

# NbC 形态对 310S 不锈钢滑动摩擦磨损性能的影响研究

赵朝邓<sup>1</sup> 冷强<sup>1</sup> 张渝彬<sup>2</sup> 丁义超<sup>2</sup> 鲜勇<sup>1\*</sup>

1. 成都大学机械工程学院 四川成都 610106

2. 成都工业学院材料与工程工程学院 四川成都 611730

**摘要:** 本文采用电弧熔炼制备了不同 Nb/C 摩尔比 (0.0、0.8 和 1.0) 的 310S 奥氏体不锈钢, 经固溶处理、稳定化处理和时效处理后, 获得了不同形态的 NbC 颗粒, 对比研究了 NbC 形态对 310S 滑动耐磨性的影响。结果表明: 离散的近等轴 NbC 颗粒对降低磨损率有显著影响, 而针状颗粒容易开裂和断裂, 并充当磨料颗粒, 从而导致 310S 的抗磨性能较差。

**关键词:** NbC; 310S; 铸造; 热处理; 耐磨性能

作为一种奥氏体不锈钢, 310S 因其出色的抗氧化性和耐腐蚀性, 在石油、天然气和石化行业处理高温腐蚀性流体的管道系统中得到广泛应用<sup>[1]</sup>。特别是在管道阀门应用领域, 从节省维护成本的角度出发, 不仅需要优异的耐腐蚀性, 还需要一定程度的耐磨性能。为了避免脆化和晶间腐蚀, 通常将 Nb 添加到 310S 中以优先产生 NbC, 从而抑制晶界处碳化铬的形成<sup>[2]</sup>。由于 NbC 具有与不锈钢相似的密度以及较之不锈钢高得多的硬度, 可以通过原位合成引入到不锈钢基复合材料中作为增强相, 有效提高其耐磨性<sup>[3-5]</sup>。通常, NbC 形态随其含量 (2 vol% - 25 vol% NbC) 而变化, 并对不锈钢基复合材料的耐磨性有显著影响<sup>[4]</sup>。与 NbC 增强不

锈钢复合材料不同, 由于碳浓度低 ( $\leq 0.08$  wt.%), 310S 中的 NbC 含量通常低于 1 vol%。然而到目前为止, 在如此低的浓度范围内, 还没有关于 310S 中 NbC 析出物形态随含量变化及其对耐磨性影响的报道。基于此, 本文研究了含少量 Nb 的 310S 中 NbC 的形态演变及其对滑动摩擦磨损行为的影响。

## 1. 试验材料及方法

试验钢化学成分设计见表 1。试验原料为 310S 不锈钢圆柱 (直径 20mm, 高度 40mm)。FeNb 颗粒 (纯度 99.9%, 粒度 3 $\mu$ m, Nb 含量 65 wt.%)。

表 1 试验钢的化学成分 (质量分数, %)

编号	C	Ni	Cr	Nb	Mn	Si	P	S	Fe
S1	0.08	19.05	24.05	0	1.26	0.46	0.03	0.03	余量
S2	0.08	19.05	24.05	0.50	1.26	0.46	0.03	0.03	余量
S3	0.08	19.05	24.05	0.62	1.26	0.46	0.03	0.03	余量

按不同 Nb/C 摩尔比 (分别为 0、0.8 和 1.0, 对应试样编号分别为 S1、S2 和 S3) 称量原料, 放入 VAM-300 真空电弧炉的水冷铜坩埚中, 通入纯度 99.999% 的氩气作为熔炼保护气体, 反复熔炼 5 遍以确保成分均匀。对熔炼获取的铸样进行 1473K/0.5h+ 水冷的固溶处理后, 进行 1173K/0.5h 稳定化处理, 再进行 973K/24h 的时效处理。将块体试样切割、磨制、抛光, 使用 Sigma 500 场发射扫描电镜 (SEM) 进行组织观察以及能谱成分分析 (EDS)。采用 HBE-3000M 布氏硬度计测量试样的硬度, 压球直径 10mm, 加载载荷 1000kg, 保载时间 15s。使用 GF-1 型往复式摩擦磨损试验机在环境温度下进行摩擦磨损测试。对磨副为直径 5 mm 的 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 陶

瓷球, 载荷 25 N, 往复频率 3Hz, 磨损轨迹长度为 5 mm, 摩擦时间 60 min。使用 VHX-7000 三维数字显微镜测量磨损体积, 然后计算体积磨损率。

