

# 预镀镍层对一种 C-Mn-Si 高强钢 选择性氧化行为的影响

蒋光锐<sup>1,2</sup>, 王海全<sup>1,2</sup>, 刘广会<sup>1,2</sup>, 周建<sup>3</sup>, 滕华湘<sup>1,2</sup>

(1.首钢集团有限公司技术研究院, 北京 100043; 2.绿色可循环钢铁流程北京市重点实验室, 北京 100043; 3.首钢京唐联合钢铁有限责任公司, 河北 唐山 063200)

**摘要:** **目的** 抑制高强钢中合金元素在表面选择性氧化。**方法** 在一种 C-Mn-Si 体系高强钢表面预先电镀 100 nm 厚度的镍, 然后在镀锌模拟器上进行模拟退火处理。使用扫描电镜及其附属的 X 射线能谱仪观察分析了试样表面形貌和元素构成, 使用辉光放电光谱仪研究了样品退火后表面的元素深度分布, 使用 X 射线光电子能谱鉴定了样品退火后的表面化合物种类。**结果** 预镀镍样品退火后, 表面存在一层疏松的镍层, 少量颗粒状氧化物分布在镍层表面; 而未镀镍样品退火后, 则在表面晶界和晶粒中均出现颗粒分布的氧化物。延长退火时间会显著增加表面氧化物的数量, 降低表面镍含量。辉光放电光谱分析表明, 表面沉积的镍镀层能够抑制合金元素在表面的选择性氧化。退火 10 s 后, Mn 元素的表面富集量减少了 52%, Si 元素的表面富集量减少了 23%; 而退火 50 s 后, Mn 元素和 Si 元素的表面富集量均减少 42%。X 射线光电子能谱分析表明, 镀镍样品表面的氧化物以不定型氧化物为主, 而未镀镍样品表面的氧化物主要为晶态氧化物。**结论** 100 nm 厚度的预镀镍能够有效降低 Si 和 Mn 向外的扩散速率, 抑制 Si 和 Mn 元素在表面的富集程度, 改变表面选择性氧化产物的种类, 减少高强钢表面氧化物的数量。

**关键词:** 预镀镍; 镀锌; 高强钢; 选择性氧化; 扩散

中图分类号: TG142; TQ153 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2021)02-0304-06

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2021.02.032

## Influence of Prior Nickel Plating on Selective Oxidation Behavior of a C-Mn-Si High Strength Steel

JIANG Guang-rui<sup>1,2</sup>, WANG Hai-quan<sup>1,2</sup>, LIU Guang-hui<sup>1,2</sup>, ZHOU Jian<sup>3</sup>, TENG Hua-xiang<sup>1,2</sup>

(1.Shougang Technology Research Institute, Beijing 100043, China; 2.Beijing Key Laboratory of Green Recyclable Process for Iron & Steel Production Technology, Beijing 100043, China; 3.Shougang Jingtang Iron & Steel Co., Ltd, Tangshan 063200, China)

**ABSTRACT:** The study aims to suppress selective oxidation on the surface of an advanced high strength. A C-Mn-Si high-strength steel was electrodeposited with prior nickel plating with the thickness of 100 nm, and then annealed in a galvanizing

收稿日期: 2020-01-14; 修订日期: 2020-05-18

Received: 2020-01-14; Revised: 2020-05-18

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFB0306100)

Fund: Supported by National Key Research and Development Project (2017YFB0306100)

作者简介: 蒋光锐 (1982—), 男, 博士, 高级工程师, 主要研究方向为热浸镀技术。邮箱: guangrui82@qq.com

Biography: JIANG Guang-rui (1982—), Male, Doctor, Senior engineer, Research focus: hot-dip galvanizing technology. E-mail: guangrui82@qq.com

引文格式: 蒋光锐, 王海全, 刘广会, 等. 预镀镍层对一种 C-Mn-Si 高强钢选择性氧化行为的影响[J]. 表面技术, 2021, 50(2): 304-309.

