

中文摘要

摘要: 随着我国铁路安全、重载、提速、高速计划的实施, 铁路制动材料已经成为铁路机车车辆制动系统的重要组成部分, 关系着铁路运输安全及成本。本论文以锻钢制动盘在 CRH2 动车组上的应用为背景, 采用了 MM-1000 型摩擦磨损试验机模拟高速列车制动工况, 重点研究了高制动能量条件下摩擦副的摩擦磨损性能和磨损机理。

本文主要从以下几个方面进行探讨和系统研究:

分别对符合日本标准的锻钢制动盘材料 A1 和北京交通大学材料研制的高纯净锻钢制动盘材料 B1 进行了物理力学性能测试, 对比分析了两种制动盘材料在抗拉强度、密度、硬度、比热以及导热率方面的差异, 结果表明, 二者在力学性能方面相差不大, 但是 B1 的比热和导热率均优于 A1, 良好的比热和导热率导致了 B1 的高温力学性能优于 A1。

研究了两种制动盘材料(配副材料选择铜基粉末冶金)的摩擦磨损性能受载荷、制动初速度等因素的影响, 并深入研究了锻钢制动盘材料在高速列车制动工况时的摩擦磨损性能及磨损机理。配合铁谱显微镜、扫描电子显微镜、能谱分析仪等分析测试手段对摩擦表面成分、形貌、性能进行分析, 在此基础上着重研究了摩擦表面膜在制动过程中的产生、服役和作用机理。

试验表明, 在模拟高速列车紧急制动的条件下, B1 和铜基粉末冶金材料配副的综合摩擦磨损性能较好, 摩擦系数稳定, 磨损量较小, 而且具有较高的热衰退阈值, 匹配性较理想。在紧急制动过程中磨损表面能迅速形成一层稳定的摩擦表面膜, 表面膜均匀连续、硬度高, 覆盖于整个制动材料表面, 起到了阻碍摩擦副双方进一步磨损的作用。

关键词: 锻钢; 制动盘材料; 铜基粉末冶金; 高速列车; 摩擦表面膜

分类号: TB3

ABSTRACT

ABSTRACT: Along with the application of the railway security, heavy load, speed increase and high speed plan, the railway braking material has become an important part of railway locomotive and vehicle system, serving as a crucial factor in railway transportation security and cost. Based on the application of brake disc made of forging steel on CRH2, this paper uses MM-1000 friction equipment to imitate the condition of real emergency braking, with an aim to investigating properly the friction and wear resistance properties and wear mechanism under the condition of high braking energy.

This article focuses on the following aspects:

Examination of physical properties and mechanical properties of two kinds of forging steels is carried out, with A1 meeting Japanese standard and B1 made by Beijing Jiao tong University, China. Through analyzing and comparing specific features of two forging steels, such as strength against tensile, density, hardness, specific heat and thermal conductivity, this paper demonstrates that although differences between them are quite limited the specific heat and thermal conductivity of B1 is much better than A1, which in consequence proves that the high-temperature mechanical property of B1 outweighs A1.

Examination respectively of the influence on the friction and wear resistance property of two forging steels due to load and velocity will be carried out, with pair material being copper base powder metallurgy material. In addition, this paper also discusses the friction property and mechanism of two forging steels when high-speed train is under the condition of braking state. Under the help of TPF-1 microscope, SEM and Spectrum analyzer, this article analyzes the compositions、morphology and properties of friction surface layer, and based on such effort, discusses the formation、serving behavior and function mechanism of friction surface layer during the emergency braking process.

By imitating the braking process of high-speed train, this paper proves that compared with A1 the friction coefficient of B1 pair is more stable, its wear rate is lower, the threshold of thermal recession is higher, and therefore the friction and wear resistance properties are better in that a stable friction surface layer is formed on the wear surface during the emergency braking process and the surface layer which is homogenous high-micro hardness and cover the entire surface can prevent both of the

pair from further wear.

KEYWORDS: forging steel; brake disc material; copper base powder metallurgy;
high-speed train; friction surface layer

CLASSNO: TB3

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：刘荣生 签字日期： 09年 6月 15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: 刘荣贵

导师签名: 刘荣贵

签字日期: 09年6月15日

签字日期: 09年6月15日

致谢

本论文的工作是在导师杜永平研究员悉心指导下完成的，杜老师严谨的治学态度和科学的工作方法给了我极大的帮助和影响。导师不遗余力的谆谆教诲和悉心指导使得我的专业水平和科研能力得到了进一步的巩固、拓展和提高，为我以后的学习和工作奠定了良好的基础。导师学术上博学严谨、高度敏锐、深邃的洞察力和高屋建瓴的哲学思维；待人谦逊温和、平易近人、循循善诱，是我学习的楷模并将让我终生受益。在此衷心感谢两年来导师对我的关心和指导。

感谢北京交通大学材料加工与成型实验室的韩建民教授在学习给予我的极大关心和帮助，从论文的选题、制定实验方案、实验过程中各种问题的讨论和解决，直至本论文的写作都给予了详尽的指导，并倾注了大量的心血，在此向韩教授表示衷心的感谢。

在论文试验阶段，北京交通大学李卫京高工、李荣华博士、杨智勇博士给予了很多的关怀和指导，提供了许多便利条件，在此表示衷心的感谢。还要衷心的感谢北京交通大学前校长王金华教授对我的论文选题及实验方案的悉心指导。

感谢实验室的郑显良师弟、兰州铁路局车辆修配段魏儒东师兄对我的支持和帮助，在此向他表达我的感激之情。感谢我的家人，他们的理解和支持使我能够在学校专心完成我的学业。

再次向所有支持、关心和帮助过我的人表示衷心的感谢，祝福大家健康、快乐！

1 绪论

1.1 引言

随着国民经济的快速发展，铁路客货运输量迅速增加，铁路运输的高速化已成为必然的发展趋势。列车速度的不断提高，对制动装置及制动材料也提出了更高、更新的要求，对先进技术的引进、消化、吸收再创新就显的更重要；另一方面，对列车制动技术的关键部件闸片和制动盘的性能和设备技术提出了越来越严格的要求。

虽然目前用于高速铁路列车的基础制动方式有很多种，如摩擦制动、电阻制动、磁轨/涡流制动等，但在紧急情况下，要使高速运动中的列车在很短的时间停下来，摩擦制动仍然是一种重要而有效的制动方法，摩擦制动又分为踏面制动和盘形制动。踏面制动^[1]是利用闸瓦与车轮的摩擦来实现制动停车的，通过闸瓦与车轮踏面的摩擦，把列车的动能转化成摩擦热，消散于大气中，最终使列车能够安全可靠地工作；盘形制动^[2-3]是利用闸片夹紧安装在车轮侧面或车轴上的制动盘来产生制动力制动停车的。前者高速下对车轮的磨损较大，因此研制高性能盘形制动用摩擦材料是该技术领域中的一个重要课题。

1.2 摩擦与磨损机理的基本概念

1.2.1 摩擦机理

两个相互接触的物体，在外力作用下发生相对运动或具有相对运动趋势时，在接触表面间将产生阻止其发生相对运动或相对运动趋势的切向阻力，即摩擦力，这种现象称为摩擦。有相对运动的地方必然有摩擦，摩擦是一种能量损失过程，摩擦力总是阻碍物体间的相对运动的。

对于摩擦材料的摩擦表面在摩擦过程中的作用机理，目前被接受的干摩擦理论有三种：“机械啮合理论”、“分子作用理论”和“粘着理论”^[4]。

1.2.1.1 机械啮合理论

早期的理论认为摩擦起源于表面粗糙度，滑动摩擦中能量损耗于粗糙峰的相互啮合、碰撞及弹性变形，特别是粗糙峰嵌入软表面后在滑动中形成的犁沟效应。

在一般条件下，减少表面粗糙度可以降低摩擦系数。但是超精加工表面的摩

摩擦系数反而剧增。另外，当表面吸附一层极性分子后，其厚度不及抛光粗糙度的十分之一，却能显著的减小摩擦力。这些都说明机械啮合作用并非产生摩擦力的惟一因素。

在摩擦制动材料行业中，经常使用的摩擦系数，就是指经过计算出来的摩擦系数，它不是一个恒量，而是通过仪器，在一定的条件下，进行测定并计算的。而且，由于工作环境的变化及其它条件的变化，摩擦系数也会发生变化。同时这些环境、条件还受各种因素的影响而变化。所以，影响摩擦系数的因素就更为复杂^[5]。

1.2.1.2 分子作用理论

人们用接触表面上分子间的作用力来解释滑动摩擦。由于分子的流动性和分子力作用可使固体粘附在一起而产生滑动阻力，这称为粘着效应。

Tomlinson(1929年)最先用表面分子作用解释摩擦现象。他提出分子间电荷力在滑动过程中所产生的能量损耗是摩擦的起因。并推导出下列的摩擦系数的公式：

$$f = \frac{qQ}{Pl} \quad (1-1)$$

其中：

q —考虑分子排列与滑动方向不平行的系数；

Q —转换分子平均损耗功；

P —每个分子的平均斥力；

l —分子间的距离。

应当指出，Tomlinson明确指出了分子作用对于摩擦力的影响，但他提出的公式并不能解释摩擦现象。摩擦表面分子吸力的大小随分子间距离减小而剧增，通常分子吸力与距离7次方成反比。因而接触表面分子作用力产生的滑动阻力随实际接触面积的增加而增大，而与法向载荷的大小无关。

1.2.1.3 粘着摩擦理论

简单粘着理论可归纳为以下的基本要点：

1 摩擦表面处于塑性接触状态

由于实际接触面积只占宏观接触面积的很小部分，在载荷作用下接触峰点处的应力达到受压的屈服极限而产生塑性变形。此后，接触点的应力不再改变，只能依靠扩大接触面积来承受继续增加的载荷。

2 滑动摩擦是粘着与滑动交替发生的跃动过程

由于接触点的金属处于塑性流动状态，在摩擦中接触点还可能产生瞬时高温，

因而使两金属产生粘着，粘着结点具有很强的粘着力。随后在摩擦力的作用下，粘着结点被剪切而产生滑动。

3 摩擦力是粘着效应和犁沟效应产生的阻力的总和

犁沟效应是硬金属的粗糙峰嵌入软金属后，在滑动中推挤软金属，使之塑性流动并犁出一条沟槽。犁沟效应的阻力是摩擦力的组成部分，在磨粒磨损和擦伤磨损中，它是摩擦力的主要分量。图 1-1 为粘着效应和犁沟效应组成的摩擦力模型。

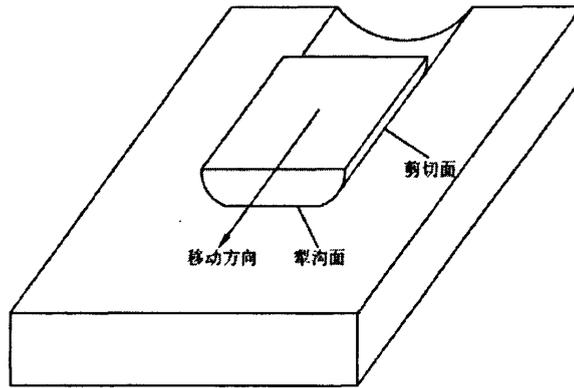


图 1-1 粘着效应和犁沟效应的摩擦力模型

摩擦副中硬表面的粗糙峰在法向载荷的作用下嵌入软表面中，并假设粗糙峰的形状为半圆柱体。这样接触面积由两部分组成：一为圆柱面，它是粘着效应发生的面积，滑动时发生剪切。另一面为端面，这是犁沟效应作用的面积，滑动时硬峰推挤软材料。

1.2.2 磨损机理

磨损是一个物体工作表面的物质由于表面相对运动而逐渐损耗的现象。摩擦副间的磨损一般包括粘着磨损、腐蚀磨损、磨粒磨损和疲劳磨损等。各类磨损的特征和研究如下^[6]。

1.2.2.1 粘着磨损

在负荷作用下，摩擦材料与金属对偶材料的接触表面上的不平点受到很大的单位压力，当两个表面发生相对移动而摩擦时，这些不平点相互挤压碰撞而产生强烈的局部过热，导致高温，形成冷焊点。这些微观冷焊点起到剪切作用。较软材料即摩擦材料上的不平点会因高温而变软，并被剪切断掉，从表面脱落，造成粘着磨损。

1.2.2.2 腐蚀磨损

摩擦过程中,金属与周围介质发生化学或电化学反应而产生的表面损伤称为腐蚀磨损。常见的有氧化磨损和特殊介质腐蚀磨损。

1.2.2.3 磨粒磨损

磨粒磨损是外界硬颗粒或者对磨表面上硬突起物或粗糙峰在摩擦过程中引起表面材料脱落的现象。摩擦材料中的硬质颗粒作为磨屑可导致类似于二体磨粒磨损或者三体磨粒磨损的形式。硬质点通常增加摩擦材料的承载能力,并在表面形成一系列比金属偶件硬的小突起,使摩擦材料的磨损下降,摩擦系数及偶件的磨损量增加,这类似于二体磨粒磨损;当摩擦表面温度升高,材料的结合力下降,硬质点脱离约束形成三体磨损,这将导致摩擦材料的磨损、摩擦系数和偶件的磨损增加。

1.2.2.4 疲劳磨损

疲劳磨损包括热和机械疲劳两种:热疲劳由反复加热与冷却而产生,一般出现在高温苛刻制动条件下;机械疲劳则是由于反复作用的摩擦应力所引起。1957年苏联提出了固体疲劳理论,引用了关于单个摩擦结点和摩擦体上变形体积的概念,研究这个体积上取决于载荷、摩擦和微凸体几何轮廓的应力状态。指出应力状态的形式决定摩擦结点的破坏特性,这一理论的基本概念是:为使摩擦面发生破坏,必须施加很多次摩擦作用,这些作用次数可根据应力状态(摩擦结点的破坏形式)来描述。

1.3 摩擦制动材料的性能要求

对摩擦材料的基本要求是:由其制造的摩擦零件在摩擦副中能将工作时大量动能短时间内转换为热能,摩擦材料经多次制动但摩擦零件和对偶材料没有大的损伤,不影响工作性能,也就是说摩擦材料要满足性能稳定、使用寿命长和工作平稳等相关的综合要求。下面从技术角度,讨论对摩擦材料的各项要求^[7-8]。

1.3.1 足够高的摩擦系数和摩擦稳定性

对于干式摩擦材料,摩擦系数的大小应能保证按名义摩擦面积与名义压力计算出来的摩擦力大小。实践表明,要想制造出有效而且紧凑的盘式、鼓式或带式刹车装置,摩擦副的名义平均摩擦系数最好是0.3~0.4。无论是在制动过程中还是在摩擦副的使用有效期内,摩擦系数的波动范围不应超过名义平均值的±15%。摩擦系数在湿气、油及其他物质落入的场合,也要保证稳定。在刹车循环末期,摩擦系数值不应小于平均值。摩擦副的平均动摩擦系数值与静摩擦系数值之间的差

别不能太大。

1.3.2 良好的耐磨性

摩擦材料的耐磨性是其使用寿命的反映，也是衡量摩擦材料耐用程度的重要技术指标，耐磨性越好，表明它的使用寿命越长。

摩擦材料的耐磨性指标，有多种表示方法。多用体积磨损率和重量磨损率，磨损率系样品与对偶表面进行相对滑动过程中作单位摩擦功时的磨损量，可由测定其摩擦力的滑动距离及样品磨损的厚度或重量减少而计算出。

但由于被测样品在此性能测试的过程中，受高温影响会产生不同程度的热膨胀，掩盖了样品的厚度磨损，有时甚至出现负值，即样品经高温磨损后的厚度反而增加，这就不能真实、正确反映出实际磨损，故有的生产厂除测定样品的体积磨损外，还要测定样品的重量磨损率。

1.3.3 良好的热物理性能

摩擦副摩擦时要受到巨大的热脉冲，在表面层中产生较大的温度梯度和热应力，由此引起材料的热疲劳和热变形。所以要求材料有良好的抗热疲劳性能、高的导热性、大的热容量和尽可能小的膨胀系数。

1.3.4 足够高的力学强度

为保证摩擦零件在剪切力、刹车压应力及安装和使用过程中可能产生的其它应力的作用下不发生破碎，摩擦材料必须具备足够的力学强度。在极限体积温度下，摩擦材料的抗剪切强度不得小于 25MPa。在使用过程中，摩擦材料不得产生开裂、分层，不得与钢背或芯板剥离，不得有深裂纹、剥落及损坏摩擦装置正常工作的其它破坏。此外，要求摩擦材料不得严重的损伤对偶件。

1.3.5 制动噪音低

制动噪音关系到列车行驶的舒适度，而且对周围环境特别是对城市环境影响很大。引起制动噪音的因素很多，因为制动材料只是制动系统的一部分，制动时制动材料与制动盘在高速与高比压相对运动下所进行的强烈摩擦作用，造成振动，从而产生不同程度的噪音。

就制动材料而言，造成制动噪音的因素大致有：

- 1 摩擦系数越高，越易产生噪音。
- 2 制动材质硬度高，易产生噪音。
- 3 高硬度填料用量过多时，易产生噪音。

4 制动材料经高温制动作用后，工作表面形成光亮而硬的碳化膜，又称釉质层，在制动摩擦时会产生高频振动及相应的噪音。

由于制动噪音产生原因相当复杂，目前还未能完全了解，因此解决摩擦材料制动过程中的噪音是一个重要的课题。

1.3.6 对偶面磨损小

摩擦材料的制动功能，都要通过与对偶件即摩擦制动盘或车轮踏面在摩擦中实现，在此摩擦过程中这一对摩擦对偶件互相产生磨损，这是正常现象。但是作为消耗型材料的摩擦材料，除自身应该尽量减少磨损外，对对偶件的磨损也要小，也就会使对偶件的使用寿命相对的增加，这才充分显示出具有良好摩擦性能的特性。同时在摩擦过程中不应将对偶件的表面磨成较重的擦伤、划痕、沟壑等过度磨损情况。