## 2. 结果与讨论

### 2.1 NbC 颗粒形态

从图 1 中可以清楚地看出, 添加 Nb 的钢中析出了微米级的 NbC 颗粒。此外, 随着 NbC 浓度的略微增加, NbC 颗粒的形态发生了显著变化, 从离散的近等轴小颗粒 (直径为 1-2  $\mu$ m) 转变为针状 (长度为 10-20  $\mu$ m, 直径为 1-2  $\mu$ m)。针状形态与之前研究文献的描述一致<sup>[4]</sup>, 即针状 NbC 在浓度低于 5 vol% 时 (NbC 在液态不锈钢中的溶解度) 沉淀析出。

此外，由于添加的 Nb 量较低，细小的近等轴沉淀物可以被视为不能完全长大的针状颗粒。

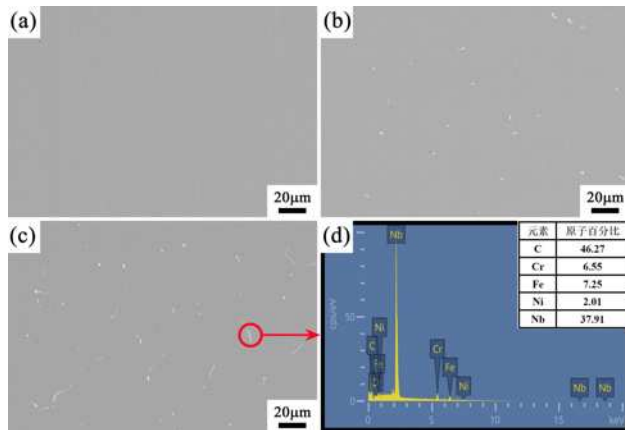


图 1 试样的 SEM 照片及能谱: (a)S1, (b) S2, (c) S3, (d) NbC 颗粒的能谱成分

### 2.2 硬度及耐磨性能

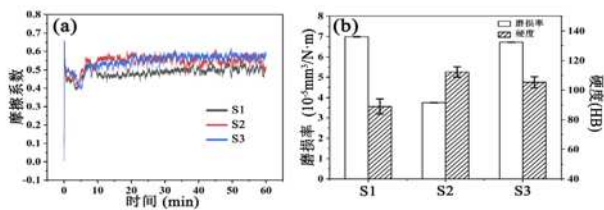


图 2 试样的 (a) 摩擦系数曲线, (b) 硬度和磨损率

从图 2a 可以看出，所有试样的摩擦系数都在 0.50~0.55 之间，没有显著差异。如图 2b 所示，添加 Nb 后，布氏硬度从  $89.0 \pm 5.2$  HB 大幅提高到  $112.3 \pm 3.5$  HB，正如 Kan 等人<sup>[4]</sup>所指出的那样，这种增加主要源于 NbC 硬质相的强化作用。一般而言，NbC 含量的增大意味着硬度更高。然而，从试样 S2 ( $112.3 \pm 3.5$  HB) 到 S3 ( $105.3 \pm 3.8$  HB) 却观察到硬度明显下降。在之前的研究文献中也多次报道了这种现象<sup>[6,7]</sup>，并解释该硬度的降低可归因于 NbC 颗粒的粗化长大。如图 2b 所示，S2 具有最佳的抗磨性能，磨损率为  $3.8 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ ，约为 S1 ( $7.0 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ ) 和 S3 ( $6.7 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ ) 的一半。这与三维数字显微镜测量的磨损轨迹形貌非常吻合 (图 3)，其中 S1、S2 和 S3 的最大磨损深度值分别为  $59.88 \mu\text{m}$ 、 $38.60 \mu\text{m}$  和  $57.50 \mu\text{m}$ 。一般来说，材料的耐磨性能与硬度呈正相关，即硬度越高，耐磨性越好。然而，硬度较高的 S3 仅表现出与 S1 相当的耐磨性。这意味着

