

钒含量对稀土处理 X80 管线钢微观组织和析出相的影响

王树丹¹, 宋 波¹, 毛璟红²

(1. 北京科技大学冶金与生态学院, 北京 100083; 2. 北京科技大学新材料技术研究院, 北京 100083)

摘 要:针对国内某 X80 管线钢的抗腐蚀问题, 在加入稀土(0.02%)处理后, 设计三种不同钒含量(0.05%、0.10%、0.15%)的试验钢, 通过光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、Thermo-Calc 热力学软件、Fatesage7.0 热力学软件、透射电子显微镜-能谱仪(TEM-EDS)等试验仪器对钢中组织和夹杂物的观察分析, 论述了稀土在钢中对针状铁素体的生成机理。通过热力学计算, 研究不同钒含量梯度对试验钢微观组织和析出相的影响。通过电化学技术检测了不同钒含量试验钢在(3.5%)NaCl 溶液中抗腐蚀性能。结果表明: 稀土可以变质夹杂物, 诱导针状铁素体的形成。钒可以细化晶粒, 从而起到细晶强化的作用。通过透射电镜观察, 析出相的数量和平均尺寸都随着钒含量的增加而增加, 有效起到钉扎作用, 从而提高钢的强度。通过极化曲线和交流阻抗曲线看出, 试验钢的抗腐蚀性能随着钒含量的增加先增强后减弱。钒促进铁素体的形成, 晶粒过细反而导致抗腐蚀性能减弱。

关键词:X80 管线钢; 热力学计算; 针状铁素体; 碳氮化钒; 电化学

中图分类号: TF76, TF841.3

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2022)02-0125-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2022.02.019

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of vanadium content on microstructure and precipitation of rare earth treated X80 linepipe steels

Wang Shudan¹, Song Bo¹, Mao Jinghong²

(1. School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. Institute of Advanced Materials Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: In order to improve the corrosion resistance of X80 linepipe steel, different vanadium content (0.05%, 0.10% and 0.15%) was added into a rare earth (0.02%) treated X80 linepipe steel. Optical microscope (OM), cold field emission scanning electron microscope, thermodynamic software Thermo-Calc, transmission electron microscopy and energy dispersive spectrometer (TEM-EDS) had been used to investigate the structure and inclusions in steel to reveal formation mechanism of acicular ferrite in rare earth treated steel. Besides, the effects of different vanadium content gradients on the microstructure and precipitation of the experimental steels had been studied by thermodynamic calculations. Moreover, the corrosion resistance of experimental steels with different vanadium content in NaCl (3.5%) solution was tested by electrochemical technology. The results indicate that rare earth can bring inclusion modification and facilitate the formation of acicular ferrite. Vanadium can achieve grain re-

收稿日期: 2021-11-15

基金项目: 国家自然科学基金(52074025)。

作者简介: 宋波(1963—), 工学博士, 教授/博士生导师, 北京科技大学教务处处长, 主要从事冶金熔体物理化学、氧化物冶金、超重力冶金、稀土在冶金和材料中的应用等领域研究, E-mail: songbo@metall.ustb.edu.cn。

finement. The transmission electron microscope shows a positive correlation between the number and average size of precipitates and vanadium content, which causes a pinning effect and improves the strength of steel. The polarization curve and the AC impedance curve suggest that the corrosion resistance of the experimental steel is initially increased and then decreased with the increase of vanadium content. Vanadium can accelerate the formation of ferrite, which in turn lead to lower corrosion resistance ability due to refine grains.

Key words: X80 linepipe steels, thermodynamic computation, acicular ferrite, vanadium carbonitride, electrochemistry

0 引言

管线钢是输送石油和天然气的主要载体,一直是国内外钢铁行业的重点研发对象^[1]。管线钢在开发和使用过程中,均要面临恶劣的外部环境以及内部酸性环境腐蚀的威胁^[2-3],所以对其抗腐蚀能力提出了越来越高的要求^[4]。

针状铁素体是一种具有大角度晶界和高密度位错的空间互锁结构^[5-6]。同时铁素体板条间存在的大角度晶界可以阻碍微裂纹的扩展,可改善钢铁材料抗腐蚀性能^[7]。稀土在氧化物冶金领域的研究表明,在钢中加入少量稀土可以形成高熔点化合物,如稀土氧化物、稀土硫化物等^[8],这些夹杂物能促进针状铁素体的形成。钢中添加稀土可获得针状铁素体组织,同时细化晶粒,提高钢材的力学性能^[9-11]。钢中稀土还可以促进钒、铌、钛碳氮化物的细小弥散析出^[12]。

钒、铌、钛等是管线钢中碳氮化物的主要形成元素,这些微合金元素主要通过晶粒细化和沉淀强化作用提高钢的强度等性能^[13-15]。相关研究表明,纳米尺度的微合金元素碳氮化物可作为有效氢陷阱,提高钢铁材料的抗腐蚀性能^[16-18]。钒的碳氮化物比铌和钛的碳氮化物相比析出温度更低,可使析出相的尺寸更小,分布更为弥散,从而提高管线钢的力学性能^[19]。Takahashi 等人证明了 V(C,N) 析出相表面的碳空位是造成氢陷阱的原因^[20-23]。此外,钒元素可以有效地作用于细化铁素体晶粒,有助于晶内生成多边形铁素体和针状铁素体^[24-26],从而提高钢种的抗腐蚀性能。

