

# Ni 含量对钒钛磁铁矿原位合成制备铁基摩擦材料的影响

Effect of Ni Content on Iron-based Friction Material

Prepared by *In-situ* Synthesized from Vanadium-bearing Titanomagnetite Concentrates

税 玥,冯可芹,岳慧芳,张燕燕,严子迪  
(四川大学 制造科学与工程学院,成都 610065)

SHUI Yue,FENG Ke-qin,YUE Hui-fang,

ZHANG Yan-yan,YAN Zi-di

(School of Manufacturing Science and Engineering,  
Sichuan University,Chengdu 610065,China)

**摘要:**以钒钛磁铁矿为主要原料,利用选择性碳热原位还原技术真空烧结制备铁基摩擦材料,研究添加合金元素 Ni (1%~4%,质量分数,下同)对铁基摩擦材料的微观组织、力学性能及摩擦磨损行为的影响。结果表明:烧结试样由铁基体、润滑相石墨和硬质相(主要为 TiC)3 种组元构成,其基体组织主要是层片状的珠光体,具有较高强度和硬度。与未添加 Ni 的试样相比,添加 Ni 对铁基摩擦材料的组织和性能有不同程度的促进作用。添加少量的 Ni(1%~2%)能有效促进材料烧结致密化,材料中的孔隙细小且数量较少,硬质相和石墨均匀分布,硬度和摩擦磨损性能均随着 Ni 含量的增加大幅度提高。但当 Ni 含量超过 2%时,烧结试样中出现较大的孔洞并且石墨与硬质相均出现偏聚,材料硬度逐渐降低,磨损率和摩擦因数均随 Ni 含量的增加而有所增大。综合而言,当 Ni 含量为 2%时材料的组织结构和性能均达到最佳。

**关键词:**铁基摩擦材料;原位合成;钒钛磁铁矿;Ni

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2017.000477

**中图分类号:** TB33 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2018)09-0073-07

**Abstract:** A method for preparing iron-based friction material directly from the vanadium-bearing titanomagnetite concentrates by means of *in-situ* carbothermic reaction and sintering was presented. Effect of Ni content (1%-4%, mass fraction, the same below) on microstructure, mechanical properties and wear performance of iron-based friction material was investigated. The results show that the sintered sample consists of iron matrix, graphite lubricating phases and hard particles (mainly TiC). The matrix is predominantly composed of laminated pearlite with higher strength and hardness than those of ferrite. Compared with the sintered sample without Ni, the microstructure and properties of iron-based friction material are improved in varying degrees with different Ni contents. Low Ni content (1%-2%) promotes sintering process, which exhibits the decreasing amount of pores and uniform distribution of lubricating graphite phases and hard particles. Besides, the hardness and wear performance are improved significantly with the increase of Ni content. However, when Ni content exceeds 2%, not only the amount of pores increases, but also graphite phases and hard particles segregate in the microstructure, which result in decreasing hardness and poor wear performance of the material. To sum up, the microstructure and properties are the best when the Ni content is 2%.

**Key words:** iron-based friction material; *in-situ* reduction; vanadium-bearing titanomagnetite concentrate; Ni

我国攀西地区蕴藏着极其丰富的钒钛磁铁矿资源,矿中伴生的  $\text{TiO}_2$  和  $\text{V}_2\text{O}_5$  具有重要的综合利用价值<sup>[1]</sup>。高炉冶炼是钒钛磁铁矿开发利用的主要方式,

但具有钒、钛利用率低的缺点,而利用天然矿物原位合成制备复合材料能够更高效地开发利用钒钛磁铁矿。目前,国内外已有利用天然矿物为主要原材料原位合

成制备复合材料的报道。在国内,邹正光等<sup>[2]</sup>以天然矿物钛铁矿( $\text{FeTiO}_3$ )为原料,制备  $\text{TiC}/\text{Fe}$  复合材料;刘胜明等<sup>[3]</sup>利用钛铁矿铝热碳热原位还原技术制备  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$  增强铁基复合材料。在国外,Khoshhal 等<sup>[4]</sup>以钛铁矿为主要原料原位合成了  $\text{Fe-TiC}/\text{Al}_2\text{O}_3$  复合材料;Welham 等<sup>[5-6]</sup>在钛铁矿与金红石的还原基础上,从钛铁精矿中低成本制备了  $\text{TiN}/\text{TiC-Fe}$  超硬复合材料。

