

中文摘要

摘要：本文研究了载流及非载流条件下 Ti_3AlC_2 陶瓷块体和碳基块体对低碳钢的滑动摩擦稳定性及其与载流磨损率的相关性。试验在盘-块式高速载流摩擦磨损试验机上进行，滑动速度为 20~60m/s，法向压强为 0.4-0.8MPa，载流强度为 2A/mm²。通过微凸体干涉机制建立了滑动摩擦的稳定性模型；研究了 Ti_3AlC_2 材料与碳基块体非载流与载流条件下滑动摩擦稳定性的表现行为及其对载流磨损的影响。

结果表明：

1、在本文所涉及的实验条件下， Ti_3AlC_2 材料和碳基材料无论是否载流还是载流条件，摩擦系数在整个实验过程中都表现出随机波动性，并且其相对稳定期的波动行为服从正态分布。其标准偏差随法向压强、滑动速度和加载电流的改变而不同。摩擦过程越稳定亦即动摩擦系数的波动幅度越小，其标准偏差值越小；反之越大。

2、非载流条件下滑动速度和法向压强的改变对 Ti_3AlC_2 块体和碳基块体的摩擦稳定性和磨损率只有微弱的影响，而载流条件下有显著的影响；载流条件下，滑动速度越高或法向压强越小，摩擦的稳定性越低，磨损率越大，作为摩擦稳定性表征量的动摩擦系数标准偏差与载流磨损率之间存在强的线性相关性。但是，当滑动速度大于大约 50m/s 或者法向压强小于大约 0.5MPa 的情况下， Ti_3AlC_2 块体的载流磨损率急剧增大。

3、 Ti_3AlC_2 材料和碳基材料无论是否载流还是载流条件，滑动摩擦稳定性是影响摩擦副磨损率的主要因素。尤其是载流滑动摩擦情况下，稳定性的增强可以有效地抑制载流摩擦过程中微电弧的产生，整体上降低材料的磨损率；稳定性的减弱致使摩擦过程中材料磨损表面微电弧产生，电弧烧蚀作用变大，整体上增加了材料的磨损率。

4、相对于碳基材料， Ti_3AlC_2 材料在非载流和载流条件下都表现了极好的滑动摩擦稳定性，这种滑动摩擦稳定性决定了 Ti_3AlC_2 材料具有良好的摩擦磨损特性，是作为载流和非载流滑动摩擦副很好的选材。

关键词： Ti_3AlC_2 材料、碳基材料、动摩擦系数偏差、滑动摩擦稳定性、载流磨损率、电弧烧蚀

分类号：

ABSTRACT

ABSTRACT: The stability of friction with or without current-carrying and its effect of current-carrying wear of highly pure Ti_3AlC_2 bulk and C bulk against low carbon steel has been investigated. Experiments are performed on a block-on-disk type friction tester with sliding speeds from 20-60m/s, pressures from 0.4-0.8MPa and electric current of $2A/mm^2$.

The results show:

1. Involved in the experimental conditions, the friction coefficient of Ti_3AlC_2 materials and carbon-based materials during the entire experiment with or without current-carrying demonstrate the stochastic volatility, and the relatively stable period, subject to normal distribution. Its standard deviations with the normal pressure, sliding speed and load current changes are different. More stable of friction that is, fluctuations of the smaller, the smaller value of its standard deviation; the other hand the greater.

2. The stability of friction and wear rate of Ti_3AlC_2 and C bulk was only slightly affected by the changes of sliding speed and normal pressure in the conditions that without current. However, it causes a significant impact in the current-carrying conditions. The stability of friction decreases with increasing sliding speed or decreasing normal pressure, higher stability corresponds to lower wear rate under current-carrying friction. Standard deviations of kinetic friction coefficients, as a characterization of stability, show strong linear correlation with the wear rate. However, when the sliding speeds are higher than about 50m/s or normal pressures are less than about 0.5MPa, the current-carrier wear rate of Ti_3AlC_2 increases rapidly.

3. The stability of friction with or without current-carrying is the main effect factor of current-carrying wear of highly pure Ti_3AlC_2 bulk and C bulk against low carbon steel. Especially under the conditions with current, the enhanced stability can effectively inhibit the process of current-carrying friction micro-arc production, reduce the overall wear rate of materials; the weakening of the stability of the process led to friction and wear surface materials have a micro-arc, larger role in arc ablation, the overall increase in the wear rate of materials.

4. Compared to carbon-based materials, Ti_3AlC_2 materials show an excellent stability of with or without current-carrying sliding friction, which determines the Ti_3AlC_2 good friction and wear characteristics. It is good for sliding friction materials

with or without current-carrying friction.

KEYWORDS: titanium aluminum carbide; carbon-based materials; standard deviations of kinetic friction coefficients; stability of friction; current-carrying wear; electric arc ablation

CLASSNO:

独创性声明


本人声明所呈交的学位论文是本人在导师指导下进行的研究工作和取得的研究成果，除了文中特别加以标注和致谢之处外，论文中不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果，也不包含为获得北京交通大学或其他教育机构的学位或证书而使用过的材料。与我一同工作的同志对本研究所做的任何贡献均已在论文中作了明确的说明并表示了谢意。

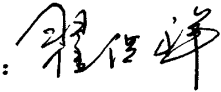
学位论文作者签名： 签字日期：2009年6月20日

学位论文版权使用授权书

本学位论文作者完全了解北京交通大学有关保留、使用学位论文的规定。特授权北京交通大学可以将学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索,提供阅览服务,并采用影印、缩印或扫描等复制手段保存、汇编以供查阅和借阅。同意学校向国家有关部门或机构送交论文的复印件和磁盘。

(保密的学位论文在解密后适用本授权说明)

学位论文作者签名: 

导师签名: 

签字日期: 2009年6月20日

签字日期: 2009年6月20日

致谢

本论文的工作是在我的导师翟洪祥教授的悉心指导下完成的，在两年的学习和工作生活中，导师的悉心指导和严格要求，不仅使我学到了宝贵的科学文化知识，更培养了我从事科学研究的作风和由此而产生的兴趣。导师对我倾注了大量心血和宝贵时间，使得论文工作得以顺利完成。导师刻苦勤劳的工作精神、严谨求实的治学态度、精深的学术造诣和开阔敏锐的思维使我终生受益。在此衷心感谢两年来翟洪祥老师对我的关心和指导。值此论文完成之际，谨向导师表示崇高的敬意和衷心的感谢。

黄振莺老师、周洋老师和李翠伟老师对我的科研工作和论文都给予了很大的帮助并提出了许多的宝贵意见，在此表示衷心的感谢。尤其是黄振莺老师，作为我的师姐，科研、实验上积极表率，生活上无微不至，而且在课题研究上打下了良好的基础，深表感谢。

在实验室工作及撰写论文期间，贝国平师兄，康建松、李萌启、李茂欣、陈树涛、马乾力等同学在我学习期间给予了无私的帮助，在此向他们表达我的感激之情。

本论文由翟洪祥教授负责的国家“863”计划课题(编号：2006AA03Z527)、国家“973”计划课题(编号：2007CB714703)、国家支撑计划项目(编号：2009BAG12A01-D-06-2)和北京交通大学“十一五”重大科技基金(编号：2006XZ003)联合资助完成。特此感谢。

最后衷心感谢我的父母和亲人对我的支持、鼓励，他们的无私付出使我能够在学校专心完成我的学业。

1. 绪论

1.1 引言

铁路是国民经济发展的重要基础设施之一^[1]，从经济持续、快速、健康发展的战略需要；从铁路自身发展考虑，我国的铁路都需要加快发展。而铁路建设对于促进国土资源开发，加快经济发展具有十分重要的作用。随着近年来运输量和客流量的急剧升高，列车的高速化、电气化在我国已经得到了长足的发展。

1825年世界上第一条铁路诞生，此后一百多年，世界各国铁路研究工作者，一直为提高列车的行车速度做着不懈的努力。目前，世界上运行时速200km以上的新建的高速铁路营业里程约4400km，若包括运行时速200km的路线，总营业里程已超过15000km。这些路线仅占世界铁路总营业里程的1.5%，却负担着各拥有国铁路较大部分的客运量。例如，法国现有三条高速新线和TGV列车通行网络分别占法铁路网总营业里程的4%和8%，承担了一半以上的旅客周转量；德国正在运营的高速线及时速200km以上的ICE列车的通达里程只占德国铁路总营业里程的1%和10%，却担负着50%的旅客周转量。高速铁路以其节约旅行时间，改善旅行条件、降低旅行费用以及对地球环保的增强，在世界范围内呈现出蓬勃发展的强劲势头，欧洲、美洲、亚洲诸国和地区，正在计划进一步加快高速铁路的建设。高速铁路，给铁路产业带来了复兴，把工业化国家社会带入一个新的文明阶段。

多年来我国铁路^[2]运输状态不能适应我国经济持续快速发展的旺盛需求，成为了制约国民经济快速发展的瓶颈，而高速铁路却具有速度快、运量大、能耗少、污染小、安全、舒适、占地少等诸多优点，上世纪九十年代初，我国铁路专家指出，中国修建高速铁路势在必行，时至今日，我国的高速铁路建设正蓬勃发展。1994年，完全依靠中国自己力量建成的广深准高速铁路开通；1995年，沪宁等省成功开通了时速170km的准高速铁路；1997年4月1日，京沪、京广、京哈三大干线的全面提速打开了中国铁路的新局面，中国铁路开始了迅猛发展。2000年10月21日，全国铁路实行第三次大提速。这次提速线路除京九线为南北纵向外，陇海、兰新、浙赣线均为东西横向。全国铁路提速线路延展至1万公里，初步形成覆盖全国主要地区的“两纵四横”提速网络。2001年11月21日，京九线、武昌-成都、京广线南段、浙赣线和哈大线成为主要提速路段。此次提速，中国铁路提速网络进一步完善，铁路提速延展里程达到1.3万公里，使提速网络覆盖全国大部分省区。2004年4月18日，京沪、京广、京哈等干线部分地段线路基础达到时速200公里。直达

特快列车在京广、京沪等繁忙干线以时速160公里的速度长距离运行。时速160公里及以上提速线路达7700公里，时速200公里的线路里程达1960公里。

2007年4月18日，第六次大面积提速在京哈、京沪、京广、陇海、浙赣、胶济、武九、广深线等既有干线实施200公里速度级的提速，有条件的线路列车运行时速可达250公里。时至今日，六次成功的全国铁路大提速后，我国时速达到160km的运营线路已近万公里，时速200公里的提速线路延展里程达到6003公里，尤其是2008年京津线的开通，创造了350km/h的运营时速。铁路的不断提速，给人们的生活带来了巨大方便，促进了经济、文化等各方面的发展。而在不断提速的背后，由此带来的高新技术问题不断出现，即便是在日本、法国、德国这些成功运营高速铁路多年的发达国家，一些技术问题仍然没有很好解决，困扰依旧存在。

受电弓滑板^[3,4]是电力机车供电系统中的重要集电元件。通过受电弓滑板与输电网线的接触，将输电网上的电流引导并传输给机车供电系统，来维持电力机车正常运行。受电弓滑板从高达25KV的接触导线上获取电能，其受电电流高达数百安培，并且随着列车运行速度的提高，电流还将进一步增大。除了承受数百安培的大电流外，在列车运行过程中受电弓滑板与接触网线高速滑动摩擦，受到接触网线硬点和冰凌的高速撞击，以及撞击后弹性波动、换相区间等引起的离线电弧的烧蚀，以及风、霜、雨、露、冰、雪、沙、尘等自然因素的侵蚀，在这些复杂因素的综合影响下，受电弓的服役条件非常苛刻。而高速运行的列车上的滑板一旦发生断裂、破碎，将严重危及行车安全，影响整个路网的正常运营。因此，要求它的使用必须安全经济，既对接触导线磨损小，自身有足够的使用寿命，又不影响弓网关系。一般说来，好的受电弓滑板需具备如下特性：

- 1、足够的机械强度；
- 2、小的电阻率和接触电阻；
- 3、良好的减磨性和自润滑性能；
- 4、一定的耐磨性；
- 5、良好的耐热、耐电弧性能；
- 6、较好的环境适应性；
- 7、便于实现轻量化和标准化。

自日本新干线高速铁路开通起，随着列车速度的提高，滑板材料大体上经历了三代：第一代所使用的合金材料对接触导线磨损太大，已经被各国所淘汰；第二代是添加自润滑颗粒的铁基或铜基粉末冶金材料，其自身磨损较快，同时没有解决对接触网线的磨损问题，目前我国的干线客车已经禁止使用；第三代是碳基浸金属材料，主要解决了自润滑问题，但自身磨损高、强度低、电阻大，也没有从根本上解决受电弓滑板问题。日本新干线滑板寿命为4~5万km(使用12~14天)，

也未达到理想要求。目前国产尚不具备生产适合高速列车用的受电弓滑板，提速列车使用的全部为价格昂贵的进口滑板。

钛硅碳 (Ti_3SiC_2) 系材料是一类具有层状结构的三元化合物新型材料体系，它们既具有金属的性能，在常温下，有很好的导热性能和导电性能，有较低的维氏显微硬度和较高的弹性模量和剪切模量，像金属一样可进行机械加工，并在较高的温度下具有塑性，同时又具有陶瓷的性能，有较高的屈服强度，高熔点，高热稳定性，良好的抗氧化性和自润滑性。翟洪祥教授在进行了长期的研究、实践之后，原创性完成了将 Ti_3SiC_2 系材料^[5]应用到受电弓滑板的技术突破。并且为了进一步更好的解决弓网材料载流摩擦的突出矛盾，提出了弓网关键材料适配性研究，也取得了长足的进展。这些原始性的创新得到了国家863计划和国家自然科学基金项目的支持，对于我国高速铁路技术发展具有十分重要的意义。

1.2 Ti_3AlC_2 材料简介

具有层状晶体结构的 Ti_3AlC_2 等三元碳化物陶瓷材料已经在国内外新材料研究领域引起广泛关注^[6-12]。这些新型材料不仅具有通常陶瓷材料的耐高温、耐腐蚀等优良特性和类似于金属材料的良好导电性和机加工性等优良特性，而且具有一般陶瓷材料和金属材料难以比拟的摩擦学特性^[8-9,13-14]，因而在高性能的高速列车受电弓滑板、电机的电刷和滑环等滑动接触式集流元器件的应用方面具有很大的现实或潜在的价值。

Ti_3AlC_2 是二十世纪九十年代初，由 Pietzka 和 Schuster 在研究 Ti-Al-C 相图时发现的^[15-16]。1994年 Pietzka & Schuster^[15]以 TiAl、 Al_4C_3 和 (石墨) 为原料，在氢气气氛中反应烧结 20h，首次获得了 Ti_3AlC_2 三元化合物，并测定了晶格常数等物理参数。 Ti_3AlC_2 是 Ti_3SiC_2 系三元化合物中的一个典型代表，在所有的 Ti_3SiC_2 系三元化合物中， Ti_3AlC_2 具有与 Ti_3SiC_2 相同的晶体结构，为棱边共享的 Ti_3C_2 层和其分隔的 Al 原子层构成的六边形网络，其晶粒呈片层状，并且 Ti_3AlC_2 与 Ti_3SiC_2 有相似的性能。

Ti_3SiC_2 是 1967 年 Jeitschko 和 Nowomy^[17] 利用 TiH_2 、Si 和石墨在 2000°C 下的化学反应成功合成的，并测定了其晶体结构， Ti_3SiC_2 属六方晶系。共棱的 Ti_6C 八面体被平面的平行四边形的 Si 原子层所分隔，C 原子位于八面体的中心，每一个晶胞中含有两个分子。但由于制备 Ti_3SiC_2 纯相非常困难，延滞了对其性能的研究。随后，各国科学家又采用不同原料、不同方法制得 Ti_3SiC_2 材料。1996 年，M.W. Barsoum^[7] 用热压烧结制备出纯度较高的 Ti_3SiC_2 块体材料，此后 N.F. Gao 等^[18] 也以 Ti、SiC 和石墨为原料，采用热等静压法，制备出纯度为 97%、相对密度为 99% 的 Ti_3SiC_2 块体材料。2004 年，H.X. Zhai 等^[19,20] 以单质的 Ti、Si 和石墨粉为原料，以 Al 为反应

助剂,用原位热压法在1450℃、25MPa下热压30min,获得了不含或只含少量TiC等杂质相的致密Ti₃SiC₂块体材料,并研究了其摩擦学特性。

在Ti₃SiC₂被发现之后的研究中,一系列与Ti₃SiC₂具有相同结构与性能的材料被相继合成与探索,我们称之为Ti₃SiC₂系材料。Ti₃SiC₂系材料是具有层状结构的三元碳化物,可用统一的分子式M_{n+1}AX_n^[6]表示,其中M为过渡金属,A主要为IIIA和IVA族元素,X为C元素或N元素,n=1,2,3。当n=3时,代表性的化合物为Ti₄AlN₃等;当n=2时,代表性的化合物为Ti₃SiC₂、Ti₃AlC₂等。迄今为止,人们已经发现的Ti₃SiC₂系三元化合物的种类已经超过60种,其中大部分属于211相三元化合物,少部分为413相化合物,如Nb₄AlC₃,Ti₄SiC₃,Ti₄AlC₃,Ta₄AlC₃等。图1-1分别是n=1,2,3时,即211,312和413相M_{n+1}AX_n系列材料的晶体结构。

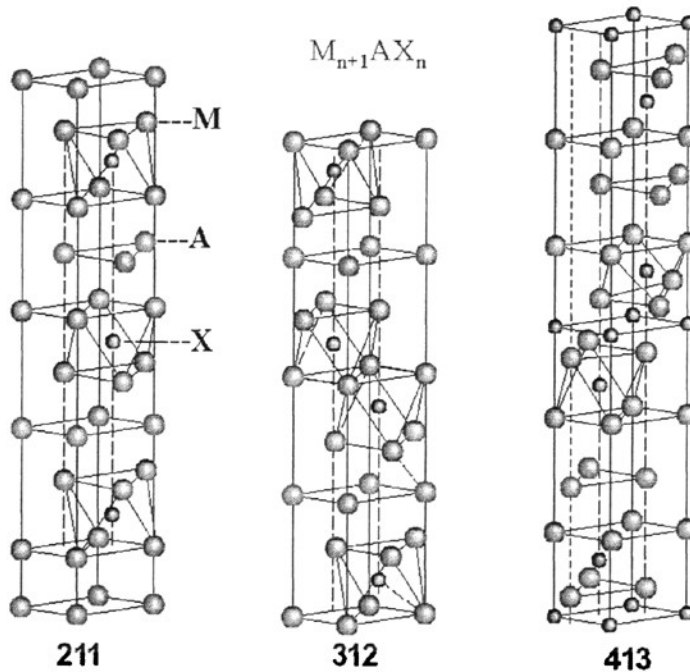


图 1-1 211、312 和 413 相 $M_{n+1}AX_n$ 系材料结构图^[6]

Fig.1-1 Structural diagram of $M_{n+1}AX_n$ -class material of 211,312 and 413 phase^[6]

至今, Ti₃SiC₂系的晶体结构、基本物理特性和机械性能已经基本清楚,材料的合成和制备技术已日趋成熟。目前国外正在把注意力从Ti₃SiC₂系材料的制备和特性研究转移到应用研究方面。作为一种易于加工的陶瓷材料, Ti₃SiC₂系材料具有相当高的弹性模量^[6]。这就意味着Ti₃SiC₂系中的一些材料将可能成为可加工高刚度材料。由于这类化合物独特的层状结构,正如之前科学工作者所预料的那样,

Ti₃SiC₂系材料^[21,22]展现出了非同寻常的机械性能。此后,通过Myhra^[23]等利用LFM, El-Raghy和Barsoum^[24]等利用盘销式摩擦实验机和周延春^[25]等在压力为7.7N~14.7N、速度为7m/s下对Ti₃SiC₂系材料的摩擦磨损行为的研究, Ti₃SiC₂系材料的摩擦学性能已经有所认识。但是这些仍然不够全面,对于《Ti₃SiC₂系材料在高速列车受电弓滑板中的应用》及《高速铁路接触网线与受电弓滑板及其适配性研究》参考价值较低。随后, Zhai等人^[9,26-28]进行了高纯Ti₃SiC₂块体材料与低碳钢盘高速摩擦的试验,结果表明, Ti₃SiC₂材料具有较低的摩擦系数,同时揭示了滑行速度和法向载荷对Ti₃SiC₂材料摩擦磨损特性的影响^[19,26],特别是在高速、较大载荷的条件下这一点尤为突出,同时在摩擦过程中,摩擦表面存在着一层致密的氧化层,氧化层的存在具有明显的减磨作用。Zhai等^[9-12]对Ti₃SiC₂系材料载流与非载流摩擦学特性方面展开的深入研究表明Ti₃SiC₂系材料拥有非常好的摩擦学性能。Ti₃SiC₂系材料拥有的这些优异性能对比受电弓滑板材料所需要的七个条件,与碳基滑板材料相比,这类材料具有相当大的潜力。

而作为Ti₃SiC₂系三元化合物中的一个典型代表的Ti₃AlC₂继1994年首度被发现以来,2000年, Tzenov & Barsoum^[8]以Ti、Al₄C₃和石墨粉为原料,用热等静压法在1400℃高温、70MPa的压力下热压16h,首次制备得到高致密度的Ti₃AlC₂块体材料,但含有4vol.%左右的Al₂O₃杂质相。2005年H.X. Zhai等^[10]用原位热压单质的Ti、Al和石墨粉的方法,在1425℃、20MPa下热压30min,获得了纯度达到97vol.%以上的致密Ti₃AlC₂块体材料。此后,进一步找到以Sn为反应助剂抑制TiC等杂质相生成的有效方法,并使合成温度降低约100℃,合成温度范围至少扩展了约100℃。

Ti₃AlC₂的晶格参数为 $a=0.30753\text{ nm}$ 和 $c=1.8578\text{ nm}$,理论密度为 4.25 g/cm^3 ^[8]。Ti₃AlC₂与Ti₃SiC₂具有完全相同的结构形式, Ti₃AlC₂同样是由共棱Ti₆C被Al原子所组成的平行四边形平面所分隔,C原子同样位于八面体的中心,每一个晶胞中含有两个Ti₃AlC₂分子。

Ti₃AlC₂陶瓷的力学性能与Ti₃SiC₂一样, Ti₃AlC₂的Vickers硬度随加载的变化而变化^[8,29-30]。Barsoum^[8]等人的研究表明,Vickers硬度值比Ti₃SiC₂相应的Vickers硬度值低,这是由于Ti₃AlC₂中的Ti(II)原子与Al原子结合较弱,降低了材料的硬度,也使得材料便于加工。同时显微组织观察发现,材料中存在多重能量吸收机制,如分层、晶粒排出、晶粒弯曲等,来抵抗材料的破坏。Ti₃AlC₂陶瓷在室温下抗压强度约为764 MPa,其脆性向塑性的转变温度点在1000℃~1050℃^[8,29-30]。材料的破坏存在两种形式,即在低温下的剪切破坏模式和高温下的塑性破坏模式。由于Ti₃AlC₂层与层之间的结合力弱,使得材料极易发生剪切滑移,偏转了裂纹扩展路径,提高了材料的抗破坏能力。而且Ti₃AlC₂材料自身具有较好的强度,Ti₃AlC₂陶瓷是良好的导体^[8,29-30], Ti₃AlC₂良好的导电性决定了它良好的导热性。优异

的导电性能与碳滑板相比具有巨大的优势。

Ti_3AlC_2 陶瓷具有比 Ti_3SiC_2 更好的抗高温氧化能力。 Ti_3AlC_2 块体材料在 $1000\sim 1400^\circ C$ 流动空气中的恒温氧化动力学遵循抛物线规律, 即材料比表面增重的平方与氧化时间成正比^[31-32]。试样氧化后会在表面形成由 $\alpha-Al_2O_3$ 和 TiO_2 组成的致密氧化膜。氧化层可分为内外两层, 外层是极少量的 TiO_2 , 内层是致密连续的 $\alpha-Al_2O_3$ 。氧化过程由 Ti 和 Al 离子的向外扩散和 O 的向内扩散控制。在 $1000^\circ C$ 以下, Ti_3AlC_2 几乎不发生氧化, 相比之下, 碳在 $600^\circ C$ 即开始发生氧化。Barsoum^[8] 等人的研究表明 Ti_3AlC_2 还具有良好的耐热震性, 温度超过 $1600^\circ C$ 时, 受压变形过程伴随着明显的塑性, 且此时对应着非常高的压应力($1200^\circ C$ 时为 200 MPa)。

