

团球 $\gamma+(Fe,Mn)_3C/\gamma$ 自生复合材料 强韧与耐磨机制

梁高飞¹⁾ 许振明¹⁾ 李建国¹⁾ 姜启川²⁾

1) 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200030 2) 吉林大学材料学院, 长春 130025

摘要 在研究团球 $\gamma+(Fe,Mn)_3C$ 共晶体增强奥氏体钢基自生复合材料(EAMC)的力学与耐磨性能的基础上, 分析了EAMC的强韧化及耐磨机理. 结果表明, 高硬度的团球共晶体与韧性奥氏体使EAMC具有优异的强韧性匹配; 在低载工况下, 共晶体在奥氏体基体的保护下可以有效阻碍亚表层中裂纹的扩展, 加工硬化层中的硬度具有负梯度分布特征, 从而减小EAMC磨损失量; 高载工况下共晶体在循环外力的作用下剥落, 加重“三体”磨损, 故EAMC耐磨性能随着共晶体的体积分数的增加而降低.

关键词 共晶体; 奥氏体钢; 强韧性; 耐磨性

分类号 TG 166.3

奥氏体中锰钢具有优异的加工硬化能力和耐磨性, 广泛应用在矿山、电力、建材、煤炭以及冶金等行业中^[1,2]. 通过提高C含量可以提高奥氏体中锰钢的抗磨性. 然而高碳中锰钢组织中存在沿晶界呈网状分布碳化物和晶内针状碳化物^[1], 一般需要加入Mo, Ni等贵重元素和复杂热处理工艺, 来消除网状与针状碳化物, 形成过饱和单相奥氏体, 提高中锰钢的韧性. 但在热处理过程中, 碳化物溶解的同时, 容易伴随发生奥氏体晶粒的长大, 从而影响材料性能. 为此, 笔者通过Si系合金变质处理钢液, 从而控制钢液中C, Mn等合金元素的偏析, 在铸态下获得了团球两相共晶体增强奥氏体钢基自生复合材料(EAMC)^[3]. 在此基础上, 本文研究了EAMC的力学与耐磨性能,

并详细探讨了EAMC的强韧化与耐磨机制.

1 实验方法

采用5 kg中频感应电炉, 不氧化法熔炼. 当钢液温度达1600℃时, 插铝脱氧, 孕育处理后, 在包中加入Si-Fe, Ca-Si, Mg-Si及其Y基重稀土铁合金进行变质处理. 变质剂的组成见表1所示. 然后, 在砂型中浇铸试样. EAMC试样的化学成分见表2所示, 常规铸态高碳中锰钢一并列出. X射线分析在D/max-r衍射仪上进行, Cu靶, 管流管压: 40 kV, 100 MPa; 采用VIDAS图像分析仪进行组织观察. 磨光加工获得尺寸为10 mm×10 mm×55 mm的无缺口冲击试样, 利用SI-1C3型冲击试验机测量其冲击韧性; 分别利用WPM布

表1 Si系变质合金的化学组成(质量分数)

Table 1 Composition of Si-contained modifiers

变质合金	Ca	Mg	Y	Si	C	Mn	Al	P	S	Ti	Fe
Ca-Si	28	—	—	58	1.0	—	2.4	0.04	0.06	—	Bal.
Y-Si	—	—	6	43	—	2.0	—	—	—	1.0	Bal.
Mg-Si	—	10	—	44	—	2.0	—	—	—	0.6	Bal.
Si-Fe	—	—	—	72	0.2	0.5	—	0.04	0.02	—	Bal.

