

中高锰钢耐磨堆焊层的自强化机理

赵军军, 张平

(装甲兵工程学院 再制造工程系, 北京 100072)

摘要: 针对高锰钢堆焊可焊性差的问题, 利用接触疲劳试验分析了 Mn 元素在 Fe-Mn 合金中的作用。阐述了中高锰钢耐磨堆焊层的自强化机理。高锰钢的自强化以加工硬化为主, 而中锰钢的自强化以应变诱发马氏体相变强化为主。这种特殊的强化机制能够显著提高堆焊层的使用寿命。通过相变热力学分析, 对获得中锰钢堆焊层成分的方法进行了设计。利用动载磨料磨损试验验证了中高锰钢的自强化机理。

关键词: 锰钢; 耐磨堆焊层; 自强化机理; 加工硬化; 相变强化

中图分类号: TG455

文献标识码: A

文章编号: 1007-9289(2006)03-0028-05

Self Strengthening Mechanism of High and Middle Manganese Steel Hardfacing layer

ZHAO Jun-jun, ZHANG Ping

(Department of Remanufacture Engineering, Institute of Armored Force Engineering, Beijing 100072)

Abstract: Directing against the problem of poor weldability of high manganese steel, the effect of Mn element in the Fe-Mn alloy was analyzed through contact fatigue test. The self strengthening mechanism of high and middle manganese steel hardfacing layer was also presented. Work hardening is the main self strengthening mechanism of high manganese steel, and strain induced martensite transformation is the main self strengthening mechanism of middle manganese steel. The special strengthening mechanism determined the significant improvement of service life of hardfacing layer. By the analysis of transformation thermodynamics, the method of how to obtain the appropriate composition of middle manganese steel was designed. The self strengthening mechanism of high and middle manganese steels was verified with dynamic load abrasive wear test.

Key words: manganese steel; hardfacing layer; self strengthening mechanism; work hardening; transformation strengthening

0 引言

高锰钢是应用广泛、历史悠久的抗磨损用钢, 具有快速加工硬化性能, 通过水韧处理可以获得均匀的奥氏体组织, 防止碳化物析出从而使其具有强韧结合以及耐冲击的优良性能。高锰钢受到冲击载荷或高压后, 表面迅速产生加工硬化, 但心部仍保持高的塑性, 因而它具有良好的耐磨损及耐冲击的性能, 在矿山、冶金、建筑、电力、铁路、交通等行业中被广泛地应用于制造要求耐磨和耐冲击的零件, 如锤式破碎机的锤头、颚式破碎机的颚板、挖掘机斗齿、粉碎机衬板、履带、铁路道岔等。这些零部件大都属于易损件, 失效形式多为冲击磨损和疲劳磨损。传统的修复工艺是采用高锰钢焊条堆焊来恢复尺寸, 使用的方法有气体保护焊、MAG

焊、手工电弧焊、铝热焊以及等离子弧焊^[1]等。由于高锰钢焊接性差、导热系数低, 焊接过程中极易产生热裂纹, 会导致零件报废。因此, 高锰钢的堆焊和焊补一直是焊接工作者所关心的问题。近年来随着对中锰铸钢研究的深入, 发现其在冲击磨损作用下具有特殊的自强化作用, 特别适合于在中低冲击载荷应用。

1 堆焊层中含 Mn 量对合金组织性能的影响

Mn 元素在 Fe-Mn 合金中主要起固溶强化的作用, 对于合金的强度、韧性等有重要贡献。Mn 也是提高淬透性的元素, 能强烈增加钢的淬透性, 淬火后易得到马氏体组织。在堆焊过程中 Mn 还能起脱氧剂和脱硫剂的作用, 但锰量较高会促使晶粒粗大。我们对不同 Mn、C 含量的 8 种 Fe-Mn 合金堆焊层进行接触疲劳试验后, 探讨了 Mn 含量对合金组织性能的影响。

结果表明,当 Mn 含量为 3.1 % 时,其亚表层金相组织为马氏体和残余奥氏体。随着 Mn 含量的增加(6 %~7 %),组织中的残余奥氏体量也逐渐增加。当锰含量进一步增加(9 %~14 %),便不再有明显的马氏体相变产物,亚表面的组织为奥氏体,其中包含很多形变孪晶。

含 Mn 量对堆焊层硬度的影响如图 1 所示。当含 Mn 量为 3.1 % 时堆焊层合金的硬度最高,近表面处可达 700 HV 以上。随着含锰量的增加,硬度的总体分布降低。当堆焊层合金成分含有 9 % 以上 Mn 时,硬度的降低不再明显。

