文章编号:1674-2974(2025)08-0183-10 DOI:10.16339/j.cnki.hdxbzkb.2025305

等径角挤压工艺制备铝基复合材料的性能特征研究

滕杰†,张艳,梁哲宇,蒋福林,傅定发
(湖南大学 材料科学与工程学院,湖南 长沙 410082)

摘 要:通过多道次等径角挤压工艺(ECAP)制备了铝基复合材料,通过金相、扫描电子显微镜和能谱分析对复合材料的显微组织进行了表征,并对该复合材料的力学性能、摩擦磨损性能进行了测试分析.研究结果表明,在三道次等径角挤压加工后,SiC 颗粒在铝基体中分散性较好,且晶粒细小.多道次等径角挤压工艺可以有效改善SiC颗粒在铝基体的分布和细化晶粒,从而提高复合材料的机械性能.在相同的摩擦磨损实验条件下,三道次的样品展现出优于单道次的摩擦磨损性能,这表明加工道次的增加可以改善复合材料的耐磨性.

关键词:铝基复合材料;等径角挤压;摩擦磨损;显微组织
中图分类号:TB333 **文献标志码**:A

Research on Performance Characteristics of Aluminum-based Composite Materials by Equal Channel Angular Pressing Process

TENG Jie†,ZHANG Yan,LIANG Zheyu,JIANG Fulin,FU Dingfa
(College of Materials Science and Engineering, Hunan University,Changsha 410082,China)

Abstract: Aluminum-based composite materials were prepared by a multi-pass equal channel angular pressing (ECAP) process. The microstructure of the composite material was characterized by metallography, scanning electron microscopy, and energy spectrum analysis, and their mechanical properties as well as friction and wear properties of the composite material were tested and analyzed. The research results indicate that SiC particles have good dispersion in the aluminum matrix after three ECAP passes, and the grain size is small. The multi-pass ECAP process can effectively improve the distribution of SiC particles in the aluminum matrix and refine the grain size, thereby simultaneously enhancing the mechanical properties of composite materials. At the same time, under the same friction and wear test conditions, the samples with three ECAP passes show better friction and wear performance than those with a single pass, indicating that increasing the number of processing passes can improve the wear resistance of composite materials.

Key words: aluminum-based composite materials; equal channel angular pressing (ECAP); frictional wear; microstructure

---

* **收稿日期**:2025-03-10
基金项目:国家自然科学基金资助项目(52374385), National Natural Science Foundation of China (52374385)
作者简介:滕杰(1978—),男,河南鹿邑人,湖南大学材料科学与工程学院教授
† 通信联系人,E-mail: tengjie@hnu.edu.cn

颗粒增强金属基复合材料(PRMMC)因其质量轻、刚度高、强度高、耐磨性好等一系列优异的性能而引起了广泛的关注,成为航空航天、机械、电子等行业的一种极具吸引力的材料[1-3].采用粉末冶金(PM)和挤压铸造等传统方法制备的复合材料[4-5]总是需要进行二次加工,以使基体中的颗粒均匀分布,并尽量减少气孔的数量[6-9].因此,提出了用剧烈塑性变形(SPD)直接制备合格复合材料的方法.

等径角挤压(ECAP)是SPD中最常用的方法之一,通过细化晶粒使材料获得优异的力学性能[10],如低应变硬化的高屈服应力、良好的延展性和高温下的低温或高应变率超塑性.然而,迄今为止,针对具有高强度和良好延展性的超细晶Al基复合材料的研究很少.目前,单一陶瓷相增强的铝基复合材料已经很难满足高性能需求,为突破铝基复合材料研发困境,混合增强铝基复合材料(HAMC)这一全新概念应运而生.其创新要点在于,在单一或两种铝合金基体之中引入两种乃至多种增强体材料,充分挖掘不同基体与增强相的潜能,实现协同增效,从而铸就卓越的综合性能.相较于传统的单一颗粒增强型复合材料,HAMC的改进仅聚焦于增强体的种类、尺寸以及比例的精准调控.正因如此,当下用于生产单一颗粒增强复合材料的各类工艺,在HAMC的制备过程中同样具备广泛的适用性.本文旨在引入6061Al合金,解决2024Al合金的强韧性倒置问题.

1 实验材料与方法

1.1 合金制备

本实验所用原材料包括2024Al合金粉末、6061Al合金粉末、SiC颗粒(粒径约10 μm).其中2024Al合金粉末和6061Al合金粉末的化学成分如表1所示.

表1 Al合金粉末的化学成分(质量分数)

Tab.1 Chemical composition of aluminum alloy powder

%

元素	Mg	Si	Fe	Cr	Cu	Mn	Al
2024Al	1.5	0.5	—	0.1	4.4	0.6	Bal
6061Al	1.1	0.5	0.2	—	0.3	0.1	Bal

1.2 制备工艺流程

铝基复合材料的制备工艺流程示意图如图1所示.其中制粉工艺为:将85%(质量分数)的2024Al合金粉末与15%(质量分数)的SiC颗粒混合后以160 r/min转速低能球磨2 h(全方位行星球磨机,尼龙球磨罐和SiC磨球,球料比为2∶1),确保粉末均匀分散.在粉末冶金成型工艺实施阶段,需将铝合金粉末混合物装填至冷等静压成型模具内腔.随后,完成冷等静压处理的坯体立即进入热变形加工阶段,该过程需借助液压驱动系统施加轴向载荷,采用等径角挤压工艺(挤压温度430 ℃,保温30 min),进行单道次、双道次和三道次加工,以改善SiC颗粒在铝基体内的分散状态,后续进行性能测试和分析.

