

HP40Nb 钢热浸镀 Al-Si 高温氧化行为及组织研究

Microstructure and Oxidation Resistance Behavior of Hot Dip Aluminized Coating on HP40Nb Steel

钱庆生¹, 李海^{1,3}, 王芝秀^{1,2,3}, 王秀丽¹, 史志欣¹

(1 常州大学 材料科学与工程学院, 江苏 常州 213164;

2 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

3 常州大学 先进金属材料常州市重点实验室, 江苏 常州 213164)

QIAN Qing-sheng¹, LI Hai^{1,3}, WANG Zhi-xiu^{1,2,3}, WANG Xiu-li¹, SHI Zhi-xin¹

(1 School of Materials Science and Engineering, Changzhou University,

Changzhou 213164, Jiangsu, China; 2 School of Materials Science and

Engineering, Center South University, Changsha 410083, China;

3 Key Laboratory of Advanced Metal Materials of Changzhou City,

Changzhou University, Changzhou 213164, Jiangsu, China)

摘要: 为提高高温抗氧化性能, 对 HP40Nb 钢进行了热浸镀 Al-10% (质量分数) Si, 并进行不同温度扩散处理, 研究了不同扩散处理试样在 1000℃ 条件下的高温氧化行为, 通过 SEM, EDS 和 XRD 分析了经不同扩散处理后的渗层在高温氧化过程中的组织结构变化。结果表明: 经 800℃/4h 扩散处理, 渗层由内层 (NiAl+Cr₃Si)、中间层 (Fe₂Al₅+少量 Ni₂Al₃) 和外层 (FeAl₃) 组成; 经 900℃/4h 扩散处理, 渗层由内层 (NiAl+Cr₃Si) 和外层 (Fe₂Al₅+少量 Ni₂Al₃) 组成; 经 1000℃/4h 扩散处理渗层由内层 (α +Ni₃Al, NiAl+Cr₃Si) 和外层 (Fe₂Al₅+Ni₂Al₃) 组成。不同扩散工艺处理试样经高温氧化 360h 后渗层均由外层 (NiAl+Cr₃Si) 和内层 (σ , α +Ni₃Al) 组成; 经 1000℃/4h 扩散处理试样高温氧化性能最好, 其氧化增重速率仅为未浸镀试样的 13%。氧化过程中, 渗层表面经扩散处理生成的 α -Al₂O₃ 能显著提高钢的高温抗氧化性能。扩散温度越高, α -Al₂O₃ 越完整, 致密抗高温氧化性能越好; 渗层中 σ 相能阻碍铝原子的内扩散, 从而保证了氧化过程中渗层表面生成 α -Al₂O₃ 所需铝含量, 除表面的 α -Al₂O₃ 外, 渗层中的 NiAl, Cr₃Si 相也起到了抗氧化作用。

关键词: HP40Nb; 热浸镀铝; 高温抗氧化性; α -Al₂O₃

中图分类号: TG171 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2011)08-0052-06

Abstract: In order to improve the high temperature oxidation resistance of HP40Nb steel, experiments of hot-dipped and different diffusion treatments were carried out. The oxidation resistance behavior of the diffusion treatments specimens were studied at 1000℃. The effect of diffusion treatment on hot dip aluminizing steel microstructure and oxidation resistance behavior at high temperature was studied by means of SEM, EDS and XRD. The results showed that the specimens after diffusion at 800℃ for 4h, the coating consisted of inner layer (NiAl+Cr₃Si), intermediate layer (Fe₂Al₅+small amount Ni₂Al₃) and outer layer (FeAl₃). After diffusion at 900℃ for 4h, the coating consisted of inner layer (NiAl+Cr₃Si) and outer layer (Fe₂Al₅+small amount Ni₂Al₃). After diffusion at 1000℃ for 4h, the coating consisted of inner layer (α +Ni₃Al, NiAl+Cr₃Si) and outer layer (Fe₂Al₅+Ni₂Al₃). After the cyclic oxidation test at 1000℃ for 360h, the coating consisted of outer layer (NiAl+Cr₃Si) and inner layer (σ , α +Ni₃Al). The oxidation resistance of the specimen which was diffused at 1000℃ for 4h was best, and the rate of mass gain is 13% of the uncoated aluminum layer specimen. It obviously increased the high temperature oxidation resistance behavior owe much to α -Al₂O₃ scales on the surface of HP40Nb steel during high temperature oxidation process. Moreover, the oxidation resistance of the aluminized coating increased with increasing the diffusion temperature. The presence of σ phase in the coating retarded the inward diffusion of Al in the coating, therefore the coating layer which was grad-

ually consumed due to acting as an aluminum source formed a protective $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ at the coating surface after oxidation. The intermetallic compound NiAl and Cr_3Si really played an important role of high temperature oxidation resistance except $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ scale.

