

SPS 烧结压力对 60NiTi 合金显微组织及摩擦学性能的影响

王伟, 孙 壮, 程 鹏, 王 成, 高 原, 邹德宁, 王快社

(西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

摘 要: 采用放电等离子烧结 (SPS) 法在 1000 °C 制备 60NiTi 合金, 研究烧结压力对 60NiTi 合金的显微组织、显微硬度和摩擦学性能的影响规律; 采用 X 射线衍射仪、扫描电镜分析 60NiTi 合金的显微组织, 采用显微硬度仪评价 60NiTi 合金的显微硬度, 通过摩擦磨损试验机研究 60NiTi 合金摩擦学性能, 利用三维白光轮廓仪分析磨痕形貌并计算 60NiTi 合金的磨损体积, 采用扫描电子显微镜分析磨痕表面形貌。实验结果表明: 在 25 MPa 烧结压力下, 通过放电等离子烧结法制备的 60NiTi 合金显微组织均匀, 主要为 NiTi 相和 Ni₃Ti 相。随着烧结压力增加, 60NiTi 合金的显微硬度随之增加, 且在 50 MPa 烧结压力时合金的显微硬度 HV_{0.2kg} 达到最大值 5233.2 MPa。60NiTi 合金的磨损率和磨痕深度随着烧结压力的增加而减小, 在 50 MPa 烧结压力时, 60NiTi 合金的磨损率和磨痕深度最小, 分别为 $0.76 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 、15 μm , 其磨损机制为磨粒磨损与黏着磨损共同作用机制。

关键词: 60NiTi 合金; 放电等离子烧结; 显微组织; 显微硬度; 摩擦学性能

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)10-3793-09

高端轴承材料主要有工具钢、不锈钢、陶瓷、有色金属等, 它们都有各自的优缺点^[1,2]。工具钢具有价格低廉、硬度高、易于制造的优点, 但是存在易腐蚀、强磁性等缺点。不锈钢具有优异的耐蚀性、成本低廉等优点, 但是存在硬度低、强磁性等缺点。陶瓷材料具有硬度高、化学性质稳定的优点, 但是由于其刚度和热膨胀系数不匹配, 陶瓷材料具有难以制造和安装在金属机械中的缺点。有色金属具有相对密度小、耐腐蚀性好的优点, 但是它存在强度弱和在高温下不能有效发挥作用的缺点。然而在极端环境中的应用, 如旋翼飞行器、水上飞机和航空飞行器等, 还需要轴承材料具有高强度、高硬度、高导热性、非磁性以及制造到非常高精密水平的最终尺寸稳定性和表面光洁度的特点^[3]。NASA 格林研究中心证实 60NiTi 合金是兼具这些特点的一种理想材料^[2]。

60NiTi 合金是一种 Ni、Ti 质量分数比为 60:40 的镍钛合金, 它具有弹性模量低、硬度大、比强度高、无磁性、尺寸稳定性好、耐腐蚀和良好的可润滑性等特点^[4], 引起了人们的广泛研究, 特别是在摩擦学性能方面的研究较为突出。Dong 等^[5]研究了 60NiTi 合金的润滑性能, 发现干摩擦条件下, 60NiTi 销/GCr15 盘的平均摩擦系数为 0.6, 而在 PAO 油润滑条件下,

平均摩擦系数可以达到 0.1。曾群锋等^[6-8]研究了在不同润滑条件下 60NiTi 合金的摩擦学性能, 发现在蓖麻油润滑条件下, 60NiTi 合金可以实现超滑, 其摩擦系数为 0.008, 在初始阶段 60NiTi 合金的摩擦系数随着载荷的增加而先增加后减小, 而稳定阶段摩擦系数基本保持不变, 但随着滑动速度的增加, 初始阶段的摩擦系数表现出减小趋势, 而稳定阶段的摩擦系数表现出增大趋势。在干摩擦条件下, 陶瓷球 Si₃N₄ 与 60NiTi 配副的摩擦系数小于轴承钢 GCr15, 它们的磨粒量随着载荷和频率的增大而增大。Waqar 等^[9]研究了镍和铬含量对 60NiTi 合金磨损性能的影响, 发现添加铬可以提高合金的硬度从而提高其耐磨性, 并且它们的磨损机理主要是磨粒磨损, Zheng 等^[10]发现铅元素具有类似的摩擦作用。栗智等^[11]采用放电等离子烧结法研究了烧结温度对 NiTi 合金显微组织及力学性能的影响, 发现随着烧结温度的提高, 合金组织由 Ti、Ni、NiTi₂、Ni₃Ti 混合相逐渐演变为以 NiTi 相为主和少量的 NiTi₂、Ni₃Ti 相组成的组织, 合金的抗压强度随温度的升高而增大。在放电等离子烧结方法中, 烧结压力对合金的显微组织及摩擦学性能具有较大影响, 然而, 目前关于该方面的研究较少。因此, 本研究拟采用放电等离子烧结法制备 60NiTi 合金, 探究烧结压力

收稿日期: 2021-10-18

基金项目: 国家自然科学基金 (51975450); 山西省科技重大专项 (20191102006)

作者简介: 王伟, 男, 1985 年生, 博士, 副教授, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: gackmol@163.com

对 60NiTi 合金显微组织、显微硬度和摩擦学性能的影响规律及其摩擦学机理，本研究工作的开展为 60NiTi 合金在轴承材料中的工程应用提供参考价值。

1 实验

实验原材料为 Ti 粉 (粒度为 35~50 μm) 与 Ni 粉 (粒度为 30~45 μm)，其纯度 (质量分数) 均在 99.9% 以上，由上海阿拉丁生化科技股份有限公司提供。在放电等离子烧结前，先将 Ti 粉与 Ni 粉混合均匀，混合粉末的质量分数比为 60:40。实验在 QM-3SP2 型行星球磨机上进行，球磨转速为 200 r/min，磨球材质为氧化锆球，球料比为 10:1。将球磨 16 h 后的 60NiTi 合金粉末用 VHPsp-6/18-2000 型放电等离子烧结装置在真空条件下对其进行烧结，烧结温度为 1000 °C，保温时间是 10 min，冷却方式为随炉冷却。

将不同烧结压力的 60NiTi 合金用德国 Bruker 公司生产的 D8 ADVANCE A25 型衍射仪进行 X 射线衍射物相分析、用德国公司生产的 Zeiss G300 型扫描电镜进行微观形貌分析并用其附带的能谱仪做元素分析、用 401MVD 型硬度测试计测量 60NiTi 合金的维氏硬度 (使用 0.2 kg 载荷，保压时间 10 s)。