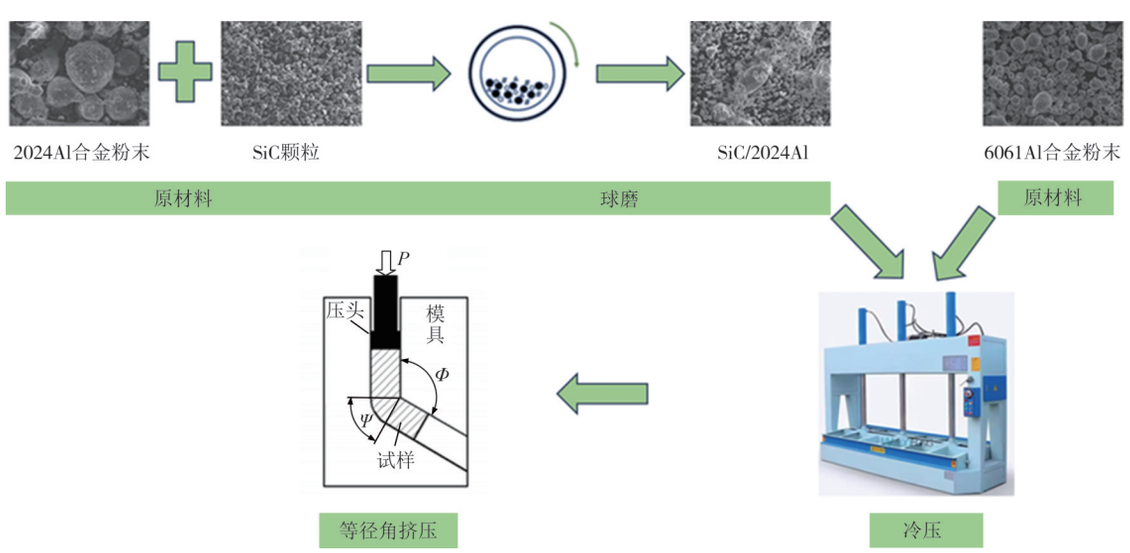


图1 复合材料制备流程图

Fig.1 Flow chart of composite material preparation

1.3 微观组织表征

采用光学显微镜(4XCE,Shanghai Caikang Optical Instruments Co.,Ltd.,China)、扫描电镜(SEM,FEI Quanta-200)和能谱仪(EDS)对其微观结构进行表征.金相样品用腐蚀性溶液 Keller 试剂(HF,4 ml;HCl,6 ml;HNO_3,10 ml;H_2O,190 ml)蚀刻 10 s,EBSD 样品的电解液为20%(体积分数)的高氯酸酒精溶液,电解电压20 V,室温下抛光5 s.

1.4 力学性能测试

1.4.1 显微硬度测试

本实验采用的硬度测量设备为显微维氏硬度计.首先,对试样的两面使用400#、800#、1 000#、2 000#和5 000#目数的砂纸进行打磨以确保两面平行.抛光后吹干放在显微镜下观察,加载载荷设为200 g,加载时间为10 s.为了提高测量值的精确性和可靠性,对每个试样重复测量了6次.并丢弃最高和最低的测量值,采用其余4次测量的平均值作为最终硬度值.

1.4.2 拉伸测试

使用型号为 Instron-3382型电子万能试验机,进行室温拉伸性能测试,设定拉伸速度为0.5 mm/min,且确保每个测量参数的样本数量不少于3个.具体尺寸如图2所示,标距为9 mm,宽度为2.0 mm,厚度为1.5 mm.

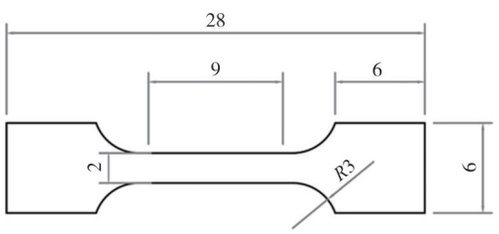


图2 拉伸试样尺寸示意图(单位:mm)

Fig.2 Tensile specimen size schematic diagram(unit:mm)

1.4.3 压缩测试

在评定两种复合材料的压缩强度的力学指标时,使用型号为 Instron-3382型电子万能试验机,进行室温单向压缩性能测试,设定压缩速度为0.5 mm/min,且确保每个测量参数的样本数量不少于3个.

1.5 磨损行为测试

使用 SFT-2M 型球盘式摩擦磨损试验仪进行磨损试验.对磨材料为 304 钢球(硬度为 60 HRC).摩擦磨损测试条件:试验温度为室温,滑动总距离为150 m,施加载荷为4 N、7 N、10 N,转动速率为50 r/min、200 r/min 和400 r/min,旋转半径为 2 mm.通过接触式触针轮廓仪测量磨损轨迹的横截面,并根据磨损轨迹的横截面积计算磨损体积,磨损率 ω 由公式(1)进行计算:

$$\omega=V/(F\cdot S) \tag{1}$$

式中:V 为磨损体积(mm^3);F 为施加的正常载荷(N);S 为滑动距离(m).每个试验条件下至少重复3次.磨损试验结束后,对试样磨痕和磨屑进行了 SEM 和EDS表征,分析磨损机理.

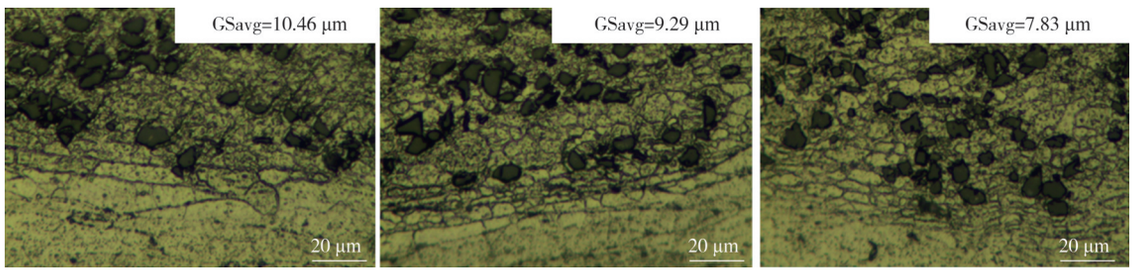
2 结果分析

2.1 微观分析

图3为该复合材料单道次、双道次及三道次等径角挤压后的金相组织图,从图中可以看出,经过单道次等径角挤压后[图3(a)],晶粒逐渐破碎细化,经过三次等径角挤压后,大尺寸晶粒全部破碎,晶粒细小且分布均匀,尺寸小于8 μm.原始SiC颗粒呈现出带有棱角的不规则形态.经过等径角挤压处理后,可以观察到该工艺对基体合金和SiC颗粒均产生了显著的剪切效应.

这种强烈的剪切作用导致基体合金的晶粒组织和SiC颗粒均发生了破碎和细化.从图3(a)中可以明显看出,经过单道次等径角挤压处理后,SiC颗粒获得了显著的破碎效果,尽管其棱角特征仍然存在.在剪切力的持续作用下,SiC颗粒在基体合金中发生流动迁移,使得原本聚集的SiC颗粒逐渐分散于基体合金中[如图3(b)、(c)所示].