JIANG Guang-rui, WANG Hai-quan, LIU Guang-hui, et al. Influence of prior nickel plating on selective oxidation behavior of a C-Mn-Si high strength steel[J]. Surface technology, 2021, 50(2): 304-309.

simulator. The surface morphology and elemental composition of the samples were studied using scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) attached, respectively. The element depth distribution in the surface layer of the samples was studied through a glow discharge spectrometer (GDS). X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) was used to identify the category of the compounds on the external surface. The annealed sample with prior-nickel plating could be found to have a loose nickel layer on the surface and some oxides could be observed on the nickel layer. For the annealed sample without prior-nickel plating, oxides could be found in the boundaries and in the grains. With annealing time prolonging, more oxides appeared on the surface and less nickel content was detected. GDS results revealed that the nickel plating deposited on the surface could inhibit the selective oxidation of alloy elements on the external surface. As annealed for 10 s, enrichment of Mn on the surface was reduced by 52% and enrichment of Si on the surface was reduced by 23%. As annealed for 50 s, enrichment of Mn and Si on the surface were both reduced by 42%. X-ray photoelectron spectroscopy analysis showed that the oxides on the surface of the nickel-plated samples were mainly amorphous oxides, while a large amount of crystalline oxides appeared on the surface of the nickel-free samples. It was indicated that that prior nickel plating with 100 nm thickness can effectively decrease diffusion rate of Si and Mn, suppress the enrichment of Si and Mn on the external surface, change the type of surface selective oxidation products, and reduce the amount of surface oxides on high-strength steel.

**KEY WORDS:** prior nickel plating; galvanizing; high strength steel; selective oxidation; diffusion

降低车身质量可减少燃油和电力的消耗,故汽车企业普遍采用先进高强钢来制造汽车车身。为了获得强度和塑性的组合,先进高强钢通常需要含有较多合金元素,如碳、锰、硅。然而,在传统的连续退火生产线上,先进高强钢中的硅和锰元素倾向于优先与气氛中的氧反应,在表面形成氧化物<sup>[1-2]</sup>。这种表面氧化物难与锌液反应,降低了高强钢在连续热浸镀时与锌液的浸润性<sup>[3-4]</sup>,阻碍了 Fe-Al 抑制层的形成<sup>[5]</sup>,造成先进高强钢可镀性降低,形成镀层表面漏镀等缺陷。

目前,改善先进高强钢可镀性的方法有四种。第一种是采用“加热阶段氧化-均热阶段还原”的退火技术<sup>[6-7]</sup>,在加热阶段形成铁的氧化物,阻碍其他合金元素发生表面选择性氧化,然后在均热阶段将铁的氧化物还原为海绵铁。这种技术要求对铁的氧化物厚度做到精确控制,确保还原阶段能够将铁的氧化物完全还原。第二种方法是提高露点温度<sup>[8-9]</sup>,将表面选择性氧化转化为次表层选择性氧化,但这种方法并不适用于所有钢种<sup>[10]</sup>。第三种方法是在先进高强钢中添加微量表面偏聚元素,如 Sn<sup>[11]</sup>、Sb<sup>[12]</sup>、Bi<sup>[13]</sup>等,改变表面合金元素氧化物的形态,提高高强钢的可镀性。但是,添加微量元素可能对先进高强钢力学性能产生影响,有一定局限性。第四种方法是退火前在先进高强钢表面预先镀上一层金属,如 Cu<sup>[14-15]</sup>、Fe<sup>[14,16]</sup>、Ni<sup>[17-18]</sup>等,抑制退火过程中合金元素在表面选择性氧化。Kim 等<sup>[17]</sup>在一种孪晶诱发塑性钢(TWIP 钢)表面预镀了一层 50 nm 厚的 Ni,然后进行常规退火,发现预镀镍层能够减小表面氧化层的厚度,提高其在锌液中的浸润性。但是,该研究使用的镀镍方法为电子束蒸镀,难以在连续退火生产线上实现,并且钢中含有 17%Mn,与常见的 C-Mn-Si 先进高强钢的成分体系差异较大。Zhong 等<sup>[18]</sup>使用电镀工艺在 0.11%C-

1.9%Mn-0.27%Si 高强钢表面预镀一层 Ni,研究了镀镍样品在 -20 °C 露点温度下退火后的表面选择性氧化行为,认为镀镍层能够显著抑制该钢种的选择性氧化。但是该研究使用的镀镍层厚度为 5~12 μm,没有研究极薄镀镍层的影响规律。

本研究以 0.15%C-1.1%Mn-0.4%Si 成分的先进高强钢为研究对象。在退火前,采用电沉积方法在材料表面沉积一层镍镀层,镍层厚度大约为 100 nm,然后进行退火模拟。研究了退火后材料表面氧化物形貌及深度分布,并与未镀镍样品进行比较。