综上,通过调整稀土处理后管线钢中钒元素的含量,可望获得针状铁素体组织和大量尺寸更细小、分布更弥散的碳氮化钒颗粒,改善管线钢力学性能和抗腐蚀能力。目前通过添加不同钒含量对稀土处理后 X80 管线钢中针状铁素体和析出相的影响规律和抗腐蚀性能这一方面的研究工作较少。

笔者通过添加不同钒含量,对稀土处理后 X80 管线钢中微观组织的变化规律和纳米级碳氮化物析出的规律和特征进行研究,从而对 X80 管线钢抗腐蚀性能提供参考。

1 试验材料与方法

以国内某钢厂 X80 管线钢成分为参考,由感应炉冶炼得到管线钢试验母材。试验所用熔炼装置为高温钼丝炉,采用 FP93 控制器与 PtRh30-PtRh6 热电偶配合控温,控温精度为 ± 2 °C。试验过程中为了避免钢料氧化,通入适当氩气保护。将 270 g 左右的 X80 管线钢母材放入尺寸为 $\varnothing 40$ mm \times 7 mm 的氧化铝坩埚中,一同放置在高温钼丝炉内,随炉加热到 1 600 °C 熔化并保温 5 min,三组试验钢分别加入 0.02 % 的 Ce 元素和 0.05%、0.10%、0.15% 的 V 元素,Ce 和 V 均以纯态加入。熔化均匀后切断电源,随炉冷却在 1 100 °C 左右取出水冷,平均降温速率约为 20 °C/min。

试验钢的主要化学成分如表 1 所示,试验钢锭分别编号为 V1、V2、V3。试验钢中 Ce 元素的含量采用电感耦合等离子体质谱法(ICP-MS)测定;C、Si、Mn、P 等其他元素含量采用电感耦合等离子体原子发射光谱法(ICP-OES)测定;N 和 O 含量采用红外光谱法测定。

利用锻锤进行锻造处理,锻造成 20 mm \times 20 mm \times 100 mm 的板坯。分别在三种不同钒含量试验钢锻后板坯的相同位置取 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 的试样,经打磨抛光后用 4% 的硝酸酒精侵蚀,分别在 MX6R 光学显微镜下(OM, SDPTOP, Shanghai, China) 500 倍视场下进行夹杂物观察和 JSM-6701F 扫描电子显微镜(SEM, JEOL, Tokyo, Japan)下观察组织和夹杂物的形貌,利用 NS7 能谱仪(EDS, Thermo, Massachusetts, U.S.A)分析夹杂物的成分。Fatesage7.0 热力学软件计算了 V2 试验钢中夹杂物的生成情况。Thermo-Calc 热力学软件

中的 POLY3 模块和 POST 模块,并在 TCFE8 数据库下计算试验钢中主要平衡相与温度的析出规律。通过 TEM(JEM-2100F) 观察三种试验钢碳复型试

样的纳米级析出相。通过 Image-Pro Plus 图像分析软件在相同面积上统计析出相的数量及尺寸分布。最后通过电化学试验检测三种钢的抗腐蚀性能。

表 1 三种试验钢的主要化学成分
Table 1 Main chemical compositions of the three experimental steels

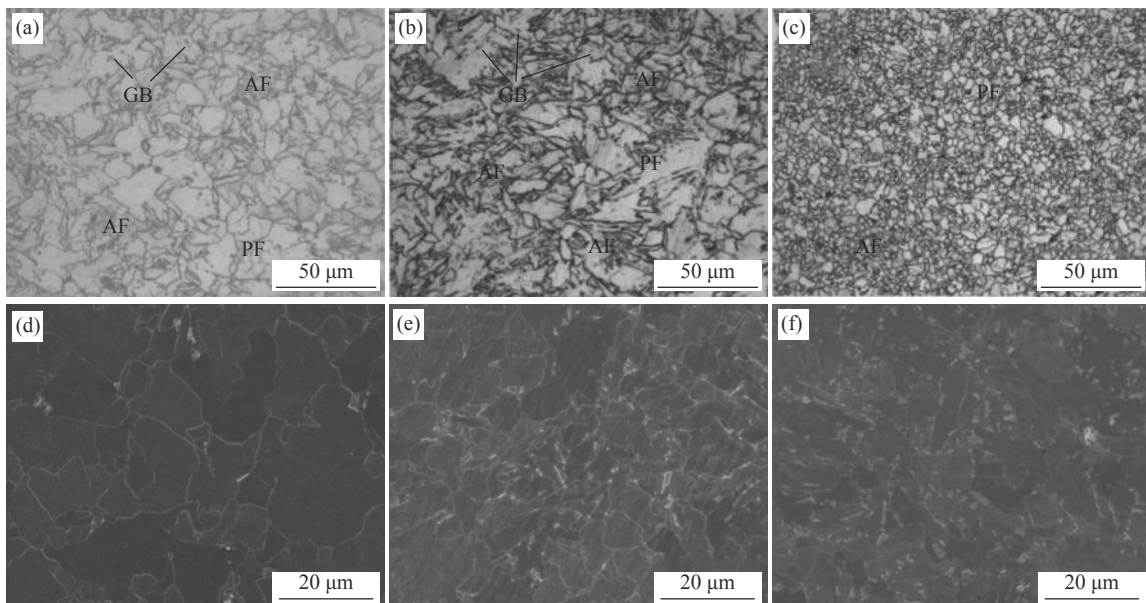
编号	C	Si	Mn	S	Mo	Nb	Ti	Mo	Ce	V
V1	0.04	0.14	1.67	0.003 4	0.094	0.013	0.008 4	0.094	0.016 8	0.045
V2	0.04	0.14	1.67	0.003 8	0.094	0.014	0.008 4	0.094	0.017 1	0.092
V3	0.04	0.14	1.67	0.003 9	0.095	0.014	0.008 5	0.095	0.016 5	0.134

