

Fe-Cr-C 系高碳耐磨堆焊合金组织及性能

王清宝¹, 王智慧², 李世敏²

(1. 中冶集团 建筑研究总院 焊接所, 北京 100088; 2. 北京工业大学 材料学院, 北京 100022)

摘要: 研究了 Fe-Cr-C 高碳耐磨堆焊合金的显微组织及其性能, 对含碳量为 3.34%、4.11%、5.16%、6.5% 的四种耐磨堆焊层微观组织及初生碳化物的形态进行了研究。分析了碳对微观组织和力学性能的影响。试验结果表明, 对 Fe-Cr-C 耐磨堆焊合金, 随含碳量的增加, 初生碳化物数量越来越多且单个碳化物颗粒的体积也变大; 堆焊层宏观硬度一直持续增加; 当含碳量 < 5.16% 时, 耐磨性随碳含量的增加而提高, 但当含碳量到达一定程度时, 耐磨性反而降低。碳对耐磨堆焊层的组织及性能起着重要作用; 从理论上分析了湿砂磨损后耐磨面上的孔洞可能就是初生碳化物上的空洞—晶体缺陷所在地。

关键词: 堆焊; 初生碳化物; 硬度; 耐磨性

中图分类号: TG455 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2004)05-119-05



王清宝

0 序 言

每年中国因磨损而造成的损失十分巨大, 寻求高性能的耐磨合金成了人们普遍关心的问题, Fe-Cr-C 系耐磨堆焊合金系由于硬度高, 综合性能好, 价格低廉而备受关注^[1]。目前为了追求优良的耐磨性且降低贵重合金的应用, 一个主要措施是增加碳(高碳铬铁)的含量, 但碳含量的不同会对堆焊金属的合金组织和力学性能产生巨大影响, 进而影响堆焊层的使用寿命及工作效率。为研究碳对堆焊合金组织及力学性能的作用, 作者采用自行研制的堆焊焊条, 通过试验研究了碳对耐磨堆焊合金组织和力学性能的影响, 为获得优良的 Fe-Cr-C 系耐磨材料提供了重要依据。

1 试验方法

1.1 试验材料及焊接方法

堆焊焊条的焊芯为 H08A、Φ4 mm, 采用酸性渣系, 药皮主要由泥状石墨、高碳铬铁、金红石等按适当比例混合而成; 采用药皮过渡合金的方法, 经过多轮试验, 确定了四种石墨含量但焊接工艺性能良好的药皮配方, 其编号分别为 1~4 号。配方的原则是药皮中高碳铬铁粉含量保持不变, 石墨含量逐渐增加, 其余成分按比例减少, 具体变化见表 1。同

时为了更好的比较宏观硬度的变化规律, 在不考虑焊接工艺性能的情况下, 继续提高药皮中石墨含量制成 5 号焊条。焊条须经 200 °C 烘干 1.5 h, 焊接电流 160~190 A, 焊接电压 24~28 V, 试样堆焊四层。

表 1 药皮中合金含量与堆焊层中碳含量的关系

Table 1 Relation of content of alloys in coating and content of carbon in hardfacing layer

编号	1	2	3	4	5
石墨含量(%)	0	3	6	8	10
高碳铬铁含量(%)	60	60	60	60	60
其余成分总量(%)	40	37	34	32	30
堆焊层含碳量(%)	3.14	4.11	5.16	6.52	7.17

1.2 显微组织及成分分析

用 CLYMP VS-DEM 型金相显微镜观察堆焊层的显微组织; 用 JSM-6301F 场发射扫描电镜对堆焊层组织精细结构进行分析并进行能谱分析; 用红外吸收法(NACIS H99001)测碳含量。

1.3 硬度试验

用 H-100 型洛氏硬度试验机测试堆焊层的常温硬度, 选择载荷为 1470 N, 测试五点取平均值。

1.4 耐磨性试验

MIS-23 橡胶轮磨粒磨损试验机测试堆焊层的相对耐磨性。试样尺寸: 57 mm × 25.5 mm × 6 mm。试样切好后, 在磨床上磨光表面, 同时保证磨损面和基面相互平行。该试验与 45 淬火钢(51.5 HRC)进行对比。

