

分类号: TG425

密 级: 保密

学校代码: 10363

学 号: 2220220121



安徽工程大学

Anhui Polytechnic University

硕士学位论文

题 目

《添加Lu, Ho对镍基钎料钎焊金

刚石组织及性能影响》

论 文 作 者

余家伟

校 内 导 师

徐东

校 外 导 师

孙华为

专业学位类别

材料与化工

研究方向(领域)

新型绿色钎焊材料

论文提交日期: 2025 年 5 月 15 日

分类号：TG425

学校代码：10363

密 级：保密

学 号：2220220121

添加 Lu, Ho 对镍基钎料钎焊金刚石
组织及性能影响

Effects of Adding Lu and Ho on the Microstructure and
Properties of Ni-based Filler Alloy
for Brazing Diamond

学生姓名：____余家伟____

校内导师：____徐东____

校外导师：____孙华为____

专 业：____材料与化工____

研究方向：____新型绿色钎焊材料____

论文答辩日期： 2025 年 05 月 10 日

安徽工程大学硕士学位论文

安徽工程大学学位论文原创性声明

本人郑重声明：我恪守学术道德，崇尚严谨学风。所呈交的学位论文，是本人在导师的指导下，独立进行研究工作所取得的成果。除文中已明确注明和引用的内容外，本论文不包含任何其他个人或集体已经发表或撰写过的作品及成果的内容。论文为本人亲自撰写，我对所写的内容负责，并完全意识到本声明的法律后果由本人承担。

学位论文作者签名：余家伟
日期：2025 年 05 月 15 日

安徽工程大学硕士学位论文

安徽工程大学学位论文授权使用授权书

学位论文作者完全了解学校有关保留、使用学位论文的规定，同意学校保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和电子版，允许论文被查阅或借阅。本人授权安徽工程大学可以将本学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存和汇编本学位论文。

保密 ☒，在 5 年解密后适用本版权书。

本学位论文属于

不保密 ☐。

学位论文作者签名：余家伟
日期：2025 年 05 月 15 日

指导教师签名：徐东
日期：2025 年 05 月 15 日

添加 Lu, Ho 对镍基钎料钎焊金刚石组织及性能影响

摘 要

金刚石具有极高的硬度、抗腐蚀性和耐磨性，具有广泛的应用前景，可用于硬脆材料的加工。相比于传统的烧结法和电镀法，钎焊法是钎料在金刚石与基体之间融化，与金刚石颗粒之间形成化学键合，实现基体对金刚石颗粒的牢固把持。目前广泛使用于钎焊金刚石的活性钎料合金通过活性元素与金刚石表面的 C 原子进行冶金反应，钎料在熔融状态下的毛细作用使其能够在基体表面润湿并铺展，以实现基体与磨粒的牢固结合。

为获得具有优良性能的金金刚石工具，本课题采用稀土 Lu、Ho 掺杂的方法获得改性 Ni-Cr-B-Si 钎料，研究添加稀土 Lu、Ho 对镍基钎料的影响以及在钎焊过程中的效果，对比优化稀土 Lu、Ho 在钎料中的最佳含量。随后，采用最佳含量的 Ho 掺杂镍基钎料进行不同表面粗糙度钢基体钎焊金刚石研究，探究基体表面粗糙度在钎焊过程中的影响。主要研究结果如下：

(1) 制备稀土 Lu 改性镍基钎料，获得钎焊金刚石样品。稀土 Lu 的添加有效改善了钎焊过程中 Ni 元素对金刚石颗粒的爬升，在添加 1.5 wt.% Lu 时，金刚石颗粒出露度达到自身高度的 55.3%，实现了钎料对金刚石颗粒的牢固把持以及金刚石颗粒的高出露度。磨损试验结果表明，添加 1.5 wt.% Lu 的镍基钎料钎焊金刚石样品，表现出极低的金金刚石表面石墨化程度，并在磨损试验中得到较低的摩擦系数以及最高的对氧化铝陶瓷去除量。磨损试验后的金刚石颗粒保持了大部分完整，对氧化铝陶瓷的

去除量达到 45.4 mg。

(2) 添加一定量的稀土 Ho 有效改善了镍基钎料的微观组织，减少因不均匀析出产生的枝晶组织，钎料组织中的晶粒发生细化。当 Ho 的添加量达到 1.5 wt.% 时，钎料中的组织均匀且晶粒细小，钎料的显微硬度得到提升，达到 716.3 HV_{0.1}；钎焊后金刚石颗粒抗压强度为 3479.67 MPa，保留了较好的力学性能，达到其本身强度的 73.2%，表明金刚石颗粒在钎焊过程中所受热损伤程度低。磨损试验结果表明含 1.5 wt.% Ho 的镍基钎料钎焊金刚石样品具有良好的稳定性和加工效率。确定了镍基钎料中稀土 Ho 的最佳添加量为 1.5 wt.%。

(3) 通过砂纸打磨获得不同表面粗糙度的钢基体待焊面，并采用最佳含量 Ho 改性的镍基钎料钎焊金刚石颗粒，研究表面粗糙度对于钎焊金刚石样品的影响。研究结果表明采用较高表面粗糙度的钢基体获得的钎焊样品的抗压强度低；采用较低表面粗糙度的钢基体获得的钎焊样品的钢基体与钎料结合界面出现空隙，表面粗糙度低的钢基体与钎料的结合性能差，影响基体对于金刚石颗粒的把持力。表面粗糙度通过影响基体表面 Fe 元素的溶解、扩散影响金刚石的石墨化程度，并且影响基体与钎料的界面硬度。本文在选用 1000 目砂纸打磨、表面粗糙度 Ra 为 0.063 μm 的 R4 组钢基体上钎焊，获得了表面低石墨化、低残余拉应力的金刚石颗粒，在磨损试验中展现出良好的加工性能，其摩擦系数稳定并且对氧化铝陶瓷的去除量达到 43.1 mg。

关键词：钎焊金刚石，镍基钎料，稀土改性，力学性能，表面粗糙度

EFFECTS OF ADDING LU AND HO ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF NI-BASED FILLER ALLOY FOR BRAZING DIAMOND

ABSTRACT

With extremely high hardness, corrosion resistance and abrasion resistance, diamond has a wide range of applications for hard and brittle materials in processing. Compared with the traditional sintering and electroplating methods, brazing is a method in which the filler alloy melts between the diamond and the matrix, forming a chemical bond with the diamond particles and realizing a firm grip of the matrix on the diamond particles. The active filler alloys currently widely used for brazing diamond react metallurgically with the C atoms on the surface of the diamond, and the capillary action of the filler alloys in the molten state enables it to wet and spread on the surface of the matrix to realize a firm bond between the matrix and the abrasive grains.

In order to obtain diamond tools with excellent performance, this project adopts the method of rare earth Lu and Ho doping to obtain modified Ni-Cr-B-Si filler alloys, study the effect of Lu and Ho on microstructure and mechanical properties of nickel-based filler alloys and in the brazing process, and compare and optimize the optimal content of rare earth Lu and Ho in filler alloys. Subsequently, the optimal content of Ho-doped nickel-based filler alloy was used to carry out brazing diamond on research of steel matrixs with distinguished surface roughness, to explore the effect of matrix surface roughness in the brazing process. The main research results are as follows:

(1) Lu-modified nickel-based filler alloy was prepared and brazed diamond samples were obtained. The addition of rare earth Lu effectively improved the climb of Ni element on diamond particles, and when the content of Lu addition reached 1.5 wt.%, the exposing height of diamond particles raised to 55.3% of its own, which realized the firm holding of filler alloy on diamond particles as well as the high exposure. Results of wear tests showed

that diamond samples brazed with 1.5 wt.% Lu nickel-based filler alloy exhibited very low graphitization of the diamond surface, resulting in low coefficients of friction and the highest removal of alumina ceramics in the wear tests. The diamond particles remained mostly intact after the wear test and the removal of alumina ceramics reached 45.4 mg.

(2) The addition of Ho effectively improved the microstructure of Ni-based filler alloy, reduced the dendritic produced by inhomogeneous precipitation, and refined the grains in the filler alloy organization. When the addition amount of Ho reached 1.5 wt.%, the grains in the filler alloy organization were fine, and the microhardness of the filler alloy was improved to 716.3 HV_{0.1}; the compressive strength of the diamond particles after brazing was 3479.67 MPa, which retained good mechanical properties and reaches 73.2% of its own strength, indicated that diamond particles were subjected to low thermal damage during the brazing process. The results of wear tests indicate that 1.5 wt.% Ho-doped nickel-based filler alloy brazed diamond samples had good stability and processing efficiency. The optimum amount of rare earth Ho doping in Ni-based filler alloy was determined to be 1.5 wt.%.

(3) Matrix with different surface roughness Ra was used to braze diamond with the optimum content of Ho-modified Ni-based filler alloy, and the effect of Ra on the brazed samples was investigated. Results showed that the compressive strength of the brazed samples obtained by using steel matrix with higher surface roughness was low; defects were obtained on brazed samples by using steel matrix with lower surface roughness at the interface between steel matrix and filler alloy, and the bonding performance was poor, which affected the holding power of the matrix for the diamond particles. Surface roughness affected the graphitization of diamond by influencing the dissolution and diffusion of Fe elements on the surface of the matrix, and affects the interface hardness between the matrix and the filler alloy. In this paper, diamond particles with low graphitization and low residual stress were obtained by brazing on an R4 group steel matrix with a surface roughness of Ra 0.063 μm , which was sanded and polished by 1000 mesh sandpaper. The diamond particles showed good machinability in wear tests, and their coefficient of friction was stable and their removal of alumina ceramics reached 43.1 mg.