在此基础上, Zhai 等人更进一步研究了 Ti_3AlC_2 在摩擦学方面的性能。新的研究^[10,12] 显示出 Ti_3AlC_2 材料卓越的摩擦学性能, 特别是在 60m/s 高速摩擦过程中, 摩擦氧化层作用下的摩擦使得摩擦系数达到 0.1 之低, 同时, Ti_3AlC_2 材料也保持了良好的耐磨性能。同时, Ti_3AlC_2 在载流摩擦学^[33,34] 方面的研究也得到深入开展, Ti_3AlC_2 材料同样展示了极好的载流摩擦性能。

而 Ti_3AlC_2 材料自身具有较高强度、好的抗破坏机制、优异的导电导热性能、抗氧化性、抗热震性和低的摩擦系数。这些优势绝大部分是现有的浸金属碳材料所不具备的。因而从材料的自身机质上, Ti_3AlC_2 材料比碳更具优势, 更有可能成为一种优异的载流载摩擦材料。目前 Zhai 等^[10,12-14,33-34] 已经对 Ti_3AlC_2 材料载流和非载流摩擦学特性方面展开的深入研究, 也证明了这一点。

Ti_3AlC_2 材料如上诸多的优异性能赋予了这种三元层状陶瓷材料广泛的潜在的应用前景。

- 1、用其良好的自润滑性、导电性和较高的强度, 制作机车受电弓滑板、大功率电机的电刷、整流环等高速滑动接触导电的构件;
- 2、利用其良好的导电性、耐高温性和抗热震性, 制作熔炼金属的电极, 尤其是在炼铝方面的应用;
- 3、利用其良好的自润滑性、耐高温氧化性和很高的抗压强度, 制作在空气或氧化气氛中使用的高温轴承;
- 4、利用其耐高温、抗氧化性和抗热震性, 制作燃气轮机的耐高温部件;
- 5、利用其可加工性及良好的高温强度, 使其有可能成为目前可加工陶瓷如 Macor (TM) 的替代材料。

其中, Ti_3AlC_2 材料所具有的高导电率、热导率和自润滑特性使其作为导电摩擦材料、电阻焊电极材料、高温轴承等应用前景十分广阔, 它是理想的载流摩擦副的材料, 所具有的优异载流摩擦磨损特性也使其成为了高速铁路受电弓滑板的理想材料。本论文在研究滑动摩擦稳定性及其对载流磨损的影响的同时, 也是要

重点对 Ti_3SiC_2 系材料中的 Ti_3AlC_2 材料的滑动摩擦稳定性及其载流摩擦磨损性能和机理进行研究。

1.3 载流摩擦磨损研究现状

从1966年科学界为摩擦学（Tribology）下了定义：研究相对运动的相互作用表面及有关理论和实践的科学技术。之后，摩擦学得到了快速发展，有关摩擦学的各种理论逐渐成熟。随着科学技术的发展与工业的进步，特殊工况条件下的摩擦学问题越来越突出，如纳米摩擦学、生物摩擦学、高温摩擦学、高速摩擦学、载流摩擦学等正日益受到重视。

载流摩擦磨损是指处于电场中的摩擦副，在有电流通过条件下摩擦副的摩擦磨损行为。近年来，随着高速铁路的发展和大型发电机、电动机的需求，载流摩擦磨损问题在国际上已越来越多地引起人们的关注^[35-39]，载流摩擦磨损主要研究在电气化铁路系统（包括轻轨），城市公共交通电车中的电力传输系统；工业中使用的发电机，励磁电机的碳刷与电极，运载火箭升空过程中的整流装置等，在运行过程中所产生的摩擦行为。尤其是在电气化铁路的电力系统中，电力传输的质量直接影响到机车的运行速度和牵引力，受电弓滑板与导线间的摩擦接触状态，是衡量受流标准的重要指标。同时，受电弓滑板和导线的摩擦磨损性能决定了机车连续运行的时间，良好的耐磨性将提高机车连续工作时间，如何同时获得良好的耐磨性能与载流效率成为该领域的研究重点，并逐渐受到各国的重视。

1.3.1 载流摩擦副的特点

载流摩擦副和一般摩擦副相比多了一个接触系统，包括摩擦接触系统和电接触系统，它们相互影响、共同作用，但并不是两个单一系统的简单叠加。因此，研究的复杂性，影响因素的多样性和交叉性，是单一系统无法相比的。载流摩擦副与一般摩擦副相比，主要有以下特点^[40]：

- 1、电因素介入摩擦学过程。电场、电流及电弧的作用都将影响摩擦副的摩擦学性能。

- 2、高的滑动速度与柔性接触。对电气化铁路，特别是高速列车，运行速度一般超过150km/h，同时受电弓滑板与载流导线之间是柔性接触（负载很小），这样机车车体的振动、接触导线的谐波振动等因素，对于摩擦副的接触状态都将产生显著的影响。

- 3、润滑状态对摩擦副的摩擦载流能力的影响。增加润滑与减小接触电阻是相

互矛盾的，因此在载流条件下要对润滑剂的作用进行综合评估。

1.3.2 国内外载流摩擦磨损的研究

国外进行载流摩擦磨损的研究开始比较早，从20世纪20年代起，就有这方面的研究论文发表^[35,36,41-45]。目前已在载流摩擦磨损的机理及寻求提高耐磨性途径的研究中取得不少研究成果。国外的研究主要以Cu或Cu与其它材料组成摩擦副的摩擦磨损试验为主。表1-1^[46]为各摩擦副在不同载流条件下的摩擦性能。

表 1-1 摩擦副材料与摩擦性能
Table1-1 Material and friction property of friction matching pairs

摩擦副	实验条件	摩擦因数	磨损率 (10^3m/s)	磨损形式
Cu-Cu	有电流，干滑动	0.38	1.05~1.50	粘着磨损
Cu-Cu	有电流，油脂润滑	0.19~0.23	0.15~0.35	磨粒、腐蚀磨损
Cu-Cu	有电流， 石墨固体润滑	0.24	0.03~0.08	腐蚀磨损
Cu-CCMs	有电流，干滑动	0.22~0.27	0.80~1.20	磨粒磨损
Cu-CGCMs	有电流，干滑动	0.22~0.185		磨粒、粘着磨损

表1-1表明，Cu - Cu摩擦副的摩擦系数和磨损率在干滑动时比润滑条件下明显增大；在同样电流条件下，虽然碳铜复合材料(CCMs)和铜石墨复合材料(CGCMs)都是自润滑复合材料，但摩擦系数与磨损率都要比添加润滑剂时的要大，Da hai he等^[35]认为，这是因为磨屑中存在较硬的碳颗粒，从而引起较软的铜表面形成犁沟，产生了磨粒磨损。研究人员同时还研究了载荷、速度、温度、润滑条件、电流大小和电弧等物理条件和电学条件，对电场中的摩擦副的摩擦学性能（磨损率、摩擦力、摩擦因数）和接触行为（动态接触电阻）的影响。

国内对载流摩擦磨损的研究主要集中在直流电对摩擦副的影响^[47-49]上，即外加电流的极性对摩擦副在摩擦中产生的自生电动势极性的影响，进而产生的对摩擦副摩擦学性能的影响；而且，试验中使用的电压较低，只有1~10V。

试验结果表明^[48]，外加直流电压可以显著改变摩擦副的摩擦行为，增大摩擦系数，但当电压降为0后，摩擦系数也很快地恢复到正常水平；但摩擦系数与外加电压之间并不存在简单的线性关系，以石英玻璃/黄铜^[50]摩擦副为例，当电压超过2

V后, 摩擦系数很快达到0.14左右, 之后电压继续增大, 摩擦系数基本保持不变。

翟文杰等^[49]的研究表明, 在施加正向电压时, 减轻了摩擦副的粘着磨损, 摩擦系数减小; 反之, 施加相同强度的反向外加电场, 则加剧了试盘和试球的粘着磨损, 摩擦系数也随之显著增加。这说明外加电场的极性能影响摩擦副的摩擦学性能。此外, 在边界润滑条件下, 外加电压对摩擦副的摩擦磨损性能的影响, 其作用效果取决于被润滑的金属表面钝化膜及极性分子吸附膜的特性, 并因添加剂的不同而不同, 施加外电场对硬脂醇/H60 润滑下的摩擦磨损性能的影响不大; 施加负电压使得硬脂醇/H60 润滑下的摩擦磨损性能变差, 而施加正电压有利于改善硬脂醇/H60 润滑下的摩擦磨损性能。

1.4 滑动摩擦稳定性研究现状

稳定性理论是研究动态系统中的过程中的过程(包括平衡位置)相对干扰是否具有自我保持能力的理论^[51]。滑动摩擦稳定性是研究滑动摩擦过程中相对运动及其相互作用动态平衡, 摩擦磨损在滑动摩擦过程中受热、力、电耦合作用的科学与技术。

受航空、电力、运输、核电等设备的长寿命、高可靠性要求, 使得人们对滑动摩擦的失效机制、预测方法和防止及减缓做出了全面的研究。滑动摩擦稳定性对滑动摩擦磨损尤其是载流滑动摩擦磨损的现实意义越来越显得明显, 对于滑动摩擦稳定性的机理有更大的需求。而且滑动摩擦稳定性在高性能的高速列车受电弓滑板、电机的电刷和滑环等滑动接触式集流元器件上解决突出矛盾具有很大的现实价值。

为此, 有必要对滑动摩擦稳定性, 特别是载流条件下的稳定性及其对载流磨损的影响进行深入的研究。一般地, 任何物体之间的滑动摩擦表面实际上是不光滑的, 由此导致滑动摩擦过程的不同程度的不稳定性。而不稳定的滑动摩擦可能导致载流摩擦面之间的电弧放电, 其烧蚀作用将使材料的磨损率显著增大。这是一个值得关注的的应用基础问题。

当前, 国内外对滑动摩擦稳定性的研究比较少, 尤其是载流滑动摩擦稳定性的研究, 更是凤毛麟角。Zhai 等^[27]曾针对滑动摩擦过程的动摩擦系数紊乱波动现象, 提出一个具有普遍意义的统计学微凸体干涉理论, 为滑动摩擦稳定性的研究提供了理论基础。该理论认为, 动摩擦系数的紊乱波动与两摩擦表面上微凸体之间的随机性干涉和接触偶对的链式反应式破坏行为有关, 由此机制支配的动摩擦系数紊乱波动行为服从正态分布规律, 而其正态分布的标准偏差直接反映动摩擦系数的波动程度, 因此可将其作为滑动摩擦稳定性的一个统计学表征。

Huang^[52]也对滑动摩擦稳定性展开了初步探讨,并且对 Ti_3SiC_2 系材料做出了统计模型,探讨了 Ti_3SiC_2 系材料对低碳钢干滑动摩擦条件下,动摩擦系数标准偏差与法向压强和速度之间的关系,亦即滑动摩擦稳定性的载荷和速度依赖性。

1.5 论文的研究目标和内容

1.5.1 研究目标

1、通过研究 Ti_3AlC_2 材料及碳基材料与低碳钢在非载流与载流条件下摩擦、磨损、失稳行为以及电流密度、电弧烧蚀、滑动速度和法向压强等因素的影响;

2、深入研究 Ti_3AlC_2 材料、碳基材料的摩擦表面、亚表层形态,相转移行为和磨屑变化行为以及所依赖的条件、发生机制等带电体摩擦物理学和摩擦化学所引起的滑动摩擦稳定性变化问题;

3、探讨在电流,热应力和机械力耦合作用下 Ti_3AlC_2 材料、碳基材料的损伤、断裂等行为、机理、表现规律及滑动摩擦稳定性,得出滑动摩擦稳定性的影响因素,及滑动摩擦稳定性对载流磨损影响的机理。

1.5.2 研究内容

1、研究 Ti_3AlC_2 材料及碳基材料与低碳钢在非载流与载流条件下不同滑动速度、法向压强所引起的动摩擦系数标准偏差的依赖性,摩擦、磨损表现行为,以及滑动速度、法向压强等因素的影响;

2、研究 Ti_3AlC_2 材料与碳基材料摩擦、磨损特性与动摩擦系数标准偏差的相关性,以及相关性受电流密度、滑动速度和法向压强等因素造成电弧烧蚀等因素的影响;

3、用SEM和XRD等观察与分析的方法,研究 Ti_3AlC_2 材料及碳基材料的摩擦表面、亚表层形态、相转移行为及其所依赖的条件、发生机制,以及材料在大电流、热应力和机械应力耦合作用下的损伤、烧蚀等行为与其表现规律及其该表现规律对滑动摩擦稳定性的影响;

4、研究 Ti_3AlC_2 材料与碳基材料非载流与载流条件下的滑动摩擦稳定性,及其对载流磨损的影响。

2. 实验方法

2.1 引言

在研究 Ti_3AlC_2 材料及碳基材料的滑动摩擦稳定性及其对载流磨损的影响时, 应该针对不同的因素和条件有针对性地选择实验方法和试验机。一般而言, 常用的实验方法可以分为三类^[53], 即: 实验室试件实验、模拟性台架实验和实际使用实验。实验室试件实验是指根据给定的工况条件, 在通用的摩擦磨损试验机上对试件进行实验。由于容易控制影响因素和工况参数, 所以实验数据的重复性较高, 实验周期短, 实验条件的变化范围宽, 可以在短时间内进行比较广泛的实验。但由于试件实验的条件与实际工况不完全符合, 因而实验结果与实际情况存在一定的差距。模拟性台架实验和实际使用实验都是在实验室试件实验的基础上, 对其实验结果的补充和检验。虽然这两种实验结果的真实性和可靠性都更好, 但是实验周期长, 费用大, 实验结果是各种影响因素的综合表现, 因而难以对实验结果进行定量和定性分析。

以上三类实验可根据实验研究的要求选择其中的一种或几种。第一类实验可用于揭示机理和影响规律, 后两种实验可用于检验产品的质量。确定了实验方法之后, 还应该有针对性地选择试验机。一般而言, 用于滑动条件下摩擦磨损试验的试验机有销/盘、销/环、环/块和往复式摩擦磨损试验机等^[54-56]。这几种试验机在测量磨损量和摩擦系数时都有一个共同的特点: 由于试验机转速的限制, 摩擦副滑动速度大多不超过 5m/s, 而且这些摩擦试验机都不能通电。

本论文所述实验基本上属于实验室试件实验, 但实验中所使用的设备不是通用的摩擦磨损试验机, 而是自行研制的盘块式载流高速摩擦磨损试验机^[13], 实验条件也更为严格。

2.2 大功率载流高速盘-块式摩擦磨损试验机

载流摩擦磨损实验在北京交通大学自主设计研制的盘-块式高速大功率载流摩擦磨损试验机上进行。其采用大刚度轴系、超静定支撑、惯性阻尼和液压跟随加载等一系列防振技术, 运转平稳无振动; 该试验机使用 10mm × 10mm 接触面积、高 10~12mm 的标准试样, 法向载荷可在 0~1.2MPa、速度可在 0~300km/h 调节, 同时, 试验机由大功率电源提供稳定、可靠的电压与电流, 采用电流调节设计, 可在 0~400A 间无级调动。摩擦系数、磨损量、电压、电流等相关数据通过计算机实时监控、记录并在屏幕实时以曲线显示。图 2-1 即为该摩擦试验机与计算机监

测系统的照片。

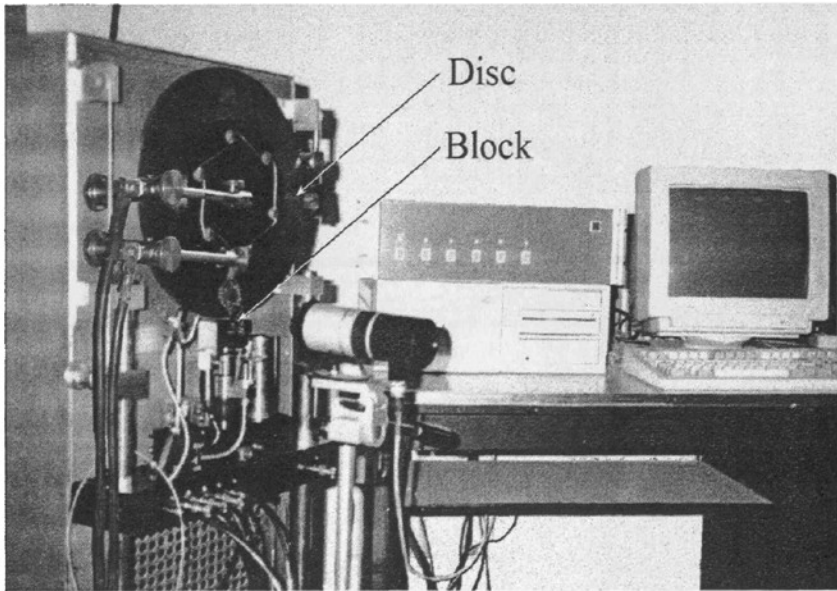


图 2-1 盘-块式载流高速摩擦试验机照片

Fig.2-1 Photograph of the block-on-disc type, current-carrying, high-speed friction tester

2.3 测试原理

实验所使用的大功率载流摩擦磨损试验机主要由传动、加载、测量、控制和载流系统五个部分构成。传动系统（如图 2-2）的主要部分是一个三相异步电动机带动摩擦盘高速转动，由于传动采用了大刚度轴系，输出端的最大扰动小于 $0.05\mu\text{m}$ ，这就保证了摩擦盘较高的回转平衡精度，减小了机体的振动和噪音；加载系统（如图 2-3）的工作方式采用杠杆式加载和液压式跟随加载相结合，这不仅使得加载系统的结构简单，载荷稳定，同时产生的振动也较小；测量系统由计算机全程实时动态监测、记录，并同步显示，但是环境的电磁干扰对测试信号的稳定性有一定的影响；控制系统主要是调节试验机的起、停状态及电机转速、数据采集，以及监测分析测试参数的状态；载流系统（如图 2-4）中使用的电源可以是直流电源，也可以是交流电源，根据实验的要求可以方便地更换。为了便于对摩擦副的摩擦磨损机理研究，在本实验中我们采用可控硅整流弧焊机（ZX5-250）作为低压大电流电源，可以提供 $0\sim 400\text{A}$ 范围内连续可调的电流。该载流系统提供独立的电压、电流值同步测量与显示，回路的电流值可以通过焊机自带的电流表读取。用两铜棒连接电源两极电缆，用一块碳刷将电从铜棒中传入摩擦盘。将碳

刷与摩擦盘轴心接触，可以避免向心力的作用，从而保证其稳定接触。摩擦盘与电源正极相连，而摩擦块与电源的负极相连。

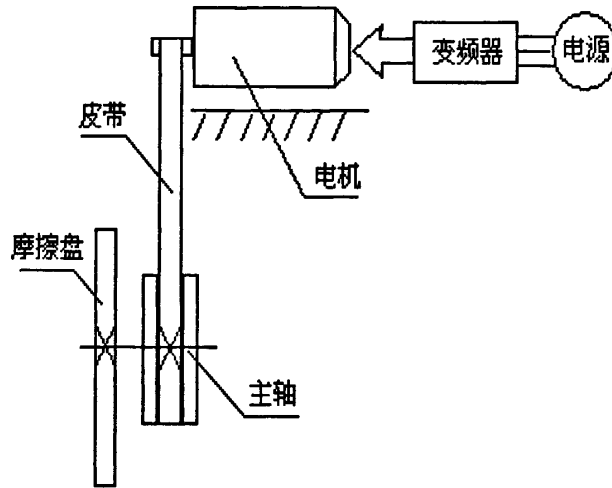


图 2-2 传动系统示意图
Fig.2-2 Drawing of drive system

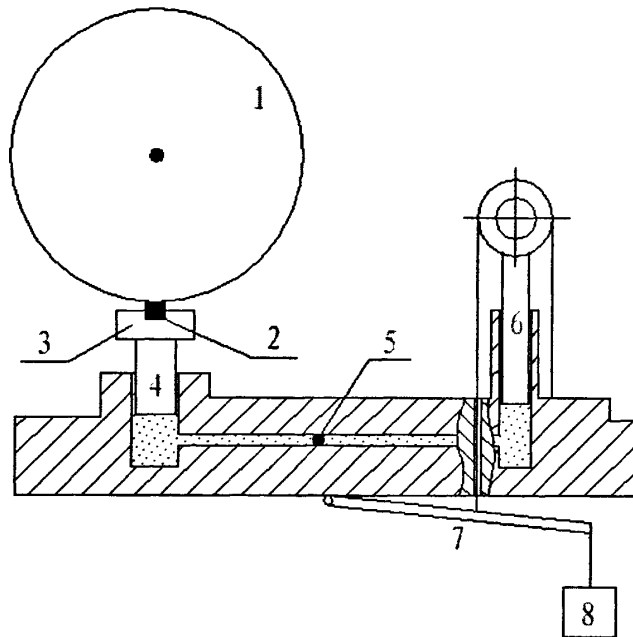


图 2-3 加载系统示意图
1 摩擦盘 2 试块 3 摩擦器 4 主挺柱 5 节流阀 6 副挺柱 7 杠杆 8 砝码

Fig.2-3 Drawing of load system
1 Friction disk 2 Test block 3 Strigilis 4 Main stanchion 5 Restrictive valve 6 minor stanchion
7 Lever 8 Weights

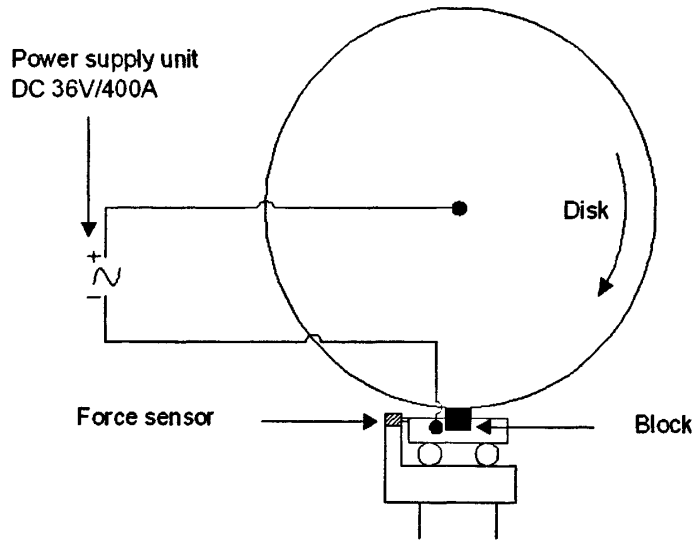


图 2-4 盘-块式高速载流摩擦试验机载流系统原理图

Fig.2-4 Illustrative diagram of current-carrying system of the block-on-disc type, current-carrying, high-speed friction tester

经过测试并经多次试验考验，该高速摩擦磨损试验机可以达到下列性能指标：

- 1、最大线速度：70m/s；
- 2、通电电流：0~400A，连续可调；
- 3、最大法向压力：120N；
- 4、跟随加载，保持试块与配对摩擦盘之间平均法向压强不变并始终保持贴合状态无振动现象；
- 5、试块装卡便利、可靠，无松缓、卡死现象；
- 6、通过计算机系统实现实时动态监测、界面选择试验内容、监测显示方式和数据文件的生成等功能。

2.4 试样的制备

Ti_3AlC_2 材料的制备是研究 Ti_3AlC_2 材料滑动摩擦稳定性及其对载流磨损的影响前提条件。本论文研究中是以 Ti_3AlC_2 陶瓷块体及碳基材料为研究对象。

2.4.1 Ti_3AlC_2 块体的制备

高纯 Ti_3AlC_2 块体材料由钛粉、铝粉与碳粉（石墨粉）并加入少量的反应助剂

锡,采用原位热压的方法制备成。其中钛粉(颗粒直径约 $70\mu\text{m}$,纯度大于 99.0%)、铝粉(颗粒直径约 $70\mu\text{m}$,纯度大于 99.5%)以及碳粉(颗粒直径约 $30\mu\text{m}$,纯度大于 99.5%)的摩尔比为 3:1.1:2。添加的锡粉(颗粒直径约 $70\mu\text{m}$,纯度大于 99.5%)所占的摩尔比为 0.2。均匀混合粉料,粉料制备完成后,称取定量的混合粉料装入石墨模具,以氩气作为烧结保护气体,按 $30^\circ\text{C}/\text{min}$ 的升温速率将炉温升高到 1425°C ,保温 30min,同时施加 20MPa 压强,然后以大约 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ 的速率降温,由此即制得试验所需的高纯度 Ti_3AlC_2 材料。

分析结果表明,制备的高纯度 Ti_3AlC_2 材料样品,其 Ti_3AlC_2 相含量约为 97vol.%,有少量 Ti_2AlC 相存在,无 TiC 等其它杂质相存在,大多数 Ti_3AlC_2 晶粒呈现板状晶外形,平均三点弯曲强度、维氏硬度和电阻率分别为 310MPa、3.0GPa 和 $0.30\mu\Omega\cdot\text{m}$ 。图 2-5 和图 2-5 分别为所制备材料样品的 XRD 衍射谱和 SEM 显微结构照片。