本课题组前期开展了大量以钒钛磁铁矿直接制备铁基摩擦材料的研究工作<sup>[7-9]</sup>,已确定出以攀枝花的钒钛磁铁矿作为原料,通过原位合成技术进行选择性的碳热还原和真空粉末烧结技术来制备铁基摩擦材料的技术路线。其技术思路为:钒钛磁铁矿中含有大量的铁氧化物,经碳热还原反应后可生成  $\text{Fe}$  单质,作为铁基摩擦材料的基体; $\text{TiO}_2$  和  $\text{V}_2\text{O}_5$  可以通过碳热还原反应生成与  $\text{Fe}$  基体的润湿性较好且硬度较高的  $\text{TiC}$  和  $\text{VC}$ <sup>[10]</sup>,作为铁基摩擦材料的增强相;伴生的高硬度氧化物  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  能增加铁基摩擦材料的增摩效果<sup>[11]</sup>;  $\text{S}$ ,  $\text{P}$  元素在钢铁中通常作为有害杂质被去除,但在铁基摩擦材料中可提升材料的摩擦性能<sup>[12-13]</sup>。该方法克服了传统的“外加法”制备铁基摩擦材料中基体组元与外加组元润湿性差的缺点<sup>[14]</sup>,并简化了制备工

艺,降低了生产成本,提高了资源利用率。

林文松等的研究表明<sup>[15]</sup>,由于  $\text{Ni}$  和  $\text{Fe}$  能形成无限固溶体,在铁基合金中添加  $\text{Ni}$  能够促进材料的烧结致密化。Hwang 等在研究过程中发现<sup>[16]</sup>,在碳含量不变的情况下,将适量的  $\text{Ni}$  添加到粉末冶金铁基材料中能增加基体中珠光体的数量,从而提高材料的力学性能。本工作借鉴  $\text{Ni}$  在铁基材料中可促进烧结体致密化并强化铁基体的作用,在前期研究基础上分析  $\text{Ni}$  含量对铁基摩擦材料组织结构和性能的影响,以期进一步提高材料的性能。

1 实验材料与方法

实验原料为攀枝花钒钛磁铁精矿粉(成分见表 1)、铁粉、镍粉和石墨粉,其性能指标如表 2 所示。参照本课题组前期研究成果所得的配方和工艺<sup>[14]</sup>,按照将钒钛磁铁矿中的铁氧化物完全还原为单质铁,并把钛化合物完全转变为  $\text{TiC}$  的原则,将钒钛磁铁精矿粉和还原剂石墨粉按照质量比 100 : 20.03 进行配比称量,球磨混匀后在真空烧结炉中进行预还原,还原温度为  $1300^\circ\text{C}$ ,保温 3h。钒钛磁铁矿经石墨还原后得到的预还原粉化学成分如表 3 所示。

表 1 钒钛磁铁精矿粉的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of vanadium-bearing titanomagnetite concentrates (mass fraction/%)

$\text{Fe}_2\text{O}_3$	$\text{FeO}$	$\text{TiO}_2$	$\text{V}_2\text{O}_5$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{SiO}_2$	$\text{MgO}$	$\text{CaO}$	$\text{S}$	$\text{P}$
42.600	30.020	12.650	0.560	4.085	3.890	3.910	1.570	0.677	0.038

表 2 实验原料的性能指标

Table 2 Performance index of experimental powder

Kind of powders	Particle size/ $\mu\text{m}$	Mass fraction/%
Vanadium-bearing titanomagnetite concentrate	$\leq 54$	—
$\text{Fe}$	$\leq 44$	$\geq 99.5$
Graphite	$\leq 10$	$\geq 99.8$
$\text{Ni}$	$\leq 44$	$\geq 99.5$

表 3 预还原粉末的化学组成(质量分数/%)

Table 3 Chemical compositions of pre-reduction mineral powder (mass fraction/%)

MFe	$\text{FeO}$	$\text{TiC}$	$\text{VC}$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{SiO}_2$	$\text{MgO}$	$\text{CaO}$	Others
74.50	1.07	10.69	0.53	5.90	4.71	1.25	1.23	0.13

由于预还原粉中铁含量不足,故在此基础上添加适量的铁粉,以满足 JB/T 3063—2011《烧结金属摩擦材料技术条件》中对铁基摩擦材料的成分要求。以预还原粉 78.72% (质量分数,下同),铁粉 15.35% 以及作为润滑组元的石墨粉 5.93% 为基础配方<sup>[14]</sup>,添加 1%,

2%, 3%, 4% 的  $\text{Ni}$  粉,试样的编号分别为  $\text{Ni-1}$ ,  $\text{Ni-2}$ ,  $\text{Ni-3}$ ,  $\text{Ni-4}$ ,并选取未添加  $\text{Ni}$  的试样  $\text{Ni-0}$  作为参照。将配好的粉料球磨混匀,在  $400\text{MPa}$  的压力下压制尺寸为  $\phi 13.20\text{mm} \times 11\text{mm}$ 、相对密度为 80% 的压坯,并在  $1050^\circ\text{C}$  的真空环境下烧结保温 3h。采用 S-4800 扫描电镜观察烧结试样的显微组织,采用 HBE-3000A 型硬度计测量硬度,利用 M-200 型试验机以定速干摩擦形式对烧结试样进行摩擦磨损实验(对磨材料为  $\text{GCr15}$ ,摩擦速率为  $200\text{r}/\text{min}$ ,预加载压力为  $200\text{N}$ )。