Key words: HP40Nb; hot dipped aluminizing; oxidation resistance at high temperature; $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$

随着乙烯裂解技术的发展,对裂解炉管的高温抗氧化性能、抗渗碳性能和抗结焦等能力提出了更高的要求。在烃类热裂解时,大多数金属对焦的形成都有催化效应,催化结焦速率按下列顺序递减: $\text{Ni} > \text{Fe} > \text{Zn} > \text{Cu} > \text{Ti} > \text{Cr} > \text{Al}_2\text{O}_3 > \text{Si} > \text{石英}^{[1]}$ 。当前使用的 HP40 系列钢较高的 Ni 含量会催化焦的形成,除焦过程中不均匀燃烧会导致炉管局部过热,引起热疲劳,同时还会出现严重的渗碳腐蚀现象^[2]。渗碳会导致炉管性能恶化,使炉管脆化、断裂。研究表明,在炉管内壁形成致密稳定的氧化物薄膜可提高材料的高温抗氧化性能和抗渗碳结焦性能^[3]。目前使用的 HP40 系列钢其抗氧化抗渗碳结焦能力主要依赖于 Cr_2O_3 氧化膜的形成。但 Cr_2O_3 膜与基体之间热膨胀系数相差较大,塑性差,易剥落,同时在高温下 Cr_2O_3 易挥发使氧化膜变薄。Al, Si 元素对焦的催化效率最低,且是耐热钢中重要的抗渗碳元素^[4-6],且 Al 元素能在耐热钢表面形成较 Cr_2O_3 稳定抗氧化性能优越的 Al_2O_3 保护膜。Si 元素除了能提高合金的抗结焦渗碳能力外,在热浸镀过程中还能控制合金层厚度^[7-9]以及提高镀铝层抗热腐蚀能力^[10]。当前提高 HP40 系列合金的高温性能主要是通过气相沉积在其表面制备 Al_2O_3 膜^[11]或在其合金成分中添加一定量的 Al^[1]等方法来改善,通过热浸镀的方法来改善其性能的报道较少。

本实验以 HP40Nb 耐热钢为基体,对其进行热浸镀 Al-Si 处理,改善其高温抗氧化性能。通过 SEM, EDS 和 XRD 分析了经扩散处理后,渗层高温氧化过程中的组织结构变化,研究了经扩散处理后钢的高温氧化行为,扩散处理提高 HP40Nb 钢高温抗氧化性的机理以及组织的演变过程。

1 实验材料和方法

实验基体材料为 HP40Nb 耐热钢,其成分(质量分数/%,下同)为 0.37~0.43 C, 24~28 Cr, 34~37 Ni, <1.5 Mn, 1.5~2.0 Si, 1.0~2.0 Nb。将 3% 的铬酐水溶液钝化处理的尺寸为 20mm×8mm×4mm 试样在 730℃ 的 Al-10%Si 中浸镀 10min。热浸镀处理试样经 800, 900, 1000℃/4h 扩散处理后进行 1000℃ 高温氧化。用 S-3400 型扫描电镜及能谱进行组织观察和微区成分分析,通过 D/max 2500 PC 型