在本研究中仅仅使用硬度作为耐磨性的评估手段，其结果是不完全准确的，还需要具体分析不同试样的磨损机理。

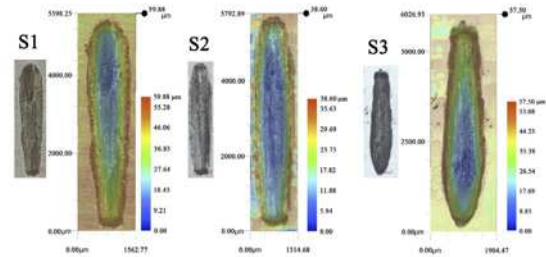


图 3 试样的磨损形貌

### 2.3 磨损机理

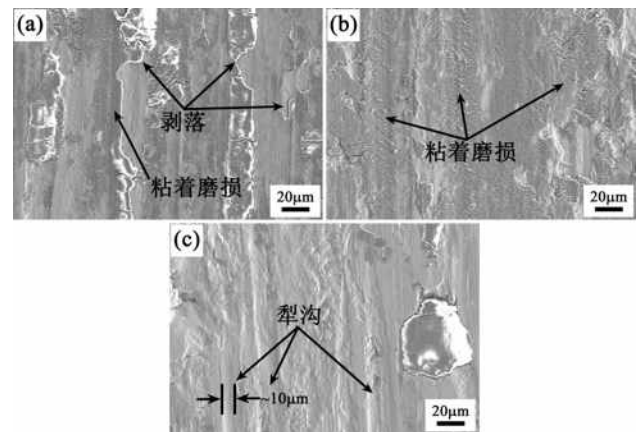


图 4 试样磨损面的扫描电镜图 (a)S1, (b) S2, (c) S3

通过分析样品 S1 和 S2 的磨损表面形态和磨屑成分 (图 4 和图 5)，可以观察到两者都经历了粘着磨损，并在其表面形成了氧化膜。主要区别在于，S1 的氧化膜显示出明显的裂纹和大面积的剥落，暴露出相对光滑的基材表面，而 S2 的主要特征是粘着磨损，氧化膜的剥落显著减少。相比之下，S3 的表面主要呈现出大量宽度约为  $10 \mu\text{m}$  的犁沟。结合磨屑成分与基体成分基本相近的事实，可以推断出 S3 的表面受到较大硬质颗粒引发的磨粒磨损，导致大量材料直接从金属基体中去除，即出现严重的磨粒磨损。

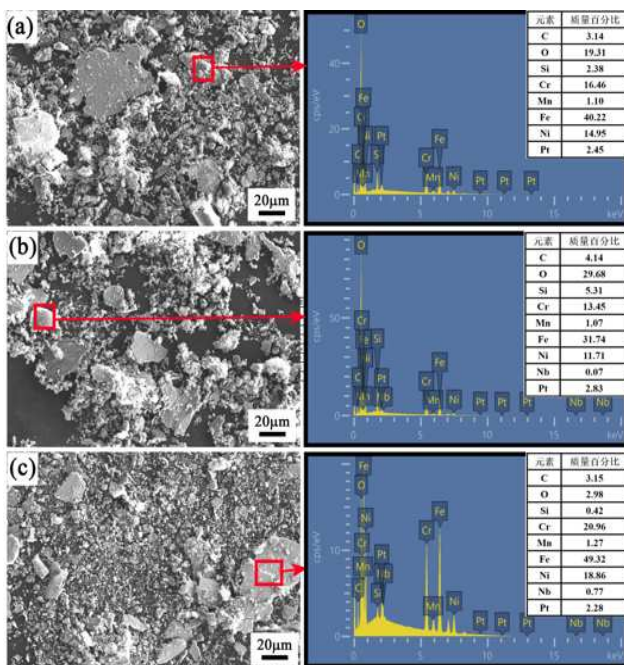


图5 试样磨屑成分分析 (a)S1, (b) S2, (c) S3

根据上述分析,可以推断出磨损机理如图6所示。对于没有NbC颗粒的试样S1,氧化膜的出现表明其表面在循环接触应力下经历了由摩擦热引发的氧化反应。由于其硬度最低,表面对塑性变形的抵抗力较弱,导致摩擦界面接触面积大,粘着磨损严重。随着往复摩擦的进行,氧化膜表面会出现微裂纹,并继续传播,直到摩擦层因疲劳而断裂并从表面剥离,导致大量材料损失,从而降低耐磨性。对于试样S2,由于存在小的近等轴硬质NbC颗粒提升硬度,而硬度的增加可以有效地抵抗施加在磨损表面上的法向载荷,从而减少塑性变形。此外,NbC颗粒和Si3N4球之间的直接接触也有助于抵抗Si3N4球进一步穿刺到基体中,有效减小摩擦表面的实际接触面积。因此,尽管S2本质上也像S1一样承受粘着磨损,但其表面损伤较轻,对滑动磨损的抵抗效果更好。至于S3试样,其中的NbC颗粒以针状形态出现,在外力作用下,该形态比小的近等轴颗粒更容易开裂和断裂,这在其它研究中也观察到了类似的现象[8-10]。随着裂纹延伸到界面,颗粒相和基体之间的结合受到严重破坏,同时形成界面空隙,如图6所示。因此,在往复摩擦过程中,针状NbC颗粒很容易从基体上脱落并成为磨料颗粒,从而导致严重的塑性变形,并在磨损表面上产生大量宽而深的犁沟,如图4c所示。在S3的磨损轨迹上很明显,表现出严重的磨粒

