

Friction and Wear Properties of Ni₃Al-Ni₃V Alloy at Room Temperature

Wei Xie, Zhensheng Wang*, Haixing Li, Yijie Yi

Engineering Research Center of Advanced Mining Equipment, Ministry of Education, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan Hunan
Email: 18390246732@163.com, *zhsh_w@sina.com

Received: Jul. 30th, 2020; accepted: Aug. 13th, 2020; published: Aug. 20th, 2020

Abstract

To study the wear mechanism of Ni₃Al-Ni₃V alloy at room temperature, the Ni₃Al-Ni₃V alloy with different microstructure was prepared by solid solution aging and carburizing process. The wear properties at room temperature were tested by reciprocating wear testing machine. The experimental results show that Ni₃Al-Ni₃V alloy consists of a soft Ni₃Al phase and a hard Ni₃Al + Ni₃V composite phase. After the carburization, a carbonized layer with a thickness of about 4 μm and a Ni-rich phase transition layer of about 6 μm are formed on the surface of the Ni₃Al-Ni₃V alloy. They form a wear-resistant layer, which is densely bonded and well bonded to the matrix alloy, thereby improving the friction and wear properties of the alloy. In terms of wear mechanism, the soft Ni₃Al phase leads to the wear environment embrittlement of Ni₃Al-Ni₃V alloy and the critical content of Al is 5.53 at.%. As the load and sliding speed increase, the wear mechanism of the solid solution Ni₃Al-Ni₃V alloy changes from abrasive wear and environment embrittlement to adhesive wear. The carburized Ni₃Al-Ni₃V alloy also undergoes environmental brittleness after its carbonized layer and Ni-rich phase transition layer are gradually worn away.

Keywords

Ni₃Al-Ni₃V Alloy, Friction Coefficient, Wear Rate, Environmental Embrittlement, Wear Mechanism

Ni₃Al-Ni₃V合金的室温摩擦磨损性能

谢 威, 王振生*, 李海星, 易轶杰

湖南科技大学先进矿山装备教育部工程研究中心, 湖南 湘潭
Email: 18390246732@163.com, *zhsh_w@sina.com

收稿日期: 2020年7月30日; 录用日期: 2020年8月13日; 发布日期: 2020年8月20日

*通讯作者。

摘要

为研究Ni₃Al-Ni₃V合金的室温磨损机理,采用固溶时效和渗碳工艺制备了不同微观组织的Ni₃Al-Ni₃V合金,通过往复式磨损试验机测试了其室温磨损性能。实验结果发现,固溶Ni₃Al-Ni₃V合金由软的Ni₃Al相和硬的Ni₃Al + Ni₃V复合相组成;渗碳Ni₃Al-Ni₃V合金表面生成了厚度约4 μm的碳化物层和约6 μm的富Ni相过渡层,组织致密,与基体合金结合良好,具有较高硬度和弹性模量的碳化物层提高了合金的摩擦磨损性能。Ni₃Al相对环境中水汽敏感,磨损过程中易与水汽反应产生环境脆性,导致Ni₃Al-Ni₃V合金发生了磨损环境脆性,Al的临界含量为5.53 at.%。随着载荷和滑动速度的增加,固溶Ni₃Al-Ni₃V合金的磨损机制由磨粒磨损和环境脆性转变为粘着磨损,渗碳Ni₃Al-Ni₃V合金的碳化物层和富Ni相过渡层逐渐被磨掉后,也发生了环境脆性。

关键词

Ni₃Al-Ni₃V, 摩擦系数, 磨损率, 环境脆性, 磨损机制

Copyright © 2020 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

随着“中国速度”的快速发展,对航天、航空等领域所使用的高温轴承材料提出了更高的挑战。因为高温轴承所处的工作环境十分恶劣。例如:航空发动机压缩机和主轴处使用的滚动轴承我们通常称为主轴轴承,主轴轴承的温度高达300℃,接触应力也在2 Gpa以上。正是因为航空发动机所处的运行工况环境十分的苛刻复杂,所以使得高温轴承容易发生磨损失效,轴承一旦发生失效,会导致传动系统的精度降低,从而振动急剧增大,容易造成重大事故。Ni₃Al-Ni₃V是新型镍基超超合金,具有高蠕变断裂寿命、高硬度、低热膨胀系数和高导热性,而且在宽温度范围内具有高拉伸强度、高断裂韧性和≥2%室温拉伸延伸率[1][2]。目前,Ni₃Al-Ni₃V主要在以下3个领域展现了应用前景:1)作为高温滚珠轴承的内圈和外圈应用于发动机,使用寿命较SUS440C提高了20倍[3]。2)等离子渗氮Ni₃Al-Ni₃V作为搅拌摩擦焊的焊头,焊接SS400和SUS430,焊头的肩部没有磨损,搅拌针的形状没有变化[4][5],也没有污染的现象。3)作为粘结剂,替代Ni和Co制备硬质合金[6],常温~900℃的硬度均高于Co-TiC硬质合金。

由于Ni₃Al-Ni₃V合金磨损性能的国内外研究报道比较少,又考虑到前期研究发现Ni₃Al在室温下会发生环境致脆特性[7][8],磨削加工工件容易导致表面裂纹而报废。因此,本文作者以Ni₃Al-Ni₃V合金为研究对象,系统分析了合金在不同载荷、不同速度下的摩擦磨损性能与机理,并且为了进一步提高Ni₃Al-Ni₃V合金的摩擦磨损性能对合金做了表面渗碳处理,为Ni₃Al-Ni₃V合金应用到高温轴承领域中提供了参考。