## 1 试验材料和方法

选择化学成分为 0.15%C-1.1%Mn-0.4%Si 的先进高强钢为试验对象,经过熔炼、热轧和冷轧,获得厚度为 0.8 mm 的冷硬板。将冷硬板切割为 200 mm×120 mm 尺寸的试验样品,用乙醇和丙酮除去油污,然后用砂纸将表面抛光,使得表面粗糙度  $R_a$  达到 0.15±0.1 μm。退火前,在样品表面预先电镀一层镍。电镀镍所用的阳极为镍板,满足 GB/T 5235 要求,纯度不小于 99.98%。电镀所用的镀液组成为:200 g/L 六水硫酸镍,10 g/L 氯化钠,35 g/L 硼酸,60 g/L 无水硫酸钠,0.1 g/L 十二烷基硫酸钠。电镀试验时,用硫酸将镀液的 pH 值控制在 5.0~5.5 之间,镀液温度为 20~25 °C,电流密度为 0.4 A/dm<sup>2</sup>,通过控制电镀时间,获得厚度约为 100 nm 的电镀层。作为对比,部分样品表面不镀镍。

在一台镀锌模拟器中进行模拟退火处理,退火的保温温度为 800 °C,此时,该钢种中的铁素体和奥氏体的体积分数相等。将试验样品放入镀锌模拟器中,以 5 K/s 的速度加热到 800 °C,保温 10 s 和 50 s,然后在氮气中快速冷却到室温,冷却速度为 10 K/s。

在加热和保温过程中,样品处于氢气和氮气混合气体气氛中,氮气和氢气的纯度均为 99.99%,氢气体积分数为 3%,混合气体的露点温度为 $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

使用场发射扫描电镜(JSM7001F)观察样品表面形貌,加速电压为 15 kV,通过其附带的 X 射线能谱仪分析样品表面化学元素。进一步使用辉光放电光谱(LECO GDS850A)分析样品表层的合金元素深度分布。

使用 X 射线光电子能谱仪(ESCALAB 250Xi)分析样品表面合金元素的结合能,使用单色 Al K 射线源,样品倾斜角度为  $45^{\circ}$ ,分析斑点直径为  $650\text{ }\mu\text{m}$ 。元素结合能的宽谱采用 1 eV 步长扫描,再采用 0.1 eV 步长扫描获得每个元素的结合能。所有元素结合能均使用 284.6 eV 的 C 1s 峰进行校正,然后用 Shirley 近似去除背景信息。

## 2 结果与讨论

镀镍与未镀镍样品退火保温 10 s 后的表面形貌如图 1 所示。镀镍样品表面覆盖一层疏松的镀镍层,在镀镍层表面有零散分布的颗粒状氧化物,而未镀镍样品表面散布着大量氧化物颗粒。氧化物呈不规则的圆形或长圆形,分布在基板的晶粒中和晶界上,尺寸不超过  $5\text{ }\mu\text{m}$ 。退火保温 50 s 后,未镀镍和镀镍样品表面氧化物数量都明显增加,如图 2 所示。镀镍与未镀镍样品表面的 X 射线能谱分析结果如表 1 所示。从能谱分析结果也可以发现,未镀镍样品表面的 O、Si、Mn 元素均比镀镍样品多。保温时间延长,会略微增加表面合金元素 Si 和 Mn 的含量,同时显著降低预镀镍样品表面的镍含量,这可能是由于更多的镍扩散到样品内部。

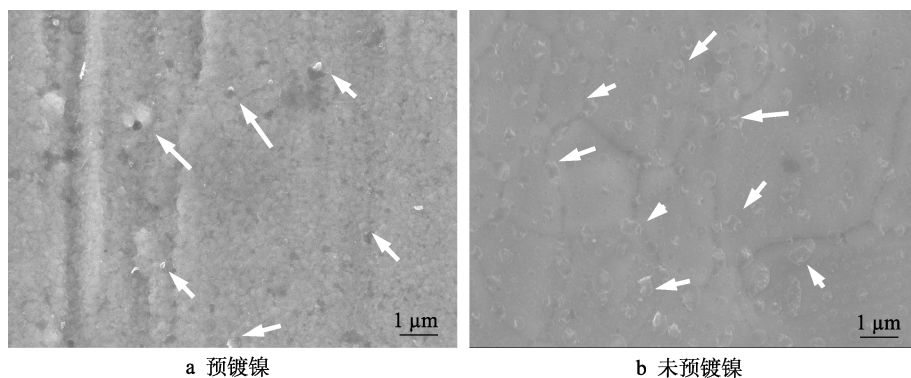


图 1 样品退火保温 10 s 后的表面形貌(箭头所指为氧化物)

