

Mn 含量对 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C 合金 微观组织及氧化行为的影响

雷娜青¹, 白亚平¹, 成超^{1, 2}, 李建平¹, 杨忠¹

(1. 西安工业大学材料与化工学院, 陕西西安 710021; 2. 西北工业集团有限公司, 陕西西安 710043)

摘要: 采用真空电弧熔炼的方法制备Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金 ($x=10, 15, 20, 25, \text{wt}\%$), 研究了该系列合金的物相、微观组织、力学性能及合金在600 °C时的氧化行为。结果表明: 该系列合金主要含有奥氏体相、NiAl化合物相和 κ -碳化物相, 随Mn含量的增加, 奥氏体相逐渐增多, NiAl相逐渐减少; 与此同时, 合金的塑性提高, 硬度值有所降低; 当Mn含量为10%时, 硬度值最大为HRC 40.7。氧化行为测试结果表明, 随着Mn含量的增加, 合金的抗氧化性增强, 合金表面形成的氧化膜分为两层, 外氧化层由 Fe_2O_3 和少量 Mn_2O_3 组成, 内氧化层主要为 Al_2O_3 与 Mn_2O_3 。相较于Mn含量为10%时的合金, Mn含量为25%时, 合金氧化性能大幅改善, 其氧化增重减少了127.8%, 氧化膜厚度降低了102.7%。

关键词: Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金; 微观组织; 硬度; 抗氧化性能

作者简介:

雷娜青(1997-), 女, 硕士生, 主要研究方向为轻质高性能Fe基合金。
E-mail: leinaqing@163.com

通讯作者:

白亚平, 女, 副教授。E-mail: jingpingxue2004@163.com

中图分类号: TG142.33

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2022)

01-0059-07

基金项目:

陕西省自然科学基金基础研究计划(2021JM-429); 陕西省教育厅青年创新团队建设科研计划项目(21JJP051); 国家自然科学基金青年基金项目(51705391)。

收稿日期:

2021-08-06 收到初稿,

2021-09-07 收到修订稿。

近年来, 随着汽车、军工等行业的蓬勃发展, 轻量化兼顾高强韧钢已成为各个行业更青睐的材料。大量试验数据表明, 降低汽车用钢自重, 可以在降低燃油能耗的同时提高其强度与安全性^[1]。在力学性能较为优异的高强钢中添加适量轻质元素可以减小材料的晶格膨胀作用和平均摩尔质量, 降低其密度, 从而实现高强钢的轻量化^[2-4]。Fe-Mn-Al-C系列合金不仅密度低, 还具有良好的力学性能、高耐热性等优点, 在汽车、船舶、武器装备以及建筑结构等领域表现出了巨大的应用潜能^[5-6]。

根据合金成分与室温相结构变化, Fe-Mn-Al-C系列合金可分为铁素体钢、奥氏体钢和双相钢, 合金组织不同, 性能也会发生相应的变化。其中轻质奥氏体钢的拉伸性能与高锰孪生诱导塑性(TWIP)钢相似, 因此奥氏体钢在性能与加工方面具有显著的优势^[7]。20世纪50—60年代, 最初的Fe-Mn-Al-C合金被研发出来, 相关研究发现Mn和Al元素代替不锈钢中的Cr和Ni元素可以提高合金的抗氧化性能与耐腐蚀性, 同时大大降低了其生产成本^[8-10]。本课题组前期对Fe-25Mn-xAl-8Ni-1C ($x=10\text{wt}\% \sim 13\text{wt}\%$)合金钢的微观组织和室温原位拉伸力学行为研究发现: 该合金钢的组织与性能与Al元素含量密切相关, 随着铝含量的增加, 奥氏体含量有所降低, 而NiAl相含量有所增加, 合金的原位伸长率大幅下降^[11]。Mn为稳定奥氏体区元素, 其原子半径与Fe相似, 通常在钢中会固溶到奥氏体相中形成置换固溶体, 而不发生晶格畸变, 也会与Fe和C等元素结合形成(Mn, Fe)_xC碳化物^[12-15]。除此之外, Mn元素的加入可明显降低合金的堆垛层错能, 提高合金晶间结合力, 在一定程度上提高合金的强度和冲击韧性, 但其含量过高时, 合金中会出现带状组织, 使其力学性能变差^[16-17]。Yang等对不同Mn含量下Fe-Mn-Al-C合金在大气及氮气环境下的高温氧化进行研究, 发现Mn含量较多时, 氧化后的合金表面出现 Al_2O_3 、 Fe_2O_3 、 Mn_3O_4 等氧化物及(Fe, Mn) Al_2O_3 尖晶石, 大大提高了合金的抗氧化性能^[18]。