2 试验结果与分析

2.1 试验钢的微观组织和夹杂物

三种不同钒含量稀土处理试验钢锻态下的微观形貌如图 1 所示。其中图 1(a)~(c) 是三种试验钢在光学显微镜下观察的结果,加入稀土以后,试验钢中均有针状铁素体(AF)生成。在 V1 钢中,其微观组织主要是由铁素体(F) 和少量的粒状贝氏体(GB) 组成,其中铁素体主要是由多边形铁素体和针状铁

素体组成,V2 钢中微观组织的组成与 V1 钢基本一致,不过针状铁素体和粒状贝氏体的数量与 V1 钢相比明显增多。V3 钢与 V1、V2 钢相比,其组织发生了明显的改变,针状铁素体和粒状贝氏体减少,并且有大量的多边形铁素体生成。V1 钢中多边形铁素体晶粒粗大,分布不均匀。V2 钢中铁素体晶粒与 V1 钢相比更加细化和均匀。V3 钢与 V1、V2 钢相比,铁素体晶粒达到最细,且分布最为均匀。



(a) OM, V1 钢; (b) OM, V2 钢; (c) OM, V3 钢; (d) SEM, V1 钢; (e) SEM, V2 钢; (f) SEM, V3 钢

图 1 锻态微观组织

Fig. 1 OM microstructure and SEM of experimental steels

图 1(d)~(f) 是在扫描电镜(SEM)下观察的结果。由图 1 可以看出,三种试验钢微观组织的晶粒尺寸随钒含量的增加而显著降低。由图 1 可以看出,随着钒含量的增加,而且碳化物颗粒在晶界处或在晶界内析出的数量也随钒含量的增加而增加。

利用 Factsage 7.0 软件计算了添加稀土后钢中

夹杂物生成与温度的关系,以 V2 钢为例,其计算结果如图 2 所示。在 1 600 °C 下,当加入 0.02% 的稀土 Ce 到钢中会迅速生成 Ce_2O_3 和 $CeAlO_3$ 夹杂物。钢液冷却过程中,当温度降低到 1 450 °C 左右时,钢中会有 MnS 夹杂物析出。V2 钢中生成针状铁素体的有效夹杂物形态和组成如图 3 所示,夹杂物的主

要形态为球形,通过面扫描结果显示为 Ce-O+ MnS 和 Ce-Al-O+MnS 复合夹杂,与热力学计算相符。

2.2 钢中析出相

为了研究钒对 X80 管线钢中析出相的影响,通过 Thermo-Calc 软件,对三种不同钒含量试验钢在 400~1 200 °C 温度范围内主要析出相的平衡析出相图进行计算,结果见图 4。可见,钢中主要的析出相有液相 L、δ 铁素体、γ 奥氏体、α 铁素体、TiN、Nb(C,N)、V(C,N)、Mo(C,N)、(Mo, V)C 相。三种试验钢中 V(C,N) 析出相的析出温度和最大析出摩尔分数如表 2 所示。

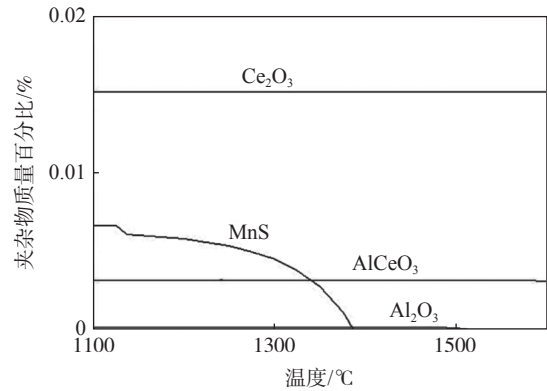


图 2 Factsage 计算 V2 钢中夹杂物生成与温度间的关系
Fig. 2 Relationship between inclusions formation and temperature in V2 steel calculated by Factsage