Fig.1 Surface morphology of the annealed sample soaking for 10 s (oxides are pointed by arrows): a) with prior Ni plating; b) without prior Ni plating

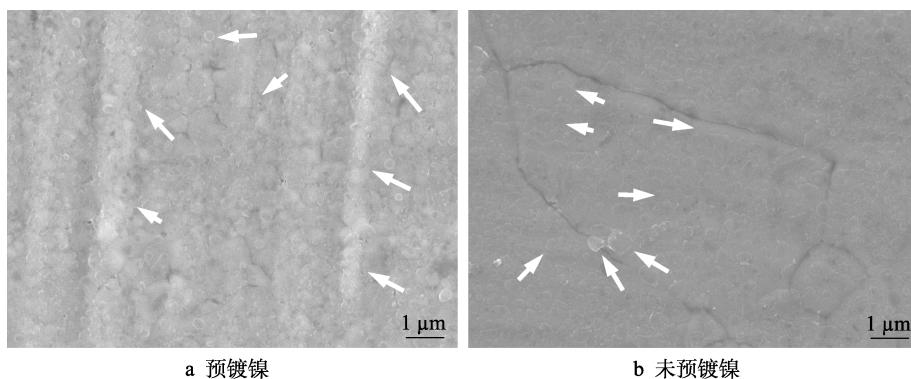


图 2 样品退火保温 50 s 后的表面形貌(箭头所指为氧化物)

Fig.2 Surface morphology of the annealed sample soaking for 50 s (oxides are pointed by arrows): a) with prior Ni plating; b) without prior Ni plating

表 1 样品表面 X 射线能谱法分析结果

Tab.1 EDS results on the surface

						wt. %
Samples	Soaking time/s	O	Si	Mn	Ni	Fe
With Ni	10	1.80	0.52	1.34	19.1	Bal.
With Ni	50	1.52	0.41	1.44	7.96	Bal.
Without Ni	10	2.23	0.63	1.78	—	Bal.
Without Ni	50	2.03	0.68	1.92	—	Bal.

预镀镍和未预镀镍样品退火保温 10 s 后的表层元素深度分布如图 3 所示。未预镀镍样品表面存在明显的 Si、Mn 富集峰, 其深度均为 30 nm, Mn 的富集峰值约为 12.1%, 而 Si 的富集峰值约为 3.9%。预镀镍样品表面层不存在明显的 Si、Mn 富集峰, 表面的 Mn 和 Si 含量分别为 5.8% 和 3.0%, 均小于未镀镍样品。与未镀镍样品相比, 预镀镍样品表面 Mn 含量(以质量分数计) 大约减少了 52%, Si 大约减少了 23%。

保温时间延长至 50 s 后, 两种样品的表层元素深度分布如图 4 所示。未预镀镍样品表面 Si、Mn 的富集峰深度增加到约 50 nm, Si 的富集峰值增加到 4.8%, Mn 的富集峰值增加到 15.1%。而预镀镍样品表面出现 Si 和 Mn 的富集峰, 富集峰深度约为 36 nm, Mn 和 Si 的富集峰值分别为 8.8% 和 2.8%。与未预镀镍样品相比, 预镀镍样品表面 Si 和 Mn 的富集量均降低 42%。

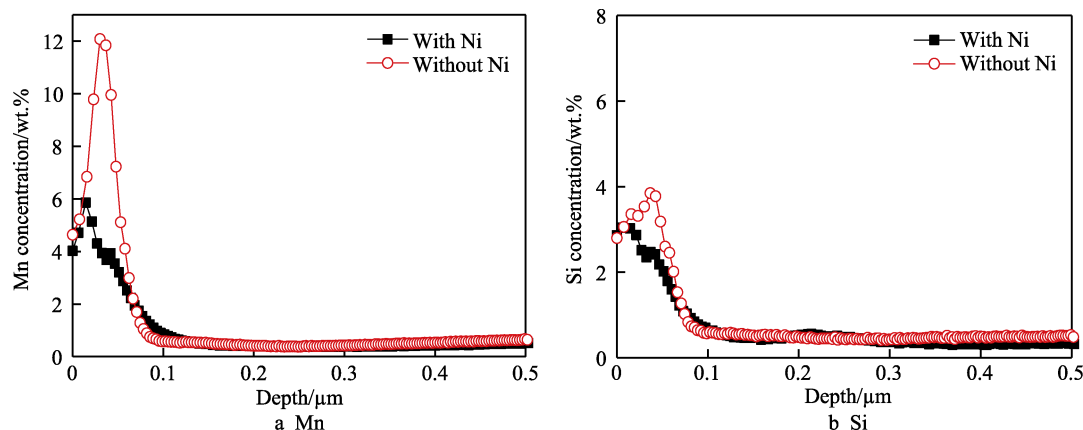


图 3 未镀镍和镀镍样品退火保温 10 s 后的表层元素深度分布

Fig.3 Depth distribution of surface elements of the annealed samples with or without prior Ni plating soaking for 10 s