1.4 铁道制动材料的种类和特点

为了满足制动材料的性能要求，国内外研制和开发了多种制动盘材料。大体上可以分为铁系金属材料 and 复合材料两类。现分述如下：

1.4.1 铸铁材料

用铸铁制造的制动盘有较好的摩擦特性，摩擦系数在 0.25~0.35^[9]之间，且较稳定；耐磨性好，变形小及铸造性能好，并且价格便宜。这类铸铁包括：普通片状石墨铸铁、Ni-Cr-Mo 低合金铸铁、蠕墨铸铁。

普通片状石墨铸铁制动盘在速度 130km/h 的车辆上使用时，磨损较快，劳动强度大，需要频繁更换^[10-14]。而且抗热负荷能力和抗热裂性能差，容易在制动盘表面产生裂纹。

Ni-Cr-Mo 低合金铸铁，这是在片状石墨铸铁中添加铬、镍、钼等合金元素，以提高材料承受高速制动时的热负荷能力。但是这种材料制造的制动盘在车速 250km/h 使用时，在还没有摩擦过限的情况下，常常因为盘面产生热裂纹而需要更

换^[15]。

蠕墨铸铁是近 20 年发展起来的一种铸铁材料。它的石墨形态介于片状和球状之间，较短而厚，头部较圆，形似蠕虫。蠕墨铸铁兼有高强度铸铁和球墨铸铁的良好性能。它的抗拉强度可达 500Mpa 以上，具有良好的热导性，从而改善了抗热裂性能，此外，铸造性能也较好。但是耐磨性能有待进一步提高。

1.4.2 钢系材料

用于制造制动盘的钢系材料主要有：铸钢、锻钢。

铸钢从 50 年代就开始用于制造制动盘。虽然铸钢具有较高的强度和抗热裂性能，但由于导热性较差、热容量较小、膨胀系数较大，在使用中摩擦面易出现沟槽、皱折及细网状裂纹；局部表面会产生融化，大大加剧了制动盘与闸片的磨损。因此，铸钢制动盘的寿命较短。尽管铸钢作为重型卡车的制动材料已经得到应用，但在铁道车辆制动盘上的应用并不理想。

锻钢具有较高的强度和韧性，同时具有较高的热抗裂性。日本新干线采用 Ni-Cr-Mo 低合金锻钢制动盘，满足了速度为 260km/h 的列车的制动要求。法国在 TGV 高速列车上，采用 Cr-Mo-V 合金锻钢作为制动盘材料，已安全运行百万公里以上^[16]。

1.4.3 复合材料

减轻簧下质量使车辆轻型化是实现列车高速化的关键因素之一。但是，由于铁系材料制动盘难以获得显著的轻量化效果，因而目前国内外正在致力于研究和开发用密度较小的复合材料制造制动盘。其中主要有：碳/碳纤维复合材料和铝合金复合材料。

1.4.3.1 碳/碳纤维复合材料

碳/碳纤维复合材料是一种以碳纤维增强石墨的复合材料，其密度约为 1.5g/cm³，仅为铁的 1/5；并且其导热性好、热容量大、热膨胀系数小，因而具有质量小、抗热裂等优点，在飞机和 F1 赛车上作为制动材料已通过了实际应用的考验。在飞机上，考虑到此种材料的一个缺点是耐氧化性能差，因而采用了多盘型结构，在 F1 赛车上则采用了圆盘-衬垫型结构。但是碳/碳纤维复合材料的摩擦系数不稳定^[17]在高摩擦速度下，随着温度的上升，其摩擦系数急剧增大，与传统制动材料的摩擦性能差别较大。所以，在不改变制动系统结构的情况下，直接使用碳/碳纤维复合材料的制动盘与闸片组合是不现实的。此外，它们的磨耗量也较大，

有待进一步改善。

1.4.3.2 铝基复合材料

铝合金基复合材料是一种在铝合金母材中加入陶瓷粒子（SiC、Al₂O₃ 等）的复合材料^[18-21]。由于铝合金质轻，掺入陶瓷粒子后具有可与铸铁相媲美的耐磨性能，因此是制造制动盘的好材料。由于铝合金的导热性好，热容量大，一般不会发生局部过热而使表面温度过高。因此，这种材料的制动盘具有较高的抗热疲劳性能。美国的 Ford 公司、日本的 Toyota 公司均已将 SiC 颗粒增强铝基复合材料应用到制动盘上，并进行了大量的检测试验。德国的 ICE-1 线路上的高速列车也采用铝基复合材料制动盘进行了模拟制动试验，效果良好。从 1997 年 1 月起，一列全部安装 SiC 颗粒增强铝基复合材料制动盘的高速列车，到年底已经安全运行了 600000km。日本三菱铝业（株）所制备的铝基复合材料制动盘也在 100N 系新干线电动车组上进行了装车运行试验^[22-24]。

1.5 高速列车制动盘的应用现状

根据国内外制动盘材料的研究应用并结合我国高速铁路的发展和材料工业化生产状况，对适用于我国高速列车的制动盘材料做以下分析：

1 在铁系材料中，灰口铸铁一般选用添加合金元素的特殊灰口铸铁，如添加 Cr、Mo、Cu 等元素的高强度 HT250 或 HT300；蠕墨铸铁是一种高级制动材料，具有优良的耐热疲劳性能，我国已经成功地将这两种材料用于 160km/h 准高速列车上制动盘和提速列车上^[25-27]。实践证明，蠕铁制动盘比高强度灰口铸铁制动盘材料的抗热裂纹性能好得多。球墨铸铁的机械性能比灰铁好一些，但抗热裂纹性能不如蠕铁材料好。我国铁道车辆制动盘的应用经验表明，在 200km/h 列车速度以内使用的铁系制动盘，其材料的强度和摩擦磨损性能均能满足使用要求，但制动盘摩擦表面存在较多的热裂纹，反应出铁系材料的抗制动摩擦引起的热疲劳裂纹有待进一步提高。

总的看来，虽然铁系材料性能和成本方面具有一定的特点，但铁系材料或因综合机械性能欠佳，或因质量波动较大，材料性能有限，很难满足高速列车制动盘的质量要求。

2 铝基复合材料因其重量轻、优良的热传导性能和特殊的处理加工工艺使之具有相当的机械和耐磨性能，其适用的速度范围较为广泛，是一种具有很好发展前途的制动盘材料^[28-29]。但铝基复合材料制动盘的制造工艺难度较大，研制周期较长，成本相对较高。

3 非金属复合材料制动盘，虽然性能优异，但因其价格高、制造技术难度更大，

目前还难以大规模推广应用^[26-29]。

4 钢系制动盘材料,具有良好的综合性能,尤其是通过适当的合金化和热处理,可得到很好的耐磨、耐热等特殊性能,可满足 200km/h 以上的高速列车使用要求。另外,钢系制动盘的生产制造工艺装备要求不高,而且相对来说成本较低,是一种实际可行的选材方案。

钢系制动盘分为锻钢制动盘和铸钢制动盘。从锻造和铸造两种工艺方法对制动盘质量影响角度考虑,在同样的材质情况下,锻钢质量好而且稳定,但对制动盘结构的复杂性有一定的限制;铸钢组织相对不致密、易产生铸造缺陷,造成产品质量的波动等,但铸造方法可以生产出带散热筋板的复杂结构的制动盘,可以改善制动盘的散热条件,提高使用寿命。结合我国目前铁路行业的锻造和铸造生产技术水平,可以认为选择锻钢制动盘更为可行^[34-37]。

1.6 论文的研究意义和研究内容

综上所述,高速列车已经成为我国铁路交通业的发展方向,盘形制动是高速列车的重要制动方式。按照我国高速列车的技术要求,高速列车每根车轴要求安装 4 个锻钢制动盘,高的热负荷条件,要求制动盘具有优良的材料性能以保证较长的使用寿命和安全可靠性。我国正在生产和使用的制动盘,其性能和质量满足不了高速制动盘的使用要求,现阶段主要采用的是进口的高速列车制动盘,其价格比较昂贵。本文以锻钢制动盘在 CRH2 动车组上的应用为背景,以符合日本标准制动盘材料和北京交通大学研制的高纯净锻钢制动盘材料为研究对象,综合对比分析了二者各方面的性能,并探讨了模拟制动时的摩擦磨损机理。

1.6.1 研究意义

2007 年随着中国铁路的第六次大提速,中国铁路进入了动车时代。CRH2 动车组是南车四方(联合日本川崎重工)生产,运营速度 200km/h 以上的高速列车。列车的高速化发展要求对列车的关键技术进行改进,其中就包括制动技术。目前,国际上时速大于 200km 的高速列车普遍采用锻钢制动盘和粉末冶金闸片(通常,高速列车摩擦制动闸片粉末冶金材料有铜基和铁基两类,与铁基基体相比,铜基基体经多元化后具有较高的强度、良好的导热性和抗高温氧化性,且与制动盘的粘着倾向小,具有更好的综合性能^[38]) 配对的盘形制动装置。CRH2 动车组亦采用锻钢制动盘与粉末冶金配副的盘形制动。制动盘和闸片的摩擦磨损性能与列车的制动效果密切相关,是保证列车在规定距离内安全停车的重要因素之一。日本的

新干线、德国的 ICE 线路都已进行了装车考核并投入实际应用。CRH2 动车组所用的制动盘全部由日本引进，出自商业利益的考虑，厂方对其技术保密甚严。根据我国铁路消化吸收再创新的发展战略，国内的北京交通大学开发了高纯净锻钢制动盘材料。以该制动材料为研究对象，测试其机械性能和摩擦磨损性能，对比符合日本标准的锻钢制动盘材料的各项性能，研究开发适用于我国高速列车的制动盘材料，对于发展高速铁路制动技术、掌握自主知识产权、提高经济效益均具有重要意义。

1.6.2 研究内容

本论文将以锻钢制动盘材料与粉末冶金刹车材料配副进行模拟制动试验，研究分析其摩擦学性能以及机理，为该材料用于实际装车运行提供理论和技术基础。论文的研究内容如下：

(1) 对制动盘材料进行物理力学性能测试，综合分析各项指标对材料性能的影响，为进一步研究其摩擦磨损性能做基础。

(2) 用机械模拟试验方法模拟 1:1 制动动力试验台制动条件，在 MM-1000 型摩擦磨损试验机上进行列车紧急制动模拟试验，研究制动盘材料的摩擦磨损性能及磨损机理。

(3) 使用铁谱显微镜、扫描电子显微镜、能谱分析仪等分析测试手段对摩擦表面及表面成分、形貌、性能特征进行分析，研究锻钢制动材料的摩擦磨损机理，重点研究制动过程中表面膜的产生、服役和失效机理。

2 试样材料的制备及物理力学性能的测试

2.1 引言

目前国际上时速大于 200km 的列车多采用锻钢制动盘和粉末冶金闸片配对的盘形制动系统，因此它们的组合成为保障高速客车运行安全的优选基础制动摩擦副。而我国的 CRH2 动车组系列制动盘全部由日本引进，国内的北京交通大学开发了高纯净锻钢制动盘材料。因此有必要将两种材料的物理、力学性能进行对比分析，为进一步的模拟制动试验做好前期准备，为制动材料的国产化提供依据。

本章介绍了实验室研制的锻钢制动盘的选材以及制造工艺，对粉末冶金闸片材料的选材及制造工艺也做了简单介绍，并对两种制动盘材料的物理力学性能进行了测试。

2.2 摩擦副材料的选材及制造工艺

2.2.1 锻钢制动盘材料

钢系制动盘材料具有良好的综合力学性能，尤其是通过适当的合金化和热处理后能够获得良好的耐磨、耐热等特殊性能，可以满足 300km/h 高速列车使用要求。另外，钢系制动盘的生产制造工艺装备要求不高，而且相对说来成本较低，是一种实际可行的选材方案。

选材方面：在充分分析国内外制动盘材料工艺及应用的基础上，本文选用中碳、低合金钢作为制动盘材料，经净化处理，使其 S、P 和气体含量大幅降低，为获得具有良好综合性能的制动盘材料奠定了基础。

锻造方面：采用了合适的锻造比，锻造工艺技术要求如下：

- (1) 锯床下料后清理坯料表面并磁粉探伤，若有裂纹必须清除干净；
- (2) 加热按加热工艺进行；
- (3) 始锻温度 1150℃，终锻温度 880℃；
- (4) 锻后炉内缓冷；
- (5) 该材料制动盘锻后热处理工艺(正火+回火)

热处理工艺：对热处理工艺参数进行了优化。

热处理是进一步挖掘钢铁材料性能潜力的重要手段，综合考虑制动盘的应用

工况，为使制动盘材料具有良好的综合力学性能，提出了调质热处理的工艺方法，该方法是对材料淬火后进行高温回火处理，在保证材料充分加热的前提下，淬火温度和高温回火温度是保证调质热处理最佳工艺效果的重要参数。图 2-1 为锻钢制动盘材料的制备路线。

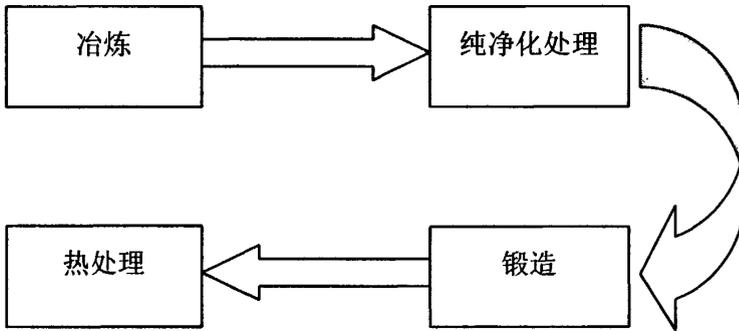


图 2-1 锻钢制动盘材料的制备路线

2.2.2 粉末冶金闸片材料

2.2.2.1 粉末冶金闸片材料的组成

粉末冶金摩擦材料主要由三大部分组成：基体组元、润滑组元和摩擦组元。

(1)基体组元

粉末冶金摩擦材料基体组元具有金属特性，其组织结构、物理和化学性能在很大程度上决定了摩擦材料的力学性能、摩擦磨损性能、热稳定性和导热性能等整体性能的发挥。金属基体的主要作用是以机械结合的方式将摩擦材料和润滑剂保持于其中，形成具有一定力学性能的整体。基体不仅作为载体，将相互分离的各种添加物与自身结为一体，使它们各自发挥作用，而且是承受载荷和热传导的主体，还是摩擦热散逸的主要通道，具有足够的抗磨、耐热能力。

粉末冶金摩擦材料的基体可以是单一金属，也可以是它们与其它元素形成的合金，如 Cu、Fe、Ni、Mn、Ti、Sn 等及其合金。单一金属基体由于强度不高，因此大多数粉末冶金摩擦材料基体金属中都添加合金元素，用以形成固溶体来强化基体，常用的合金强化元素有：Sn、Al、Fe、Zn、Ni、Ti、Mo、W、V、Si 等。铜合金是最常用的基体组元，即使在铁基摩擦材料中，也部分采用铜或铜合金作为粘结剂。铜基摩擦材料的导热性好，摩擦性能稳定且磨损小；铁基摩擦材料则具有较好的高温强度、耐热性、热稳定性和经济性，但摩擦性不如前者，且易于对偶件发生粘着。基体强度是材料承载能力的反映，而基体强度在很大程度上取

决于基体成分、结构和力学物理性能。

(2)摩擦组元

摩擦组元亦称增摩剂，是由多种固态陶瓷粉末颗粒或高熔点金属及其化合物组成，它们均匀分布在基体中，起着摩擦、抗磨、耐热、耐蚀等作用，既可提高摩擦系数，弥补润滑组元造成的材料摩擦系数的降低，又可去除低熔点的粘附，消除与对偶件之间的材料转移，使摩擦副工作表面具有最佳啮合状态。增摩剂应具有高硬度和良好的高温稳定性，且对摩擦表面擦伤要小。其含量和粒度对材料的摩擦磨损性能有很大的影响，含量过多就会成为磨粒而加剧磨损，造成对对偶材料的严重磨损。

常用的增摩剂有高熔点的金属（Fe、Cr 及 Mo）粉末、金属氧化物（ Fe_2O_3 、 Al_2O_3 、 Cr_2O_3 及 TiO_2 ）、氮化物、碳化物、硼化物及石棉、 SiO_2 和 SiC 等，在粉末冶金摩擦材料中通常采用多种增摩剂加以组合来满足其综合性能。对于摩擦组元应满足以下要求：具有较高的熔点和离解热，以及足够高的机械强度和硬度；从室温到烧结或使用温度区间不发生晶型转变；不与其他组分及烧结中的保护气体起反应；与基体具有良好的润湿性和牢固的结合性。

(3)润滑组元

润滑组元又称减摩剂，主要起固体润滑作用，能提高摩擦材料的稳定性、抗擦伤性、抗咬合性、抗粘结性，特别有助于降低对偶材料的磨损，并使摩擦副工作平稳。润滑组元的含量对对偶材料的摩擦磨损性能影响较大，含量越多，材料的耐磨性能越好，摩擦系数也越小，但是过量的润滑组元会使材料的摩擦系数和机械强度降低。

粉末冶金摩擦材料中通常使用的润滑组元有低熔点金属（如 Pb、Sn 等）、固体润滑剂（如石墨、 MoS_2 、云母等）、以及金属的磷化物、氮化物、某些氧化物。在所有的润滑组元中，以层片状石墨和 MoS_2 应用最广，二者都是由许多层或片所组成，层内原子间结合力都很强，而层与层结合则很弱，因此抗压能力很强，抗剪切能力都较弱，适宜用作固体润滑剂。