由图4也可知,挤压道次的增多导致晶粒尺寸减小.在剪切变形、位错密度增加、动态再结晶、晶界迁移受限和应变累积等因素的共同作用下,晶粒沿变形方向拉长,由等轴晶逐渐转为柱状晶.在等径角挤压过程中,SiC颗粒的细化程度虽持续提高,但其细化速率呈现递减趋势.该工艺对大尺寸SiC颗粒的破碎能力有限,各道次显微组织中均可见未完全破碎的大尺寸颗粒.在塑性变形过程中,位错迁移至SiC颗粒与基体界面区域时,因增强相尺寸显著大于基体晶粒,导致位错在界面区域发生聚集.随着外部挤压应力的持续加载,位错密度不断增加并在剪切方向上形成有序排列的位错结构.当界面处位错累

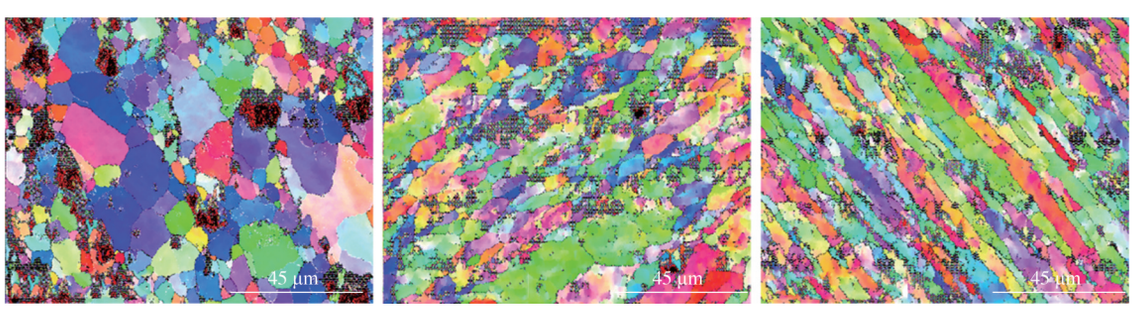


(a)单道次 (b)双道次 (c)三道次

图3 不同挤压道次复合材料的金相组织图

Fig.3 Metallographic structure of composite materials with different extrusion passes

积达到特定阈值时,SiC颗粒将随基体组织的塑性变形而发生位移.值得注意的是,大尺寸增强颗粒周边区域往往存在较高的应力集中现象,同时颗粒内部缺陷出现的可能性也相应增大.一旦颗粒前端应力值超过Si—C键的结合能,颗粒表面脆弱区域将萌生微裂纹.这种裂纹在扩展过程中会引发更显著的应力集中效应,最终沿剪切面方向延伸并导致颗粒断裂,形成空穴[11].高温挤压条件下,由于基体合金的流动应力下降和剪切应力上升,铝基体渗入破碎的SiC颗粒间隙,完成空穴填充.该现象以铝基体渗入SiC间隙为主导机制,同时伴随着SiC颗粒通过卷入作用实现的分散过程.因此,在挤压过程中,SiC颗粒的断裂并不会造成损伤,仅导致SiC颗粒的细化[12-13].



(a)单道次 (b)双道次 (c)三道次

图4 不同挤压道次复合材料的EBSD图

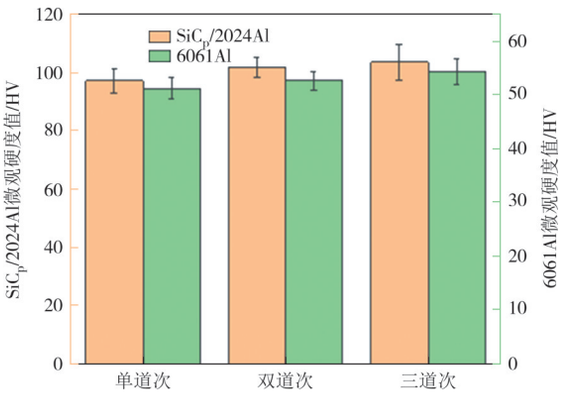
Fig.4 EBSD images of composite materials with different extrusion passes

2.2 力学性能分析

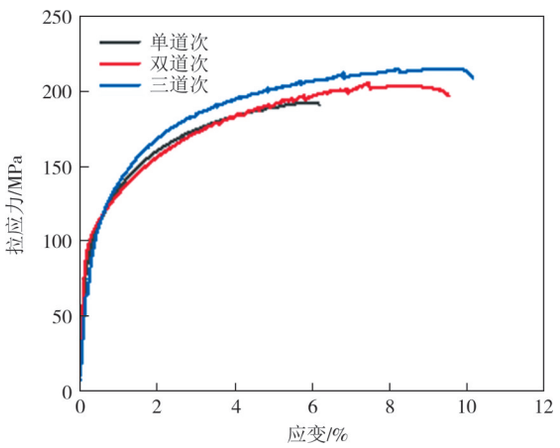
由图5(a)可知,随着ECAP加工道次的增加,SiC颗粒增强铝基复合材料各层的硬度值显著提升,单道次ECAP下,SiC_p/2024Al这一层的硬度值为95~100 HV,6061Al这一层的硬度值为50~53 HV;双道次ECAP下,SiC_p/2024Al这一层的硬度值为102~108 HV,6061Al这一层的硬度值为53~54 HV;三道次ECAP下,SiC_p/2024Al这一层的硬度值为105~110 HV,6061Al这一层的硬度值为55~57 HV.这一现象主要归因于加工道次的增加会使SiC_p在铝合金基体中均匀弥散分布,同时在ECAP过程中,材料经历剧烈的剪切变形,导致晶粒尺寸显著减小.根据Hall-Petch关系,材料的硬度与晶粒尺寸的平方根成反比,即晶粒越细小,材料的硬度越高.