收稿日期 2003-05-24 梁高飞 男, 35岁, 博士研究生

* 国家自然科学基金资助项目(No.50001008)

络维硬度计和HXD1000型显微硬度计测量试样的硬度; 利用扫描电镜(S-570)分析试样的冲击断

表 2 试样的成分与变质剂加入量(质量分数)

Table 2 Composition of samples and the amount of added modifiers

试样	C	Si	Mn	P	S	变质剂	加入量	剩余量
Y1-2	0.96	0.85	6.40	0.03	0.02	Y-Si/1.0	1.0	0.2110
Y2-2	1.33	0.97	6.82	0.03	0.03	Y-Si/1.0	1.0	0.1220
M2-2	1.21	0.89	6.32	0.03	0.03	Mg-Si/1.0	1.0	0.0126
C2-2	1.49	1.06	6.81	0.03	0.03	Ca-Si/1.0	1.0	0.1850
W2-2*	1.50	0.21	6.76	0.03	0.03	—	—	—

*注: W2-2 为常规铸态高碳中锰钢

口形貌。

将试样线切割成尺寸为 $\phi 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的磨损试样,在MPX-2000型主轴盘-销式磨损试验机上进行室温干磨损实验。磨损实验条件:载荷30~250 N;转动速度0.67 m/s;磨损时间20 min;摩擦副为G45[#]。磨损实验前,将试样和摩擦副进行超声波清洗,然后置入烘箱内恒温100℃干燥12 h。利用精度为0.1 mg的光学天平测定试样的磨损质量损失,取三次失重的平均值作为最终磨损质量损失 ΔG ,并将磨损量转化为体积磨损率 E ,其定义为:

$$E = \frac{\Delta G}{v t \rho} \quad (1)$$

式中, v 为转动速度,m/s; t 为磨损时间,s; ρ 为材料的密度,g/cm³。

试样对剖后,利用VIDAS图像分析仪进行组织观察,扫描电镜/能谱仪(S-570)分析磨损表面,HXD1000型显微硬度计测量磨损后试样亚表层中基体的显微硬度(HV)。

2 实验结果与讨论

2.1 EAMC的组织结构

图1为EAMC典型的微观组织结构,图2为该试样X射线衍射分析结果。由图可见,EAMC基体为奥氏体相,晶界光滑,大量团球状质点均匀分布,经透射电镜和扫描电镜能谱仪分析,团球质点为奥氏体(γ -Fe)与渗碳体((Fe,Mn)₃C)两相共晶体^[1]。

经硬度计测量,共晶体的显微硬度为HV 800左右,而基体的显微硬度为HV 275左右。VIDAS分析表明,团球共晶体的尺寸在5~10 μm 之间,圆度为0.75~0.95,体积分数在2%~12%左右。