2.2.2.2 粉末冶金闸片材料的制备工艺

采用粉末冶金方法制备铜基粉末冶金材料通常包括混料、压制、烧结、后续处理几个阶段，其工艺流程如图 2-2 所示。

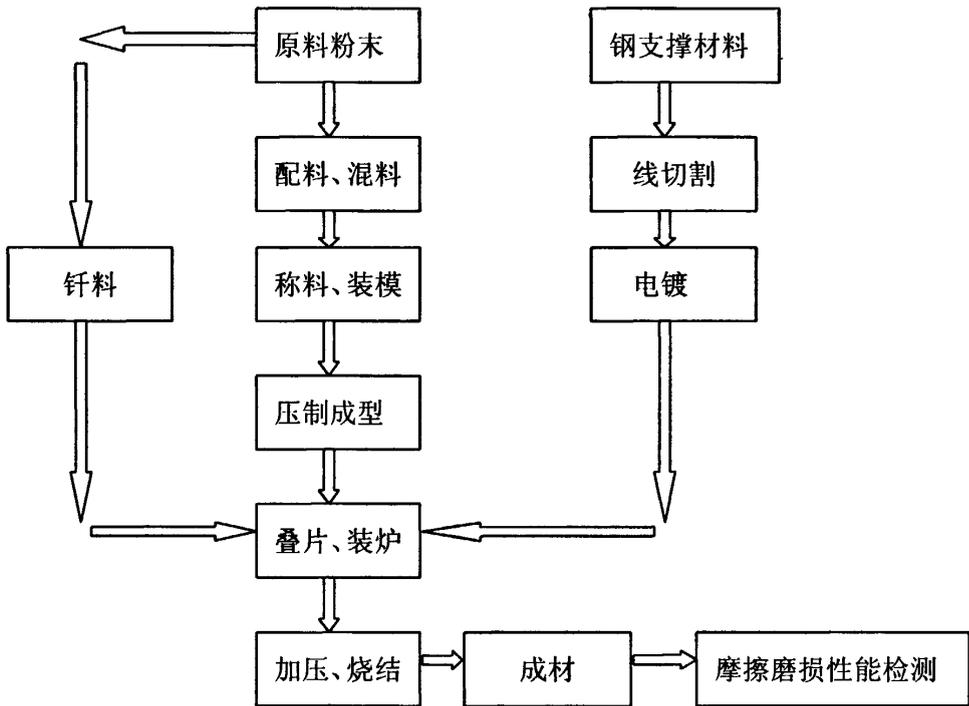


图 2-2 粉末冶金闸片材料的制备工艺流程图

2.3 锻钢制动盘材料物理力学性能测试

2.3.1 力学性能测试

2.3.1.1 力学性能的试验方法

现将符合日本标准的锻钢制动盘材料记为 A1，北京交通大学生产的制动盘材料记为 B1。

拉伸试验：单向拉伸试验采用国际试样，如下图所示，按 GB228-76 在 MTS 万能试验机上进行（试样尺寸如图 2-3）。

硬度测试：在 HB-3000B 型布氏硬度仪上进行。

2.3.1.2 试验结果

表 2-1 为试样 A1 与 B1 的力学性能测试结果，从表中可以看出符合日本标准的制动盘材料的抗拉强度低于北京交通大学研制的锻钢制动盘材料的抗拉强度，但二者的硬度相差不大。

表 2-1 试件材料力学性能测试结果

	抗拉强度 (MPa)	硬度
A1	970	296.5
B1	1002	295

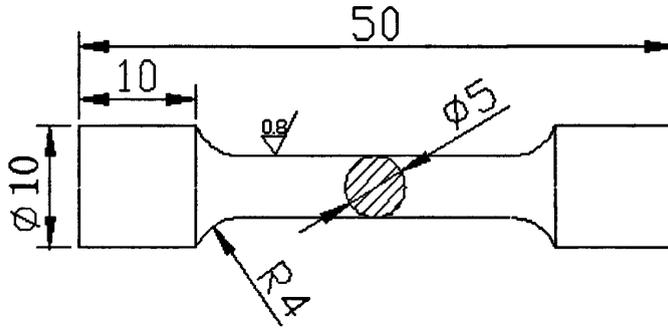


图 2-3 拉伸试样尺寸及形状

2.3.2 物理性能测试

2.3.2.1 物理性能测试试验方法

比 热：在 LTC-1000 型激光热导仪上进行。

热导率：在 LTC-1000 型激光热导仪上进行。

密 度：按照 GB3850 进行测试。

2.3.2.2 试验结果

通过测试 A1、B1 试样的密度相差不大，前者为 7.88g/cm^3 ，后者为 7.80g/cm^3 。

从图 2-4 中我们可以看出二者的比热关系： $B1 > A1$ ，且随温度升高，B1 与 A1 的比热差距更明显。比热是反映材料吸热的能力，在输入相同热量的情况下，B1 的温升小于 A1，温度越高，B1 的温升幅度越小。

以本试验条件下 200km/h 为例，总能量 98443J ，制动盘吸收 90% 为 68599J ， 600°C 时 A 的比热为 $0.60\text{J/g}\cdot\text{k}$ ，B 的比热是 $0.754\text{J/g}\cdot\text{k}$ 。热量公式如下：

$$Q = C \cdot m \cdot \Delta T \quad (2-1)$$

式中：

Q —热量；

C —比热；

m —质量；

ΔT —温升。

则可以计算得到 A1 在热量影响区内的平均温度为 481℃; B1 在热量影响区内的平均温度为 386℃。由于比热的差异, B1 在本条件下的温度比 A1 低 100℃左右。

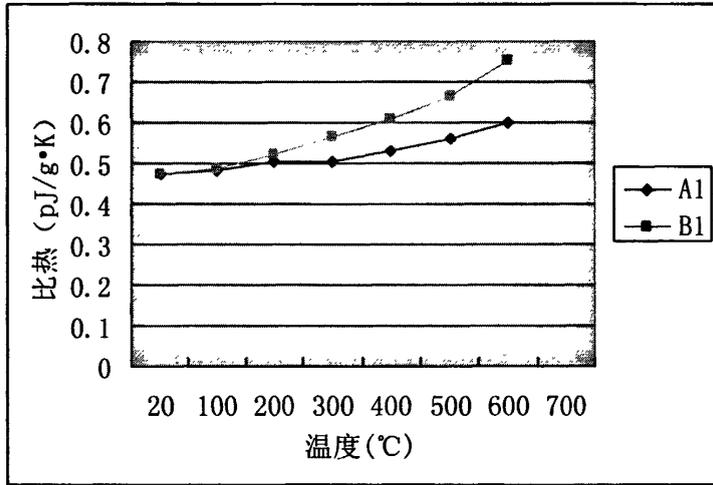


图 2-4 A1、B1 比热的测试结果

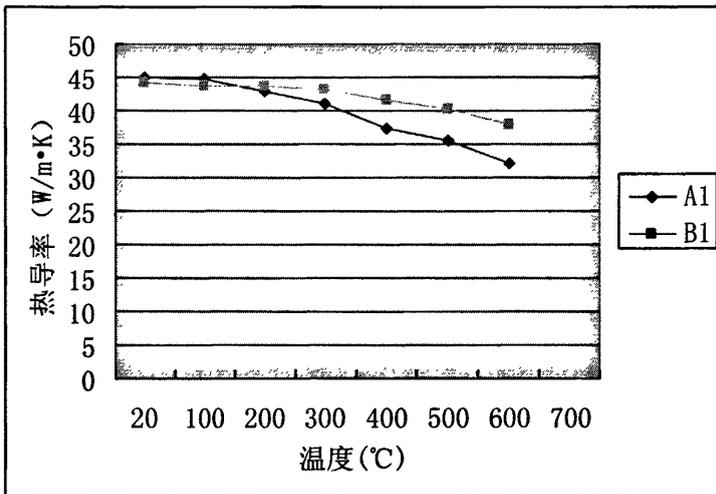


图 2-5 A1、B1 热导率的测试结果

从图 2-5 中可以看出热导率: 在 $T < 150^{\circ}\text{C}$ 时, $B1 < A1$; 在 150°C 以后, $B1 > A1$, 且随着温度的升高, 优势更明显。热导率反映材料传输热量的能力。在表面高温温度相同的情况下, 由于 B1 的热量传输速度更快, B1 表面的温度降低速度更快。

从公式 2-1 可以得出, 在吸收相同热量的情况下, A1 的温升大于 B1, 附上 B1 的导热率优于 A1, 所以 B1 的温度将更低。

2.4 小结

本章简要介绍了锻钢制动盘材料和粉末冶金闸片材料的选材以及生产工艺，并对符合日本标准的锻钢制动盘材料和北京交通大学研制的高纯净锻钢制动盘材料的物理力学性能进行了测试，通过试验结果和分析，可以得出以下结论：

(1) B1 锻钢制动盘材料的抗拉强度优于 A1 锻钢制动盘材料，在硬度和密度方面两者相差不大。

(2) 比热方面，二者的变化趋势相同，在低温时两者相差无几，但 100℃ 以后 $B1 > A1$ ，且随温度升高，B1 与 A1 的比热差距更明显。由于比热的差别，在同等条件下，B1 的温升要低于 A1。

(3) 热导率方面，在 $T < 150^\circ\text{C}$ 时， $B1 < A1$ ；在 150℃ 以后， $B1 > A1$ ，且随温度升高，优势更明显。加之比热方面 $B1 > A1$ ，所以 B1 的温升将更低。

3 高速列车制动副材料宏观摩擦磨损性能的研究

3.1 引言

上一章主要介绍了两种锻钢材料制动盘的选材及加工工艺流程，对两种制动盘材料的力学性能、物理性能进行了测试，并进行了对比分析，为本章开展材料的摩擦磨损性能测试做好了前期的准备。随着铁路事业向高速化方向迈进，高速重载制动工况对制动材料摩擦磨损性能提出了更加苛刻的要求，这些要求包括：高而稳定的摩擦系数、良好的耐磨性等。因此有必要对材料的摩擦磨损性能进行研究。

本章根据铁道科学研究院制定的高速列车制动盘 1:1 制动力台架试验大纲中的紧急制动试验要求，采用机械模拟试验方法模拟 1:1 制动力试验台制动条件，将符合日本标准的锻钢制动盘材料和北京交通大学研制的锻钢制动盘材料在 MM-1000 型摩擦磨损试验机上进行高速列车紧急制动模拟试验，对偶材料选择的是铜基粉末冶金材料，研究在制动过程中不同的制动条件对两种材料特性的影响，对比分析两种材料在模拟制动试验过程中表现出的摩擦磨损特性的差异，并分析了产生各种现象的原因。为 1:1 制动力台架试验提供数据参考，为锻钢制动盘材料在高速列车制动系统中的应用提供可靠的理论依据。

3.2 试验方法

采用厦门摩擦材料厂制造的 MM-1000 型摩擦磨损试验机，如图 3-1 所示。在试验机上，将动环（铜基粉末冶金材料闸片）通过键槽与驱动主轴连接并随驱动主轴及惯性飞轮一同加速到规定的制动速度下，脱开驱动马达，并施加一定的制动压力使静环（制动盘材料）压向高速旋转的动环产生摩擦而实现刹车制动。用动态应变仪和 X-Y 仪记录制动力矩—制动时间关系曲线，通过测量该制动力矩就可以计算得到制动摩擦系数。

正式试验前首先在室温下进行磨合，使两摩擦表面达到良好的接触后转入正式试验。每种条件下制动三次，每次制动后需冷却到 50℃ 以下再进行下一次制动。试验前用千分尺定点测量制动盘和闸片厚度，全部试验结束后并冷却至室温再用千分尺定点测量制动盘和闸片的厚度变化，可计算得到制动盘和闸片的单面制动线性磨损量。

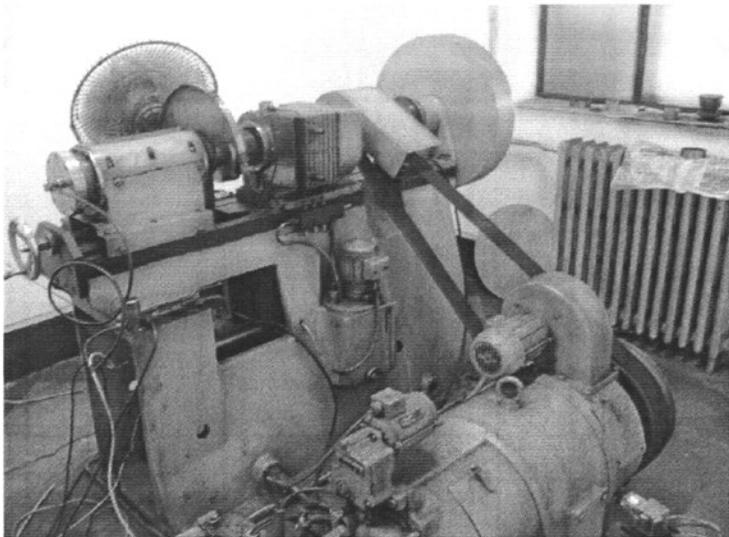
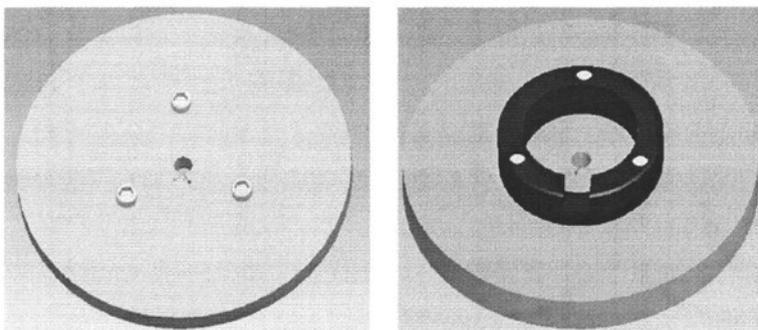


图 3-1 MM-1000 型摩擦磨损试验机

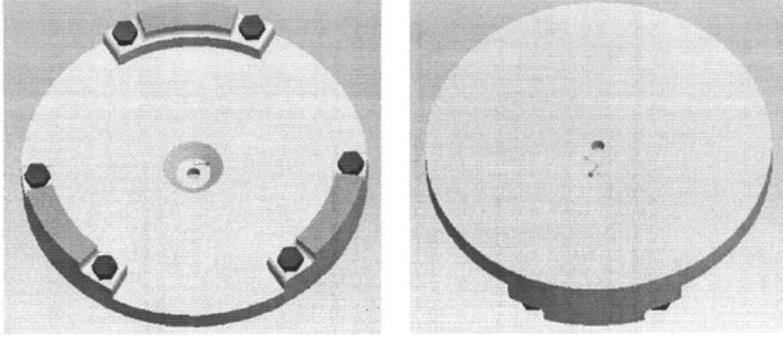
3.2.1 试验材料

本章试验采用的试验试件为符合日本标准的锻钢制动盘材料（记为 A1）与北京交通大学设计生产的锻钢制动盘材料（记为 B1）。配副材料选择铜基粉末冶金闸片材料。

由于原有外径为 $\Phi 75\text{mm}$ ，内径 $\Phi 53\text{mm}$ ，厚度 15mm 的圆环试样在模拟列车速度为 200km/h 以上时速时不能达到摩擦半径处线速度相等的要求，所以就对圆环试件尺寸进行改进，使摩擦面外径为 $\Phi 160\text{mm}$ ，内径为 $\Phi 130\text{mm}$ ，制动盘试样如图 3-2（a）所示。铜基粉末冶金闸片材料的试样如图 3-2（b）所示。



（a）锻钢制动盘试样



(b) 铜基粉末冶金闸片试样

图 3-2 试样结构图

3.2.2 试验参数

3.2.2.1 缩比制动的模拟准则

由于模拟试验应最大限度的与实际系统相似，所以模型与原型之间要同时满足物理相似和数学相似，本文设计试验主要依据：单位面积摩擦功相等；摩擦半径处线速度相等；单位面积制动压力相等。

3.2.2.2 摩擦半径处线速度计算

$$V_r = r \times \omega \quad (3-1)$$

$$V_r = r \times (2\pi / 60) \times n = r \times (2\pi / 60) \times (V / (\pi D) \times 1000 / 60) = 0.5556rV / D$$

式中： V_r —摩擦半径处的线速度(m/s)

r —摩擦半径(m)

n —车轮的转速(rpm)

V —制动初速度(km/h)

D —车轮直径(m)

3.2.2.3 试验设备的转速计算

由于中径处线速度相等，所以

$$n = 30V_r / (\pi \cdot r) \quad (3-2)$$

$$n = 132.63V_r (r = 0.072m)$$

3.2.2.4 制动比压计算

$$p = P / A \times 10 \quad (3-3)$$

式中： p —制动比压(MPa)

P —制动压力(kN)

A —制动盘单面闸片面积(cm^2)

3.2.2.5 转动惯量计算

由于单位面积的摩擦功相等，所以

$$\frac{\frac{1}{2}MV^2F}{4A_1} = \frac{\frac{1}{2}I\omega^2}{A_2} \quad (3-4)$$

式中：M—轴重(kg)

V—制动初速度(m/s)

I—试验机的转动惯量(kg·m²)

ω—试验机的角速度(rad/s)

A₁—列车制动盘双面总摩擦面积(cm²)

A₂—摩擦试验机上制动盘的摩擦面积(cm²)

F—能量分配系数(取 0.90^[39])

3.2.2.6 缩比制动的测试条件

根据上述原则与公式并按高速列车紧急制动工况确定模拟试验条件如表 3-1、3-2 所示。

表 3-1 缩比制动与 1:1 制动的条件对比

	摩擦半径 Mm	制动盘摩擦环直径 Mm	摩擦环面积(单面) cm ²	闸片面积(单侧) cm ²	转动惯量(单侧) Kg·m ²	压强	摩擦半径处线速度
1:1 制动	297.6	外径 720 内径 465	2372.074	400	367	相等	相等
1:4 缩比制动	72.5	外径 160 内径 130	68.295	10.5975	0.7		

表 3-2 缩比制动与 1:1 制动的压力对比

实车 (KN)	缩比测试 (N)
10	310
15	465
20	620
30	930

3.2.2.7 摩擦磨损性能测试方法

试验开始前首先对试件进行磨合试验，磨合试验是在速度 100km/h，压力为 620N 的条件下进行的，每次磨合面积达到 80%以上、温度冷却至 50℃以下转入正式试验，试验设计了四种压力下不同速度点进行模拟，具体方法见表 3-3。

表 3-3 摩擦磨损性能测试的试验方法

序号	速度 Km/h	转速 rpm	压力 N	初始温 度℃	序号	速度 Km/h	转速 rpm	压力 N	初始温 度℃
1 磨合	100	2533	620	20~100	18	60	1520	465	≤50
2	60	1520	620	≤50	19	120	3040		
3	100	2533			20	160	4054		
4	120	3040			21	200	5067		
5	160	4054			22	220	5574		
6	180	4560			23	60	1520	930	≤50
7	200	5067			24	120	3040		
8	220	5574			25	160	4054		
9	250	6334			26	200	5067		
10	60	1520			27	220	5574		
11	100	2533	310	≤50					
12	120	3040							
13	160	4054							
14	180	4560							
15	200	5067							
16	220	5574							
17	250	6334							