通过 MS-T3001 型旋转式室温摩擦磨损试验机，测试 60NiTi 合金在干摩擦条件下的摩擦学性能，施加载荷为 10 N，旋转半径 4 mm，测试时间 30 min，速度为 83.77 mm/s，摩擦副接触形式为球-盘接触，其上试样为 GCr15 轴承钢。实验前，将 60NiTi 合金摩擦实验面经过 400#~2000#砂纸打磨，表面粗糙度在 0.3 μm 左右，并用石油醚和乙醇对其进行超声清洗。试验后试样的表面形貌采用扫描电镜进行分析。图 1 为实验过程示意图。试样的磨损体积用德国 Bruker 公司生产的 Contour GT-K 型三维白光轮廓仪测量得到，采用公式(1)计算 60NiTi 合金的磨损率。

$$w = V / (PS) \tag{1}$$

其中， V 为磨损体积， P 为施加载荷， S 为总滑动距离^[12]。

2 结果与分析

2.1 物相与微观组织

图 2 为合金粉末的 SEM 形貌和 XRD 图谱。由图 2a 可知，钛粉颗粒呈不规则形状，颗粒表面比较粗糙，颗粒大小不均匀，在 XRD 图谱中，所有的衍射峰都归属于 Ti(PDF#89-4893)，没有其他物相的衍射峰出现 (见图 2b)。镍粉呈“麦穗”状，并且一个“麦穗”状上有许多团聚的小颗粒，镍粉的衍射峰都归属于面心立方结构(fcc)的 Ni(PDF#70-0989) (见图 2c 和 2d)。经高能

球磨后，60NiTi 合金粉末形貌没有发生显著改变，XRD 图谱中只有 Ni 相和 Ti 相的衍射峰 (见图 2e 和 2f)，表明球磨后合金粉末中没有形成新的物质。

图 3 为不同烧结压力下 60NiTi 合金的 XRD 图谱。从图 3a 中可以看出，当烧结压力为 5 MPa 时，合金中除了 NiTi 相外，还形成了二次相 Ni₃Ti 相和 NiTi₂ 相；当烧结压力为 25 MPa 时，合金物相组成主要为 NiTi 相和 Ni₃Ti 相；烧结压力达到 50 MPa 时，Ni₃Ti 相的含量达到最大。Laha 等^[13]在研究烧结压力对放电等离子烧结法制备的碳纳米管增强铝基复合材料的致密化行为和力学性能的影响中也发现了相似的规律，这是由于提高烧结压力会增加烧结驱动力，从而降低烧结温度，温度降低会抑制 Ni₃Ti 相向 NiTi 相转变^[14,15]。根据 60NiTi 合金的 2θ 在 40°~50° XRD 放大图 (见图 3b)，可知 Ni₃Ti 相的衍射峰随着烧结压力增大会向高角度偏移，烧结压力越大，Ni₃Ti 相衍射峰的宽度明显减小，表明其晶粒尺寸增大，这是由于在相同温度下增大烧结压力会减小 Ni₃Ti 的体积，导致晶格发生畸变从而使晶格常数减小^[16]。

图 4 为不同烧结压力下 60NiTi 合金的显微组织。可以看出，25 MPa 烧结压力下制备的 60NiTi 合金组织均匀且无明显孔隙存在。随着烧结压力增加，合金表面的孔隙明显减少，这是由于烧结压力增大，粉末颗粒接触增强，粉末颗粒接触处的应力集中增强，从而产生更好的流动，提高了粉末颗粒间结合强度和致密度，减少孔隙的数量^[17]。在 5 MPa 烧结压力下，60NiTi 合金的基体中分布着片状、长条状和针状组织 (见图 4a)，随着烧结压力增加，60NiTi 合金的微观组织发生显著改变，显微组织中片状结构的尺寸变大，当烧结压力达到 50 MPa 时，晶粒明显变得粗大，这是