进一步取中心区域并沿挤压方向切割的拉伸样进行拉伸试验来评价复合材料的拉伸性能.如图5(b)所示,单道次ECAP下,复合材料的屈服强度(YS)仅为(107.2±9.1) MPa,极限抗拉强度(UTS)仅为(175.6±7.4) MPa,伸长率(EL)仅为5.74%±0.33%.然而,复合材料的拉伸性能包括屈服强度、抗拉强度和延展性,在双道次和三道次下表现出显著的改善,详见表2.双道次ECAP下,复合材料的屈服强度(YS)仅为(112.4±8.4) MPa,极限抗拉强度(UTS)仅为(207.7±8.9) MPa,伸长率(EL)仅为8.58%±0.53%.三道次ECAP下,复合材料的屈服强度(YS)仅为(114.8±8.2) MPa,极限抗拉强度(UTS)仅为(215.1±4.9) MPa,伸长率(EL)仅为9.10%±0.57%.这可归因于晶粒细化、二次相细化、SiC_p分布的改善,从而使塑性显著提高.

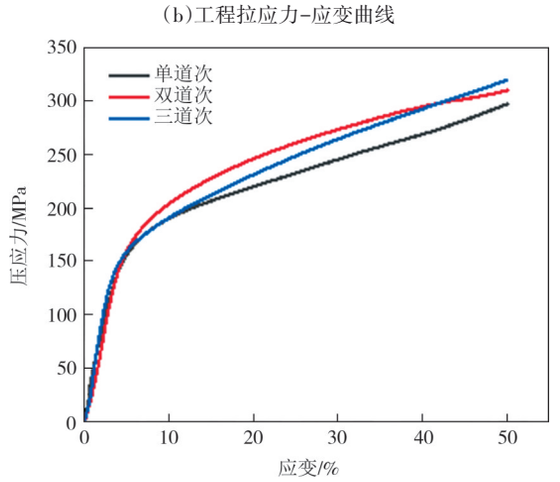
由图5(c)可知,三种样品在压缩应变超过50%



(a)各层硬度值



(b)工程拉应力-应变曲线



(c)工程压应力-应变曲线

图 5　不同挤压道次复合材料的力学性能

Fig.5　Mechanical properties of composite materials with different extrusion passes

时也没有被破坏.单道次 ECAP 的压缩强度为(297.4±10.3) MPa,双道次 ECAP 的压缩强度为(310.2±9.0) MPa,三道次 ECAP 的压缩强度为(319.9±7.6) MPa,由此可见,随着 ECAP 加工道次的增加,复合材料的压缩强度逐渐增加,压缩性能得到了显著的改善.

等径角挤压加工后,复合材料力学性能是否提升取决于晶粒细化和增强颗粒在铝基体中的分散程度的高低,其潜在机理:1)ECAP 通过剪切变形使晶粒细化,显著提高了材料的强度和硬度,可以通过 Hall-Petch 关系来确定[14-16];2)SiC 颗粒在铝基体中弥散分布,位错运动受到阻碍而产生绕过行为,当位错绕过颗粒时位错线会变长,导致促使位错移动的应力升高,从而产生了 Orowan 强化[17].

表 2　不同挤压道次复合材料的拉伸性能

Tab.2　Tensile properties of composite materials with different extrusion passes

Sample	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%
单道次	107.2±9.1	175.6±7.4	5.74±0.33
双道次	112.4±8.4	207.7±8.9	8.58±0.53
三道次	114.8±8.2	215.1±4.9	9.10±0.57

2.3　摩擦磨损性能

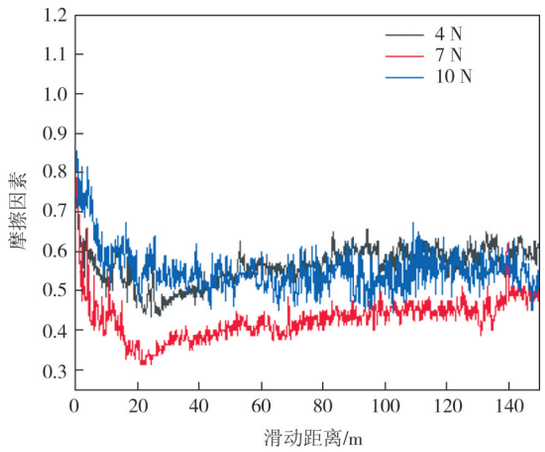
2.3.1　不同载荷对摩擦因数和磨损率的影响

图 6 展示了不同载荷下单道次和三道次复合材料的摩擦因数随滑动距离的变化趋势.随着载荷的增加,两种复合材料的摩擦因数逐渐趋于稳定.对于单道次复合材料,摩擦因数呈现先下降后上升的趋势.这可能是因为随着载荷的增大,实际接触面积增大,应力分布更均匀,摩擦因数下降,当载荷达到一定程度时,摩擦表面的氧化层被破坏,表面粗糙度增大,从而引起摩擦因数的上升[18].此外,载荷的增加还会导致摩擦产生的热量增多,进一步破坏氧化层并使其剥落,增加表面粗糙度,进而提高摩擦因数.相比之下,三道次复合材料的摩擦因数随载荷增加而下降,这主要是由于在较大载荷作用下,材料表面发生塑性变形,引发加工硬化现象,提高了摩擦表面的硬度,从而增强了材料的耐磨性[19].

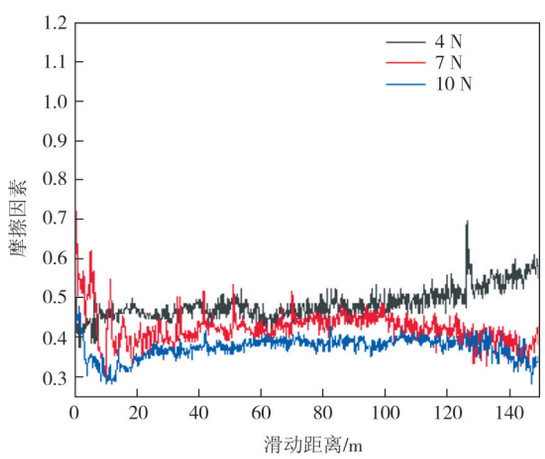
两种复合材料在不同载荷条件下的磨损率如图 7 所示.可以看到,随着载荷的增加,两种复合材料的磨损率都是呈上升趋势,对比相同条件下的磨损率可知,三道次的磨损率要低于单道次的磨损率,且随着载荷的增大,二者差别越来越大.当载荷为 10 N 时,单道次的磨损率为 4.3×10^{-4} mm^3/(N·m),而三道次的磨损率是 2.4×10^{-4} mm^3/(N·m),前者约是后者磨损率的 1.8 倍.这说明加工道次的增加能提高复合材料的耐磨性能.