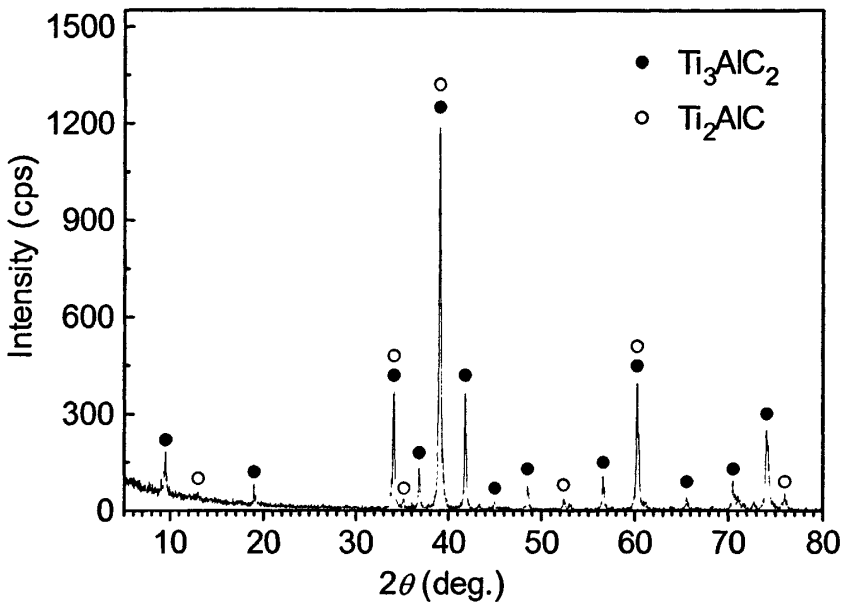


图 2-5 合成的 Ti_3AlC_2 材料样品的 XRD 衍射谱

Fig.2-5 XRD diffraction pattern of the synthesized Ti_3AlC_2 sample

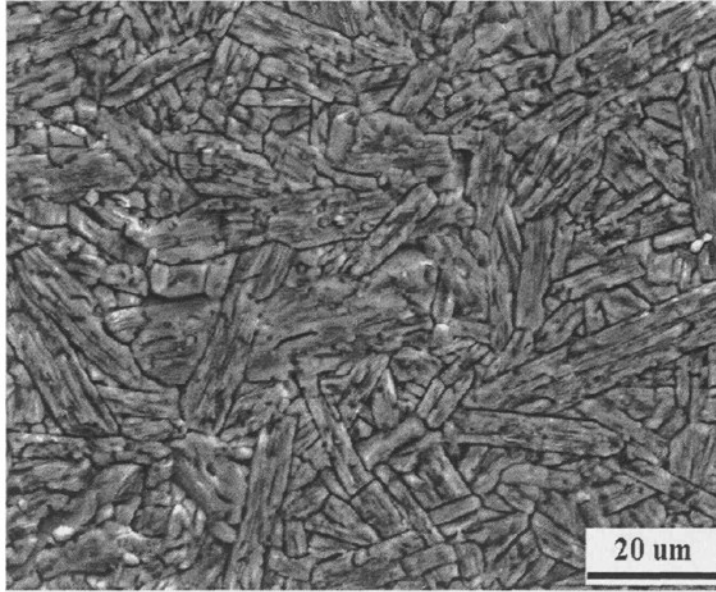


图 2-6 Ti_3AlC_2 材料表面抛光腐蚀后的 SEM 照片^[10]

Fig.2-6 SEM micrograph showing the Ti_3AlC_2 material surface which has been polished and etched^[10]

制备的 Ti_3AlC_2 块体材料纯度(质量分数)为 97%，晶粒尺寸约 $20\mu m$ ，相对密度为 98.6%。将制备的 Ti_3AlC_2 样品机加工成摩擦面为 $10mm \times 10mm$ ，高度为 12mm 的试块。

2.4.2 碳基块体的制备

碳基块体则取实际使用的受电弓滑板作为选材，机加工成摩擦面为 $10mm \times 10mm$ ，高度为 12mm 的试块。

2.5 实验方案

本论文研究不通电和通电状态下，法向载荷、速度和电流密度等因素对滑动摩擦稳定性及其对载流磨损的影响，并进行科学阐述。同时对滑动摩擦过程中 Ti_3AlC_2 陶瓷和碳基块体的摩擦磨损特性进行探讨。

实验在室温、相对湿度为 22%~25%的环境下，进行不通电和通电状况的摩擦磨损试验。实验方案为：在固定摩擦滑行速度时，试样块与摩擦盘之间的法向压强变化范围为 0.4~0.8MPa；在固定法向压强时，摩擦滑动速度变化范围为 20~

60m/s; 同时分别通以 0A 和 100A 两种工况条件进行试验(确定的压力和电流的变化范围是大多工程材料实际接触压强和滑动速度的范围, 因此所得的实验数据可以指导 Ti_3SiC_2 系材料在其它方面的应用^[52])。

摩擦系数由计算机系统自动检测并实时记录, 为减小实验误差, 取同一试验条件下 3 次实验的平均值作为此试验条件下的实验结果。用精密电子天平称量试块的质量损失, 计算单位法向压强下单位滑动距离的体积消耗, 即磨损率。为获得可靠的试验数据, 设定每一个连续摩擦过程的滑动距离为 5000m。为消除经载履历对磨损面状态的影响, 同时减小摩擦不稳定因素, 每改变载荷后先进行 10~15min 的预磨。此外, 为减少因摩擦热积累而引起摩擦副温度升高的影响, 每次试验结束后使摩擦副自然散热适当时间, 以保证下次试验开始时的温度基本相同。整个摩擦实验过程中各参量值通过测量系统在 PC 机上以数字或曲线的形式实时显示和存储。借助工具软件 Origin 对实验结果数据进行处理。用扫描电子显微镜 (SEM: S-3500N, Hitachi) 观察试验样块摩擦面形貌, 并用配套的能谱分析仪 (EDS: INCA, Oxford) 分析摩擦表面的元素成分, 同时也应用 X-射线衍射仪 (XRD: D/max 2200PC, Rigaku) 来分析磨损面的物相组成。

3. 非载流摩擦稳定性

3.1 引言

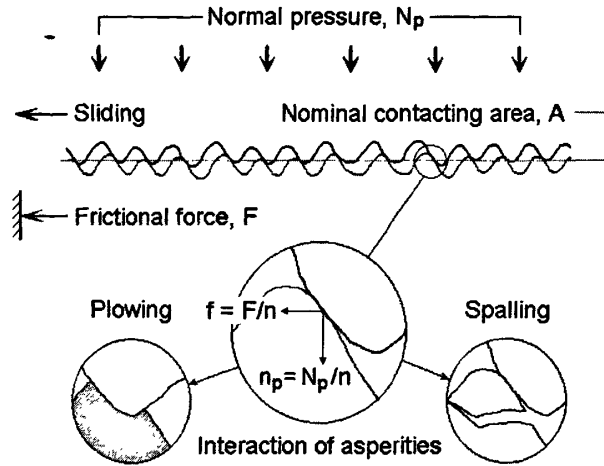
滑动摩擦过程的稳定性对于滑动接触摩擦副的摩擦磨损特性具有重要的影响，特别在载流的情况下，不稳定的摩擦过程将导致严重的电弧放电，由此产生的电弧烧蚀作用将使材料的磨损率大大增加。然而，由于种种原因造成的实际摩擦面的不平整，一个连续滑动过程的摩擦行为实际上是不稳定的，表现为摩擦系数的紊乱波动。翟洪祥等^[27]建立的统计摩擦学理论为这一研究奠定了理论基础。

由于不可避免的接触表面不平滑，摩擦副之间总是存在粘着、磨粒、疲劳、腐蚀等因素，导致连续摩擦过程的热力等出现不平衡现象，导致连续摩擦过程产生失稳现象。在摩擦过程中，系统中的元素、性质和相互作用都将发生一定的变化^[57]，这些变化使得系统中的机械能、热能、化学能、电能和光能等发生相互转化，导致平衡系统发生破坏，并且出现磨损。为了正确地认识和理解这种连续摩擦过程失稳的发生与材料表面状况之间的关系及影响因素，本章对滑动接触表面上微凸体的干涉机制及其所表现的摩擦失稳现象进行了深入的研究，并讨论了滑动摩擦稳定性与动摩擦系数的标准偏差值之间的关联。

3.2 摩擦的微凸体理论和摩擦系数的随机波动性

3.2.1 摩擦的微凸体理论

任何经过精细加工的平面，实际上都是粗糙不平的，由许多不同形状的微凸峰和凹谷——微凸体组成。表面几何特征对于干摩擦状态下的摩擦磨损起着关键作用^[53]，滑行速度和法向载荷的大小对摩擦系数的影响也是通过改变接触表面微凸体的性质来实现的。图 3-3^[27]所示为摩擦接触面上微凸体相互干涉示意图。

图3-1 摩擦接触面上微凸体相互干涉示意图^[27]Fig. 3-1 Schematic diagram indicating the interaction between the asperities on friction contacting interfaces^[27].

一般地，摩擦表面上微凸体的高度服从正态分布^[27]。以 $p(z)$ 表示概率密度，正态分布概率密度分布函数为

$$p(z) = p_0(z) \cdot \exp\left(-\frac{z^4}{2\sigma_z^2}\right) \quad 3-1$$

式中， σ_z 为粗糙度的均方根值，在正态分布中为标准偏差， σ_z^2 为方差。概率密度分布曲线所包围的面积应当等于 1，即

$$\int_{-\infty}^{+\infty} p_0(z) \cdot \exp\left(-\frac{z^4}{2\sigma_z^2}\right) dx = p_0(z) \cdot \sigma_z \sqrt{2\pi} = 1 \quad 3-2$$

则式 3-1 变成

$$p_n(z) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma_z} \exp\left[-\frac{(z-z_0)^2}{2\sigma_z^2}\right] \quad 3-3$$

式 3-3 表示的分布曲线是标准的正态分布， $p_n(z)$ 为概率密度函数，表示不同高度出现的概率^[27]。

现有研究表明^[27,58]，当两个固体表面相接触时，由于其表面凸凹不平，实际接触面积只占名义接触面积的很小一部分。这表明，摩擦过程所产生的阻力，即摩擦力，只与相对滑动表面的实际接触面积上微凸体相互干涉行为有关。

翟洪祥、杨勇^[59]对摩擦面的实际接触状况进行了显微观察。实验是这样进行

的：在盘-块式高速摩擦试验机上^[9,27,59]，以0.3 MPa的法向载荷和30 m/s的滑动速度下经历大约10 min稳定摩擦后，停止滑动而保持压力，用树脂胶从试验盘的侧面将摩擦块与试验盘牢固粘接，而后用线切割的加工方法将摩擦面附近区域的材料（连同摩擦块）从试验盘上取下。最后得出结论：整个接触面上的n个微凸体接触偶对的破坏不是同时发生而是接连发生甚至逐个发生的。

3.2.2 摩擦系数的随机波动性

微凸体接触偶对的破坏基于链式反应模型，破坏从微凸体接触偶对中最薄弱的一对开始，并且具有随机性^[27]。因此，由于微凸体偶对破坏强度（或干涉阻力）的随机性，造成摩擦力的大小的随机性，继而造成摩擦系数大小的随机波动性。

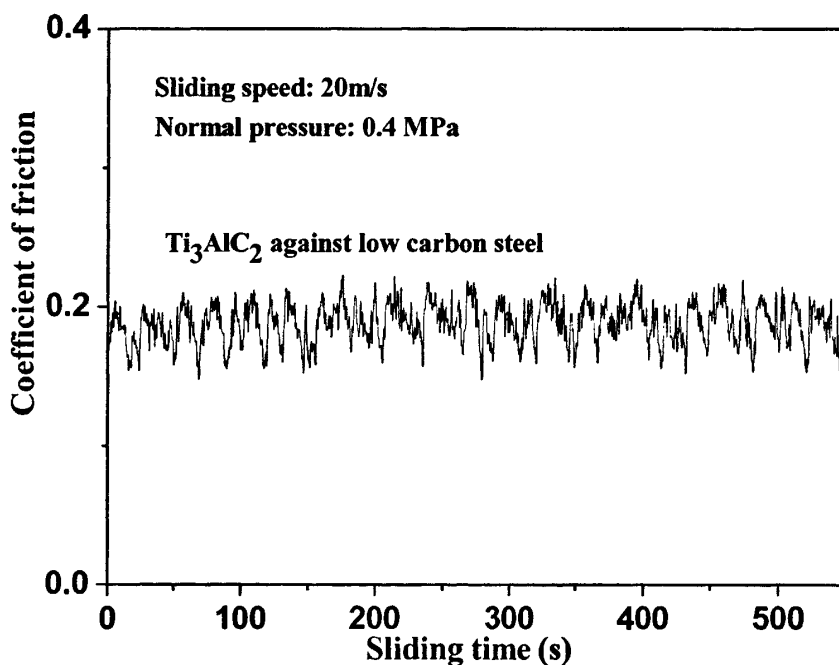


图3-2 Ti_3AlC_2 20 m/s、0.4 MPa下的摩擦系数曲线

Fig.3-2 Curves of the instantaneous coefficient of friction at normal press of 0.4MPa and speed of 20m/s of Ti_3AlC_2

图 3-2 为滑动速度 20 m/s、法向载荷 0.4 Mpa 滑动摩擦时的瞬时摩擦系数曲线。摩擦系数在滑动摩擦处于稳定期的摩擦过程中，摩擦系数围绕某一数值上下波动，

并且摩擦系数的上下波动是随机的。图中可以较明显的看出，摩擦系数是一个波动变化的过程。这与摩擦表面的微凸体干涉机制有关^[27]。

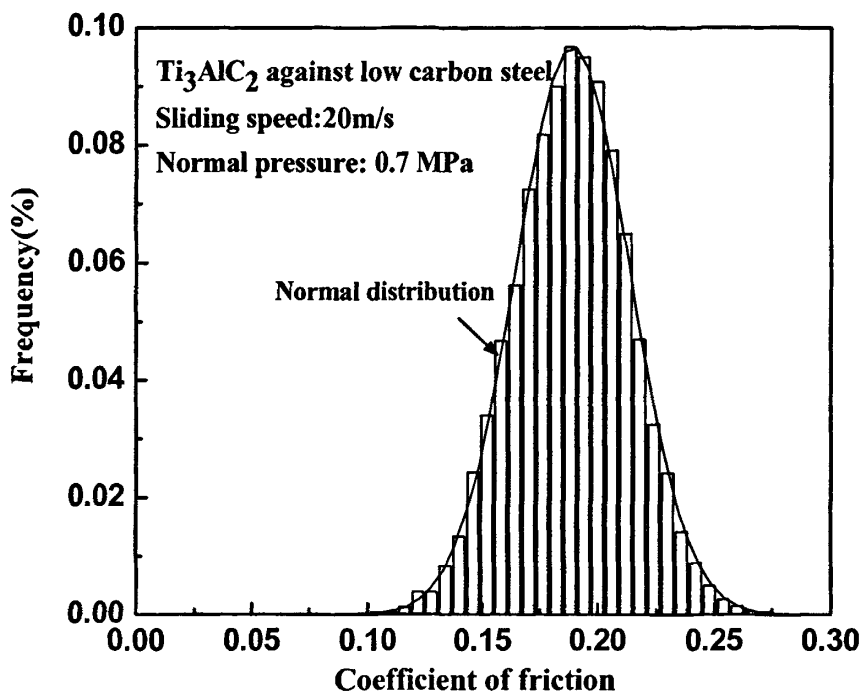


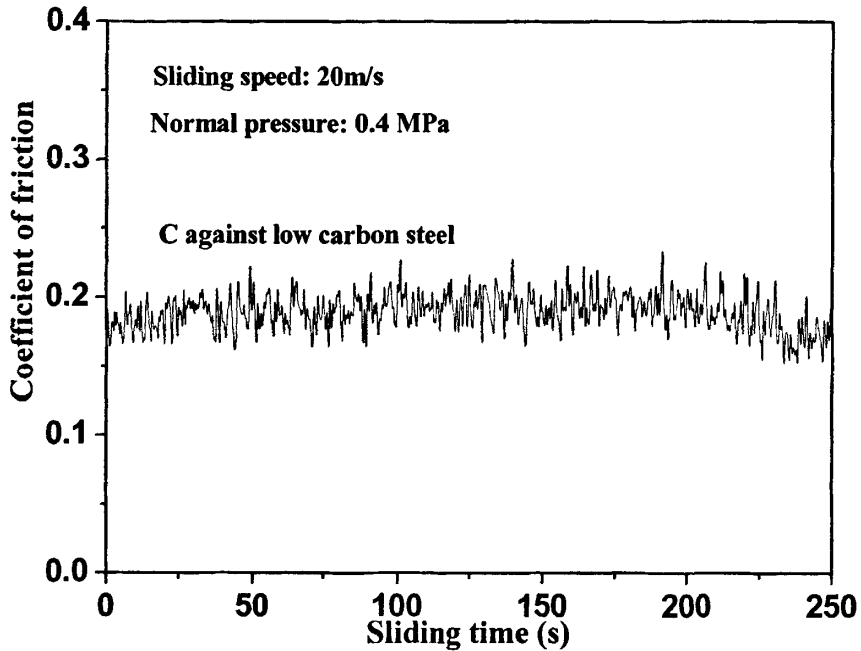
图3-3 Ti_3AlC_2 20 m/s、0.4 MPa下摩擦系数相对稳定期的随机波动频度统计直方图

Fig. 3-3 Curves of the instantaneous coefficient of friction changing with sliding time and Statistical histograms friction coefficient at 0.4 MPa and 20m/s of Ti_3AlC_2

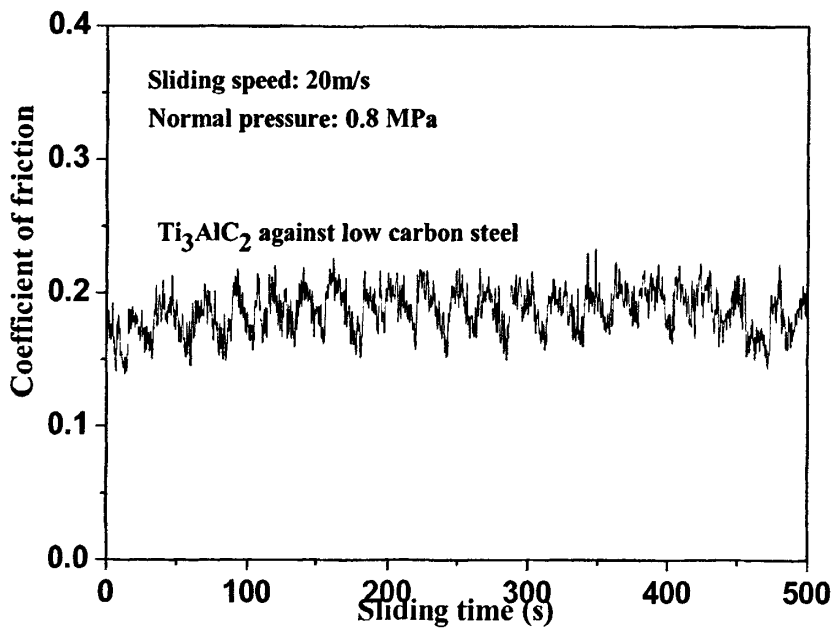
对摩擦系数的随机波动性进行频率统计，并进行 Gauss 拟合。图 3-3 为图 3-2 对应摩擦系数的频率统计直方图。分析表明，相对稳定期里的摩擦系数的波动具有随机波动性，符合正态分布。

图 3-4 (a) ~ (d) 列出是 Ti_3AlC_2 材料和碳基块体滑行速度为 20~60m/s, 0.5~0.8MPa 时不同速度、不同压力条件下，随机抽取的四种不同速度、压力组合情况时滑动摩擦稳定瞬时摩擦系数随滑行时间变化的曲线图。试验中，摩擦系数同样都是呈随机波动的，摩擦系数的随机波动性贯穿整个滑动摩擦过程的始终，这说明对于 Ti_3AlC_2 材料和碳基块体只要有摩擦的存在就存在摩擦系数的随机波动性。只是不同的滑动速度、法向压强条件，使得整个滑动过程中动摩擦系数的数学期望值不同，而且其概率分布各不相同，动摩擦系数标准偏差各不相同。也就是说，

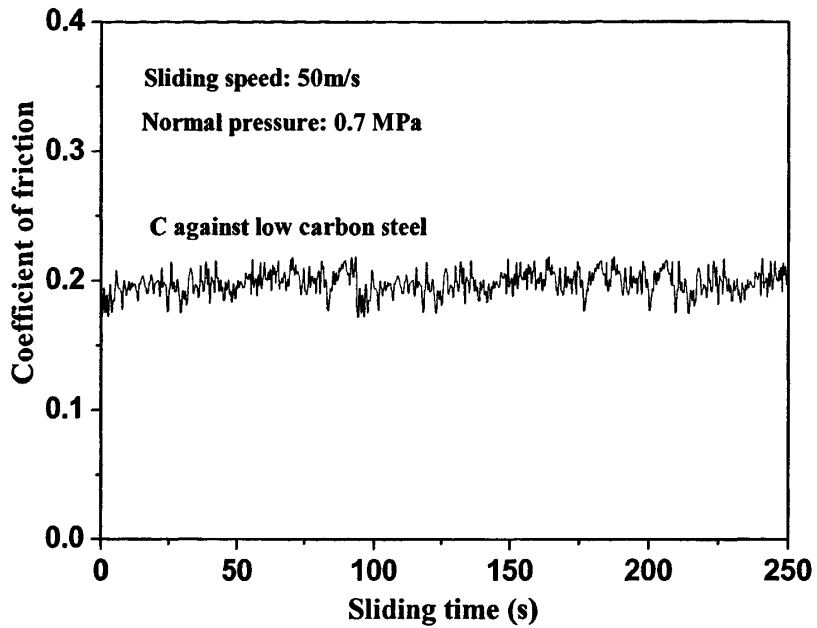
在不同的滑动速度、法向压强条件下，动摩擦系数的波动程度各不相同。



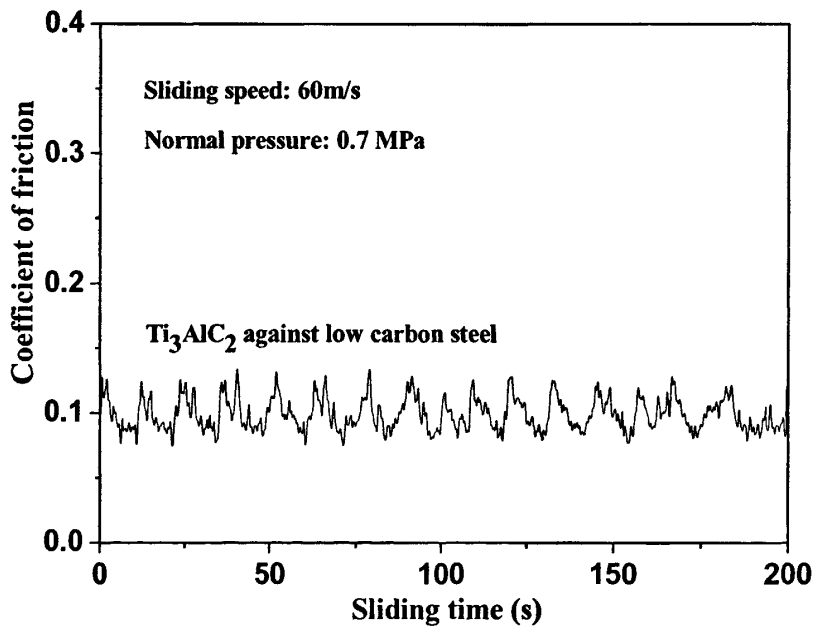
(a) 20 m/s, 0.4 MPa 时碳基块体的摩擦系数数据曲线



(b) 20 m/s, 0.8 MPa 时 Ti_3AlC_2 的摩擦系数数据曲线



(c) 50 m/s, 0.7 MPa 时碳基块体的摩擦系数数据曲线



(d) 60 m/s, 0.7 MPa 时 Ti_3AlC_2 的摩擦系数数据曲线

图3-4 不同速度、压力下 Ti_3AlC_2 或碳基块体瞬时摩擦系数随滑动时间变化的曲线

Fig. 3-4 Curves of the instantaneous coefficient of friction changing with sliding time under the different speeds and normal pressures of Ti_3AlC_2 or C bulk

3.3 非载流摩擦稳定性

3.3.1 非载流摩擦过程的理论统计

图 3-5 和图 3-6 分别为 Ti_3AlC_2 块体和碳基块体对低碳钢连续滑动摩擦过程的代表性动摩擦系数数据曲线。实验表明,所有摩擦系数都显示出贯穿整个摩擦过程的紊乱波动。这两个基本特征与大多数工程材料是相同的^[27]。但是,所有速度和法向压强条件下的测试结果表明,碳基块体的摩擦系数随速度和法向压强而变化,而 Ti_3AlC_2 却基本保持不变。然而,无论碳基块体还是 Ti_3AlC_2 ,摩擦系数的随机波动幅度都随速度和法向压强而不同。

