

奥氏体基体相硬度对自生质点合金钢 高温耐磨性的影响

李长虹

(北方交通大学 机械与电气工程学院, 北京 100044)

摘要: 研究了在 560 ℃ 下奥氏体基体相硬度对自生质点合金钢耐磨性的影响。结果表明, 当硬质相硬度处于 1 750~1 930HV 范围内, 而奥氏体硬度处于 180~330HV 范围内时, 随着奥氏体基体硬度的提高自生质点合金钢的磨损大大减轻, 耐磨性改善; 当奥氏体硬度处于 330~430HV 范围内时, 奥氏体基体硬度对合金钢耐磨性的改善作用减弱; 当奥氏体的硬度大于 430HV 时, 奥氏体基体硬度的提高对合金钢耐磨性的改善作用消失。因此, 为了使自生质点合金钢具有良好的耐磨性, 其奥氏体基体相的硬度应处于 330~430HV 范围内。分析认为, 奥氏体基体硬度对耐磨性的影响取决于基体相疲劳破损引起的硬质相脱落和磨损与硬质相磨损导致磨损的制约机制之间的相互转换。当奥氏体基体的硬度较低时, 合金钢的主要磨损机理为奥氏体基体的疲劳磨损及相应的硬质相的脱落; 当奥氏体基体的硬度适中时, 合金钢的主要磨损机理为硬质相脱落及其磨损; 而当奥氏体基体的硬度较高时, 合金钢的主要磨损机理转变为硬质相的磨损。

关键词: 自生质点; 奥氏体基体; 合金钢; 高温耐磨性

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1004-0595(2000)04-0272-04

具有耐磨硬质相及支撑基体的复合结构材料因其良好的耐磨性而得到广泛的研究和应用^[1,2]。有关研究首先着眼于硬质相, 通过选用高硬度的硬质相及合适的制造工艺来形成具有复合组织的材料, 以提高复合组织结构材料的耐磨性^[3]; 其次则着眼于合金中原位生成的高硬度的抗磨质点, 目的在于改善质点与基体的相容性及分布性能^[4]。但目前对复合组织耐磨材料中的基体组织及其对材料耐磨性的影响研究尚少^[5]。硬质相的性能对复合材料耐磨性的影响固然不可忽视, 而基体相对材料耐磨性的影响同样重要, 尤其在高温磨损环境中更是如此。鉴于马氏体基体具有高温软化特性, 我们研制了以奥氏体为基体相的复合合金钢, 考察了奥氏体基体相硬度变化对自生质点合金钢耐磨性的影响, 分析并提出了自生质点合金钢在高温磨损工况下奥氏体基体相硬度效应及最佳硬度改善区间。

1 试验部分

1.1 材料制备

采用 50 kg 的中频感应电炉熔炼基体相合金钢, 其组成为 12.0%~15.0%Ni, 22.0%~25.0%Cr,

0.2%C, 2.0%Mn, 1.0%Si, 余量为 Fe (以质量分数计, 下同)。采用 V、Ti 及 Nb 等合金元素, 通过控制 V、Ti 及 Nb 的加入量得到具有不同硬度的奥氏体基体。采用原位合成碳化物法^[6,7]获得硬质相, 为了使所有试样均形成相同数量和硬度的硬质相, 将等量及成分相同的合金粉末压胚, 其预制体粉末压胚的成分为 30%W, 12%Ti, 6%V, 7%C 和 45%Fe, 压胚尺寸为 $\phi 0$ mm \times 15 mm。当基体相合金熔炼至所需温度并加铝脱氧之后, 按照质量分数 35% 加入粉末预制体压胚, 保温一定时间待反应完成之后, 浇铸成尺寸为 $\phi 0$ mm \times 500 mm 的圆棒。将圆棒切削加工成尺寸为 $\phi 5$ mm \times 30 mm \times 12 mm 的导辊。

1.2 高温摩擦磨损试验

高温摩擦磨损试验在图 1 所示的高速线材轧制导向装置上进行。在高速轧制过程中, 待轧制的线材通过导向装置进入轧辊之间, 完成轧制过程。在图 1 中, 导辊安装在轴承上, 承受摩擦的表面为外圆表面; 导辊表面之间的间隙即为线材直径, 载荷为 320 N; 当线材从间隙之间通过时, 摩擦力带动导辊高速旋转, 导辊外缘线速度为 98 m/s。同时, 由于被轧制线材的温度为 950 ℃, 其通过导辊表面时将使导辊表面