2 结果与分析

2.1 材料的典型微观组织

通过对所制备得到的铁基摩擦材料(包括添加  $\text{Ni}$  元素和未添加  $\text{Ni}$  元素)微观组织检测分析,发现其微观组织构成类似,故选取  $\text{Ni-2}$  烧结试样进行分析讨论。图 1 为  $\text{Ni-2}$  烧结试样的 XRD 物相分析图谱,由图 1 可知,试样中主要存在的物相有  $\text{Fe}$ ,  $\text{TiC}$  和  $\text{C}$ 。图

2 为 Ni-2 烧结试样在 4% 硝酸酒精中腐蚀前后的 SEM 图。如图 2(a) 所示, 烧结试样是由浅灰色区域 A、灰色区域 B 和深灰色区域 D 组成, 这 3 个区域的 EDS 分析结果如表 4 所示。A 区域主要以 Fe 原子为主, 并固溶有大量的 C 原子和 Ni 原子。B 区域所含的主要原子为 Ti 和 C, 其原子比接近 1 : 1, 可知其为硬质相 TiC。D 区域含大量的 C 原子, 主要是润滑相石墨。由图 2(b) 可以看出材料的基体组织是间距细小的层片状珠光体。与铁素体相比, 珠光体具有较高强度和硬度, 片间距细小的珠光体使相界面增多, 阻碍位错滑移, 抵抗塑性变形的能力增大, 且高含量的珠光体也有助其硬度大幅提升, 为铁基摩擦材料在力学性能

的提升提供了结构基础。

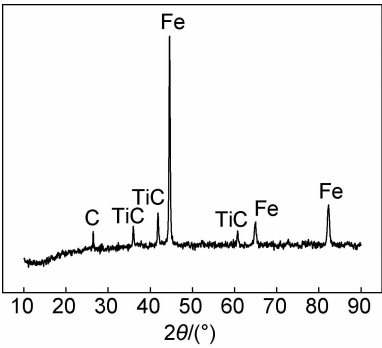


图 1 Ni-2 烧结试样的 XRD 物相分析图谱  
Fig. 1 XRD pattern of the sintered sample Ni-2

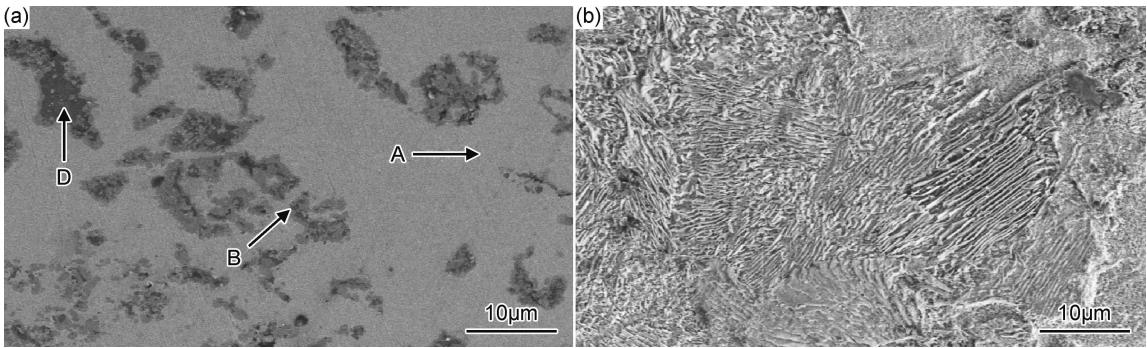


图 2 4% 硝酸酒精腐蚀前(a)后(b)的 Ni-2 烧结试样 SEM 图  
Fig. 2 SEM micrographs showing microstructure before (a) and after (b) corrosion of the sintered samples Ni-2

表 4 A,B,D 区域 EDS 分析结果(原子分数/%)

Table 4 EDS analysis results of areas A,B,D

(atom fraction/%)

Area	Fe	C	Ti	V	Ni
A	66.50	31.33	0.68	—	1.49
B	12.21	39.03	45.27	2.93	0.56
D	24.63	72.40	2.70	0.13	0.14

2.2 Ni 含量对材料显微组织的影响

图 3 为不同 Ni 含量的铁基摩擦材料显微组织。由图 3 可知, 未添加 Ni 的烧结试样的基体被大量大小不均的孔洞分割, 并且显微组织中出现石墨偏聚的现象。相对而言, 添加 Ni 的烧结试样中孔洞数量有所减少, 组织更加致密。其中随着 Ni 含量增至 2%, 基体连接越来越致密, 孔隙数量减少且石墨分布均匀。但是当 Ni 含量超过 2% 时, 不断增多的孔洞逐渐连成不规则的孔洞带, 割裂基体并出现石墨偏聚。

在 1050℃ 的烧结温度下, 由于 Ni 与 γ-Fe 均为 fcc 结构, 将 Ni 添加到铁基材料中, 二者能形成无限固溶体<sup>[17]</sup>。根据相关文献的研究可知<sup>[15]</sup>, 由于 Fe 原子在 Ni 与 γ-Fe 的无限固溶体中的扩散速率远比其在 γ-Fe