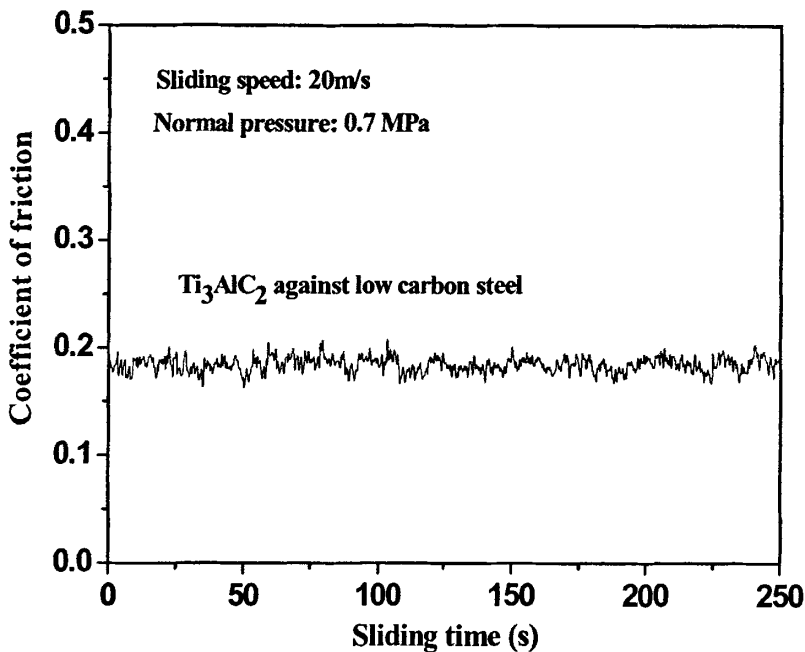


图 3-5 Ti_3AlC_2 陶瓷对低碳钢的动摩擦系数曲线
Fig. 3-5 Typical curves of kinetic friction coefficients of Ti_3AlC_2
sliding against low carbon steel

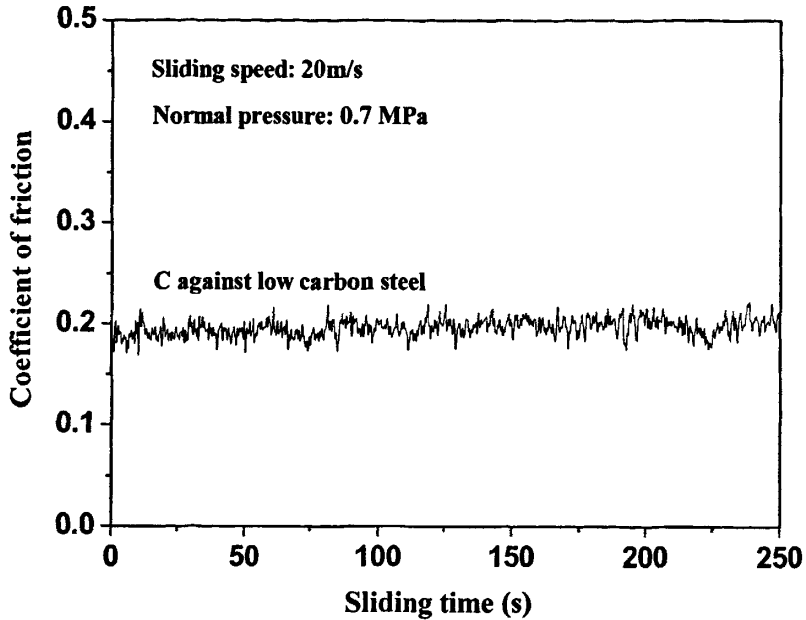


图 3-6 碳基块体对低碳钢的动摩擦系数曲线
 Fig. 3-6 Typical curves of kinetic friction coefficients of C sliding against low carbon steel

根据前面所述，在摩擦过程的任一瞬时发生滑动干涉的 n 个微凸体接触偶对不是同时发生破坏，而是依它们的强度顺序从最弱的开始逐个破坏。由这样的微凸体干涉机制所支配的摩擦系数波动行为被证明服从正态分布规律。图 3-7 所示 Ti_3AlC_2 块体和碳基块体对低碳钢连续滑动摩擦过程动摩擦系数数据的频度统计直方图。图中的实线是用正态分布函数拟合的结果。在所有的实验条件下，无论碳基块体还是 Ti_3AlC_2 ，其摩擦系数的随机波动行为都表现出类似的正态分布规律，但是其标准偏差随法向压强或滑动速度或加载电流的改变而不同。摩擦过程越稳定亦即动摩擦系数的波动幅度越小，其标准偏差值越小；反之越大。这表明根据微凸体接触理论得出的摩擦系数随机波动的统计学规律，同样也适用于 Ti_3AlC_2 块体和碳基块体摩擦系数的随机波动行为。

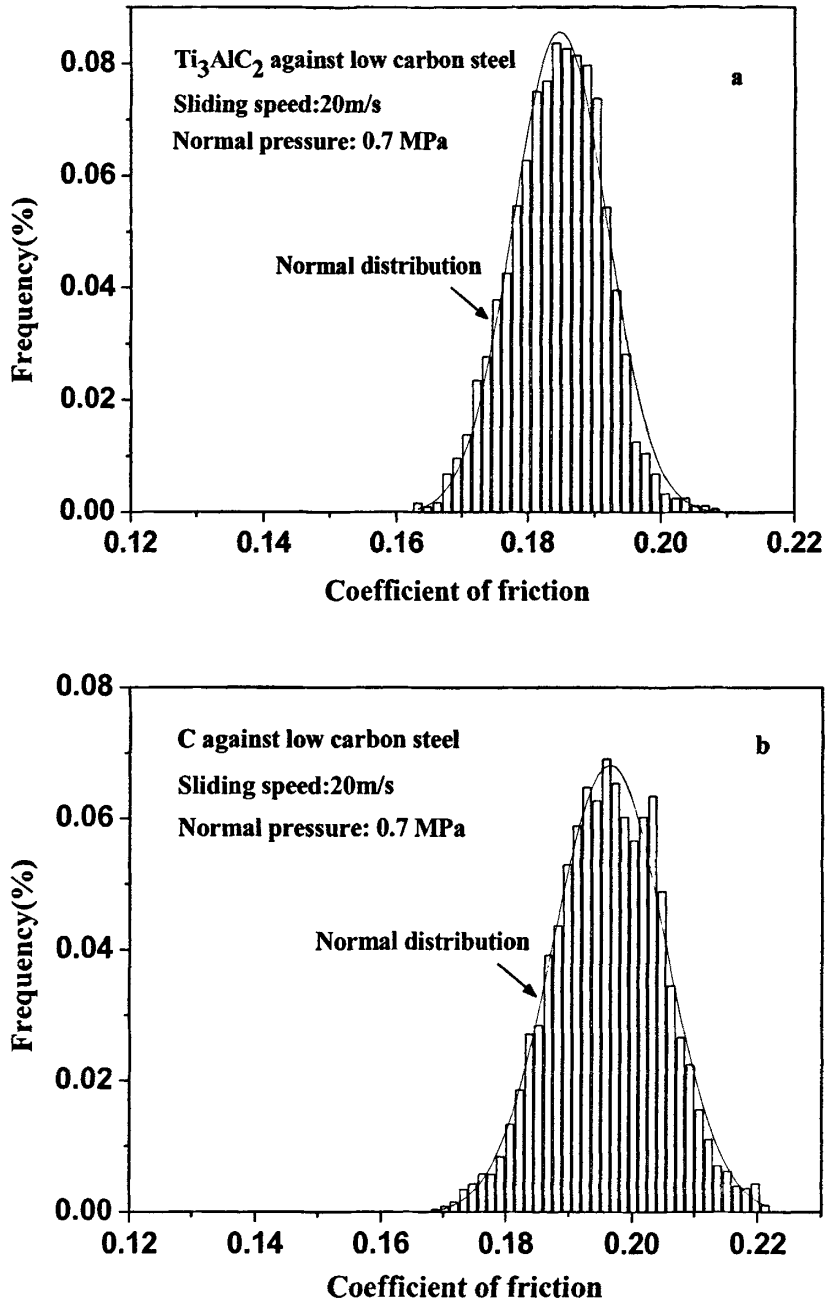


图 3-7 摩擦稳定期动摩擦系数随机波动值的频度分布

(a) Ti_3AlC_2 (b) 碳基块体

Fig. 3-7 Frequency distribution of friction coefficients for steady period

(a) Ti_3AlC_2 (b) C bulk

3.3.2 非载流摩擦过程的摩擦稳定性

图 3-8 为 0.7MPa 的法向压强, Ti_3AlC_2 材料和碳基块体摩擦过程相对稳定期的动摩擦系数标准偏差随滑动速度变化的实验数据。可以看出, 在相对稳定期, 碳基块体其摩擦系数的标准偏差随滑动速度的增加而显著增大, Ti_3AlC_2 材料其摩擦系数的标准偏差随滑动速度的增加却略微减小。

在 0.7MPa 的法向压强下, 虽然摩擦系数都随滑动速度的增大而减小, 但碳基块体标准偏差却随之增大, 即滑动摩擦稳定性减弱, 而 Ti_3AlC_2 材料其摩擦系数的标准偏差却随之减小, 即滑动摩擦稳定性加强。对碳基块体而言, 这可能与滑动速度增大, 两摩擦面上接触微凸体偶对的转换速率增大, 从而每一次破坏微凸体的强度变化范围增大有关。在整个滑动速度范围内, Ti_3AlC_2 动摩擦系数的标准偏差减小, 这应该与 Ti_3AlC_2 的摩擦氧化物薄膜具有明显的润滑作用有关^[13,14]。 Ti_3AlC_2 材料本身是一种自润滑材料, 在滑动摩擦的过程中, 建立了摩擦氧化物薄膜, 对滑动摩擦过程起到了很好的润滑作用。在已经实验的各种法向压强下, Ti_3AlC_2 的磨损面上都有一层由 Ti、Al 和 Fe 的氧化物组成的薄膜存在。图 3-7 的统计结果表明, 摩擦氧化物薄膜的存在并不影响摩擦系数随机波动行为服从正态分布的规律。这表明摩擦氧化物薄膜的存在并不改变微凸体的干涉机制。但是由于摩擦氧化物薄膜的填充、隔离和减摩作用, 微凸体的相对强度分布发生改变, 由此导致摩擦系数的平均值和标准偏差减小。所以, 摩擦氧化物薄膜的存在具有使摩擦系数及其波动幅度减小的润滑作用^[52]。尤其是随着速度的提高, 氧化物薄膜随之增厚, 致密度增加, 这种填充、隔离和减摩作用将变得更显著。其润滑作用更加明显, 导致滑动摩擦稳定性提高, 动摩擦系数偏差减小。而碳基块体的摩擦过程产生的是磨屑, 随着摩擦的进行自然脱落, 无法形成自润滑作用。

图 3-9 为 20m/s 的滑动速度下, Ti_3AlC_2 材料和碳基材料相对稳定期的动摩擦系数标准偏差随法向压强变化的实验数据。数据显示, 动摩擦系数相对稳定期的标准偏差都随着法向压强的增大而缓慢减小, 即 Ti_3AlC_2 材料与碳基块体的摩擦稳定性随法向压强的增大而增强。法向压强的增大, 使得微凸体接触面积增大, 摩擦面之间实际发生接触的微凸体偶对数量的增加, 从而每一次破坏微凸体的强度变化范围减小, 因此摩擦系数的波动变小, 摩擦稳定性增强。尤其是对 Ti_3AlC_2 材料而言, 摩擦过程中磨损表面的摩擦氧化物薄膜随着法向压强的增大变得致密, 也是波动随之减小的一个重要原因。

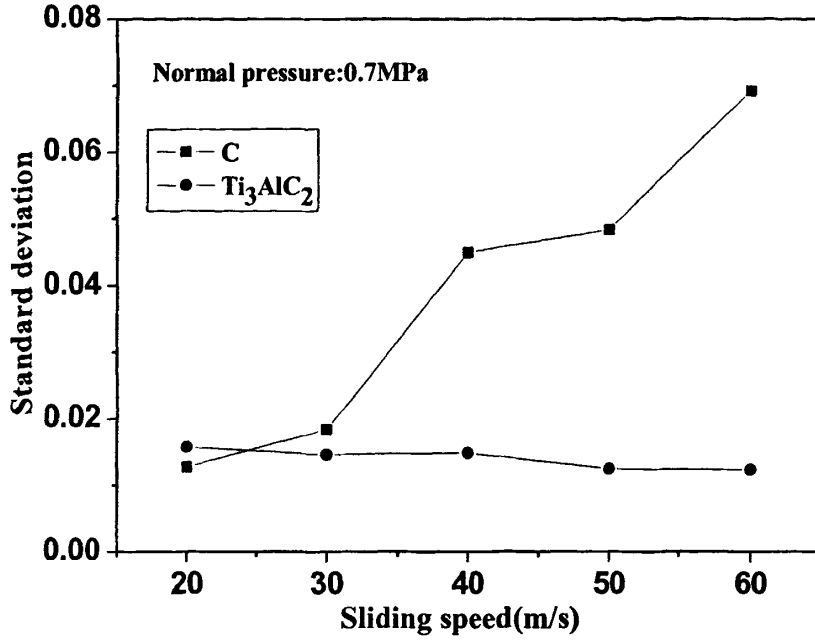


图 3-8 Ti₃AlC₂ 和碳基块体的动摩擦系数标准偏差速度特性曲线

Fig. 3-8 Speed characteristics of standard deviations of kinetic friction coefficients of Ti₃AlC₂ and C bulk

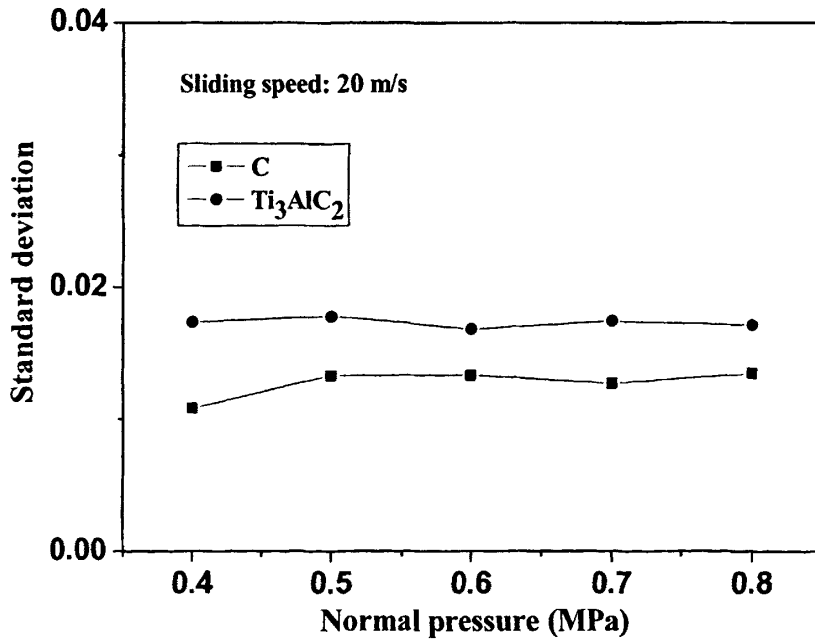


图 3-9 Ti₃AlC₂ 和碳基块体的动摩擦系数标准偏差压力特性曲线

Fig. 3-9 Pressure characteristics of standard deviations of kinetic friction coefficients of Ti₃AlC₂ and C bulk

3.3.3 非载流滑动摩擦稳定性对磨损的影响

在非载流情况下，摩擦稳定性的速度依赖性和载荷依赖性变化对碳基块体的磨损率有显著的影响，而对 Ti_3AlC_2 材料却影响不大。

在非载流情况下，滑动速度是影响磨损率的重要因素之一。这种磨损率的速度依赖性对石墨块体的磨损率有显著的影响，而对 Ti_3AlC_2 材料却影响不大。在没有载荷电流的情况下，随着滑动速度的提高， Ti_3AlC_2 材料的磨损率没有明显的变化，而碳基块体的磨损率随滑动速度的增加明显增大。而且，对石墨块体而言随着速度增大，这种速度依赖性磨损率变化愈加显著。图 3-10 为给定法向压强、不同滑动速度条件下 Ti_3AlC_2 材料和碳基块体非载流磨损率的实验数据。可以看到，当滑动速度增大到 60m/s 的过程中， Ti_3AlC_2 材料的磨损率表现得非常平稳，而碳基块体在 60m/s 的磨损率大约是 20m/s 时的 12 倍。就是说，碳基块体随着滑动速度从 20m/s 提高到 60m/s，其磨损率增大了大约 11 倍。这种显著的滑动速度依赖性载流磨损率增大，主要归因于摩擦稳定性随滑动速度的增大而降低。随着速度的提高，使得微凸体接触面积减小，摩擦面之间实际发生接触的微凸体偶对数量的减少，从而每一次破坏微凸体的强度变化范围增大，微凸体偶对发生破坏的机会增大，亦即摩擦稳定性的降低，因而磨损率增大。而对于 Ti_3AlC_2 材料而言，摩擦氧化物薄膜的填充、隔离和减摩作用，微凸体的相对强度分布发生改变，由此导致摩擦系数的平均值和标准偏差减小^[52]。所以，摩擦氧化物薄膜的存在具有使摩擦系数及其波动幅度减小的润滑作用。而且，随着速度的提高，摩擦氧化物生成的速率更快，摩擦氧化物致密度的增加，使得这种填充、隔离和减摩作用将变得更显著，也就使得磨损率基本稳定。

法向压强也对非载流磨损率也有显著影响。在没有载荷电流的情况下，随着法向压强的提高， Ti_3AlC_2 材料的磨损率没有明显的变化，而碳基块体的磨损率随法向压强的增加明显减小。图 3-11 为给定滑动速度、不同法向压强下 Ti_3AlC_2 材料和碳基块体非载流磨损率的实验数据。在不加载电流时，随着法向压强的增加， Ti_3AlC_2 磨损率呈现出较小的上升趋势，这与已有的研究结论^[12,14]相吻合。然而，对于碳基块体而言，磨损率随法向压强变化的趋势却刚好相反。在法向压强为 0.4MPa 的情况下，其磨损率约为 $9.4 \times 10^{-6} \text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ ，而法向压强提高到 0.8MPa 时，其磨损率减小到 $2.8 \times 10^{-6} \text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ ；就是说，随着法向压强从 0.4MPa 提高到 0.8MPa，其磨损率减小了大约 70%。碳基块体这种显著的法向压强依赖性磨损率减小，主要归因于摩擦稳定性随法向压强的增大而增强。滑动摩擦过程中，意味着可能发生接触区域的面积增大，亦即摩擦面之间实际发生接触的微凸体偶对数量的增加，因而微凸体的受力减小，从而每一次破坏微凸体的强度变化范围减小，

摩擦稳定性的增强，微凸体破坏的机会变小。

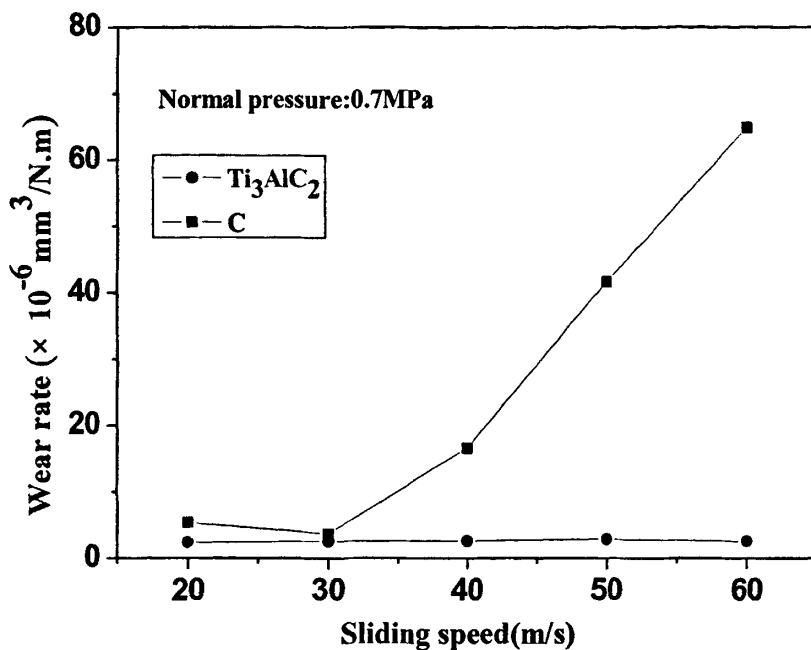


图 3-10 磨损率随滑动速度变化曲线

Fig.3-10 The wear rates as functions of the sliding

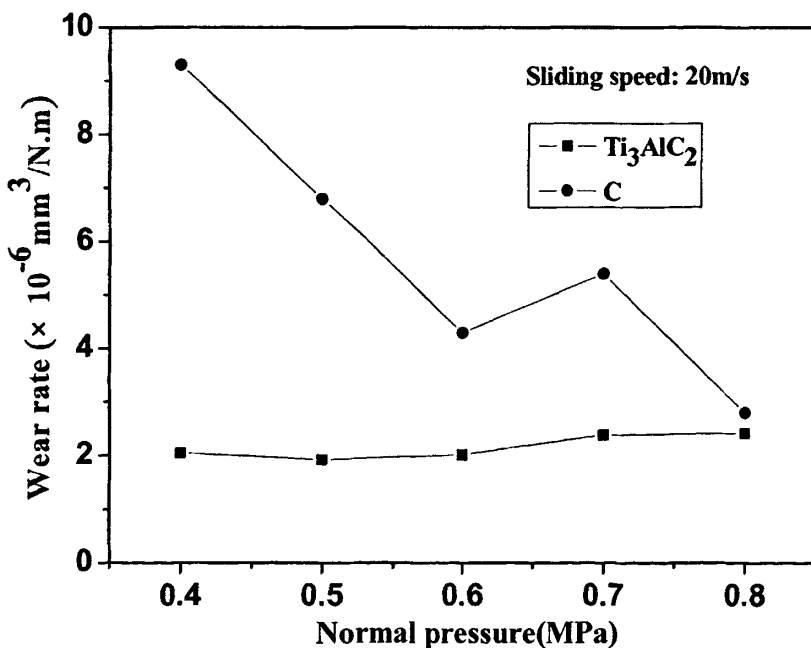


图 3-11 磨损率随滑动法向压强变化的实验数据

Fig.3-11 The wear rates as functions of the normal pressure

磨损率与标准偏差之间展示了密切的关联性。非载流摩擦稳定性的速度依赖性对 Ti_3AlC_2 材料和碳基块体的磨损率影响不一。图 3-12 为非载流情况下，固定法向压强、变化滑动速度时， Ti_3AlC_2 块体和碳基块体对低碳钢连续滑动摩擦过程中磨损率随动摩擦系数标准偏差变化的曲线。在没有载荷电流、固定法向压强的情况下，两者的磨损率与动摩擦系数偏差呈现正相关。只是随着速度的变化， Ti_3AlC_2 材料的动摩擦系数标准偏差比较稳定，其磨损率也没有明显变化。而碳基块体的动摩擦系数标准偏差随滑动速度的增加明显提高，即滑动摩擦稳定性下降，磨损率明显增大。而且，对碳基块体而言随着速度增大，这种速度依赖性磨损率变化愈加显著。可以看到，在不加载电流的情况下， Ti_3AlC_2 块体由于是自润滑材料其滑动摩擦过程中形成的氧化膜很好的起到了润滑作用^[52]，已经表现出极好的滑动摩擦稳定性。首先是速度的变化对滑动摩擦稳定性影响不大，速度的提高只是导致滑动摩擦系数标准偏差略微降低，微小的滑动摩擦稳定性变化对磨损率的影响也不大。而对于碳基块体而言，动摩擦系数标准偏差随着滑动速度的增大而显著增大，磨损率随着标准偏差的增大而增大，动摩擦系数标准偏差从 0.013 增大到 0.069，磨损率增加了近 11 倍。图 3-13 为非载流情况下，固定滑动速度、变化法向压强时， Ti_3AlC_2 块体和碳基块体对低碳钢连续滑动摩擦过程中磨损率随动摩擦系数标准偏差变化的曲线。同样可以看到，在不加载电流的情况下， Ti_3AlC_2 块体作为自润滑材料，其滑动摩擦过程中形成的氧化膜很好的起到了润滑作用，已经表现出极好的滑动摩擦稳定性，法向载荷的增加使得滑动摩擦系数偏差略微减小，微小的滑动摩擦稳定性变化对磨损率的影响不大。而对于碳基块体而言，动摩擦系数标准偏差随着法向载荷的增大变化也不明显，但是磨损率却随着法向载荷的增大而降低，标准偏差保持在 0.013 左右略微降低，磨损率降低了许多。这或许是随着法向载荷的增大，摩擦面之间实际发生接触的微凸体偶对数量的多，意味着可能发生接触区域的面积增大，从而每一次破坏微凸体的强度变化范围减小，因而微凸体的受力减小，微凸体发生破坏的机会降低，磨损率低。