3.3 试验结果与分析

3.3.1 摩擦系数

摩擦系数是摩擦副系统的综合特性，摩擦副材料的种类、性能、制动初速度、载荷、试样的温度等因素都对摩擦性能有一定的影响。在制动比压固定的情况下，制动初速度与摩擦系数的关系是决定摩擦副工况的主要因素。在高速重载条件下，大多数摩擦制动材料摩擦系数随制动速度的增加而减小^[40]。

3.3.1.1 瞬时摩擦系数

(1) 载荷对瞬时摩擦系数的影响

图 3-3、3-4 为试样 A1、B1 在 200km/h 时瞬时摩擦系数与载荷的关系曲线图。从图中我们可以看出摩擦系数曲线的变化趋势大体是一致的，即制动初期摩擦系数较高，随着制动过程的进行，摩擦系数有下降的趋势，制动过程的后期摩擦系数基本上保持在稳定的数值。分析认为：高速条件下产生的制动热大部分都被制动盘吸收，摩擦副表面的温度迅速升高，摩擦表面的接触面积不断增大，导致了摩擦系数的降低。随着摩擦速度的降低，制动盘吸收的热量仍在起作用，摩擦温度并没有随摩擦速度的快速降低而降低。这种高温条件下速度的连续变化有利于表面膜形成，因此，稳定的表面膜降低了摩擦系数的波动。同时，在高温低速摩擦条件下，有利于增加摩擦面上微凸体间的啮合程度，在低摩擦速度时起到增加摩擦系数的作用。从图 3-3、3-4 中可以看出，随着载荷的增加，摩擦系数有所减小，分析认为：在这种情况下，金属表面处于弹塑性接触状态，由于实际接触面积与载荷的非线性关系，使得摩擦系数随着载荷的增加而降低。

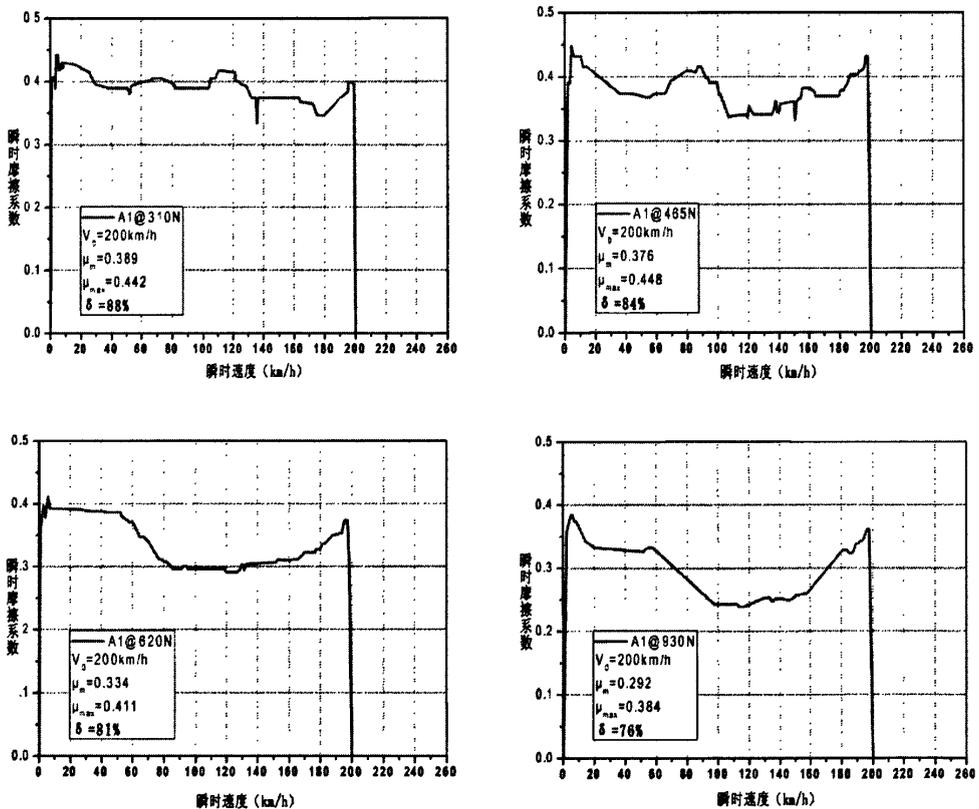


图 3-3 A1 试样在 200km/h 时瞬时摩擦系数与载荷的关系

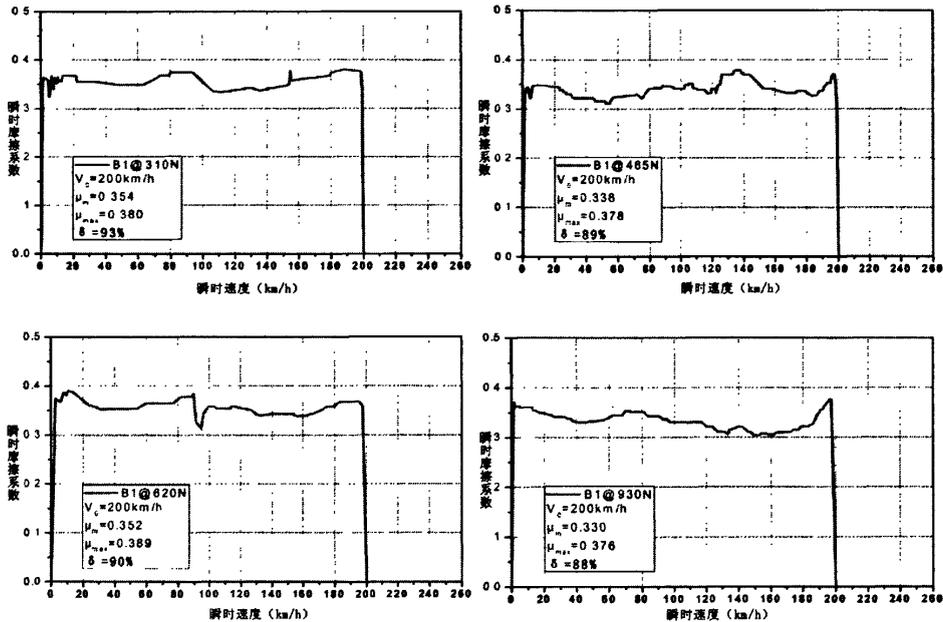
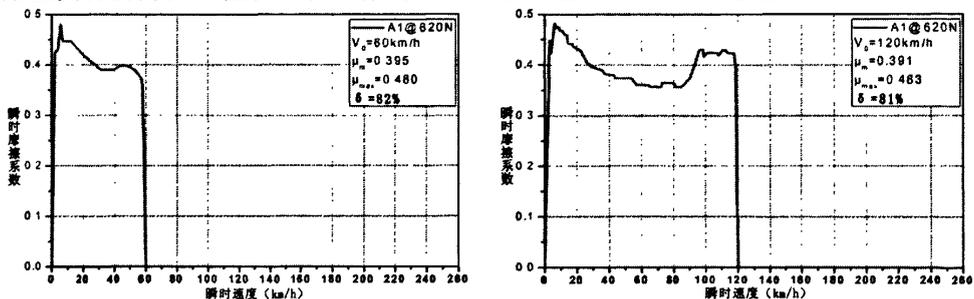


图 3-4 B1 试样在 200km/h 时瞬时摩擦系数与载荷的关系

从图 3-3、3-4 中可以看出, A1、B1 材料的瞬时摩擦系数曲线都呈现出波动性, 但是 A1 材料对压力比较敏感, 压力越大, 瞬时摩擦系数的波动性也越大。而 B1 材料对压力不敏感, 瞬时摩擦系数随压力的波动性不大。

(2) 滑动速度对瞬时摩擦系数的影响

图 3-5、3-6 为 A1、B1 试样在 620N 压力下瞬时摩擦系数与滑动速度的关系曲线图。从图中可以看出摩擦系数曲线随着制动初速度的变化呈现出波动性, 分析认为: 当滑动速度不引起表面层性质发生变化时, 摩擦系数几乎与滑动速度无关, 然而在一般情况下, 滑动速度将引起表面层发热、变形和磨损等等, 从而显著地影响摩擦系数。制动初期摩擦表面是粗糙峰之间的接触, 呈现出较大的摩擦系数, 由于摩擦热量大部分被制动盘材料所吸收, 瞬时高温促使粗糙峰点发生软化, 使原本粗糙的接触表面变的比较光滑, 从而使摩擦接触面积扩大, 导致了摩擦系数的降低, 随着制动过程的继续进行, 摩擦表面形成了比较稳定的表面膜, 之后摩擦温度有所降低, 在表面膜的作用下摩擦系数基本上保持了稳定。



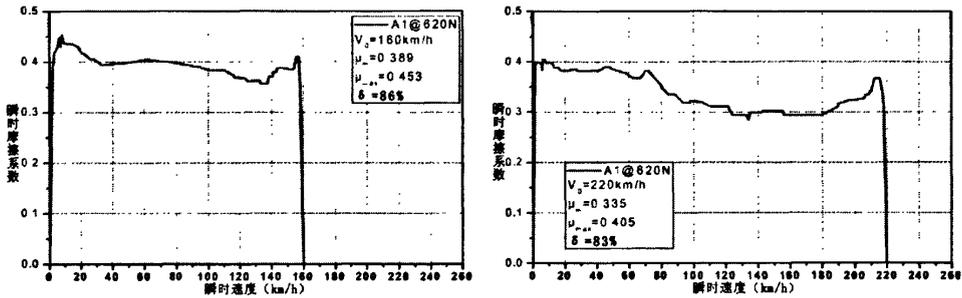


图 3-5 A1 试样在 620N 压力下瞬时摩擦系数与滑动速度的关系

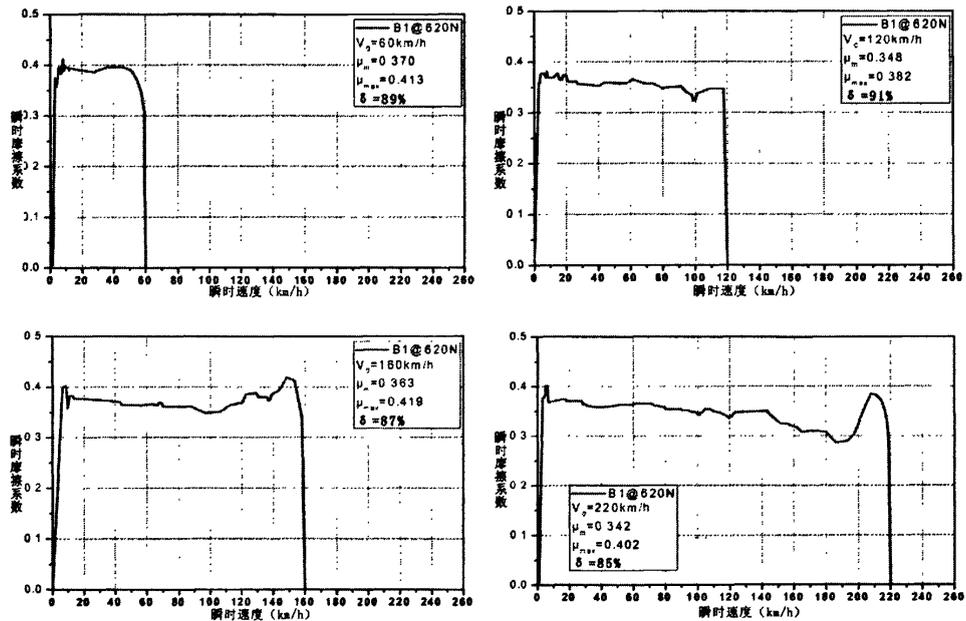


图 3-6 B1 试样在 620N 压力下瞬时摩擦系数与滑动速度的关系

从图 3-5、3-6 中可以看出，试样 A1、B1 的瞬时摩擦系数曲线均随着制动速度的变化呈现出波动性，但是 A1 试样的摩擦系数曲线随制动初速度的变化波动性较大，而 B1 试样的变化不大。可以得出：同等条件下，A1 试样对速度的变化比较敏感，B1 则影响不大。

(3) 620N 压力下瞬时摩擦系数的范围

图 3-7 是从所有的制动曲线中选取的具有代表性的摩擦系数曲线图，可以看出 A1、B1 两种材料的瞬时摩擦系数均符合国际铁路联盟 (UIC) 541-3 规程，A1 制动盘-闸片摩擦副的瞬时摩擦系数不低于 0.25，符合 UIC541-3 规程。B1 制动盘-闸片摩擦副的瞬时摩擦系数不低于 0.28，符合 UIC541-3 规程。两种材料都表现出较好的瞬时摩擦系数，但 B1 材料的性能要优于 A1 材料的性能。

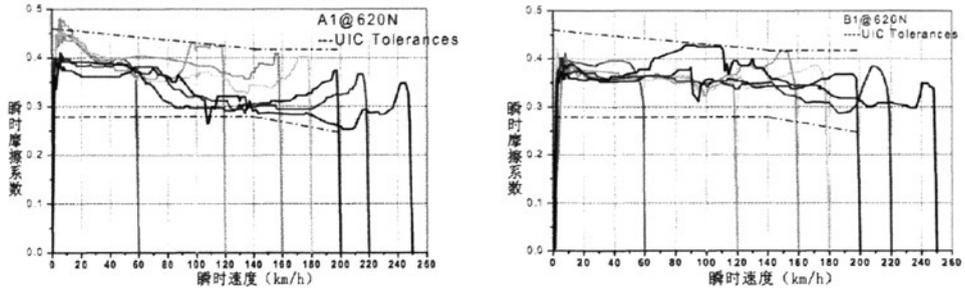
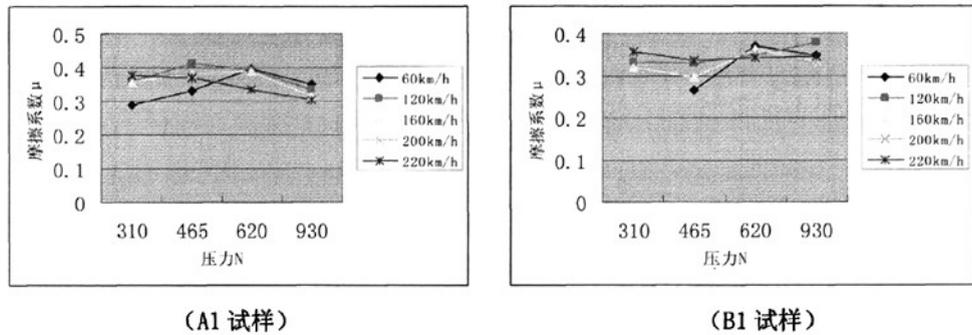


图 3-7 A1、B1 材料的瞬时摩擦系数的范围

3.3.1.2 平均摩擦系数

图 3-8 是铁路制动材料在不同压力下的试验结果，可以看出，两种配方体系的铁道制动材料，在不同的速度下，试样的摩擦系数随压力的变化的趋势相同。两种制动盘材料的平均摩擦系数均基本符合 UIC541-3 规程：A1 制动盘-闸片摩擦副的平均摩擦系数不低于 0.25，基本符合 UIC541-3 规程；B1 制动盘-闸片摩擦副的平均摩擦系数不低于 0.25，基本符合 UIC541-3 规程。



(A1 试样)

(B1 试样)

图 3-8 不同压力下 A1、B1 制动材料的摩擦系数

在不同制动初速度下和接触压力条件下，摩擦材料在干滑动摩擦副表面存在不同的界面温度，不同的表面膜性质以及不同的摩擦接触状态，因而其摩擦性能指标——摩擦系数会有不同的表现行为。

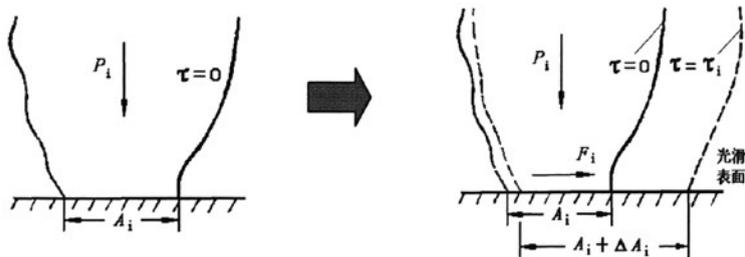


图 3-9 载荷作用下真实接触面积的变化

图 3-9 中法向载荷作用下，微凸体的真实接触面积为 A_i 。

在载荷的变化中（以增加为例），节点增长，接触面积变为： $A_i' = A_i + \Delta A_i$

$$F = a A_i' + \beta P \quad (3-5)$$

式中： F —摩擦力；

A_i —摩擦副实际接触面积；

P —外加载荷；

a 、 β —与材料性能有关的常数。

根据摩擦系数的定义：

$$\mu = F/N = \beta + a A_i / P \quad (3-6)$$

根据 3-6 式可知，在材料性能一定的条件下，不同压力作用于摩擦表面时，摩擦表面发生了变化。小压力下实际的接触面积较小，摩擦系数比较大，实际的接触面积有一个极大值，压力越大越接近这个值，增大幅度会越小，即实际接触面积随压力的增大而增大，但不是线性增加，即式 3-5 中的 A_i / P 值随压力增加而下降。

为了进一步研究锻钢制动盘材料与铜基粉末冶金材料在不同的制动压力、不同的制动速度下的摩擦磨损性能，引进一个稳定系数 S 的概念，即平均摩擦系数 μ_{cp} 和最大瞬时摩擦系数 μ_{max} 的比值：

$$S = \mu_{cp} / \mu_{max} \quad (3-7)$$

这一参数可以有效的说明摩擦副在制动过程中的稳定性，也就是制动力矩曲线的平稳性。表 3-5 对两对摩擦副在制动过程中的稳定系数进行了比较。可以看出 A1 材料的摩擦副稳定系数变化不大，基本上保持在 90% 以下，而 B1 材料摩擦副的稳定系数则较高，基本上在 90% 以上。即使在高速下仍能保持很高的稳定系数，分析认为，摩擦系数的稳定性和制动盘表面生成的一层均匀光滑的摩擦表面膜密切相关。