2 试验结果及分析

2.1 堆焊金属化学成分

四种堆焊层金属含碳量结果列于表 1。由表 1 可见, 随药皮中石墨含量的增加, 堆焊层中碳含量逐渐增多。

2.2 碳对初生碳化物的影响

堆焊层中含碳量的多少直接影响初生碳化物的数量、性质、尺寸、分布状态及基体组织性能。图 1 为 1~4 号四种堆焊合金堆焊层的金相组织。由图可知, 在隐针马氏体和少量奥氏体的基体上分布着一些初生碳化物和共晶碳化物。为更好的观察初生碳化物的形态特将其放大到如图 2。由上述图 1、2 可见, 初生碳化物外形完整, 呈六方形, 内部有许多空洞, 据文献[2]介绍, 这可能是初生碳化物在较高的应力场中成簇生长的结果, 并导致很多晶体缺陷, 这是典型的 M_7C_3 形碳化物。从这四种堆焊合金堆

焊层的金相组织分析, 随碳含量的增加, 初生碳化物数量越来越多, 这主要因为, 随含碳量和含铬量的增多, 合金成分离共晶线越远, 在共晶反应过程中, 初生相份量就愈多, 共晶体在凝固组织中占有的比例相应的减少, 所以, 初生碳化物越来越多同时基体相应的减少。从图还可见初生碳化物颗粒的体积也逐渐变大且生长方向越来越明显垂直于母材, 如图 1a 中初生碳化物较少, 颗粒体积较小, 生长方向十分零乱。图 1b、c 中初生碳化物增多, 颗粒体积变大(特别图 1c 有些颗粒已明显长大), 且生长方向趋于与母材表面垂直, 斜向生长的及平行于母材表面生长的碳化物逐渐减少。在图 1d 中初生碳化物颗粒体积最大, 生长方向垂直于母材表面。上述可见随含碳量的增加, 初生碳化物的生长方向性越来越明显, 成定向生长趋势。文献[3, 4]报道, 碳化物定向生长将有利于耐磨性能的提高。所以提高合金中的碳含量有利于碳化物的定向生长, 作者曾在文献[5]

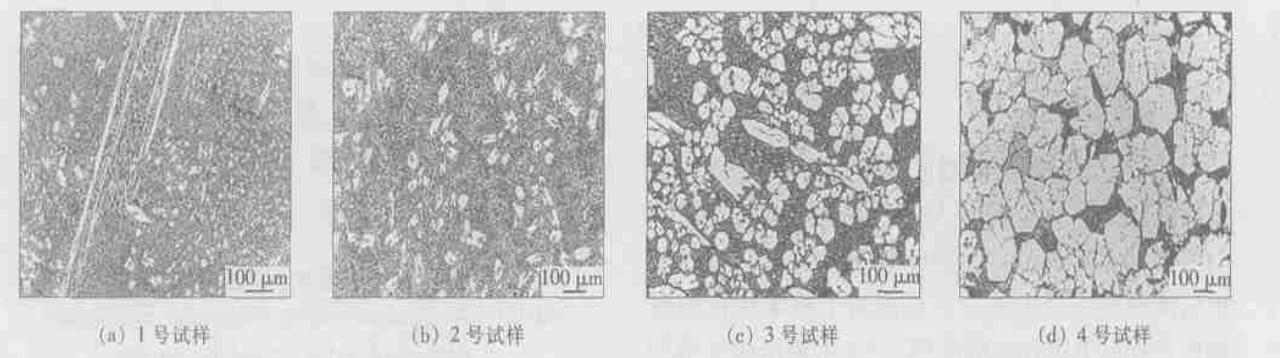


图 1 Fe-Cr-C 堆焊合金中不同含碳量时金相组织(堆焊层表面)(侵蚀剂: 绿化铁溶液)

Fig. 1 Microstructures of Fe-Cr-C hardfacing alloy with different carbon content

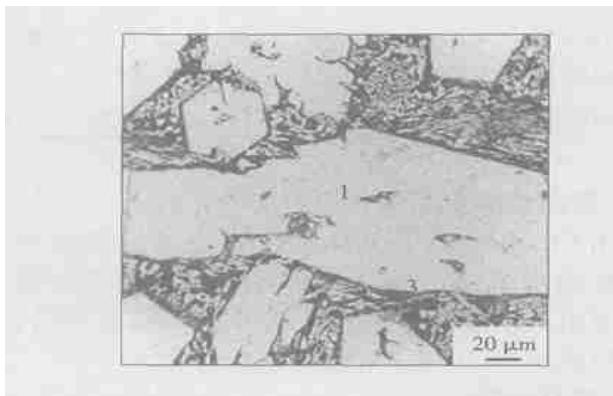


图 2 初生碳化物放大后形态

Fig. 2 Morphology of primary carbide when zoom out

中详细论述过。

2.3 碳对宏观硬度的影响

碳的浓度极大地影响堆焊层的硬度, 表 2 及图 3 是硬度和碳含量的关系。结合图表可知, 碳含量偏低时, 由于碳化物数量少, 所以宏观硬度低; 随含碳量的增加, 初生碳化物数量增多, 从而堆焊层硬