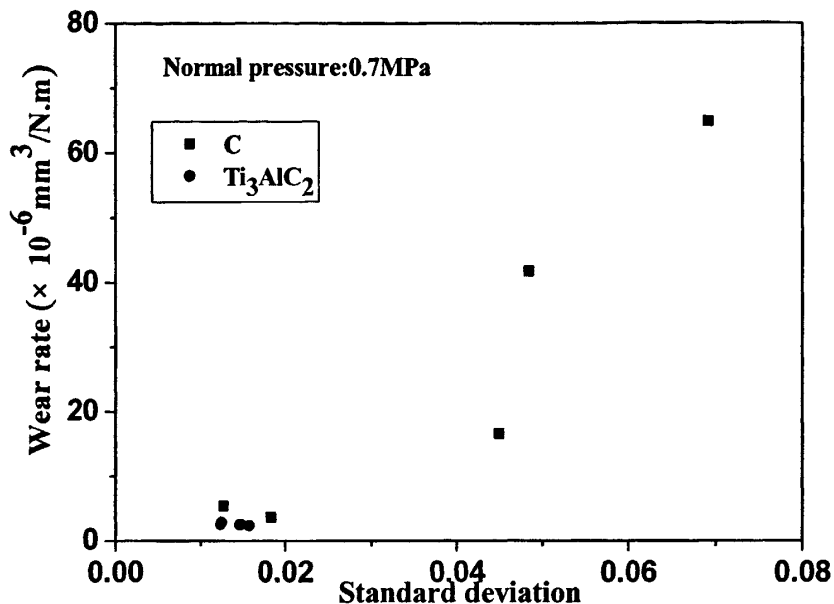


图 3-12 固定法向压强磨损率的动摩擦系数标准偏差速度依赖性
Fig.3-12 Standard deviations of kinetic friction coefficients dependency of the wear rate under certain normal pressure

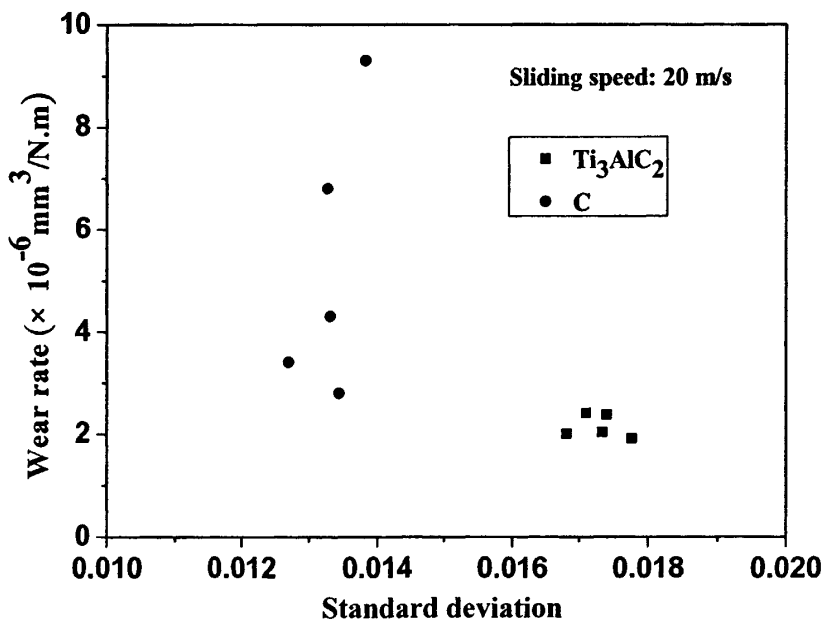


图 3-13 固定滑动速度磨损率的动摩擦系数标准偏差载荷依赖性
Fig.3-13 Pressure characteristics of standard deviations of kinetic friction coefficients under certain speed

根据 Zhai 等建立的微凸体干涉理论^[27], 摩擦系数的波动性和摩擦表面的微凸体有关, 微凸体理论也是解释滑动摩擦稳定性的重要模型, 即滑动摩擦过程中两个摩擦表面之间接触实际上是不不断交互出现的微凸体之间的接触。在滑动摩擦过程中, 由于滑动摩擦表面微凸体的存在, 上下摩擦接触面之间的接触, 是微凸体不断的接触—破坏—分离的循环过程。在滑动的瞬间, 微凸体偶对发生相遇, 微凸体发生粘着、犁削等破坏, 两个摩擦表面微凸体之间的接触也会产生一定量的焦耳热, 会加剧接触表面微凸体峰点的破坏。因此, 滑动摩擦表面之间的作用是机械摩擦、热力破坏等耦合的结果。

3.4 磨损面状态与分析

对 Ti_3AlC_2 材料和碳基材料的滑动摩擦稳定性及其摩擦磨损特性进行研究后我们发现, 法向压强对两者滑动摩擦稳定性的都影响不大; 但是, 对材料在速度干预条件下引起的这种滑动摩擦失稳和摩擦磨损行为却是有比较大的差异性。对 Ti_3AlC_2 材料而言, 在低速下, 滑动摩擦稳定性比高速下差, 材料的摩擦系数和磨损率要比高速下大得多, 速度越低其滑动摩擦稳定性越差, 摩擦系数和磨损率越大。对碳基材料而言, 却是在高速下, 滑动摩擦稳定性比低速下差, 材料的摩擦系数和磨损率要比低速下大得多, 速度越高其滑动摩擦稳定性越差, 摩擦系数和磨损率越大。为了对材料在速度干预条件下引起的这种滑动摩擦失稳和摩擦磨损行为进行更深入的研究, 我们用扫描电子显微镜观察了不同滑动速度下 Ti_3AlC_2 材料和碳基材料的磨损面, 将低速和高速下的磨损面 SEM 照片进行对比研究。

3.4.1 Ti_3AlC_2 材料磨损面状态与分析

对 Ti_3AlC_2 材料的滑动摩擦稳定性及其摩擦磨损特性进行研究后我们发现, 法向压强对滑动摩擦稳定性的影响不大; 而在低速下, 滑动摩擦稳定性比高速下差, 材料的摩擦系数和磨损率要比高速下大得多, 速度越低其滑动摩擦稳定性越差, 摩擦系数和磨损率越大。为了对材料在速度干预条件下引起的这种滑动摩擦失稳和摩擦磨损行为进行更深入的研究, 我们用扫描电子显微镜观察了不同滑动速度下 Ti_3AlC_2 的磨损面, 将低速和高速下的磨损面 SEM 照片进行对比研究。

图 3-14 (a) 和 (b) 为不同滑动速度条件下 Ti_3AlC_2 材料磨损面形貌的 SEM 观察照片。其显著的特征是, 对于不同的滑动速度, Ti_3AlC_2 材料的磨损面上都有不同形貌的摩擦生成物形成的薄膜存在, 同时就磨损面状态来看, 低速下的磨损面明显要比高速下粗糙得多。图 3-15 为 20m/s、0.8MPa 下薄膜成分的 EDS 分析结

果。从图 3-15 的结果我们得出，磨损面上形成薄膜的元素为 O、Ti、Al 和少量的 Fe 元素，但是没有 C 元素存在，表明所观察到的摩擦生成物薄膜是由 Ti、Al 和 Fe 的氧化物组成^[52]。图 3-16 为 20m/s 的滑动速度、0.8MPa 的法向压强下这种薄膜厚度的观察照片，其厚度大约为 1.0 μm 左右。从图 3-14 (a) 和 (b) 可以看出随着滑动速度的提高这层薄膜在磨损面上的覆盖率（摩擦生成物覆盖的面积与摩擦面面积之比）也逐渐增大，其分布也更加均匀和光滑。从图 3-14 (a) 和 (b) 可以看出，低速下磨损面上的薄膜分布极不均匀，形成的薄膜少，这是造成滑动摩擦失稳的重要因素。

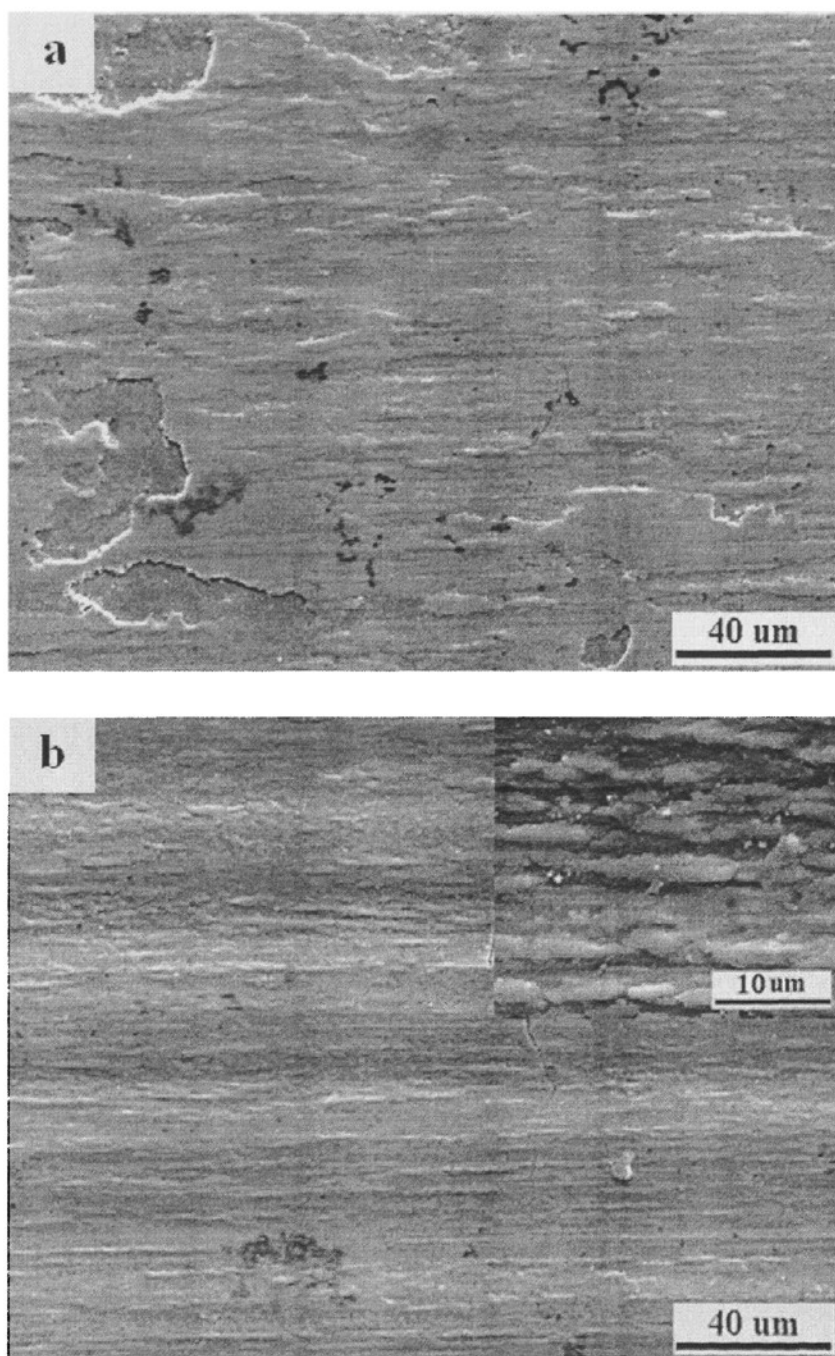


图3-14 不同滑动速度下 Ti_3AlC_2 磨损面典型形貌:

(a) 20m/s、0.8MPa^[13], (b) 60m/s、0.8MPa^[13]

Fig.3-14 SEM micrographs showing the Ti_3AlC_2 worn surfaces under the different sliding speed;

(a)20m/s、0.8MPa^[13], (b)60m/s、0.8MPa^[13]

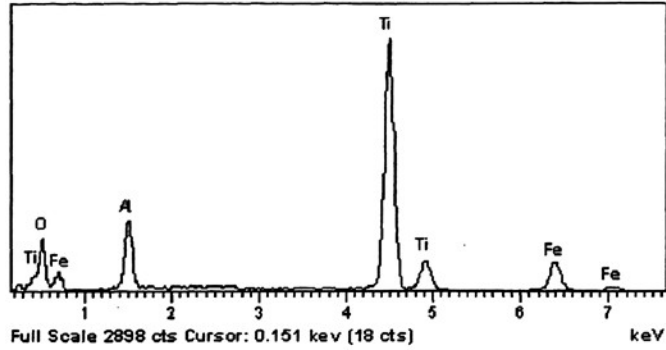


图3-15 Ti_3AlC_2 磨损面的EDS谱图; 20m/s、0.8MPa^[13]

Fig.3-15 EDS patterns of wear surfaces of Ti_3AlC_2 ; 20m/s、0.8MPa^[13]

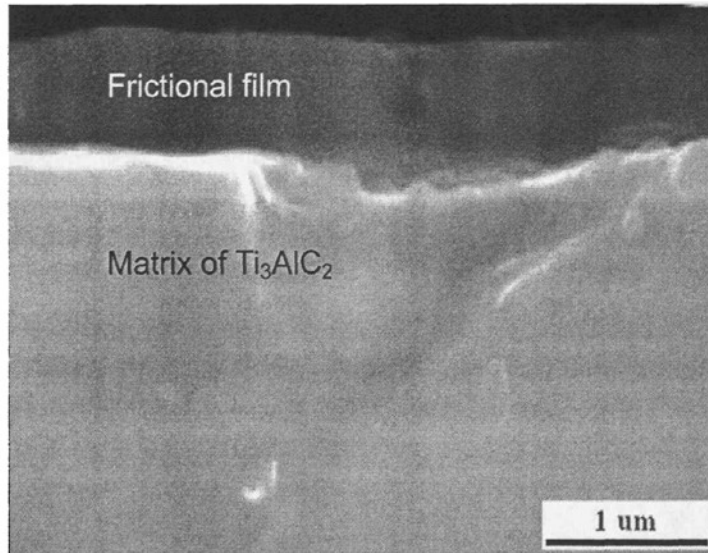


图3-16 Ti_3AlC_2 磨损面摩擦生成物薄膜横截面的典型SEM照片^[13]

Fig.3-16 A typical SEM micrograph exhibiting the cross-section of the frictional film on the worn surface of Ti_3AlC_2 ^[13]

上述实验结果表明,低速干滑动下 Ti_3AlC_2 材料对低碳钢盘的摩擦稳定性比高速下要差的多,这与磨损面状态和摩擦机制有关。在高速下,磨损面上形成的摩擦氧化物薄膜具有明显的润滑性,充当了润滑剂的作用。正是由于这种氧化物薄膜的存在,大大的降低了 Ti_3AlC_2 材料的摩擦阻力。而在低速下,磨损面上没有形成这种具有润滑作用的薄膜,甚至几乎没有摩擦生成物的薄膜形成。根据微凸体干涉理论^[27],如果微凸体在硬度相当的表面滑行时,微凸体经过几次干涉后,会被对磨体表面的微凸体破坏。从图 3-14 (a) 和 (b) 中明显的粗糙表面以及极不

均匀的摩擦生成物薄膜，我们推断：由于摩擦副之间低的滑动速度使得对磨体上的微凸体破坏甚至剥离，形成的微粒在两对磨体之间成为磨粒，磨粒的出现使得摩擦副之间的磨损更多的转变为磨粒磨损，这就大大加剧了摩擦副之间的磨损，同时摩擦系数也进一步的升高，而磨损的加剧和摩擦系数的升高使得摩擦副的状态进一步的恶化，磨粒磨损加剧。而且磨粒的出现对摩擦副的“刮擦”更为严重，在图 3-14 (a) 中我们可以明显的看到许多凹凸不平的小坑，而且摩擦生成物形成的薄膜很少并且不连续，同时在生成物薄膜上出现了 Fe 元素。这都说明硬质磨粒的出现是低速下的摩擦稳定性急剧降低的主要原因。

同时由于滑动速度低，两对磨体之间摩擦产生的摩擦热要比高速下低的多，这种状态下，摩擦氧化物更是难以形成，即使增大法向压强，这种效果也不明显。因此 Ti_3AlC_2 材料在低速下就很难形成像高速下那样的自润滑薄膜，摩擦稳定性差。

3.4.1 碳基材料磨损面状态与分析

对碳基块体的滑动摩擦稳定性及其摩擦磨损特性进行研究后我们发现，与 Ti_3AlC_2 材料相似的是法向压强对滑动摩擦稳定性的影响不大；而速度因素对试验结果的影响与 Ti_3AlC_2 材料的差异性非常明显，在高速下，滑动摩擦稳定性比低速下差，材料的摩擦系数和磨损率要比低速下大得多，速度越高其滑动摩擦稳定性越差，摩擦系数和磨损率越大。为了对材料在速度干预条件下引起的这种滑动摩擦失稳和摩擦磨损行为进行更深入的研究，我们用扫描电子显微镜观察了不同滑动速度下碳基块体的磨损面，将低速和高速下的磨损面 SEM 照片进行对比研究。

图 3-17 (a) 和 (b) 为不同滑动速度条件下碳基块体磨损面形貌的 SEM 观察照片。其显著的特征是，对于不同的滑动速度，碳基块体的磨损面上都有不同的表面形貌，同时就磨损面状态来看，高速下的磨损面明显要比低速下粗糙得多。图 3-18 (a) 和 (b) 分别为 40m/s、0.8MPa 和 60m/s、0.8MPa 下薄膜成分的 EDS 分析结果。从图 3-18 (a) 的结果我们得出，磨损面上浸铜碳基的铜处的元素为 O、Cu、Sn 和少量的 Fe 元素，但是没有 C 元素存在，表明所观察到的摩擦表面铜还未受到氧化，表面还基本未受破坏，保持了比较好的原貌；而从图 3-18 (b) 的结果我们得出，磨损面上的元素为 Fe、Cu、Pb、Sn、C 和 O 元素，表明所观察到的摩擦表面生成大量氧化物，摩擦表面破坏严重。从图 3-17 (a) 和 (b) 可以看出随着滑动速度的提高磨损面上凹凸不平也逐渐增大，其褶皱、坑洼也更加明显。高速下磨损面上凹凸不平，褶皱、坑洼起伏是造成滑动摩擦失稳的重要因素。

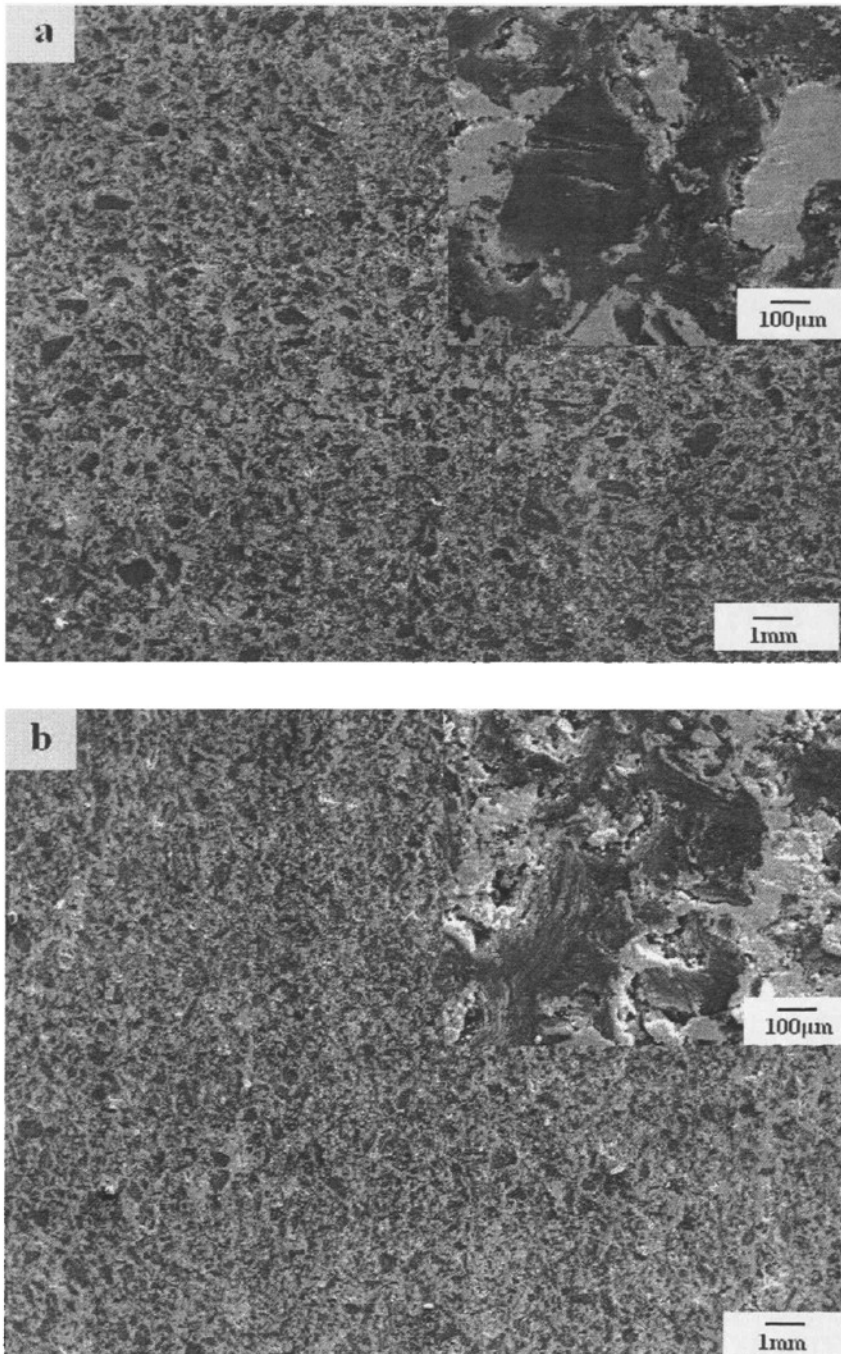


图3-17 不同滑动速度下碳基块体磨损面典型形貌:

(a) 40m/s、0.8MPa, (b) 60m/s、0.8MPa

Fig.3-17 SEM micrographs showing the C bulk worn surfaces under the different sliding speed;

(a)40m/s、0.8MPa, (b)60m/s、0.8MPa

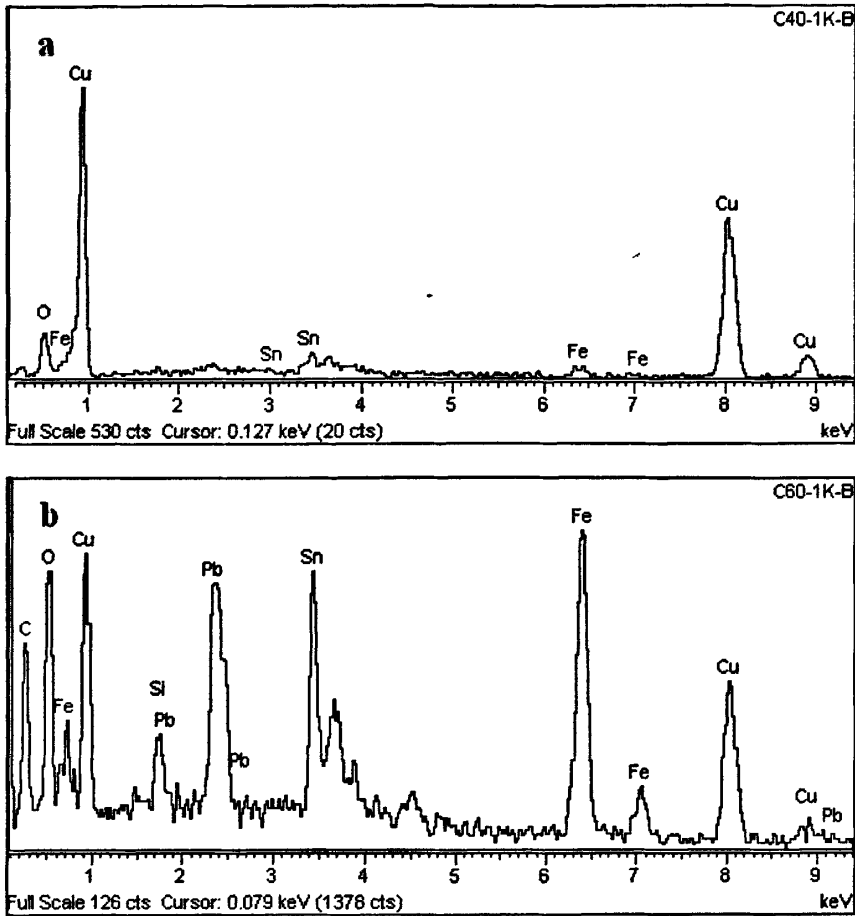


图3-18 碳基块体磨损面的EDS谱图；(a) 40m/s、0.8MPa，(b) 60m/s、0.8MPa
Fig.3-18 EDS patterns of wear surfaces of C bulk; (a) 40m/s、0.8MPa, (b) 60m/s、0.8MPa