2.3.2　不同转速对摩擦因数和磨损率的影响

图 8 展示了不同转速下单道次和三道次复合材



(a)单道次



(b)三道次

图6 不同载荷下单道次和三道次复合材料的摩擦因数

Fig.6 Friction coefficients of single pass and triple pass composite materials under different loads

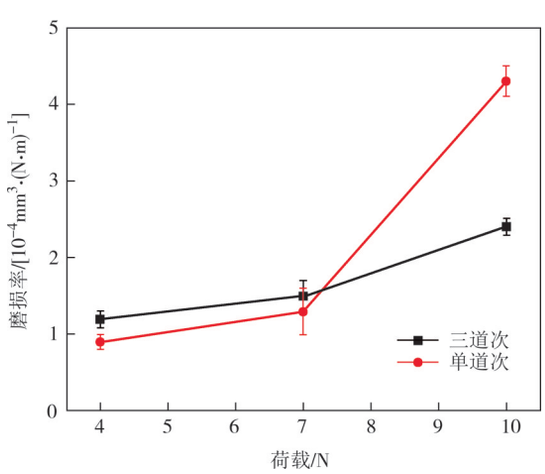
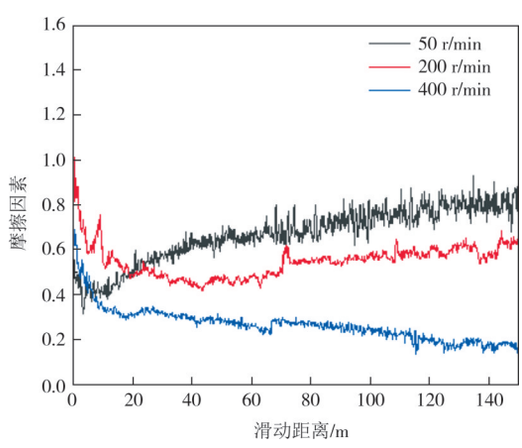


图7 不同载荷下单道次和三道次复合材料的磨损率

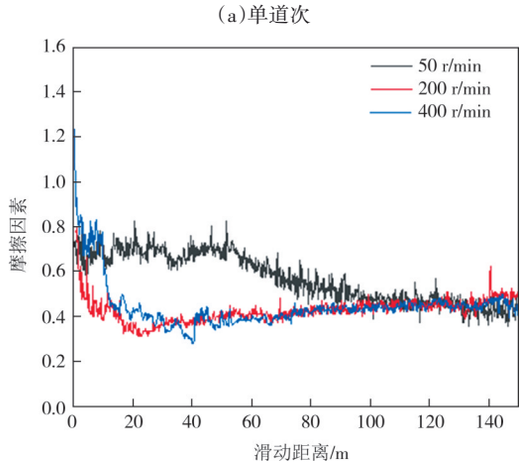
Fig.7 Wear rates of single pass and triple pass composite materials under different loads

料的摩擦因数随滑动距离的变化趋势.从图中可以看出,两种材料的摩擦因数都表现出随转速的增大而减小的趋势,同时摩擦因数的波动幅度逐渐减小,摩擦磨损过程趋于平稳.当转速为50 r/min时,两种复合材料的摩擦因数对转速变化的响应并不显著.然而,当转速提升至400 r/min时,摩擦因数明显减小,这可能是由于转速增加促使复合材料摩擦表面形成了硬度较高的机械混合层,该层在摩擦过程中起到了润滑作用.当氧化膜的形成与破坏速率达到动态平衡时,摩擦因数趋于稳定,同时转速的增大会使摩擦过程中产生大量的摩擦热,从而导致材料表面发生软化现象,摩擦因数减小[20-21].从图8(b)可以看出,虽然三道次复合材料在200 r/min和400 r/min时的摩擦因数差距不大,但是在400 r/min时三道次复合材料的稳定性显著提高,没出现单道次复合材料在400 r/min时摩擦因数瞬时波动较大的现象.三道次复合材料在高转速下仍表现出优异的稳定性,这表明加工道次的增多能够使复合材料更好地适应高转速下的摩擦磨损环境.

从图9可以看出,两种材料的磨损率均呈现先



(a)单道次



(b)三道次

图8 不同转速下单道次和三道次复合材料的摩擦因数

Fig.8 Friction coefficients of single pass and triple pass composite materials at different speeds

下降后上升的趋势.出现这种变化趋势的原因可能在于:低转速下,加工硬化占主导地位,磨损率较低;转速增加时,摩擦表面产生热量积聚,热力学软化占主导地位,SiC 颗粒发生断裂或脱落,而进入滑动界面,形成典型的三体磨损机制,最终导致磨损率和磨损体积的显著增加[22-23].

2.3.3　复合材料磨损表面与磨屑分析

由图 10 可知,在相同的载荷条件下,三道次样品的表面磨痕宽度均小于单道次样品的磨痕宽度,且随着载荷的增大,两个样品的磨痕深度都增加.当载荷为 4 N 时,这两个样品都表现出较浅的犁沟,此时主要的磨损机制为磨粒磨损;而当载荷为 7 N 时,两个样品都可以明显看到分层,犁沟逐渐不再连续,但是在单道次样品的边缘,材料发生更多的塑性变形导致剥落现象更严重,这是因为样品在受到较大的法向压应力和法向摩擦力时,氧化膜破裂并剥落,暴露出新的表面进一步氧化,说明此时主要的磨损机制为磨粒磨损和氧化剥落磨损;当载荷为 10 N 时,单道次复合材料磨损表面产生了严重的剥落,因为