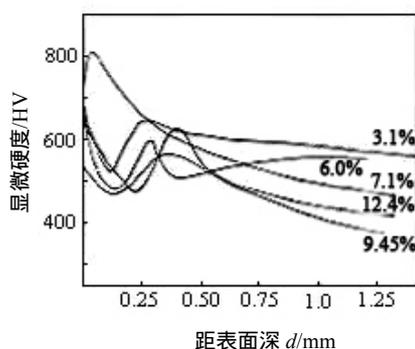


图 1 含锰量对合金硬度分布的影响

Fig.1 The effect of Mn content on hardness distribution

图 2 示出了含 Mn 量对堆焊层合金接触疲劳寿命的影响。由图中可见,当 Mn 含量为 7.1 % 时,接触疲劳寿命有一个极值,达到最大。Mn 含量高于或低于此值,疲劳寿命都降低。

对比图 1 和图 2,硬度最高时接触疲劳寿命反而最低。因而要使材料具有好的接触疲劳抗力,就必须正确看待硬度。硬度的提高意味着材料有更强的抵抗塑性变形的能力。而接触疲劳磨损过程中裂纹的形核与塑性变形量的大小有直接的关系。提高硬度对减少裂纹形核有利。在形核以后,裂纹扩展速率的大小,除了应力强度因子的变化水平对其有影响之外,材料本身的扩展阻力是主要指标。如果获得硬度的同时,韧性下降的幅度更大,一旦裂纹形核,就会在周期性接触应力场的作用下迅速扩展。另外,从金相组织上对其性能的变化也能做出解释。当 Mn 含量较低时,获得的主要为强度高但韧性差的马氏体组织,能有效抑制裂纹的形核,但也促进了裂纹的扩展。当 Mn 含量增加时,得到的组织为马氏体 + 奥氏体,使合金既具有高的强度,

也具有好的韧性,因而抗接触疲劳性能达到最佳。随着 Mn 含量的进一步增加,得到的主要为韧性好但强度差的奥氏体组织,虽然能有效抑制裂纹的扩展,但裂纹也更容易形核。由此可见,Mn 含量对堆焊层合金的性能有重要影响。

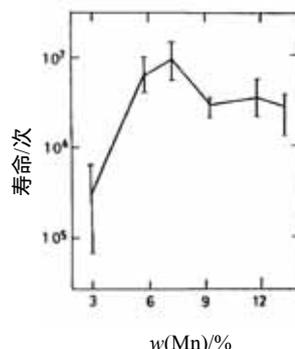


图 2 含锰量对接触疲劳性能的影响

Fig.2 The effect of Mn content on contact fatigue properties

2 高锰钢堆焊层的自强化机理

对于具体的 Fe-Mn 合金,会产生何种强化机制,主要取决于奥氏体的稳定性和冲击载荷的大小。长期以来,对著名的高锰耐磨钢 ZGMn13 的研究发现,它的奥氏体很稳定,发生马氏体相变的开始温度 M_s 点约在 -196 (77 K) 左右,相变只发生在局部脱碳的位置。同时它的层错能低,在使用过程中,当冲击能量为 $2\sim 3$ J/cm² 时很容易产生孪晶强化和位错强化,还从来没有发现有 ϵ -M 和 α -M。因此,多数研究结果认为,高锰钢的形变强化机制以动态应变时效为主,孪晶、层错与位错相互作用为辅^[2]。

高锰钢堆焊时常用的焊材为 D256、D266 焊条,其成分与 ZGMn13 相近。服役过程中,由于加工硬化的作用,堆焊层奥氏体组织在冲击力的作用下产生晶界塑性变形,原方向性很强的柱状晶变为均匀分布的“胞晶”,同时生成大量位错,大量的晶界阻碍位错运动和晶体滑移,促使位错缠结并钉扎在晶界,形成孪晶,即派纳力增大^[3~5],从而使材料得到强化,耐磨性能提高。而从磨料磨损去除机理上分析,磨料与塑性材料表面接触时,磨粒在冲击作用下切入表层金属,同时产生相对滑动,将材料去除。这种去除机制是由塑性变形引起的,主要表现为犁沟^[3]。也就是说,D256 焊条仅依靠微观组织产生的变化来抵抗冲击磨损行为。

另外 我们对ZGMn13的强化特征进行了研究。结果表明,当冲击载荷不大(2~3 J/cm²)时,其表面的最高硬度为450 HV右,而心部未强化硬度为200 HV,表层强化率仅为125%。当冲击能量大于5 J/cm²时,表层组织中有少量 α -M形成,含量只有约6%~8%。这种组织能在一定程度上提高ZGMn13的耐磨性和抗冲击能力,但材料的冲击疲劳寿命只有100周次左右。这一结果证明,要使高锰钢发生马氏体相变强化的条件是承受大能量连续冲击。也就是说,对于以接触疲劳磨损为主的高锰钢堆焊层,比如拖拉机履带、铁路道岔、挖掘机斗齿等,在服役过程中由于加工硬化而得到自强化。而对于以冲击磨损为主的高锰钢堆焊层,比如锤式破碎机的锤头、颚式破碎机的颚板、粉碎机衬板等,其自强化以加工硬化为主,少量的相变强化为辅。