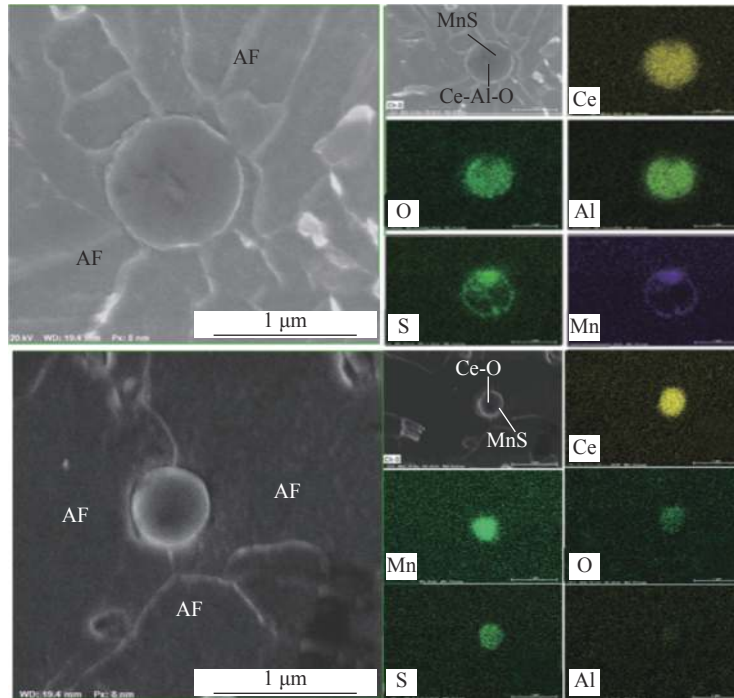


图 3 V2 试验钢中有效夹杂物的形态与成分分析
Fig. 3 Morphology and composition analysis of effective inclusions in V2 experimental steel

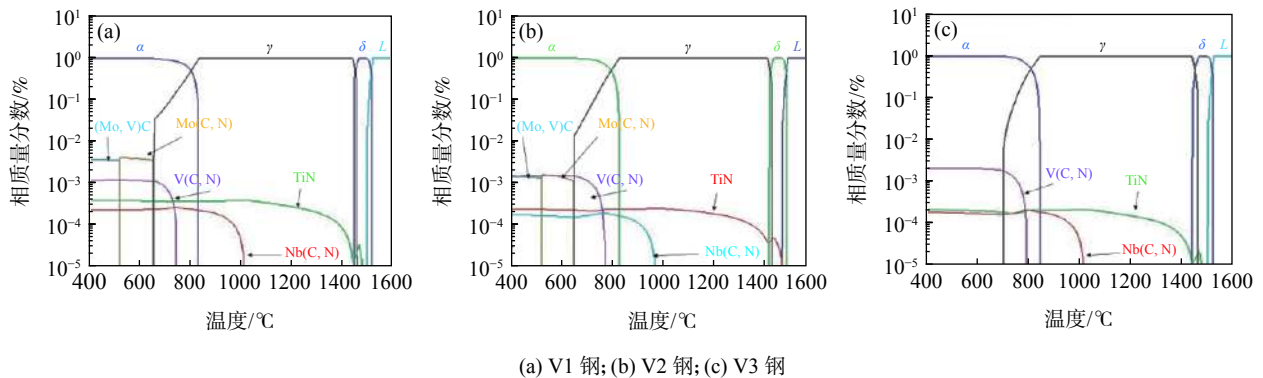


图 4 三种试验钢中平衡相与温度的关系
Fig. 4 Relationship between equilibrium phase and temperature in three experimental steel

表 2 三种试验钢中 V(C,N) 平衡相的析出温度以及最大析出摩尔分数

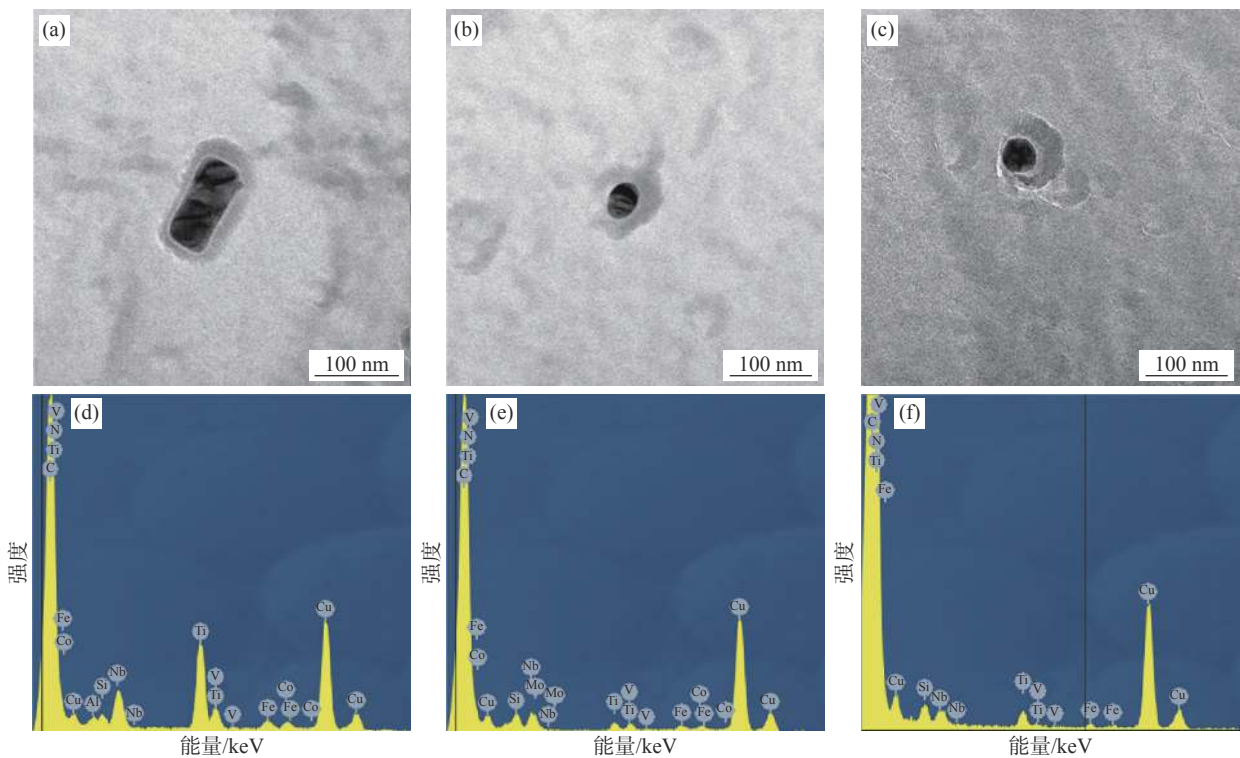
Table 2 Precipitation temperature and maximum precipitation mole fraction of the V (C,N) in the three experimental steels