2. 试验材料与方法

2.1. 试验材料

实验选取高纯Ni、高纯Ni-B、高纯Al和高纯Al-V为原料,按名义成分75Ni-8.5Al-16.5V(at.%)配

置含有 0.001 wt.% B 的 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金, 合金在高真空电弧炉中熔炼成合金铸锭, 为了保证化学成份的均匀, 对合金锭反复熔炼 3 次以上。采用线切割方法切取厚度为 4 mm 的合金试样, 表面磨至 1200# 砂纸, 抛光。采用固溶时效工艺($1100^\circ\text{C} \times 48 \text{ h} \rightarrow 1000^\circ\text{C} \times 24 \text{ h}$)和气体渗碳工艺($950^\circ\text{C} \times 48 \text{ h}$) 处理合金试样。试样抛光后, 经丙酮 + 乙醇超声波清洗, 烘干待用。

2.2. 试验设备及参数

测试合金的摩擦磨损性能所用的试验设备为 HRS-2M 型往复磨损试验机。试验在室内温度 26°C 、空气湿度 70% 的大气环境下进行。与合金对磨的试件为 Si_3N_4 陶瓷球, 在试验设备的控制板块设置其加载条件, 测试载荷为 10 N 和 45 N 滑动速度分别为 0.05 m/s、0.1 m/s、0.2 m/s, 单次往复滑动距离为 10 mm, 实验时间为 30 min。取摩擦系数稳定后的平均值, 磨损体积由 NanoMap-500LS 型三维接触式表面轮廓仪测量, 按照公式 $W = V/(F \cdot L)$ (W 为磨损率, V 为磨损体积, F 为载荷, L 为滑动距离)计算磨损率。取三次试验结果的均值。

2.3. 分析设备

采用配置了能谱仪(EDS)的 S-3400N 扫描电子显微镜(SEM)观察 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的微观组织及磨损表面和横截面形貌。利用 D/Max-RB 型 X 射线衍射仪分析 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的相组成。合金的硬度用 HV-1000 数显显微硬度计测量, 加载时间为 15 s, 载荷为 50 g, 取五次试验结果的均值。

3. 实验结果

3.1. $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的显微组织与硬度

图 1 是 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的 SEM 组织图片。从图 1(a)可以看出, 固溶 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的组织由网状的黑色相和块状的白色相构成, XRD (图 1(f))和 EDS 分析表明, 白色相为 Ni_3Al 相, 黑色相为 $\text{Ni}_3\text{Al} + \text{Ni}_3\text{V}$ 复合相, 其中, Ni_3Al 为软相, $\text{Ni}_3\text{Al} + \text{Ni}_3\text{V}$ 复合相为硬相[1]-[6]。渗碳 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金表面呈现出白色块状形貌和黑色片状或块状形貌(图 1(b)), XRD (图 1(f))分析表明, 主要存在 Ni_3Al 、 Ni_3V 、 V_2C 相、 Al_4C_3 相和少量的 Ni 相; 高倍 SEM 图片可以发现, 白色块状表面主要由短棒状 V_2C 相[9]构成(图 1(c)), 黑色块状表面主要由堆簇起来镶嵌在块状 Al_4C_3 相[10]中的短棒状 V_2C 相组成(图 1(d)); 从横截面可以看出(图 1(e)), 合金表面生成了厚约 $4 \mu\text{m}$ 的碳化物层和约 $6 \mu\text{m}$ 的富 Ni 相过渡层, 渗碳组织致密, 与基体合金结合良好。

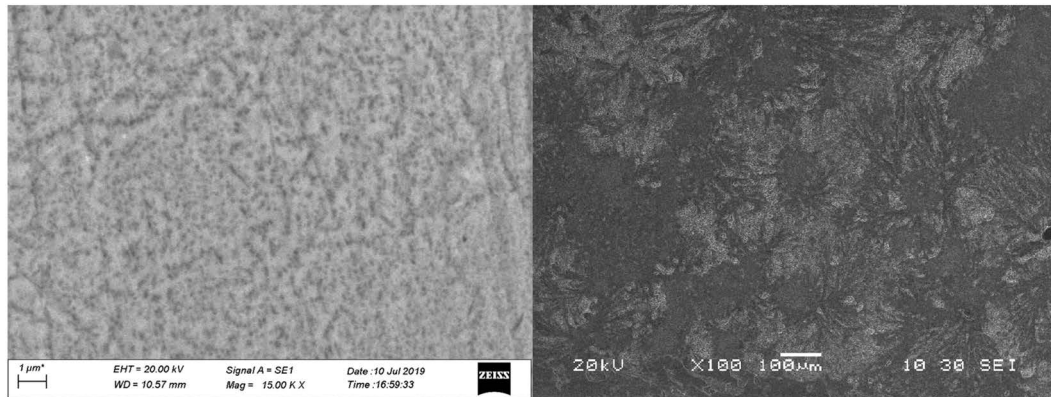
从表 1 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的表面硬度, 可以看出: $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的硬度高于 Ni_3Al 合金, 这是由于 $\text{Ni}_3\text{Al} + \text{Ni}_3\text{V}$ 复合相的强化导致的; V_2C 的硬度超过了 2000 HV [11], 然而, 固溶 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的硬度高于渗碳 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金, 这可能是由于碳化物层较薄, 棱锥状的压头压破碳化物层, 压入硬度较低的富 Ni 相过渡层导致的。