中的扩散速率大, 添加 Ni 对铁基材料将起到活化烧结作用。故当 Ni 含量从 0% 增至 2% 时, Ni 含量的增加可促进 Fe 原子的扩散, 从而加速试样烧结致密化。但同时 Hwang 和 Hsiao 的研究表明<sup>[16]</sup>, 随着 Ni 含量的增加, 晶粒会逐渐长大。晶粒长大就会导致晶界减少, 而晶界是空位消亡和物质传输的重要区域<sup>[18]</sup>, 晶界的减少最终将导致烧结试样的基体之间产生较大的孔洞; 因此当 Ni 含量大于 2% 时, 虽然 Ni 含量的增加有利于 Fe 原子的扩散, 但是由于 Ni 会促进晶粒长大, 导致基体之间产生较多的孔洞。

硬质相对摩擦材料至关重要, 在材料中起到抗磨的作用, 既可以弥补润滑相降低材料摩擦因数的不足, 又可以减少低熔点金属与对偶件摩擦之间的黏附, 同时硬质相的分布对材料硬度的影响至关重要。图 4 是添加不同 Ni 含量对铁基摩擦材料硬质相 TiC 分布的影响。未添加 Ni 时, 少数 TiC 分散在基体上, 大部分 TiC 聚集分布在石墨边缘。Ni 含量从 1% 增至 2% 时, TiC 多以第二相形式细小均匀弥散地分布在基体上, 对基体有明显的强化效果。当 Ni 含量从 2% 增至 4% 时, 伴随着孔隙的增加, TiC 逐渐聚集起来, 沿石墨边缘分布。

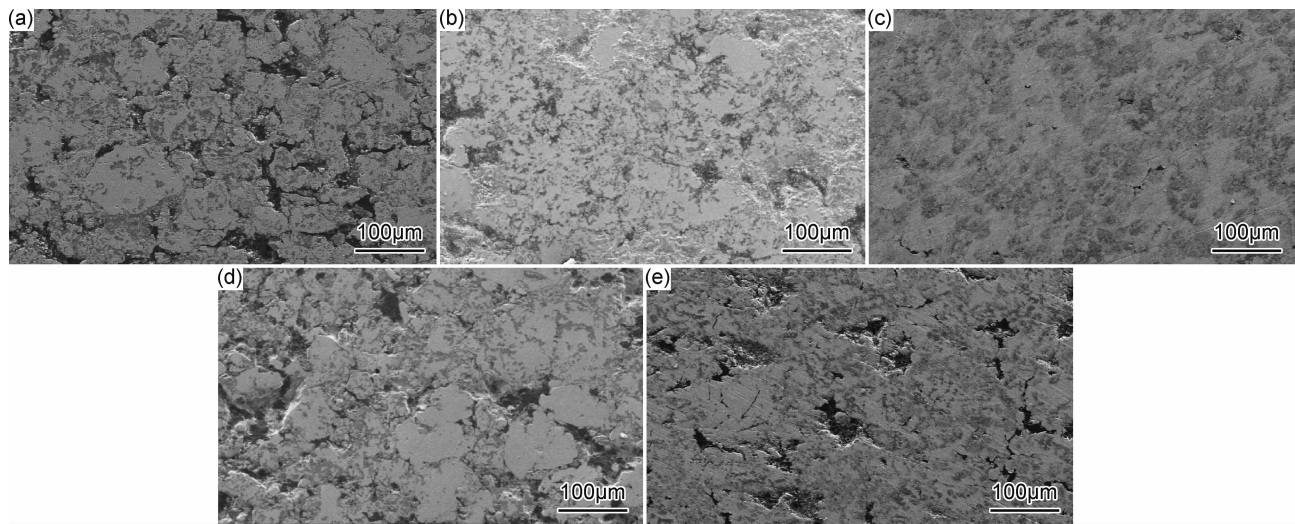


图 3 不同 Ni 含量的烧结试样 SEM 图 (a) Ni-0;(b) Ni-1;(c) Ni-2;(d) Ni-3;(e) Ni-4  
Fig. 3 SEM micrographs of the sintered samples with different Ni contents (a) Ni-0;(b) Ni-1;(c) Ni-2;(d) Ni-3;(e) Ni-4