XRD 进行物相鉴定。

2 实验结果和分析

2.1 热浸镀铝层组织

图 1 为 730℃/10min 热浸镀 Al-10%Si 试样显微组织。镀层由外层和厚约 10 μm 内层组成。内层 EDS 结果 Al : Si : Cr : Fe : Ni = 59.0 : 10.7 : 11.0 : 15.7 : 3.6, 其中 Al, Si 质量比低于外层,说明 Si 原子在内层中富集。热浸镀初期,镀液中的 Al, Si 原子向基体中固溶,基体中的合金元素向镀液中溶解,根据 Fe-Al 相图,其界面优先形成 FeAl_3 , 随着时间推移,基体中的合金原子持续向 FeAl_3 中溶解,使 FeAl_3 向 Fe_2Al_5 转变^[12],同时由于 Fe_2Al_5 在 C 轴方向出现的空位最多,使得内层沿此方向选择性生长。由于内层中 Si 原子含量较多,由此可推断 Si 占据了晶格中的空位,堵塞了 Al 原子及基体中合金原子的扩散通道并形成 $(\text{Fe}+\text{Cr}+\text{Ni})_2(\text{Al}+\text{Si})_5$, 从而阻碍了合金层的生长^[13]。外层在冷却过程中发生共晶反应,组织为 $\alpha\text{-Al} + \text{共晶 Si}$ 。

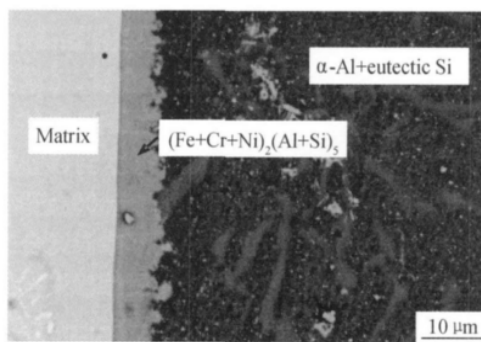


图 1 HP40Nb 钢热浸镀 Al-10%Si 显微组织

Fig. 1 Microstructure of HP40Nb steel hot-dipped Al-10%Si

2.2 扩散处理渗铝层组织

图 2 为热浸镀 Al-10%Si 试样经不同温度扩散处理后渗层组织。图 2(a) 为 800℃/4h 扩散渗层组织,渗层由内层、中间层和外层组成。通过 EDS 和 XRD (见图 3) 分析,内层由 $\text{NiAl}(\text{Al} : \text{Si} : \text{Cr} : \text{Fe} : \text{Ni} = 27.0 : 4.7 : 16.8 : 26.2 : 25.3)$ + 白色粒状物 $\text{Cr}_3\text{Si}(\text{Si} : \text{Cr} : \text{Fe} = 15.6 : 78.3 : 6.1)$ 组成,且内层与中间