表 3-4 是 A1、B1 制动材料摩擦系数及其稳定系数的统计平均值。从表 3-4 可以看出 B1 制动盘-闸片摩擦副的平均摩擦系数低于 A1 制动盘-闸片摩擦副的平均摩擦系数，摩擦系数稳定系数 B1 高于 A1。

表 3-4 摩擦系数及其稳定系数的统计平均值

摩擦副	统计平均摩擦系数	摩擦系数的稳定系数
A1	0.355	83%
B1	0.341	90%

表 3-5 A1、B1 材料与铜基粉末冶金材料之间摩擦系数的稳定性

速度 Km/h	压力 N	A1			B1		
		平均摩擦系数	最大值	稳定系数	平均摩擦系数	最大值	稳定系数
60	620	0.395	0.48	82%	0.37	0.413	90%
100		0.397	0.477	83%	0.361	0.386	94%
120		0.391	0.483	81%	0.348	0.382	91%
160		0.389	0.453	86%	0.363	0.419	87%
180		0.37	0.467	79%	0.356	0.422	84%
200		0.334	0.411	81%	0.352	0.389	90%
220		0.335	0.405	83%	0.342	0.402	85%
250		0.318	0.382	83%	0.357	0.428	83%
60	310	0.287	0.414	69%	/	/	/
100		0.339	0.38	89%	0.353	0.368	96%
120		0.357	0.396	90%	0.333	0.346	96%
160		0.357	0.439	81%	0.32	0.343	93%
180		0.389	0.455	85%	0.344	0.386	89%
200		0.389	0.442	88%	0.354	0.38	93%
220		0.376	0.448	84%	0.357	0.386	92%
250		0.343	0.399	86%	0.326	0.371	88%
60	465	0.331	0.403	82%	0.265	0.278	95%
120		0.413	0.455	91%	0.33	0.368	90%
160		0.38	0.478	79%	0.295	0.326	90%
200		0.376	0.448	84%	0.338	0.378	89%
220		0.37	0.432	86%	0.336	0.382	88%
60	930	0.349	0.436	80%	0.347	0.397	87%
120		0.335	0.405	83%	0.38	0.408	93%
160		0.314	0.363	87%	0.333	0.393	85%
200		0.292	0.384	76%	0.33	0.376	88%
220		0.305	0.363	84%	0.345	0.383	90%

3.3.2 磨损量

磨损量是在模拟制动结束后，测量并计算得到的制动盘和闸片的单面的线性磨损量。磨损量作为衡量材料摩擦磨损性能的一个重要参数，是许多因素综合作用的结果。其中制动压力、制动初速度是决定材料磨损量的重要因素，可通过不同的机制（包括氧化、粘着转移、表面变形等）影响磨损量。同时材料的硬度也对磨损量的影响很大，即磨损量与摩擦副中软材料的硬度成反比。

表 3-6 是 A1、B1 材料以及对偶材料经过 78 次摩擦制动后所测得的磨损量。进行的是线性磨损量的测量。

表 3-6 78 次制动后的磨损量

摩擦副	盘磨损量 (mm)	闸片磨损量 (mm)
A1	-0.015	-0.141
B1	0.003	-0.22

可以看到，对制动盘材料来说，其线性磨损量变化很小且较稳定，甚至出现了厚度增加，而铜基粉末冶金材料的线性磨损量均大于零。分析认为由于制动盘材料的高硬度，导致了铜基粉末冶金材料向制动盘一方转移，在制动盘摩擦表面上形成了一层光亮均匀的摩擦表面膜，对制动盘的磨损起到了保护作用。而铜基粉末冶金材料由于相对较软，磨损相对较大，制动盘和对偶材料的线性磨损量不在同一个数量级，进一步验证了摩擦副中闸片材料是易耗件的原则，这正符合高速列车制动盘和闸片材料合理配副的要求。

从表 3-4 和表 3-5 可以看出 B1 摩擦副的平均摩擦系数小于 A1，B1 配对闸片的磨损高于 A1 配对闸片。按照常规认识：摩擦系数越大，总磨损应该越大，而测试结果：摩擦系数小，磨损反而大。分析认为：摩擦过程是微凸起犁削过程和微凸起粘附-剪切过程的综合（如图 3-10），总的摩擦力也是二者的总和，即：

$$\text{总摩擦力} = \text{犁沟阻力} + \text{粘附点剪切阻力}$$

本试验中微凸起犁削包括：钢犁削闸片铜基体；闸片中摩擦组元如 SiO₂ 犁削钢。微凸起粘附-剪切：主要发生在钢与闸片基体铜之间。本试验条件下的阻力影响因素包括犁削阻力，即：钢-铜的动态相对硬度；粘附-剪切阻力，即：钢-铜的高温剪切强度。

由于 B1 制动材料表现出了良好的力学性能和物理性能，所以 B1 制动材料钢磨屑量和磨屑的氧化程度较低，从而 Fe 氧化物的含量也较低，由于 Fe 氧化物不利于第三体膜的致密度和强度，所以 B1 表面的第三体膜的强度和致密度大于 A1 表面。第三体膜的差异影响了热量在制动盘材料和闸片之间的分配。在同等条件

下，摩擦制动产生了相同的热量，由于 B1 制动表面较致密的第三体膜导致了更多的热量传递给闸片，促使闸片的温度较高。根据这一理论可以建立其模型图，如图 3-11。

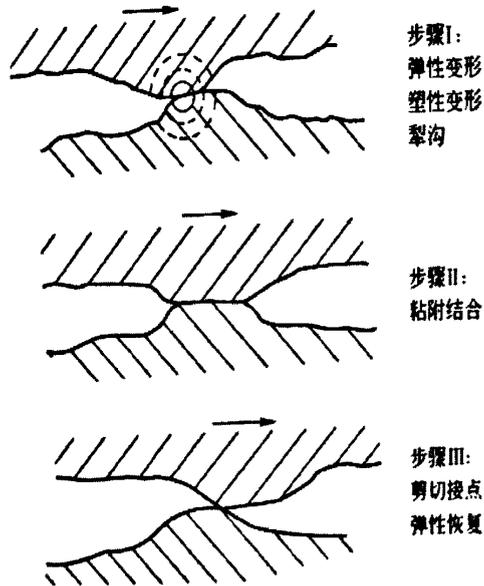


图 3-10 摩擦过程示意图

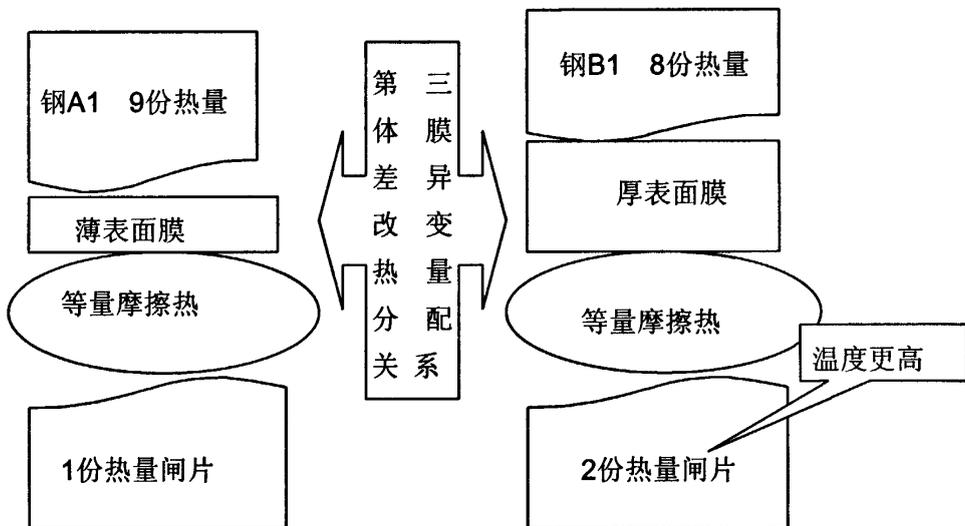


图 3-11 表面膜模型

制动副温度的升高一方面导致了闸片基体强度、硬度的降低，随着强度的降低闸片铜基体对摩擦组元如 SiO_2 的夹持力减弱，所以闸片中摩擦组元对钢盘的犁

削能力降低；另一方面导致了铜基体的剪切强度的降低，即钢对铜的犁削力和粘结-剪切阻力均降低，由二重性分子-机械理论可以得到总的摩擦力降低。摩擦力的降低表现出来也就是摩擦系数的降低。

综上所述，可以得出 B1 制动副摩擦系数较低反而磨损量较大的原因。

3.3.3 热衰退

摩擦系数的稳定性直接影响制动系统工作的稳定性和行车的安全性，其中，热稳定性是其中一项重要的指标，它是指制动材料在制动过程中所表现出的摩擦系数随温度而变化的特性，主要反映在制动器的热衰退性^[41-43]上。“热衰退”指的是当制动初速度大、压力增大、制动频繁导致摩擦副温度升高时，摩擦系数降低的一种现象。严重的“热衰退”会导致制动效能变差和恶化，在实际应用中会降低摩擦力，即降低制动作用，这很危险也是必须要避免的。在摩擦材料中加入高温摩擦调节剂填料，是减少和克服“热衰退”的有效手段。

摩擦系数是评价任何制动材料的一个最重要的性能指标，关系到制动功能的好坏，它不是一个常数，而是受温度、压力、摩擦速度或表面状态及周围介质因素等影响而发生变化的一个系数。理想的摩擦材料应具有稳定的摩擦系数和可控制的温度衰退。

从图 3-12 中可以看出随制动功（速度）和制动功率（压力）的增加，A1 平均摩擦系数的基本变化趋势。表 3-7 具体分析了摩擦系数随制动功和制动功率增加的变化情况。

结合图 3-12 和表 3-7 可以得出如下结论：

- (1) 在制动功和制动功率的较小阶段，摩擦系数随其提高；
- (2) 存在一个制动功和制动功率的拐点，在该点，平均摩擦系数处于极大值；
- (3) 超越该阈值后，开始降低，且随着制动功和制动功率的提高，降低的速率加快。

表 3-7 A1 制动副平均摩擦系数拟合处理分析

A1	310N	465N	620N	930N
规律	先升后降	先升后降	单调递减	单调递减
拐点（热衰退）	180Km/h	150Km/h	已经开始衰退	已经开始衰退
备注			缓慢降低	快速降低

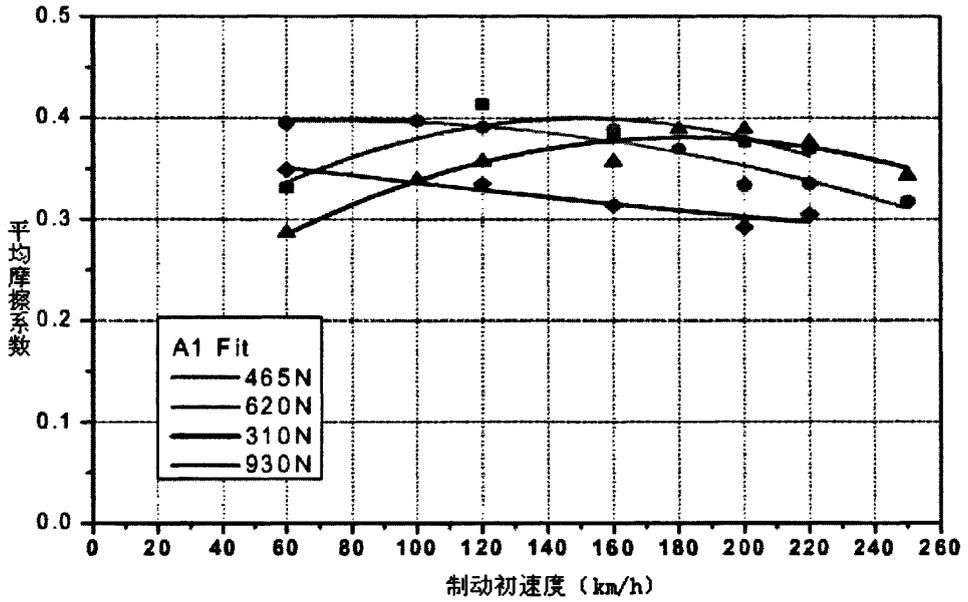


图 3-12 A1 制动副的平均摩擦系数的拟合处理

从图 3-13 中可以看出，B1 摩擦副的平均摩擦系数基本上不随速度和压力的变化而改变，即表明了 B1 的热衰退阈值很高。

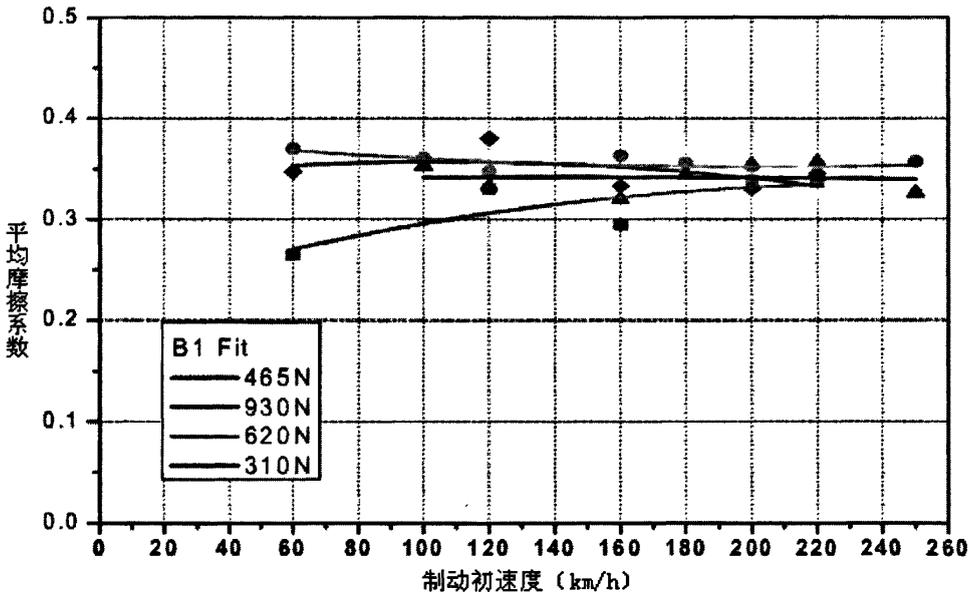


图 3-13 B1 制动副的平均摩擦系数的拟合处理

3.3.4 测试后的宏观表象特征

图 3-14 为试件测试后的摩擦表面状态、背面以及侧面状态。从图中可以看出两种制动盘材料在磨合后均能形成状态良好的表面膜，摩擦面光洁平整，无犁沟、拉伤，表面特征相似，伴有轻微的铜转移颜色和氧化颜色；B1 制动盘材料与 A1 金属制动盘材料的背面和侧面存在氧化程度的差异，说明 B1 材料的导热性能优于 A1 金属材料，B1 材料表面温度较低；这也验证了 B1 制动材料的前期物理性能测试，即具有良好的导热性。

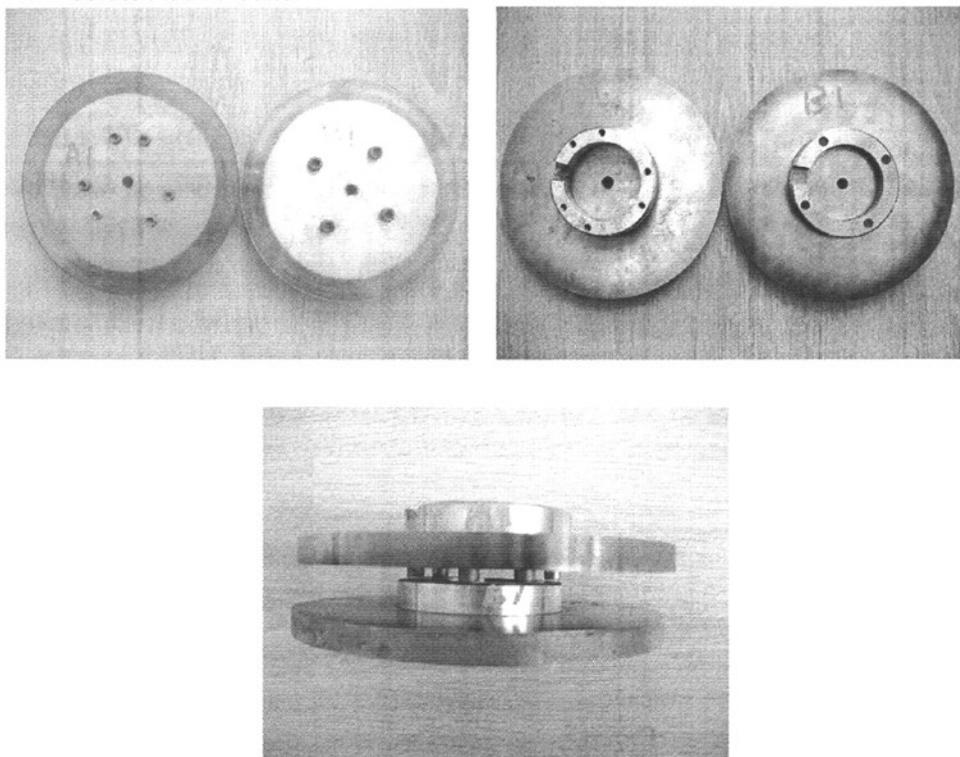


图 3-14 测试后试件的正面、背面以及侧面状态

3.4 小结

通过机械模拟试验的方法研究了两种锻钢制动盘材料和铜基粉末冶金材料配副的宏观摩擦磨损性能，由上述试验结果和分析得出下列结论：

(1) 制动过程中载荷的大小和制动初速度对材料的摩擦磨损性能影响较明显。两种制动盘材料的瞬时摩擦系数均符合 UIC541-3 规程，其中：A1 金属制动盘摩擦副对制动速度和制动压力比较敏感，摩擦系数波动幅度较高；B1 制动盘摩擦副对制动速度和制动压力较不敏感，摩擦系数比较稳定。