升温,用红外测温仪测得导辊表面温度为 560°C 。采用感量为 0.1mg 的光学天平测量每组 2 个导辊的磨损质量损失,连续摩擦时间为 8h 。对于同一种奥氏体硬度的导辊,取 6 组 12 个导辊的磨损质量损失平均值。采用 HX-200 型显微硬度计测量奥氏体基体及硬质相的硬度。

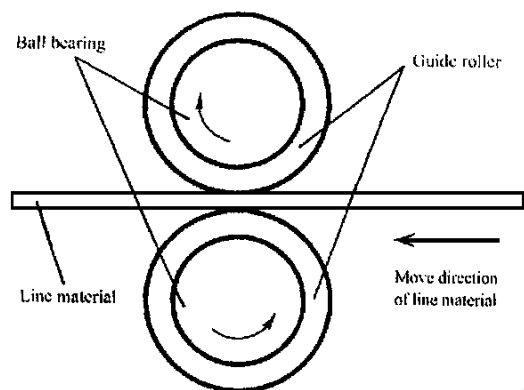


Fig 1 Diagram of high temperature friction and wear test rig

图 1 高温摩擦磨损试验装置示意图

2 结果与讨论

2.1 自生质点合金钢的显微组织

自生质点合金钢的显微组织如图 2 所示。可以看出:在自生质点合金钢组织中,硬质相为 W、Ti 和 V 等的碳化物,其硬度为 $1750\sim 1930\text{HV}$;呈块状

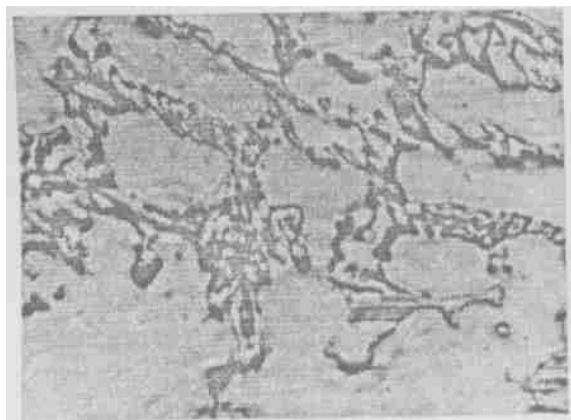


Fig 2 Microstructure of alloy steel with in situ hard particle ($600\times$)

图 2 自生质点合金钢的显微组织 ($\times 600$)

及条状的碳化物聚集成网状分布。随 W、Ti 及 Nb 等合金元素含量不同,奥氏体基体相的硬度在 $180\sim$

478HV 范围内变化。

2.2 奥氏体硬度对合金钢高温耐磨性的影响

图 3 示出了奥氏体基体相硬度与磨损质量损失的关系曲线。可以看出,随着奥氏体基体相硬度的提高,自生质点合金钢的磨损质量损失呈下降趋势,当奥氏体基体相的硬度从 180HV 提高到 478HV 时,其磨损质量下降 57.8% 。同时可以看出,当奥氏体基体相的硬度处于 $180\sim 330\text{HV}$ 范围内时,合金钢的磨损质量损失与奥氏体基体相的硬度呈线性关系。当奥氏体基体相的硬度处于 $330\sim 430\text{HV}$ 范围内时,随着基体相硬度的进一步提高,磨损质量损失的降低值逐渐减小,奥氏体基体相硬度的提高对耐磨性的改

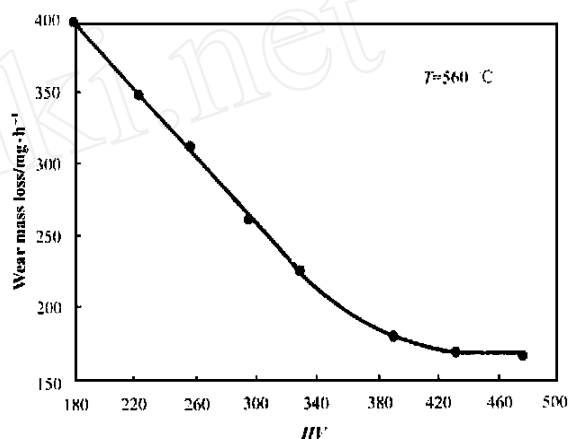


Fig 3 Variation in wear mass loss of steel with hardness of austenitic matrix

图 3 奥氏体基体

相硬度与合金钢磨损质量损失的关系曲线

善作用越来越弱。而当奥氏体基体相的硬度大于 430HV 时,随着奥氏体基体相硬度的进一步增加,合金钢的磨损质量损失保持不变,即此时增加奥氏体基体相的硬度对合金钢的耐磨性无影响。