KEY WORDS: braze diamond, Ni-based filler alloy, rare earth modified, mechanical properties, surface roughness

目录

摘 要	I
ABSTRACT	III
目 录	V
第 1 章 绪论	1
1.1 研究背景.....	1
1.2 金刚石结构与特性.....	2
1.3 金刚石工具制备方法.....	3
1.3.1 烧结工艺	4
1.3.2 电镀工艺	4
1.3.3 钎焊工艺	5
1.4 钎料的研究进展.....	6
1.4.1 银基钎料研究进展	6
1.4.2 铜基钎料研究进展	7
1.4.3 镍基钎料研究进展	7
1.5 研究内容与方法.....	8
第 2 章 试验材料及方案	10
2.1 材料的选择.....	10
2.1.1 钎料	10
2.1.2 金刚石颗粒	11
2.1.3 钢基体	11
2.2 钎料制备.....	11
2.3 样品制备.....	12
2.4 表征方法.....	12
2.4.1 微观组织及形貌分析	12
2.4.2 物相分析	12
2.4.3 显微硬度测试	13
2.4.4 抗压强度测试	13
2.4.5 磨损性能测试	14

第 3 章 添加 Lu 的镍基钎料及其钎焊金刚石研究	15
3.1 引言	15
3.2 添加 Lu 对镍基钎料微观组织的影响	15
3.3 添加 Lu 对镍基钎料钎焊接头的影响	17
3.4 添加 Lu 对镍基钎料钎焊金刚石表面碳化物的影响	20
3.5 添加 Lu 对镍基钎料钎焊金刚石力学性能的影响	22
3.5.1 金刚石颗粒抗压强度	22
3.5.2 钎焊试样的界面硬度	22
3.5.3 钎焊金刚石试样磨损特性	23
3.6 本章小结	25
第 4 章 添加 Ho 的镍基钎料及其钎焊金刚石研究	26
4.1 引言	26
4.2 添加 Ho 对镍基钎料微观组织的影响	26
4.3 添加 Ho 对镍基钎料钎焊接头的影响	29
4.4 添加 Ho 对镍基钎料钎焊金刚石表面碳化物的影响	31
4.5 添加 Ho 对镍基钎料钎焊金刚石力学性能的影响	33
4.5.1 金刚石颗粒的抗压强度	33
4.5.2 钎焊试样的界面硬度	33
4.5.3 钎焊金刚石试样的磨损特性	34
4.6 本章小结	35
第 5 章 钢基体表面粗糙度对钎焊金刚石的影响研究	37
5.1 引言	37
5.2 钢基体的表面粗糙度	38
5.3 钢基体表面粗糙度对钎焊界面的影响	39
5.4 钢基体表面粗糙度对钎焊接头的影响	41
5.5 钢基体表面粗糙度对钎焊金刚石表面碳化物的影响	43
5.6 钢基体表面粗糙度对于钎焊金刚石力学性能的影响	44
5.6.1 金刚石颗粒抗压强度	44
5.6.2 钎焊试样的磨损特性	45
5.7 本章小结	46
第 6 章 结论	48

参考文献	50
攻读学位论文期间发表的学术论文目录	59
致谢	60

第 1 章 绪论

1.1 研究背景

现代科学技术的发展离不开材料科学的进步，当前特种合金、先进陶瓷等行业备受关注。制造业的日益兴起带动着硬脆材料的加工受到更多的关注，这些材料具有较高的硬度，导致加工效率低、成本高，并且因为属于脆性材料，加工时易受损伤。近年来，陶瓷材料在多个行业大放异彩，如应用于航空航天的高温结构陶瓷，应用于装甲车装甲的超硬结构陶瓷、应用于电子元器件的电子功能陶瓷和应用医学方面的生物陶瓷等^[1-4]。由于这些陶瓷材料其本身脆硬的特点，使得其加工难度大，因此在选择加工方式时需要兼顾加工工具的精度以及耐磨性。

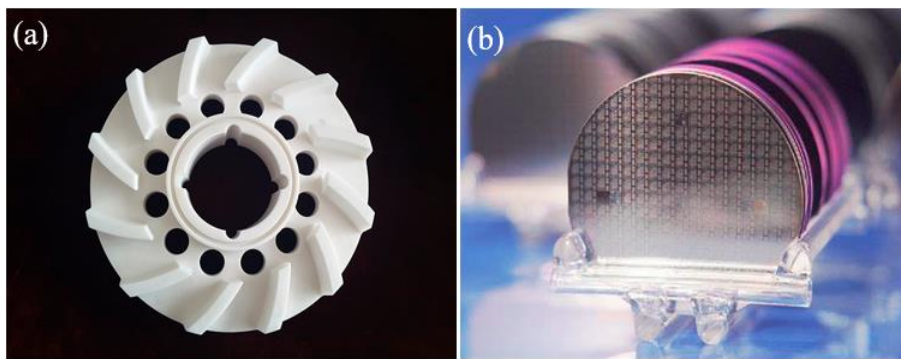


图 1-1 硬脆材料示例：（a）结构陶瓷；（b）硅晶

由于硬脆材料的广泛用途以及新型硬脆材料的开发，如图 1.1 中所示，精密加工硬脆材料的方法成为当前的主要难题。研究者们开发出了多种方法以期对硬脆材料精密加工，比如飞秒激光加工、超声辅助加工、磨抛加工等^[5, 6]。这些加工方法在一定程度上适用于当前制备技术，但其本身也存在如成本及精度的问题。

金刚石作为一种优秀的超硬磨料，同时具有高热导率及高耐磨性的优良特性，成为了制造加工工具的首要选择^[7-9]，在航空航天、汽车以及石油钻探等行业存在广泛的应用^[10]。制造金刚石工具的难点在于金刚石的表面具有良好的化学惰性，难以直接将其与基体结合，因此常常通过机械包埋固结金刚石颗粒，导致金刚石颗粒的出露度低，并且在胎体磨损后容易发生脱落，导致金刚石工具寿命短、成本高并且加工效率低。钎焊工艺在异种材料连接方面具有良好的效果^[11, 12]。钎焊工艺通过高温使钎料融化，金刚石磨粒与钎料发生冶金反应，形成可靠的结合^[13, 14]。

目前用来钎焊金刚石主要包括镍基、铜基和银基钎料^[15-17]。银基钎料具有熔点

较低、良好的润湿性能等优点，但因银的高价而显得昂贵；铜基钎料熔点较低且不含贵金属，但其耐磨性较差；镍基钎料具有高硬度并且与金刚石磨粒的结合力强的优点，因而受到广泛的关注^[18, 19]。然而，镍基钎料的钎焊温度通常在 1000 °C 以上，高温钎焊易导致金刚石磨粒受热损伤^[20]。同时，金刚石颗粒在高温以及触媒元素 Fe、Ni 的作用下产生热损伤，发生严重的金刚石-石墨相变，正四面体结构金刚石转变成层状结构的石墨，导致金刚石力学性能急剧下降，影响其加工效率以及工作寿命^[21]。

面对以上在钎焊金刚石中存在的问题，迫切需要开发一种新型镍基活性钎料及钎焊方法。

1.2 金刚石结构与特性

金刚石是自然界中硬度最高的材料，是碳的同素异形体，其高硬度来源于本身特有的正四面体结构见图 1.2。在金刚石晶体中的 C 原子之间通过 sp^3 轨道杂化的方式与周围的四个 C 原子形成共价键。金刚石的体积弹性模量为 5.42×10^5 MPa，莫氏硬度为 10，显微硬度可达 86-116 GPa，抗压强度为 8.69-16.53 GPa，常压下熔点可达 3550 °C，在具有极其优异的力学性能的同时，也具有优良的导热性，热导率可达 2500~4800 W m⁻¹ K⁻¹。



图 1-2 金刚石正四面体结构球棍模型

金刚石在一定条件下会发生氧化或石墨化转变，影响其本身力学性能^[22, 23]。当处于高温条件下的金刚石颗粒会与氧气发生反应，破坏自身的 sp^3 杂化轨道结构，导致力学性能损失。如表 1.1 所示，金刚石的氧化温度、石墨化转变温度取决于金刚石所在气氛环境。因此金刚石工具的制造对于其加热氛围具有一定的要求，在惰性气体保护或真空气氛下，金刚石不易于发生氧化以及石墨化相变。

天然金刚石的价格昂贵，制造金刚石工具的成本高昂，并且天然金刚石粒度不

一，难以控制金刚石工具在加工时的精度。随着技术发展，研究者们通过技术手段成功人工合成细小金刚石颗粒，带动了金刚石工具的兴起。自人造金刚石颗粒面世以来，经过多年发展，现已被广泛应用于制造具有优异性能的金刚石工具，并在在精密加工硬脆材料方面具有突出的优点^[24, 25]。随着科学技术的大步发展，人造金刚石的合成方法也随之多样化^[26-28]。

表 1-1 金刚石状态的改变^[29]

温度 $T/^{\circ}\text{C}$	介质	状态
720	氧气	开始氧化
850	空气	开始氧化
1500~1600	真空和惰性气体	石墨化
2100	真空和惰性气体	全部转变成石墨

1.3 金刚石工具制备方法

当前制造金刚石工具主要有电镀工艺、烧结工艺以及钎焊工艺^[30, 31]。根据结合剂的不同分为树脂、陶瓷以及金属结合剂。树脂类基体力学性能很差，对高负荷环境下工作的金刚石颗粒把持强度低^[32, 33]；陶瓷类基体具有较为良好的耐热腐蚀性能，但容易在较大的冲击力造成接头失效^[34]；金属连接材料具有良好的机械和热力学性能，它既能够可靠把持金刚石，又能在结合剂-基体界面形成牢固结合^[35]。图 2.3 为金刚石工具示例^[36, 37]