目前, 对于Fe-Mn-Al-C系列轻质高强钢微观组织与力学性能的研究较多。然而, 随着汽车、军工等行业不断发展, 对材料提出了更高的服役要求, 在实际应用过程中, 材料工作环境更加恶劣, 工作时需承受巨大的热载荷, 这就要求材料具有

优异的耐高温氧化性能。因此,本文通过系统研究Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金微观组织、硬度及其在600℃下的氧化行为,探索Mn含量对Fe-Mn-Al-Ni-C系轻质钢抗氧化性能的影响,以期得到性能更为优异的Fe-Mn-Al-Ni-C合金钢。

1 试验材料及方法

本研究所用原材料为北京研邦新材料有限公司提供的工业纯铁、电解锰片、高纯铝粒、高纯镍粒、铁粉和石墨粉。每种合金成分所熔炼原料总量为100g,采用沈阳金研新材料制备技术有限公司生产的非自耗式真空电弧熔炼设备制备Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金($x=10\%$ 、 15% 、 20% 、 25% ,质量分数,下同)。

采用日本岛津-6000X射线衍射仪分析材料的物相,试样尺寸为5mm×5mm×10mm,测试速度为4°/min,角度为20°~90°,步长为0.02°;采用VEGA II XMU型扫描电子显微镜对其进行微观组织观察,同时采用该扫描电镜配套的能谱仪(EDS, OXFORD-7718)对合金元素进行定量分析;采用TH320自动数显洛氏硬度计对合金进行洛氏硬度测试;采用RJ2-15-6型箱式电阻炉、分析天平和陶瓷坩埚对材料进行氧化试验,氧化试样尺寸为8mm×8mm×3mm。首先将箱式电阻炉升温至600℃,炉温稳定后烘干坩埚并称量。将打磨光滑的试样放入坩埚,每隔10h称一次质量,其质量增加量随时间的变化即为氧化增重曲线;采用INVIA型显微共焦激光拉曼光谱分析对氧化后的试样表面进行测试,每个试样表面分别测试三个不同的位置来确定氧化试样表面物相,测试激光波长为785nm,扫描范围为100~3200cm⁻¹。

2 试验结果与讨论

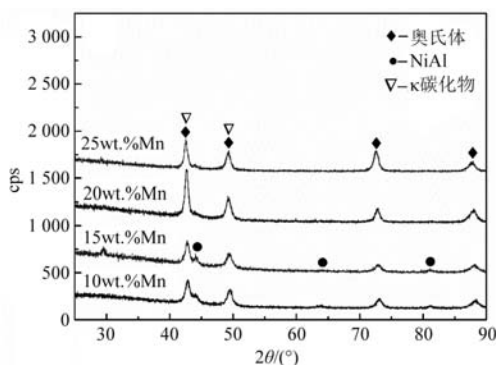
2.1 物相及微观组织

图1为Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金XRD衍射图谱。由

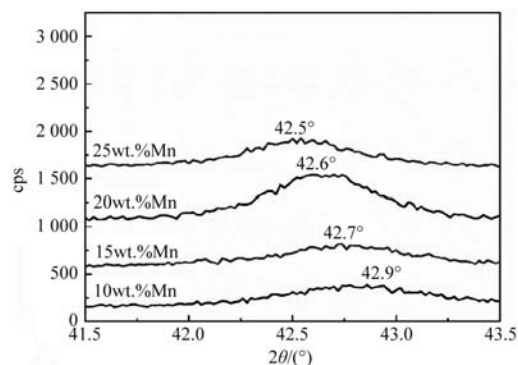
图1a可知,该系列合金主要含有奥氏体相、NiAl化合物相和κ-碳化物相。在图1a中,Mn含量为10%与15%时,2θ=44.7°时NiAl化合物相衍射峰出现,Mn含量进一步增加时,该相衍射峰消失。这是因为Mn为奥氏体形成元素,随着Mn含量的增多,合金中的奥氏体相相应增多,NiAl化合物相含量逐渐减少。Ni在奥氏体基体中是无限互溶的,而Al在奥氏体基体中为有限固溶。高温下,B2-NiAl随奥氏体相的增加发生分解,分解后的Ni无限固溶至奥氏体基体中,而未固溶的Al将向基体界面扩散,因此NiAl化合物相的衍射峰消失^[19]。κ-碳化物相在2θ=42.5°及49.1°处出现,且κ-碳化物相与奥氏体相衍射峰重合。

从图1b XRD局部谱图中可得,随着Mn含量的增加,奥氏体衍射峰向低角度方向偏移。Mn含量较高的全奥氏体Fe-Mn-Al-C钢中,当Al含量≥7%时,C原子向晶胞中的间隙位置扩散,经调幅分解与有序化反应后形成κ-碳化物,其晶体结构为E21型钙钛矿结构。Al原子晶胞中的顶点位置,Fe/Mn原子占据面心位置,C原子占据面心立方的间隙位置^[20]。面心立方晶胞受到间隙原子的作用力后,其晶面间距d增大,由布拉格方程 $2d\sin\theta=\lambda$ 可得θ值减小,即奥氏体衍射峰向低角度方向偏移。