在奥氏体基体自生质点合金钢中,奥氏体基体对硬质相提供支撑和保护作用,突出于工作表面的高硬度的硬质相则起抵抗磨损的作用。在图 1 所示的摩擦磨损过程中,硬质相承受周期性交变摩擦力的作用,并将这种周期性交变作用力传递给周围的奥氏体基体相,从而在基体相中产生交变应力。奥氏体基体承受交变应力时,其疲劳寿命由奥氏体基体相自身的抗拉强度及其所承受的最大交变应力 σ_{\max} 共同决定^[8],同时,由于奥氏体的强度与硬度之间具有比例对应关系^[9],奥氏体基体相的疲劳寿命亦取决于其自身的硬度与最大交变应力的共同作用。当奥氏体基体

相的硬度不变时,其疲劳寿命随最大交变应力而变化,最大交变应力越大,奥氏体基体相的疲劳寿命越短。当最大交变应力不变时,奥氏体基体相的疲劳寿命随其自身硬度而变化,奥氏体基体相的硬度越高,疲劳寿命越长。在本文的摩擦磨损试验研究过程中,速度、温度及载荷等因素固定不变,因此可以认为奥氏体基体相自生质点合金钢在摩擦过程中的最大交变应力保持不变,则奥氏体基体相的硬度决定其自身的疲劳寿命。当奥氏体基体相的硬度处于180~330HV范围内时,基体相的硬度较低,易产生疲劳破坏,结果在硬质相充分发挥其抗磨作用之前即失去对硬质相的支撑和保护作用,从而导致硬质相的脱落。因此,当奥氏体基体相硬度处于180~330HV范围内时,基体相的疲劳破坏及其导致的硬质相脱落是合金钢产生磨损的主要机制。随着奥氏体基体相硬度的提高,基体的疲劳寿命延长,其对硬质相的支撑和保护作用加强,从而使硬质相不易发生脱落并在较长的时间内发挥抗磨作用,因而合金钢的磨损质量损失直线下降,在图3中则表现为合金钢的磨损质量损失与基体相的硬度呈线性对应关系。

随着奥氏体基体相硬度的进一步提高,基体的强度和疲劳寿命均大幅度提高,其对硬质相的支撑和保护作用进一步加强,硬质相的脱落变得越来越困难,从而使合金钢磨损机制发生转变。源于基体相疲劳寿命较短而产生的以硬质相脱落为主的磨损机制逐步转变为硬质相脱落与硬质相被磨耗2种磨损机制并存,即既有因基体疲劳而引起的硬质相脱落,也有硬质相的完全磨耗。此时,材料的耐磨性由基体相硬度与硬质相的耐磨性共同决定。当奥氏体基体相的硬度值处于330~430HV之间时,随着奥氏体基体相硬度的提高,磨损质量损失的下降趋势变缓;基体相的脱落磨损机制逐渐变弱,而硬质相的磨耗机制逐渐增强,基体相硬度提高所致的合金钢耐磨性改善逐渐趋于极限。当奥氏体基体相的硬度大于430HV时,随着硬度进一步提高,合金钢的磨损质量损失几乎不变。此时,由于奥氏体基体硬度和强度的提高,基体相的疲劳寿命明显延长,在硬质相的磨损寿命期内,奥氏体基体相不会发生疲劳破坏,从而使合金钢的磨损机制进一步发生变化,硬质相脱落与硬质相被磨耗共存的磨损机制转变为硬质相被完全磨耗的磨损机制。此时硬质相的耐磨性成为制约合金钢耐磨寿命的主