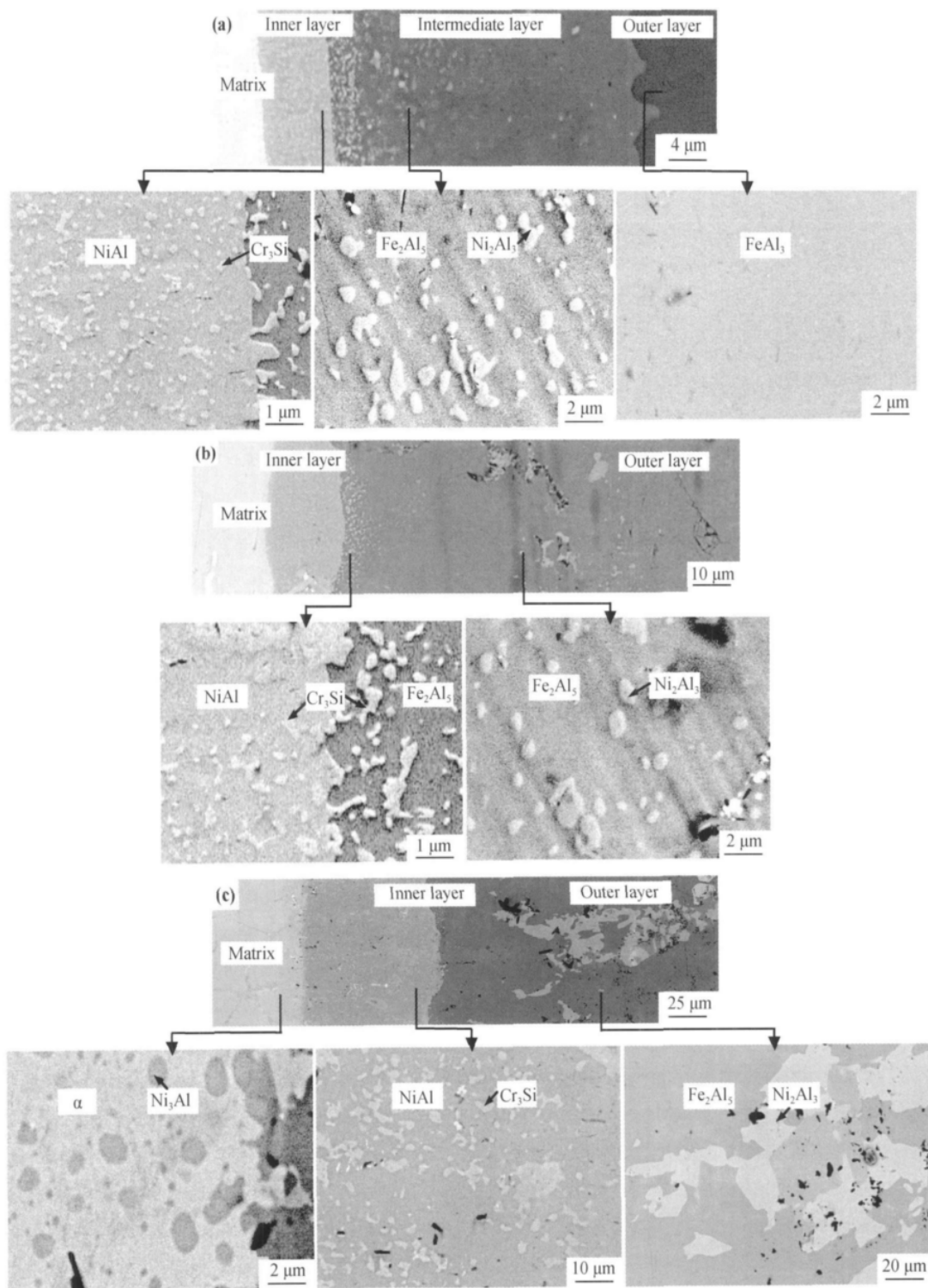


图 2 不同扩散工艺处理后渗层组织 (a)800℃/4h;(b)900℃/4h;(c)1000℃/4h

Fig. 2 The cross-section microstructure of the aluminide layer after 4h diffusion procedures at 800℃ (a), 900℃ (b) and 1000℃ (c)

层交界处也出现大量粒状 Cr_3Si 相。中间层铝含量较内层升高, 主要由 Fe_2Al_5 ($\text{Al}:\text{Si}:\text{Cr}:\text{Fe}:\text{Ni}=52.9:6.3:11.0:19.0:10.8$) + 白色块状 Ni_2Al_3 ($\text{Al}:\text{Si}:\text{Cr}:\text{Fe}:\text{Ni}=42.8:2.7:3.2:6.2:45.1$) 组成。外层成分 $\text{Al}:\text{Si}:\text{Cr}:\text{Fe}:\text{Ni}=74.4:$

$5.0:7.0:9.9:3.7$, 物相为 FeAl_3 。

与 800℃/4h 扩散处理相比, 试样经 900℃/4h 扩散后渗层仅由内层和外层组成, 如图 2(b)。但内层厚度增加, 而内层成分接近 $\text{Al}:\text{Si}:\text{Cr}:\text{Fe}:\text{Ni}=26.1:5.3:18.9:26.6:23.1$, 物相均为 NiAl 。外

层成分与 800℃/4h 扩散处理渗层中间层接近, Al : Si : Cr : Fe : Ni = 52.0 : 6.3 : 11.4 : 17.9 : 12.5, 物相为 Fe_2Al_5 , 且渗层中均出现了 Cr_3Si 相和 Ni_2Al_3 。

图 2(c) 为 1000℃/4h 扩散渗层组织。可以看出渗层内层较前两种扩散处理进一步增厚, 成分为 Al : Si : Cr : Fe : Ni = 32.6 : 4.0 : 8.8 : 28.9 : 25.8, 物相为 NiAl , 其中包含的白色颗粒为 Cr_3Si 相。在内层与基体交界处生成约 10 μm 的 α 相区, EDS 结果 Al : Si : Cr : Fe : Ni = 1.5 : 4.1 : 31.3 : 51.2 : 11.9。 α 相中有圆形颗粒物析出, 成分 Al : Si : Cr : Fe : Ni = 19.2 : 1.2 : 4.3 : 17.5 : 57.8, 为 Ni_3Al 相。外层出现白色块状物, EDS 结果为 Al : Si : Fe : Ni = 38.2 : 3.7 : 1.7 : 56.4, 为 Ni_2Al_3 相, 外层基体成分与 900℃/4h 扩散接近 Al : Si : Cr : Fe : Ni = 49.5 : 4.7 : 12.5 : 21.6 : 11.6, 物相相同均为 Fe_2Al_5 。