度亦增加, 但增长幅度逐渐下降, 特别是当含碳量超过 6.5% 时, 硬度增长缓慢; 结合金相组织图 1 可见: 微观组织中初生碳化物虽逐渐增多, 但数量增长缓慢甚至停滞不增长, 从而可以得出: 初生碳化物数量的变化程度决定堆焊合金的宏观硬度的变化。

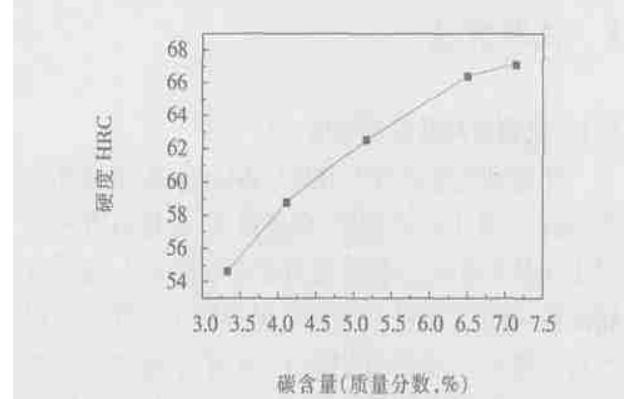


图 3 碳含量与宏观硬度(HRC)的关系
Fig. 3 Relationship of carbon content and microhardness for hardfacing alloy layer

表2 含碳量与宏观硬度的关系

Table 2 Relationship of carbon content and microhardness for hardfacing alloy layer

序号	1	2	3	4	5
硬度 HRC	54.6	58.8	62.5	66.4	67.2

2.4 碳对耐磨性能的影响

2.4.1 碳与耐磨性的关系

含碳量与耐磨性的关系如图4, 由图可见, 随堆焊层中碳含量的增加, 相对耐磨性先增加, 当碳增加到一定程度(如5.16%)时, 相对耐磨性反而降低。当含碳量在3%~4%时, 随含碳量的增加, 堆焊层耐磨性增加幅度相对较小。当含碳量在4%~5%时, 随含碳量的增加, 堆焊层耐磨性显著提高。含碳量超过5.16%时, 随含碳量的增加, 堆焊层耐磨性下降。估计, 当碳含量在5.16%~6%时, 耐磨性变化不大, 当含碳量超过6.0%时, 随含碳量的增加, 耐磨性急剧变差。此结果结合图1可发现, 基体的多少及碳化物颗粒的多少和大小对耐磨性影响很大, 要取得好的耐磨性能, 应很好的控制碳化物颗粒的多少和大小。

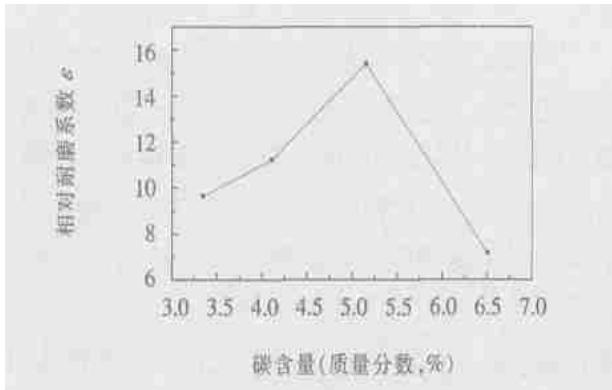


图4 碳含量与耐磨性的关系

Fig. 4 Relationship between carbon content and wear resistance

2.4.2 碳对耐磨性能的分析

Fe-Cr-C耐磨堆焊合金主要用在低应力磨损情况下, 其磨损机制主要是切削。耐磨堆焊合金组织由碳化物和基体组成, M_7C_3 型高硬度碳化物有助于提高材料的耐磨性, 但这个脆性相的断裂和剥落起相反的作用, 在这两个相反的因素中, 对高铬铸铁起重要作用的是基体金属和碳化物的相互保护。图5为过共晶堆焊层经石英砂粒磨损后的扫描电镜图, 可见共晶碳化物和初生碳化物上均有磨损痕迹, 正对运动方向的边缘棱角被磨平, 初生碳化物(图中左下角暗亮组织)比共晶碳化物磨损轻微, 基体磨损较快, 碳化物稍凸出于基体, 使磨料对堆焊层切削出