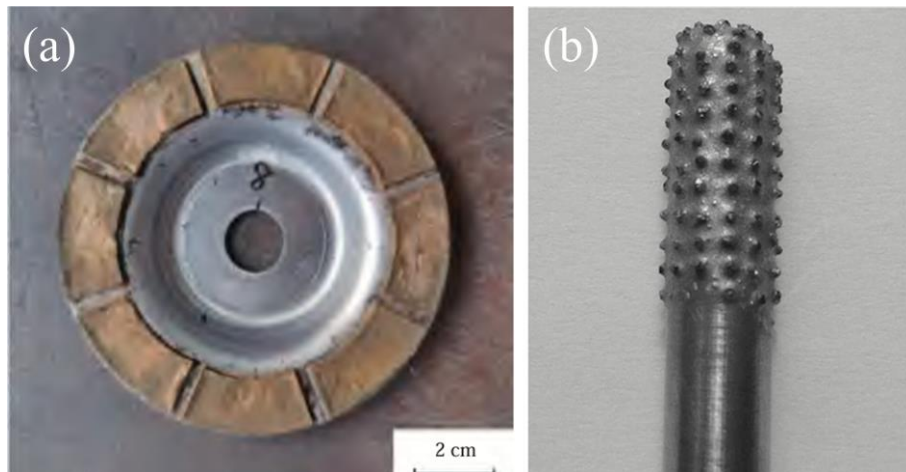


图 1-3 金刚石工具示例：(a) 金刚石砂轮；(b) 金刚石钻头

1.3.1 烧结工艺

烧结工艺是粉末胎体在低于主要组元熔点的温度下致密的过程^[38, 39]。烧结法制造的金刚石工具实质上是结合剂胎体包裹金刚石颗粒，以此形成对金刚石的把持。

为提高胎体对金刚石颗粒的把持力，研究人员通过改进烧结工艺、胎体成分以获得较高的结合强度。卢安军等^[40]实验对比掺杂 Sn、La 的 FeCuCo 和未掺杂的 FeCuCo 两种胎体粘结剂，实验结果表明 Sn、La 的添加促进胎体合金化以及提高胎体的烧结活性，获得更加致密的胎体，胎体耐磨性得到提升。Hu 等^[41]向 Cu 基胎体中添加 AlFeCrCoNi 高熵合金，在烧结温度 850℃，压力 200MPa 的条件下进行烧结，发现添加高熵合金的铜基胎体在烧结过程中，高熵合金与胎体之间发生互扩散，结果表明金属胎体硬度、耐磨性分别提高 53.4%和 200%。

烧结金刚石工具是金属粉末在烧结后形成合金并致密，通过机械填埋的方法达到把持金刚石的目的。然而烧结后的金刚石工具不能控制金刚石的分布，导致切削精度受到影响，并且因为烧结金刚石工具在磨削过程中，金刚石周围的合金逐渐磨损，最终导致金刚石工具失效。

1.3.2 电镀工艺

电镀属于电化学工艺，利用电解反应，将被镀试样置于仪器阴极，阳极的金属离子在电场作用下向阴极试样转移，并在在试样表面富集、沉积形成金属镀层^[42]，如图 1-4。电镀金刚石工具的优势在于形状复杂的基体的金刚石工具制备，且电镀在低温下进行，有利于避免金刚石力学性能受损。

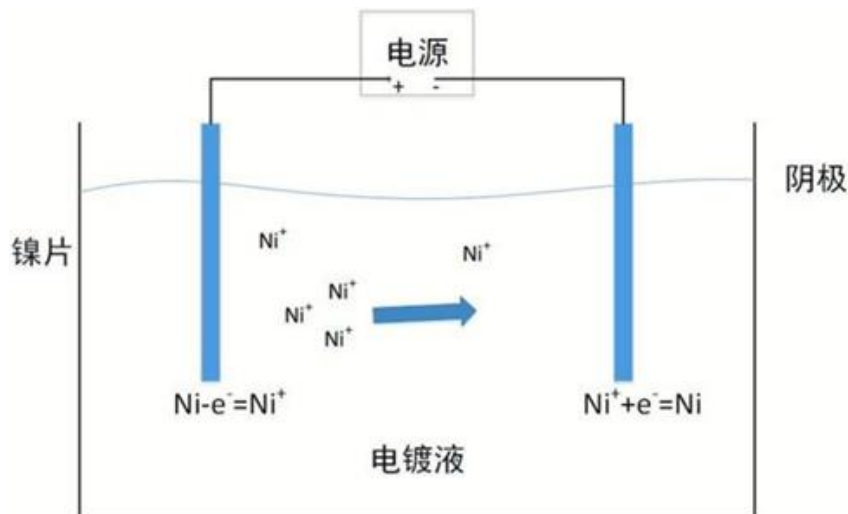


图 1-4 电镀工艺示意图

电镀工艺利用金刚石颗粒与镀层材料的热膨胀系数的差异获得对金刚石磨粒的把持力。镀层金属冷却过程中的收缩体积远大于金刚石的收缩体积，对金刚石颗粒施加的压应力可视为把持力；或通过胎体金属的相变引起的体积增大，对金刚石造成的压应力^[43]。

电镀金刚石工具中机械包埋的金刚石与基体的结合强度较低，传统的电镀金刚石一般采用 Ni 作为镀层，其具备良好的力学性能及经济性，适用于低负荷条件下的金刚石工具制备^[44]。Su 等^[45]以增强金刚石与镀层之间结合力的为目标，通过真空蒸发技术在金刚微粉表面镀 Ti，镀钛后的金刚石微粉在 800℃下加热，使其表面形成 TiC，再将 Ni 与金刚石微粉通过电镀工艺制成金刚石砂线，得到了较为牢固的结合。

1.3.3 钎焊工艺

采用高于钎料、低于基体熔点的温度使钎料熔化的钎焊工艺，使钎料中的活性元素在高温下与金刚石颗粒反应形成碳化物，降低金刚石表面能，随后钎料在金刚石表面润湿并铺展。熔融状态的钎料在毛细作用下与基体表面发生相互作用，凝固后形成牢固的钎焊界面，在异种材料连接方面具有独特优势^[46-48]。

根据加热条件分类，当前钎焊金刚石工艺主要可以分为以下二类：

（1）感应钎焊：感应钎焊是指以中频或高频的通过线圈，通过涡流现象形成区域加热的工艺，其优点在于加热速率快，可以达到 50 °C/min^[49, 50]。

（2）炉中钎焊：炉中钎焊是指钎焊过程中，钎焊炉中的发热体作为热源的钎焊工艺，其优点在于温度控制精确，钎料熔化均匀^[51]。

钎焊法制造金刚石工具的优势相比于烧结法和电镀法主要在于以下三点：

（1）可以实现金刚石颗粒的有序排布，通过控制金刚石颗粒的密度和位置提升钎焊工具的加工精度，有效增加金刚石工具的容屑、排屑空间，提升磨削效率^[52, 53]。

（2）由于基体对金刚石的把持力来源于金刚石与钎料之间形成的碳化物层，因此钎焊法制作的金刚石工具磨粒出露度极大，可达自身高度的 50%以上。研究结果表明金刚石的出露度达到其本身高度的 50%时的钎焊效果最好^[54]。

（3）钎焊金刚石过程中不会产生化学废液以及有毒气体，制得的金刚石工具的使用寿命长，切削效率高，具有良好的经济性^[55]。

1.4 钎料的研究进展

钎料中的强碳化合物形成元素（Cr、Ti、V、W 等）在钎焊过程中与金刚石表面石墨化碳原子反应生成碳化物层，形成金刚石/钎料的牢固结合。钎料的选用直接决定了所用钎焊工艺，进而影响钎焊后金刚石工具的性能^[56]。银基钎料具有较低的钎焊温度（600-800℃^[57]），钎焊后的金刚石表面石墨化程度低，金刚石所受残余热应力小，但银基钎料成本较高。铜基钎料具有相对较低的钎焊温度（850℃-1000℃^[58]），但质地较软，在重负荷下金刚石容易发生脱落等失效。镍基钎料的钎焊温度高（通常在 1000℃以上^[59]），钎焊后对金刚石的把持力强。

1.4.1 银基钎料研究进展

银基钎料作为常用的填充金属，其具有低熔点、优秀的润湿性以及流动性的特点，在钎焊金刚石行业中有重要地位，被广泛应用于金刚石工具制造。银基钎料通常会在钎料中添加活性元素 Ti 来实现与金刚石之间的化学冶金结合。Huang 等^[60]采用 Ag-Cu-Ti 钎料激光异种钎焊铝合金与金刚石，研究了钎焊金刚石接头的界面组织结构和强度，发现钎焊金刚石接头处生成致密的 30 nm 的 TiC 层。

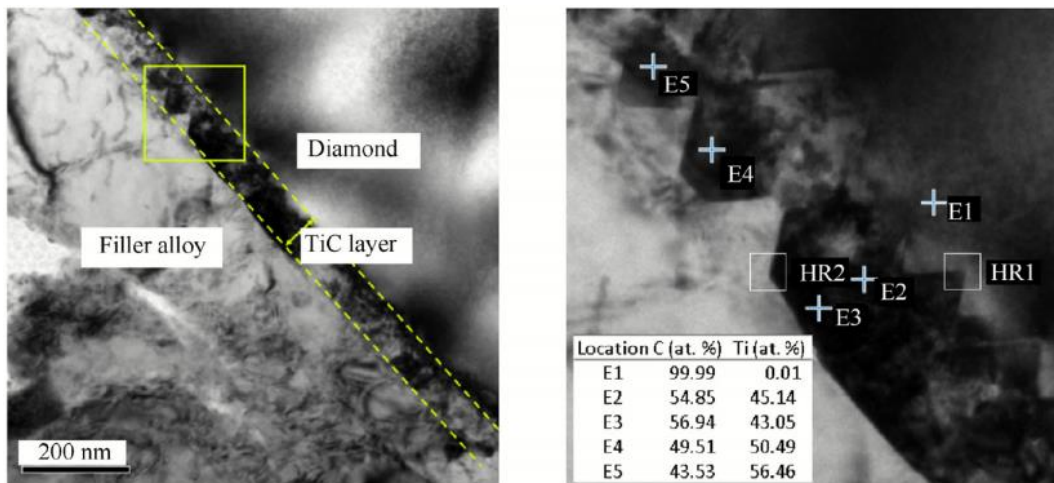


图 1-5 金刚石与钎料界面 TiC 层^[60]

银基钎料具有优秀的钎焊性能，但由于其中元素较为贵重，导致成本增加，不利于大规模使用。同时，银基钎料本身质地软，其在重负荷下加工时易在接头处失效。为提升银基钎料钎焊金刚石接头强度，研究人员在钎焊工艺、钎料成分等方面进行研究。Liu 等^[61]采用近共晶 Ag-Cu-In-Ti 钎料钎焊金刚石，通过改变保温时间获得不同条件的钎焊接头，结果表明 680℃下低温钎焊金刚石不影响金刚石与基体的结合，更高的钎焊温度导致基体中 Fe 元素溶解扩散，钎焊接头处形成有害的金属间