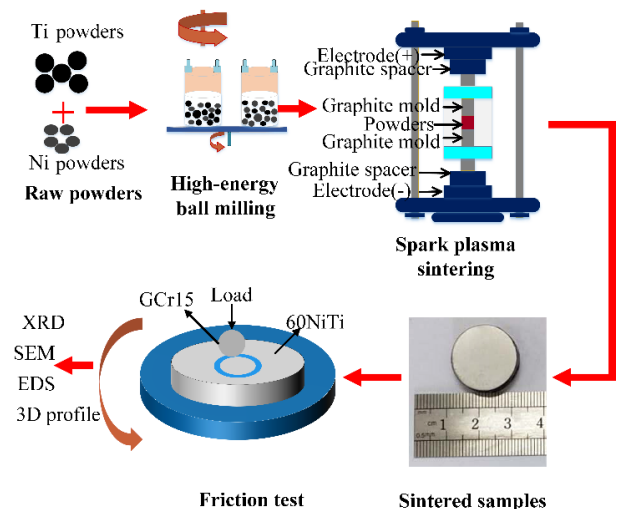


图 1 实验过程示意图

Fig.1 Sketch map of the experiment processing

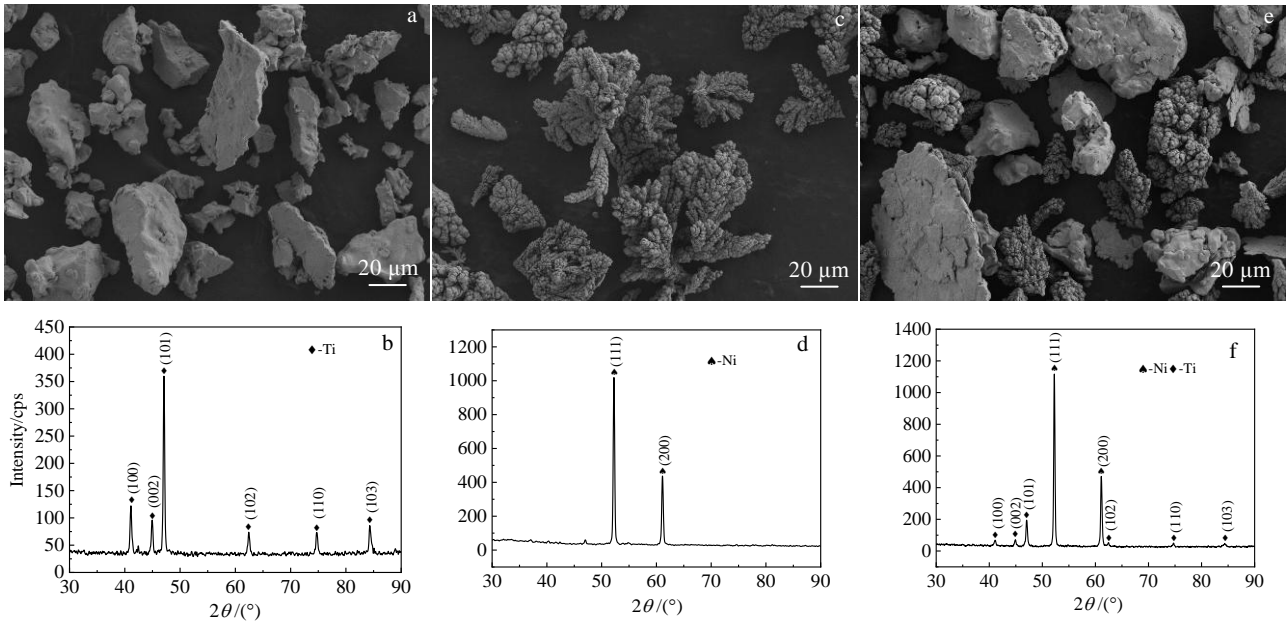


图 2 合金粉末的 SEM 形貌和 XRD 图谱

Fig.2 SEM morphologies (a, c, e) and XRD patterns (b, d, f) of titanium (a, b), nickel (c, d), and 60NiTi alloy powders after ball milling (e, f)

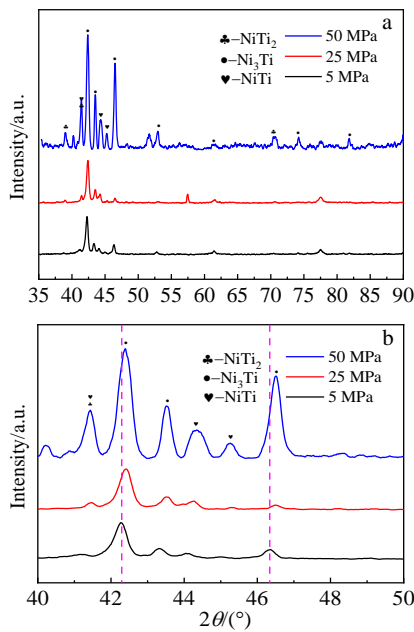


图 3 不同烧结压力的 60NiTi 合金 XRD 图谱和 40°~50°放大图
Fig.3 XRD patterns of 60NiTi alloys under different sintering pressures (a) and enlarged spectra of 40°~50°(b)

由于在较高的烧结压力下,增加了粉末颗粒之间的表面相互作用,从而提高了表面扩散速率,加快了晶粒生长^[13]。根据相关文献报道^[18], Ni/Ti 原子比为 0.70:0.30~0.80:0.20 的相视为 Ni₃Ti 相, Ni/Ti 原子比为

0.45:0.55~0.55:0.45 的相视为 NiTi 相, Ni/Ti 原子比为 0.60:0.40~0.75:0.25 的相视为 NiTi₂ 相,为了确定不同微观组织的化学成分,对试样不同区域进行 EDS 元素分析,EDS 分析结果见表 1,根据 EDS 结果和 XRD 图谱(见图 3a),可以推断出片状结构为 Ni₃Ti 相,长条状结构为 NiTi₂ 相,针状组织为 NiTi 相,基体中黑色物质为 TiC(见图 4a),Benafan 等^[19]在实验中也出现了类似的现象,这是由于 TiC 颗粒是在烧结过程中通过石墨模具引入的。

烧结压力对 60NiTi 合金显微硬度的影响如图 5 所示。可以看出:60NiTi 合金的显微硬度随烧结压力的增大而增大,且在烧结压力为 50 MPa 时达到最大值, HV_{0.2kg} 硬度约为 5233.2 MPa,这说明增加烧结压力可以提高 60NiTi 合金的力学性能, Maurya 等人^[17]在研究烧结压力对机械合金化 Al₈₆Ni₈Y₆ 粉末力学性能的影响时也得到相同的规律。这种变化趋势可以通过以下原因解释:(1)烧结合金的致密化过程主要以塑性流动为主,在相同的烧结温度和保温时间下,烧结合金的塑性变形程度和轴向收缩率越大,从而提高了烧结合金的致密度^[20],合金的致密度越大,硬度越高。(2)根据相关文献报道^[21,22], NiTi 相、Ni₃Ti 相和 NiTi₂ 相的显微硬度顺序为 NiTi₂>Ni₃Ti>NiTi,其硬度值 HV_{0.1kg} 为 NiTi₂: 6860.0 MPa; Ni₃Ti: 5978.0 MPa; NiTi: 4900.0 MPa。(3)烧结过程中在 60NiTi 合金基体中形成硬的 Ni₃Ti 相和 NiTi₂ 相(见图 3 和图 4),在变

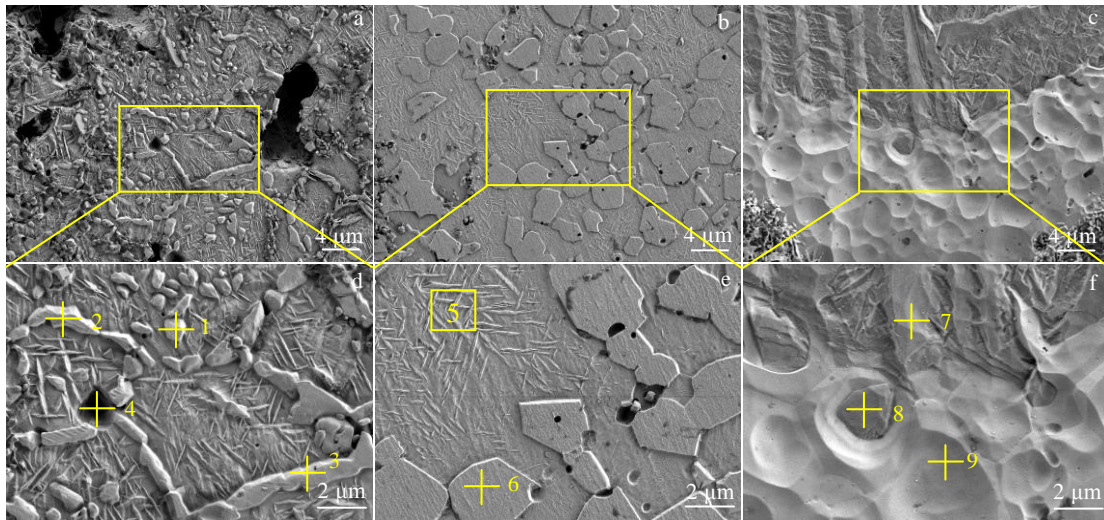


图 4 不同烧结压力的 60NiTi 合金显微组织

Fig.4 Microstructures of 60NiTi alloys under different sintering pressures: (a, d) 5 MPa, (b, e) 25 MPa, and (c, f) 50 MPa