上述实验结果表明，高速干滑动下碳基块体对低碳钢盘的摩擦稳定性比低速下要差的多，这与磨损面状态和摩擦机制有关。在高速下，磨损面上微凸体被大量破坏，形成了大量皱褶、坑洼，表面凹凸不平。正是由于这种不光滑表面的形成，大大增加了碳基块体的摩擦阻力。并且在EDS图谱中可以看出，告诉下出现了强烈的相转移，这些磨粒的转移更加剧了对磨体表面的破坏。而在低速下，磨损面上没有形成这种皱褶，甚至几乎没有破坏摩擦面。根据微凸体干涉理论^[27]，如果微凸体在硬度相当的表面滑行时，微凸体经过几次干涉后，会被对磨体表面的微凸体破坏。从图3-17(a)和(b)中明显的粗糙表面以及极不均匀的摩擦生成物薄膜，我们推断：由于摩擦副之间滑动速度的提高使得对磨体上的微凸体破坏甚至剥离，形成的微粒在两对磨体之间成为磨粒，磨粒的出现使得摩擦副之间的磨损更多的转变为磨粒磨损，这就大大加剧了摩擦副之间的磨损，同时摩擦系

数也进一步的升高，而磨损的加剧和摩擦系数的升高使得摩擦副的状态进一步的恶化，磨粒磨损加剧。而且磨粒的出现对摩擦副的“刮擦”更为严重，在图 3-17 (b) 中我们可以明显的看到许多凹凸不平的小坑，使得摩擦面不连续，同时由于滑动速度高，滑动摩擦副生成的热要比低速下高得多，摩擦面的微凸体的强度降低，更加剧了微凸体的破坏，这些都是高速下的摩擦稳定性急剧降低的主要原因。

3.5 本章小结

本节通过微凸体干涉机制建立了滑动摩擦的稳定性模型，并研究了 Ti_3AlC_2 材料与碳基块体的摩擦稳定性的表现行为。可以得出如下结论：

(1) 摩擦系数的湍流波动行为是由摩擦面之间接触微凸体的链式破坏造成。在摩擦过程的任一瞬时发生滑动干涉的 n 个微凸体接触偶对不是同时发生破坏，而是依它们的强度顺序从最弱的开始逐个破坏。由这样的微凸体干涉机制所支配的摩擦系数波动行为服从正态分布规律。

(2) 在本文所涉及的实验条件下， Ti_3AlC_2 材料与碳基块体摩擦系数都表现为随机波动性；并且其相对稳定期的波动行为服从正态分布。摩擦系数的标准偏差随法向压强的增大缓慢减小，随滑动速度的增大而增大；也就是说滑动摩擦稳定性随法向压强的增大而加强，随滑动速度的增大而减弱。

(3) Ti_3AlC_2 材料与碳基块体磨损率随着滑动摩擦系数标准偏差的增大而增大，随滑动摩擦系数标准偏差的降低而减小。也就是说滑动摩擦稳定性加强，磨损率降低，滑动摩擦稳定性减弱，磨损率增大。

4. 载流摩擦稳定性

4.1 引言

滑动摩擦过程的稳定性对于载流滑动接触摩擦副的摩擦磨损特性具有重要的影响,不稳定的摩擦过程将导致严重的电弧放电,由此产生的电弧烧蚀作用将使材料的磨损率大大增加。前面章节我们阐述了由于种种原因造成的实际摩擦面的不平整,一个连续滑动过程的摩擦行为实际上是不稳定的,表现为摩擦系数的紊乱波动。翟洪祥等^[27]建立的统计摩擦学理论为这一研究奠定了理论基础。

由于不可避免的接触表面不平滑,载流摩擦副总是发生与接触网线之间某种程度的“虚接”或瞬时脱离。于是,在接触电压驱使下,“虚接”或瞬时脱离的空隙中的空气很容易被击穿而形成电弧。由此产生电烧蚀作用,对载流摩擦副的使用寿命有很大的危害,也是现场习惯上称为“电磨损”的基本原因。在载流摩擦过程中,系统中的元素、性质和相互作用都将发生一定的变化,尤其是电流的存在使得系统更加复杂,这些变化使得系统中的机械能、热能、化学能、电能和光能等发生相互转化,导致平衡系统发生破坏,并且出现磨损。为了正确地认识和理解这种电弧的影响因素,本章对载流滑动接触表面上微凸体的干涉机制及其所表现的摩擦失稳现象进行了深入的研究,并讨论了滑动摩擦稳定性、“电磨损”与动摩擦系数的标准偏差值之间的关联。

4.2 载流摩擦所涉及的电接触理论

4.2.1 电接触中电流的传导机理

由上章所述微凸体理论可知,任何经过精细加工的名义平面,实际上都是粗糙不平的表面。图 4-1 所示为经过加工后的钢表面轮廓图。当这种名义平面相互接触时,即使外加很大的接触力(如弹簧力、螺栓力)使两接触面相互压紧,但在接触内表中也只有少数的点(小面)实际发生了真正的接触,这些实际接触的小面承受着全部的外加接触力。由于接触元件表面一般都覆盖着不导电的氧化膜或其它种类的膜,因而在实际接触小面内,只有少部分膜被压破的地方才能形成导体与导体的直接接触,电流实际上只能从这些更小的接触点中通过。为了区别在实际接触的小面中有导电的和导电的部分,因此把那些实际发生机械接触的小

面称为“机械接触斑点”，简称“接触斑点”，其中那些形成导体接触或半导体接触的更小面（实际传导电流的面）称为“导电斑点”，国际上通用的术语称为“a斑点” [60]。

图 4-2 为两个具有表面膜的接触元件相互接触时其接触内表面的结构示意图。两个覆盖表面膜的接触元件相互接触时，其接触内表面的详细结构是：在视在接触面 A_a （它等于两接触元件宏观接触的面积）中，只有很少部分的实际接触面 A_b （它等于机械接触斑点面积之和），而在实际接触面中又只有少部分导电面 A_c （它等于导电斑点面积之和）。

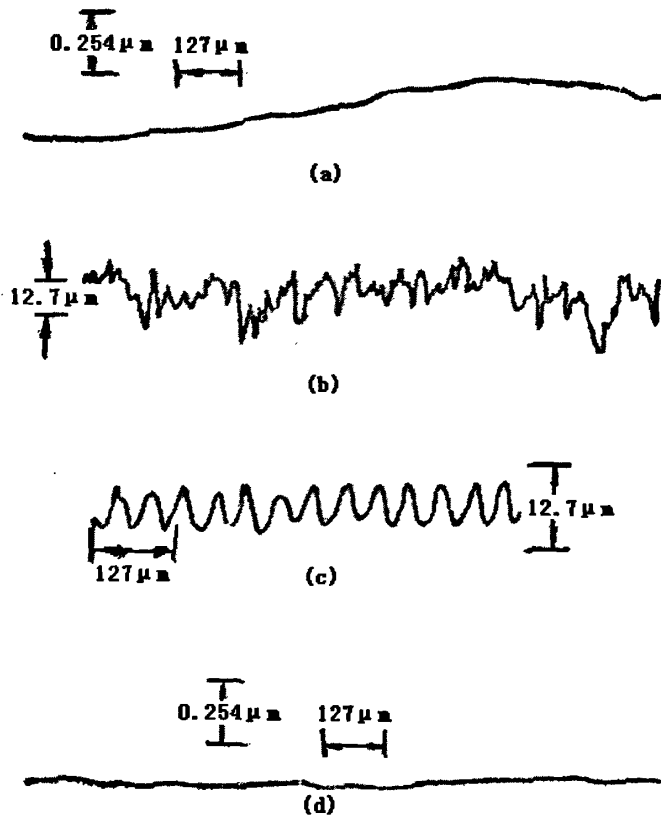


图 4-1 经加工后的钢表面轮廓图

(a) 抛光后的表面 (b) 磨光后的表面 (c) 车光后的表面 (d) 玻璃表面

Fig4-1 the surface of steel processed

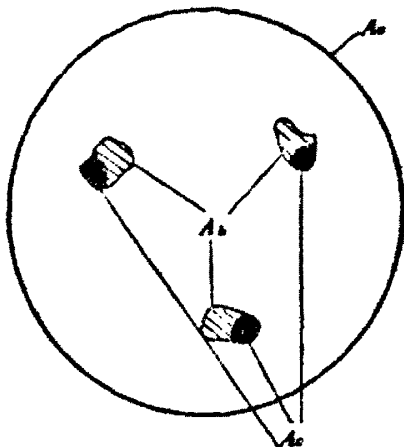


图 4-2 接触内表面的示意图

Fig4-2 The inside contacting surface

当电流通过两接触元件的接触内表面时，电流集中流过导电斑点，因而在导电斑点附近电流必然发生收缩，如图 4-3 所示。由于电流线在导电斑点附近发生收缩，使电流流过的路径增长，有效导电面积减小，出现局部的附加电阻——收缩电阻。如果电流通过的导电斑点不是纯导体接触，而是准导体接触，则电子因通过极薄的膜时还会遇到另一附加电阻——“薄膜电阻”或“表面电阻”。这两部分附加电阻在电路上是串联相加的，这个附加的总电阻即为接触电阻^[60]。

根据电流收缩区电位为椭球场的假定，收缩电阻与导电斑点尺寸之间有下列的简单关系：

$$R_c = \frac{\rho}{2a} = \frac{\rho}{d} \quad (4-1)$$

式中 R_c ——收缩电阻；

a, d ——导电斑点的半径和直径；

ρ ——接触元件材料的电阻率。

当电流通过接触元件之间的接触处时，由于接触电阻的存在，在电流收缩区两端出现一定的电压降——接触压降。同时，接触电阻产生焦耳热的使收缩区的温度升高，常超过收缩区外导体的温度。导电斑点上的温度超过收缩区外导体的温度的数值称之为斑点的“超温”。根据电位-温度理论（称 $\varphi-g$ 理论），斑点的“超温”与“接触压降”成简单的函数关系：

$$\Theta = \frac{U^2}{8\lambda\rho} \quad (4-2)$$

式中 Θ ——导电斑点的超温；

U ——接触压降；

$\overline{\lambda\rho}$ ——接触导体材料的热导率与电阻率乘积的平均值。

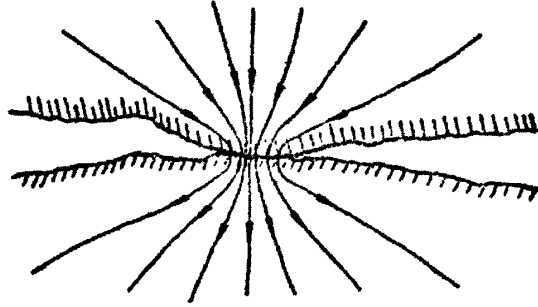


图 4-3 导电斑点附近电流线的收缩效应

Fig4-3 contraction effect of current about electric spot

如果通过接触元件接触处的电流增大，或者接触电阻增高，则接触压降必然相应增大，按上式所示的关系，导电斑点和收缩区内的温度也会相应增高，当温度达到接触导体材料的软化点和熔化点时，导电斑点及其附近的金属就会发生软化和熔化。一定的导体材料，有一定的软化和熔化温度，其对应的接触压降称为材料的“软化电压”和“熔化电压”^[60]。

4.2.2 电接触中电流的传导方式

在接触电路中，电流的传导取决于载流子的移动，载流子包括电子、各种正负离子和空穴。载流子的移动与摩擦副滑动接触的方式密切相关，可分为以下三种传导方式^[61]：

(1) 电流直接接触传导

电流载流子只在接触固体晶格内移动，没有进入到周围空间。在这种情况下，电流传导是通过接触点来实现的。在滑动摩擦过程中，随着时间的推移，一些接触点逐渐地被另外一些点所代替，但摩擦副滑动表面之间的直接接触并没破坏。在电流载流子的传输区域里，电流以电导方式传导，由于传导面积积极小，使电流拥挤地流过导电点而产生收缩电阻现象，这种现象使导电点的温度升高，有些可以达到赤热，甚至白热程度。

(2) 电流通过氧化膜传导

当电流通过接触元件表面上的氧化膜时，由于氧化膜的电阻率很高，所以直接通过这种接触传导方式的电流很微小。但是这种接触传导过程对于接触元件之间发生的电离、电解等化学反应，以及氧化膜的形成和保持动态平衡却起到了重要的作用。当加在接触元件之间的电压较低时，氧化膜像绝缘材料一样，几乎不

导电。当电压升高到一定值时，电流急剧流通而接触电压下降，这种现象霍尔姆（R. Holm）称之为“击穿”现象，此时的电压称之为击穿电压。当电流进一步增加时，电压降保持恒定，这就是霍尔姆所说的 B 型击穿，此时的电流传导是接触元件之间的直接传导。那些没击穿的点则借助隧道效应进行导电。

(3) 电流通过空气间隙传导

电流载流子离开了接触固体晶格进入到周围空间，并在空间经过一段距离后，又重新进入到固体的晶格内。在这个轨迹区域中的电流载流子是电子，电子由负极发射，正极接收。在这种情况下，电子载流子是随着电压的增加而增多。当电压增加到一较大值时，由于电子的碰撞，空气中的原子发生电离，随着电离区域增强增加，电子导电演变成离子导电过程。电流载流子通过空气间隙传导机理可以根据气体放电理论的传统观念阐述。电离区的导电过程，可以说明极性效应，在阳极和阴极发生的离子过程是带有不同性质的。由于瞬间的电流密度增大所产生的高热，可使金属产生熔化，这些都直接影响接触元件的磨损和损伤。

4.2.3 电接触滑动磨损机理

在通电条件下的滑动接触过程中，滑动接触的磨损是由机械磨损与电磨损组成的。在没有电负载运行时，磨损最小，此时只有机械磨损存在。当施加电负载时，由于电流的压缩效应、暗膜导电和微电弧等现象的存在，形成了电磨损；同时，摩擦表面温度升高，一定程度上增大了机械磨损^[61]。

机械参数与良好接触密切相关，因此也直接或间接地影响磨损。接触压力存在一个取决于不同用途的最佳值。压力太低时，可能产生接触的松动或分离，造成电磨损过大。相反，压力太大时，则造成机械磨损增大^[61]。

4.3 载流摩擦稳定性

4.3.1 载流摩擦过程的理论统计

图 4-5 和图 4-6 分别为 Ti_3AlC_2 块体和碳基块体对低碳钢在载流情况下连续滑动摩擦过程的代表性动摩擦系数数据曲线。实验表明，载流情况下，所有摩擦系数也都显示出贯穿整个摩擦过程的紊乱波动，这个规律不随非载流或载流情况而改变。但是，所有速度和法向压强条件下的测试结果表明，碳基块体的摩擦系数随速度和法向压强变化明显，而 Ti_3AlC_2 却基本保持不变。然而，无论碳基块体还是 Ti_3AlC_2 ，摩擦系数的随机波动幅度都随速度和法向压强而不同。

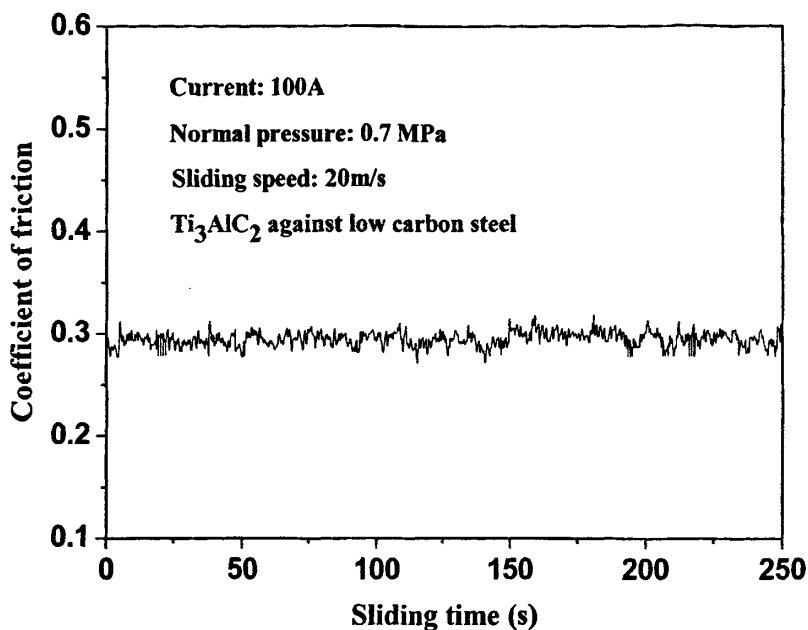
图 4-4 Ti_3AlC_2 陶瓷对低碳钢载流情况下的动摩擦系数曲线

Fig. 4-4 Typical curves of kinetic friction coefficients of Ti_3AlC_2 sliding against low carbon steel under the current-carrying conditions

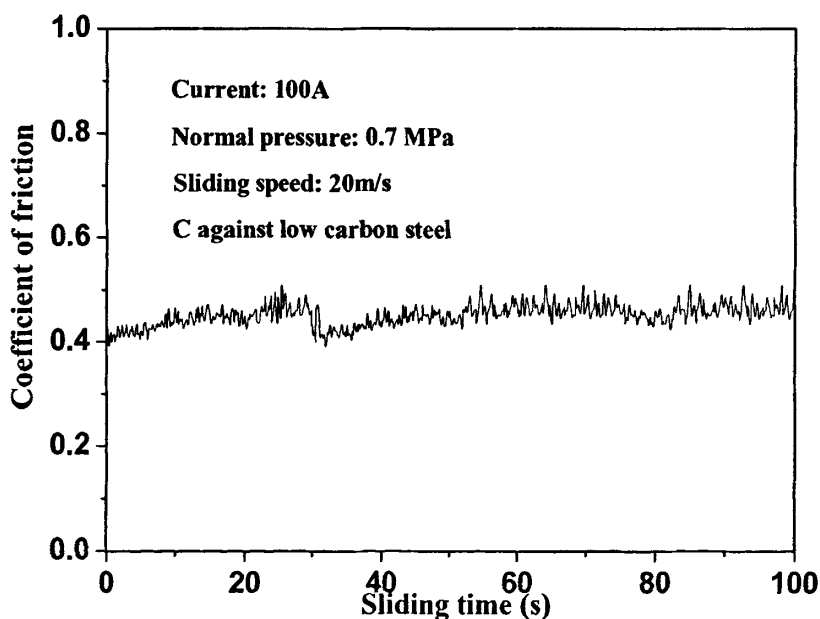
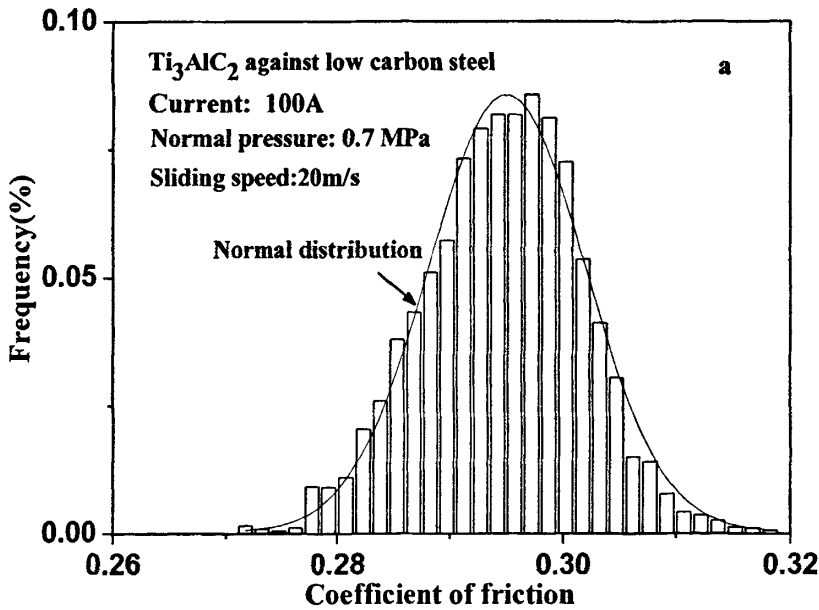


图 4-5 碳基材料对低碳钢载流情况下的动摩擦系数曲线

Fig. 4-5 Typical curves of kinetic friction coefficients of C sliding against low carbon steel under the current-carrying conditions

根据前面所述,在摩擦过程的任一瞬时发生滑动干涉的 n 个微凸体接触偶不是同时发生破坏,而是依它们的强度顺序从最弱的开始逐个破坏。由这样的微凸体干涉机制所支配的摩擦系数波动行为被证明服从正态分布规律。在载流情况下,滑动摩擦过程的表现行为依然符合微凸体干涉机制所阐述的规律,只是在载流滑动摩擦过程中,导致微凸体破坏的因素会更加复杂。图 4-6 所示 Ti_3AlC_2 块体和碳基块体对低碳钢载流条件下连续滑动摩擦过程动摩擦系数数据的频度统计直方图。图中的实线是用正态分布函数拟合的结果。在所有的实验条件下,无论碳基块体还是 Ti_3AlC_2 ,其摩擦系数的随机波动行为都表现出类似的正态分布规律,但是其标准偏差随法向压强或滑动速度或加载电流的改变而不同。摩擦过程越稳定亦即动摩擦系数的波动幅度越小,其标准偏差值越小;反之越大。这表明根据微凸体接触理论得出的摩擦系数随机波动的统计学规律,同样也适用于载流条件下 Ti_3AlC_2 块体和碳基块体摩擦系数的随机波动行为。



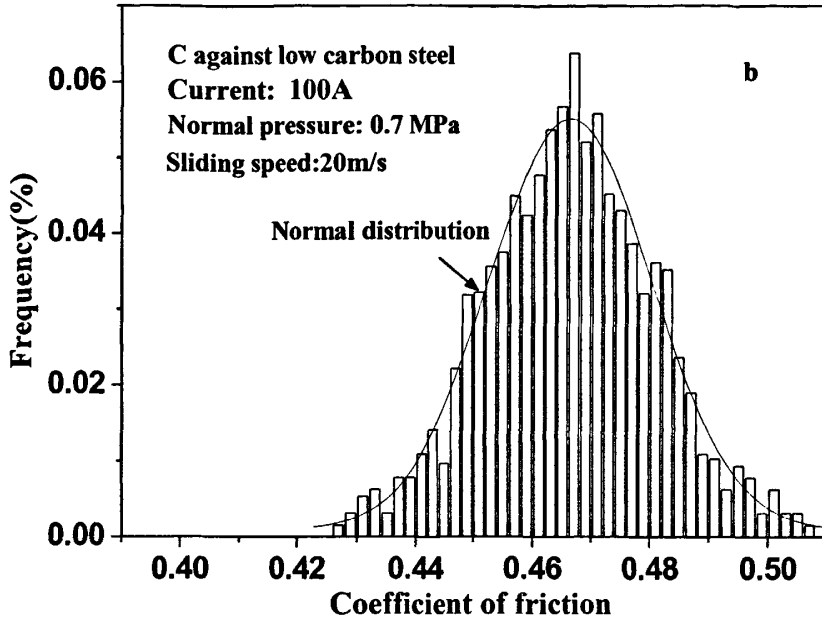


图 4-6 载流条件下摩擦稳定期动摩擦系数随机波动值的频度分布

(a) Ti_3AlC_2 (b) 碳基块体

Fig.4-6 Frequency distribution of friction coefficients for steady period under the current-carrying conditions

(a) Ti_3AlC_2 (b) C bulk

4.3.2 载流摩擦过程的摩擦稳定性

图 4-7 为 100A 载流条件下 0.7MPa 的法向压强, Ti_3AlC_2 材料和碳基块体摩擦过程相对稳定期的动摩擦系数标准偏差随滑动速度变化的实验数据。可以看出, 在载流摩擦相对稳定期, 碳基块体其摩擦系数的标准偏差随滑动速度的增加而显著增大, Ti_3AlC_2 材料其摩擦系数的标准偏差随滑动速度的增加却略微增大。