图2所示为Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金微观组织,表1为对应区域EDS分析。Mn含量为10%时,结合图2a、表1能谱及图1物相分析可得,合金中主要含有奥氏体相、NiAl化合物。谱图1处Ni、Al元素含量高,推断其为NiAl化合物相,谱图2处Mn元素含量高,推测其为奥氏体相。Mn含量为20%时,结合图2c、能谱及物相分析可得,谱图3处为NiAl化合物相,谱图4处为奥氏体相。比较图2a、b、c、d可知,随着Mn含量增加,合金中的奥氏体相逐渐增多,NiAl相减少。这主要是因为Mn元素为稳定奥氏体区元素,随着Mn含量的增加,奥氏体相含量逐渐增多,B2-NiAl随奥氏体相的增加发生



(a) Fe-xMn-9Al-8Ni-1C XRD总谱图



(b) Fe-xMn-9Al-8Ni-1C XRD局部谱图

图1 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金XRD衍射图谱
Fig. 1 XRD patterns of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys

分解^[19]。

图3所示为Fe-15Mn-9Al-8Ni-1C合金电子探针面分析结果,由图3可以看出,Mn、C元素在合金中呈网状分布,结合图1中物相、图2中微观组织及表1能谱综合分析其为奥氏体相。Ni、Al元素分布在与奥氏体相邻的条状相中,结合物相、微观组织及能谱综合分析其为NiAl化合物相。除此之外,还能够看到少量Mn、Al元素分布不均匀,这是由于合金凝固过程中存在少量偏析现象所致。

2.2 硬度

表2所示为Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金洛氏硬度。可以看出,随着Mn含量的增加,硬度值呈现逐渐降低的趋势。当Mn含量为10%时,合金洛氏硬度值最大,为HRC 40.7。这是因为Mn元素是奥氏体化元素,随着Mn含量的增加,塑性较好而硬度较低的奥氏体相含量增加所致^[13]。

表1 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金EDS分析
Table 1 EDS analysis of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys

谱图	Fe	Mn	Al	Ni	C	$w_B / \%$
1	66.63	6.71	12.56	11.63	2.46	
2	70.00	9.81	7.97	6.56	5.66	
3	51.80	11.98	14.01	18.06	4.15	
4	60.57	18.34	10.7	2.58	7.8	

表2 不同Mn含量Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金硬度
Table 2 Hardnesses of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C with different Mn contents