表 1 图 4d~4f 中 60NiTi 合金选定区域的 EDS 分析结果

Table 1 EDS analysis results of 60NiTi alloy corresponding to the selected areas marked in Fig.4d~4f (ω/%)

Area	Ni	Ti	C	Phase
1	56.46	43.54	0	NiTi
2	70.48	29.52	0	NiTi ₂
3	66.76	33.24	0	NiTi ₂
4	9.83	51.01	39.16	TiC
5	54.05	45.95	0	NiTi
6	77.84	22.16	0	NiTi ₃
7	3.54	96.46	0	Ti
8	36.35	63.65	0	NiTi
9	41.92	58.08	0	NiTi

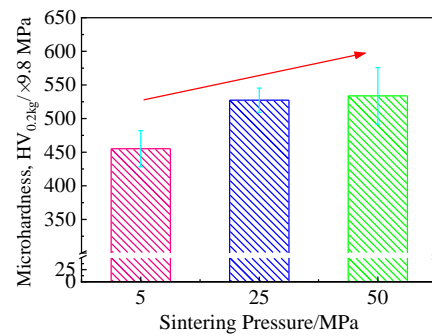


图 5 烧结压力对 60NiTi 合金的显微硬度值影响

Fig.5 Effect of sintering pressure on microhardness value of 60NiTi alloys

形过程中会抑制位错的运动,由图 3 可知, Ni₃Ti 相和 NiTi₂ 相的含量随烧结压力的增大而增大, 烧结压力越大, 形成第二相的含量越多, 位错的运动受到的限制就越多, 因此, 需要更大的应力来引发和传播塑性变形^[23]。基于上述原因, 60NiTi 合金的显微硬度随烧结压力的增大而增大。

2.2 摩擦学性能

为了研究烧结压力对 60NiTi 合金在干摩擦条件下摩擦学性能的影响规律, 烧结压力分别取 5、25、50 MPa, 图 6 给出了 60NiTi 合金在不同烧结压力下摩擦系数随滑动时间变化的曲线 (见图 6a)、60NiTi 合金在不同烧结压力下的平均摩擦系数 (见图 6b) 及摩擦副的磨损率 (见图 6c)。由图 6a 可知, 在 5 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金在前 2 min 内摩擦系数高于 0.6, 随后摩擦系数在 0.57 上下波动。在 25 MPa 烧结压力下,

60NiTi 合金在前 14 min 内摩擦系数在 0.55 附近波动, 随后摩擦系数有所上升。在 50 MPa 烧结压力下, 合金在前 11 min 内摩擦系数波动剧烈, 11 min 后摩擦系数稳定在 0.65 附近。从图 6b 中可以看出, 在 5 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金的平均摩擦系数是 0.59, 随着烧结压力增加, 60NiTi 合金平均摩擦系数分别降低了 5% 和 2%。表明提高烧结压力, 60NiTi 合金的摩擦系数没有得到明显改善, 这主要是因为在大环境中影响摩擦系数的因素有摩擦副材料性质、表面膜、载荷大小、加载速度、滑动摩擦、静止接触时间和温度等^[24], 因此, 在不同烧结压力 60NiTi 合金的摩擦系数基本相同。从图 6c 中可以看出, 对于 GCr15 球和 60NiTi 合金, 磨损率表现出相似的规律, 即合金的磨损率随着烧结压力的增加而减小, 在 5 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金的磨损率约为 $2.62 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N m})$,

在 50 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金的磨损率最小, 约为 $0.76 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, 其耐磨性最好。简言之, 提高烧结压力可以改善 60NiTi 合金的耐磨性。Laha 等^[13]在研究烧结压力对碳纳米管增强铝基复合材料致密化行为和力学性能的影响中也观察到相同的趋势, 这种趋势可以通过以下两方面来解释: 首先在较低烧结压力下的 60NiTi 合金中会形成大量的孔隙, 导致摩擦学性能较差, 其次在高压烧结条件, 60NiTi 合金致密化程度较高, 孔隙率较低, 颗粒在表面粘附较强, 减少了摩擦试验中材料的损失^[13]。最后由磨粒磨损引起的体积损失可以用式(2)解释:

$$V = \frac{kPL}{H} \tag{2}$$

式中, V 为磨损体积损耗, k 为磨损系数, L 为滑动距离, P 为施加载荷, H 为试样的硬度^[12], 在本研究中施加载荷和滑动距离恒定, 因此, 60NiTi 合金的磨损损耗与硬度成反比。综上所述, 60NiTi 合金的磨损率表现出随烧结压力增加而减小的趋势。

为了进一步研究不同烧结压力下 60NiTi 合金的摩擦学性能, 利用三维白光轮廓仪对摩擦后 60NiTi 合金盘的磨损表面进行分析, 得到如图 7 所示 60NiTi 合金的三维轮廓形貌、磨痕宽度和磨痕深度。从图 7a、7d 和 7g 中可以看到, 随着烧结压力从 5 MPa 增加到 50 MPa, 60NiTi 合金的磨损体积从 0.039 mm^3 减小到 0.013 mm^3 , 在 5 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金磨痕宽而深, 且在中心接触区存在许多由黏着剪切引起的粗糙峰, 其深度约为 $35 \mu\text{m}$ (见图 7b 和 7c); 当烧结压力达到 25 MPa 时, 60NiTi 合金的磨痕宽度没有发生显著改变, 但其磨痕深度减小到 $30 \mu\text{m}$ 左右 (见图 7e 和 7f); 随着烧结压力达到 50 MPa, 合金的磨痕深度降低到最小值 $15 \mu\text{m}$ (见图 7h 和 7i), 这与 60NiTi 合金磨损率变化趋势是一致的 (见