3.2. $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的摩擦磨损性能

图 2 所示为 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的摩擦磨损性能曲线。从图 2(a)可以发现: 不同载荷下, 合金的摩擦系数随着滑动速率的增加而降低; 渗碳 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的摩擦系数低于固溶 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金, 这是由于 V_2C 和 Al_4C_3 构成的碳化物层具有较高的硬度和弹性模量, 磨损中其弹性变形及实际接触面积均较小导致的[12]。从图 2(b)可以发现: 渗碳 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的磨损率低于固溶 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金, 表明表面渗碳可以有效地强化 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的耐磨损特性; 然而, 高载荷和高滑动速度下, 渗碳 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金发生耐磨损特性不足的问题。

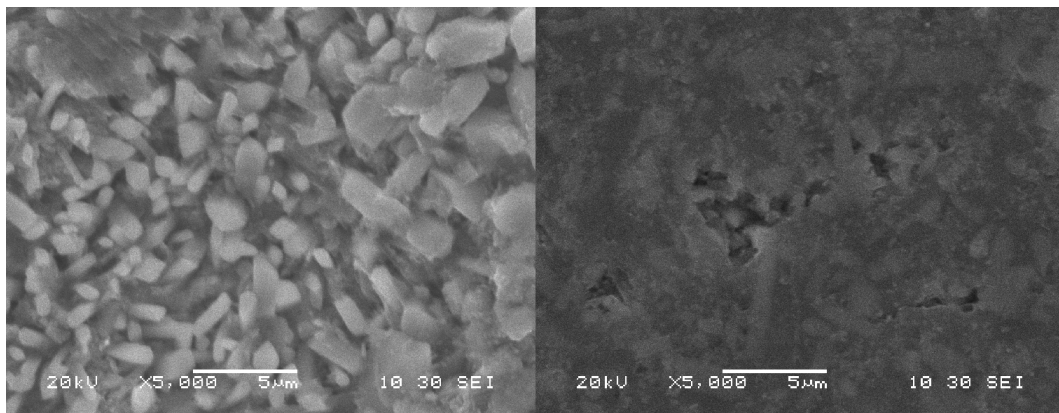
Table 1. Hardness of Ni₃Al-Ni₃V alloy
表 1. Ni₃Al-Ni₃V 合金的硬度

	Carburizing Ni ₃ Al-Ni ₃ V	Ni ₃ Al-Ni ₃ V	Ni	Ni ₃ Al
Hardness/HV	382.6~457.7	498.3~521.4	199 [21]	179 [22]



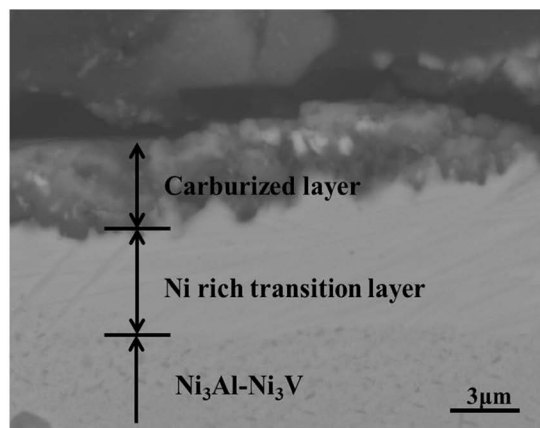
(a) Ni₃Al-Ni₃V 合金组织

(b) 低倍渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金表面形貌

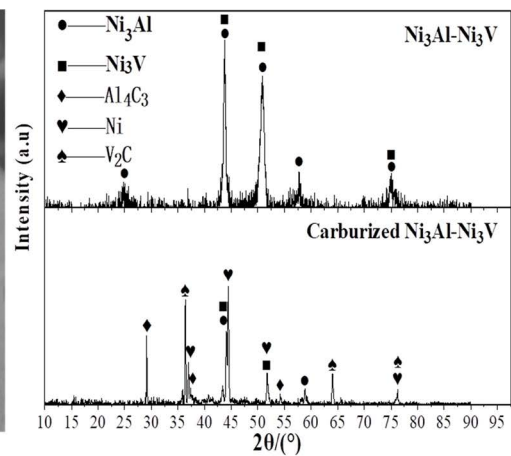


(c) 高倍渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金表面白色块状形貌

(d) 高倍渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金表面黑色块状形貌



(e) 渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金横截面



(f) XRD

Figure 1. Microstructure and XRD pattern of Ni₃Al-Ni₃V alloy and carburized Ni₃Al-Ni₃V alloy
图 1. 标准试验系统结果曲线