钢种	析出温度/°C	最大析出摩尔分数
V1	743	6.92×10^{-4}
V2	778	1.52×10^{-3}
V3	790	2.1×10^{-3}

通过对比可见, 随着钒含量增加, V (C, N) 的析出温度和最大析出量都不断增大。随着钒含量的增加, Nb(C,N)和(Mo,V)C 的析出量也逐渐增加。但是在 V3 试验钢中, (Mo, V)C 相消失了。在 V3 钢中, 只有一个 V 析出相, 这归因于 (Mo, V) 相在低温时是钼的析出相, 高温时则为钒的析出相。钢中钒

含量的变化对 TiN 的析出量和析出温度影响不大。钒的析出量明显高于钛和铌的析出量, 导致碳氮化物的析出量存在差异。

图 5 (a) ~ (c) 展示了 V1、V2、V3 试验钢 TEM 析出物观察照片。通过图 5 可以看出, V1 钢内析出相的形状以长方形为主, 且尺寸较大, 在 50 nm 以上, 对其进行 EDS 分析, 结果显示析出相中含有大量 Ti 元素, 可以确定为 Ti(C,N)。随着 V 含量的不断增加, 析出相的形状逐渐变化成圆形, 且数量不断增多。V2、V3 钢中观察到其析出相主要为尺寸较大在 30 nm 左右的球形析出颗粒。对其析出颗粒进行 EDS 分析, 结果显示析出相中含有 V 元素, 可以确定 V(C,N), 且随着试验钢中 V 含量的增加, 其析出相中的 V 元素的含量也随之增加。



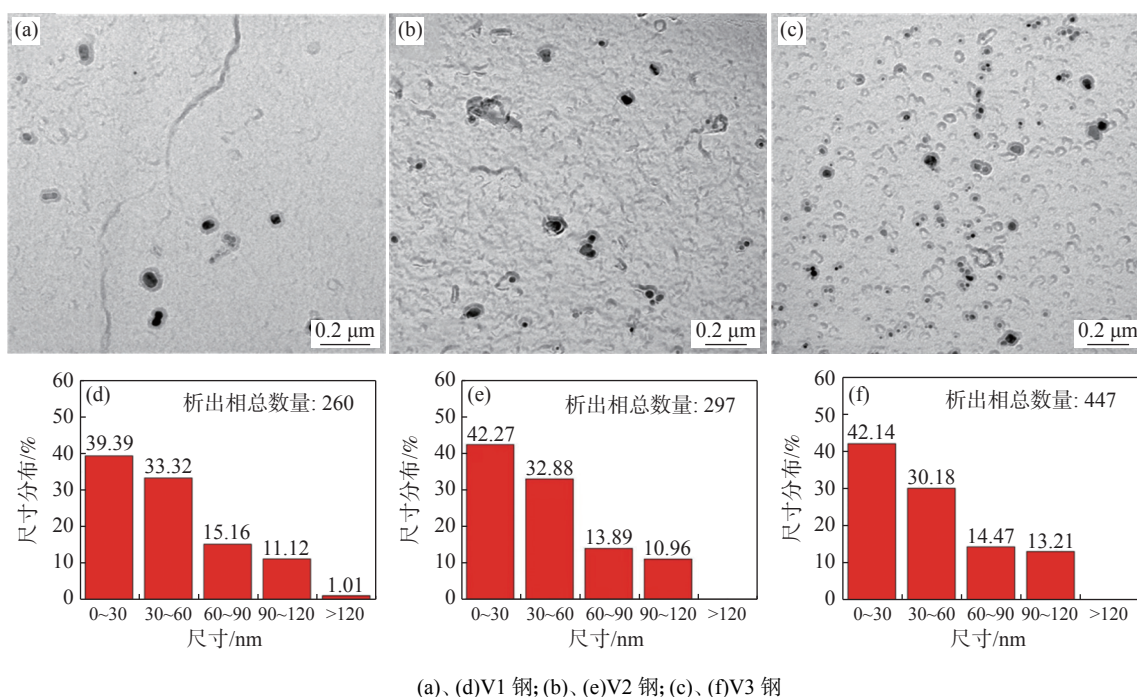
(a)、(d) V1 钢, (b)、(e) V2 钢; (c)、(f) V3 钢