图 6c), 表明提高烧结压力可以显著提高 60NiTi 合金的耐磨性。

为了研究不同烧结压力下 60NiTi 合金的磨损机理, 采用 SEM 对摩擦副和磨屑进行分析, 图 8 为不同烧结压力下 60NiTi 合金的磨损表面形貌和 EDS 结果。不同烧结压力下的 60NiTi 合金磨损表面形貌有着明显的差异, 在 5、25 和 50 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金的磨痕宽度分别为 1124、984 和 $866 \mu\text{m}$, 60NiTi 合金磨痕宽度变化趋势与磨损率和磨痕深度的变化趋势相似。从磨损表面形貌来看, 在 5 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金磨损表面沿滑动方向出现了明显宽而深的犁沟和凹坑 (见图 8a 和 8b), 具有磨粒磨损和黏着磨损的特征, 磨损表面形貌分析表明, 60NiTi 合金磨损机理是磨粒磨损和黏着磨损。在 25 MPa 烧结压力下可以看到磨损表面的犁沟的数量减少 (见图 8d 和 8e)。当烧结压力达到 50 MPa 时, 由于磨粒作用的加强, 磨损表面由大量的磨屑构成并且形成了片层状的堆积层 (见图 8g 和 8h), 磨损表面形貌分析表明: 随着烧结压力增大, 60NiTi 合金磨损机制由磨粒磨损和黏着磨损共同作用转变为磨粒磨损。磨损表面的 EDS 结果如图 8c、8f、8i 所示, 在 5 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金磨损表面检测到大量的 Ni 和 Ti 元素以及少量的 C、O、Fe 元素, 随着烧结压力增大到 50 MPa, 磨损表面的 Ni 和 Ti 元素含量减少, 而 Fe 和 O 元素含量达到最大, 其值 (质量分数) 分别约为 40% 和 30%, 这是由于在接触压力和摩擦剪切应力的作用下 60NiTi 合金表面发生断裂, 并被磨碎形成大量的磨屑, 同时磨屑沿滑动方向扩展形成摩擦层, 但是在滑动过程中摩擦层的形成是一个破坏和生成的动态过程, 此外, 合金的硬度越高则抵抗滑动过程中的塑性变形能力越强, 这有助于形成稳定的抗摩保护层。所以, 在 50 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金具有最佳的耐磨性。

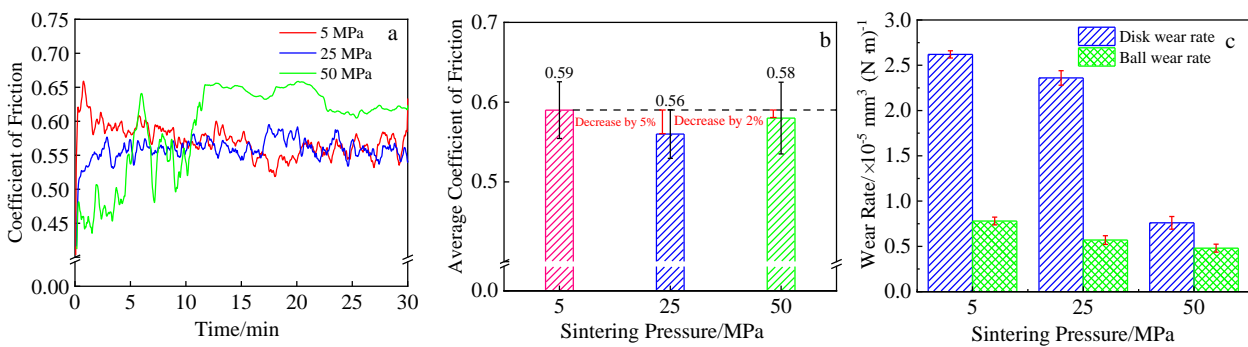


图 6 不同烧结压力下 60NiTi 合金的摩擦系数和磨损率

Fig.6 Friction coefficient curves (a), average friction coefficient (b) and wear rate (c) of the 60NiTi alloy under different sintering pressures

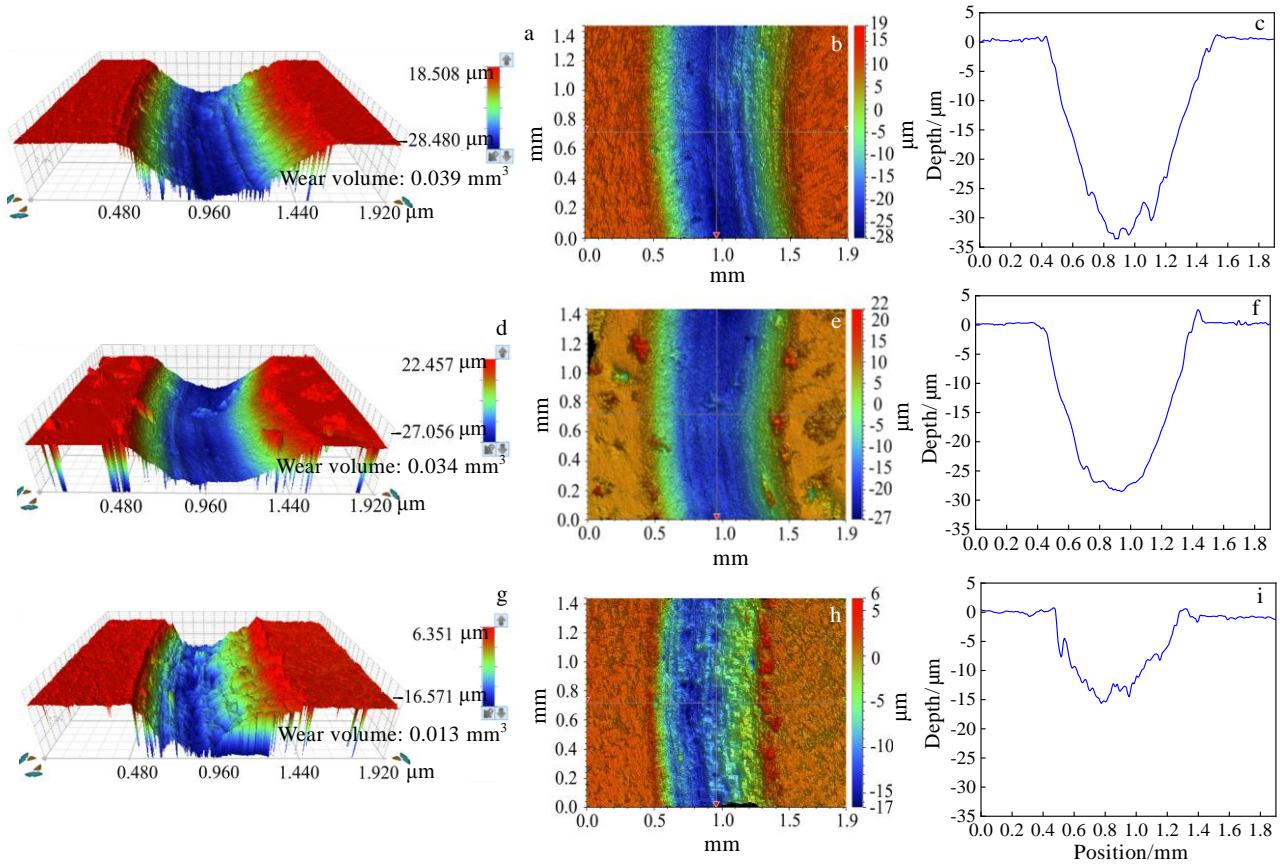


图 7 不同烧结压力下 60NiTi 合金的三维形貌、磨痕宽度和磨痕深度曲线

Fig.7 3D-profile micro-graphs (a, d, g), width (b, e, h) and depth curves (c, f, i) of wear scars of 60NiTi alloys under different sintering pressures: (a~c) 5 MPa, (d~f) 25 MPa, and (g~i) 50 MPa