(2) B1 制动盘摩擦副的平均摩擦系数小于 A1 金属制动盘, 热衰退阈值 B1 制动盘材料高于 A1 制动盘材料, 即: B1 金属制动盘出现热衰退需要更大的制动功和制动功率。所以说 B1 制动盘能够承受更高速度和更高压力的制动。使用潜力高于 A1 金属制动盘。

(3) B1 制动盘摩擦副的平均摩擦系数小, B1 制动材料自身的磨损较小, 但其配对闸片的磨损量比与 A1 金属制动盘配对的闸片高出 50%。结合摩擦学、材料学的物理力学性能, 应用二重性分子-机械理论及第三体膜形成机理解释了出现摩擦系数小、磨损量反而大的原因。

(4) 两种制动盘材料的摩擦表面状态良好, 无拉伤、无犁沟。从制动盘材料的背面及侧面的氧化程度可以得出 B1 金属制动材料的导热性优于 A1 金属制动材料。

(5) 在模拟高速列车紧急制动的条件下, B1 金属制动盘材料和铜基粉末冶金材料配副的综合摩擦磨损性能较好, 摩擦系数稳定, 磨损量较小, 匹配性较理想。

4 高速列车制动副材料表面成分、形貌特征及摩擦磨损机理的研究

4.1 引言

干滑动摩擦磨损是在物体相互接触并相对运动的表面上发生的，材料表面之间相互接触和相对运动时的摩擦，使得材料摩擦表面受到正应力、切应力和摩擦热的共同作用而发生磨损。磨损是一个复杂的累积过程，它由表面的相互作用、接触表面在摩擦过程中发生变化和表面破坏三个阶段组成。从动力学来看，这一过程不仅是材料在微观体积接触处发生组织和性能的变化，也包括由这些条件变化引起的摩擦磨损过程本身的变化。磨损的先决条件是配对零件表面之间的紧密接触并作相对运动，接触表面在弹-塑性变形与机械能转化成的热能的复合作用下，摩擦表面的成分、组织、形貌都将发生变化。有效的控制摩擦磨损，只能是在充分认识摩擦表层所发生的物理化学现象及摩擦机理的基础上才能获得，因此，观测摩擦表面层的成分组织结构和摩擦表面的形貌变化具有重要的意义。通过对材料摩擦表面成分、组织、形貌的研究有助于揭示材料的摩擦磨损机理。

本章采用 TPF-1 型铁谱显微镜、能谱分析仪、扫描电子显微镜对实验材料摩擦表面成分、组织、形貌特征进行分析，分别考察了两种锻钢材料与粉末冶金闸片材料配副的匹配性，对比分析了两种材料的摩擦磨损性能。最后研究锻钢制动盘材料与粉末冶金闸片材料配副时的摩擦磨损机理。

4.2 磨损表面分析

高速列车在紧急制动工况条件下最显著的特点是，在制动过程中摩擦副表面迅速形成一层发亮、均匀连续的摩擦表面膜。制动过程中在制动盘表面上能自动形成平滑连续均匀的摩擦表面膜是最理想的，可以降低摩擦副双方的磨损量、稳定摩擦系数。因此要求摩擦制动副在紧急制动时能在双方表面迅速形成一层稳定的摩擦表面膜。

图 4-1 为 A1、B1 试样在进行模拟制动试验前，使用 TPF-1 铁谱显微镜拍摄的微观表面，从图中可以看出试验前 A1、B1 两试样表面均有明显的加工痕迹，图 4-2 为 A1、B1 试样在制动初速度为 250km/h 时分别与铜基粉末冶金材料对磨后的微观形貌，从图中可以看出 A1、B1 两试样表面较均匀的覆盖上了一层摩擦表面膜。

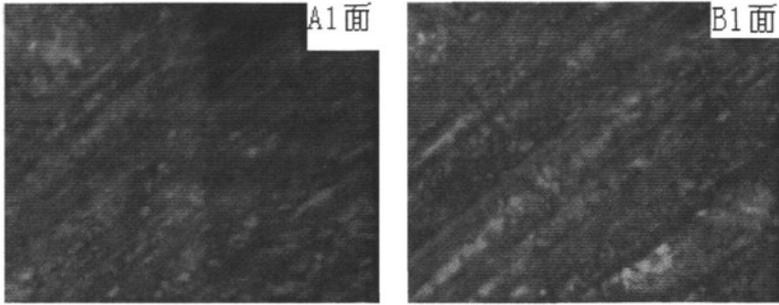


图 4-1 试验前 A1、B1 试样的微观表面 (400×)

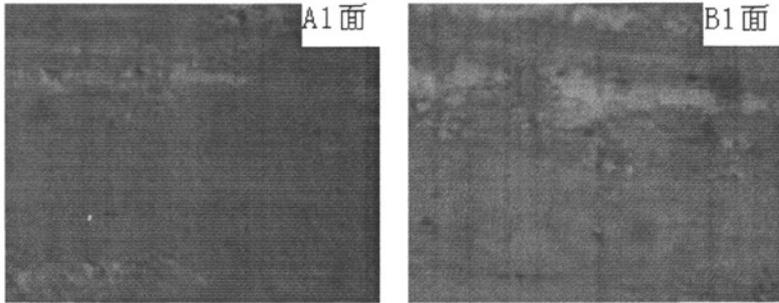


图 4-2 试验后 A1、B1 试样的微观表面 (400×)

图 4-3 为英国 OXFORD 生产的能谱分析仪拍摄的 A1 试样在模拟制动试验后高倍数下的微观形貌，可以看到连续的摩擦表面膜上存在着小凹坑，在摩擦表面膜不连续的区域有一些不规则的小平台。对图 4-3 的磨损表面进行能谱分析，从表 4-1 可以看到磨损表面主要含有 O、Mg、Si、Cr、Mn、Fe、Ni、Cu、Zr、Sn 等元素，除了 Fe 元素外大部分元素均为外来元素，即由铜基粉末冶金对偶材料的粘附转移而来。所含元素中 Fe 元素占了很大比例，分析认为形成的摩擦表面膜厚度较小，致密度不够，很多地方锻钢材料裸露在表面，因此 Fe 含量较高。而 Mg、Si、Cr、Mn、Ni、Cu、Zr、Sn 均为粉末冶金材料的组元，组成元素中还含有一定量的 O 元素，说明在高制动能量条件下，磨损表面的温度急剧升高，磨损表面发生了氧化，图 4-4 为 A1 试样表面元素分析的谱线图，从图中可以更加清楚的看出各元素所占的比例。对图中表面膜较连续的一点（如图 4-3 所示）进行点分析，从表 4-2 可

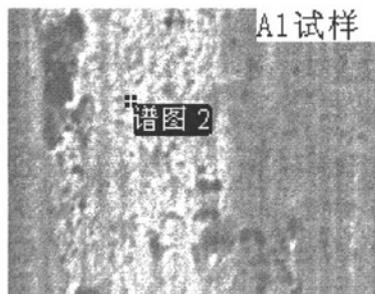


图 4-3 能谱分析仪下 A1 试样的微观形貌 (1000×)

表 4-1 A1 试样磨损表面平均成分（面扫描）

A1 面元素	元素浓度	强度校正	重量百分比	重量百分比 Sigma	原子百分比
O K	5.54	1.0494	5.63	0.63	17.33
Mg K	0.87	0.3470	2.67	0.17	5.41
Si K	0.20	0.5765	0.38	0.10	0.66
Cr K	0.92	1.1207	0.87	0.10	0.83
Mn K	0.60	0.9640	0.66	0.13	0.59
Fe K	65.64	0.9918	70.52	0.65	62.20
Ni K	0.96	0.8897	1.15	0.19	0.96
Cu K	8.79	0.8685	10.79	0.33	8.36
Zr L	2.89	0.6250	4.92	0.30	2.66
Sn L	1.95	0.8596	2.42	0.23	1.00
总量			100.00		

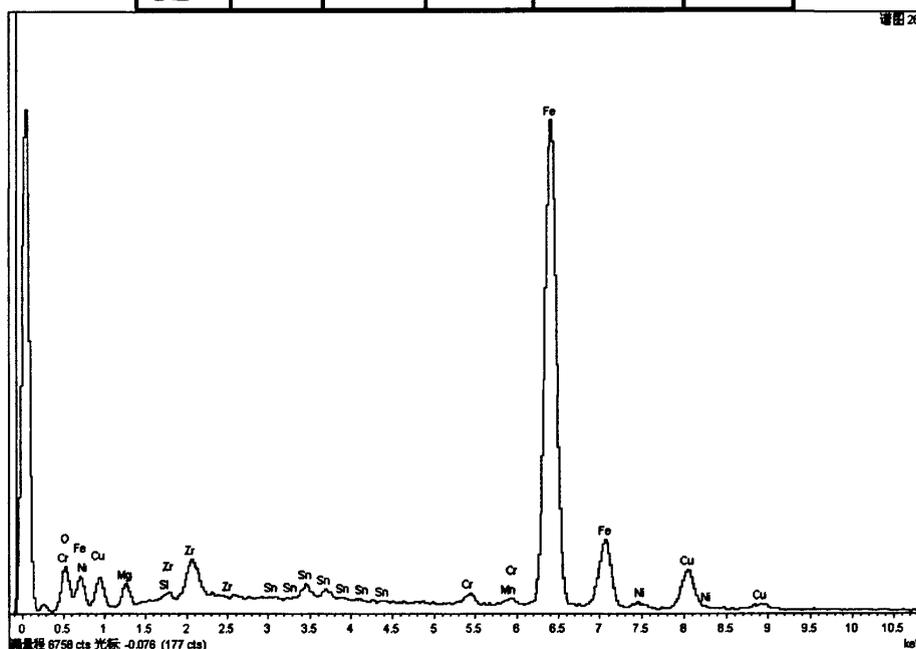
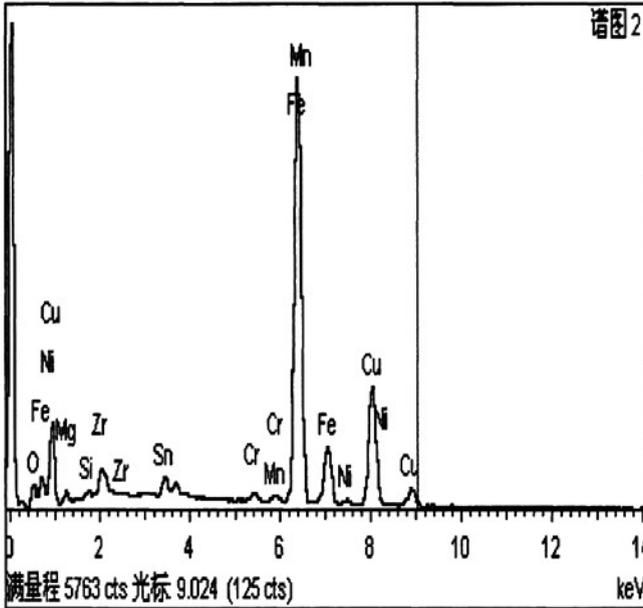


图 4-4 A1 试样能谱分析的谱线图

以清楚的看到该点的铜含量极高，可以肯定此处为粘着转移的铜颗粒，相对于表 4-1，Fe 的含量有所降低，说明此处的膜厚较厚，图 4-5 为该点处能谱分析的谱线图。从谱线图也可以看出 Cu 的含量明显增加，粉末冶金材料中其他元素的含量也有所增加，而 Fe 的含量有所降低。

表 4-2 A1 特殊点处能谱分析



A1 上一点元素	重量百分比	原子百分比
O K	3.11	10.55
Mg K	1.39	3.09
Si K	0.30	0.58
Cr K	0.63	0.65
Mn K	0.58	0.57
Fe K	54.95	53.34
Ni K	1.19	1.10
Cu K	31.20	26.62
Zr L	3.42	2.03
Sn L	3.24	1.48
总量	100.00	

图 4-5 A1 试样上特殊点处的能谱谱线图

图 4-6 为英国 OXFORD 生产的能谱分析仪拍摄的 B1 试样在模拟制动试验后高倍数下的微观形貌，A1、B1 试样均选取的各自摩擦面上连续的一块区域，对比 A1、B1 的微观形貌可以看出，B1 试样表面膜更加连续均匀，表面几乎看不到凹坑，磨损表面覆盖了一层光滑的摩擦表面膜，磨损表面分布有棕红色的粘着带。对图 4-6 的磨损表面进行能谱分析，如表 4-3 所示。同 A1 摩擦副相同条件下的结果类似，磨损表面包含 O、Mg、V、Cr、Mn、Fe、Ca、Cu、Zr、Sn 等元素，其中 Fe 元素的含量最高，为锻钢材料的基体元素，其次是 Cu 元素，可以看出 Cu 元素的含量高于 A1 试样面扫描结果中 Cu 元素的含量。对比 A1 试样的扫描结果还可以发现，B1 的元素成分中含有微量的 V 元素，该元素为铜基粉末材料中的合金强化元素，说明了对偶材料更多的转移过来形成了摩擦表面膜，表 4-3 中还含有微量的 Ca 元素，分析认为该元素是试验过程中混入的杂质元素。图 4-7 为 B1 试样的表面能谱分

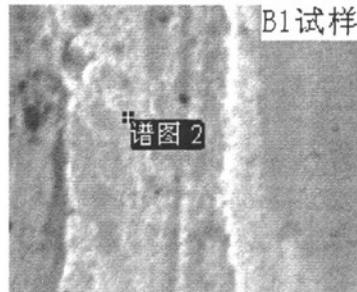


图 4-6 能谱分析仪下 B1 试样的微观形貌 (1000×)

表 4-3 B1 试样磨损表面平均成分 (面扫描)

元素	元素浓度	强度校正	重量百分比	重量百分比 Sigma	原子百分比
O K	6.29	0.9359	8.10	0.91	20.93
Mg K	1.13	0.3657	3.71	0.20	6.32
Ca K	0.27	1.0806	0.30	0.09	0.31
V K	0.40	1.0022	0.49	0.10	0.39
Cr K	1.16	1.0842	1.29	0.12	1.02
Mn K	0.41	0.9479	0.52	0.13	0.39
Fe K	49.02	0.9742	60.64	1.07	44.90
Cu K	9.15	0.8634	12.77	0.41	8.31
Zr L	3.47	0.6382	6.56	0.35	2.97
Sn L	1.12	0.8456	1.60	0.25	0.56
总量			100.00		

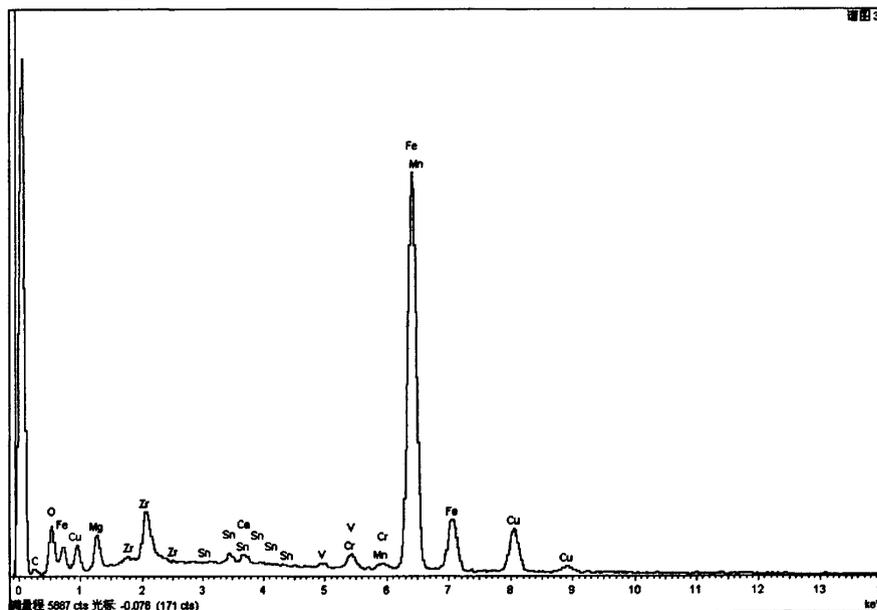
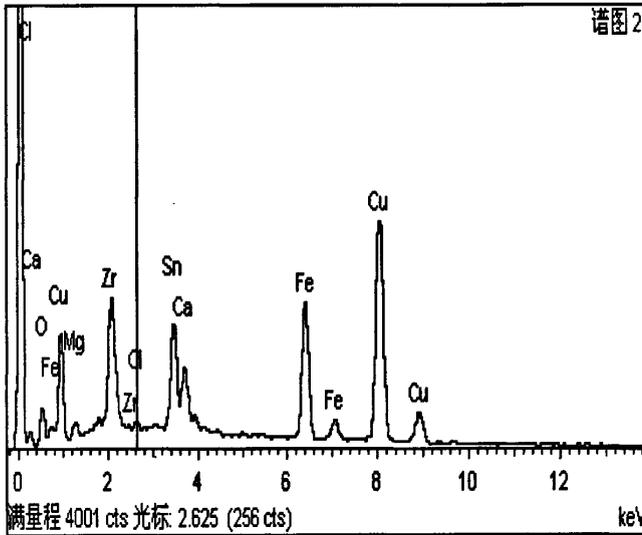


图 4-7 B1 试样能谱分析的谱线图

析谱线图。与图 4-4 相比，二者的谱线图走势基本相同，只是微量元素的变化。对 B1 试样表面较致密的一点进行能谱分析，如图 4-6 所示。从表 4-4 可以发现该点的 Cu 元素的含量极高，说明此处粘附了不少铜基粉末冶金材料中的铜颗粒，对比 A1 试样中的特殊点，Cu 的含量增加了十几个百分点，锻钢材料的基体元素 Fe 的含量则大幅降低。图 4-8 为该点处能谱分析的谱线图。

表 4-4 B1 特殊点能谱分析



元素	重量百分比	原子百分比
O K	8.91	29.14
Mg K	1.52	3.28
Cl K	0.39	0.57
Ca K	0.59	0.77
Fe K	14.90	13.97
Cu K	47.07	38.78
Zr L	13.13	7.53
Sn L	13.49	5.95
总量	100.00	