图 5 三种试验钢中析出相的形貌和能谱

Fig. 5 Morphology and energy spectrum of precipitates in three experimental steel

通过 Image-Pro Plus 软件在相同面积下统计的数量变化和尺寸大小的分布如图 6 所示。随着钒含量的增加, 试验钢中析出相数量越来越多, 钢中长方形形状的 TiN 析出相开始转变为球形的 V(C,N) 析出相。当钒含量由 V2 增加到 V3 时, 钢中 V(C,N) 析出相的数量大幅增加, 与之前热力学软件计算得

到的结果相吻合。三种试验钢中纳米级析出相尺寸大小分布基本一致, 主要分布在 0~30 nm。钒含量由 V1 增加到 V2 时, 试验钢大尺寸析出相逐渐减少, 中间尺寸的析出相所占的比例逐渐增大。当钒含量继续增加到 V3 时, 中间尺寸析出相所占的比例减少, 析出相平均尺寸粗化。



(a)、(d)V1 钢; (b)、(e)V2 钢; (c)、(f)V3 钢
图 6 三种试验钢中析出相形貌及尺寸分布

Fig. 6 Morphology and size distribution of precipitated phase in three experimental steels

2.3 电化学分析

图 7 为三种 V 含量不同的试验钢在 3.5% 的 NaCl 溶液中腐蚀后所测的极化曲线。由图 7 可见, V1、V3 试验钢腐蚀后的极化曲线都呈现出继续腐蚀的状态, 没有发生钝化现象。V2 试验钢在阳极反应区出现了钝化, 说明腐蚀阻力增加, 抗腐蚀性较强。

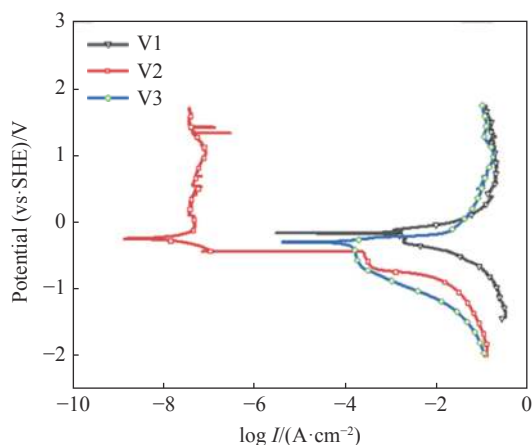


图 7 三种试验钢在 3.5% (质量分数) NaCl 溶液中腐蚀后的极化曲线

Fig. 7 Polarization curves of the three experimental steels after corrosion in 3.5% (mass fraction) NaCl solution

比较三种试验钢的极化曲线可以看出, V1、V3 钢相对于 V2 钢极化曲线向右移, 表明 V1、V3 钢腐蚀反应更容易发生, V2 钢有更好的抗腐蚀性。而且

通过对 V1、V3 钢的对比可以发现, V3 钢的极化曲线相对 V1 来说偏左侧移动, 表明 V3 钢相对 V1 来说具有更好的抗腐蚀性。

图 8 为试验钢在 3.5% NaCl 溶液中腐蚀后的 Nyquist 谱。从图 8 可以看出三种试验钢都只有一个容抗弧, 而且得到的曲线基本相似, 其中容抗弧半径的大小与试验钢的耐腐蚀性能有关, 如果容抗弧半径越大, 试验钢发生溶解的阻力就会越大, 则抗腐蚀性能越好; 反之, 则抗腐蚀性能越差。所以, 容抗弧半径与试验钢的抗腐蚀性能成正比例关系。通过对比发现, 随着钒含量的增加, 三种试验钢所对应的容抗弧半径先增大后减小。V2 钢的容抗弧半径最大, 其次是 V3 钢, V1 钢的容抗弧半径最小。由此可以得出 V2 钢的抗腐蚀性能最好, V3 钢次之, V1 钢的抗腐蚀性能最差。

表 3 为三种试验钢腐蚀后极化曲线的腐蚀电位和腐蚀电流密度的 Eclab 电化学软件拟合数据。从表 3 可以看出, 随着钒含量的增加, 试验钢的腐蚀电位也随之增加。然而, 对比发现, 腐蚀电位和腐蚀电流两者的变化规律并不一致。这是因为试验钢的腐蚀电位同时不仅受到电极反应平衡电位的影响, 还受到电极表面活性物质种类和浓度等其他因素的影响, 所以腐蚀电位与试验钢的腐蚀速率之间并没有一定的关系^[27]。随着腐蚀电位增加, 腐蚀电流密度

先增加后减少, 其中 V2 钢中腐蚀电流密度要比 V1 钢、V3 钢低好几个数量级。说明 V2 钢的抗腐蚀性要远高于 V1 钢、V3 钢, V3 钢的抗腐蚀性要大于 V1。