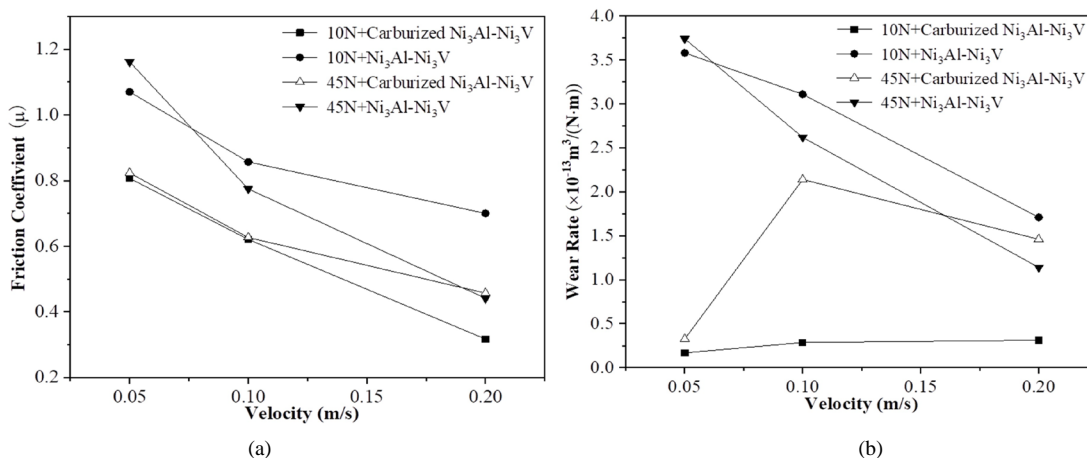
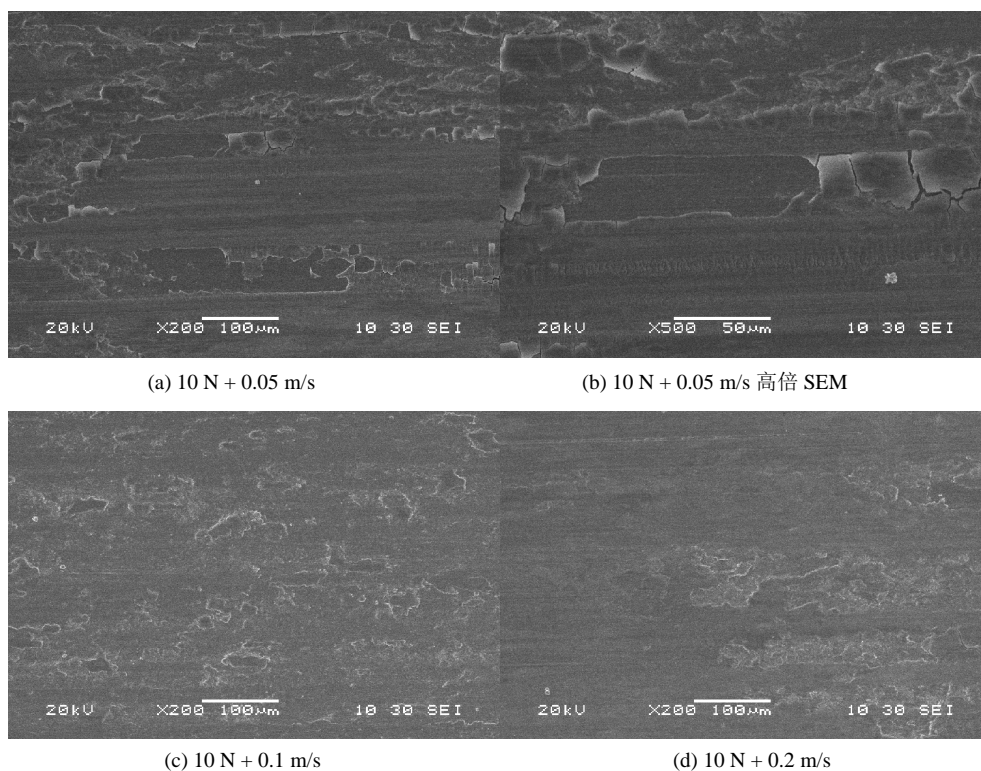


Figure 2. Friction and Wear Properties of Ni₃Al-Ni₃V alloy and carburized Ni₃Al-Ni₃V alloy
图 2. Ni₃Al-Ni₃V 及渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金的摩擦磨损性能

3.3. Ni₃Al-Ni₃V 合金的磨损表面形貌分析

图 3 为固溶 Ni₃Al-Ni₃V 合金的磨损表面形貌。可以发现, 10 N + 0.05 m/s 下, 合金磨损表面呈现犁沟、剥落和裂纹特征(图 3(a)), 高倍磨损表面呈现显著的平行和垂直于磨损方向的裂纹(图 3(b)) and 轻微的粘着磨损特征, 剥落是以薄片形状脱离母材的, 发生了磨损环境脆性[7] [8] [13]; 随滑动速度的提高, 磨损表面粘着磨损特征增强, 犁沟、剥落与裂纹特征减弱(图 3(c)和图 3(d)); 随载荷的增加, 磨损表面呈现犁沟、粘着、剥落和裂纹特征(图 3(e)), 高倍磨损表面呈现显著的擦伤特征(图 3(f)), 这是由于在高载荷下, 真实接触面积占更大可利用的表观接触面积, 以致松散的磨损粒子一旦生成就无法脱离开, 故擦伤了 Ni₃Al-Ni₃V 合金[12]。当 45 N + 0.1 m/s 时, 随滑动速度增加, 磨损表面粘着、剥落与裂纹特征增强, 犁沟特征减弱(图 3(g)和图 3(h))。