化合物降低钎焊接头的强度。Xu 等^[62]采用 Ag-Cu-Sn-Ti 钎料钎焊金刚石，研究报道了 Sn 含量过高或过低都会导致钎焊接头强度减弱，接头处生成的 Cu_5Sn 会极大影响接头的断裂强度，研究结果表明 Sn 含量不超过 15 wt.% 时的钎焊接头强度较高。

1.4.2 铜基钎料研究进展

铜基钎料具有相对镍基钎料较低的熔点，对金刚石的热损伤较小，并且铜基钎料对于金刚石颗粒的润湿效果好，因而被广泛采用^[63]。铜基钎料中的 Cu-Sn-Ti 体系钎料合金尤为受到研究者的关注，Cu-Sn-Ti 体系钎料合金在钎焊过程中，通过 Ti 元素与金刚石颗粒表面反应，降低金刚石颗粒表面化学能，与此同时，钎料沿着 Ti 与金刚石颗粒表面反应处润湿，达到包覆金刚石颗粒的目的^[64]。伍俏平等^[65]采用 Cu-10Sn-5Ti 钎料真空钎焊金刚石，发现 Ti 在金刚石界面富集并与 C 原子反应生成连续且致密 TiC 层，提高基体对金刚石的把持力。

随着工业的发展以及钎焊技术的不断提高，研究者们希望通过改变钎焊工艺及钎料成分制造出性能更优越的钎焊金刚石工具。王楠等^[66]采用 Ga 改性铜基复合钎料在 900 °C~980 °C 钎焊金刚石，研究结果表明在温度高于 920 °C 的情况下，金刚石与钎料界面形成 0.31 μm 连续均匀的 TiC 层，在钎焊界面之间形成含 $\text{Cu}_{5.6}\text{Sn}$ 和富 Ga 相，钎焊后的金刚石具有良好的加工性能。Yin 等^[67]采用 15 wt.% WC 掺杂的 Cu-Sn-Ti 复合钎料，在 1050 °C 下保温 15 min，获得的钎焊接头剪切强度达到 73.5 MPa，并发现 WC 的掺杂有效减少钎焊接头中脆性相的生成。Duan 等^[68]采用多层石墨烯改性的 Cu-Sn-Ti 钎焊金刚石，研究发现多层石墨烯通过吸收 Cu、Sn 和 Ti 元素形成 TiC 层，减少了接头处脆性相的生成，降低触媒元素对金刚石颗粒的侵蚀，提高了金刚石颗粒的力学性能。

然而 Cu-Sn-Ti 钎料在钎焊中不可避免的在接头处生成脆性相，并且由于其本身硬度低，在高负荷工作条件下易于发生接头失效，导致金刚石断裂或脱落，影响加工效率、精度以及稳定性。

1.4.3 镍基钎料研究进展

以 Ni-Cr 为基本元素的镍基钎料合金具有优异的硬度、耐磨性以及耐腐蚀性，钎焊后的金刚石工具的加工性能优异，学者们对 Ni-Cr 钎料的关注度日益增长。镍基钎料钎焊结合强度高，可以在一些重负荷的工作条件下进行

磨削工作。肖冰等^[69]研究发现镍基钎料钎焊金刚石的高结合强度是由于钎焊时金刚石与钎料界面冶金反应形成 Cr-C 化合物。然而镍基钎料的钎焊温度一般高于 1000 °C, 会对金刚石颗粒造成严重热损伤^[70]。陈燕^[71]通过观察分析高温钎焊金刚石形貌并研究其力学性能, 研究了金刚石热损伤机制及形式, 揭示了钎焊金刚石热损伤的主要因素为高温环境、触媒元素的侵蚀及金刚石的残余应力。

为获得接头强度高、热损伤低的钎焊金刚石工具, 学者们通过第二相掺杂或金刚石表面改性来降低金刚石的热损伤。Wang 等^[72]通过对金刚石颗粒表面镀 W 来降低钎焊后的金刚石颗粒表面石墨化程度, 钎焊时金刚石表面的 W 与碳元素发生键合形成碳化物 WC、W₂C、Cr₃C₂、Cr₇C₃, 在 Cr 元素被吸附的同时, Ni 元素被隔离, 降低 Ni 元素对金刚石颗粒的侵蚀, 有效增强钎料对金刚石磨粒的把持强度。Duan 等^[73]采用掺杂 1 wt.% 多层石墨烯的粉末状镍基钎料钎焊金刚石, 钎焊时 Ni 元素被多层石墨烯吸附并形成夹层, 减少了钎焊高温下 Ni 元素对金刚石颗粒的侵蚀, 降低金刚石颗粒所受热损伤。Zhang 等^[74]研究发现, 稀土元素 Ce、La 的掺杂可以有效促进镍基钎料在钎焊过程中金刚石与 Ni 的隔离, 提高金刚石与钎料之间界面结合强度及热力学稳定性。Jin 等^[75]对比研究了晶态与非晶态镍基钎料钎焊金刚石, 发现在使用非晶态镍基钎料时, 钎焊温度得到降低, 金刚石颗粒形貌更加完整, 生成了致密的碳化物层, 在金刚石表面额外生成了 Cr₂₇C₆。研究人员还发现通过控制热量的输入可以有效避免金刚石的热损伤。Xu 等^[76]研究 Cu 掺杂镍基钎料钎焊金刚石工具的界面结合, 通过第一性原理计算发现 Cu 的掺杂抑制了金刚石的结构损伤, 同时促进金刚石与钎料之间的冶金结合, 并增强界面稳定性。

1.5 研究内容与方法

当前钎焊金刚石工具的制造难点是减少金刚石在钎焊过程中所受热损伤并获得可靠的基体与钎料、钎料与金刚石颗粒之间的结合, 获得具有良好加工性能的钎焊金刚石工具。为达成这一目标, 急需开发新型实用的改性镍基钎料合金。被誉为工业味精的稀土元素是达成这一目的的重要角色, 本文通过在 Ni-Cr-B-Si 钎料合金中添加稀土元素 Lu、Ho 以期获得改性的钎料合金, 研究稀土元素的添加对于镍基钎料合金的影响并钎焊金刚石, 最后探索基体表面粗糙度对于钎焊效果的影响, 如图 1-6。本文主要研究内容如下:

(1) 研究添加不同含量稀土 Lu 镍基钎料的微观组织，研究其微观组织变化对于钎料力学性能及其对钎焊金刚石颗粒的影响，分析稀土 Lu 对于钎焊金刚石颗粒出露度以及金刚石颗粒的磨损性能的作用。

(2) 观察不同稀土 Ho 添加量的镍基钎料的微观组织，研究其添加稀土前后钎焊金刚石的力学性能变化；分析稀土 Ho 对于钎焊金刚石磨削性能的影响，确定稀土 Ho 在镍基钎料中的最优添加量。

(3) 选用最佳添加量的 Ho 改性镍基钎料，制备不同钢基体表面粗糙度的钎焊金刚石试样，探究基体表面粗糙度对于钎焊金刚石颗粒的焊后形貌以及力学性能的影响，表征并研究钎焊金刚石颗粒在钎焊过程中的热损伤，分析表面粗糙度对于钎焊效果影响的机理。

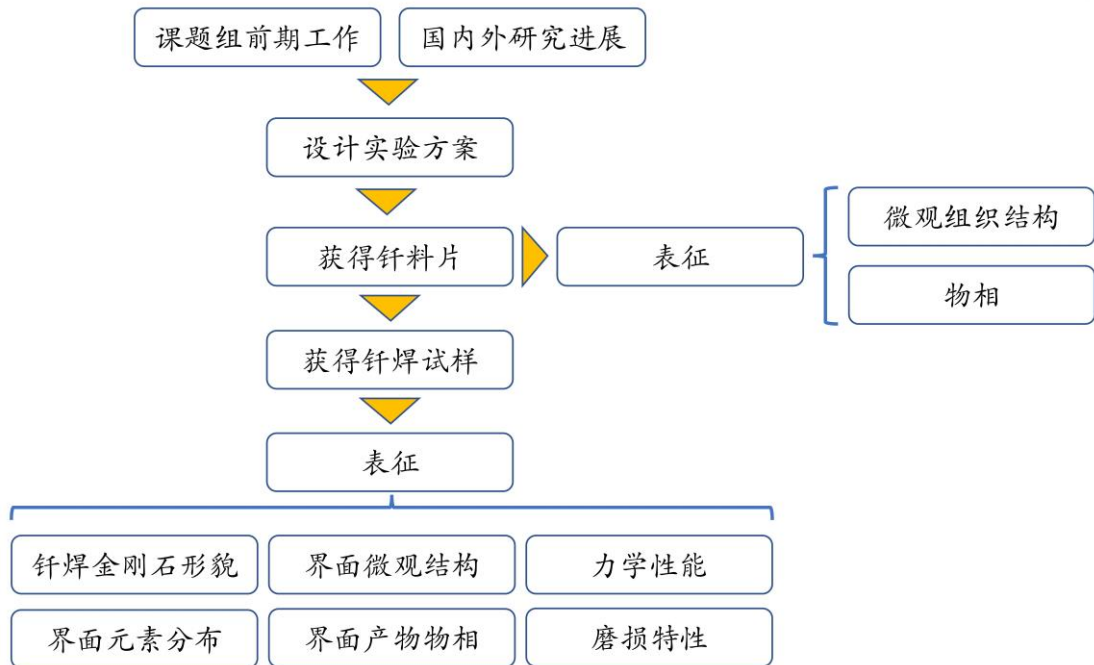


图 1-6 本文研究方法

第 2 章 试验材料及方案

本研究主要使用仪器如表 2-1 所示。

表 2-1 主要使用仪器

仪器	型号	厂家
真空电弧熔炼炉	DHL-600	上海矩晶
真空钼丝钎焊炉	SMS-1600	上海矩晶
金刚砂线切割机	STX-202A	沈阳科晶
SEM	JSM6510	日本电子
SEM	Sigma300	德国蔡司
XRD	Smartlab SE	日本理学
显微硬度测试仪	TMVS-1	北京时代之峰
摩擦磨损试验机	MM-W1B	济南时代试金
激光共聚焦拉曼光谱仪	inVia	英国雷尼绍
抗压强度测试仪	HP603	济南恒品