3 中锰钢堆焊层的自强化机理

对于中锰钢而言,由于锰含量的降低,使得堆焊层中稳定的奥氏体组织变成介稳状态。这种介稳奥氏体组织在使用过程中,由于冲击载荷或接触应力的作用,介稳奥氏体发生形变,形变过程中析出了大量细小的碳化物,使位错密度增加且均匀分布,而密度高的位错便会产生大量细小的应变诱发马氏体。这种细小的应变诱发马氏体一方面使堆焊层金属具有更高的强度和硬度,另一方面也使堆焊层金属呈现出相变塑性,显著提高堆焊层的耐磨性和耐冲击能力。这种相变塑性的出现,一方面是由于应变诱发马氏体的产生提高了加工硬化率,抑制了颈缩的形成;另一方面在应力集中处导致产生应变诱发马氏体,使集中的应力得以松弛,避免了微裂纹的形核和扩展。也就是说,中锰钢耐磨堆焊层的自强化不仅依靠应变诱发马氏体相变强化得到,而且还与马氏体形成后的相变塑性有关。采用紧凑拉伸试验(CT试验)对中锰铸钢的疲劳裂纹扩展行为进行研究^[6],并与ZGMn13进行了比较,试验结果如图3所示。结果表明,在试验条件下,中锰铸钢的裂纹扩展速率要远小于ZGMn13的,并且在在中锰钢的裂纹扩展过程中,裂纹前沿由于应力集中而产生的应变也会诱发马氏体相变,使裂纹前沿得到相变强化,产生塑性钝化能力,延缓裂纹扩展。

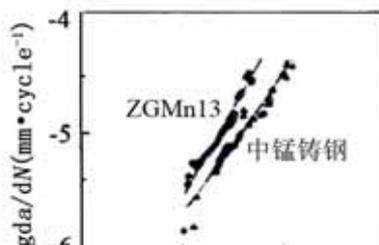


图3 两种材料的lg(da/dN)-lg(ΔK/0.3101)曲线

Fig.3 The relation between lg(da/dN) and lg(ΔK/0.3101) of two materials

研究表明,相变塑性决定于马氏体的形态、数量及形成方式。在Ms点以上形变时,马氏体一开始就大量生成;在Md点以下形变时,马氏体形成数量很少。两种情况下都得不到很大的延伸率。只有在Ms点和Md点之间形变,才能出现延伸率的峰值。即,只有以少量逐步的产生应变诱发马氏体的方式,才能得到较大的相变塑性;相反,爆发式形成会使相变塑性效应减弱。因此,使中锰钢堆焊层能够充分自强化的关键就是把握Ms点温度的高低,而控制Ms点高低的方法就是控制堆焊层中合金的成分。对某中锰钢研究表明,其相变强化与马氏体含量存在一个饱和值。在2.0 J/cm²的冲击载荷下的饱和值为51.08%,在2.5 J/cm²的冲击载荷下的饱和值为53.16%,超过M量的饱和值时,中锰铸钢将进入失稳磨损而失效^[7]。

由马氏体相变热力学分析可知,对于Fe-Mn-C系合金,马氏体转变开始温度(Ms)与碳和锰摩尔分数的关系为:

$$Ms(K) = f(\chi_c, \chi_{Mn}, \chi_{Fe})$$

其中 χ_c 为碳的摩尔分数; χ_{Mn} 为锰的摩尔分数, χ_{Fe} 为铁的摩尔分数。

要提高Ms点温度,可通过降低碳、锰的摩尔分数来实现。

锰钢奥氏体能否实现马氏体相变,不仅与Ms点温度有关,还与工况条件中的冲击能量有关。在进行成分设计时,首先确定出实际的冲击能力,例如假定冲击能量为2~3 J/cm²。然后设定Ms点的范围为-30~-50,并重新进行马氏体相变热力学计算,修正Ms与 χ_c 、 χ_{Mn} 关系式。将设定的Ms=TK(即-30)和Ms=(T-20)K(即-50)两条成分曲线画在Fe-Mn-C系三元座标中(见图

4), 构成一个宽度为 20 K 的成分窄带, 但可能的成分分配比数量很大。为了缩小成分范围, 在该图上画出 $Mn/C = 10$ 和 $Mn/C = 8$ 的直线, 与 $M_s = TK$ 和 $M_s = (T - 20) K$ 曲线相交于 A、B 点和 C、D 点。则, A、B、C、D 间的成分即为可供筛选的成分范围。根据选定的成分范围, 设计正交试验方案。经过试验即可优化出堆焊层的成分。