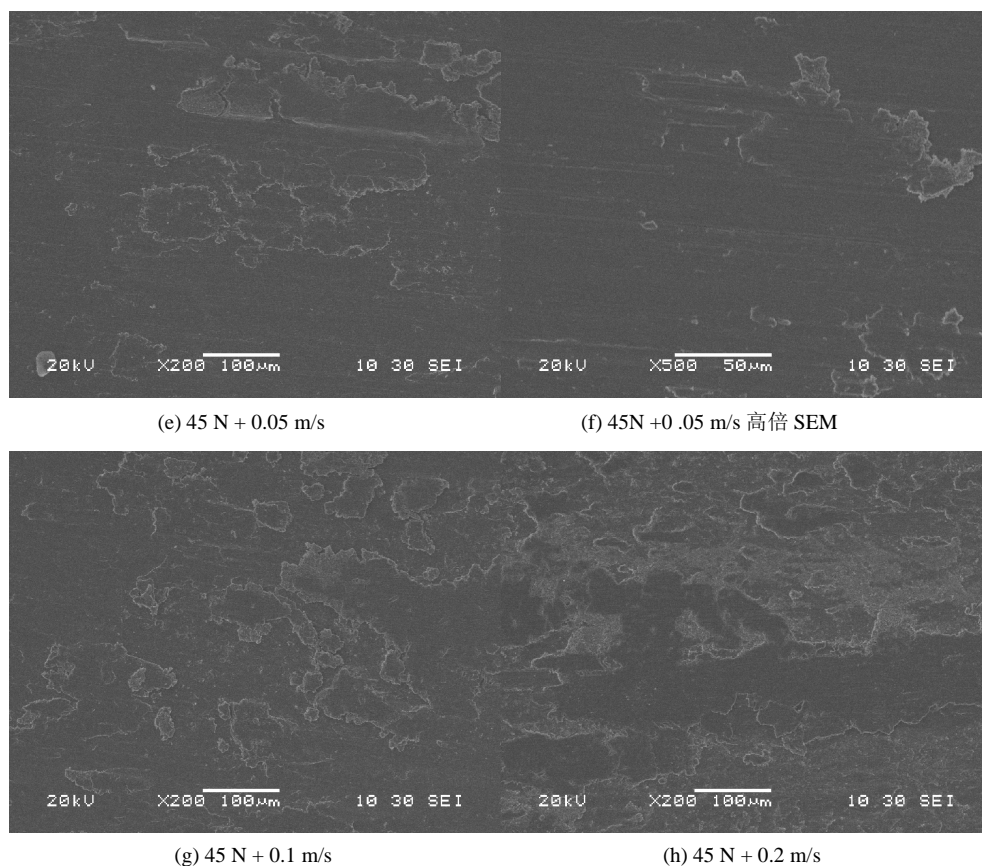
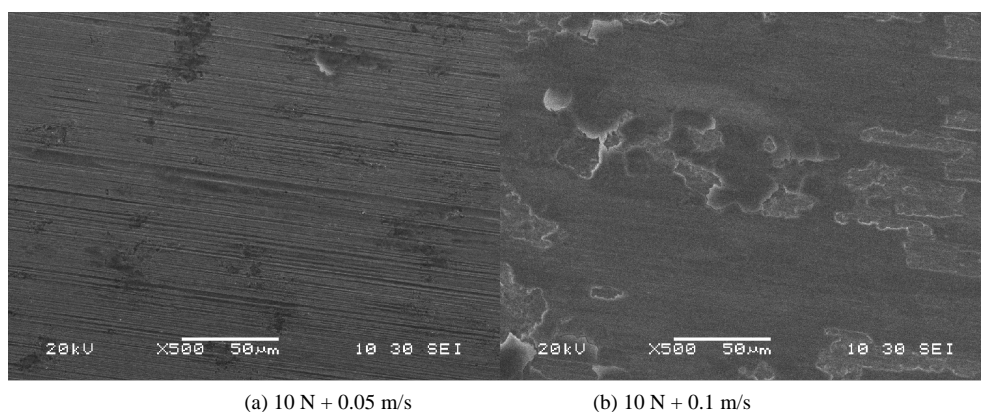


Figure 3. Wear surface morphology of $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ alloy

图 3. $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金磨损表面形貌

图 4 为渗碳 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金的磨损表面形貌。可以发现, 10 N + 0.05 m/s 下, 合金磨损表面呈现犁沟特征(图 4(a)); 随滑动速度的提高, 磨损表面环境脆性特征逐渐增强(图 4(b)和图 4(c)), 这说明磨损深度到达了 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 基体; 随载荷的增加, 磨损表面犁沟特征增强(图 4(d)), 并呈现轻微的粘着磨损特征, EDS 分析表明, 磨损深度到达了富 Ni 相过渡层。当 45 N + 0.1 m/s 时, 磨损表面粘着、剥落与裂纹特征增强, 犁沟特征减弱, 并出现环境脆性特征(图 4(e)和图 4(f)), 这可能是由于表面碳化物层和富 Ni 相过渡层已被磨掉, 磨损发生在 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 表面, 故随滑动速度的提高, 环境脆性特征增强, 相应的磨损率与 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金相近。