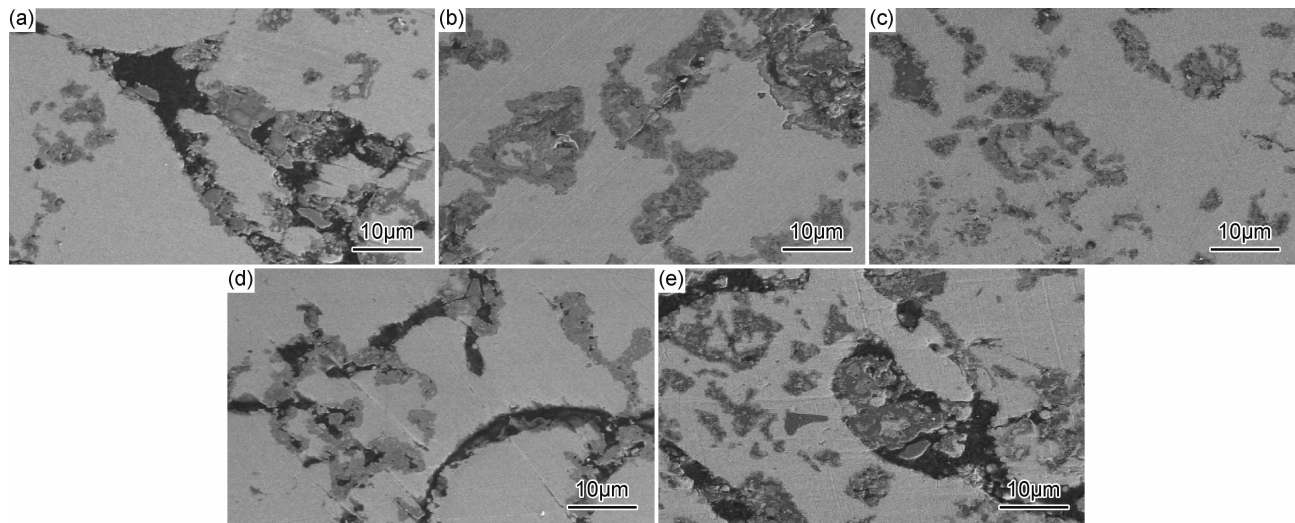


图 4 添加不同 Ni 含量烧结试样的 TiC 分布图 (a) Ni-0;(b) Ni-1;(c) Ni-2;(d) Ni-3;(e) Ni-4  
Fig. 4 TiC distribution images of the sintered samples with different Ni contents (a) Ni-0;(b) Ni-1;(c) Ni-2;(d) Ni-3;(e) Ni-4

2.3 Ni 含量对材料性能的影响

2.3.1 Ni 含量对材料致密度和硬度的影响

图 5 为铁基摩擦材料致密度和硬度随 Ni 含量的变化曲线。与未添加 Ni 的试样相比,添加了 Ni 后试样的致密度和硬度值均有提高。当 Ni 含量从 0% 增加至 2% 时,试样的致密度从 85% 增加至 94.6%,硬度值从 50.5HB 提高到 77.3HB。随着 Ni 含量从 2% 继续增加至 4% 时,试样的致密度降至 87.3%,硬度降至 55.1HB。

在硬质相 TiC 含量一定时,材料的硬度与烧结致密度、硬质相分布有关。烧结试样的致密度越高,孔隙越小且数量越少,硬质相分布越弥散,材料的硬度越高。当铁基摩擦材料中 Ni 含量从 0% 增至 2% 时,材料的组织越来越致密,材料的密度升高,同时 TiC 颗

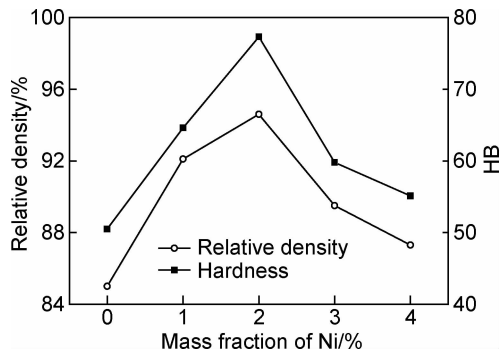


图 5 不同 Ni 含量的铁基摩擦材料硬度与致密度  
Fig. 5 Hardness and relative density of iron-based friction material with different Ni contents

粒均匀、细小、弥散地分布在基体上。其中均匀致密的基体组织能有效地承担外力,提高材料的硬度。而弥

散分布在基体上的 TiC 颗粒阻碍了位错运动,起到了钉扎作用<sup>[19]</sup>,外加基体受力变形时,位错线不能直接切过硬质相 TiC 颗粒,在外力条件下,位错线环绕硬质相颗粒留下位错环让位错通过,进一步引起大量位错留在 TiC 颗粒附近引起塞积,导致材料硬化,表现出硬度大幅提高。随着 Ni 含量从 2% 增至 4%,试样中出现大量不规则的孔隙并割裂基体,材料的密度逐渐降低,由于硬质相偏聚在石墨周围,应力集中和承载外力有效面积的减小导致硬度降低。

2.3.2 Ni 含量对材料摩擦性能的影响

摩擦材料制动性的评定与其摩擦因数大小、波动以及进入稳定阶段的时间有关。图 6 和图 7 分别为试样 Ni-0, Ni-2, Ni-3 的摩擦因数的变化曲线和磨损形貌。与未添加 Ni 的试样相比,添加 Ni 的试样的前期波动更平缓,进入稳定期的时间更短,稳定磨损期的时间更长并且期间摩擦因数的波动较小。如图 6(a) 所示,试样 Ni-0 的摩擦因数在摩擦磨损前期波动较剧