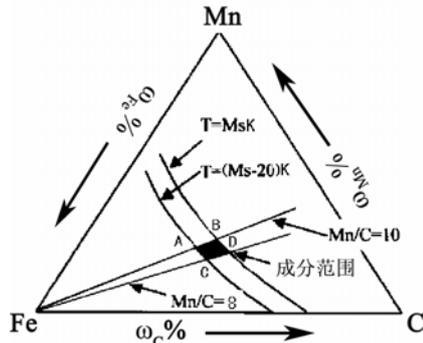


图 4 中锰钢堆焊层成分设计示意图

Fig.4 The scheme of designing the composition of middle content Mn overlay

4 中高锰钢自强化机理的试验验证

为了深入研究中高锰钢的自强化机理, 我们利用动载磨料磨损试验测试了系列中锰钢和高锰钢 ZGMn13 的性能特征^[8]。试验结果如表 1 和图 5 所示。

表 1 试样在 6 档冲击载荷 (J/cm^2) 下磨料磨损后的表层马氏体含量 (%)

Table 1 The content of martensite (%) after abrasive wear for 6 kinds of impact load (J/cm^2)

材料	0.5	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0
ZGMn6	60.76	66.96	65.41	72.45	75.72	78.01
ZGMn7	39.14	47.82	48.11	53.78	58.21	62.70
ZGMn8	30.00	37.26	46.28	51.08	54.33	58.16
ZGMn9	40.65	46.69	46.83	51.35	53.16	55.32
ZGMn13	0	0	0	0	0	0

由表 1 可知, 对于中锰钢而言, α' -M 转变的量一方面取决于冲击载荷的大小, 冲击载荷越大, α' -M 转变的量随之增大, 所不同的是增加幅值不同; 另一方面取决于材料中的锰含量, 在相同的冲击条件下, α' -M 转变的量随 Mn % 的增高而降低,

这与它们的 M_s 点和 M_d 点随 Mn % 的增高而降低有关。而对于高锰钢而言, 在 $3.0 J/cm^2$ 以下 (含 $3.0 J/cm^2$), ZGMn13 试样都无 α' -M 产生, 均不存在应变诱发 α' -M 相变。这就是中锰钢和高锰钢自强化机制的根本差别。

图 5 是系列中锰钢动载磨料磨损的综合性能图, 在每张图中还标出了 ZGMn13 的耐磨性 ϵ 与冲击载荷的关系, 而未标出 ZGMn13 的硬度与冲击载荷的关系。由图中可以看出, 各钢种的表面硬度均随着冲击载荷的增加而提高。在试验范围内, 中锰钢的耐磨性 ϵ 与冲击载荷的关系是极值分布; 耐磨性的极大值 ϵ_{max} 将随 Mn % 的提高而增加并向高的冲击载荷移动。各钢种的最高耐磨性 ϵ_{max} - 冲击载荷 - α' -M 含量 - 硬度之间的对应关系如表 2 所示。

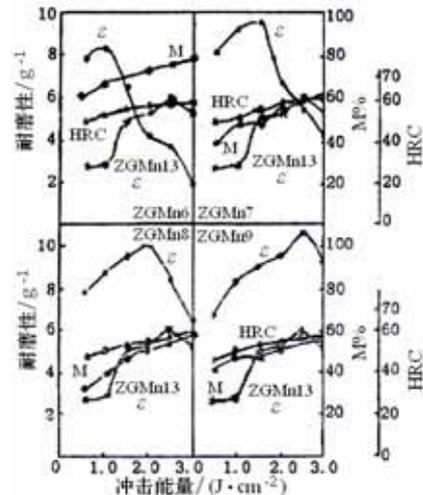


图 5 中高锰钢动载磨料磨损综合性能图

Fig.5 The combined properties of high and middle manganese steels in dynamic load abrasive wear

由表 2 可知, 材料的耐磨性虽然与 α' -M 含量和硬度有关, 但并不是 α' -M 含量和硬度愈高愈耐磨, 而是存在一个饱和值。当 α' -M 含量和硬度超过该饱和值时, 耐磨性降低。

图 5 和表 2 也对中高锰钢的应用范围提供了参考。在中低等冲击条件下, 中锰钢较高锰钢耐磨, 但并不是所有的中锰钢都比 ZGMn13 耐磨。图 4 中 ZGMn6 和 ZGMn7 的耐磨性曲线和 ZGMn13 的耐磨性曲线都有一个交点。这就说明, ZGMn6 只有在冲击载荷小于 $1.5 J/cm^2$ 时, 才比 ZGMn13 耐磨, 而冲击载荷大于 $2.0 J/cm^2$ 时, 耐磨性不如 ZGMn13。同样, ZGMn7 与 ZGMn6 相似, 只是临界值不同而