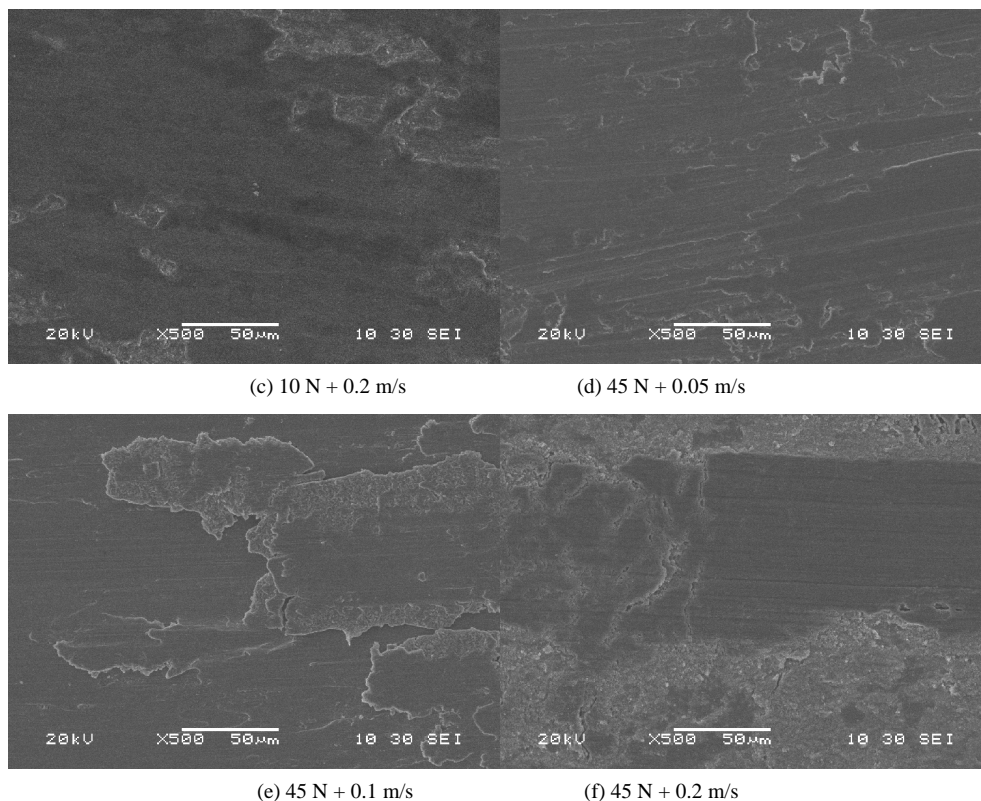


Figure 4. Wear surface morphology of carburized Ni₃Al-Ni₃V alloy
图 4. 渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金磨损表面形貌

4. 分析与讨论

4.1. Ni₃Al-Ni₃V 合金的磨损环境脆性机理

根据李玉芳[14]等的研究发现金属化合物 Ni₃Al 合金在大气环境中呈现严重的环境脆性是由空气中的水汽诱发的,并且含 Ni₃Al 相的镍基超合金在氢气环境中会发生氢脆的现象[15] [16] [17]。脆化步骤有:空气中的水分子同 Ni₃Al 中的 Al 元素发生表面反应[18] [19] [20]: $2Al + 3H_2O \rightarrow Al_2O_3 + 6H$ 形成的原子 H 和原子 H 不断向合金内部扩散并聚集到裂纹尖端塑性区,从而造成合金具有沿晶界断裂趋势或脆性穿晶断裂。所以暴露在大气中的 Ni₃Al 表面只有同水汽发生反应生成原子态 H 才会导致环境脆性,并且 Ni₃Al 有对水汽诱发的环境致脆敏感性高的特征。Ni₃Al-Ni₃V 合金的室温磨损环境脆性可能是因为 Si₃N₄ 陶瓷球的连续挤压产生塑性变形和表面微凸体的犁沟作用, Ni₃Al-Ni₃V 合金不断地有“新”表面暴露在环境中。空气中的水汽通过吸附作用与“新”表面接触,合金中的 Ni₃Al 相的活泼原子 Al 与它发生化学反应生成原子 H,原子 H 逐步向合金内部扩散聚集;当磨损接触区的交变应力大于合金的疲劳极限时,材料表面将引起裂纹萌生,原子 H 在应力作用下聚集在裂纹尖端塑性区并且引发脆化。磨损表面产生的原子 H 逐步扩散并聚集,同时破坏了 Ni₃Al-Ni₃V 合金磨损表面的完整性,经原子 H 脆化后的合金表面疏松,很快被 Si₃N₄ 陶瓷球磨掉增加了合金材料的损失量[21]。

合金对环境敏感性的主要影响因素是合金中的活泼金属组元及其含量。在磨损过程中,合金的一活泼组元与水汽发生反应的化学方程式如下:



其中 A 为活泼金属组元元素, x, y 为化学方程式系数。上式化学反应发生的难易程度可以用来评价合金中活泼组元的环境敏感性, 通过计算化学反应的 Gibbs 自由能变化 $\Delta G_f^\theta < -120 \text{ KJ/mol}$, 则合金活泼组元环境敏感性高[22]。

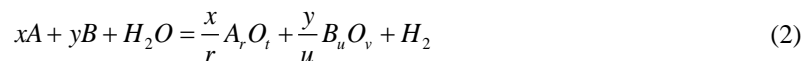
$\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金中主要组成元素与水汽反应生成氧化物的 Gibbs 自由能变化如表 2 所示。可知 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金中 Al 和 V 元素的 Gibbs 自由能变化 $\Delta G_f^\theta < -120 \text{ KJ/mol}$, 属于环境敏感性高的元素。所以, 合金磨损过程中, 暴露在大气中的“新”表面上的活泼组元与水汽发生反应, 析出高逸度的原子态 H, 从而导致环境脆性。