图 4-8 B1 试样上特殊点处的能谱谱线图

对比 A1、B1 试样，从面扫描和特殊点扫描结果可以得到，B1 试样表面对偶材料转移过来的元素含量均大于 A1 试样，尤其是粉末冶金摩擦材料的基体组元 Cu 元素的含量，B1 试样特殊点处 Cu 的含量达到了 47.07%，说明 B1 试样形成的表面膜的厚度大于 A1 试样，这进一步验证了第三章图 3-11 提出的模型，即：B1 制动材料表现出的良好力学性能和物理性能导致了 B1 制动材料钢磨屑量和磨屑的氧化程度较低，从而 Fe 氧化物的含量也较低，由于 Fe 氧化物不利于表面膜的致密度和强度，所以 B1 表面的表面膜的强度和致密度大于 A1 表面。

4.3 摩擦副材料表面膜的 formation 机制

材料的摩擦表面和亚表面物理化学性能决定了材料的摩擦磨损行为，摩擦表面层理论认为：在摩擦副两个表面的相互作用下，材料表面将产生一个不同于基体材料的表面层。该层在形成过程中有物理作用，如塑性变形、固态相变和晶粒碎化；也有化学作用，如摩擦副之间形成化合物、材料的氧化和腐蚀等。在各种因素的综合作用下，摩擦表面层的形态、成分和性能存在非常大的差异。

4.3.1 锻钢材料表面膜的 formation 与分析

图 4-9、图 4-11 分别为 A1、B1 试样微观表面形貌以及线扫描能谱谱线图，A1、B1 试样的微观表面均呈现出条带状分布，可以看到明显的白色和灰色区域，

沿图中所示的直线在能谱分析仪下做线扫描，结果如图 4-9、4-11 中曲线所示。在

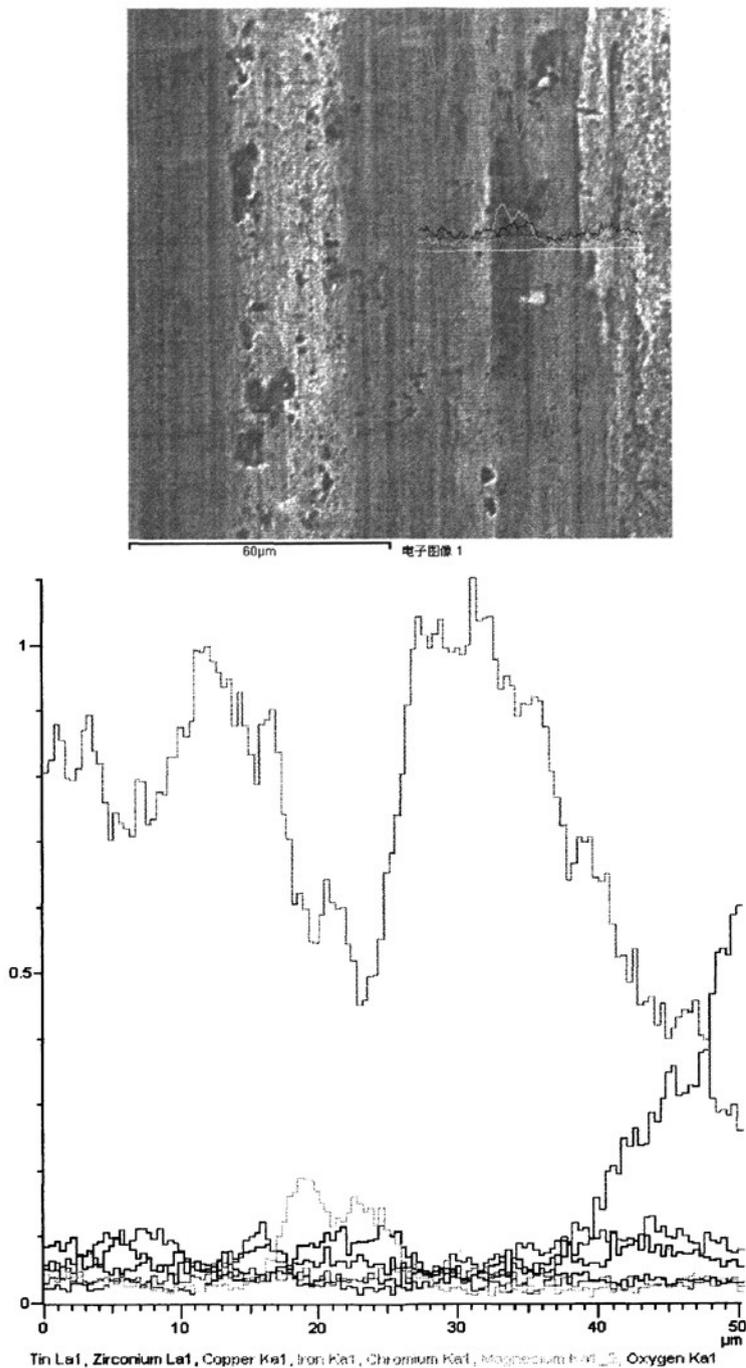


图 4-9 A1 试样磨损表面线扫描 (1000×)

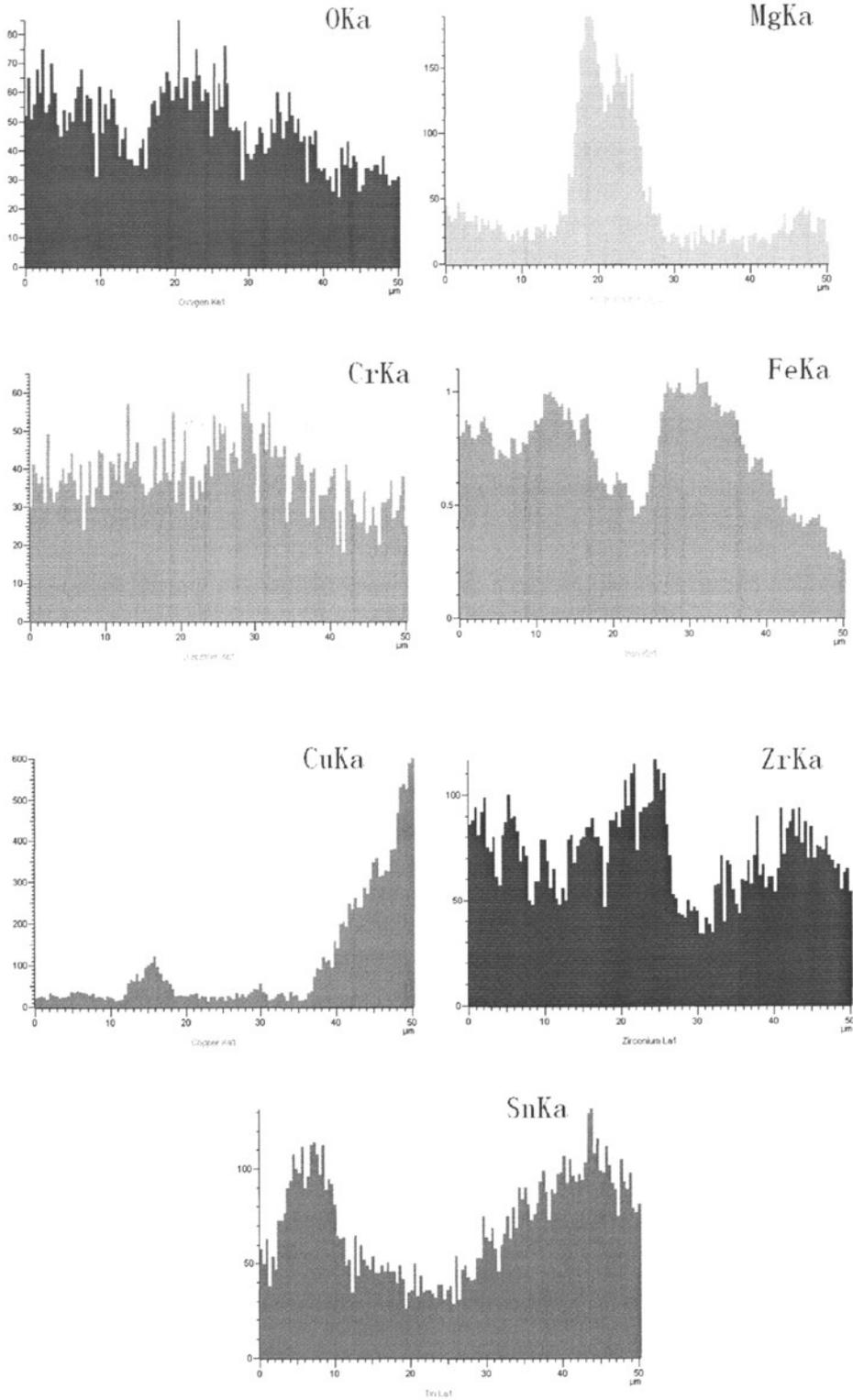


图 4-10 Al 试样磨损表面元素的线分布

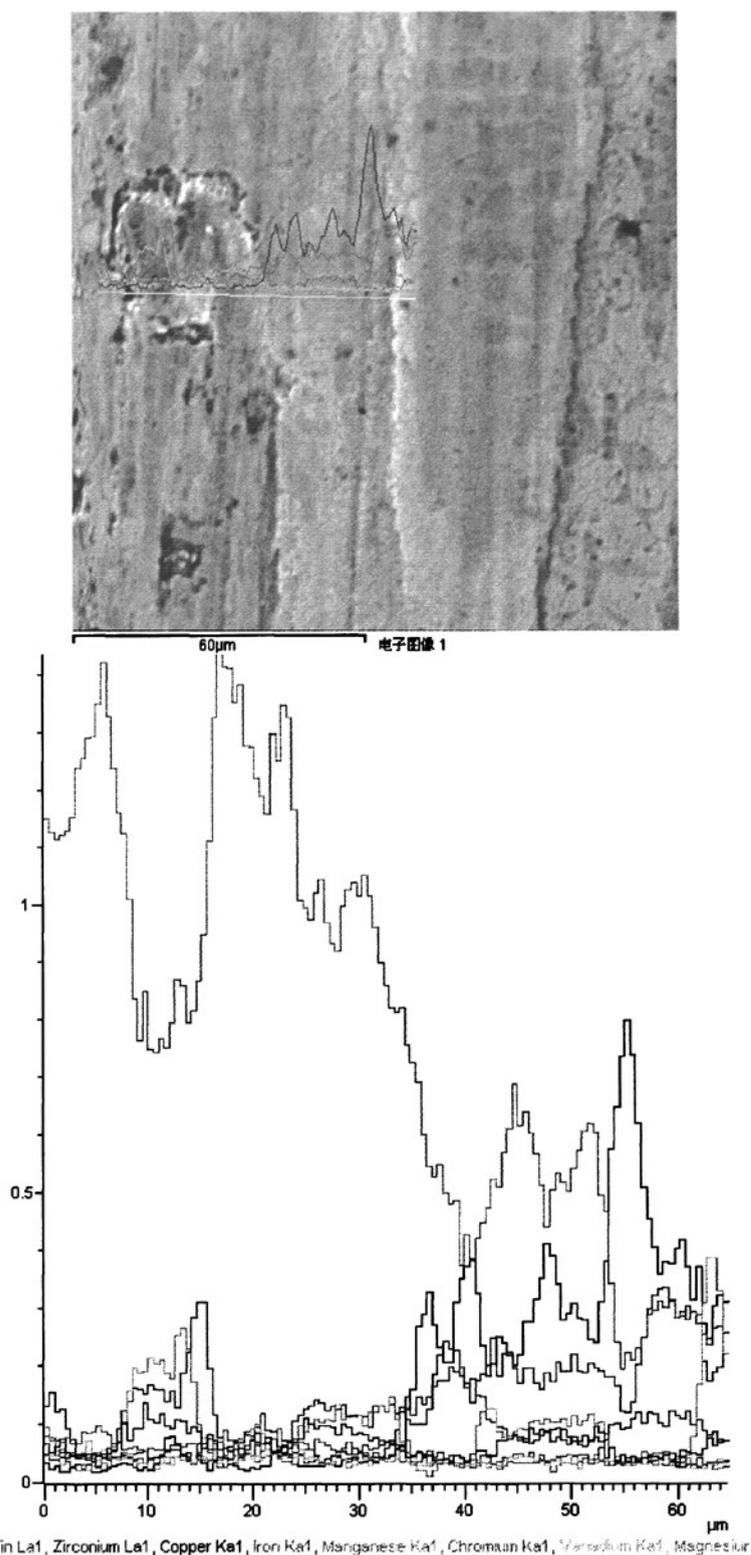


图 4-11 B1 试样磨损表面线扫描 (1000×)

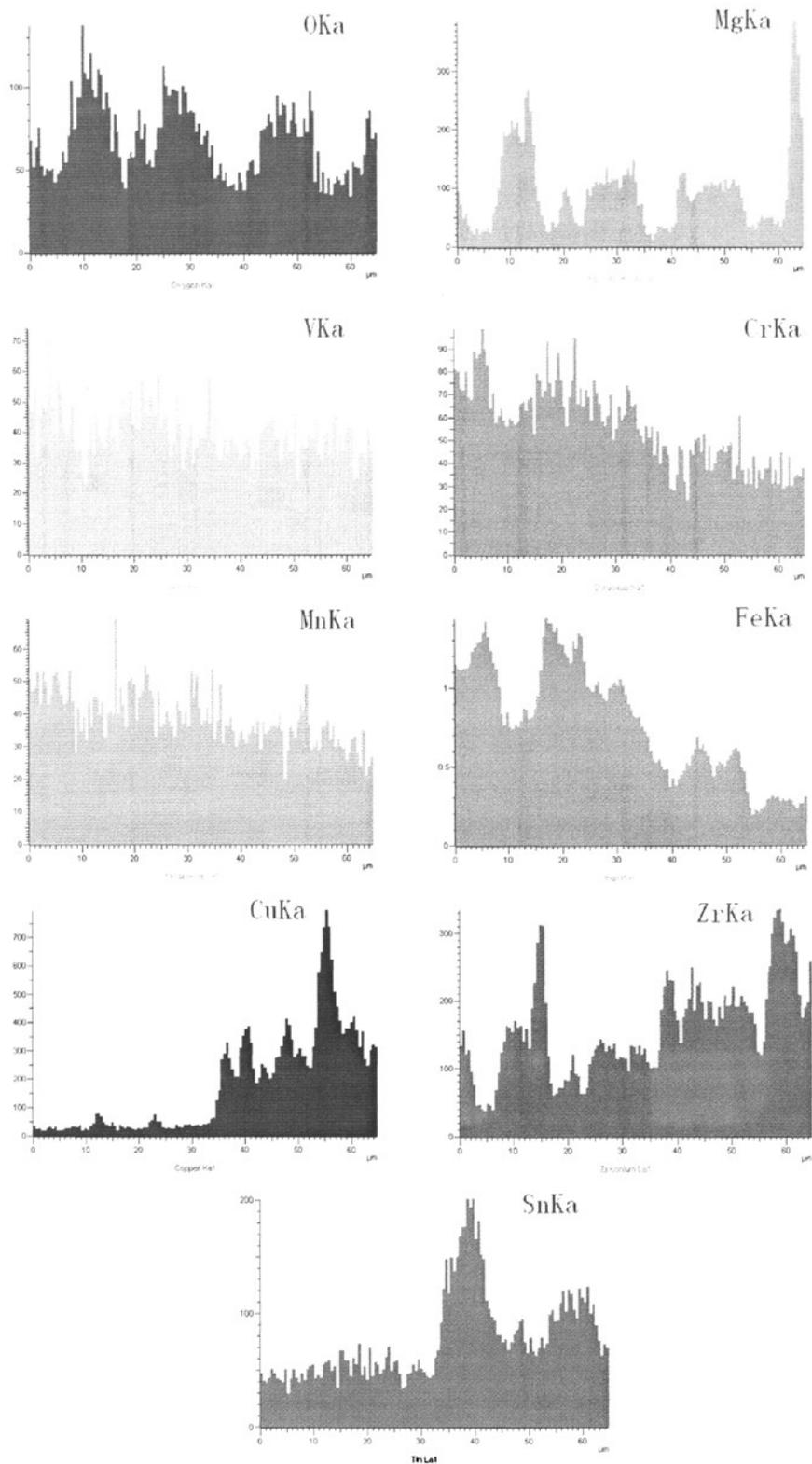


图 4-12 B1 试样磨损表面元素的线分布

灰色区域两试样的 Fe 元素含量均较高,说明此区域没有形成完整的覆盖物或者外来覆盖物较少。直线扫描的白色区域粉末冶金基体组元 Cu 的含量较高,说明此区域形成了较厚的表面膜,试样 A1、B1 线扫描的谱线中, O 元素的分布较均匀,基本上呈现水平状态,表明在高温下表层材料发生了氧化。

通过对图 4-9、4-11 的观察与分析可知:材料表面主要有 Fe、Cu、O、Mg、Mn、Cr、Zr、Sn、Si 等元素,表面膜的这些元素主要来自摩擦副双方,Fe 元素的含量较高是因为锻钢材料的基体元素为 Fe,其次是来自粉末冶金材料的 Cu 元素,O 元素的存在表明发生了氧化反应。

4.3.2 摩擦表面膜的形成、服役和剥落

摩擦副材料在摩擦过程中,尽管两接触面仔细加工或研磨以增加压力的均匀程度,但由于微凸峰之间的点接触使得两物体接触面形成的压力极不均匀,所以制动材料在摩擦的初始阶段,由于表面轮廓的不匹配,当锻钢制动材料与粉末冶金材料摩擦时,在正压力的作用下,最先接触的是制动盘表面的微凸峰和粉末冶金材料表面微凸体高度最大的部位,在发生相对运动时产生犁削或微切削而产生磨粒磨损,磨屑在界面压力和摩擦力作用下被碾压入磨损表面或随滑动而带出接触区域,初始摩擦阶段,摩擦仅发生在摩擦副接触的凸峰处,形成小面积界面膜,如图 4-13 所示。随着摩擦制动继续进行,摩擦接触面产生的摩擦热引起界面温度