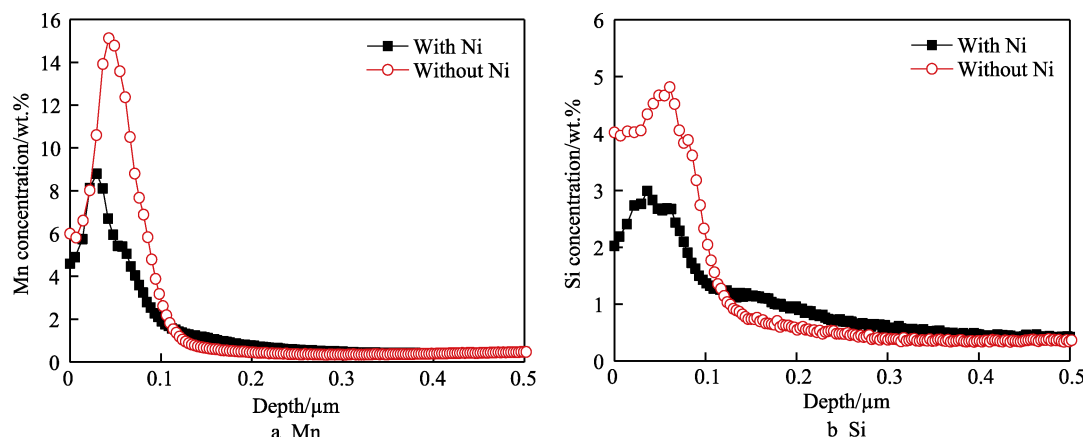


图 4 未镀镍和镀镍样品退火保温 50 s 后的表层元素深度分布

Fig.4 Depth distribution of surface elements of the annealed samples with or without prior Ni plating soaking for 50 s

以合金元素富集峰包围的面积近似作为合金元素在表层的富集量, 计算结果如图 5 所示。可以发现, 增加保温时间和未预镀镍, 都会增加表层 Si、Mn 的富集量。同时, 未镀镍样品表面的 Mn 元素富集量大约是预镀镍样品的 1.7 倍, 与保温温度关系不明显, 而未镀镍样品表面的 Si 元素富集量大约是预镀镍样品表面的 1.2~1.5 倍, 保温时间越长, 差异越明显。

图 6 是退火保温时间对预镀镍样品表面镍元素分布的影响。可以发现, 退火后, 样品表面的镍元素峰深度几乎没有太大变化, 都是 0.1~0.11 μm, 但是峰值含量明显降低。退火前, 表面几乎为一层纯镍层, 镍含量(以质量分数计) 达到 95%; 而退火保温 10 s 后, 由峰值下降至 39%; 退火保温 50 s 后, 进一步

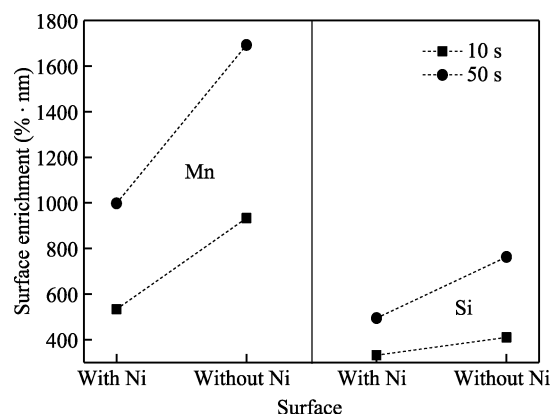


图 5 表面合金元素的富集程度

Fig.5 Alloying element enrichment on the external surface

降低到 20%。这表明镍发生了向内扩散,退火 10 s 后,大部分镍已经扩散到铁基体中。该结果与 X 射线能谱分析结果吻合。

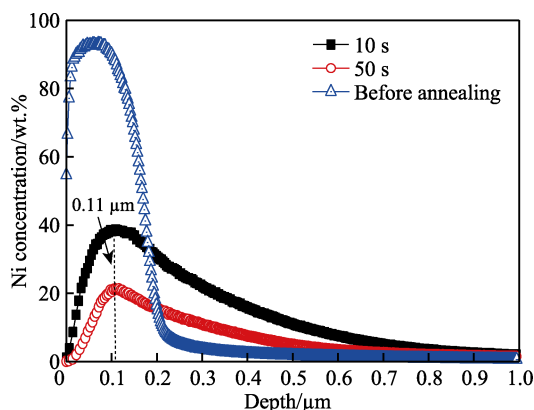


图 6 保温时间对预镀镍样品表面镍深度分布的影响  
Fig.6 Influence of soaking time on surface depth profile of Ni of the prior plating samples