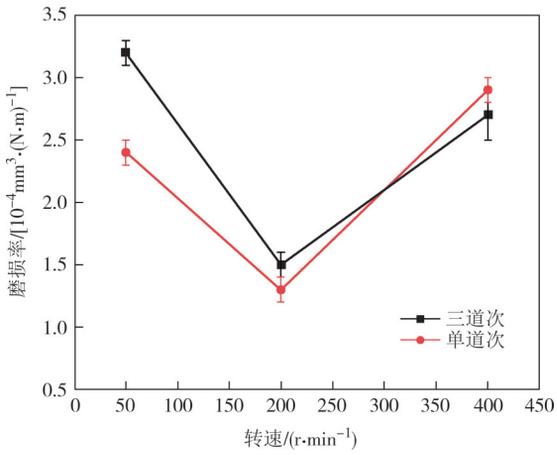
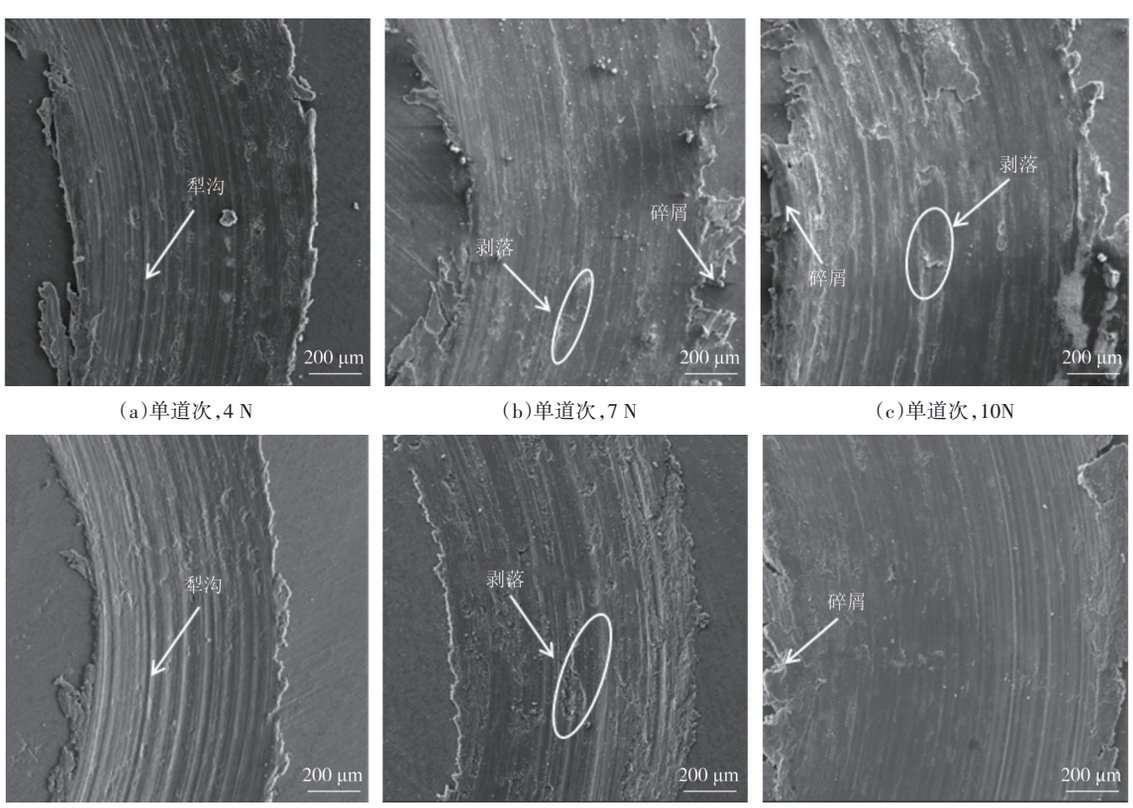


图 9　不同转速下单道次和三道次复合材料的磨损率

Fig 9　Wear rates of single pass and triple pass composite materials at different rotational speeds

在高载荷作用下,材料表面会产生较大的剪切应力,导致局部塑性变形.剪切应力集中区域容易萌生微裂纹,裂纹扩展后形成剥层,但仍可看到少量的犁沟,此时主要的磨损机制为剥层磨损和磨粒磨损[24-25].



(a)单道次,4 N　(b)单道次,7 N　(c)单道次,10N

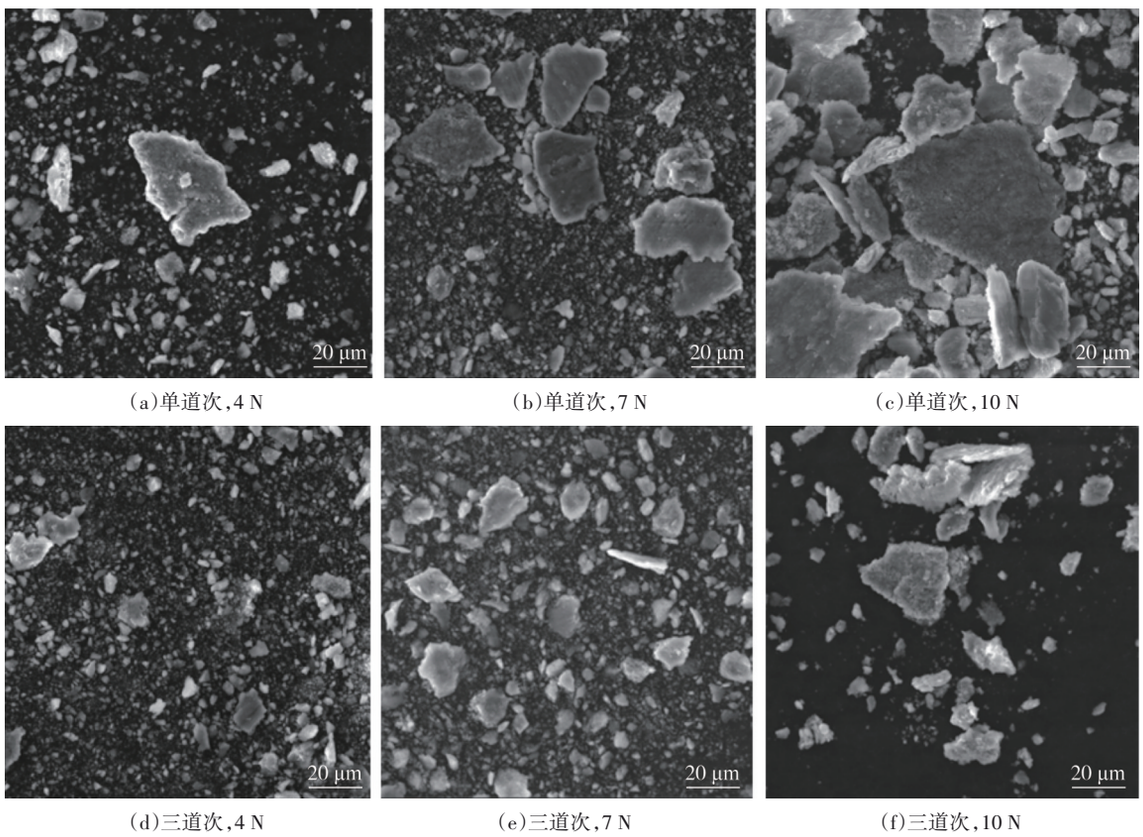
(d)三道次,4 N　(e)三道次,7 N　(f)三道次,10 N

图 10　不同载荷下单道次样品和三道次样品的磨痕形貌

Fig 10　Wear scar morphology of single pass and triple pass samples under different loads