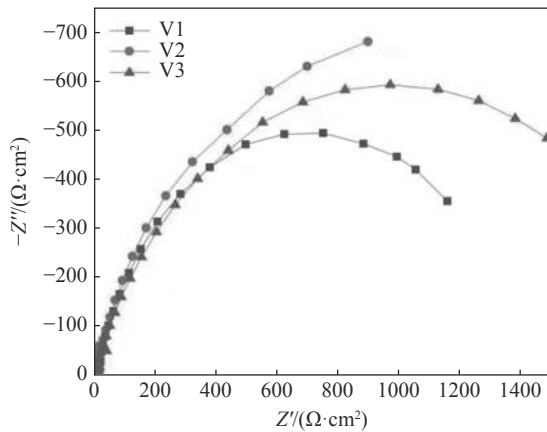


图 8 三种试验钢在 3.5%NaCl 溶液中腐蚀后的 Nyquist 谱
Fig. 8 Nyquist diagram of three experimental steels corroded in 3.5%NaCl solution

表 3 试验钢腐蚀极化曲线的拟合参数

Table 3 Fitting parameters of corrosion polarization curve of experimental steel

钢种	腐蚀电位/mV	腐蚀电流密度/($\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$)
V1	-397.070	834.122
V2	-491.586	0.07
V3	-554.455	60.204

3 讨论

钒元素可以起到细化晶粒的作用, 有利于提高晶界的钉扎作用, 从而提高钢种的强度。细晶强化可以用 Hall - Petch 关系式表述^[25], 即 $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{1/2}$, 式中 σ_0 为常数; k 表征晶界对强度的影响程度, 与晶界结构有关; d 为晶粒直径。可以看出, 随着晶粒尺寸 d 的减小, 钢的屈服强度将提高。钒元素可以降低铁素体形核驱动力, 而且随着钒元素的增加, 铁素体的形核率也随之提高, 从而起到细化晶粒的作用^[24]。

因为稀土加入到钢中, 首先会与钢液中的 [O]

先反应, 所以率先生成稀土氧化物。稀土和 Al_2O_3 也有较强的亲和力, 所以也能够生成 CeAlO_3 夹杂物^[9]。

钢中 V、Ti、Nb 微合金元素是通过碳氮化物沉淀析出起作用的, V (C, N) 析出相能够作为晶内铁素体的形核核心, 可以达到细化晶粒的作用^[15]。细小的碳氮化物析出颗粒可以通过沉淀强化来提高 X80 管线钢的强度。稀土和 V 元素相互作用, 有利于碳氮化钒在铁素体上弥散析出, 使碳氮化钒完全溶解的温度降低, 从而提高钢的强度和韧性值。在铁素体区稀土促进碳氮化钒析出, 使析出速率显著提高^[12]。

钒元素有抗腐蚀作用, 当试验钢中的钒从 0.045%(V1 钢) 增加到 0.092%(V2 钢) 时, 针状铁素体和钒析出相都大幅增加, 钢的抗腐蚀性达到最佳, 随着钒含量继续增加到 0.134%(V3 钢) 时, 试验钢中的块状铁素体增加, 晶粒达到最细, 腐蚀反应在晶界处更容易进行, 所以钢的抗腐蚀性能降低。

4 结论

1) 三种试验钢添加稀土后均有针状铁素体生成, 稀土有变质夹杂物的作用, 钢中利于针状铁素体形成的有效夹杂物主要为 $\text{MnS}+\text{Ce}-\text{Al}-\text{O}$ 和 $\text{Ce}-\text{O}+\text{Mn}$ 的复合夹杂。随着钒含量的增加, 针状铁素体的含量先增加后减少, 块状铁素体含量越来越多, 晶粒越来越细。

2) 通过 Thermo-Calc 热力学软件计算发现, 随着钒含量的增加, 碳氮化钒的析出量和析出温度都逐渐增加。通过 Image-Pro Plus 统计分析, 随着钒含量的增加, 试验钢中析出相的数量逐渐增加, 平均尺寸逐渐增大。TiN 的析出形貌主要是长方形, V(C,N) 的形貌主要为椭圆形。

3) 通过电化学试验分析, 添加适量的钒含量得到有利的组织和夹杂物种类, 从而提高管线钢的抗腐蚀性能。通过极化曲线和交流阻抗曲线分析得出, 在钒含量为 0.092% 时, 试验钢的抗腐蚀性能达到最佳。过量添加钒元素会对组织产生负面影响, 对钢的抗腐蚀性能产生危害。

参考文献

- [1] Joakim Andersson, Stefan Gronkvist. Large-scale storage of hydrogen[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019, 44: 11901-11919.