表 2 样品表面的元素结合能及对应的化合物种类

Tab.2 Binding energy of alloying elements and the corresponding compounds on the external surface

Samples	Soaking time/s	Binding energy/eV			Compound
		Mn 2p <sub>3/2</sub>	Mn 2p <sub>1/2</sub>	Si 2p	
With Ni	10	641.0	652.8	101.6	Mn/MnO <sub>x</sub> , SiO <sub>x</sub>
With Ni	50	641.1	653.1	101.7	MnO, SiO <sub>x</sub>
Without Ni	10	640.5, 641.9	652.5, 653.8	101.6, 102.6	Mn/MnO <sub>x</sub> , MnO, SiO <sub>x</sub> , SiO <sub>1.19</sub>
Without Ni	50	641.2, 642.9	652.6, 654.0	101.9, 103.4	MnO, MnO <sub>2</sub> , SiO <sub>x</sub> , SiO <sub>2</sub>

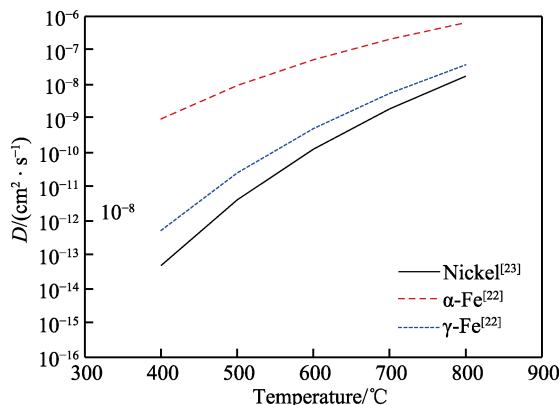


图 7 氧在镍以及铁素体和奥氏体中的扩散系数  
Fig.7 Diffusivity of oxygen in nickel, ferrite and austenite

根据 Fe-Ni 二元相图<sup>[24]</sup>,当温度为 800 °C 时,如果镍含量(以质量分数计)超过 4.5%,则铁和镍形成固溶体  $\gamma(\text{Fe,Ni})$ 。从辉光分析结果可知(图 6 所示),预镀镍试验样品在表面以下 0.5  $\mu\text{m}$  范围内,镍超过 5%。因而推测,在退火过程中,预镀镍样品在表面以下 0.5  $\mu\text{m}$  范围内形成了含有 Si 和 Mn 的  $\gamma(\text{Fe,Ni})$ 。比较了 800 °C 下 Si 和 Mn 在  $\gamma\text{-Ni}$ 、 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\gamma\text{-Fe}$  中的扩散系数,并计算了 Si 和 Mn 在基体中的平均扩散系数,如表 3 所示,其中平均扩散系数为

样品表面合金元素的结合能及化合物种类如表 2 所示,其中化合物种类根据 NIST 光电子能谱结合能的数据库<sup>[19-20]</sup>确定。可以发现,预镀镍样品表面的金属元素结合能较低,化合物以无定型的硅氧化物以及低价态锰的氧化物为主,当保温时间为 10 s 时,表面甚至能检测到金属锰。而未镀镍样品表面的金属结合能普遍高一点,当保温时间达到 50 s 时,出现了锰的高价态氧化物 ( $\text{MnO}_2$ ) 以及晶态的  $\text{SiO}_2$ 。

根据 Ellingham 图<sup>[21]</sup>可知,与 Si、Mn、Fe 相比, Ni 与 O 的化学亲和性更低,在试验中几乎不会发生明显的氧化。氧在镍中的扩散系数显著低于氧在铁素体中的扩散系数,与氧在奥氏体中的扩散系数相近,如图 7 所示。当温度为 800 °C 时,氧在镍中的扩散系数为  $1.76 \times 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$ ,根据 Fick 第二定律计算可知,氧扩散通过 100 nm 的镍层只需要 0.006 s,远小于试验的保温时间。因此,预镀镍层不能阻碍氧通过镍层向材料内部充分扩散。