要因素,提高基体相的硬度已不能进一步提高合金钢的耐磨性。因此,就自生质点合金钢而言,为了获得最长耐磨寿命和最佳耐磨性,其奥氏体基体相的硬度不宜高于430HV。

3 结论

a 研制了一种具有自生硬质相及奥氏体基体的自生质点合金钢

b 合金钢的磨损机制随着奥氏体基体的硬度和强度变化而发生转变。当奥氏体基体的硬度值处在180~330HV范围内时,磨损机制为硬质相的脱落,此时随着奥氏体基体相硬度的提高合金钢的高温耐磨性明显改善。

c 当奥氏体基体的硬度在330~430HV范围内时,奥氏体基体硬度的提高对自生质点合金钢耐磨性的改善作用逐步减弱;当奥氏体基体的硬度大于430HV时,奥氏体基体硬度的提高对合金钢的耐磨性无影响,此时合金钢的磨损机制主要为硬质相的磨耗,其耐磨性取决于硬质相的抗磨作用。

参考文献:

- [1] Ayers J D, Bolster R N. Abrasive wear with fine diamond particle of carbides containing aluminum and titanium alloy surface[J]. Wear, 1984, 93(2): 193~205.
- [2] Terry B S, Chinyamakobvu O S. In situ production of Fe-TiC composites by reactions in liquid iron alloys[J]. Mater Sci Lett, 1991, 10: 628~629.
- [3] Pagounis E, Talvitie, Lindroos V K. Influence of reinforcement volume fraction and size on the microstructure and abrasion wear resistance of hot isostatic pressed white matrix composites[J]. Metall Mater Trans, 1996, 27A (12): 4171~4181.
- [4] 严有为,魏伯康,林汉同. 原位TiC_p/Fe复合材料制备的工艺研究[J]. 铸造, 1998, 4: 5~8.
- [5] 王树奇,姜启川. 具有粒状碳化物的莱氏体型铸造模具钢的耐磨性研究[J]. 摩擦学学报, 1999, 19(1): 33~38.
- [6] 惠希东,王执福. 颗粒TiC增强铸造Fe-Cr-Ni基复合材料的制备工艺和显微组织[J]. 铸造, 1996, 11: 4~7.
- [7] Bergman A, Jarfors A, Liu Z, et al. In situ formation of carbide composites by liquid/solid reaction [J]. Key Eng Mater, 1993, 79: 213~234.
- [8] 董秀石,魏玉霜. 材料力学[M]. 北京:机械工业出版社, 1994.
- [9] 孙珍宝,朱谱藩. 合金钢手册[M]. 北京:冶金工业出版社, 1984.

Effect of Hardness of Austenitic Matrix on High Temperature Wear-resistance of Alloy Steel with in situ Hard Particle Phase

LI Chang-hong

(College of Mechanical and Electrical Engineering, Northern Jiaotong University, Beijing 100044, China)

Abstract: The effect of hardness of austenitic matrix on the wear resistance of alloy steel with in situ hard particle phase was investigated. The wear-resistance of the alloy steel was examined on a high temperature friction and wear test rig by simulating rolling process where the rolled pieces was heated to 950 °C and the temperature on the guide roller made of the alloy steel was 560 °C. The wear mechanisms of the alloy steel were also analyzed in view of their dependence on the hardness of the matrix and the antiwear ability of the hard particle phase. As the results, in a hardness range of the hard particle phase 1750~1930 HV and of austenitic matrix 180~330 HV, the wear-resistance of the alloy steel increases greatly with increase in hardness of austenitic matrix. When the hardness of austenitic matrix ranges in 330~430 HV, the effect of austenitic matrix hardness on the wear-resistance of the alloy steel becomes margin. At a hardness of austenitic matrix above 430 HV, the wear-resistance of the alloy steel is independent on the hardness of the austenitic matrix. Thus it is suggested that the hardness of the austenitic matrix ranged in 330~430 HV so as to obtain the best wear-resistance of the alloy steel. Moreover, the wear mechanisms of the alloy steel are related to the hardness of the austenitic matrix and the antiwear ability of the hard particle phase. At a relatively low austenitic matrix hardness, wear of the alloy steel was characteristic of fatigue wear of the matrix and the resultant peeling off of the hard particles. At relatively high austenitic matrix hardness, wear of the alloy steel was governed by both the matrix strength and the abrasion-resistance of the hard particles. At a high enough hardness of the austenitic matrix, wear of the alloy steel would be controlled by the abrasion-resistant ability of the hard particle phase while independent on the matrix hardness.

Key words: in-situ hard particle; austenitic matrix; alloy steel; high temperature wear-resistance