图 9 为摩擦副上试样 GCr15 球的磨损表面形貌和 EDS 结果。在 5 MPa 烧结压力下 (见图 9a), GCr15 球磨损表面存在明显的分层现象和凹坑, 随着烧结压力增加, GCr15 球磨损表面变得比较光滑, 分层现象明显降低 (见图 9c 和 9e), 甚至在烧结压力达到 50 MPa 时, GCr15 球磨损表面很难找到分层现象, 只有少量的磨屑存在, 因此, 在 50 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金的磨损率和磨痕深度最小, 耐磨性最高。从图 9b、9d 和 9f 中可以看出, 大量的 Ni 和 Ti 元素分布在磨损区域, 说明 GCr15 球的磨损表面被 60NiTi 合金所覆盖, 在磨损区域还检测到 Fe 和 Cr 元素, 这是由于 GCr15 球本身就含有这 2 种元素。图 10 为磨屑的形貌和 EDS 结果。在 5 MPa 烧结压力下, 磨屑是片层状结构且尺寸大部分为 200 μm (图 10a), 随着烧结压力增加, 磨屑形貌没有发生显著的改变, 但是其尺寸有所减小 (见图 10b 和 10c)。EDS 结果显示磨屑中含有大量的 Ni 和 Ti 元素以及 Fe、O 和 C 元素, 表明磨屑为 GCr15 球和 60NiTi 合金的混合物。因此, 可以推断在 50 MPa 烧结压力

下 60NiTi 合金磨损区域形成了大量钛的氧化物和铁的氧化物。根据相关文献报道^[25,26], TiO₂ 和 Fe₂O₃ 具有良好的抗磨效果, 同时又由于在较高烧结压力下, 60NiTi 合金固结较好, 孔隙率较低, 合金的硬度最高。综上所述, 所以在 50 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金磨损表面有轻微的犁沟存在并且含有大量的磨屑。

根据上述分析并结合相关文献[27], 不同烧结压力下 60NiTi 合金磨损机理如图 11 所示。首先在摩擦过程开始时, HV 硬度较高的 GCr15 球 (7448.0 MPa) 会通过犁沟的方式穿过 60NiTi 合金表面, 去除表层的材料, 形成粗糙的磨损表面。然后, 表层下的气孔被暴露出来。在较低烧结压力下, 60NiTi 合金形成的孔隙率高, 对磨屑拦截作用比较弱, 磨屑被推向磨痕的两侧而未能形成完整的片层状密实结构 (见图 11a), 所以在较低烧结压力下 60NiTi 合金磨损率高, 耐磨性差。而在高的烧结压力下, 60NiTi 合金孔隙率低, 其能显著抑制裂纹扩展, 从而降低对耐磨性的影响程度, 摩擦时产生的磨屑容易将气孔填满, 大量的磨屑被气孔拦截后形成片层状的抗磨保护层, 减小了 60NiTi 合金

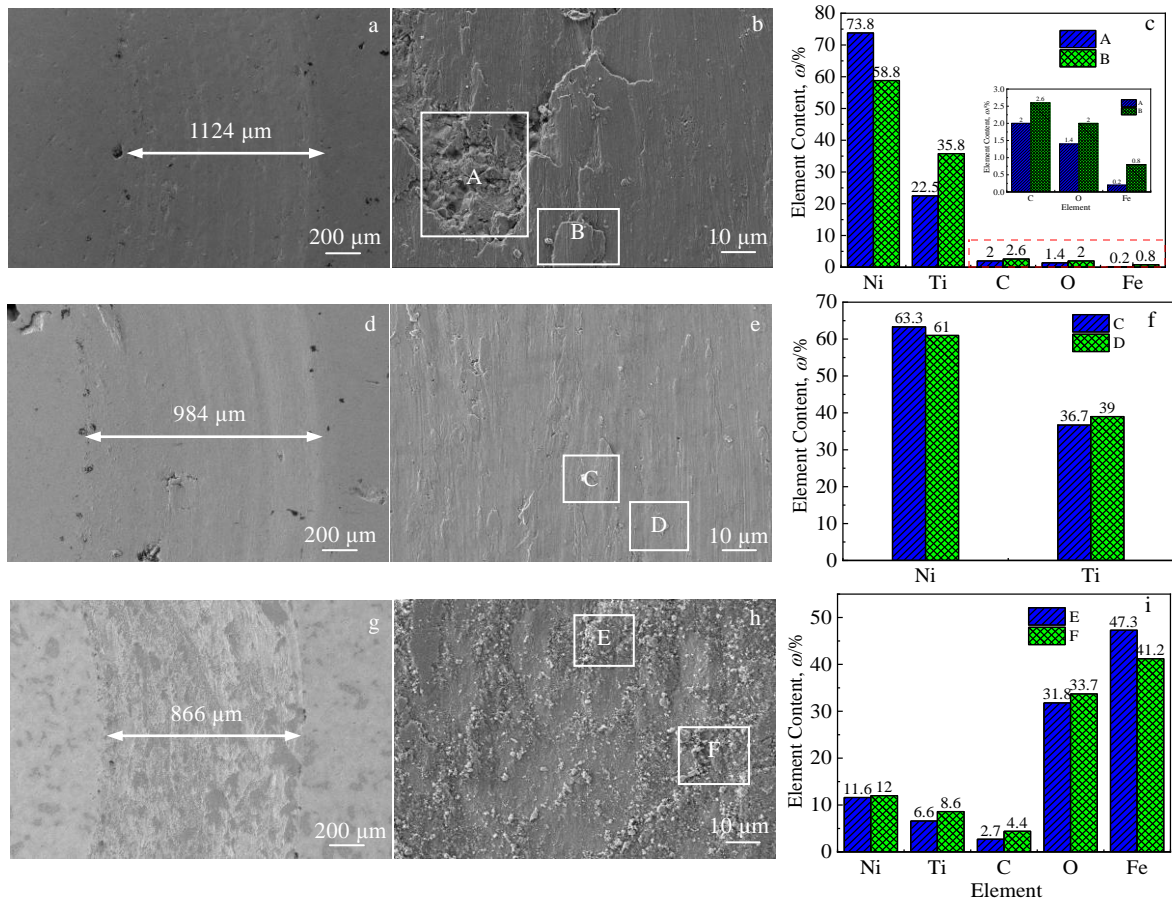


图 8 不同烧结压力下 60NiTi 合金磨损表面的 SEM 形貌和 EDS 结果

Fig.8 SEM morphologies of worn surfaces of 60NiTi alloys under different sintering pressures: (a, b) 5 MPa, (d, e) 25 MPa, and (g, h) 50 MPa; EDS results of regions A and B in Fig.8b (c), C and D in Fig.8e (f), E and F in Fig.8h (i)