2.1 材料的选择

2.1.1 钎料

钎料是钎焊过程中的关键部分，在材料连接方面具有重要作用。钎料的选择需要考虑到其与基体的结合能力，基体与钎料之间需要能够形成稳定的结合，同时钎焊温度也是选择钎料的重要指标，过高的钎焊温度会导致金刚石颗粒的性能降低，在满足上述条件时，选择的钎料也需要具备一定的经济性，在具有良好的钎焊性能的同时，满足大规模推广的条件。当前常用于钎焊金刚石的活性钎料合金中，银基钎料具有低熔点、对金刚石磨粒润湿能力强，但贵金属银的价格很高；铜基钎料熔点较低且不含贵金属，但钎料耐磨性差；镍基钎料具有高硬度并且与金刚石磨粒的结合力强的优点，同时具备良好的经济型，正被钎焊金刚石工具行业广泛使用。

基于上述考虑，本文采用 Ni-Cr-B-Si 系钎料合金作为钎焊金刚石的钎料，制备钎料铸锭的原材料为商业购买的高纯度镍、高纯度铬、高纯度硼、高纯度硅、高纯度铁以及高纯度钨（纯度均为 99.9%）。

2.1.2 金刚石颗粒

在选择金刚石颗粒之前，需要考虑其粒度及品质。一般采用粒度大的金刚石颗粒加工质地较软的材料，而对于硬脆材料的加工一般选择粒度较小的金刚石颗粒较为合适，金刚石颗粒的粒度越小，所制得的金刚石工具的加工精度越高。金刚石的品级对于金刚石颗粒的加工效果有重要影响，在加工难加工材料时，通常采用高品级的金刚石颗粒。

本文中采用 99% 氧化铝陶瓷作为被磨件，属于高硬度材料，因此本课题采用黄河旋风股份有限公司生产的 HWD 60 系列商业人造金刚石颗粒，粒度为 35/40 目。通过筛分获得平均尺寸为 425 μm 的金刚石颗粒，在光学显微镜下挑选表面无缺陷、切削刃完整的个体，超声清洗后烘干备用。

2.1.3 钢基体

基体的选择需要考虑到其与钎料的结合能力，还要关注其工作环境。金刚石工具一般处于重负荷条件下工作，因此要求基体具有优秀的强度。并且金刚石工具在加工过程中在短时间内产生大量热量，长时间的高温会导致刀具的失效，因此要求基体具备良好的导热性能。本研究采用 45 号钢作为基体，其具有高强度以及良好的导热性，在进行磨削工作时转移金刚石颗粒产生的热量。并且，45 号钢的可加工性好，可以通过简单的加工工艺获得满足不同形状要求的基体。同时，45 号钢的含碳量低，可以与钎料之间形成牢固的结合。从经济、工艺要求方面考虑，45 号钢是优秀的基体材料。

加工获得尺寸为 15 mm $\times$ 10 mm $\times$ 6 mm 的钢基体，依次使用 320 目、600 目和 1000 目砂纸将 45 号钢基体打磨至无明显划痕，超声清洗后放入恒温箱中烘干备用。

2.2 钎料制备

本研究采用真空电弧熔炼炉（DHL-600）制备钎料铸锭，其工作原理是钨电极在氩气环境中尖端放电，使坩埚中的金属快速融化，停止熔炼后，坩埚中的金属液体快速凝固，形成铸锭。

通过分析天平称取金属原材料并使用在丙酮中超声清洗 10 min~15 min，以去除金属表面的污染物，再使用无水乙醇超声清洗 5 min~10 min，随后置于干燥箱内烘

干，按照熔点由低到高的顺序依次放置于熔炼炉坩埚中后封闭炉门。通过机械泵和分子泵将炉膛内部气压抽至 5×10^{-3} Pa 后通入氩气，使炉内气氛压力达到 -0.05 MPa。使用 220 A 直流电熔炼坩埚内的金属至完全融化后停止通电，待铜坩埚中的金属液形成铸锭，熔炼过程重复三到四次，使各组分得到充分混合。熔炼后的钎料铸锭通过 STX-202A 金刚砂线切割机切割获得厚度约为 150 μm 的钎料片

依次使用 320 目、600 目和 1000 目砂纸将钎料片表面打磨至无明显划痕，并裁剪钎料片的多余部分，以获得长宽 15 mm $\times$ 6 mm 的钎料片。分别采用丙酮和无水乙醇对打磨后的钎料片超声清洗，去除钎料片表面的杂质，放入恒温箱中烘干备用。

2.3 样品制备

通过有机载体将金刚石颗粒、钎料和基体层次排列，通过恒温箱烘干后，将试样放入真空钼丝加热炉中进行钎焊。钎焊时的钎焊温度设置为 1080 $^{\circ}\text{C}$ ，钎焊保温时间设置为 5 min，炉内真空度保持在 5×10^{-3} Pa 以下，钎焊升温速率为 10 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。钎焊完成后，试样随炉冷却后取出。

2.4 表征方法

2.4.1 微观组织及形貌分析

对钎料合金进行微观组织分析，首先取部分钎料合金进行镶嵌，通过砂纸打磨镶嵌的钎料合金表面，再通过抛光机获得光洁表面。烘干后，采用王水作为腐蚀剂腐蚀金相，腐蚀时间约 40 s。腐蚀后，快速用酒精冲洗干净钎料合金腐蚀后的表面。

使用扫描电子显微镜观察钎料合金腐蚀后的微观组织、钎焊金刚石接头、刻蚀后的单颗金刚石颗粒以及磨损后的金刚石颗粒形貌，钎料合金组织中与钎焊金刚石接头处的元素分布处采用 EDS 进行检测。

2.4.2 物相分析

X 射线衍射仪 (XRD) 是利用 X 射线在晶体物质中的衍射效应进行物质结构分析的技术，通过二次荧光 X 射线检测晶体材料中的晶格参数和晶体结构等，对比检测结果与标准衍射图谱确定物相。

本实验通过 XRD 研究钎料物相以及刻蚀金刚石颗粒表面碳化物种类。其工作原

理根据布拉格方程（公式 2-1）给出。

$$2d\sin\theta = n\lambda \quad (2-1)$$

其中 d 为晶面间距， θ 为入射角， n 为衍射级数， λ 为入射线波长。

2.4.3 显微硬度测试

使用维氏硬度仪 TMVS-1 进行显微硬度测试，研究钎料的力学性能，测试前先对钎焊界面进行打磨并抛光。

维氏硬度测试原理为 136° 顶角的金刚石压头在被测物体表面缓慢造成菱形压痕，通过测量压痕对角线的长度以及施加的试验力来计算维氏硬度值其计算原理如图 2-1 所示。

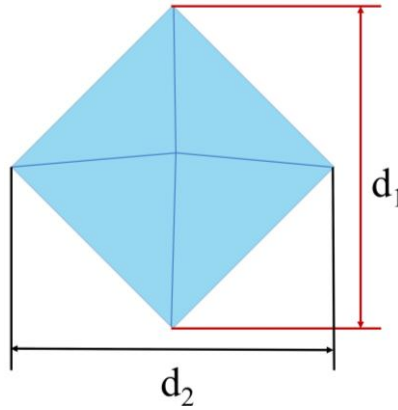


图 2-1 维氏硬度计算示意图

计算公式由公式 2-2 给出。

$$HV = 0.1891 \times \frac{F}{d^2} \quad (2-2)$$

其中 HV 为维氏硬度，0.1891 为常数， F 为施加的试验力， d 为 d_1 和 d_2 的平均值。

本研究中采用试验力为 0.98 N，保荷时间为 15 s。在钎料硬度测试过程中，为减少实验误差，在钎料抛光表面随机打 20 个点并收集数值。

钎焊界面的硬度测量位置选择在打磨抛光后的金刚石-钎料-基体界面，从钎料表面开始向钎料-基体界面测量，以 50 μm 为间距测量 6 个位置，在每个位置进行 5 次测试并求取平均值作为该位置的显微硬度值。

2.4.4 抗压强度测试

采用王水溶液腐蚀钎焊金刚石试样，以获得不含钎料合金的金刚石颗粒。收集王水中的金刚石颗粒并用酒精清洗并放入恒温箱中烘干。通过抗压强度测试仪

HP603 检测刻蚀后的单颗金刚石颗粒的抗压强度，缓慢加载试验力至金刚石颗粒破碎，并记录试验力数值，每组实验重复 30 次，以减少实验误差。金刚石抗压强度计算公式由公式（2-3）给出^[77]：

$$\sigma = 1.37P/d^2 \quad (2-3)$$

其中 σ (MPa) 为抗压强度， P (N) 为静压试验力， d (mm) 为金刚石磨粒平均直径， $d=0.425$ mm。

2.4.5 磨损性能测试

采用 99% 氧化铝陶瓷作为钎焊金刚石试样的对磨件，在摩擦磨损试验机（MM-W1B）上进行磨损试验，试验类型选择为销盘式，试验加载力选择为 100 N，试验时间为 1800 s，转速为 200 r/min，试验示意图如图 2.2 所示。使用分析天平称量试验前后的氧化铝陶瓷的去除量，并记录试验后的摩擦系数。