Table 2. The main component of the alloy representative Gibbs free energy of oxide formation

表 2. 合金主要组元的代表性氧化物生成 Gibbs 自由能

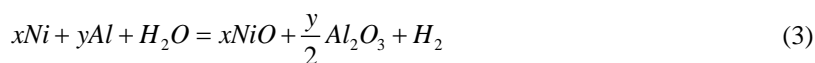
Chemical Equation	$\Delta G_f^\theta \text{ KJ/mol}$
$2/3\text{Al} + \text{H}_2\text{O} = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{H}_2$	-290
$\text{Ni} + \text{H}_2\text{O} = \text{NiO} + \text{H}_2$	26
$\text{V} + \text{H}_2\text{O} = \text{VO} + \text{H}_2$	-172

对于二元以上合金, 其环境敏感性与活泼组元的敏感性和含量有关。若合金中含有对环境不敏感的不活泼组元, 则合金的环境敏感性与活泼组元和不活泼组元的相对含量有关。二元合金与水汽发生反应可用。下式来表述[22]:



其中 A, B 为合金中不同的组元, x, y, r, t, u, v 为化学方程式系数。 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金中不同组元对环境敏感性程度也大不相同(表 2), 其中合金 Ni 元素所占的原子百分比达 75%, Ni 与 H_2O 发生反应生成 NiO 的 Gibbs 自由能变化为 26 KJ/mol (表 2), 属于环境不敏感元素。

考虑到 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金中 Al 的 Gibbs 自由能最小(-290 KJ/mol), 环境敏感性最高, 所以将合金中 Ni, Al 两组元代入(2)式得:



由(3)式和元素守恒(物料守恒)得:

$$x + \frac{3}{2}y = 1 \quad (4)$$

令反应方程式的 $\Delta G_f^\theta = 0 \text{ KJ/mol}$, 反应处于平衡状态, 则得到合金中环境敏感的 Ni-Al 临界含量比, 其中 H_2O , Al_2O_3 和 NiO 常温标准状态下 Gibbs 自由能分别为 -237.13 KJ/mol, -1582.3 KJ/mol, -211.7 KJ/mol [23]。代入到(3)式中得:

$$211.7x + 791.15y = 237.13 \quad (5)$$

联立(4)和(5)可计算 Al 的临界含量为 5.53 at.%。试样 Al 元素占 $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金原子百分比为 8.5%, Al + V 元素原子百分比之和达到 25%, 所以, $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}_3\text{V}$ 合金对大气中的水汽敏感性高, 磨损过程中敏感组元易与水汽发生反应导致环境脆性。

鉴于 Ni_3V 是以 $\text{Ni}_3\text{Al} + \text{Ni}_3\text{V}$ 复合相的组织结构分布在合金基体中, 因而, Ni_3V 对合金的环境脆性的作用机制还有待于进一步设计实验进行研究。

4.2. Ni₃Al-Ni₃V 合金的粘着磨损机理

Si₃N₄ 硬度高, 具有良好的抗粘着特性, 当 Si₃N₄ 表面微凸体犁削合金磨损表面形成的软金属 Ni₃Al-Ni₃V 磨屑逐渐积累在 Si₃N₄ 陶瓷球表面上时, 最终使陶瓷球与 Ni₃Al-Ni₃V 之间的滑动变成 Ni₃Al-Ni₃V 与 Ni₃Al-Ni₃V 之间的滑动, 这时结点与两个表面皆为同一金属, 然而变形和熔接会使结点硬化并使其剪切强度显著提高, 故剪切很少发生于界面之间, 而是在软金属 Ni₃Al-Ni₃V 中进行, 所以, 磨损表面损伤和磨损都很高[12]。

5. 结论

1) 固溶时效处理的 Ni₃Al-Ni₃V 合金由软的 Ni₃Al 相和硬的 Ni₃Al + Ni₃V 复合相组成。渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金表面生成厚约 4 μm 的碳化物层和约 6 μm 的富 Ni 相过渡层, 碳化物层由短棒状 V₂C 相和镶嵌在块状 Al₄C₃ 相中的短棒状 V₂C 相组成, 组织致密, 与基体结合良好。

2) Ni₃Al-Ni₃V 合金和渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金的摩擦系数和磨损率随滑动速率的增加而降低, 渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金的表面碳化物层具有较高的硬度和弹性模量, 提高了合金的摩擦磨损性能。

3) Ni₃Al-Ni₃V 合金对环境水汽敏感, 磨损过程中易与水汽反应产生环境脆性, Al 的临界含量为 5.53 at.%。随着载荷和滑动速度的增加, 合金的磨损机制由磨粒磨损和环境脆性转变为粘着磨损, 渗碳 Ni₃Al-Ni₃V 合金的碳化物层和富 Ni 相过渡层逐渐被磨掉后, 也发生了环境脆性。