图 11 为不同载荷下的单道次和三道次样品的磨屑形貌.不同载荷下磨屑形貌和大小均不同,随着载荷的增加,磨屑的尺寸逐渐增大,磨屑的厚度增加.当载荷为 4 N 时,单道次样品的磨屑以细小的颗

粒状碎屑为主,同时存在一些片状的磨屑,但是三道次样品几乎都是小尺寸的碎屑;而当载荷为7 N时,二者几乎都是片状的磨屑,只是单道次的片状磨屑尺寸更大,说明增加载荷加剧了材料的塑性变形程度.载荷增加至10 N时,与低载荷相比,磨屑的尺寸和厚度都有所增加,形状呈块状尺寸继续增大,数量更多.

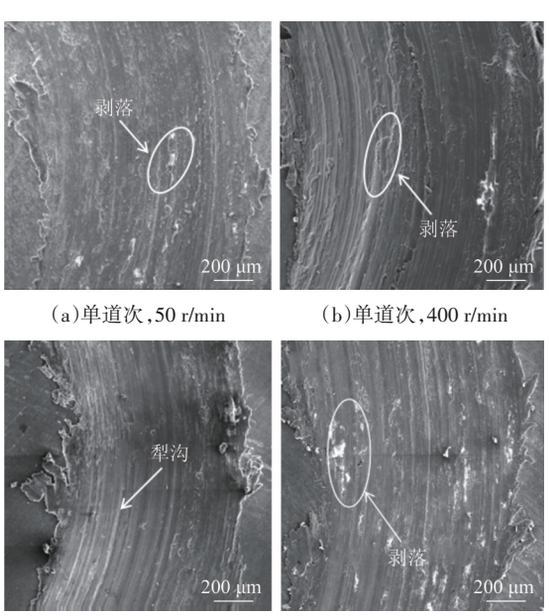


(a)单道次,4 N (b)单道次,7 N (c)单道次,10 N

(d)三道次,4 N (e)三道次,7 N (f)三道次,10 N

图11 不同载荷下单道次样品和三道次样品的磨屑形貌

Fig.11 The morphology of debris from single pass and triple pass samples under different loads

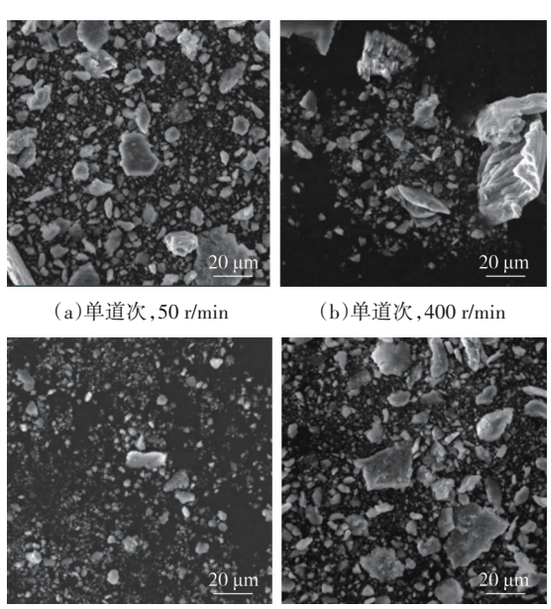


(a)单道次,50 r/min (b)单道次,400 r/min

(c)三道次,50 r/min (d)三道次,400 r/min

图12 不同转速下单道次样品和三道次样品的磨痕形貌

Fig.12 Wear scar morphology of single pass and triple pass samples at different rotational speeds



(a)单道次,50 r/min (b)单道次,400 r/min

(c)三道次,50 r/min (d)三道次,400 r/min

图13 不同转速下单道次样品和三道次样品的磨屑形貌

Fig.13 The morphology of debris from single pass and triple pass samples at different rotational speeds

图 12 为两种复合材料在载荷为 7 N 的情况下,不同转速下的磨痕形貌.在相同的转速条件下,三道次样品的表面磨痕宽度均小于单道次样品的磨痕宽度,在转速为 50 r/min 时,两种复合材料的磨痕形貌均以犁沟形状为主,边缘部分发生塑性变形导致样品剥落,以磨粒磨损为主.当转速为 400 r/min 时,两种复合材料的磨损表面产生了严重的剥落,是典型的剥层磨损.

图 13 为两种复合材料在不同转速下的磨屑形貌.已有研究[26]表明磨屑的大小与磨损程度密切相关,磨屑的尺寸越大,发生磨损的程度越高,材料的磨损越严重.从图 12 可以看到:在转速为 50 r/min 时,三道次的磨屑主要是粒径范围为 1~5 μm 的粉末状磨屑,另掺杂少许块状磨屑;而单道次的磨屑以粉末状和块状混杂为主,且块状磨屑尺寸更大,说明其比前者磨损更严重,可能是因为低道次时晶粒粗大,材料变形能力强,易形成较大的磨屑.当转速达到 400 r/min 时,二者的磨屑尺寸都增大到了 20 μm 左右,单道次的磨屑更大.

3　结 论

本文采用多道次等径角挤压工艺制备了铝基复合材料,并对该复合材料的微观组织、力学性能进行了研究,得出以下结论:

1)随着挤压道次的增加,晶粒尺寸呈现逐渐减小的趋势.这一现象主要源于多重机制的协同作用,包括剪切变形效应、位错密度上升、动态再结晶过程、晶界迁移受限以及应变累积等.

2)研究发现:随着加工道次的增加,复合材料的力学性能显著提升,在三道次 ECAP 下,SiC_p/2024Al 这一层的硬度值为 105~110 HV,6061Al 这一层的硬度值为 55~57 HV;复合材料的压缩强度为(319.9±7.6) MPa,复合材料的屈服强度(YS)仅为(114.8±8.2) MPa,极限抗拉强度(UTS)仅为(215.1±4.9) MPa,伸长率(EL)仅为 9.10%±0.57%,这可归因于晶粒细化、二次相细化、SiC_p 分布的改善,从而使塑性显著提高.