烈,随后进入稳定阶段,但稳定磨损阶段很短,此后磨损很快进入剧烈磨损阶段。这是因为试样 Ni-0 基体上有较多形状不规则的孔隙,导致摩擦副实际接触面积较小。开始磨损时,由于摩擦副之间的接触点较少,在载荷作用下,接触点黏着严重,磨损率较大。随着跑合的进行,试样摩擦表面的微峰峰顶逐渐被磨去,实际接触面积增大,磨损率降低。随着摩擦过程的继续进行,由于该试样致密度较低,在载荷作用下,孔隙周围易产生应力集中造成颗粒脱落,脱落的颗粒与摩擦时产生的碎屑加剧对偶件和自身磨损,导致摩擦因数上升。其磨损形貌如图 7(a) 所示,表现为磨损表面有犁沟状磨痕,表面和凹坑处均存在大颗粒和磨损碎屑,摩擦表面磨损严重。这是因为在摩擦过程中,孔隙周围颗粒脱落,出现黏着坑,脱落的颗粒在摩擦表面形成磨痕。颗粒脱落后产生的裂纹扩展形成断裂,并形成大的片状磨屑。

如图 6(b) 所示,试样 Ni-2 摩擦特性较好。试样的

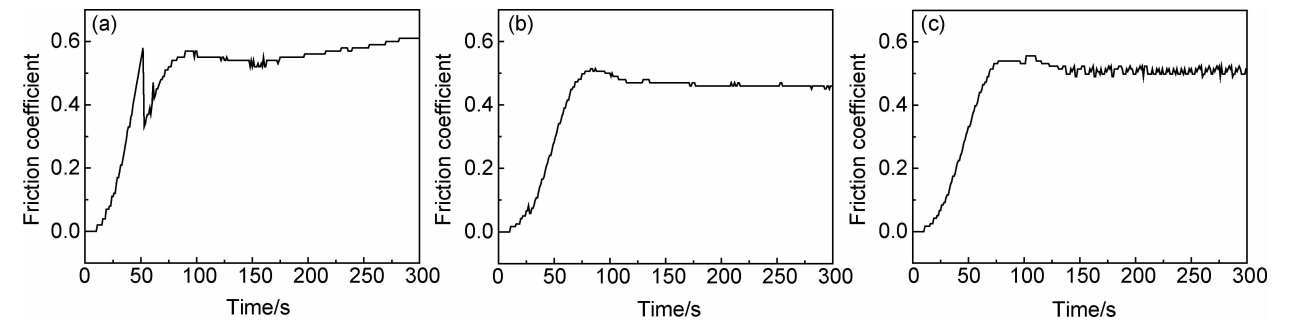


图 6 摩擦过程中试样的摩擦因数随时间的变化 (a) Ni-0; (b) Ni-2; (c) Ni-3  
Fig. 6 Relationship between friction coefficient and time of samples with different Ni contents (a) Ni-0; (b) Ni-2; (c) Ni-3

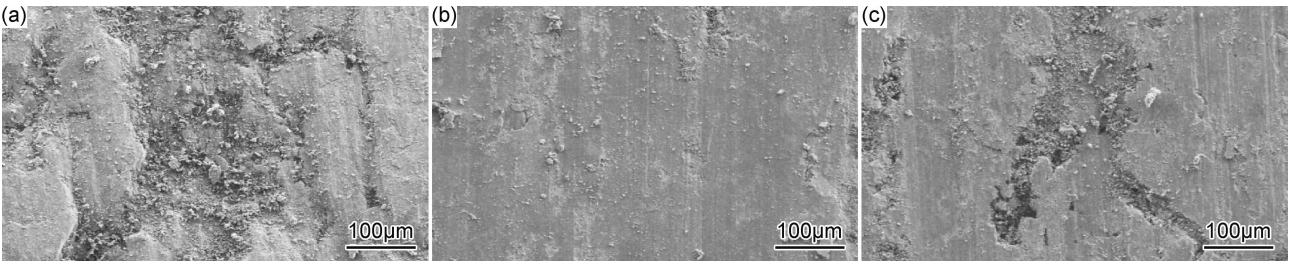


图 7 添加不同 Ni 含量试样的磨损形貌 (a) Ni-0; (b) Ni-2; (c) Ni-3  
Fig. 7 Worn morphologies of samples with different Ni contents (a) Ni-0; (b) Ni-2; (c) Ni-3

摩擦因数在跑合阶段平稳上升,进入稳定期后趋于平稳。这是因为试样 Ni-2 组织致密,孔隙较少且硬度较高,在摩擦过程中硬质相颗粒不易从基体上脱落。摩擦过程中虽然会产生大量的摩擦热,但由于耐高温的 TiC 弥散均匀地分布,稳定阶段的摩擦因数得以稳定。其最终磨损形貌如图 7(b) 所示,表现为磨损表面相对平整,有微量磨屑及黏着粒。这是由于试样均匀弥散分布在