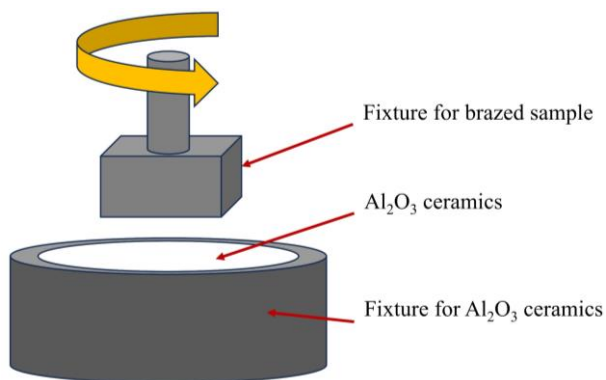


图 2-2 磨损试验示意图

第 3 章 添加 Lu 的镍基钎料及其钎焊金刚石研究

3.1 引言

镧（Lu）是稀土元素中原子序数最大的元素，属于重稀土，其单质为银白色，熔点为 1663 °C，具有高硬度和高密度，在空气中比较稳定。

研究表明添加 Lu 可以有效的提升合金的耐腐蚀性及力学性能^[78]。研究者指出稀土元素 Lu 在金晶界（GB）处偏析，增加了滑移运动的能量障碍，阻止了晶界迁移，从而产生了典型的溶质拖曳效应，在晶粒细化方面存在良好效应^[79, 80]。Zhao 等^[81]探究了 NiAl 合金在镧系元素 Lu 掺杂前后的耐腐蚀性能，结果表明 Lu 掺杂了 NiAl 合金在循环氧化实验 996 小时后剥落面积仅 1.5%~1.8%，表现出优异的抗氧化性能。

本章通过在镍基钎料中添加少量 Lu，以期获得具有良好钎焊效果的高性能钎料合金，其钎料具体成分如表 3-1 所示。

表 3-1 添加 Lu 的镍基钎料化学成分

序号	Ni (wt.%)	Cr (wt.%)	B (wt.%)	Si (wt.%)	Fe (wt.%)	Lu (wt.%)
1	78	12	3	3	4	0
2	77.5	12	3	3	4	0.5
3	77	12	3	3	4	1
4	76.5	12	3	3	4	1.5
5	76	12	3	3	4	2

3.2 添加 Lu 对镍基钎料微观组织的影响

添加不同含量 Lu 的镍基钎料微观组织如图 3-1 所示，通过 SEM 观察并研究其在添加稀土前后微观组织的变化。

图 3-1（a）中为未添加 Lu 的镍基钎料，大量粗大的枝晶组织整齐排列，表明其在凝固过程中发生元素偏析，图 3-2（a）表明钎料中的枝晶组织主要成分为 Ni，溶质元素 Cr 与 Si 元素发生分离并在钎料组织中发生局部富集，在枝晶间区域大量析出。Cr 元素富集的区域中 Ni 元素含量较低，Si 元素富集区域与 Ni 元素富集区域重合，表明在钎料中可能存在 Ni-Si 相。图 3-1（b）为添加 0.5 wt.% Lu 的镍基钎料合金，枝晶组织数量及尺寸明显减小。图 3-1（d）展示了添加 1.5 wt.% Lu 的镍基钎料，钎料中主要为较为粗大的晶间组织，图 3-2（b）显示钎料中的稀土元素 Lu 在晶界处

的能谱反应较高，表明 Lu 在钎料中主要存在于晶界处。

XRD 结果如图 3-3 (a) 所示，添加稀土 Lu 的镍基钎料中产生了金属间化合物 NiLu 相，并且在钎料中检测到 CrB、FeB 和 Ni₃Si 等硬质点相。钎料组织与成分的改变会引起钎料力学性能变化，因此对钎料的显微硬度进行测试，研究钎料显微硬度的差异。图 3-3 (b) 为添加各含量 Lu 的镍基钎料的维氏硬度。未添加稀土 Lu 钎料的维氏硬度最低，为 576.8 HV_{0.1}。随着稀土添加量的提高，钎料维氏硬度呈先增后减的趋势，在稀土 Lu 含量为 1.5 wt.% 时相对于未添加 Lu 的钎料维氏硬度提升 14.5%。

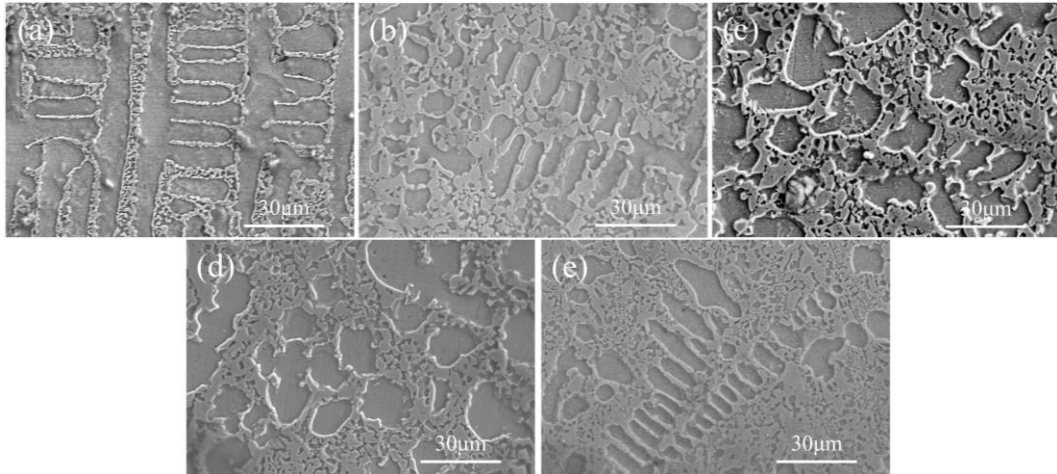


图 3-1 添加 Lu 的镍基钎料微观组织：

(a) 0 wt.%; (b) 0.5 wt.%; (c) 1.0 wt.%; (d) 1.5 wt.%; (e) 2.0 wt.%

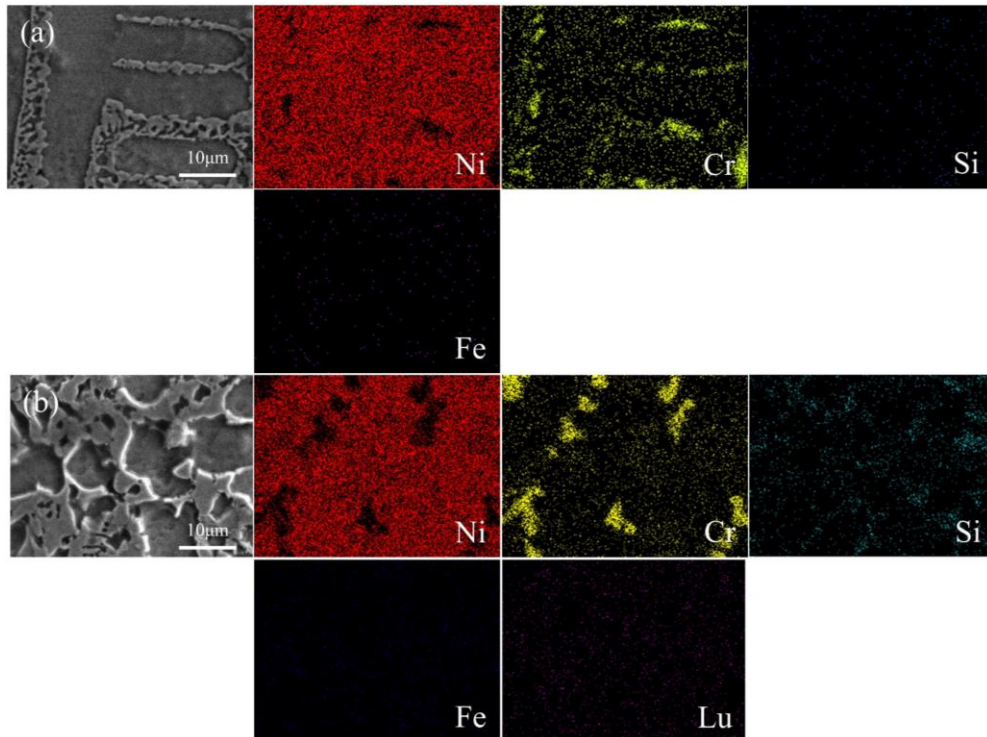


图 3-2 添加 Lu 的镍基钎料表面元素分布：(a) 0 wt.%; (b) 1.5 wt.%

以上结果表明，未添加 Lu 的钎料铸锭在凝固过程中，钎料中的溶质元素在固液

相界面前沿富集形成成分过冷发生非平衡凝固，溶质元素发生不均匀析出，形成存在较多粗大枝晶的非均匀组织。添加适量稀土 Lu 的镍基钎料的组织细小且成分均匀，原因可能在于稀土元素 Lu 在钎料在凝固过程中与 Ni 原子结合形成高熔点化合物，作为形核点形核并阻碍晶粒长大，形成细小晶粒组织，改善钎料的力学性能。

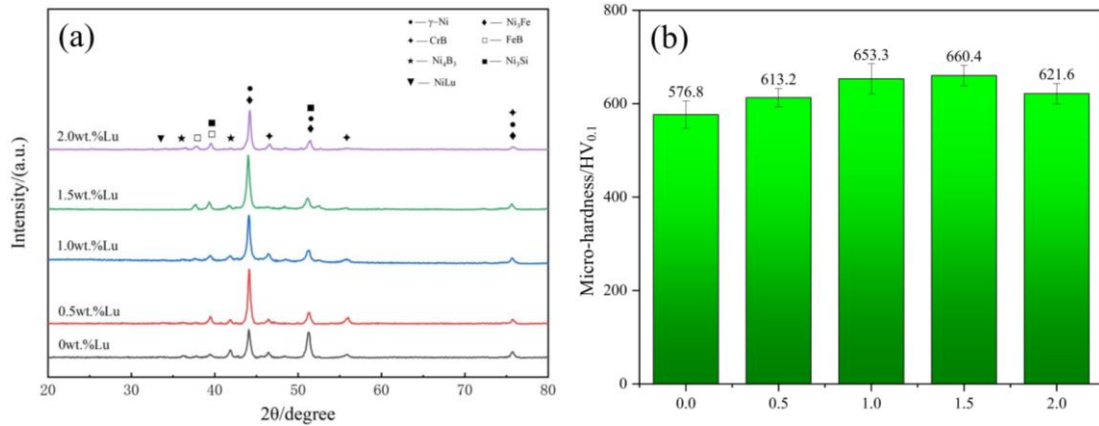


图 3-3 添加 Lu 的镍基钎料: (a) XRD; (b) 显微硬度

3.3 添加 Lu 对镍基钎料钎焊接头的影响

金刚石颗粒在钎焊过程中受到的热损伤会直接影响到其加工性能，其热损伤包括石墨化与残余应力，具体表现在金刚石颗粒的表面形貌遭到破坏。通过 SEM 观察钎焊后的接头形貌，如图 3-4 所示。

