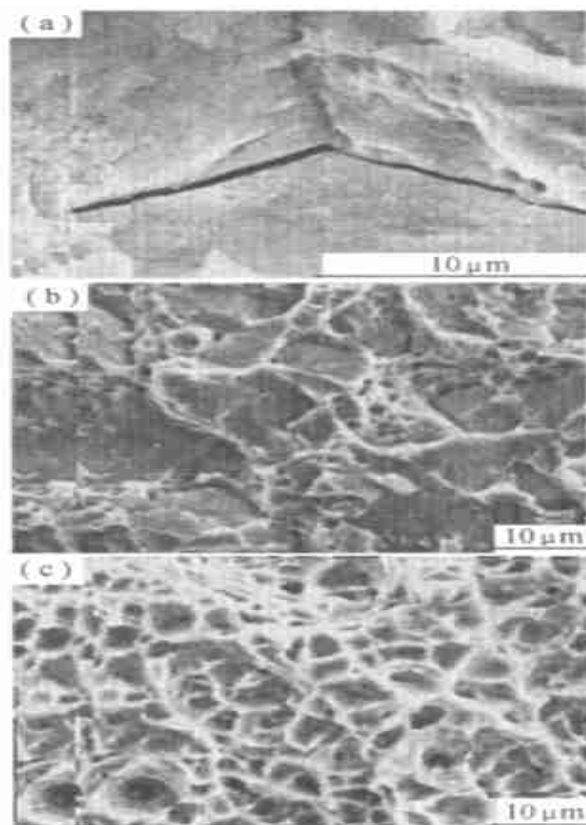


图 4 晶间裂纹 (a), 混合断口 (b) 和韧窝断口 (c)

Fig. 4 Intergranular cracking (a),

blended fracture (b) and dimple fracture (c)

3 分析与讨论

由以上观测结果可以看出,连杆大头表层在热处理过程中已形成了粗大的针状马氏体组织,其级别已

(下转第 10 页)

体内层错的密度降低。在层错能较高,即层错密度较小时,形变强化指数较小,反之则较大。在本试验的屈服过程中,虽然拉伸和压缩过程并没有改变材料的层错能,但拉伸过程使得层错密度降低,从而使得位错相互阻碍的可能性减小。所以同为屈服后,在相同的变形量时,拉伸增加的应力值小于压缩,从而抵消了由于屈服强度而产生的差异。并且随着变形量的增加,这种差别会变大,在增加到一定量时,如果形变强化指数的不同而引起的应力值的差值大于由于屈服应力引起的差值,就会表现出 $T_c < C_c$ 的现象。

LCP 理论可以解释 [111] 取向 $T_c < C_c$ 的拉压强度不对称现象。如果同时考虑层错能密度对形变强化指数的影响,就可以解释本试验中所看到的取向中拉压不对称性随着总应变幅的增加而变化的规律。由于在这种应力状态下 $T_c < C_c$, 也即拉伸促进 Shokley 不全位错的变大,会引起在屈服过程中的形变强化指数增加,从而可以部分抵消拉压屈服强度的差异。

综上所述,单晶合金 DD6 在循环过程中的形变强化指数对最大和最小循环应力差值的影响总是趋于产生与拉伸和压缩屈服应力的不对称相反的效果,即在拉伸屈服应力大于压缩屈服应力时,形变强化指数的影响是促进循环拉伸应力小于压缩屈服应力;而在拉伸屈服应力小于压缩屈服应力时,形变强化指数的影响是促进循环拉伸应力大于压缩屈服应力。

4 结论

(1) [111] 取向及大应变幅试验条件下的 [001] 取向表现出一定程度的循环硬化,硬化与位错和 γ 粒子的交互作用有关。而滑移面的不同会使两种取向表现出不同的硬化特性。

(2) 在 760 温度下,对于 [001] 取向,在总应变幅最小的 0.75%,两种最大载荷基本对称;在总应变幅居于中间的两个即 0.85% 和 0.9%,表现出拉伸大于压缩的现象 ($T_c > C_c$);对于最大的两个总应变幅即 1.0% 和 1.1%,总体表现为拉伸小于压缩的现象 ($T_c < C_c$)。对于 [111] 取向,均表现出 $T_c < C_c$ 。LCP 模型及形变强化理论共同导致以上结果。

参考文献

- [1] S X Li, E G Fllison, D J Smith. J Strain Analysis, 1994, 29 (2): 147.
- [2] S M Copley, et al. Mater Sci Eng, 1972, (10): 355.
- [3] G R Leverant, et al. Metall Trans, 1973 (4): 355.
- [4] R Chieragatti, L Remy. Mater Sci Eng, 1991, A141: 11.
- [5] R V Miner, R C Voigt, J Gayda, T P Gabb. Metall Trans, 1986, 17A (3): 491.
- [6] D P Deluca, C Annis. AD-A258488, 1993, 7.

- [7] B H Kear, H G F Wilsdorf. Trans AIME, 1962, 224: 382.
- [8] C Lal, S Chin, D P Pope. Metall Trans, 1979, 10A: 1323.
- [9] T P Gabb, J Gada, et al. Metall Trans, 1986, 17A: 46.
- [10] 李影, 苏彬, 吴学仁: 航空材料学报, 2001.

收稿日期: 2001-09-06; 修订日期: 2001-03-09

作者简介: 李影 (1974-), 男, 博士研究生, 联系地址: 北京市 81 信箱 25 箱 (100095)

* * * * *

(上接第 47 页)

达到了 6 级。当粗大的针状马氏体长大到原奥氏体晶界时,会产生高应力,从而导致形成晶界裂纹^[1],导致在断裂过程中形成沿晶断口,因此该组织具有很大的脆性,反映在图 1b 所示的断口上,在受力最大连杆大头内表面凹槽处形成两个断裂源。而由于其心部组织为回火索氏体及铁素体组织,塑性较好,因此裂纹形成后,经过 6、7 次循环以后才发生最后断裂,在断裂心部形成纹路较细的断口。

由粗大的针状马氏体组织可以推知,连杆大头进行高频淬火时曾经发生了过热,因此即使在高频淬火后进行了低温回火,连杆大头仍然保持了较大的脆性。连杆在渗 C 处理过程中,表层含有较多的 C,但在图 2a 中,其碳化物较少,说明其碳化物溶入基体较多,而基体溶入碳化物越多,其碳含量必然增高,形成脆性的针状马氏体的倾向就越大。高频淬火前的连杆原始组织 (即调质组织),对高频淬火工艺也有影响。由图 2b 组织推知,调质过程中,表层的显微组织可能较粗大,从而在高频淬火过程中容易过热。

4 结论和建议

20CrMo 钢连杆表层形成了粗大的针状马氏体组织是造成连杆断裂的主要原因。应改进高频淬火工艺,防止粗大的针状马氏体组织的出现。适当降低调质处理的淬火温度或减少保温时间,使其在高频淬火前获得细小的调质组织。

参考文献

- [1] G 亨利, D 豪斯特曼. 宏观断口学及显微断口学 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1990.
- [2] 胡世炎. 机械失效分析手册 [M]. 成都: 四川科学技术出版社, 1989.

收稿日期: 2001-02-02

作者简介: 黄福祥 (1968-), 男, 副教授, 博士, 联系地址: 清华大学材料科学与工程系 (邮编 100084)