2.2 EAMC的力学与耐磨性能

表3列出了不同体积分数的EAMC的宏观硬度(HB)、冲击韧性 α_k 和体积磨损率 E ,常规铸态高

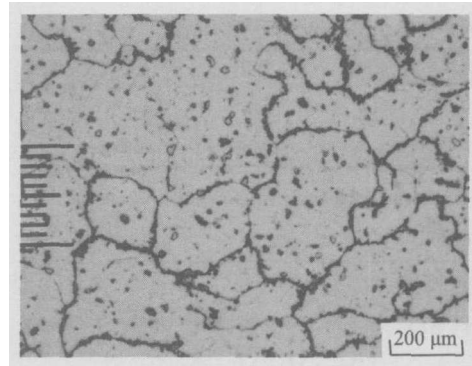


图 1 EAMC 的金相结构

Fig.1 Metallographic structure of EAMC

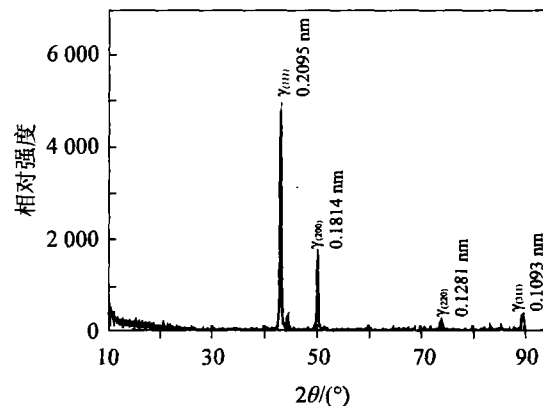


图 2 EAMC 的 X 射线衍射结果

Fig.2 XRD pattern of EAMC sample corresponding to Fig.1

碳中锰钢一并列出。可见,EAMC的硬度随着团球共晶体的体积分数的增加而提高,冲击韧性下降,但均大于W2-2。

对于各种材质EAMC,体积磨损率随着正载荷的增加而提高。在相同的载荷工况下,情况较复杂。在低载工况下,体积磨损率则随着团球共晶体的体积分数的增加逐渐减小;而在高载工况下,体积磨损率反而随着体积分数的提高有增大的趋势。表明团球共晶体对EAMC耐磨性的贡献在低载下可以体现。

表3 EAMC与常规铸态中锰钢的性能

Table 3 Performance of EAMC and normal high-carbide mediate Mn steel

试样	共晶体体积 分数/%	HB	韧性/ (J·cm ⁻²)	$E/(10^{-3}\text{mm}^3\cdot\text{m}^{-1})$				
				30 N	75 N	100 N	175 N	250 N
Y1-2	2	188	79.5	0.17	0.18	4.09	19.85	35.41
M2-2	4	224	56.6	0.12	0.16	3.42	17.42	32.14
Y2-2	6	244	43.0	0.09	0.15	1.95	19.45	35.69
C2-2	10	274	29.7	0.08	0.11	1.65	6.10	36.50
W2-2	—	280	8.7	0.08	0.10	1.43	8.56	39.52

2.3 EAMC的强韧与耐磨机制

在实验材料中, 试样 C2-2 的硬度与耐磨性能为最高, 冲击韧性最低. 故本文以 C2-2 为参考材料, 通过与其他 EAMC 试样以及 W2-2 对比, 探讨 EAMC 的强韧化与耐磨机制.

硬质相团球共晶体可以约束并区域性封锁材料的塑性变形, 使材料滑移带的扩展受阻, 有效滑移距离缩短. 由复合材料的混合定律,

$$HV_c = HV_m(1-f) + HV_f \cdot f$$

式中, HV_c , HV_m , HV_f 分别为 EAMC、奥氏体基体与团球共晶体的硬度. 因此, EAMC 的宏观硬度随着团球共晶体的数量提高而增加(表 3).

图 3(a),(b) 分别为试样 C2-2 冲击断口中央的宏观与微观形貌. 可见, 断口中央粗糙不平, “峰”与“窝”交错(图 3(a)); 微观形貌特征为断裂晶界包围有许多大小不等的(椭)圆形“凹坑”. 表明在冲击过程中, EAMC 为延性+沿晶断裂, 断裂源为晶界以及团球共晶体与奥氏体基体的结合处. 图 4 为常规铸态高碳中锰钢 W2-2 冲击断口微观形貌. 可见, 断口有许多成无规则取向的小平面组成, 撕裂痕呈河流花样, 小平面上“人字纹”形态明显. 表明在冲击过程中, 断裂源为晶界碳化物以及晶内针状碳化物, W2-2 为解理断裂.

晶界愈厚, 愈粗糙; 团球共晶体含量与尺寸愈大, 均对 EAMC 试样的冲击韧性不利, 故 C2-2 的冲击韧性低于其他试样(表 3). 另外, 由于 C2-2 中晶界光滑, 并且晶内不存在针状碳化物, 奥氏体基体可以充分发挥其使裂纹分支与钝化的能力, 降低塑性变形时裂纹尖端的应力集中, 消耗更多的冲击能量, 因此 C2-2 的冲击韧性仍远大于 W2-2.