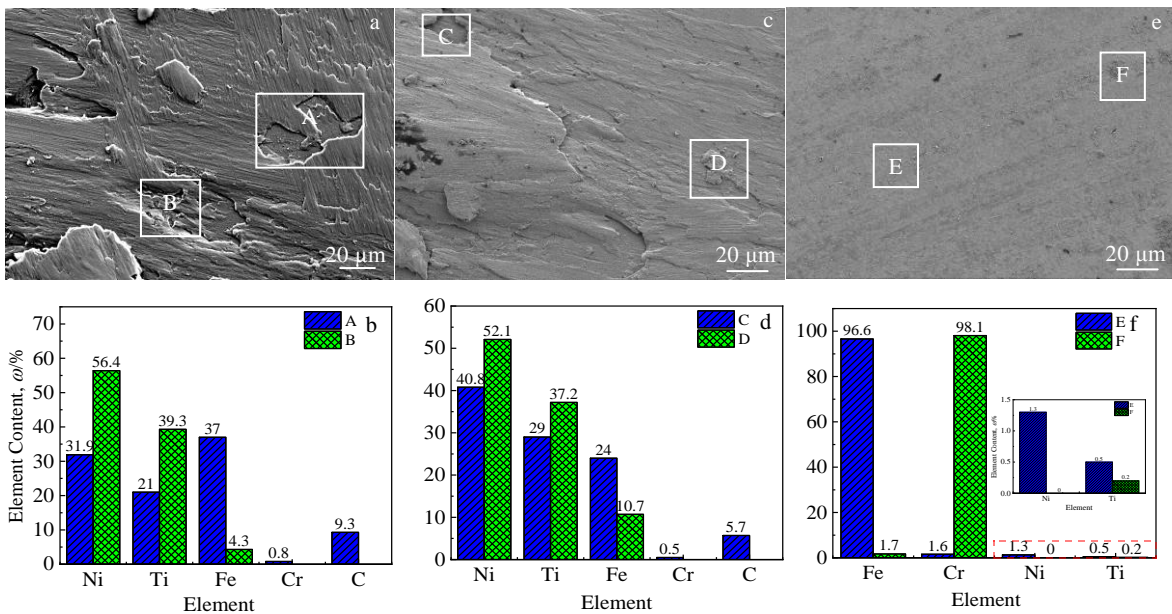


图 9 不同烧结压力下摩擦副上试样 GCr15 球磨损表面的 SEM 形貌和 EDS 结果

Fig.9 SEM morphologies of worn surfaces of GCr15 balls on friction pair under different sintering pressures: (a) 5 MPa, (c) 25 MPa, and (e) 50 MPa; EDS results of regions A and B in Fig.9a (b), C and D in Fig.9c (d), E and F in Fig.9e (f)

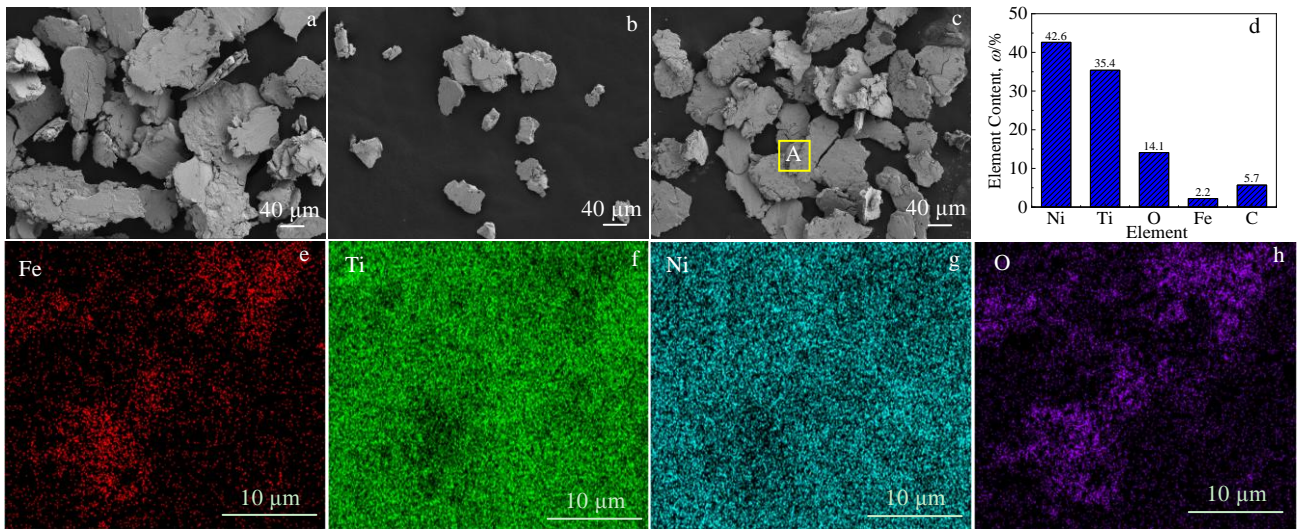


图 10 不同烧结压力下磨屑的 SEM 形貌和 EDS 结果

Fig.10 SEM morphologies of wear debris under different sintering pressures: (a) 5 MPa, (b) 25 MPa, and (c) 50 MPa; EDS result (d) and element mappings of region A marked in Fig.10c (e~h)

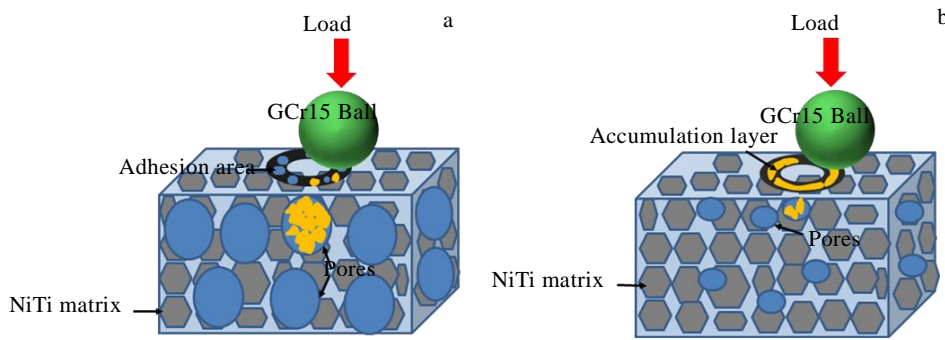


图 11 不同烧结压力下 60NiTi 合金磨损机理示意图

Fig.11 Schematic diagrams of wear mechanism of 60NiTi alloys under low (a) and high (b) sintering pressures