$\alpha\text{-Fe}$  和  $\gamma\text{-Fe}$  中扩散系数的加权和。可以发现, Si 在  $\gamma\text{-Ni}$  中的扩散系数明显小于在  $\alpha\text{-Fe}$  和  $\gamma\text{-Fe}$  中的扩散系数,而 Mn 在  $\gamma\text{-Ni}$  中的扩散系数小于在  $\alpha\text{-Fe}$  中的扩散系数,与在  $\gamma\text{-Fe}$  中的扩散系数基本相当。由于该试验钢种在 800 °C 退火时铁素体与奥氏体体积分数相等,因而 Si、Mn 在基板中的平均扩散系数显著高于在镍中的扩散系数。这也说明,由于合金元素在镍中的扩散系数显著低于在基体中的扩散系数,使得合金元素难以扩散到表面并发生氧化,从而抑制了合金元素 Si、Mn 的表面选择性氧化。

表 3 800 °C 下 Si 和 Mn 在  $\gamma\text{-Ni}$ 、 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\gamma\text{-Fe}$  中的扩散系数以及在基体中的平均扩散系数

Tab.3 Diffusivity of Si and Mn in  $\gamma\text{-Ni}$ ,  $\alpha\text{-Fe}$ ,  $\gamma\text{-Fe}$  and the average diffusion coefficient in the matrix at 800 °C

Element	$D_{\gamma\text{-Ni}}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})^{[25]}$	$D_{\alpha\text{-Fe}}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})^{[22]}$	$D_{\gamma\text{-Fe}}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})^{[22]}$	$\bar{D}_{\text{Fe}}/(\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})$
Si	$4.5 \times 10^{-14}$	$8.0 \times 10^{-12}$	$3.2 \times 10^{-13}$	$4.1 \times 10^{-12}$
Mn	$3.5 \times 10^{-14}$	$8.9 \times 10^{-12}$	$2.5 \times 10^{-14}$	$4.5 \times 10^{-12}$

### 3 结论

以一种化学成分为 0.15%C-1.1%Mn-0.4%Si 的先

进高强度钢为对象, 研究了 100 nm 厚度的预镀镍层对该高强度钢在退火中选择性氧化行为的影响, 得出以下结论:

1) 退火后, 预镀镍样品表面依然覆盖镍层, 镍层表面出现了零星分布的氧化物, 而未镀镍样品退火后, 晶粒和晶界位置都出现大量颗粒状氧化物。

2) 增加保温时间和不预镀镍, 都会增加样品表面 Si、Mn 的富集量。

3) 未镀镍样品表面 Mn 元素的富集量大约是预镀镍样品的 1.7 倍, 与保温温度关系不明显, 而表面 Si 元素的富集量大约是预镀镍样品的 1.2~1.5 倍, 保温时间越长, 差异越明显。

4) 预镀镍样品表面氧化物以无定型的硅氧化物以及低价态的锰氧化物为主, 甚至有金属锰。而未镀镍样品表面出现了锰的高价态氧化物以及晶态的  $\text{SiO}_2$ 。