图 5(a),(b) 分别为低载与高载下试样 C2-2 的磨损亚表层微观形貌. 经能谱分析, 图中团球质点(箭头处)成分为(质量分数, %): 3.01C, 9.34Mn, 1.83Si, 0.54Al, 0.05Ca, 其余为 Fe, 表明质点为共

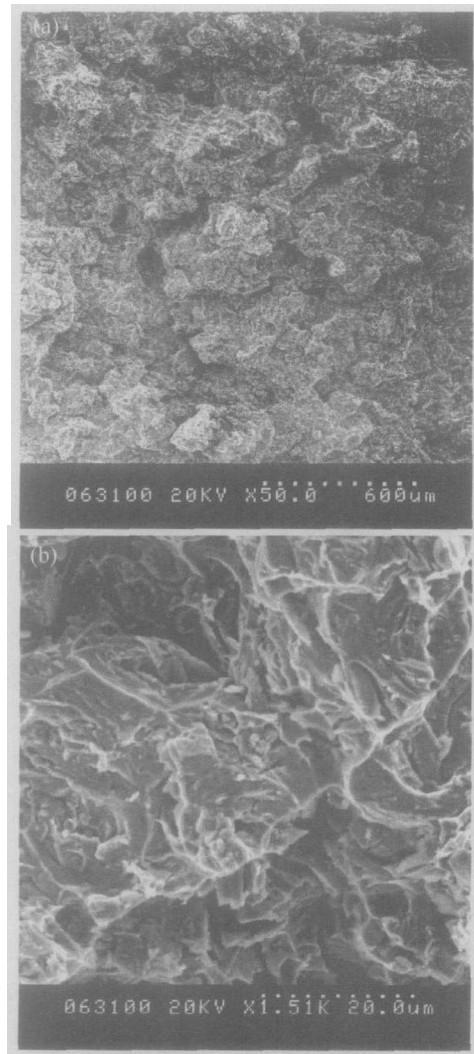


图3 EAMC试样(C2-2)冲击断口的宏观(a)与微观形貌(b)

Fig.3 Fracture surfaces of impact EAMC sample (C2-2) (SEM): (a) Macro-morphology; (b) Micro-morphology

晶体^[4], 见图 6 所示. 此时, 外界应力小于奥氏体基体对团球共晶体约束, 团球共晶体可以有效地阻止磨粒的切向分力作用, 阻碍裂纹在亚表层中扩展, 裂纹被迫分支、钝化、绕道(图 5(a)箭头所示), 消耗摩擦系统能量, 从而减小 EAMC 的磨损量. 在高载工况下, 外力的剪切分量大于奥氏体

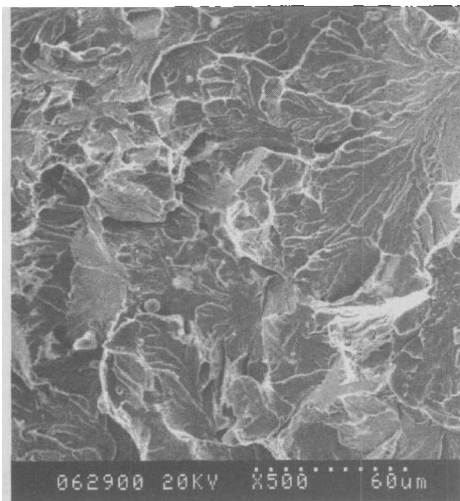


图4 铸态高碳中锰钢(W2-2)冲击断口微观形貌
Fig.4 Fracture micro-morphology of impact high carbide mediate Mn steel (W2-2) (SEM)