铁基体上的 TiC 与基体结合紧密。当 TiC 颗粒从中脱落时,不易引起附近组织崩塌,产生大量的磨屑。

由图 6(c) 可见,试样 Ni-3 的摩擦因数在摩擦前期平稳上升,进入稳定期后稍有下降而后小幅波动。这是因为试样 Ni-3 中有较多不规则的孔洞,尖锐的边缘部位阻碍摩擦的平稳进行,断裂时产生的磨屑落在摩擦副表面使摩擦过程不稳定。如图 7(c) 所示,试样

Ni-3 的磨损表面有部分凹坑,分布大量尺寸不等的碎屑,且出现深度不同的犁沟。

表 5 为不同 Ni 含量的铁基摩擦材料磨损率和摩擦因数。与未添加 Ni 的试样相比,添加 Ni 使得试样磨损率和摩擦因数均有所降低,即摩擦磨损性能得到一定的改善。当 Ni 含量从 0%增至 1%时,由于 Ni 元素对材料基体组织的改善,基体组织致密化,孔隙数量减少,硬度提高,故材料的磨损率降低。Ni-2 试样中润滑相石墨和硬质相 TiC 大多均匀弥散分布在基体中,如图 7(b)所示,磨损过程中的摩擦表面较为光洁,摩擦因数降低。当 Ni 含量高于 2%时,孔隙将基体严重割裂并形成尖角,在外力作用下易被撕裂,摩擦后孔隙附近引起部分基体坍塌,硬质相颗粒剥落后进入到摩擦副表面,在切向分力作用下擦伤铁基摩擦材料基体部分,导致磨损率增大。

表 5 不同 Ni 含量试样的磨损率和摩擦因数

Table 5 Wear rate and friction coefficient of samples with different Ni contents

Sample number	Wear rate/(10 <sup>-7</sup> cm <sup>3</sup> ·J <sup>-1</sup> )	Friction coefficient
Ni-0	1.899	0.55
Ni-1	1.018	0.50
Ni-2	0.742	0.46
Ni-3	1.615	0.52
Ni-4	1.776	0.53

3 结论

(1)本工作所制备的铁基摩擦材料的基体主要为细小的片层状珠光体,有助于力学性能的提升。

(2)与未添加 Ni 的试样相比较,添加 Ni(1%~4%)对铁基摩擦材料的组织和性能的提高有不同程度的促进作用。添加了 Ni 的试样基体组织连接性更紧密,孔洞数量减少,密度、硬度增大,摩擦因数、磨损率减小,磨损表面更平整,摩擦磨损性能得到一定的改善。

(3)较低含量的 Ni 可以促进烧结,当 Ni 含量为 2%时,试样基体连接最紧密,孔洞最少。Ni 含量从 0%增至 2%,试样组织逐渐致密化,孔隙数量减少且形状球化,硬质相分布逐渐均匀化,硬度从 50.5HB 提高到 77.3HB,磨损率和摩擦因数降至最低,此时摩擦因数为 0.46,磨损率为 0.742×10<sup>-7</sup>cm<sup>3</sup>·J<sup>-1</sup>;当 Ni 含量从 2%增加到 4%时,Ni 会阻碍试样烧结致密化,形成尺寸较大的孔洞,割裂基体,硬质相多聚集在孔隙边缘。基体试样的密度值和硬度值逐渐降低,摩擦因数和磨损率增大。

参考文献

[1] 汤铁. 攀枝花钒钛磁铁矿综合利用研究及未来发展方向[J]. 攀枝花科技与信息,2016,41(3):1-7.  
TANG T. Research on comprehensive utilization and future development of vanadium-bearing titanomagnetite in Panzhihua [J]. Panzhihua Keji Yu Xinx,2016,41(3):1-7.

[2] 邹正光,傅正义,袁润章. 自蔓延高温合成 TiC 复合添加剂增强铁基粉末冶金材料[J]. 中国有色金属学报,2001,11(3): 408-411.  
ZOU Z G, FU Z Y, YUAN R Z. Iron-based powder metallurgical material reinforced by SHS TiC composite powders [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals,2001,11(3):408-411.

[3] 刘胜明,汤爱涛,陈敏,等. 钛铁矿原位反应合成 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC 颗粒增强铁基复合材料[J]. 材料工程,2015,43(1):18-23.  
LIU S M, TANG A T, CHEN M, et al. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC reinforced ferrous-matrix composite by *in-situ* synthesis from ilmenite [J]. Journal of Materials Engineering, 2015,43(1):18-23.

[4] KHOSHHAH R, SOLTANIEH M, BOUTORABI M A. Formation mechanism and synthesis of Fe-TiC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite by ilmenite, aluminum and graphite [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014,45:53-57.

[5] WELHAM N J, WILLIS P E. Formation of TiN/TiC-Fe composites from ilmenite (FeTiO<sub>3</sub>) concentrate [J]. Metallurgical and Materials Transactions B,1998,29(5):1077-1083.