磨损,其特征是直接切割金属基体并伴随大量金属材料的去除,磨损率甚至接近没有NbC颗粒的S1。虽然很难直接从磨屑中观察到NbC颗粒,但在S3磨痕中存在的~10µm宽的大犁沟以及其磨屑中Nb元素的浓度远远高于其它样品的现象,可以证实存在从基体中脱离的粗大NbC磨料颗粒。因此,对于含少量NbC的310S不锈钢,控制碳化物形态是提高耐磨性的关键因素之一。

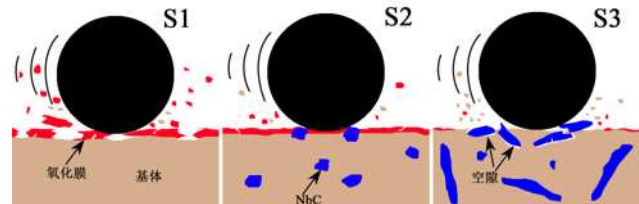


图6 试样磨损机理图

### 3. 结论

本工作研究了NbC形态对310S不锈钢滑动耐磨性的影响。可以得出如下结论:随Nb/C比的增加,NbC的形态从近等轴的析出物转变为针状颗粒。虽然NbC的存在显著提高了310S不锈钢的耐磨性,但对其形态有明确的要求。离散的近等轴NbC颗粒能显著降低滑动磨损率,而针状颗粒却加剧310S钢的磨粒磨损,从而导致其抗磨性能与不含NbC的310S钢相当。

### 参考文献:

- [1] 于浩波,张德龙,胡慧慧,等.不同状态310S奥氏体不锈钢在H2S/CO2环境中的应力腐蚀行为[J].表面技术,2020,49(03):14-22.
- [2] 温冬辉,吕阳,李震,等.Nb/Ti/Zr/W对310S奥氏体不锈钢析出相行为和力学性能的影响[J].材料工程,2019,47(09):61-71.
- [3] 温冬辉,吕阳,李震,等.强碳化物形成元素与碳的配比关系和稳定化处理对310S奥氏体不锈钢析出相行为的影响[J].材料导报,2019,33(18):3101-3106.
- [4] Kan W H, Ye Z J, Zhu Y, et al. Fabrication and characterization of microstructure of stainless steel matrix composites containing up to 25 vol% NbC [J].Materials Characterization,2016(119):65-74.
- [5] Kan W H, Yu Z, Lucey T, et al. The effect of NbC morphology on the slurry erosion performance of ferrous alloys [J].Wear,2019(434):202988.

[6]Kuzucu V, Aksoy M, Korkut M H, et al. The effect of niobium on the microstructure of ferritic stainless steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 1997(230):75–80.

[7]Kuzucu V, Aksoy M, Korkut M H. The effect of strong carbide-forming elements such as Mo, Ti, V and Nb on the microstructure of ferritic stainless steel [J]. Journal of materials processing technology,1998(82):165–171.

[8]孙陶安,吴正义,周继顺,等.Mo含量对高碳钢组织和耐磨性的影响[J].金属热处理,2024,49(09):64–71.

[9]胡峰荣.Cr12MoV钢耐磨性能研究及热处理工艺优化[J].特钢技术,2022,28(02):4–8.

[10]章昊,周敏,唐季平,等.Cr12MoV钢的耐磨性与其碳化物相关性研究[J].上海金属,2021,43(01):42–49.

#### 作者简介:

赵朝邓(1999—),男,汉,河南省邓州市,硕士研究生,成都大学,研究方向:主要从事耐热不锈钢研究

通讯作者:鲜勇(1983—),男,教授,主要从事金属基复合材料研究。