载流条件, 0.7MPa 的法向压强下, 虽然摩擦系数都随滑动速度的增大而减小, 但动摩擦系数标准偏差却随之增大, 即摩擦稳定性减弱。由图可以看出, 碳基块体动摩擦系数的标准偏差随着速度的提高迅速增大, 而 Ti_3AlC_2 材料其摩擦系数的标准偏差却上升缓慢。对碳基块体而言, 随着滑动速度增大, 两摩擦面上接触微凸体偶对的转换速率增大, 从而每一次破坏微凸体的强度变化范围增大有关。两摩擦面之间微凸体接触偶对的数量随滑动速度的增大而减少, 因而瞬时摩擦阻力的随机性变动范围增大, 因而摩擦稳定性减小。并且随着微凸体接触偶对的减少, 电弧放电加剧, 导致摩擦表面烧蚀加剧, 而不平整的摩擦表面更使得滑动摩擦稳定性降低。

在整个滑动速度范围内, Ti_3AlC_2 动摩擦系数的标准偏上升缓慢, 这应该与 Ti_3AlC_2 的摩擦氧化物薄膜具有明显的润滑作用有关^[13,14]。 Ti_3AlC_2 材料本身是一种自润滑材料, 在滑动摩擦的过程中, 建立了摩擦氧化物薄膜, 对滑动摩擦过程起到了很好的润滑作用。但是随着速度的提高, 微凸体偶对的接触—分离转换速度加快, 导致电弧放电加剧, 从而加快了对氧化物薄膜的击穿烧蚀, 氧化物薄膜随之受到破坏, 其润滑作用降低, 导致滑动摩擦性降低, 动摩擦系数偏差增大。而碳基块体的摩擦过程产生的是磨屑, 随着摩擦的进行自然脱落, 无法形成自润滑作用。

图 4-8 为载流条件, 20m/s 的滑动速度下, Ti_3AlC_2 材料和碳基块体相对稳定期的动摩擦系数标准偏差随法向压强变化的实验数据。数据显示, 载流滑动摩擦条件下, 动摩擦系数相对稳定期的标准偏差都随着法向压强的增大而缓慢减小, 即 Ti_3AlC_2 材料与碳基块体的摩擦稳定性随法向压强的增大而增强。法向压强的增大, 使得两摩擦面之间微凸体接触偶对的数量随法向压强的增大而增加, 因而瞬时摩擦阻力的随机性变动范围减小, 从而每一次破坏微凸体的强度变化范围减小, 因此摩擦系数的波动变小, 摩擦稳定性增强。而且随着两摩擦面之间微凸体接触偶对的数量随法向压强的增大而增加, 摩擦面的电弧放电降低, 摩擦面的破坏减缓, 更加保护了摩擦表面维持了滑动摩擦稳定性。

尤其是对 Ti_3AlC_2 材料本身就是一种自润滑材料而言, 摩擦过程中摩擦表面建立了摩擦氧化物薄膜, 摩擦氧化物薄膜随着法向压强的增大变得致密, 对滑动摩擦过程起到了很好的润滑作用, 也是波动随之减小的一个重要原因。而且随着法向压强的提高, 微凸体偶对的接触更加紧密, 电弧放电受到削弱, 从而导致了氧化物薄膜受到保护, 击穿烧蚀减少, 其润滑作用增强, 导致滑动摩擦稳定性加强, 动摩擦系数偏差减小。

而且从载流滑动摩擦的动摩擦系数标准偏差速度特性曲线和压力特性曲线都可以看出, Ti_3AlC_2 材料相对于碳基材料有明显优异的载流滑动摩擦特性, 是作为载流滑动摩擦副更好的选材。

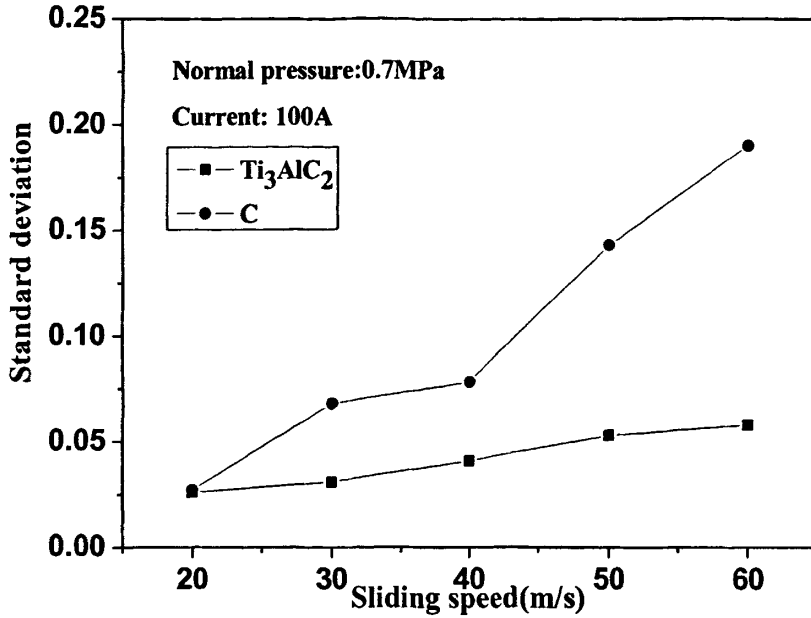


图 4-7 载流条件下 C 和 Ti₃AlC₂ 的动摩擦系数标准偏差速度特性曲线

Fig. 4-7 Speed characteristics of standard deviations of kinetic friction coefficients of C and Ti₃AlC₂ under the current-carrying conditions

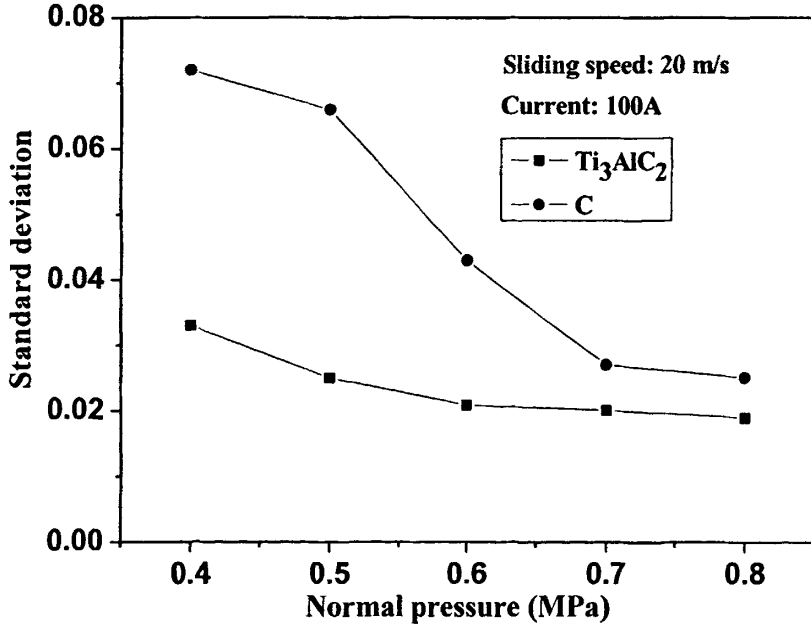


图 4-8 载流条件下 C 和 Ti₃AlC₂ 的动摩擦系数标准偏差压力特性曲线

Fig. 4-8 Pressure characteristics of standard deviations of kinetic friction coefficients of C and Ti₃AlC₂ under the current-carrying conditions

4.3.3 载流滑动摩擦稳定性对磨损的影响

在载流情况下，滑动摩擦稳定性的滑动速度依赖性变化对碳基块体的磨损率有显著的影响，而对 Ti_3AlC_2 材料的影响却小得多。载流滑动摩擦情况下，随着滑动速度的提高， Ti_3AlC_2 材料的磨损率上升缓慢，而碳基块体的磨损率随滑动速度的增加明显增大。而且，对碳基块体而言随着速度增大，这种速度依赖性磨损率变化愈加显著。图 4-9 为给定法向压强、不同滑动速度条件下 Ti_3AlC_2 材料和碳基块体载流磨损率的实验数据。可以看到，当滑动速度增大到 60m/s 的过程中， Ti_3AlC_2 材料的磨损率仅增加了不到两倍，而碳基块体在 60m/s 的磨损率大约是 20m/s 的 8 倍。就是说，碳基块体随着滑动速度从 20m/s 提高到 60m/s，其磨损率增大了大约 7 倍。这种显著的滑动速度依赖性载流磨损率增大，主要归因于摩擦稳定性随滑动速度的增大而降低。在载流滑动摩擦过程中，摩擦稳定性的降低，亦即摩擦面之间实际发生接触的微凸体偶对数量的减少，微凸体偶对发生破坏的机会增大，并且随着微凸体接触偶对的减少，电弧放电加剧，导致摩擦表面烧蚀加剧，而不平整的摩擦表面更使得滑动摩擦稳定性进一步降低，因而磨损率增大。而对于 Ti_3AlC_2 材料而言，摩擦氧化物薄膜的填充、隔离和减摩作用，微凸体的相对强度分布发生改变，由此延缓了摩擦系数的平均值和标准偏差增大。所以，摩擦氧化物薄膜的存在具有使摩擦系数及其波动幅度减小的润滑作用。但是随着速度的提高，微凸体偶对的接触一分离转换速度加快，导致电弧放电加剧，从而加快了对氧化物薄膜的击穿烧蚀，氧化物薄膜随之受到破坏，其润滑作用降低，动摩擦系数偏差增大，导致滑动摩擦性降低。

法向压强也对载流磨损率有显著影响。在载流条件下，随着法向压强的提高， Ti_3AlC_2 材料的磨损率没有显著变化，而碳基块体的磨损率随法向压强的增加明显减小。图 4-10 为给定滑动速度、不同法向压强下 Ti_3AlC_2 材料和碳基块体载流磨损率的实验数据。在加载电流时，随着法向压强的增加， Ti_3AlC_2 磨损率呈现出较小的下降趋势。然而，对于碳基块体而言，磨损率随法向压强变化的趋势却非常明显。在法向压强为 0.4MPa 的情况下，其磨损率约为 $75.1 \times 10^{-6} \text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ ，而法向压强提高到 0.8MPa 时，其磨损率减小到 $9.3 \times 10^{-6} \text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ ；就是说，随着法向压强从 0.4MPa 提高到 0.8MPa，其磨损率减小了大约 85%。碳基块体这种显著的法向压强依赖性磨损率减小，主要归因于摩擦稳定性随法向压强的增大而增强。载流滑动摩擦过程中，随着法向压强的增大，摩擦稳定性增强，亦即摩擦面之间实际发生接触的微凸体偶对数量的增加，意味着可能发生接触区域的面积增大，可能发生电弧的非接触区域的面积减小，因而发生电弧烧蚀的面积减小。电弧放电减少，微凸体破坏的机会变小。

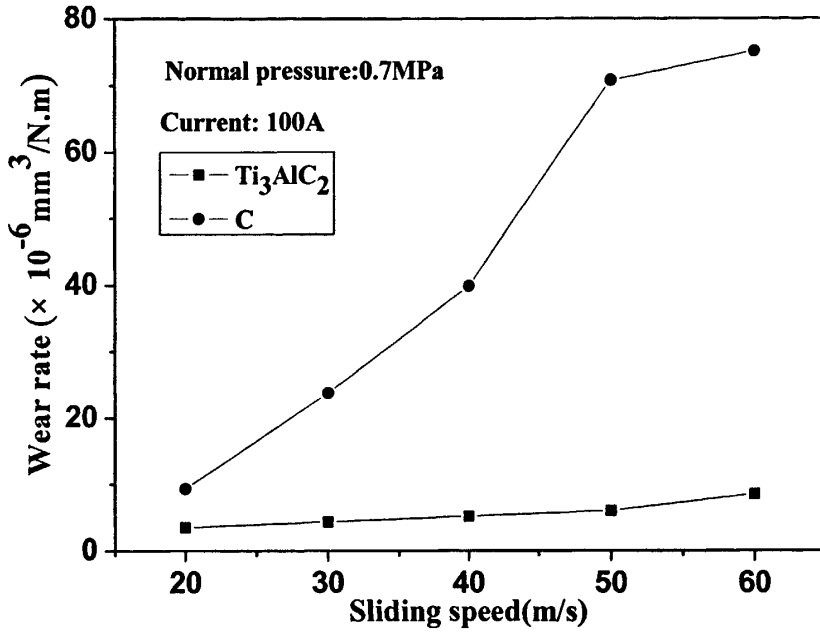


图 4-9 载流条件下磨损率随滑动速度变化的实验数据

Fig.4-9 The wear rates of Ti₃AlC₂ sliding against low carbon steel as functions of the sliding under the current-carrying conditions

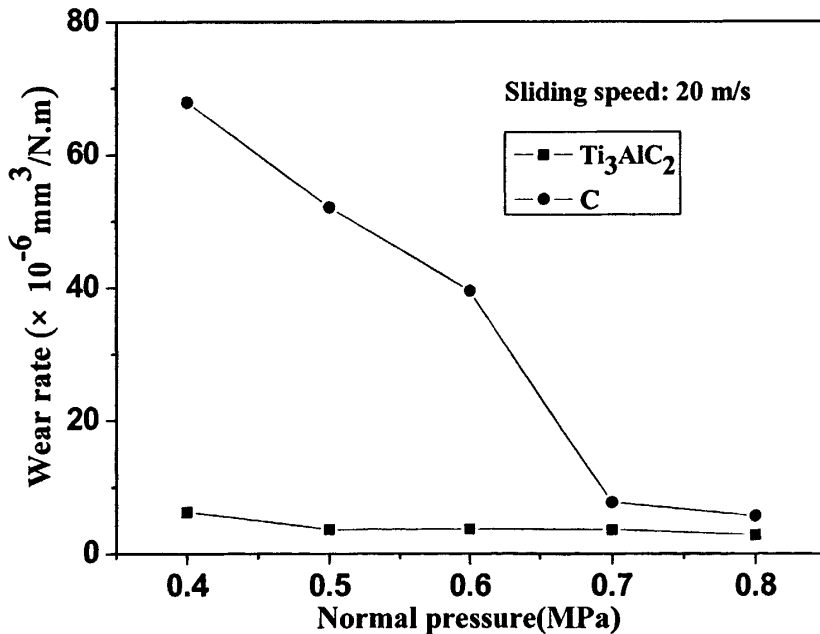


图 4-10 载流条件下磨损率随滑动法向压强变化的实验数据

Fig.4-10 The wear rates of Ti₃AlC₂ sliding against low carbon steel as functions of the normal pressure under the current-carrying conditions

载流滑动摩擦情况下, 磨损率与标准偏差之间也展示了密切的关联性。图 4-11 为载流情况下, 固定法向压强、滑动速度变化时, Ti_3AlC_2 块体和碳基块体对低碳钢在载流条件下连续滑动摩擦过程中磨损率随动摩擦系数标准偏差变化的曲线。可以看到, 在加载电流的情况下, Ti_3AlC_2 块体由于是自润滑材料其滑动摩擦过程中形成的氧化膜很好的起到了润滑作用, 已经表现出极好的滑动摩擦稳定性。首先是速度的变化对滑动摩擦稳定性影响不大, 速度的提高只是导致滑动摩擦系数标准偏差略微增大, 微小的滑动摩擦稳定性变化对磨损率的影响也不大。而对于碳基块体而言, 动摩擦系数标准偏差随着滑动速度的增大而显著增大, 磨损率随着标准偏差的增大而增大, 标准偏差从 0.027 增大到 0.19, 磨损率增加了近 7 倍。图 4-12 为载流情况下, 固定滑动速度、法向压强变化时, Ti_3AlC_2 块体和碳基块体对低碳钢连续滑动摩擦过程中磨损率随动摩擦系数标准偏差变化的曲线。同样可以看到, 在加载电流的情况下, Ti_3AlC_2 块体作为自润滑材料, 其滑动摩擦过程中形成的氧化膜很好的起到了润滑作用, 已经表现出极好的滑动摩擦稳定性, 法向载荷的增加使得滑动摩擦系数偏差略微减小, 微小的滑动摩擦稳定性变化对磨损率的影响不大。而对于碳基块体而言, 动摩擦系数标准偏差随着法向载荷的增大却变化明显, 动摩擦系数标准偏差随着法向载荷的增大急剧减小, 磨损率却随着标准偏差的减小而显著降低, 标准偏差由大载荷时的 0.025 增大到小载荷时的 0.072, 磨损率增加了近 12 倍。这是在载流滑动摩擦过程中, 随着法向载荷的增大, 动摩擦系数偏差减小, 稳定性加强, 摩擦面之间实际发生接触的微凸体偶对数量的多, 意味着可能发生接触区域的面积增大, 发生电弧的非接触区域的面积减小, 因而发生电弧烧蚀的面积减小。电弧放电减少, 微凸体破坏的机会变小。即较强的摩擦稳定性对应于较小的材料磨损率, 反之亦然。

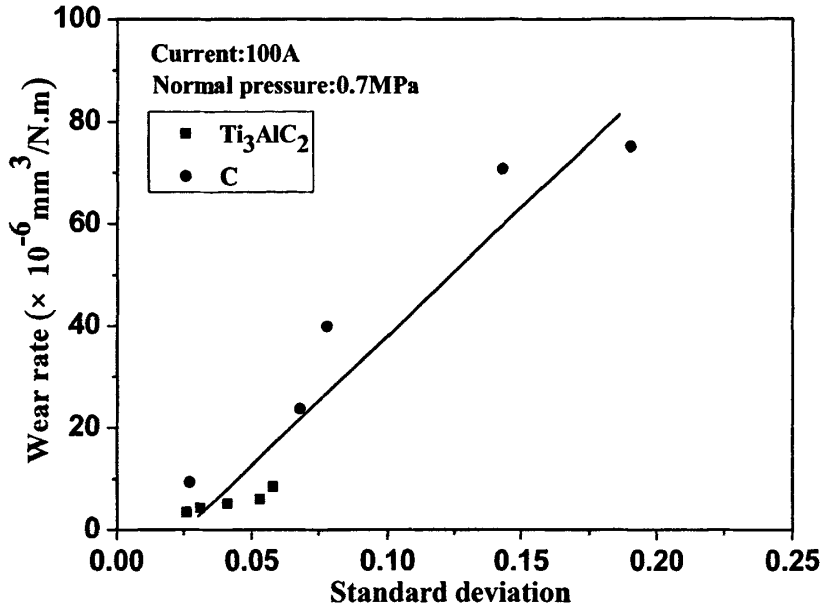


图 4-11 载流条件下固定法向压强磨损率的动摩擦系数标准偏差依赖性
 Fig.4-11 Standard deviations of kinetic friction coefficients dependency of the wear rate under certain normal pressure under the current-carrying conditions

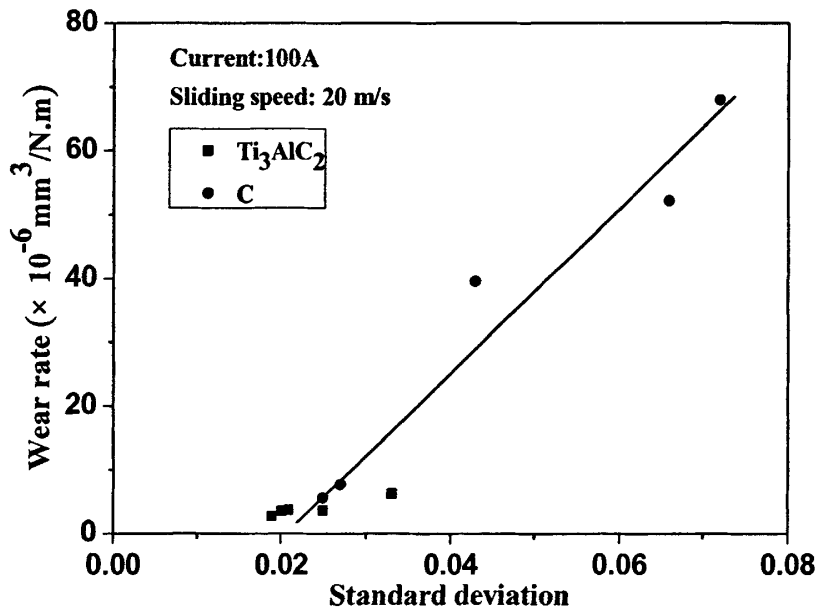


图 4-12 固定滑动速度磨损率的动摩擦系数标准偏差依赖性
 Fig.4-12 Pressure characteristics of standard deviations of kinetic friction coefficients under certain speed under the current-carrying conditions

根据 Zhai 等建立的微凸体干涉理论^[27], 摩擦系数的波动性和摩擦表面的微凸体有关, 微凸体理论也是解释载流滑动摩擦稳定性的重要模型, 即载流滑动摩擦过程中两个摩擦表面之间接触实际上是不间断交互出现的微凸体之间的接触。在载流滑动摩擦过程中, 由于滑动摩擦表面微凸体的存在, 上下摩擦接触面之间的接触, 是微凸体不断的接触—破坏—分离的循环过程。在滑动的瞬间, 微凸体偶对发生相遇, 微凸体发生粘着、犁削等破坏, 两个摩擦表面微凸体之间的接触也会产生一定量的焦耳热, 会加剧接触表面微凸体峰点的破坏。并且在微凸体分离的过程中, 微凸体间发生电弧放电, 对滑动摩擦副的烧蚀作用更加明显。因此, 滑动摩擦表面之间的作用是机械摩擦、电、热、力破坏等耦合的结果。

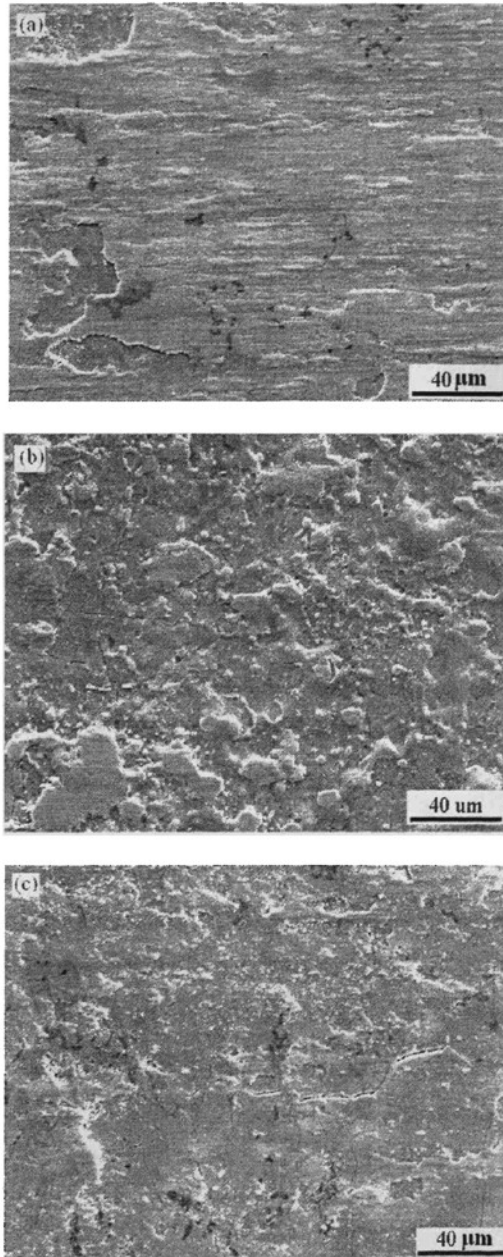
4.4 磨损面状态与分析

载流条件下, 对 Ti_3AlC_2 材料的滑动摩擦稳定性及其摩擦磨损特性进行研究后我们发现, 在高速下, 滑动摩擦稳定性比低速下差, 材料的摩擦系数和磨损率要比低速下大得多, 速度越高其滑动摩擦稳定性越差, 摩擦系数和磨损率越大。为了对载流条件下材料在高速下的这种滑动摩擦失稳和摩擦磨损行为进行更深入的研究, 我们用扫描电子显微镜观察了不同滑动速度和法向压强下 Ti_3AlC_2 的磨损面, 将低速和高速下的磨损面 SEM 照片进行对比研究。

图 4-13(a)~(d)为不同电流强度、滑动速度和法向压强条件下 Ti_3AlC_2 材料磨损面形貌的 SEM 观察照片。其显著的特征是, 对于不同的电流强度、滑动速度和法向压强, Ti_3AlC_2 材料的磨损面上都有不同形貌的摩擦生成物形成的薄膜存在, 可以看出, 与未通电时的光滑磨损面相比, 加载电流为 100 A 时的 Ti_3AlC_2 磨损表面明显粗糙。磨损面上存在多处清晰可见的电弧烧蚀坑, 并且表面有明显的材料被熔融过的痕迹, 同时出现较多的亚表层裂纹^[52]。图 4-14 为其对磨体低碳钢盘磨损面的 SEM 照片, 也能看到明显的微电弧烧蚀坑及裂纹。同时就磨损面状态来看, 这种电弧烧蚀坑、材料表层熔融和亚表层裂纹现象随着法向压强的增大而减少, 但随滑动速度和电流强度的增大而增多。高速下的磨损面明显要比低速下粗糙得多。