- [2] Liu Z Y, Wang X Z, Du C W, *et al.* Effect of hydrogen-induced plasticity on the stress corrosion cracking of X70 pipeline steel in simulated soil environments[J]. *Materials Science and Engineering*, 2016, 658: 348–354.
- [3] Yang Z X, Kan B, Li J X, *et al.* Hydrostatic pressure effects on stress corrosion cracking of X70 pipeline steel in a simulated deep-sea environment[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, 42(44): 27446–27457.
- [4] Loidl M, Kolk O, Veith S, *et al.* Characterization of hydrogen embrittlement in automotive advanced high strength steels[J]. *Materials Science & Engineering Technology*, 2011, 42(12): 1105–1110.
- [5] Zhao Mingchun, Shan Yiyin, Li Yuhai, *et al.* Effect of microstructure on stress corrosion cracking of sulphide in pipeline steel[J]. *Journal of Metal*, 2001, 37(10): 1087–1092.
(赵明纯, 单以银, 李玉海, 等. 显微组织对管线钢硫化物应力腐蚀开裂的影响[J]. *金属学报*, 2001, 37(10): 1087–1092.)
- [6] Wang C, Wang X, Kang J, *et al.* Effect of austenitization conditions on the transformation behavior of low carbon steel containing Ti–Ca oxide particles[J]. *Materials*, 2019, 12: 1070.
- [7] Park G T, Koh S U, Jung H G, *et al.* Effect of microstructure on the hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking of linepipe steel[J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(7): 1865–1871.
- [8] Zhang Xiaofeng, Tang Jianping, Han Chunpeng, *et al.* The role of rare earth in steel and the status of industrial production[J]. *Rare Earth*, 2021, 42(4): 117–130.
(张晓峰, 唐建平, 韩春鹏, 等. 稀土在钢中作用及工业化生产现状浅析[J]. *稀土*, 2021, 42(4): 117–130.)
- [9] Yang Quanhai, Yang Jichun, Ding Haifeng, *et al.* Thermodynamic analysis and experimental study of inclusions in rare earth pipeline steel[J]. *Rare Earth*, 2018, 39(2): 96–101.
(杨全海, 杨吉春, 丁海峰, 等. 稀土管线钢中夹杂物热力学分析及实验研究[J]. *稀土*, 2018, 39(2): 96–101.)
- [10] Song M M, Song B, Xin W, *et al.* Effects of rare earth addition on microstructure of C-Mn steel[J]. *Ironmak. Steelmak*, 2015, 42: 594–599.
- [11] Lin Qin, Song Bo, Guo Xingmin, *et al.* Microalloying of rare earth in steel and its application prospect[J]. *Rare Earth*, 2001, 22(4): 31–36.
(林勤, 宋波, 郭兴敏, 等. 钢中稀土微合金化作用与应用前景[J]. *稀土*, 2001, 22(4): 31–36.)
- [12] Lin Qin, Wang Huaibin, Tang Li, *et al.* Study on the recombination of rare earth vanadium in microalloyed steel[J]. *Chinese Journal of Rare Earth*, 2001, 19(2): 146–149.
(林勤, 王怀斌, 唐历, 等. 微合金钢中稀土钒复合作用的研究[J]. *中国稀土学报*, 2001, 19(2): 146–149.)
- [13] Xu Feng, Li Liwei, Xu Jinqiao, *et al.* Development status and development trend of high-grade acid resistant pipeline steel[J]. *Iron and Steel Research*, 2014, 42(4): 58–61.
(徐锋, 李利巍, 徐进桥, 等. 高级别耐酸管线钢的开发现状及发展趋势[J]. *钢铁研究*, 2014, 42(4): 58–61.)
- [14] Cui Q Q, Wu J S, Xie D H, *et al.* Effect of nanosized NbC precipitates on hydrogen diffusion in X80 pipeline steel[J]. *Materials*, 2017, 10(7): 721.
- [15] Li L F, Song B, Cheng J, *et al.* Effects of vanadium precipitates on hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking resistance in X80 pipeline steel[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2018, 43(36): 17353–17363.
- [16] Liu Shuai, Liu Jing, Huang Feng, *et al.* Control of submicron inclusion in pipeline steel and its influence on anti-HIC performance[J]. *Hot Working Technology*, 2019, 48(4): 52–56.
(刘帅, 刘静, 黄峰, 等. 管线钢亚微米级夹杂物的控制及对抗HIC性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2019, 48(4): 52–56.)
- [17] Turk A, MartínSan D, Rivera-Díaz-del-CastilloPEJ, *et al.* Correlation between vanadium carbide size and hydrogen trapping in ferritic steel[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 152: 112–116.
- [18] Beidokhti B, Koukabi A H, Dolati A. Effect of titanium addition on the microstructure and inclusion formation in submerged arc welded HSLA pipeline steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209: 4027–4035.
- [19] Depover T, Verbeke K. Evaluation of the effect of V_4C_3 precipitates on the hydrogen induced mechanical degradation in Fe-C-V alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2016, 675: 299–313.
- [20] Takahashi J, Kawakami K, Kobayashi Y. Origin of hydrogen trapping site in vanadium carbide precipitation strengthening steel[J]. *Acta Mater*, 2018, 153: 193–204.
- [21] Cheng X B, Cheng X Y, Jiang C W, *et al.* Hydrogen diffusion and trapping in V-microalloyed mooring chain steels[J]. *Mater. Lett*, 2018, 213: 118–121.
- [22] Zhang Zhengyan, Sun Xinjun, Yong Qilong, *et al.* Strengthening mechanism and precipitation behavior of nanoscale carbides in Nb-Mo microalloy high strength steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2016, 52(4): 410–418.
(张正延, 孙新军, 雍岐龙, 等. Nb-Mo微合金高强度钢强化机理及其纳米级碳化物析出行为[J]. *金属学报*, 2016, 52(4): 410–418.)