的沟槽宽度与深度受到一定的限制, 从而, 碳化物骨架在一定限度内阻挡了磨料对基体的切削和凿削, 可减轻基体磨损, 对基体进行良好的保护(又见图6a)。石英砂磨料连续切削基体与碳化物或者凿削基体, 从而使基体与碳化物的磨损率产生较大差异, 碳化物表层因失去周围金属的保护而处于孤立状态, 易于发生断裂或脆性剥落并从磨损面上剥离, 碳化物剥落后, 周围金属暴露于外, 必将发生较快的

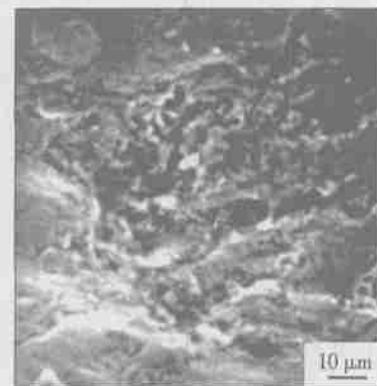
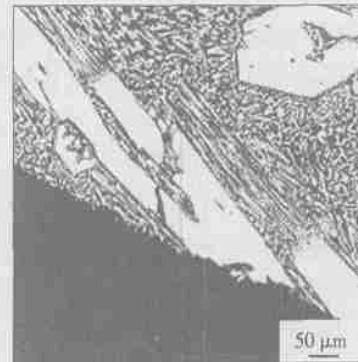


图5 划痕滑过碳化物和基体 SEM 形貌

Fig. 5 SEM morphology of carbide and matrix with scratch



(a) 基体与碳化物良好的保护



(b) 大块碳化物脱落

图6 碳化物与基体的相互保护

(磨损形貌, 三氯化铁盐酸溶液)

Fig. 6 Mutual protection of carbide and metal matrix

磨损。若堆焊层中基体较少碳化物较多时, 基体磨损较严重, 从而碳化物得不到基体的有效保护, 碳化物更容易折断或大块从基体脱落, 从而导致磨损量的剧增如图 6b 所示。由此可见, 碳化物与基体金属之间的保护作用是双向的。

试验中, 1 号因碳化物颗粒较少且颗粒较细小, 缺乏抗磨支撑骨架的作用, 因此, 过少的碳化物不能对基体形成良好的保护, 所以磨损较为严重。而 2 号、3 号试样由于碳化物较多颗粒较大, 碳化物与石英砂磨粒的接触面积增大, 从而有效保护了基体, 同时由于碳化物量的增多, 使碳化物间距与磨粒尺寸的比值减少, 当碳化物的数量增加, 使它们之间的距离小到或接近于磨粒尺寸时, 就使磨粒很少或无法对基体进行切削磨损, 这样碳化物更能保护基体; 马氏体基体亦能为碳化物提供有效地支撑。所以, 耐磨性能明显的偏高。4 号试样耐磨损性最低, 主要由于在过共晶合金中, 碳化物过多, 而使基体相对过少, 在磨料的挤压和剥蚀作用下碳化物易发生破碎, 由于碳化物难于受到基体的有效支撑, 有相当一部分从表面剥离, 破碎倾向增大, 同时使周围的基本暴露, 这样, 基体由于得不到碳化物的有效保护磨损量亦增加。这双重因素使得磨损量增加如图 6b 所示; 另一方面, 由于碳化物太多且颗粒过大, 磨损后的基体易发生裂纹, 使颗粒过大的初生碳化物和共晶碳化物更易发生裂纹和破碎(如图 7 所示), 这也是 4 号耐磨损性能低的一个主要原因; 此外, 堆焊层中随碳含量的增加, 堆焊层的韧性、塑性变差, 从而导致了堆焊合金经石英砂磨料的连续磨损后发生大片碳化物的脆性折断, 而使耐磨损性急剧降低。