x值	硬度HRC
10	40.7
15	38.32
20	37.33
25	34.57

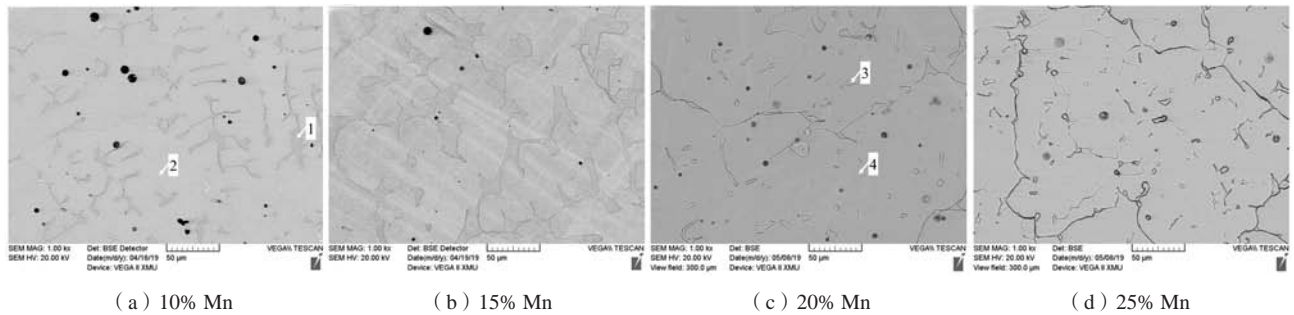


图2 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金微观组织

Fig. 2 Microstructure of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys

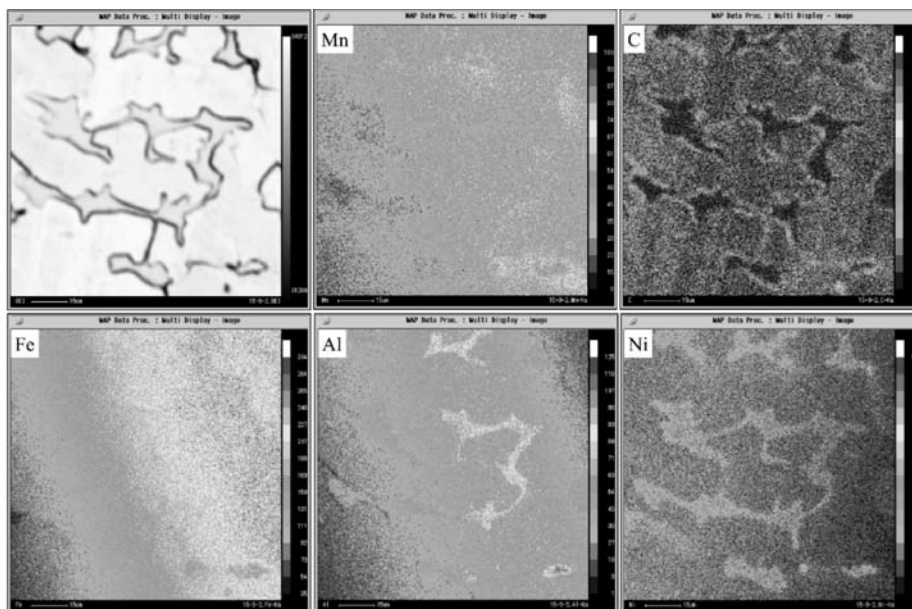


图3 Fe-15Mn-9Al-8Ni-1C合金电子探针面分析

Fig. 3 EPMA map analysis of the Fe-15Mn-9Al-8Ni-1C alloy

2.3 氧化性能

Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金在600 °C 保温125 h后单位面积增重量随时间的变化规律如图4所示。每种合金在氧化前30 h, 氧化速度较快, 80 h之后达到稳定。随着Mn含量的增加, 合金单位面积的氧化增重量逐渐减小, 即Mn含量的增加提高了合金的抗氧化性能, Mn含量为25%合金(氧化增重值0.72 mg/cm²)的抗氧化性能最好, 氧化增重相较于Mn含量为10%时(氧化增重值1.64 mg/cm²)降低了127.8%。

为了分析合金表面氧化膜组成, 采用XRD和拉曼光谱测试对氧化后合金表面进行了分析, 结果如图5所示。由图5a合金氧化表面XRD结果可知, Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金经600 °C氧化后, 氧化层主要含有Mn₂O₃、Fe₂O₃、Al₂O₃等氧化物。根据Ellingham/Richardson氧势图可以得到一定温度和氧分压下氧化反应的标准自由焓变量 ΔG_0 ^[21]。通过计算可得, 600 °C时, $\Delta G_0(\text{Al}_2\text{O}_3) = -1401.5 \text{ kJ/mol}$, $\Delta G_0(\text{Mn}_2\text{O}_3) = -736.5 \text{ kJ/mol}$, $\Delta G_0(\text{Fe}_2\text{O}_3) = -595.7 \text{ kJ/mol}$, 即 $\Delta G_0(\text{Al}_2\text{O}_3) < \Delta G_0(\text{Mn}_2\text{O}_3) < \Delta G_0(\text{Fe}_2\text{O}_3)$ 。氧化膜形成初期, Al、Mn、Fe三种元素都可以充分与O元素接触生成氧化膜, O的扩散速率降低, 此时Al和Mn易发生氧化产生Al₂O₃与Mn₂O₃氧化膜。随着氧化的进行, 生长完整的氧化膜覆盖于合金表层, 阻碍了外部气氛中的O原子向基体内部扩散, 氧化膜与基体界面处的氧分压极低, 只有Al可以发生氧化^[22]。采用拉曼光谱进一步判断合金表面氧化物的类型, 结果如图5b所示。可以看出, 404.1 cm⁻¹、473.5 cm⁻¹、697.4 cm⁻¹、1300.0 cm⁻¹处光谱峰代表物质为Fe₂O₃, 313.7 cm⁻¹、640.5 cm⁻¹处光谱峰代表物质为Al₂O₃。随着Mn含量的增加, 合金氧化表面无新物质生成, 这与XRD结果一致。

图6所示为Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金的氧化表面形貌, 表3所示为对应区域的EDS分析。由图6可以看出, 合金表面均有氧化物颗粒存在, 在Mn含量为10%和15%时, 合金氧化表面有许多胞状突起, 在胞状表层含有许多颗粒状氧化物, 谱图1小颗粒处O元素和Fe元素

含量较高, 同时含有微量Mn元素, 结合物相及拉曼分析判断该处氧化物为Fe₂O₃和Mn₂O₃。随着Mn含量的增加, 表面胞状氧化物逐渐减少, 同时颗粒状氧化物也减少, 氧化表面趋于平缓, 谱图2处存在较高含量的O元素和Mn元素, 结合物相分析推测其为Mn₂O₃。氧化膜与基体界面在氧化后期阶段氧分压极低, 由热力学计算可知, Mn会先于Fe发生氧化, 生成的Mn₂O₃氧化膜阻碍了O与合金基体直接接触, 进而降低氧化速率。此外, 由于Mn扩散到合金表面会使得合金内部产生大量空位, 这促进了合金内部Al元素发生内扩散, 使得合金表面生成了更多致密的Al₂O₃薄膜, 提高了合金的抗氧化性能^[23]。