事实上, Ti_3AlC_2 磨损表面层的物相组成在有无电流摩擦情况下也有很大的差异^[52]。图 4-15(a)和(b)分别为图 4-13(a)和(d)所示磨损面的 XRD 衍射谱图。可以看到, 在载流情况下磨损面上有大量的 TiC 和 $Fe_{2.25}Ti_{0.75}O_4$ 及 $AlFeO_3$ 结晶相存在, 而不通电的情况下没有这些生成相存在。与未经摩擦的 Ti_3AlC_2 样品的 XRD 衍射谱相比, 图 4-15(a)只是显示有少量的 Ti_2AlC 相生成, 实际上图 4-13(a)所示的表面层主要由非晶态的 Ti 和 Al 的氧化物混合组成, 而 XRD 分析没有显著地反映这些

非晶相的存在。显然，载流条件下摩擦系数增大、动摩擦系数标准偏差的增大和摩擦稳定性的降低与硬的 TiC 和 $\text{Fe}_{2.25}\text{Ti}_{0.75}\text{O}_4$ 及 AlFeO_3 结晶相的生成密切相关。



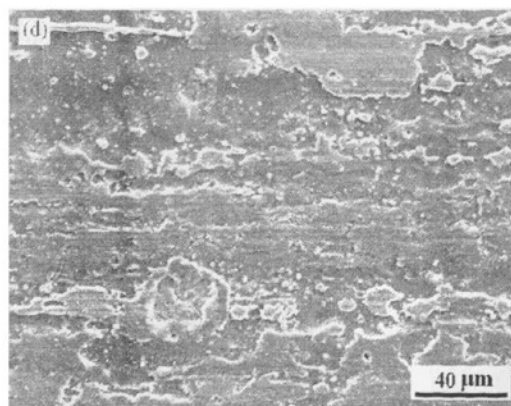
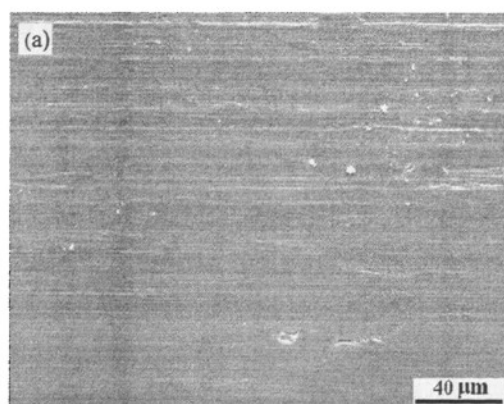


图 4-13 载流条件下 Ti_3AlC_2 的磨损面状况; (a) 0 A、20 m/s、0.8 MPa, (b) 100 A、20 m/s、0.4 MPa, (c) 100 A、20 m/s、0.8 MPa, (d) 100 A、60 m/s、0.8 MPa^[34]

Fig.4-13 Worn surface statuses of Ti_3AlC_2 in the current-carrying condition; (a) 0 A, 20 m/s, 0.8 MPa, (b) 100 A, 20 m/s, 0.4 MPa, (c) 100 A, 20 m/s, 0.8 MPa and (d) 100 A, 60 m/s, 0.8 MPa^[34]



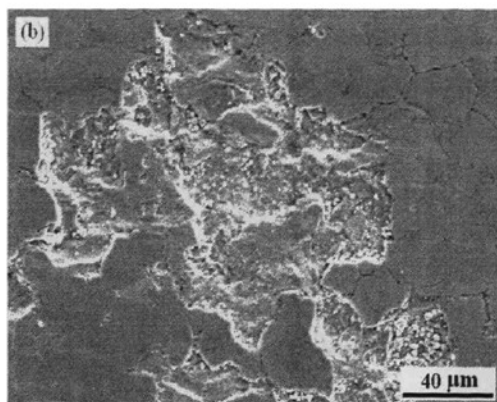
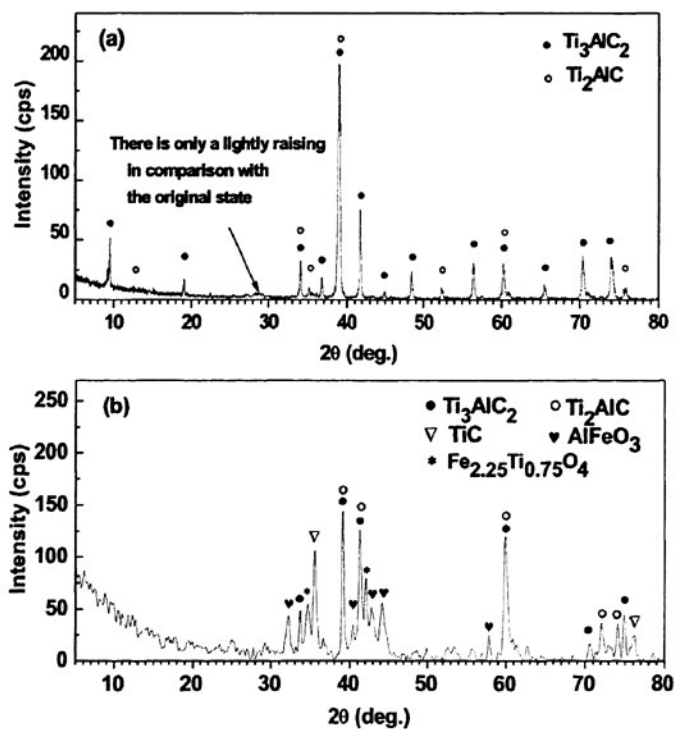


图 4-14 载流条件下低碳钢对磨体的磨损面状况：

(a) 0 A、20 m/s、0.8 MPa, (b) 100 A、60 m/s、0.8 MPa^[34]

Fig. 4-14 Worn surface statuses of the low carbon steel counterpart in the current-carrying condition;

(a) 0 A, 20 m/s, 0.8 MPa and (b) 100 A, 60 m/s, 0.8 MPa^[34]图 4-15 载流条件下 Ti_3AlC_2 磨损面的 XRD 谱：(a) 0 A、20 m/s、0.8 MPa, (b) 100 A、60 m/s、0.8 MPa^[34]Fig.4-15 XRD patterns of the Ti_3AlC_2 worn surface in the current-carrying condition:(a) 20 m/s, 0 A, 0.8 MPa and (b) 60 m/s, 100 A, 0.8 MPa^[34]

上述实验结果表明, Ti_3AlC_2 材料对低碳钢盘的载流摩擦稳定性比非载流情况下差得多, 高速载流滑动摩擦下摩擦稳定性比低速下要差的多, 低法向载荷载流滑动摩擦稳定性比高法向载荷时差的多。这与磨损面状态和摩擦机制有关。根据微凸体干涉理论^[27], 如果微凸体在硬度相当的表面滑行时, 微凸体经过几次干涉后, 会被对磨体表面的微凸体破坏。 Ti_3AlC_2 材料本身作为一种自润滑材料, 在滑动摩擦的过程中, 建立了摩擦氧化物薄膜, 但是在载流情况下, 电弧会对形成的氧化物薄膜产生烧蚀, 破坏摩擦表面, 使滑动摩擦失稳。在高速下, 微凸体偶对的接触一分离速率加快, 从而导致微凸体偶对在分离时电弧放电加剧, 并且对磨损面上形成的摩擦氧化物薄膜的破坏加剧, 正是由于这种氧化物薄膜破坏的放大, 大大的提高了 Ti_3AlC_2 材料的摩擦阻力。而在低速下, 微凸体偶对的接触一分离速率缓慢, 从而导致微凸体偶对有充分的变形缓冲时间, 在分离时的电弧放电减少, 并且对磨损面上形成的摩擦氧化物薄膜的破坏减缓, 正是由于这种氧化物薄膜破坏的缩小, 大大的降低了 Ti_3AlC_2 材料的摩擦阻力。磨损面上形成的这种具有润滑作用的薄膜, 收到了很好的保护。在大法向载荷下, 两摩擦面之间微凸体接触偶对的数量随法向压强的增大而增加, 因而瞬时摩擦阻力的随机性变动范围减小, 从而每一次破坏微凸体的强度变化范围减小, 因此摩擦系数的波动变小, 摩擦稳定性增强。更为重要的是随着两摩擦面之间微凸体接触偶对的数量随法向压强的增大而增加, 摩擦面的电弧放电面积降低降低, 摩擦面的破坏减缓, 由于这种氧化物薄膜破坏的缩小, 大大的降低了 Ti_3AlC_2 材料的摩擦阻力, 更加保护了摩擦表面维持了滑动摩擦稳定性。

4.5 本章小结

本节通过微凸体干涉机制建立了载流条件下滑动摩擦的稳定性模型, 并研究了 Ti_3AlC_2 材料与碳基块体载流条件下的摩擦稳定性的表现行为。可以得出如下结论:

(1) 摩擦系数的湍流波动行为同样存在于载流条件下滑动摩擦过程, 并且也是载流摩擦副的摩擦面之间接触微凸体的链式破坏造成。在摩擦过程的任一瞬时发生滑动干涉的 n 个微凸体接触偶对不是同时发生破坏, 而是依它们的强度顺序从最弱的开始逐个破坏。由这样的微凸体干涉机制所支配的摩擦系数波动行为服从正态分布规律。

(2) 在本文所涉及的实验条件下, 载流情况下 Ti_3AlC_2 材料与碳基块体摩擦系数都表现为随机波动性; 并且其相对稳定期的波动行为服从正态分布。摩擦系数的标准偏差随法向压强的增大而减小, 随滑动速度的增大而增大; 也就是说滑动摩擦稳定性随法向压强的增大而加强, 随滑动速度的增大而减弱。

(3) 载流条件下, Ti_3AlC_2 材料与碳基块体磨损率随着滑动摩擦系数标准偏差的增大而增大, 随滑动摩擦系数标准偏差的降低而减小。也就是说滑动摩擦稳定性加强, 磨损率降低; 滑动摩擦稳定性减弱, 磨损率增大。

5. 结论

本文通过微凸体干涉机制建立了滑动摩擦的稳定性模型，研究了 Ti_3AlC_2 材料与碳基块体非载流与载流条件下摩擦稳定性的表现行为。可以得出如下结论：

1、在本文所涉及的实验条件下， Ti_3AlC_2 材料和碳基材料无论是非载流还是载流条件，摩擦系数在整个实验过程中都表现出随机波动性，并且其相对稳定期的波动行为服从正态分布。其标准偏差随法向压强或滑动速度或加载电流的改变而不同。摩擦过程越稳定亦即动摩擦系数的波动幅度越小，其标准偏差值越小；反之越大。

2、在本文所涉及的实验条件下， Ti_3AlC_2 材料和碳基材料无论是非载流还是载流条件，摩擦系数的标准偏差随法向压强的增大而减小，随滑动速度的增大而增大的趋势；也就是说滑动摩擦稳定性随法向压强的增大而加强，随滑动速度的增大而减弱。 Ti_3AlC_2 材料与碳基块体磨损率随着滑动摩擦系数标准偏差的增大而增大，随滑动摩擦系数标准偏差的降低而减小。也就是说滑动摩擦稳定性加强，磨损率降低，滑动摩擦稳定性减弱，磨损率增大。

3、 Ti_3AlC_2 材料和碳基材料无论是非载流还是载流条件，滑动摩擦稳定性是降低摩擦副磨损率的主要因素。尤其是载流滑动摩擦情况下，稳定性的增强可以有效地抑制载流摩擦过程中微电弧的产生，整体上降低材料的磨损率；稳定性的减弱致使摩擦过程中材料磨损表面微电弧产生，电弧烧蚀作用变大，整体上增加了材料的磨损率。

4、相对于碳基材料， Ti_3AlC_2 材料在非载流和载流条件下都表现了极好的滑动摩擦稳定性，这种滑动摩擦稳定性决定了 Ti_3AlC_2 材料具有良好的摩擦磨损特性，是作为载流和非载流滑动摩擦副很好的选材。

参考文献

- [1] 铁道部经济规划研究院. 铁路发展回顾与展望. 铁道经济研究. 2007. (3). 26-37
- [2] 何华武. 中国铁路发展与科技创新. 铁道工程学报. 2007. (7). 1-11
- [3] 王贵青, 陈敬超, 孙加林. 电力机车受电弓滑板的研究状况及发展趋势. 材料导报. 2003. 17(1). 18-20
- [4] 刘建军, 朱渡, 王成国. 电力机车受电弓滑板的技术现状. 机械工程师. 2003. (10). 23-24
- [5] 翟洪祥, 汪长安. Ti_3SiC_2 材料在受电弓滑板中的应用研究. 机车电传动. 2003. (增刊). 43-45
- [6] Barsoum M W. The $M_{n+1}AX_n$ Phases: A New Class of Solids. Prog. Solid. St. Chem. (2000) 28: 201-281.
- [7] M. W. Barsoum and T. El-Raghy. Synthesis and Characterization of A Remarkable Ceramic: Ti_3SiC_2 . J. Am. Ceram. Soc. (1996) 79[7]: 1953-1956.
- [8] N. V. Tzenov, M. W. Barsoum. Synthesis and Characterization of Ti_3AlC_2 . J. Am. Ceram. Soc. (2000) 83 [4]: 825-832.
- [9] HX. Zhai, ZY. Huang, Y. Zhou et al. Frictional Layer and Its Antifricition Effect in High-Purity Ti_3SiC_2 and TiC-Contained Ti_3SiC_2 . Key Eng. Mater. (2004) 280-283: 1347-1352.
- [10] HX. Zhai, ZY. Huang, MX. Ai et al. Tribophysics Properties of Bulk Polycrystalline Ti_3AlC_2 . J. Am. Ceram. Soc. (2005) 88 [11]: 3270-3274.
- [11] HX. Zhai, ZY. Huang, MX. Ai et al. Tribological Behaviors of Bulk Ti_3SiC_2 and Influences of TiC Impurities, Mater Sci & Eng A. 435-436 (2006) :360-370.
- [12] HX. Zhai, ZY. Huang, YZhou et al. Ti_3AlC_2 — A Soft Ceramic Exhibiting Low Friction Coefficient. Mater. Sci. Forum, (2005) 475-479: 1251-1254.
- [13] Zhou W, Zhai HX, Huang ZY, et al. High speed friction characteristics and frictional oxidation of Ti_3AlC_2 . J Chin Ceram Soc(in Chinese), 2006, 34(5): 523—526.
- [14] 黄振莺, 翟洪祥, 王轶凡等. Ti_3AlC_2 的滑动摩擦系数与摩擦表面的氧化行为. 稀有金属材料与工程. 2005. 34(增刊 1). 401-404
- [15] Pietzka M. A. and Schuster J. C., Summary of Constitution Data of the System Al-C-Ti [J], J. Phase Equilibria, 15,392(1994)
- [16] Pietzka M. A. and Schuster J. C., "The Ternary Boundary Phases of the Quaternary System Ti-Al-C-N"; in Concerted Action on Materials Science, Leuven Proceeding, Part A, Commission of the European Communities, Brussels, Belgium, 1992
- [17] W. Jeitschko and H. Nowotny. Die dristallctur von Ti_3SiC_2 ein neuer complexcarbid Typ. Monatsh Chem. 1967. 98. 329-337
- [18] N.F. Gao, Y. Miyamoto and D. Zhang. Dense Ti_3SiC_2 prepared by reactive HIP. J. Mater. Sci. 1999. 34. 4385-4392
- [19] HX. Zhai, ZY. Huang, Y. Zhou, ZL Zhang, YF Wang and MX. Ai. Oxidation layer in sliding friction surface of high-purity Ti_3SiC_2 . J. Mater. Sci. 2004. (39). 6635-6637
- [20] 翟洪祥, 周洋, 张志力, 李世波, 黄振莺, 艾明星. 一种以铝为添加剂的钛硅碳块体材料及其制备方法. 专利号:ZL200410009243.8
- [21] El-Raghy T, M.W. Barsoum, Zavaliangos A, etc. Processing and mechanical Properties of

- Ti₃SiC₂ part II: effect of grain size and deformation temperature. *Journal of the American Ceramic Society*. 1999. 82(10). 28-55
- [22] M.W. Barsoum, El-Raghy T, Raun C, etc. Thermal properties of Ti₃SiC₂. *Phys Chem Sokds*. 1999.60. 4-29
- [23] S. Myhra, J.W.B. Summers, E.H. Kisi. Ti₃SiC₂ - a layered ceramic exhibiting ultra-low friction. *Mater. Lett*. 1999. 39. 6-11
- [24] T. El-Raghy, P. Blau, M.W. Barsoum. Effect of grain size on friction and wear behavior of Ti₃SiC₂. *Wear*. 2000. 238. 125-130
- [25] Z.M. Sun, Y.C. Zhou. Tribological behavior of Ti₃SiC₂-based material. *J. Mater. Sci. Tech*. 2002. 18(2). 142-145
- [26] ZY. Huang, HX. Zhai, Zhou Yang, Wang Yifan and Zhang Zhili, Sliding Friction Behavior of Bulk Ti₃SiC₂ under Different Normal Pressures. *Key Engineering Materials*. 2005. 280-283, 1353-1356.
- [27] HX. Zhai, ZY. Huang. Instabilities of sliding friction governed by asperity interference mechanisms. *Wear*. 2004. (257). 414-422
- [28] HX. Zhai, ZY. Huang, Zhou Yang, Zhang Zhili, Wang Yifan, and Ai Mingxing, Oxidation layer in sliding friction surface of high-purity Ti₃SiC₂. *J. Mater. Sci. Lett*. 2004. (39). 6635-6637
- [29].Barsoum M. W., The Mn+1AX_n Phase: A New Class of solids; Thermodynamically Stable Nanolaminates[J], *Prog Solid St Chem*, 2000, 28:201-281.
- [30] Wang X H, Zhou Y C. Microstructure and properties of Ti₃AlC₂ prepared by the solid-liquid reaction synthesis and simultaneous in-situ hot pressing process[J]. *Acta Mateilalia*, 2000, 50:3141-3149
- [31] Wang X H, Zhou Y C. Oxidation behavior of at 1000~1400℃ in air[J]. *Corrosion Science*, 2000, 45: 891-907
- [32].Barsoum M W. Oxidation of Ti_{n+1}AlX_n (n=1-3 and X=C, N) [J]. *J Elec Soc*. 2001, 148 (8): 544-562
- [33]. ZY. Huang, HX. Zhai, Zhou W, Liu X and Ai MX. Tribological behaviors and mechanisms of Ti₃AlC₂. *Tribology letters*2007; 27: 129-135.
- [34]. ZY. Huang, HX. Zhai, Zhang HB. Current-carrying Wear Characteristics and Mechanisms of Ti₃AlC₂. *Mater. Sci. Forum* 2007; 561-565:563-566
- [35] D.H. He, R. Manory, N. Grady. Wear of railway contact wires against current collector materials. *Wear*. 1998. (215). 146-155
- [36] H. Nagasawa, K. Kato. Wear mechanism of copper alloy wire sliding against iro-base strip under electric current. *Wear*. 1998. (216). 179-183
- [37] S. Kubo, K. Kato. Effect of arc discharge on wear rate of Cu-impregnated carbon strip in unlubricated sliding against Cu trolley under electric current. *Wear*. 1998. (216). 172-178
- [38].A. Jankowiak, F. Collardey, P. Blanchart. Electrical behavior at high voltage on surface of SiC-β'-SiAlON ceramic composites. *J.Euro. Ceram. Soc*. 2005. (25). 13-18
- [39] N. Parkansky, B. Alterkop, S. Goldsmith, R.L. Boxman. The effect of an electric field on the high temperature oxidation of copper in air. *Surf &Coat Tech*. 1999. (120-121). 668-671
- [40] 李占君, 孙乐民, 张永振. 载流摩擦磨损研究现状及前景. *铁道运输与经济*. 2005. 27(1). 82-83

- [41] Shuniehi Kubo, Koji Kato. Effect of Arc Discharge on Wear Rate of Cu—impregnated Carbon Strip in Unlubricated Sliding against Cu Trolley under Electric Current. *Wear*. 1998. (216). 172—178
- [42] Tu J P, Qi W X, Yang Y Z. Effect of Aging Treatment on the Electrical Sliding Wear Behavior of Cu₂Cr₂Zr Alloy. *Wear*. 2002. (249). 1021-1027
- [43] Da Hai He, Rafael R Manory, Harry Sinkis. A Sliding Wear Tester for Overhead Wires and Current Collectors in Light Rail Systems. *Wear*. 2000. (239). 10-20
- [44] Landly I T. Contact Wire Wear on Electric Railroad[J]. *AIEE*, 1929, 10 :756 - 759.
- [45] Da Hai He, Rafael Manory. A Novel Electrical Contact Material with Improved Self-lubrication for Railway Current Collectors. *Wear*. 2001. (249). 626 - 636
- [46] 李鹏, 张永振, 孙乐民. 受电摩擦磨损的研究现状. *洛阳工学院学报*. 2002. 23(4). 34-36
- [47] 孟永刚, 蒋洪军, 纪宏. 电摩擦现象—电场对金属/陶瓷摩擦行为的影响. *摩擦学学报*. 1999. (3). 71-75
- [48] 蒋洪军, 孟永刚, 温诗铸. 外加电压对三氧化二铝/黄铜摩擦副摩擦的主动控制试验研究. *摩擦学学报*. 1999. (9). 24-27
- [49] 翟文杰, 山本雄二. 外加电场对边界润滑条件下钢-钢摩擦副摩擦磨损性能的影响. *摩擦学学报*. 2000. (6). 67-73
- [50] 翟文杰, 齐毓霖. 干摩擦下金属表面膜及磨粒对摩擦行为及自生电势的影响. *摩擦学学报*. 2001. (1). 57-60
- [51] 黄琳. 稳定性理论[M]. 北京: 北京大学出版社, 1997
- [52] 黄振莺. 高速列车受电弓滑板用 Ti₃SiC₂ 系材料的制备与性能研究, [D], 北京交通大学, 2008
- [53] 温诗铸. 摩擦学原理. 清华大学出版社. 1990. 476-477.
- [54] Aiguo Wang, H.J.Rack, Dry sliding wear in 2124-SiC_w/17-4PH stainless steel systems. *Wear*. 1991. (147). 355-374
- [55] M.Z.Huq, J.P.Celis. Reproducibility of friction and wear results in ball-on-disc unidirectional sliding tests of TiN-almina pairings. *Wear*. 1997. (212). 151-159
- [56] NAM P. SUH. Tribophysics. World Publishing Corporation. Beijing. 1989
- [57] 戴振动. 摩擦体系热力学引论[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002: 4-5.
- [58] 戴雄杰. 摩擦学基础[M], 上海科学技术出版社, 1984
- [59] 杨勇. DRA 摩擦磨损行为的统计学研究 [D]. 北京: 北京交通大学, 2002.
- [60] 程礼椿. 电接触理论及应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 1988.
- [61] A.凯尔, 赵华人 译. 电接触和电接触材料[M]. 北京: 机械工业出版社, 1993.

作者简历

福建省龙岩市人，1983年生

一、学习经历：

1999—2003年，福建省龙岩市武平一中

2003—2007年，北京交通大学机械与电子控制工程学院，机械工程及自动化专业，获得工学学士学位。

2007年9月至今，免试攻读硕士学位，北京交通大学机械与电子控制工程学院，材料学专业，师从翟洪祥教授。

二、攻读硕士学位期间发表论文情况

- 1、Jianfeng Zhu, Hongxiang Zhai, Zhenying Huang, Stability of friction and effect of current-carrying wear of Ti_3AlC_2 ceramic, *High Technology Letters*
- 2、Zhenying Huang, Hongxiang Zhai, Jianfeng Zhu and Mengqi Li. Sliding Friction Stabilities of Ti_3SiC_2 in Current-carrying Conditions. 2nd International Conference on Advanced Tribology (2008) Singapore

三、科研项目

攻读硕士学位期间，参加导师主持的国家973、863计划和国家支撑项目各1项、北京交通大学“十五”重大项目1项，及实验室老师主持的北京交通大学专项研究院基金各1项。

1. 国家“863”计划课题：“高速铁路接触网线与受电弓滑板及其适配性研究”（课题编号：2006AA03Z527），时间：2006.12—2009.12，课题组成员。
2. 国家“973”计划课题：“高速弓网载流滑动失效机制与材料设计”（编号：2007CB714703）
3. 国家支撑计划项目：“中国高速列车关键技术研究及装备研制——共性基础及系统集成技术”（编号：2009BAG12A01-D-06-2）
4. 北京交通大学“十一五”重大基金项目“ $M/M_{n-1}AX_n$ 族金属陶瓷制备技术及摩擦学性能”（项目编号：2006XZ003），时间：2007.1-2009.12，课题组成员。
5. 北京交通大学专项研究员基金（编号：48112），时间：2006.10-2008.4，课题组成员。