3)摩擦磨损试验结果表明,三道次复合材料的磨损性能显著优于单道次.加工道次的增加可以改善复合材料的耐磨性.

参考文献

[1] ARSENAULT R J, FISHER R M. Microstructure of fiber and particulate SiC in 6061 Al composites[J]. Scripta Metallurgica, 1983,17(1):67-71.

[2] KIM S B, KOSS D A, GERARD D A. High cycle fatigue of squeeze cast AL/SiC_w composites[J]. Materials Science and Engineering:A,2000,277(1/2):123-133.

[3] LLOYD D J, LAGACE H, MCLEOD A, et al. Microstructural aspects of aluminium-silicon carbide particulate composites produced by a casting method[J]. Materials Science and Engineering:A,1989,107:73-80.

[4] PUROHIT R, SAGAR R. Fabrication and testing of Al-SiC_p composite poppet valve guides[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,2010,51(5):685-698.

[5] QUANG P, JEONG Y G, YOON S C, et al. Consolidation of 1vol. % carbon nanotube reinforced metal matrix nanocomposites via equal channel angular pressing[J]. Journal of Materials Processing Technology,2007,187/188:318-320.

[6] RAMU G, BAURI R. Effect of equal channel angular pressing (ECAP) on microstructure and properties of Al-SiC_p composites [J]. Materials & Design,2009,30(9):3554-3559.

[7] SABIROV I, PIPPAN R. Formation of a W - 25%Cu nanocomposite during high pressure torsion[J]. Scripta Materialia,2005,52(12):1293-1298.

[8] SABIROV I, KOLEDNIK O, VALIEV R Z, et al. Equal channel angular pressing of metal matrix composites: Effect on particle distribution and fracture toughness[J]. Acta Materialia,2005,53(18):4919-4930.

[9] VALIEV R Z, ISLAMGALIEV R K, KUZMINA N F, et al. Strengthening and grain refinement in an Al-6061 metal matrix composite through intense plastic straining[J]. Scripta Materialia,1998,40(1):117-122.

[10] WANG Z W, SONG M, SUN C, et al. Effects of particle size and distribution on the mechanical properties of SiC reinforced Al - Cu alloy composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011,528(3):1131-1137.

[11] 孙有平,严红革,何江美,等. 等径角挤压道次对 SiC_p/Al 复合材料显微组织的影响[J]. 材料科学与工艺,2011,19(3):117-121.
SUN Y P, YAN H G, HE J M, et al. Effect of pass on microstructure and mechanical properties of SiC_p/Al composite by equal chnnel angular pressing[J]. Materials Science and Technology,2011,19(3):117-121.(in Chinese)

[12] 贾玉玺,赵振铎,赵国群,等. 挤压加工对 SiC_p/Al 复合材料显微组织的影响[J]. 山东工业大学学报,1998,28(5):431-435.
JIA Y X, ZHAO Z D, ZHAO G Q, et al. The influence of the extrusion processon the microstructure of SiC_p/Al composites[J]. Journal of Shandong University of Technology,1998,28(5):431-435.(in Chinese)

[13] 程羽,郭成,贾玉玺,等. 颗粒增强金属基复合材料挤压性能的

研究[J]. 西安交通大学学报,1997,31(7):105-109.
CHENG Y,GUO C,JIA Y X,et al. The study on extrudability of the metal matrix composites reinforced by SiC particles [J]. Journal of Xi'an Jiaotong University,1997,31(7):105-109.(in Chinese)

[14] 赵润娴,张建,毕大森,等. 等通道转角挤压硅铝合金针状共晶硅损伤断裂实验[J]. 有色金属,2002(3):12-14.
ZHAO R X,ZHANG J,BI D S,et al. Fracture of needle-shaped eutectic silicon in Si-Al alloy processed by equal channel angular extrusion[J]. Nonferrous Metals Engineering,2002(3):12-14.(in Chinese)

[15] LAKSHMANAN A, ANDANI M T, YAGHOOBI M, et al. A combined experimental and crystal plasticity study of grain size effects in magnesium alloys [J]. Journal of Magnesium and Alloys,2023,11(12):4445-4467.

[16] NGUYEN Q B, GUPTA M. Enhancing compressive response of AZ31B magnesium alloy using alumina nanoparticulates [J]. Composites Science and Technology, 2008, 68 (10/11) : 2185-2192.

[17] ZHANG Z, CHEN D L. Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites[J]. Materials Science and Engineering:A,2008,483:148-152.

[18] RAMESH C S, KESHAVAMURTHY R, CHANNABASAPPA B H, et al. Friction and wear behavior of Ni-P coated Si_3N_4 reinforced Al6061 composites[J]. Tribology International,2010, 43(3): 623-634.

[19] CZICHOS H. Introduction to friction and wear[M]//Friction and Wear of Polymer Composites. Amsterdam:Elsevier,1986:1-23.

[20] RAO R N, DAS S. Effect of sliding distance on the wear and friction behavior of as cast and heat-treated Al-SiCp composites [J]. Materials & Design,2011,32(5):3051-3058.

[21] SHARMA S C. The sliding wear behavior of Al6061-garnet particulate composites[J]. Wear,2001,249(12):1036-1045.

[22] UYYURU R K,SURAPPA M K,BRUSETHAUG S. Tribological behavior of Al-Si-SiC_p composites/automobile brake pad system under dry sliding conditions[J]. Tribology International, 2007, 40(2): 365-373.

[23] BASAVARAJAPPA S,CHANDRAMOHAN G,MAHADEVAN A, et al. Influence of sliding speed on the dry sliding wear behaviour and the subsurface deformation on hybrid metal matrix composite [J]. Wear,2007,262(7/8): 1007-1012.

[24] VENKATARAMAN B,SUNDARARAJAN G. Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium, Al-7075 alloy and Al-MMCs [J]. Wear,2000, 245(1/2): 22-38.

[25] MONDAL D P, DAS S, RAO R N, et al. Effect of SiC addition and running-in-wear on the sliding wear behaviour of Al-Zn-Mg aluminium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 402(1/2): 307-319.

[26] ALAM M O,HASEEB A S M A. Response of Ti-6Al-4V and Ti-24Al-11Nb alloys to dry sliding wear against hardened steel[J]. Tribology International, 2002, 35(6): 357-362.