根据文献[14,15]可知, 在 700~900℃ 范围内, 渗层中 Al 活度高, 渗层的生长速率主要依靠 Al 原子的扩散; 在 950~1050℃ 范围内为低活度 Al, 渗层的生长速率主要依靠基体中合金原子的扩散。故经 800℃/4h 及 900℃/4h 扩散处理渗层中只出现少量的 Ni_2Al_3 , 而 1000℃/4h 扩散处理渗层中出现大块的 Ni_2Al_3 。HP40Nb 钢中 Ni 为奥氏体稳定元素, 当扩散温度达到 1000℃ 时, 铝的活度降低, 渗层的生长主要依赖于基体中合金元素向外扩散, 随着 Ni 元素不断向外扩散, 使得 γ 相稳定性降低转变为 α 相。

如图 3 所示, 经不同扩散工艺处理渗层表面生成不同类型的 Al_2O_3 保护膜。800℃/4h 扩散处理, 渗层表面生成了 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$, 900℃/4h 扩散处理, 渗层表面生成了 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 1000℃/4h 扩散处理, 渗层表面生成单一相 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。

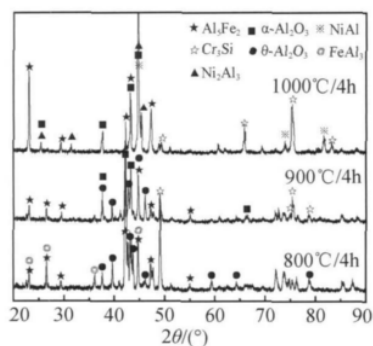


图 3 不同扩散工艺处理试样 XRD 结果

Fig. 3 XRD patterns of the HP40Nb steel after three diffusion treatments

2.3 高温氧化性能

图 4 为扩散渗铝试样与未浸镀试样 1000℃ 高温氧化动力学曲线。可见经 1000℃/4h 扩散处理试样氧化增重量最小, 并且氧化增重随着扩散温度的升高而下降即扩散温度越高, 渗层最终的高温抗氧化性能越好。研究表明, 高温下 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的生长主要依赖于 Al 原子的向外扩散, 主要是因为 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 疏松且存在面缺陷^[16,17], 为 Al 原子向外扩散提供了短路通道, 使得渗层内 Al 原子快速向表面扩散导致氧化初期氧化增重量很大。当 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 完全转变为连续致密稳定的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 后将会阻碍 Al 原子向外扩散和 O 原子向内扩散, 使氧化速率降低从而提高抗氧化性能。800℃/4h 扩散处理试样 360h 内平均氧化速率为 $0.0194\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$, 但试样经氧化 48h 后表面 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 转变为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 抗氧化性能明显提升, 48~360h 时间段内平均氧化增重速率为 $0.0037\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ 。经 900℃/4h 扩散处理, 由于表面生成了一定量的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 具有一定的抗高温氧化能力, 氧化初期氧化增重量较小, 360h 内平均氧化速率为 $0.0047\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$, 而经 1000℃/4h 扩散处理试样渗层表面生成单一的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 氧化过程中平均氧化速率仅为 $0.0029\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ 。而未浸镀钢 360h 内平均氧化增重速率高达 $0.0213\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ 。

未浸镀 HP40Nb 钢 1000℃ 氧化, 其表面氧化膜以 Cr_2O_3 为主, 氧化初期, 试样表面还未形成完整连续的氧化膜, O 原子穿过不连续的氧化膜与基体内向表层扩散的金属原子反应, 故氧化增重较快。由于氧化温度为 1000℃, Cr_2O_3 蒸汽压高易挥发, 使氧化膜变薄, 使得 O 原子容易扩散到基体中。高温氧化过程中, 随着表面 Cr_2O_3 蒸发基体中 Cr 原子不断向表面扩散与 O 原子反应, 使氧化增重量逐渐增大。