与 GCr15 球的接触面积 (见图 11b), 从而大大降低了 60NiTi 合金基体的磨损率和磨痕深度。

3 结 论

1) 60NiTi 合金在 5 MPa 烧结压力下, 组织有明显的孔隙存在, 而在 50 MPa 烧结压力下其晶粒粗大, 25 MPa 烧结压力下制备的 60NiTi 合金组织均匀且无明显孔隙存在。

2) 60NiTi 合金显微硬度随着烧结压力的增加而增大。在 50 MPa 烧结压力下, 60NiTi 合金显微硬度最大, 其 $HV_{0.2\text{kg}}$ 值为 5233.2 MPa。

3) 随着烧结压力增加, 60NiTi 合金的磨损率和磨痕深度分别从 $2.62 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 、 $35 \mu\text{m}$ 降低到 $0.76 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 、 $15 \mu\text{m}$, 其耐磨性能显著提高, 黏着磨损受到抑制。60NiTi 合金的磨损机理主要是磨粒磨损和黏着磨损。

参考文献 References

[1] Dellacorte C. *Nickel-Titanium Alloys: Corrosion "Proof" Alloys for Space Bearing, Components and Mechanism Applications*, NASA/TM-2010-216334[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2010: 1

[2] Dellacorte C. *Advances in Science and Technology*[J], 2014, 89: 1

[3] Dellacorte C, Pepper S V, Noebe R *et al.* *Intermetallic Nickel-Titanium Alloys for Oil-Lubricated Bearing Applications*, NASA/TM-2009-215646[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2009: 1

[4] Yan Chao(燕超), Zeng Qunfeng(曾群锋), Yang Huabin(杨华斌). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2020, 30(5): 1038

[5] Zeng Q F, Zhao X M, Dong G N *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(10): 2431

- [6] Zeng Q F, Dong G N. *Tribology Letters*[J], 2013, 52(1): 47
- [7] Zeng Q F, Dong G N. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(2): 354
- [8] Peng Runling(彭润玲), Liu Peng(刘 鹏), Zeng Qunfeng(曾群锋) et al. *Lubricating Engineering*(润滑与密封)[J], 2016, 41(4): 95
- [9] Waqar S, Wadood A, Mateen A et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2020, 108(3): 625
- [10] Zhang F X, Zheng L J, Wang Y et al. *Intermetallics*[J], 2019, 112: 106 548
- [11] Li Zhi(栗 智), Zhang Lei(张 磊), Meng Zengdong(孟增东) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 371
- [12] Wang Wei(王 伟), Hang Ziru(韩子茹), Wang Qingjuan(王庆娟) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2020, 44(12): 1255
- [13] Singh L K, Bhadauria A, Oraon A et al. *Diamond & Related Materials*[J], 2019, 91: 144
- [14] Munir Z A, Anselmi-Tamburini U, Ohyanagi M. *Journal of Materials Science*[J], 2006, 41(3): 763
- [15] Stanford M K, Thomas F, Dellacorte C. *Processing Issues for Preliminary Melts of The Intermetallic Compound 60-Nitinol*, NASA/TM-2012-216044[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2012: 1
- [16] Li Qiang(李 强), Huang Duohui(黄多辉), Cao Qilong(曹启龙) et al. *Journal of Atomic and Molecular Physics*(原子与分子物理学报)[J], 2013, 30(5): 798
- [17] Maurya R S, Sahu A, Laha T. *Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 649: 48
- [18] Yan C, Zeng Q F, Xu Y T et al. *Applied Surface Science*[J], 2019, 498: 143 838
- [19] Benafan O, Grag A, Noebe R D et al. *Intermetallics*[J], 2017, 82: 40
- [20] Jia Jianbo(贾建波), Yang Yue(杨 越), Sun Wei(孙 威) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(7): 1399
- [21] Hiraga H, Inoue T, Shimura H et al. *Wear*[J], 1999, 231: 272
- [22] Reddy N C, Ajay Kumar B S, Reddappa H N et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 736: 236
- [23] Rominiyi A L, Shongwe M B, Ogunmuyiwa E N et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2020, 240: 122 130
- [24] Mao Feiyu(毛飞宇), Huang Ping(黄 平). *Lubrication Engineering*(润滑与密封)[J], 2020, 45(4):7
- [25] Miyoshi K, Lukco D, Cytron S J. *Oxide Ceramic Films Grown On 55Ni-45Ti For Nasa and Department of Defense Applications: Unidirectional Sliding Friction and Wear Evaluation*, NASA/TM-2004-212979[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2004: 1
- [26] Wang Q J, Hou T L, Wang W et al. *Friction*[J], 2022, 10(3): 374
- [27] Qu Xuewei(瞿学炜), Li Cuixia(李翠霞), Li Wensheng(李文生) et al. *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2021, 41(1): 38

Effects of SPS Sintering Pressure on Microstructure and Tribological Properties of 60NiTi Alloy

Wang Wei, Sun Zhuang, Cheng Peng, Wang Cheng, Gao Yuan, Zou Dening, Wang Kuaishe
(College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: 60NiTi alloys were fabricated by spark plasma sintering (SPS) at 1000 °C. The effects of the sintering pressure on the microstructure, microhardness and tribological properties of 60NiTi alloys were investigated. The phase structures and microstructures of 60NiTi alloys were analyzed by X-ray diffractometer (XRD) and scanning electron microscopy (SEM). The microhardness and tribological properties of 60NiTi alloys at different sintering pressures were evaluated by microhardness tester and ball-on-disk wear tester. The wear morphologies of 60NiTi alloys were analyzed by SEM with energy disperse spectroscopy (EDS) and three-dimensional white light profilometer, and the wear volumes were calculated. The experimental results show that the microstructures of 60NiTi alloy prepared by SPS is uniform and the NiTi phase and Ni₃Ti phase are presented in the microstructures. The microhardness of 60NiTi alloys increases with the increase of the sintering pressure. The microhardness of 60NiTi alloys has the biggest HV_{0.2kg} value of 5233.2 MPa at the sintering pressure of 50 MPa. The wear rate and wear scar depth of 60NiTi alloys decrease as the sintering pressure increases. However, when the sintering pressure reaches to 50 MPa, the wear rate and wear scar depth of 60NiTi alloys are the smallest, which are 0.76×10⁻⁵ mm³/(N·m) and 15 μm, respectively. The wear mechanisms of 60NiTi alloys are abrasive wear and adhesive wear.

Key words: 60NiTi alloy; spark plasma sintering; microstructure; microhardness; tribological properties

Corresponding author: Wang Wei, Ph. D., Associate Professor, College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: gackmol@163.com