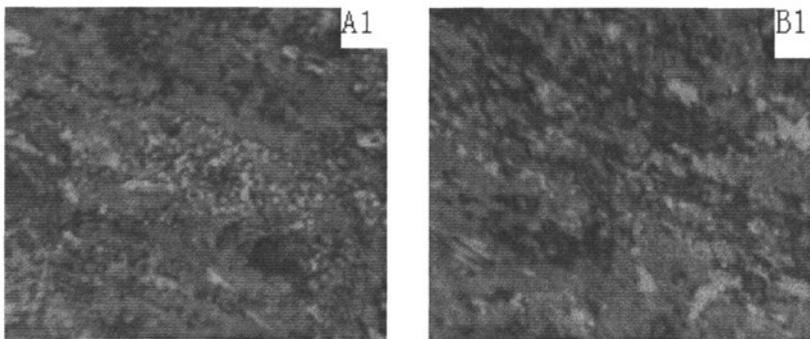


图 4-13 摩擦初始阶段摩擦表面膜

的提高,再加上铜基粉末冶金材料产生的磨屑中含有粘结剂,在摩擦剪切应力的作用下,摩擦表面的物质在界面上沿着滑动摩擦方向更容易发生迁移、流变,在塑性的流变、迁移过程中使材料突起的部分转移到对偶件界面或迁移到附近的凹坑和外面,迁移的界面膜材料不断地填补表面空隙,表面变得光滑致密。因此制动过程中摩擦表面膜越来越连续、均匀,并逐渐覆盖到摩擦材料的表面,如图 4-14 所示,摩擦副表面覆盖了一层均匀的表面膜。

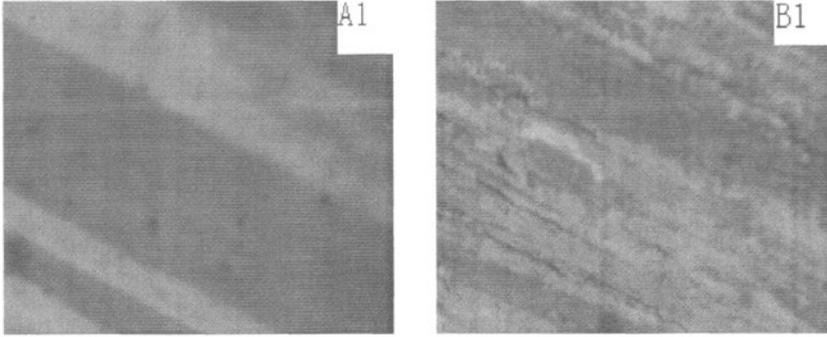


图 4-14 摩擦试验过程中形成稳定的表面膜

一旦形成了摩擦表面膜，随后的制动过程表现为已形成表面膜的磨损和新的表面膜生成的动态过程，表面膜在高速列车紧急制动过程中扮演着重要的角色。它的出现相当于在摩擦副材料中间增加了一层硬化层，可以减少锻钢制动盘材料与铜基粉末冶金材料的接触面积，因此对摩擦副材料有很强的保护作用，从而提高了材料的耐磨性，保持了摩擦过程中摩擦系数的稳定性。

制动的这种循环、间歇的作业，使得有裂纹、翘曲的表面膜在制动时由于反复的摩擦力作用而容易开裂剥落，如图 4-15 所示。

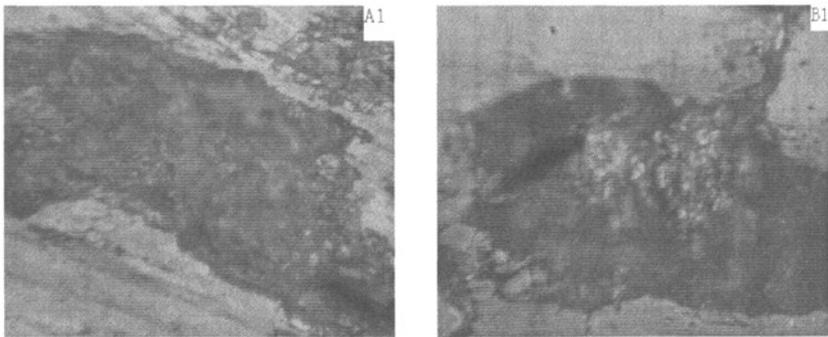


图 4-15 摩擦副材料表面膜的剥落情况

4.4 制动工况下摩擦副材料的摩擦磨损机理

高速列车在紧急制动条件下，主要的摩擦磨损机理有磨粒磨损、氧化磨损、粘着磨损和剥层磨损四种，这些机理在制动过程中相互交叉或同时发生。磨损开始阶段，由于摩擦副表面的微凸峰之间的接触，造成了微观切削和犁削，产生了大量的磨屑，这一过程主要以磨粒磨损为主，随着制动试验的继续进行，摩擦副表面的温度不断上升，从能谱分析的结果看出，摩擦表面含有 O 元素。锻钢材料与铜基粉末冶金材料基体接触的面积逐渐增多，粘着作用开始增强，并且在锻钢材料表面局部区域的能谱分析中得出铜的含量占有很大的比例，说明摩擦过程中

同时伴有氧化磨损和粘着磨损。从图 4-16 可以看出，制动过程中的摩擦面的氧化现象。

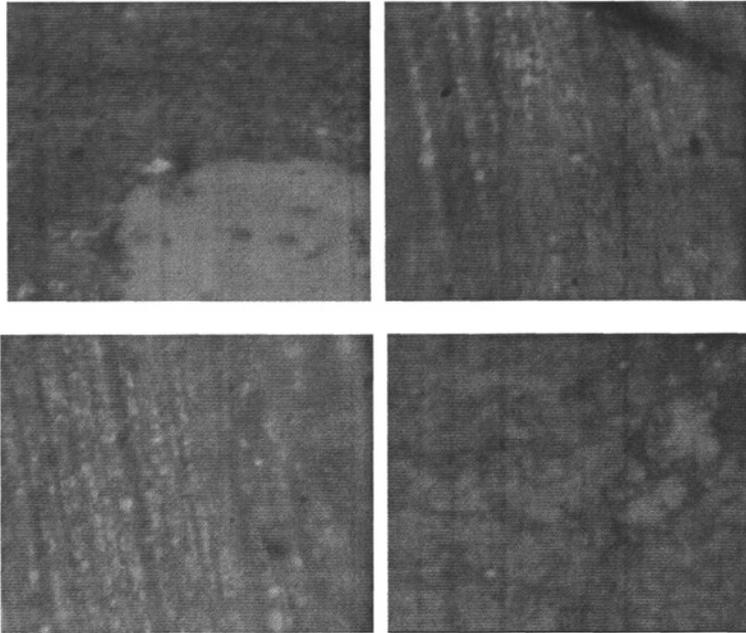


图 4-16 摩擦材料的氧化表面

在摩擦表面膜形成之后，锻钢材料的制动过程变为所生成的摩擦表面膜的剥落—再生的动态过程。随着制动过程的进行，表面上各点经受循环载荷，在表层产生剪切塑性变形并不断积累，这就在金属表层内出现周期的位错。由于映像力的作用，距离表面深度约为几十微米的亚表层位错消失。这样靠近表面的位错密度小于内部的位错密度，即最大剪切变形发生在亚表层。摩擦过程中，剪切变形的不断积累，使亚表层出现位错堆积，进而导致形成裂纹或空穴。当裂纹在亚表层形成后，平行表面的正应力阻止裂纹向深度方向扩展，所以裂纹在亚表层沿平行于表面的方向延伸。当裂纹扩展到某一临界长度时，在裂纹与表面之间的材料将以片状磨屑的形式剥落下来。因此这一阶段的主要磨损机理为剥层磨损，同时也伴随着氧化磨损和粘着磨损。

4.5 小结

本章主要对摩擦副材料的摩擦磨损表面进行了微观分析，并结合制动过程中摩擦表面膜的形成、服役、和剥落机制，分析研究了锻钢制动盘材料在制动过程中的摩擦磨损机理，得出以下结论：

- (1) A1、B1 试样在制动过程中磨损表面能迅速形成一层稳定的摩擦表面膜，

表面膜的形成提高了摩擦材料的耐磨性，稳定了摩擦系数，减少了摩擦副材料双方的直接接触，这层表面膜的性能将直接影响到摩擦副的制动性能和摩擦副材料的使用寿命。

(2) 通过对 A1、B1 试样表面进行面扫描和特殊点的能谱分析，得出 B1 试样表面形成的表面膜厚度大于 A1 试样的表面膜厚度，该结论很好的证明了关于第三章图 3-11 提出的摩擦副第三体膜模型。

(3) 锻钢制动材料在制动过程中的主要磨损机理是同摩擦表面膜的形成密切相关的，在制动初期主要以磨粒磨损为主，同时伴有氧化磨损和粘着磨损，在表面膜形成之后，主要以剥层磨损为主，同时伴有氧化磨损和粘着磨损。

(4) 摩擦表面膜是影响制动摩擦副摩擦稳定性和耐磨性的重要因素之一，保证制动过程中形成连续的表面膜，使表面膜有足够的强度是提高制动摩擦副性能的一个方向。

5 结论与展望

5.1 结论

本文以锻钢制动盘在高速列车—CRH2 动车组上的应用为背景,测试并分析了符合日本标准的锻钢制动盘材料与北京交通大学研制生产的锻钢制动盘材料在紧急制动条件下的摩擦磨损性能的差异,配副材料选择铜基粉末冶金材料。模拟制动试验前,首先对两种材料进行了物理力学性能进行测试,试验结束后借助相应的实验仪器研究分析了该摩擦副的摩擦磨损特性和磨损机理,得出了以下主要结论:

(1) 两种制动盘材料在力学方面相差不大, B1 的抗拉强度略高于 A1, 在物理性能方面, B1 的性能要优于 A1, 尤其是高温下, B1 的优势将更加明显。

(2) 两种制动盘材料的摩擦表面状态良好, 无拉伤、无犁沟。从制动盘材料的背面及侧面的氧化程度可以得出 B1 金属制动材料的导热性优于 A1 金属制动材料。

(3) 模拟制动过程中制动载荷和制动初速度对摩擦特性的影响较为明显, 两种制动材料的瞬时摩擦系数和平均摩擦系数均符合 UIC541-3 规程, A1 的瞬时摩擦系数和平均摩擦系数均不低于 0.25, B1 的瞬时摩擦系数和平均摩擦系数不低于 0.25。从摩擦制动曲线可以看出, A1 随着制动载荷和制动初速度的变化波动性较大, 而 B1 对制动速度和制动载荷不敏感, 摩擦系数比较稳定。

(4) B1 的平均摩擦系数小, 自身的磨损较小, 但其配对闸片的磨损量比与 A1 金属制动盘配对的闸片高出 50%。结合摩擦学, 材料学的物理力学性能, 应用二重性分子-机械理论, 建立了第三体膜模型, 解释了出现摩擦系数小、磨损量反而大的原因, 并从微观分析角度解释了该理论的正确性。

(5) 在模拟高速列车紧急制动的条件下, B1 金属制动盘材料和铜基粉末冶金材料配副的综合摩擦磨损性能较好, 摩擦系数稳定, 磨损量较小, 匹配性较理想。

(6) A1、B1 试样在制动过程中磨损表面能迅速形成一层稳定的摩擦表面膜, 表面膜的形成提高了摩擦材料的耐磨性, 稳定了摩擦系数, 减少了摩擦副材料双方的直接接触, 这层表面膜的性能将直接影响到摩擦副的制动性能和摩擦副材料的使用寿命。

(7) 锻钢制动盘材料在制动过程中的主要磨损机理是同摩擦表面膜的形成密切相关的, 在制动初期主要以磨粒磨损为主, 同时伴有氧化磨损和粘着磨损, 在

表面膜形成之后，主要以剥层磨损为主，同时伴有氧化磨损和粘着磨损。

5.2 展望

(1) 从本试验中可以得出 B1 的高温力学性优于 A1，但是没有开展深入研究，摩擦时产生的热量引起材料温升，高温必然引起组织性能的变化，因此有必要开展高温下材料性能的研究。

(2) 列车制动时的啸叫声是交通噪声的主要组成部分，它既影响了乘坐的舒适性，又污染了环境，损害人们的健康。试验过程中，两种制动盘材料与粉末冶金材料组成的制动副在制动过程中都存在不同程度的制动啸叫，制动噪声不仅与制动系统的结构有关，而且与摩擦材料的设计有关，因此有必要从这两方面着手进行深入研究，从而降低或者消除制动噪声。

参考文献

- [1] 迁村太郎(日本)等.制动材料的开发动向.车辆的研究,1993,(5),40
- [2] Price G S, Smiths C J, Williams S V.Sintered alloys part one: cooper-nickel-tungsten alloys sintered with a liquid phase present Inst Metals, 1938, 62:239-264
- [3] Green E C, Jones D J, Pitkin W R.Development in high density alloys. Iron and Steel Inst, 1956:253-256
- [4] 汤希庆,司万宝,王铁山.摩擦材料实用生产技术.中国摩擦密封材料协会, 2003: 14
- [5] 高惠民.矿物复合摩擦材料.化学工业出版社. 2007: 26-40
- [6] 温诗铸,黄平.摩擦学原理(第2版)[M].北京:清华大学出版社,2003
- [7] 曲在纲,黄月初.粉末冶金摩擦材料[M].北京:冶金工业出版社,2005
- [8] 钱坤才,孙颢,何正禄.250km/h 高速客车锻钢制动盘和粉末冶金闸片的研究[J]. 机车车辆工艺, 2000,1:8-11.
- [9] 宋光森,韩建民等.我国高速列车制动盘选材探讨.北京交通大学学报,2002,26 (4): 71
- [10] 迁村太郎.机械研究.1992,(4):15
- [11] 智廉清等合编.近代铁道制动技术.中国铁道出版社.北京.1983
- [12] 迁村太郎(日本).采用新材料改变了制动现状.国外机车车辆工艺.1997.(3) :20-22
- [13] Jacques R .制动材料(一).国外机车车辆工艺.1992.(4):32-36
- [14] M. B. Karamis. Analysis of Behavior of Brake Shoes in Trains. Wear. 1991.143: 197-198
- [15] 戴雅康.高速列车摩擦制动材料的现状与发展.机车车辆工艺,1994,2
- [16] 黄楠等.我国高速列车制动摩擦材料的发展方向.西南交通大学学报,1982,(10)
- [17] 涌泽邦章等.新干线用 C/C 复合材料制动盘的开发.国外机车车辆工艺,1999,2:13-18
- [18] Taro Tsujimura 等.日本铝合金制动盘的发展.国外铁道车辆,1996,4
- [19] X Wirth.陶瓷铝合金制动盘的开发.国外铁道车辆,1996,3
- [20] Clyne T W, Withers P. An introduction to metal matrix composites. Cambridge: Cambridge University Press, 1993:321-345
- [21] 王文龙,吴军华,张国定等.铝基复合材料的摩擦磨损性能.金属学报.1998,11:1178-1182
- [22] 齐海波,丁占来,樊云昌等.SiC 颗粒增强铝基复合材料制动盘的研究[J].复合材料学报,2001(1):62-66
- [23] 齐海波,樊云昌,籍凤秋.高速列车制动盘材料的研究现状与发展趋势[J].石家庄铁道学院学报,2001(1):52-57
- [24] Taro Tsujimura 等.机车车辆铝合金复合材料制动盘的开发[J].国外机车车辆工艺,1996(4): 9-13

- [25] Edser, Caroline. MMCs begins to find large-volume markets. *Metal Powder Report*, v53, n5, May, 1998:11-14
- [26] 高尾忠明等(日). 高速列车制动装置与控制. *国外铁道车辆*:1997,4:6-10
- [27] Hirakawa.k. On the fatigue design method for high-speed railway axles. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, part F: Journal of Rail and Rapid Transit*, 2001, 215(2), 73-82
- [28] Ishizuka, Hiromichi. Application of new metallic materials to railway car equipment and structure. *Japanese Railway Engineering*, 1994, 2:24-29
- [29] Wirth, Xaver. Ceramic alloys offer weight and cost gains. *Railway Gazette International*, 1995, (6):20-23
- [30] Samroun, H. El Abdi, R.; Chaboche, J.L. Model for 28CrMoV5-8 steel undergoing thermo mechanical cyclic loadings. *International of Solids and Structures*, 1997, 34
- [31] Wirth, X. Isobar enhances disc brake performance. *Railway Gazette International*, 1997, 153(7):477,479-480
- [32] Rak, Z.S. CMC material for train brake systems. *British Ceramic Transactions*, 2000, 19(6):270-273
- [33] Goni, J.; Egizabal, P.; Coletto, J.; Mitxelena, I.; Leunda, I.; Guridi, J.R. High performance automotive and railway components made from novel competitive aluminum composites. *Materials Science and Technology*. 2003, 19(7):931-934
- [34] Kimata, Masataka. Outline of a development project of 300 X Shinkansen systems. *Japanese Railway Engineering*. 1994, (128-129):14-18
- [35] Goni J, Egizabal P. High performance automotive and railway components made from novel competitive aluminum composites. *Materials Science and Technology*. 2003, 19(1), 931-934
- [36] Tirovic.M. Development of a wheel mounted disc brake for a high-speed train: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Railway and Rapid Transit*, 1998, 212(2):113-121
- [37] Sakamoto Haruo, Nakata Machi, Yamamura Yoshinari, et al. Heavy-duty brake discs for high speed trains, *Sumitomo Metals*, 1993, 45(6):11-22
- [38] 王泽华, 复合材料在高速列车上的应用[J]. *机械工程材料*, 2001(10):1-4
- [39] 马大炜, 林台平. 关于高速列车制动距离的研究[J]. *中国铁道科学*, 1998, 19(1):40-48
- [40] 孙家枢. 金属的磨损[M]. 冶金工业出版社, 1992
- [41] RCE S K. Wear mechanisms for asbestos reinforced automotive friction materials [J]. *Wear*, 1974, 29(3) : 391
- [42] 陈汉汛, 朱攀. 摩擦材料引起制动器热衰退的机理的研究与探讨. *材料导报*, 2006,

20(1):275-277

- [43] 陈汉汛,朱攀.制动器热衰退机理的研究与分析.拖拉机与农用运输车,2006(33)4:34-36

作者简历

作者简介：

刘荣星，男，1985年1月生。

教育经历：

2007.09-2009.07 北京交通大学 硕士

2003.09-2007.07 兰州理工大学 学士

项目经历：

1. 巨鹿县铁运器材厂高速列车干式润滑剂的性能测试
2. 铁道部项目：高速列车锻钢制动盘的研制