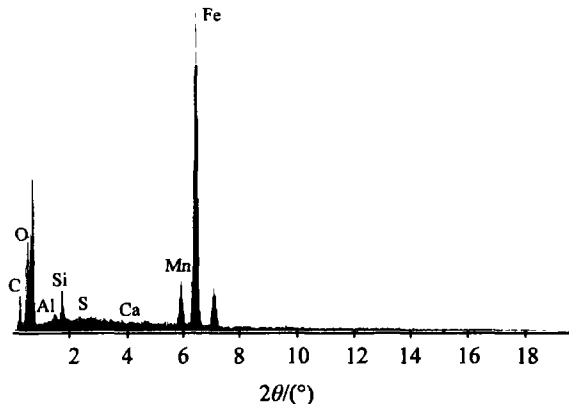


图6 图5箭头处质点的成分
Fig.6 Results gained by energy dispersive X-ray analysis relevant to the point in Fig.5 (marked by a single arrow)

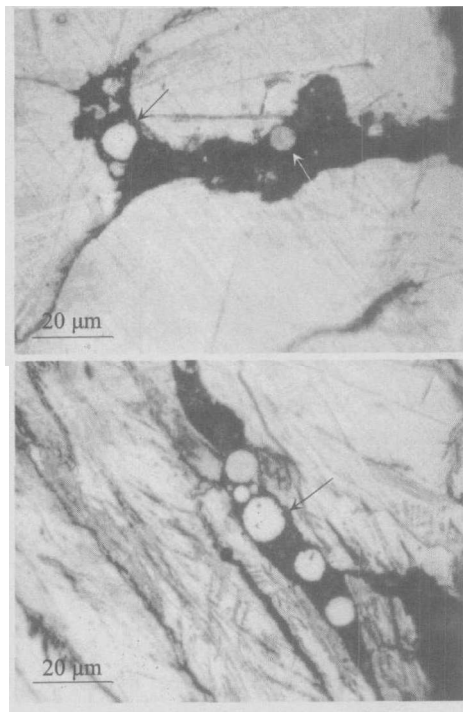


图5 EAMC 磨损亚表面微观形貌. (a)低加载状态; (b)高加载状态
Fig.5 Micro-morphologies of EAMC worn subsurface (optical micrograph): (a) Under low normal load; (b) Under high normal load

基体对共晶体的约束作用,使共晶体在循环外力的作用下剥落,不能发挥其在低载工况下的作用,裂纹在亚表层中自由扩展(图5(b)箭头所示),另外,剥落的团球共晶体作为磨粒加重“三体”磨损,故高载下EAMC的体积磨损率反而随着体积分数的提高有增大的趋势。

图7为正应力为175 N时试样 M2-2的磨损

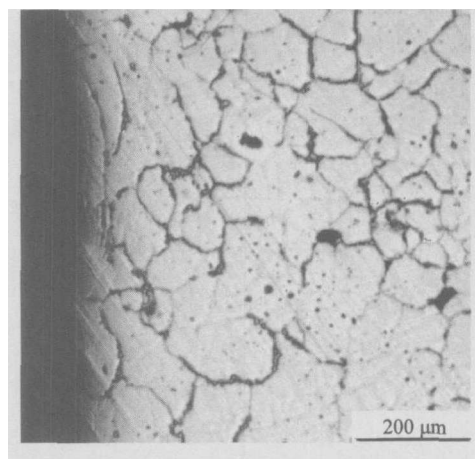


图7 EAMC 磨损亚表面宏观形貌 (175 N)
Fig.7 Macro-morphology of EAMC worn subsurface (175N)

亚表层宏观形貌. 可见,磨损表面的奥氏体晶粒严重变形,显微硬度计测试发现表面基体硬度升高,表明在干摩擦磨损工况下EAMC磨损表面由于形变发生加工硬化. 加工硬化层 (Strain hardened zone, 简称为SHZ)深度定义为磨损表面至显微硬度与磨损前基体相同的亚表层的距离. 图8为不同载荷工况下SHZ 的分布曲线 (M2-2). 可见, SHZ 深度与磨损表面硬度与工况条件有关; 磨损表面硬度随着正载荷的增大逐渐升高,这主要是大载荷产生大应变的结果; 硬度具有负梯度分布特征,该特征有利于EAMC抵抗外载荷与磨损作用. SHZ深度在175 N左右出现最大临界值,原因在于SHZ负梯度分布特征是动态存在的,一方面,大载荷产生高的加工硬化,增大SHZ深度; 另一方面,试样在大载荷下的磨损率较大,从而减小SHZ深度. 因此,SHZ深度与正载荷的关系必然存在一临界最大值。