5) 合金元素 Si 和 Mn 在 Ni 中的扩散系数显著小于在 Fe 中的扩散系数, 主要原因是预镀镍层抑制了高强度钢选择性氧化。

#### 参考文献:

- [1] CHO L, KIM M S, KIM Y H, et al. Influence of minor alloying elements on selective oxidation and reactive wetting of CMnSi TRIP steel during hot dip galvanizing[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2014, 45(10): 4484-4498.
- [2] BELLHOUSE E M, MCDERMID J R. Selective oxidation and reactive wetting during galvanizing of a CMnAl TRIP-assisted steel[J]. Metallurgical & materials transactions A, 2011, 42(9): 2753-2768.
- [3] KIM Y, SHIN M, TANG C, et al. Wettability of  $\text{Mn}_x\text{Si}_y\text{O}_z$  by liquid Zn-Al alloys[J]. Metallurgical & materials transactions B, 2010, 41(4): 872-875.
- [4] KIM Y, LEE J, PARK J, et al. Effect of Si content on wettability of dual phase high strength steels by liquid Zn-0.23wt.%Al[J]. Metals & materials international, 2011, 17(4): 607-611.
- [5] BELLHOUSE E M, MERTENS A I M, MCDERMID J R. Development of the surface structure of TRIP steels prior to hot-dip galvanizing[J]. Materials science & engineering A, 2007, 463(1-2): 147-156.
- [6] NORDEN M, BLUMENAU M, SCHONENBERG R. Recent trends in hot-dip galvanizing of advanced high-strength steel at thyssenkrupp steel europe[J]. Iron and steel technology, 2013, 10(2): 67-73.
- [7] SOHN I R, KIM J S, SRIDHAR S. Effect of dew point and gas flow rate on the surface oxidation of advanced high strength steels[J]. ISIJ international, 2015, 55(9): 2008-2017.
- [8] CHO L, JUNG G S, DECOOMAN B C. On the transition of internal to external selective oxidation on CMnSi TRIP steel[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2014, 45(11): 5158-5172.
- [9] 蒋光锐, 王海全, 刘李斌. 退火工艺对 C-Mn-Si 高强度钢表面选择性氧化行为的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(12): 102-106.
- [10] GAO N, SUN W, SMILEY J, et al. On the coatability of Al+Si dually alloyed TRIP steel in hot-dip galvanizing [C]//Proceedings of 9<sup>th</sup> International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2013: 61-67.
- [11] CHO L, SEO E J, JUNG G S, et al. Surface selective oxidation of Sn-added CMnSi TRIP steel[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2016, 47(4): 1705-1719.
- [12] ZHANG Z T, SOHN I R, PETTIT F S, et al. Investigation of the effect of alloying elements and water vapor contents on the oxidation and decarburization of transformation-induced plasticity steels[J]. Metallurgical & materials transactions B, 2009, 40(4): 567-584.
- [13] OH J, CHO L, KIM M, et al. The effect of Bi on the selective oxide formation on CMnSi TRIP steel[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2016, 47(11): 5474-5486.
- [14] CHOI Y I, BEOM W J, PARK C J, et al. Surface oxidation of the high-strength steels electrodeposited with Cu or Fe and the resultant defect formation in their coating during the following galvanizing and galvannealing processes[J]. Metallurgical & materials transactions A, 2010, 41(13): 3379-3385.
- [15] CHAKRABORTY A, MONDAL A, DUTTA M, et al. Suppression of selective surface oxidation in DP steels by effective shielding of copper-kinetic simulation and experimental validation[J]. Surface and coatings technology, 2016, 306(25): 473-479.
- [16] TOBIYAMA Y, FUJITA S, MARUYAMA T, et al. Improvement of galvanizability of silicon-bearing steel by electrodeposited iron coating containing oxygen[J]. ISIJ international, 2012, 52(1): 115-120.
- [17] KIM Y, LEE J, SHIN K S, et al. Effect of nickel precoat on wettability of twinning-induced plasticity steels by liquid Zn-0.23 wt pct Al[J]. Metallurgical and materials transactions A, 2016, 47(10): 4960-4969.
- [18] ZHONG N, ZHANG K, LI J, et al. Improvement of the galvanized coating quality of high strength dual phase steels by pre-electroplating nickel layer[J]. Steel research international, 2011, 82(3): 180-186.
- [19] NAUMKIN A, KRAUT K A, GAARENSTROOM S W, et al. NIST X-ray photoelectron spectroscopy database [EB/OL]. [2012-9-15]. <https://srdata.nist.gov/xps/>
- [20] RUMBLE J R, BICKHAM D M, POWELL C J. The NIST X-ray photoelectron spectroscopy database[J]. Surface & interface analysis, 2010, 19(1-12): 241-246.
- [21] MACHLIN E S. An introduction to aspects of thermodynamics and kinetics relevant to materials science[M]. Oxford: Elsevier Science & Technology Books, 2007.
- [22] LIU H, HE Y, LI L. Application of thermodynamics and wagner model on two problems in continuous hot-dip galvanizing[J]. Applied surface science, 2009, 256(5): 1399-1403.
- [23] GARRUCHET S, POLITANO O, AMOUX P, et al. Diffusion of oxygen in nickel: A variable charge molecular dynamics study[J]. Solid state communications, 2010, 150(9-10): 439-442.
- [24] SWARTZENDRUBER L J, ITKIN V P, ALCOCK C B. The Fe-Ni (iron-nickel) system[J]. Journal of phase equilibria, 1991, 12(3): 288-312.
- [25] HARGATHER C Z, SHANG S L, LIU Z K. A comprehensive first-principles study of solute elements in dilute Ni alloys: Diffusion coefficients and their implications to tailor creep rate[J]. Acta materialia, 2018, 157: 126-141.