[6] WELHAM N J, WILLIAMS J S. Carbothermic reduction of ilmenite (FeTiO<sub>3</sub>) and rutile (TiO<sub>2</sub>) [J]. Metallurgical and Materials Transactions B,1999,30(6):1075-1081.

[7] ZHANG G M, FENG K Q, LI Y. Effects of sintering process on preparing iron-based friction material directly from vanadium-bearing titanomagnetite concentrates [J]. Materials & Design, 2015,86:616-620.

[8] 岳慧芳,冯可芹,李莹,等. 石墨对钒钛铁精矿原位制备铁基摩擦材料的影响[J]. 材料热处理学报,2015, 36(10):16-21.  
YUE H F, FENG K Q, LI Y, et al. Effect of graphite content on Fe-based friction material prepared by *in-situ* carbothermic reduction and synthesis from vanadium and titanium iron concentrate [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(10):16-21.

[9] ZHANG G M, FENG K Q. Synthesis of iron-based friction material by *in situ* reactive sintering from vanadium-bearing titanomagnetite [J]. Materials and Manufacturing Processes,2016,31(2): 198-205.

[10] MEI Z, YAN Y W, CUI K. Effect of matrix composition on the microstructure of *in situ* synthesized TiC particulate reinforced iron-based composites [J]. Materials Letters, 2003, 57(21): 3175-3181.

[11] 梁连杰. 电场激活压力辅助燃烧合成 TiB<sub>2</sub>-TiC-Ni 金属陶瓷及其与 Ti 的连接性[D]. 太原:太原理工大学,2011.  
LIANG L J. Preparation of TiB<sub>2</sub>-TiC-Ni cermet by field-activated and pressure-assisted combustion synthesis and weldability with Ti [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2011.

[12] 赵宇,陈莉,姜永春. 粉末冶金烧结铁基材料的耐磨性[J]. 铁合金,2006(1):24-27.

- ZHAO Y, CHEN L, JIANG Y C. Powder metallurgy sintered iron-base material's wear-ability[J]. Ferro-alloys, 2006(1): 24-27.
- [13] 杜心康, 石宗利, 叶明惠, 等. 高速列车铁基烧结闸片材料的摩擦磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2001, 21(4): 256-259.
- DU X K, SHI Z L, YE M H, et al. Friction and wear behavior of Fe-based sintered lining material for highway train [J]. Tribology, 2001, 21(4): 256-259.
- [14] 王秋林, 朱金波, 徐如涛, 等. 高能超声辅助原位合成 Al-Cr/Al 复合材料[J]. 航空材料学报, 2016, 36(2): 21-27.
- WANG Q L, ZHU J B, XU R T, et al. *In-situ* synthesizing Al-Cr/Al composites assisted by high-energy ultrasound [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2016, 36(2): 21-27.
- [15] 林文松, 李元元, 陈维平. 镍元素对铁基合金烧结收缩的影响[J]. 机械工程材料, 2003, 27(10): 11-13.
- LIN W S, LI Y Y, CHEN W P. Shrinkage effect in sintering of Fe-Ni alloys[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2003, 27(10): 11-13.
- [16] HWANG K S, HSIAO M Y. Mechanical properties of iron-nickel metal injection moulded (MIM) parts [J]. Metal Powder Report, 1992, 47(10): 55.
- [17] 尹利广, 尹延国, 张国涛, 等. Ni、P 元素对于铁基粉末冶金材料力学性能的影响[J]. 粉末冶金技术, 2014, 32(4): 254-258.
- YIN L G, YIN Y G, ZHANG G T, et al. The influence of Ni and P on the mechanical properties of iron-based powder metallurgy material [J]. Powder Metallurgy Technology, 2014, 32(4): 254-258.
- [18] 姜峰. 合金元素对粉末冶金低合金钢性能和组织的影响研究[D]. 长沙: 中南大学, 2004.
- JIANG F. Effect of alloying elements on microstructure and properties of low alloy steel[D]. Changsha: Central South University, 2004.
- [19] 左爱军, 薛烽, 孙扬善, 等. 原位合成 TiC 颗粒弥散强化 2A50 铝基耐磨材料[J]. 热加工工艺, 2009, 38(6): 91-94.
- ZUO A J, XUE F, SUN Y S, et al. Fabrication of TiC particles dispersion-reinforced aluminum matrix composite by *in-situ* synthesis technique [J]. Hot Working Technology, 2009, 38(6): 91-94.
- 
- 基金项目:**攀枝花市市级科技计划项目(2017CY-C-1)
- 收稿日期:**2017-04-20; **修订日期:**2018-04-09
- 通讯作者:**冯可芹(1970—), 女, 教授, 博士生导师, 从事粉末冶金材料制备研究, 联系地址: 四川省成都市一环路南一段 24 号四川大学制造科学与工程学院(610065), E-mail: kqfeng@scu.edu.cn
- (本文责编: 寇凤梅)