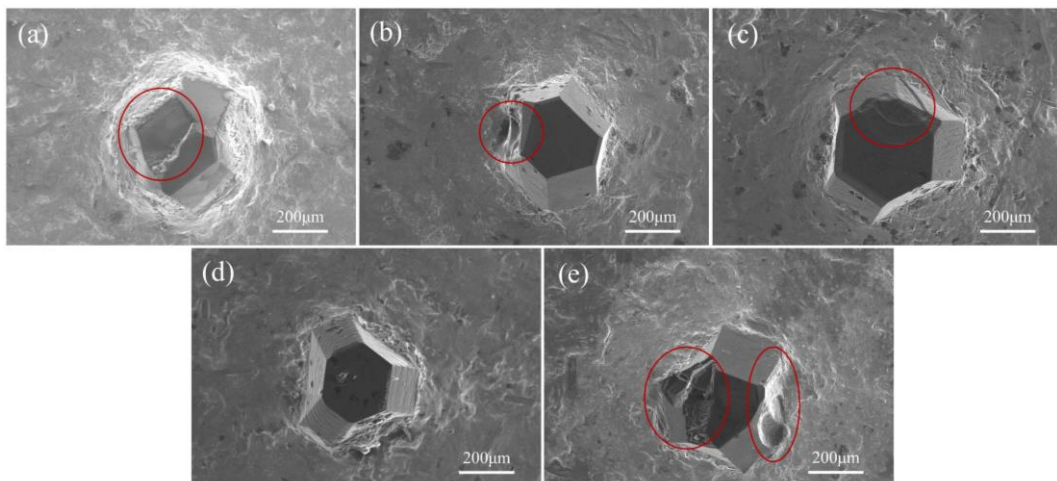


图 3-4 添加 Lu 的镍基钎料钎焊金刚石形貌 SEM: (a) 0 wt.%; (b) 0.5 wt.%; (c) 1.0 wt.%; (d) 1.5 wt.%; (e) 2.0 wt.%

图 3-4 (a) 为未添加稀土 Lu 的镍基钎焊金刚石颗粒，钎焊后的金刚石颗粒完整性遭到破坏，金刚石颗粒表面小块破碎，切削刃不完整。图 3-4 (b) 为添加 0.5 wt.% 稀土 Lu 的镍基钎焊金刚石颗粒，在金刚石颗粒与钎料的结合处，发现了较大的蚀坑，

其产生原因是金刚石在钎焊过程中受到高温的影响以及触媒元素 Ni、Fe 的侵蚀，导致部分 sp^3 杂化轨道转化为 sp^2 轨道，金刚石颗粒表面出现石墨化。石墨化的碳原子溶解于熔融的钎料之中，在金刚石表面形成蚀坑。随着稀土含量提升到 1.5 wt.% 时，金刚石颗粒在钎焊后保持完整，表面未出现破碎或蚀坑，其原因在于稀土 Lu 在钎焊过程中在金刚石周围与过量的 Ni 原子结合，降低了触媒元素 Ni 在高温下对金刚石颗粒的侵蚀作用。

通过扫描电子显微镜及能谱仪研究金刚石颗粒与钎料的结合界面，分析元素在金刚石颗粒周围的分布。图 3-5 (a) 为未添加 Lu 的镍基钎料钎焊金刚石颗粒界面，Cr 元素呈现分散的条状，在金刚石颗粒与钎料的结合界面形成不连续、不均匀的条带。界面处元素线扫结果显示 Cr 与 C 的重合区域厚度为 2.6 μm 。添加 1.5 wt.% Lu 的钎焊金刚石颗粒界面如图 3-5 (b) 所示，Cr 元素呈现连续均匀的富铬带，与 C 元素形成的元素带相交，表明 Cr 元素在界面处与 C 原子发生反应，生成的均匀碳化物层厚度为 5.1 μm 。

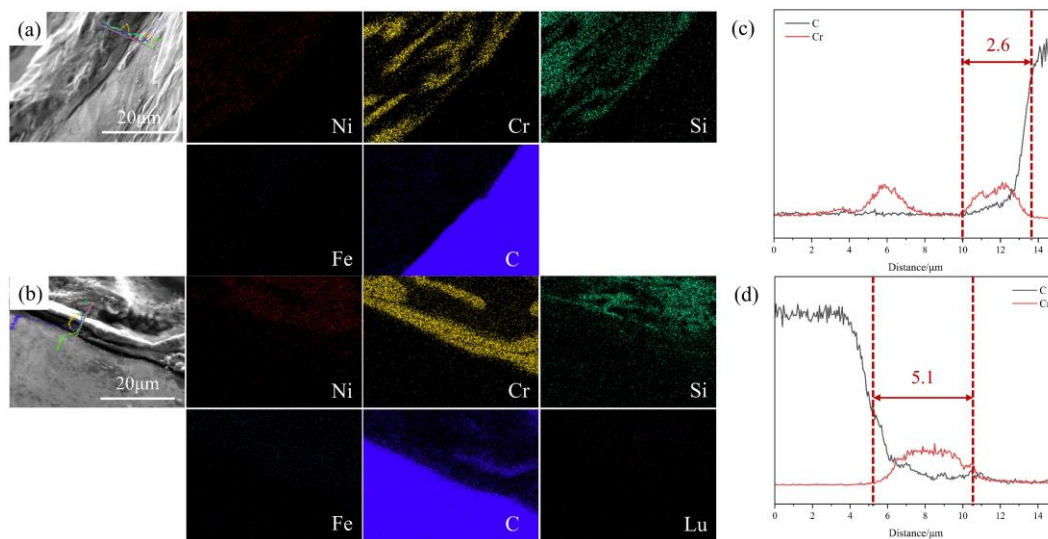


图 3-5 金刚石与钎料合金界面元素分布及线扫：(a、c) 0 wt.% Lu；(b、d) 1.5 wt.% Lu

金刚石在钎焊过程中，受到钎焊高温及触媒元素 Fe、Ni 共同影响，在金刚石表面形成石墨化，降低金刚石颗粒的力学性能。图 3-6 中展示了分别位于 1332 cm^{-1} 附近和 3122 cm^{-1} 的拉曼峰。分别为位于 1332 cm^{-1} 的拉曼峰为金刚石峰 (D) 和 3122 cm^{-1} 的拉曼峰为石墨峰 (G)，根据峰的强度判断金刚石颗粒表面发生的石墨化程度。结果表明，未添加 Lu 的镍基钎料钎焊金刚石样品石墨峰 (G) 强度明显高于添加 Lu 的钎料钎焊金刚石。添加稀土元素 Lu 的后的金刚石颗粒石墨峰明显减弱，当稀土 Lu 含量达到 1.5 wt.% 时，金刚石颗粒表面石墨峰极低。

钎焊后金刚石颗粒的出露度影响了钎焊样品的加工性能，其意义不仅在于切削

刃的暴露高度，对于容屑、排屑也有重要影响。图 3-7 展示了添加不同含量 Lu 的镍基钎料钎焊金刚石颗粒出露高度，图 3-7 (a) 是未添加 Lu 的钎焊金刚石样品，金刚石颗粒几乎被完全覆盖，金刚石的切削刃几乎没有暴露，并且由于钎料合金过高的爬升高度，金刚石颗粒周围的容屑、排屑空间也减少，极大的影响了金刚石样品的加工性能。Lu 改性的钎焊金刚石样品的出露高度得到大幅改善，图 3-7 (d) 中 Lu 添加量为 1.5 wt.% 时金刚石的出露度最高，达到其本身高度的 55.3%。