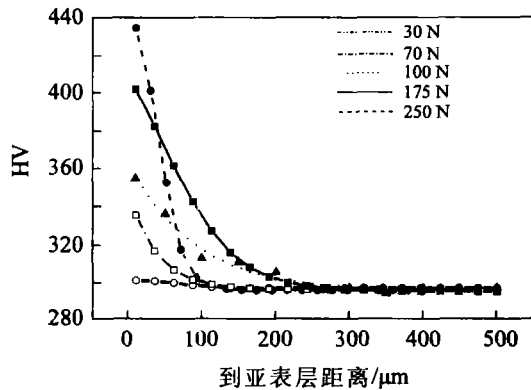


图8 EAMC亚表层硬度分布

Fig.8 Hardness distributions on the worn subsurface of EAMC

3 结论

EAMC 硬度随着团球共晶体体积分数增加而提高;冲击韧性则随之增加而下降,但均大于常规铸态高碳中锰钢。体积分数一定时,体积磨损率随着正载荷的增加而提高。在低载下,体积磨损率则随着团球共晶体的体积分数的增加逐渐减小;而在高载工况下,体积磨损率反而随着体积分数的提高有增大的趋势。

EAMC的强韧化机理:(1)团球共晶体的高硬度;(2)高韧性奥氏体基体的分支与钝化裂纹能力;(3)两者之间的优异匹配。

低载工况下EAMC的优异耐磨性在于:(1)在奥氏体基体的保护下,团球共晶体可以有效地阻止磨粒的切向分力作用,阻碍裂纹在亚表层中的扩展,裂纹被迫分支、钝化、绕道;(2)加工硬化层(SHZ)中硬度具有的负梯度分布特征有利于EAMC抵抗外载荷与磨损作用。

参 考 文 献

- 1 梁高飞,许振明,姜启川,等.抗磨钢的最新进展[J].特殊钢,2002,23(4):1
- 2 梁高飞,许振明,李建国,等.耐磨钢中共晶体团球化的进展[J].钢铁研究学报,2002,15(1):71
- 3 梁高飞,许振明,李建国,等. $\gamma+(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ 团球共晶体增强奥氏体钢基自生复合材料的组织与性能[J].上海交通大学学报,2003,37(2):74
- 4 Liang G F, Xu Z M, Li J G, et al. Effect of Ca-Si agent modifier on the solidification and microstructure of austenite medium Mn steel [J]. J Mater Sci Lett, 2003, 22(4): 549

Strengthening/Toughness Match and Wear Resistance of Granular $\gamma+(\text{Fe,Mn})_3\text{C}/\gamma$ In-situ Composites

LIANG Gaofei¹⁾, XU Zhenming¹⁾, LI Jianguo¹⁾, LIANG Qichuan²⁾

1) Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China; 2) Jilin University, Changchun 130025, China

ABSTRACT The performance of granular $\gamma+(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ eutectics reinforced austenite steel matrix composites (EAMC) was studied, and the strengthening/toughness match and wear resistance were analyzed. The results show that hard granular eutectic particles and soft austenite matrix contribute to the strengthening/toughness match of EAMC. The wear resistance of EAMC under low normal load results from that the eutectic particles under the protection of austenite matrix can delay effectively crack propagation on the subsurface in the process of sliding wear, and the micro-hardness in the strain hardened zone distributes in a negative gradient. The granular eutectic particles are flaked off at high normal load, which intensifies the "triple body" wear and increase the mass loss of EAMC.

KEY WORDS granular eutectic; austenite steel; strengthening/toughness match; wear resistance