对具有代表性的Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金氧化截面进行分析, 结果如图7所示。表4为对应Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金氧化截面EDS分析。由图7可看出, 合金氧化后表面氧化膜分为两层。结合谱图1和3以及氧化后合金表面物相分析可知, 外氧化层主要为Fe₂O₃和部分Mn₂O₃的混合物, 该层氧化物比较疏松, 主要是因为高温氧化过程中C原子与O原子结合形成CO₂导致合金脱碳形成空隙^[24]。由谱图2和4结合氧化后合金表面物相分析可知, 内氧化层为大量Al₂O₃和部分Mn₂O₃的混合物, 并且该层氧化物比较致密。氧化过程中, 炉

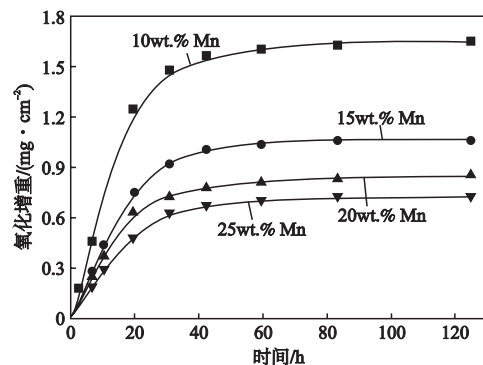
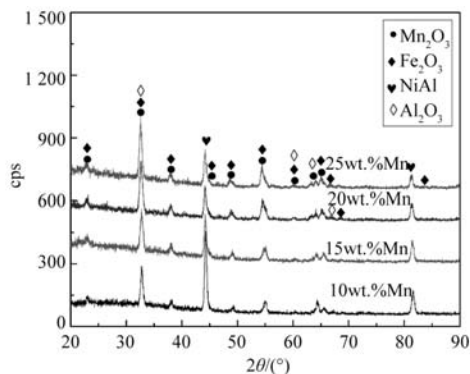
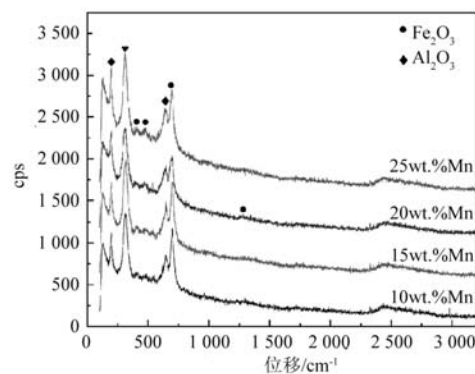


图4 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金氧化增重曲线

Fig. 4 Oxidation weight gain curves of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys



(a) XRD衍射谱图



(b) Raman谱图

图5 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金氧化表面物相

Fig. 5 XRD and Raman spectra analyses of oxidation surfaces of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys

内气体与氧化膜、氧化膜与基体的界面之间存在着化学位浓度差,初期先形成较薄的氧化膜,氧化后期主要由扩散控制,试样内金属原子向外扩散,金属表层O原子向金属内扩散,Al原子与O原子结合形成致密的 Al_2O_3 ,形成内氧化膜。与此同时,Fe与Mn向外扩散,并与O结合生成 Fe_2O_3 与 Mn_2O_3 ^[25-26]。随着Mn含量的增加,合金氧化膜均逐渐变薄,当Mn含量为25%时,合金氧化膜厚度达到最小,较Mn含量为10%时降低了约102.7%,这与氧化曲线结果一致。