基金项目

本文研究工作得到了“国家自然科学基金项目(51101055)”、“湖南省自然科学基金项目(2020JJ4312)”提供的资助。

参考文献

- [1] Semboshi, S., Tsuda, H., Kaneno, Y., *et al.* (2015) Thermal Conductivity of Ni₃V-Ni₃Al Pseudo-Binary Alloys. *Intermetallics*, **59**, 1-7. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.12.006>
- [2] 林永記, 小林覚, 佐藤和久, 待つて. Ni(Al), Ni₃Al(L12), Ni₃V(D0₂₂)₃ 相間の相平衡に及ぼす Ti 添加の効果[J]. 鉄と鋼, 2010, 96: 34-39.
- [3] Moronaga, T., Ishii, S., Kanaeno, Y., *et al.* (2012) Aging Effect on Microstructure and Hardness of Two-Phase Ni₃Al-Ni₃V Intermetallic Alloys Containing Ta and Re. *Materials Science and Engineering A*, **539**, 30-37. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.106>
- [4] Moronafa, T., Kanaeno, Y. and Tsuda, H. (2012) Deformation Microstructures of Two-Phase Intermetallic Alloy Composed of Ni₃Al and Ni₃V in Single Crystalline Form. *Materials Science Forum*, **706**, 1077-1082. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.706-709.1077>
- [5] 平野聡. 摩擦攪拌接合(FSW)用ツール合金[J]. まてりあ, 2016, 55(10): 461-463.
- [6] 高杉隆幸, 金野泰幸. Ni 基超々合金(Ni₃Al-Ni₃V 擬 2 元合金)の創製と実用化研究(特集 構造用金属間化合物の最近の進展)[J]. 金属, 2010, 80(7): 540-547.
- [7] 王振生, 彭真, 杨双双, 等. 室温大气环境下 K417G 合金及其表面 Ni(Co)CrAlYSi 涂层的磨损特性[J]. 有色金属学报, 2016, 26(3): 602-609.
- [8] 彭真, 王振生, 杨双双, 等. K417G 及其表面 NiCrAlYSi 涂层的摩擦磨损特性[J]. 稀有金属, 2017, 41(3): 276-283.
- [9] Cai, X.L., Zhong, L.S., Xu, Y.H., *et al.* (2018) Microstructural Characterization of a V₂C and V₈C₇ Ceramic-Reinforced Fe Substrate Surface Compound Layer by EBSD and TEM. *Journal of Alloys and Compounds*, **747**, 8-20. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.313>
- [10] Liu, X.B., Shi, S.H., Guo, J., *et al.* (2009) Microstructure and Wear Behavior of γ/Al₄C₃/TiC/CaF₂ Composite Coating on γ-TiAl Intermetallic Alloy Prepared by Nd:YAG Laser Cladding. *Applied Surface Science*, **255**, 5662-5668. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2008.11.023>
- [11] 乌晓燕. 反应溅射碳化钒薄膜及 VC/Si₃N₄、V₂C/Si₃N₄ 纳米多层膜的制备、生长结构与力学性能[D]: [硕士学位论文]. 上海: 上海交通大学, 2009.

- [12] F.P. 鲍登, D. 泰伯, 陈绍澧, 等. 固体的摩擦与润滑[M]. 北京: 机械工业出版社, 1982.
- [13] 徐向阳, 徐滨士, 刘文今, 等. K417 镍基高温合金微动磨损行为的研究[J]. 航空材料学报, 2002, 22(4): 13-17.
- [14] 李玉芳. 合金元素 $Z\gamma$ 对 Ni_3Al 力学行为的影响及韧化机制的研究[D]: [博士学位论文]. 北京: 中国科学院金属研究所, 2004: 1-20.
- [15] Dollor, M. and Bernstein, I.M. (1988) The Effect of Hydrogen on Deformation Substructure, Flow and Fracture in a Nickel-Base Single Crystal Superalloy. *Acta Metallurgica*, **36**, 2369-2375. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(88\)90335-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90335-5)
- [16] Chen, P.S. and Wilcox, R.C. (1991) Fracture of Single Crystals of the Nickel-Base Superalloy PWA 1480E in Hydrogen at 22 °C. *Metallurgical and Materials Transactions*, **22**, 2031-2038. <https://doi.org/10.1007/BF02669870>
- [17] 廖鄂斌, 郭建亭, 王淑荷. 定向凝固合金 DZ17G 室温疲劳裂纹扩展行为的研究[J]. 航空材料学报, 1999, 19(1): 39-44.
- [18] Liu, C.T. (1992) Environmental Embrittlement and Grain Boundary Fracture in Ni_3Al . *Scripta Metallurgica*, **27**, 25-28. [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(92\)90313-4](https://doi.org/10.1016/0956-716X(92)90313-4)
- [19] Geoge, E.P., Liu, C.T. and Pope, D.P. (1992) Environmental Embrittlement: The Major Cause of RT Brittleness in Polycrystalline Ni_3Al . *Scripta Metallurgica*, **27**, 365-370. [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(92\)90527-L](https://doi.org/10.1016/0956-716X(92)90527-L)
- [20] Geoge, E.P., Liu, C.T. and Pope, D.P. (1993) Intrinsic Ductility and Environmental Embrittlement of Binary Ni_3Al . *Scripta Metallurgica*, **28**, 857-862. [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(93\)90366-Z](https://doi.org/10.1016/0956-716X(93)90366-Z)
- [21] 姜晓霞, 李诗卓, 李曙. 金属的腐蚀磨损[M]. 北京: 化学工业出版社, 2003: 342-344.
- [22] 张德志, 邹明达, 肖纪美. 金属间化合物环境敏感脆性的能量学分析[J]. 材料科学与工程, 1997, 15(1): 17-19.
- [23] 傅献彩, 沈文霞, 姚天扬, 等. 物理化学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2005: 483-497.