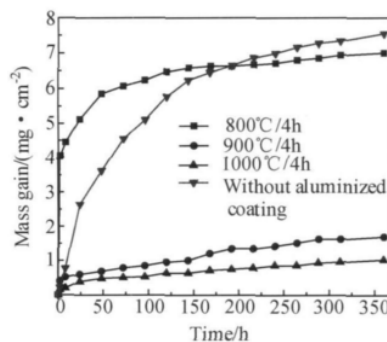


图 4 扩散渗铝试样与未浸镀试样 1000℃ 氧化动力学曲线

Fig. 4 Oxidation kinetics curves of the specimens with three diffusion treatments and without aluminide coating specimens

2.4 高温氧化渗铝层组织

1000℃/4h 扩散处理试样经 1000℃, 360h 氧化, 通过扩散渗层完全覆盖住基体合金。渗层形成主要依赖 Ni, Fe 等基体合金元素向外扩散以及 Al 元素向内扩散。360h 高温氧化后渗层组织均匀, 包括内层和外层, 如图 5 所示。EDS 结合 XRD(图 6)对渗层分析得知内层物相为 σ , α 和 Ni_3Al 相, 外层物相为 NiAl 相和 Cr_3Si 相。

渗层外层由 $\text{NiAl}(\text{Al}:\text{Si}:\text{Cr}:\text{Fe}:\text{Ni}=31.3:2.2:4.0:30.9:31.6)+\text{白色粒状 } \text{Cr}_3\text{Si}(\text{Al}:\text{Cr}:\text{Si}:\text{Fe}=0.7:15.3:78.1:5)$ 组成。经长时间的高温氧化, Ni 元素持续向外扩散, α 相区从扩散处理时 $10\mu\text{m}$ 增厚至约 $40\mu\text{m}$, 如图 5 所示, 其成分为 $\text{Al}:\text{Si}:\text{Cr}:\text{Fe}:\text{Ni}=2.1:3.2:30.3:49.5:14.8$, 与

图 2(c)中 α 相成分相近。HP40Nb 中 Si 含量不超过 2%, 否则会促进 σ 相析出, 降低合金持久寿命。在 α 相与外层之间, 由于 Ni 含量降低, Cr 和 Si 含量升高, 导致 σ 相从 α 相中析出^[18-20], σ 相成分 $\text{Al}:\text{Si}:\text{Cr}:\text{Fe}:\text{Ni}=0.7:4.9:42.9:43.6:7.9$, 其中 Cr 含量超过 40%, 远远超出基体合金中 Cr 含量。内层中 Al 含量与外层相比非常低, 主要因为 σ 相能有效阻止 Al 原子内扩散^[21]。从图 5 中可以看出内层与外层之间产生了很多微裂纹, 这主要是因为 σ 相是硬脆相, 在高温循环氧化过程中, 产生热应力, 且 σ 相与 NiAl 相热膨胀系数差异很大导致裂纹萌生。在 α 相中有颗粒物析出, 成分为 $\text{Al}:\text{Si}:\text{Cr}:\text{Fe}:\text{Ni}=18.7:1.3:4.1:18.0:57.8$, 由于 Al 在 α 相中扩散速率比在 γ 相中快, 增加了铝化物在 α 相中的形核率, 在内层形

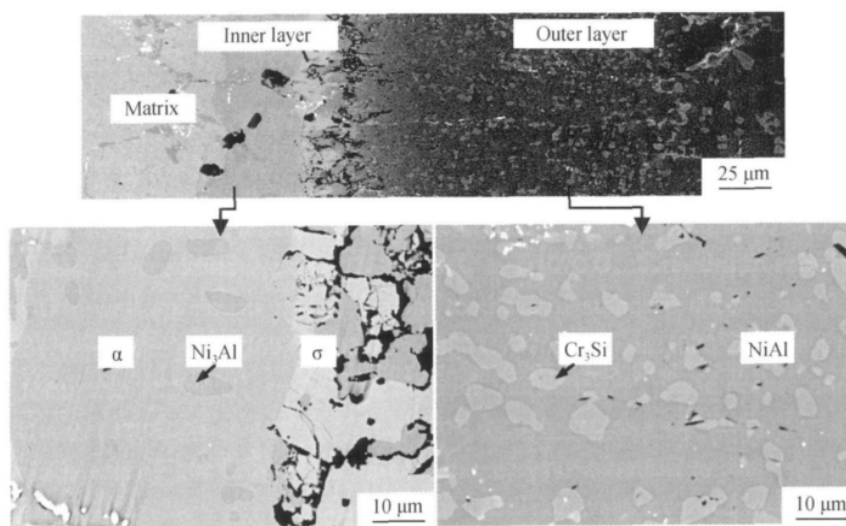


图 5 1000℃/4h 扩散处理试样经 1000℃, 360h 氧化后渗铝层组织

Fig. 5 The microstructure of the aluminide layer of the specimen with 1000℃/4h diffusion treatment after the cyclic oxidation test at 1000℃ for 360h