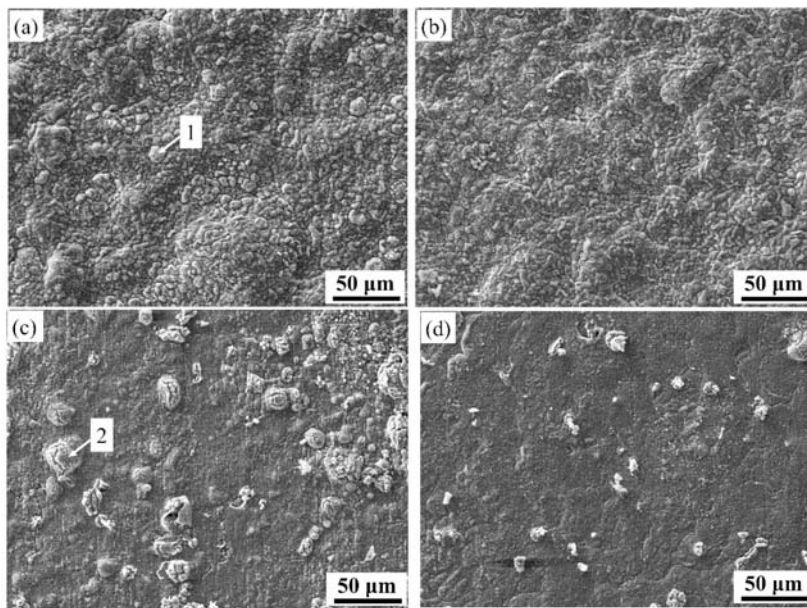
对Fe-20Mn-9Al-8Ni-C合金外氧化层及内氧化层进行面扫描分析,结果如图8所示。O元素和Mn元素较均匀地分布在氧化膜外层区域,氧化膜外层区域Fe元素含量较高,氧化膜内层处Al元素含量较高,结合合金氧化后表面物相可得出外层氧化膜主要为 Fe_2O_3 ,内层氧化膜主要为 Al_2O_3 。在该合金体系中, Al_2O_3 的形

表3 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金氧化表面EDS分析
Table 3 EDS analysis of the oxidation surfaces of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys

谱图	O	Fe	Mn	Al	$w_B/\%$
1	36.00	58.10	5.90		
2	33.94	44.81	13.80	7.44	

表4 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金氧化截面EDS分析
Table 4 EDS analysis of the oxidation cross-sections of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys

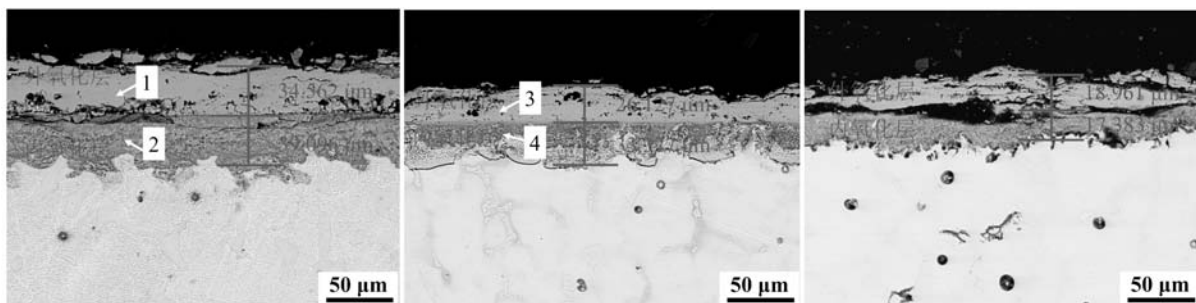
谱图	O	Fe	Mn	Al	Ni	$w_B/\%$
1	29.82	62.99	7.15			
2	31.54	42.93	12.08	13.45		
3	28.59	62.85	8.57			
4	32.47	28.35	14.60	14.33	10.25	



(a) 10% Mn; (b) 15% Mn; (c) 20% Mn; (d) 25% Mn

图6 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金氧化表面形貌

Fig. 6 SEM morphologies of the oxidation surfaces of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys



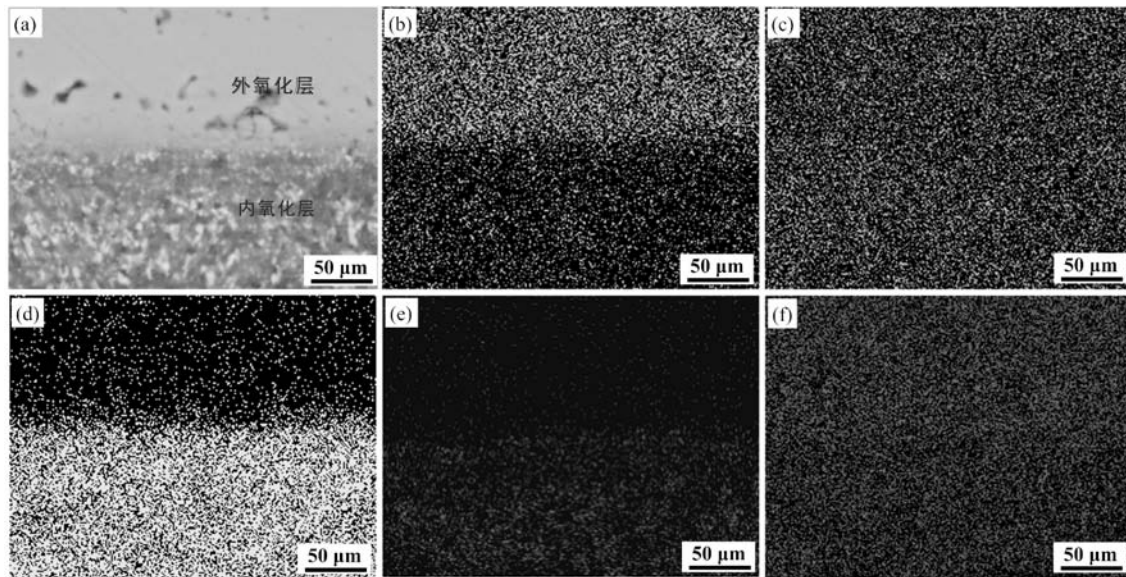
(a) 10% Mn

(b) 20% Mn

(c) 25% Mn

图7 Fe-xMn-9Al-8Ni-1C合金氧化截面

Fig. 7 Micrographs of the oxidation cross-sections of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys



(a) 微观组织; (b) Fe; (c) Mn; (d) Al; (e) Ni; (f) O

图8 Fe-20Mn-9Al-8Ni-1C合金氧化截面合金元素分布

Fig. 8 Alloy element distributions of the oxidation cross-sections of Fe-20Mn-9Al-8Ni-1C alloys

成焓最低,说明在氧化过程中,O元素由试样表面向内扩散,Al元素由内向外扩散与O元素结合形成富 Al_2O_3 区域,从而阻止了O原子的扩散。氧化膜内层中有部分白色颗粒存在,分析发现该白色颗粒处Ni元素含量较高,由于 $\Delta G_0(\text{NiO}) = -0.2 \text{ kJ/mol}$,因此存在极少量的Ni元素在内氧化层发生氧化。

3 结论

(1) Fe- x Mn-9Al-8Ni-1C合金($x=10, 15, 20, 25$,质量分数%)主要由奥氏体相、NiAl化合物相及 κ -碳化物相($\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}_x$ 组成,随着Mn含量的增加,奥氏体相含量增多,NiAl化合物相含量减少,且奥氏体

相衍射峰向低角度方向偏移。

(2) Fe- x Mn-9Al-8Ni-1C合金硬度值随着Mn含量的增加有所降低。当Mn含量为10%时,硬度值最大,为HRC 40.7;Mn含量为25%时,合金硬度值最小,为HRC 34.57,相较于硬度最大值,Mn含量为25%时,合金硬度值降低了17.8%。

(3) 随着Mn含量的增加,合金的抗氧化性能提高,合金表面形成的氧化膜分为两层,外氧化层为 Fe_2O_3 和少量 Mn_2O_3 ,内氧化层为 Al_2O_3 与 Mn_2O_3 。相较于Mn含量为10%的合金,Mn含量为25%时,氧化增重降低了127.8%,氧化膜厚度降低了102.7%。

参考文献:

- [1] 王文革. 金属材料在汽车轻量化中的应用[J]. 世界有色金属, 2021(4): 205-206.
- [2] SUH D W, KIM N J. Low-density steel[J]. Scripta Materialia, 2013, 68(6): 337-338.
- [3] 朴东学, 齐笑冰, 李慧玉, 等. 轻量化汽车用金属材料的现状及展望[J]. 铸造, 1999(7): 54-56.
- [4] 马涛, 李慧蓉, 高建新, 等. Fe-Mn-Al-C低密度钢强化机制与拉伸性能研究进展及Nb微合金化展望[J]. 材料导报, 2020, 34(23): 23154-23164.
- [5] 范泽熙, 杨涛涛. 重载车用特种低合金钢的铌钛微合金化技术研究与应用现状[J]. 铸造, 2021, 70(1): 62-67.
- [6] LI Kang, HAO Yuan, LI Huaying, et al. Enhanced mechanical properties of Fe-Mn-Al-C low density steel via aging treatment[J]. Frontiers in Materials, 2021, 8: 680776.
- [7] 张菽浪. Fe-Mn-Al-C低密度钢的现状[J]. 特钢技术, 2019, 25(4): 55.
- [8] HAM J L, CAIRNS J R E. Manganese joins aluminum to give strong stainless[J]. Prod.Eng., 1958, 29(52): 51-52.
- [9] CHEN Zhuo, LIU Mingxiang, ZHANG Jiankang, et al. Effect of annealing treatment on microstructures and properties of austenite-based Fe-28Mn-9Al-0.8C lightweight steel with addition of Cu[J]. China Foundry, 2021, 18(3): 207-216.
- [10] CHARLES J, BERGHEZAN A, LUTTS A. Structure and mechanical properties of high-alloy manganese-aluminum steels for cryogenic applications[J]. Le Journal De Physique Colloques, 1982, 43(C4): 435-435.