图 7 磨损面的基本裂纹 (SEM)

Fig. 7 Matrix crack of wearing surface

2.5 初生碳化物的孔洞—晶体缺陷

在湿砂橡胶轮磨粒磨损过程中, 有一个特别现象: 在磨损后的碳化物表面上(见图 8)有许多小孔, 小孔或深或浅, 或大或小。前面在讨论初生碳化物

外形时曾提到: 初生碳化物外形完整, 呈六方棱柱体, 晶体心部存在单个或多个孔洞, 孔洞内充满金属, 并推测初生碳化物由于在较高的应力场中成簇生长, 导致有很多晶体缺陷。在湿砂橡胶轮磨损过程, 石英砂磨料连续切削碳化物或者凿削碳化物, 从而使碳化物表面在磨损后有很多小孔, 推测知, 这些小孔所在地很可能就是晶体缺陷所在地, 因为这些地方最容易发生小块碳化物的断裂和剥落。这是凹孔易形成的一个重要原因。同理, 反过来亦可推出由于形成的小孔众多, 所以, 碳化物本身有许多缺陷。

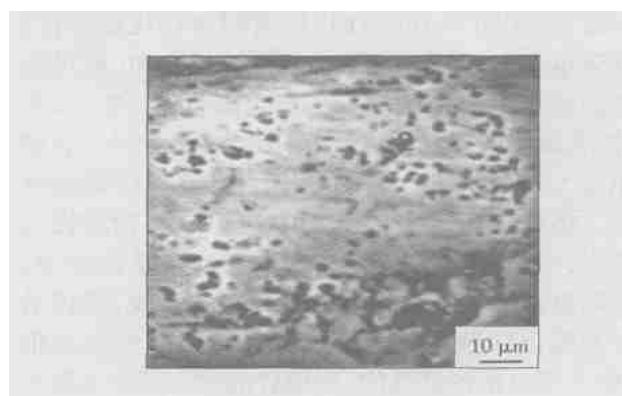


图 8 堆焊层磨损形貌图 (SEM)

Fig. 8 Weared superficial morphology

为验证这些小孔是初生碳化物在形成过程中晶体缺陷所在, 试验对磨损后形成的小孔做了 X 射线微区能谱成分分析, 目的是想通过验证相对化学成分来推测初生碳化物在形成过程中有许多缺陷且在磨损过程中这些缺陷容易被磨损。其结果见表 3, 打点编号见图 2(1、3 点), 图 8(2 点)。由表可见, 磨损后小孔铁相对含量比初生碳化物的多许多, 比基体含量要低; 铬的含量比初生碳化物的少许多, 比基体含量稍高, 由此可反映出磨损后这些孔洞很可能就是初生碳化物形成时填满金属成分的孔洞。上

表 3 初生碳化物, 磨损后孔洞及基体 X 射线能谱微区成分分析

Table 3 Primary carbide caries appearing on hardfacing layer abraded XPS element analysis

		(重量比%)	(原子比%)	(系统误差%)
初生碳化物 点 1	Cr	60.39	62.08	0.72
	Fe	39.61	37.96	1.17
磨损后孔洞 点 2	Cr	35.78	37.44	1.21
	Fe	64.22	62.56	1.12
基体成分 点 3	Cr	20.26	21.44	3.22
	Fe	79.74	78.56	1.86

述可见, 要得到优良的耐磨性, 必须控制晶体的生长缺陷。

3 结 论

(1) 对高碳 Fe-Cr-C 耐磨堆焊合金, 随含碳量的增加, 初生碳化物数量越来越多, 体积越来越大。

(2) 对高碳 Fe-Cr-C 耐磨堆焊合金, 随含碳量的增加, 堆焊层宏观硬度增加。但随含碳量的增加, 硬度增加缓慢。当含碳量 $< 5.16\%$ 时随含碳量的增加, 耐磨性开始增加; 当碳含量达到一定量时, 耐磨性急剧降低。从而说明, 碳化物与基体金属之间的保护作用是双向的。当碳化物过高时, 磨损后的基体易发生裂纹, 而使耐磨性能变得更差。

(3) 磨损后初生碳化物上的小孔很可能就是初生碳化物形成时填满金属成分的孔洞。

[上接第 88 页]

参考文献:

- [1] Kotecki J, Ogbom J S. Abrasion resistance of ironbased hardfacing alloys[J]. Welding Journal, 1995, 74(8): 269s-278s.
- [2] 郝石坚. 高碳耐磨铸铁[M]. 北京: 煤炭工业出版社, 1992. 91-92.
- [3] 周庆德. 铬系抗磨铸铁[M]. 西安: 西安交通大学出版社, 1986.
- [4] 苏俊义, 周庆德. 铬系耐磨白口铸铁[M]. 北京: 国防工业出版社, 1990. 136-168.
- [5] Wang Zhihai, Wang Qingbao. Orientation control of primary carbide in Fe-Cr-C hardfacing alloys[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2004, 25(1): 103-106.
- 王智慧, 王清宝. Fe-Cr-C 耐磨堆焊合金中初生碳化物生长方向的控制[J]. 焊接学报, 2004, 25(1): 103-106.

作者简介: 王清宝, 男, 1975 年出生, 工程师。主要从事自保护药芯焊丝、埋弧药芯焊丝及其堆焊技术的研究, 发表论文 5 篇。

Email: wqb23@hotmail.com

4 结 论

(1) 建立了由温度场全场信息反演热传导系数的数学模型, 证明了热传导系数反演法的可行性。

(2) 利用红外热象法测量了 LY2 铝合金固定 TIG 点焊过程的焊接温度场。通过计算分别获得了加热和冷却过程热传导系数随温度变化曲线。

(3) 计算结果表明, 焊接过程中温度变化方向对热传导系数的影响是显著的, 即出现“滞后”现象。

参考文献:

- [1] Zhu X K, Chao Y J. Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation[J]. Computers and Structures, 2002, 80(11): 967-976.
- [2] Lin Jae-Yuh, Cheng Tzai-Fu. Numerical estimation of thermal conductivity from boundary temperature measurements[J]. Numerical Heat Transfer, 1997, 32(A): 187-203.
- [3] 王登刚, 刘迎曦, 李守巨, 等. 非线性二维稳态导热反问题的一种数值解法[J]. 西安交通大学学报, 2000, 34(1): 49-52.
- [4] 张文锐. 焊接传热学[M]. 北京: 机械工业出版社, 1989.
- [5] 工程材料实用手册编辑委员会. 工程材料实用手册(3)[M]. 北京: 中国标准出版社, 1989.

作者简介: 陶军, 男, 1977 年出生, 现为哈尔滨工业大学焊接科学与工程系在读博士生。研究方向为焊接过程热力学行为数值模拟, 已发表论文 4 篇。

Email: taojun@hit.edu.cn

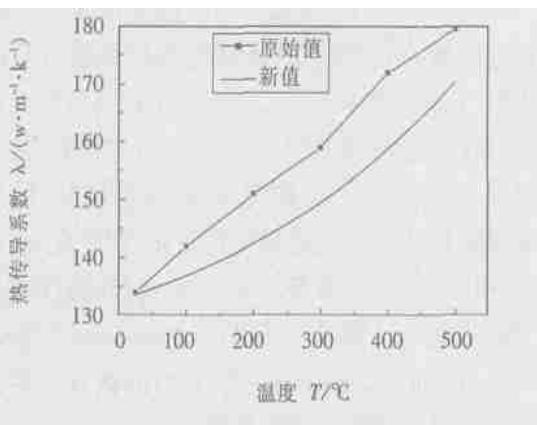


图 3 加热过程的热传导系数

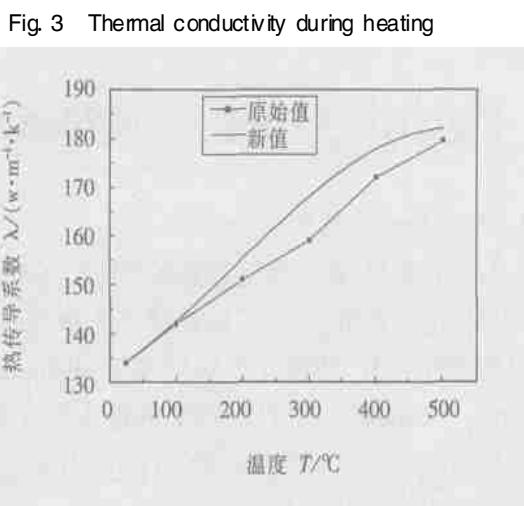


图 4 冷却过程的热传导系数

Fig. 4 Thermal conductivity during cooling