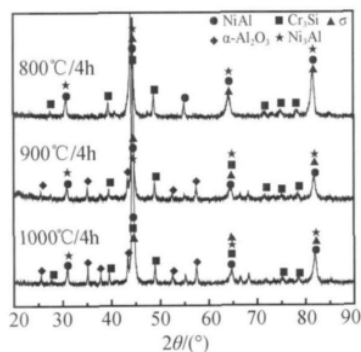


图 6 不同扩散工艺处理试样 1000℃, 360h 氧化后 XRD 结果

Fig. 6 X-ray diffraction patterns of the specimens with three diffusion treatments after the cyclic oxidation test at 1000℃ for 360h

成了 $\alpha+\text{Ni}_3\text{Al}$ 二元相区。

高温氧化过程中, 渗层中 Al 元素的损耗包括 Al 的内扩散和表面形成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 保护膜。由于 σ 相有效阻止 Al 原子向内扩散, 使得渗层 Al 的消耗主要是表面形成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 从而保证了渗层抗高温氧化性能。NiAl 相为 CsCl 型体心立方晶系, 熔点为 1638℃, 具有优良的抗高温氧化性能, 其中均匀分布的 Cr_3Si 相具有高熔点、高温抗氧化性能和抗热腐蚀性能优异等特点, 对提高渗层的高温抗氧化性有重要作用。不同扩散工艺处理试样经 1000℃ 氧化 360h, 渗层物相组成相同, 说明温度是影响渗层物相的主要因素。

3 结论

(1) HP40Nb 钢经 730℃/10min 热浸镀 Al-10%Si

后,镀层由内层($(\text{Fe}+\text{Cr}+\text{Ni})_2(\text{Al}+\text{Si})_5$)和外层($\alpha\text{-Al}+\text{共晶 Si}$)组成;经 $800^\circ\text{C}/4\text{h}$ 扩散处理,渗层由内层($\text{NiAl}+\text{Cr}_3\text{Si}$),中间层(Fe_2Al_5 +少量 Ni_2Al_3)和外层(FeAl_3)组成;经 $900^\circ\text{C}/4\text{h}$ 扩散处理,渗层由内层($\text{NiAl}+\text{Cr}_3\text{Si}$)和外层(Fe_2Al_5 +少量 Ni_2Al_3)组成;经 $1000^\circ\text{C}/4\text{h}$ 扩散处理渗层由内层($\alpha+\text{Ni}_3\text{Al}$, $\text{NiAl}+\text{Cr}_3\text{Si}$)和外层(Fe_2Al_5 +少量 Ni_2Al_3)组成;不同扩散工艺处理试样经 1000°C 高温氧化后渗层均由外层($\text{NiAl}+\text{Cr}_3\text{Si}$)和内层(σ, α +少量 NiAl_3)组成。

(2) $800^\circ\text{C}/4\text{h}$ 扩散处理试样 360h 氧化过程中平均氧化速率为 $0.0194\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$, $900^\circ\text{C}/4\text{h}$ 扩散处理试样平均氧化速率为 $0.0047\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$, $1000^\circ\text{C}/4\text{h}$ 扩散处理试样平均氧化速率为 $0.0029\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$,均低于未浸镀钢平均氧化速率 $0.0213\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ 。

(3)随着扩散温度的升高,渗层表面 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 量越多,高温抗氧化性能越好。且高温氧化过程中生成的 NiAl 和 Cr_3Si 相也能提高渗层的高温抗氧化性能。