- [11] BAI Yaping, LI Meng, CHENG Chao, et al. Study on microstructure and in situ tensile deformation behavior of Fe-25Mn-xAl-8Ni-C alloy prepared by vacuum arc melting [J]. *Metals-Open Access Metallurgy Journal*, 2021, 11 (5): 814.
- [12] PARK K T. Tensile deformation of low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels at ambient temperature [J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68 (6): 375-379.
- [13] 王凤权, 孙挺, 王毛球, 等. Fe-Mn-Al-C系奥氏体基低密度钢的研究进展 [J]. *钢铁*, 2021, 56 (6): 89-102.
- [14] WANG Xintian, WU Huibin, GU Yang, et al. Tensile deformation behavior of nickel-free high-manganese austenitic cryogenic-temperature steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2021: 1-9.
- [15] PARK Sungwon, PARK Junyoung, CHO Kyongmox, et al. Effect of Mn and C on age hardening of Fe-Mn-Al-C lightweight steels [J]. *Metals and Materials International*, 2018, 25: 683-696.
- [16] 宋仁伯, 霍巍丰, 周乃鹏, 等. Fe-Mn-Al-C系中锰钢的研究现状与发展前景 [J]. *工程科学学报*, 2020, 42 (7): 814-828.
- [17] 王文芳, 潘红波, 赵淮北, 等. 合金元素对热轧中锰钢组织及力学性能的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2021, 42 (4): 81-86.
- [18] YANG W S, WAN C M. High temperature studies of Fe-Mn-Al-C alloys with different manganese concentrations in air and nitrogen [J]. *Journal of Materials Science*, 1989, 24 (10): 3497-3503.
- [19] BRADY M P, YAMAMOTO Y, SANTELLA M L, et al. Composition, microstructure, and water vapor effects on internal/external oxidation of alumina-forming austenitic stainless steels [J]. *Oxidation of Metals*, 2009, 72 (5-6): 311-333.
- [20] 马涛, 李慧蓉, 高建新, 等. 合金元素及时效处理对Fe-Mn-Al-C低密度钢中 κ -碳化物的影响特性综述 [J]. *材料导报*, 2020, 34 (11): 11153-11161.
- [21] ROBINO C V. Representation of mixed reactive gases on free energy (Ellingham-Richardson) diagrams [J]. *Metallurgical&Materials Transactions B*, 1996, 27 (1): 65-69.
- [22] 韩朝, 刘咏, 王岩, 等. Ni-Cr-Al-Fe基铸态合金的高温氧化行为 [J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2011, 16 (6): 806-814.
- [23] 王新建, 朱雪梅, 张彦生, 等. Fe-Mn-Al与Fe-Mn奥氏体合金的高温氧化性能与组织结构 [J]. *大连铁道学院学报*, 2004 (1): 69-73.
- [24] 刘江南, 韩志礼. Fe-Mn-Al-C合金的高温氧化行为 [J]. *钢铁研究学报*, 1993, 5 (4): 51-57.
- [25] GUO Qiaoqin, YANG Zhong, TAO Dong, et al. Effects of vermicular graphite rate on the oxidation resistance and mechanical properties of vermicular graphite iron [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 765 (10): 213-220.
- [26] 杨丽, 侯雅青, 乔越, 等. 基于热力学计算的水工况对耐热钢高温氧化行为影响 [J]. *金属功能材料*, 2021, 28 (2): 29-36.

Effect of Mn Content on Microstructures and Oxidation Behavior of Fe-xMn-9Al-8Ni-1C Alloys

LEI Na-qing¹, BAI Ya-ping¹, CHENG Chao^{1,2}, LI Jian-ping¹, YANG Zhong¹

(1. School of Materials and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, Shaanxi, China; 2. Northwest Industrial Group Co., Ltd., Xi'an 710043, Shaanxi, China)

Abstract:

Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys ($x=10, 15, 20, 25$ wt%) were prepared by vacuum arc melting. The phase, microstructures, mechanical properties and oxidation behavior of the alloys at 600 °C were investigated. The results showed that the alloys mainly contained austenite phase, NiAl compound and κ -carbide phase. With the increase of Mn content, the austenite phase increased and the NiAl phase decreased. Meanwhile, the plasticity of the alloys increased and the hardness decreased with the increase of the Mn content. When the Mn content was 10%, the maximum hardness value was HRC 40.7. The oxidation behavior test results showed that the oxidation resistance of the alloys increased with the increase of the Mn content. The oxide is divided into two layers, the outer layer is composed of Fe_2O_3 and a small amount of Mn_2O_3 , and the inner layer is mainly Al_2O_3 and Mn_2O_3 . Compared with the alloys with Mn content of 10%, the oxidation properties of the alloys with Mn content of 25% were greatly improved, the oxidation weight gain reduced by 127.8%, and the oxide film thickness reduced by 102.7%.

Key words:

Fe-xMn-9Al-8Ni-1C alloys; microstructures; hardness; oxidation resistance