参考文献

- [1] 喇培清,曾丽,刘致远,等. Al 对 HP40 合金显微组织的影响[J]. 铸造,2008,57(5):487-490.
- [2] 李处森,杨院生,吴欣强. HP 耐热钢结焦、渗碳的原因分析[J]. 中国腐蚀与防护学报,2002,22(5):286-289.
- [3] 黄志荣. 乙烯裂解结焦机理及结焦抑制技术进展[J]. 江苏石油化工学院学报,2000,12(2):36-39.
- [4] BRIL U, KLWER J. Corrosion behavior of high silicon alloys in carbon-bearing and high sulfur atmosphere[J]. Materials at High Temperatures,1993,11(1-4):151-158.
- [5] KLWER J. High temperature corrosion behaviour of iron aluminides and iron-aluminium-chromium alloys[J]. Materials and Corrosion,1996,47(1-4):685-694.
- [6] KANE R H. Effects of silicon and oxidation potential on the carburization of centrifugally cast HK-40[J]. Corrosion,1981,37(4):187-199.
- [7] 刘连涛,孙勇. 镀液合金元素对钢镀铝界面组织的影响[J]. 金属热处理,2009,34(2):25-29.
- [8] 韩石磊,李华玲,王树茂,等. 不锈钢热浸镀铝中温度及合金元素对膜厚的影响[J]. 表面技术,2009,38(4):20-22.
- [9] HWANG S H, SONG J H, KIM Y S. Effects of carbon content of carbon steel on its dissolution into a molten aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A,2005,390(1-2):437-443.
- [10] WANG K L, CHEN F S, LEU G S. The aluminizing and Al-Si codeposition on AISI HP alloy and the evaluation of their carburizing resistance[J]. Materials Science and Engineering A,2003,357(1-2):27-38.
- [11] 黄志荣,孙启凤,罗小秋. HP40 钢表面 Al_2O_3 薄膜制备及抑制结焦性能研究[J]. 材料工程,2008,(2):18-22.
- [12] SHIGEAKI KOBAYASHI, TAKAO YAKOU. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment[J]. Materials Science and Engineering A,2002,338(1-2):44-53.
- [13] AN J, LIU Y B, ZHANG M Z, et al. Effect of Si on the interfacial bonding strength of Al-Pb alloy strips and hot-dip aluminized steel sheets by hot rolling[J]. Journal of Materials Processing Technology,2002,120(1-3):30-36.
- [14] STEIN-FECHNER K, KONYS J, WEDEMEYER O. Investigations on the transformation behavior of the intermetallic phase $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{Al}_5$ formed on MANETII steel by aluminizing[J]. Journal of Nuclear Materials,1997,249(1):33-38.
- [15] 李美栓. 金属的高温腐蚀[M]. 北京:冶金工业出版社,2001.
- [16] SCHUMANN E, YANG J C, RÜHLE M R, et al. High-resolution SIMS and analytical TEM evaluation of alumina scales on $\beta\text{-NiAl}$ containing Zr or Y[J]. Oxidation of Metals,1996,46(1-2):37-49.
- [17] PRESCOTT R, MITCHELL D F, GRAHAM M J, et al. Oxidation mechanisms of $\beta\text{-NiAl}+\text{Zr}$ determined by SIMS[J]. Corrosion Science,1995,37(9):1341-1364.
- [18] STALLYBRASS C, SAUTHOFF G. Ferritic Fe-Al-Ni-Cr alloys with coherent precipitates for high-temperature applications[J]. Materials Science and Engineering A,2004,387-389:985-990.
- [19] LECHERMANN F, FAHNLEA M, SANCHEZBJ M. First principles investigation of the Ni-Fe-Al system[J]. Intermetallics,2005,13(10):1096-1109.
- [20] WU X Q, JING H M, ZHENG Y G, et al. The eutectic carbides and creep rupture strength of 25Cr20Ni heat-resistant steel tubes centrifugally cast with different solidification conditions[J]. Materials Science and Engineering A,2000,293(1-2):252-260.
- [21] WANG C J, CHEN S M. Microstructure and cyclic oxidation behavior of hot dip aluminized coating on Ni-base superalloy Inconel 718[J]. Surface and Coating Technology,2006,201(7):3862-3866.

收稿日期:2010-11-16;修订日期:2011-04-14

作者简介:钱庆生(1986-),男,硕士研究生,从事不锈钢的腐蚀与防护研究,联系地址:江苏省常州市武进区滆湖路1号常州大学材料学院(213164),E-mail:qian116@126.com