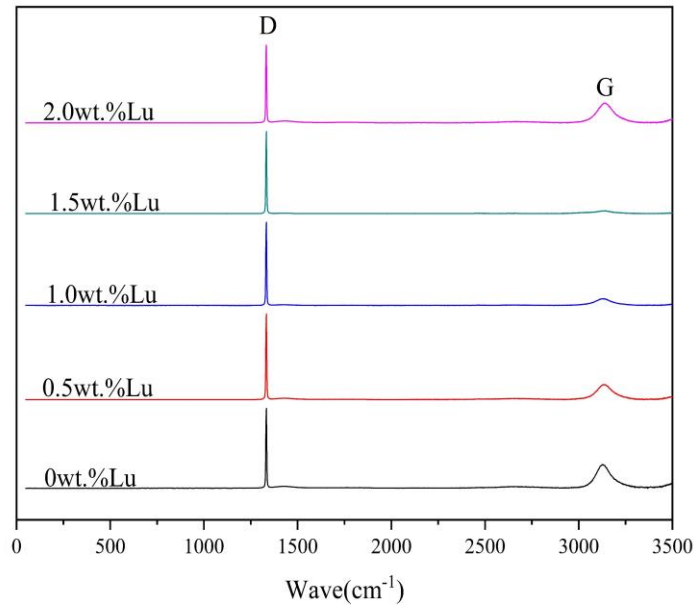


图 3-6 添加 Lu 的镍基钎料钎焊金刚石表面拉曼测试结果

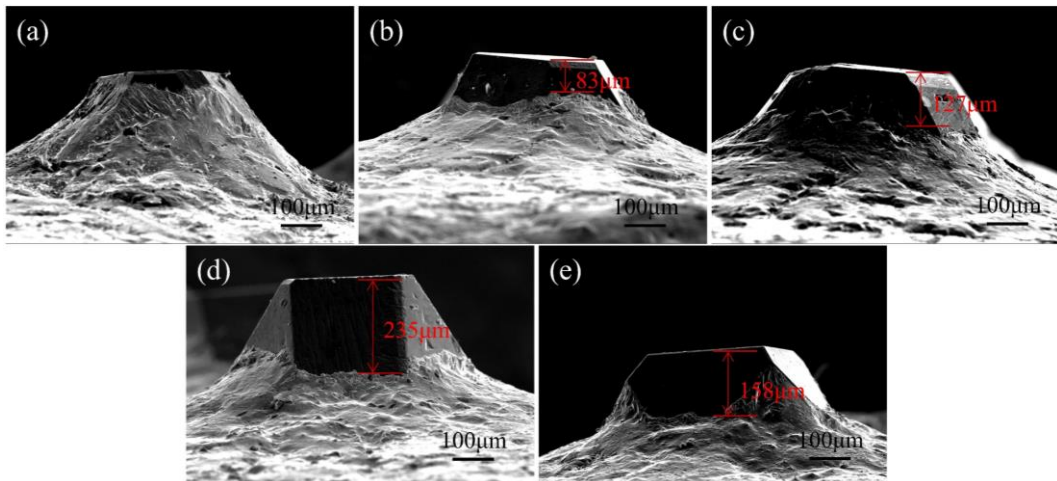


图 3-7 添加 Lu 的镍基钎料钎焊金刚石出露高度：

(a) 0 wt.%; (b) 0.5 wt.%; (c) 1.0 wt.%; (d) 1.5 wt.%; (e) 2.0 wt.%

金刚石表面具有较大的表面能，钎料不能直接在其表面润湿^[82]。图 3-8 (a) 和 (b) 分别展示了添加稀土前后镍基钎料对金刚石的润湿效果。钎焊过程中，金刚石颗粒表面 C 原子发生石墨化转变，钎料中的 Cr 原子与发生石墨化的 C 原子原位生成 Cr-C 化合物，使 Cr 原子能润湿金刚石颗粒表面，同时 Ni 原子通过攀附表面能较低

的碳化物逐渐包裹金刚石，Ni、Fe 的攀附促进金刚石表面石墨化的发生，使 Cr 元素进一步与石墨化的 C 原子反应，最终完全包埋金刚石颗粒。添加 Lu 的镍基钎料在钎焊过程中，Lu 原子与金刚石周围的 Ni 原子结合，形成化合物，降低金刚石周围 Ni 原子浓度。由于金刚石出露表面攀附的钎料较少，触媒元素 Ni、Fe 对金刚石表面石墨化的促进作用减小，钎焊后的金刚石颗粒能够保留较大的出露度。

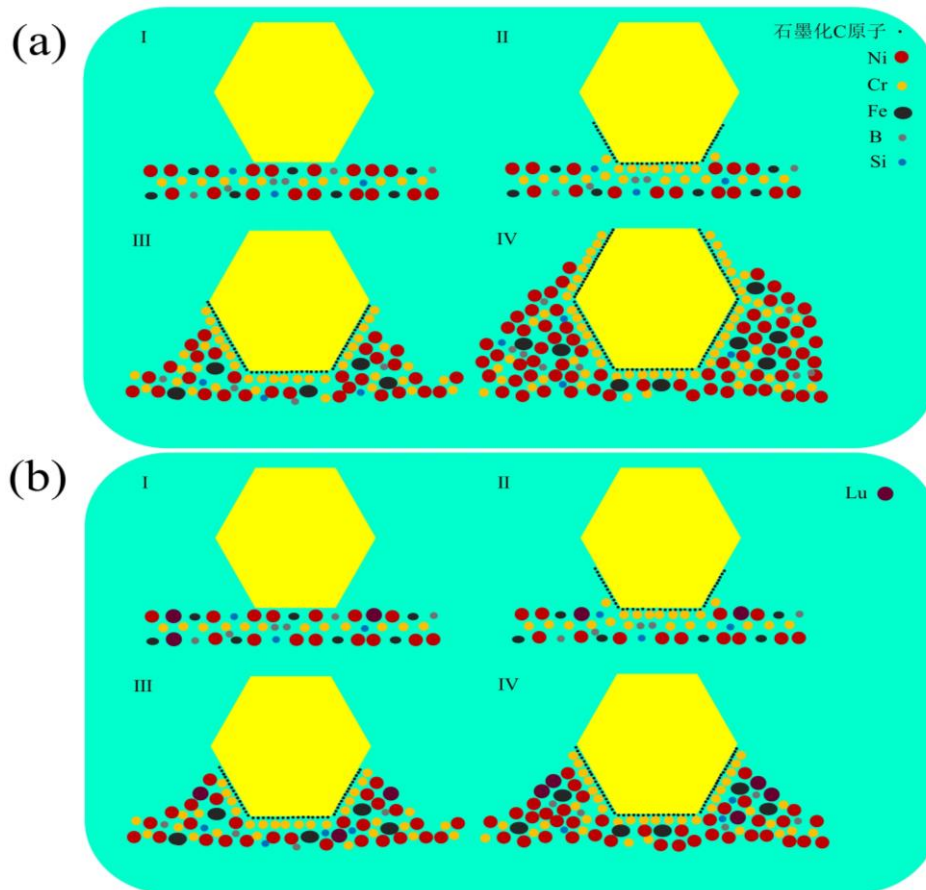


图 3-8 添加稀土对金刚石颗粒出露度影响示意图

3.4 添加 Lu 对镍基钎料钎焊金刚石表面碳化物的影响

使用微区 XRD (MA-XRD) 研究钎焊后金刚石颗粒表面碳化物的物相组成，其结果如图 3-9 所示，金刚石表面存在 Cr_7C_3 及 Cr_3C_2 两种碳化物。研究表明：在 Ni-Cr 复合钎料钎焊过程中，金刚石表面碳化物的形貌受 C 原子在 Ni 中溶解度的影响，Cr 原子首先沿着金刚石颗粒表面，与金刚石颗粒表面发生石墨化的碳原子反应，生成平行与金刚石颗粒表面的致密的 Cr_3C_2 层，碳化物层会继续吸收 Cr 原子，在异于 Cr_3C_2 层取向的方向上生成细小短棒状的 Cr_7C_3 [83]。碳化物在金刚石表面的生长可由以下公式描述：

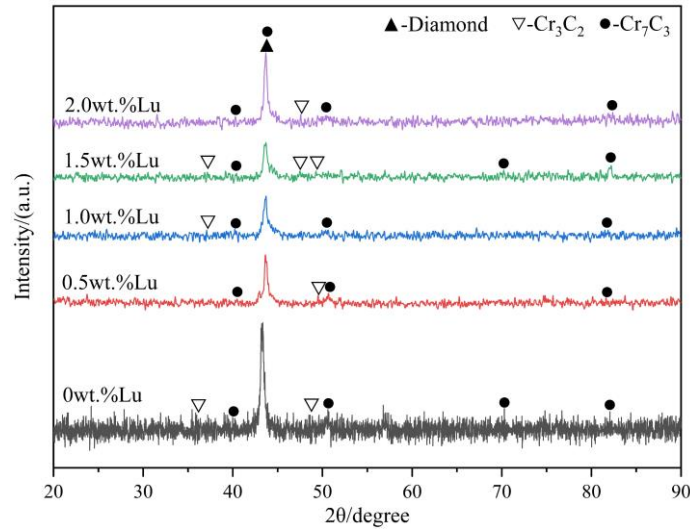


图 3-9 钎焊金刚石表面碳化物 XRD

取刻蚀后的 Lu 改性钎焊金刚石颗粒在 SEM 下进行观察，研究其表面碳化物形貌，如图 3-10 所示。

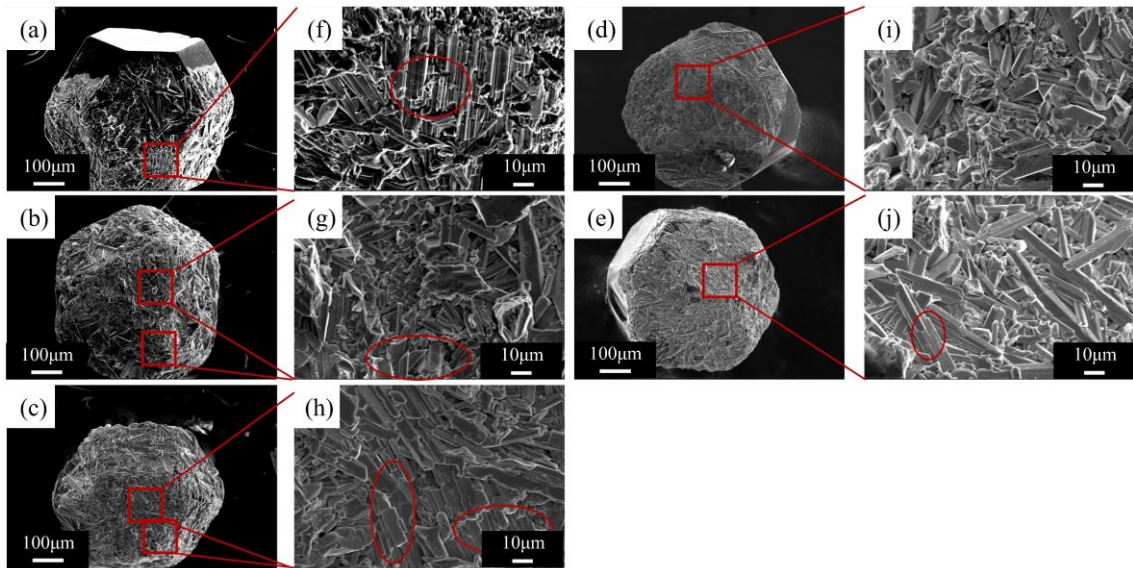


图 3-10 钎焊金刚石表面碳化物 SEM 及局部放大图：(a、f) 0 wt.%；(b、g) 0.5 wt.%；(c、h) 1.0 wt.%；(d、i) 1.5 wt.%；(e、j) 2.0 wt.%

图 3-10 (a) 中未添加 Lu 的镍基钎料钎焊金刚石颗粒表面碳化物呈现有序的长条状化合物，碳化物层出现裂纹并在观察到的金刚石颗粒表面发生脱落，观察到 C 原子溶解产生的蚀坑。稀土 Lu 的添加影响了金刚石颗粒表面碳化物的形貌，金刚石颗粒表面碳化物逐渐向短棒状转变，当稀土 Lu 的添加量为 1.5 wt.% 时，如图 (d、i)，碳化物层表面没有观察到裂纹，碳化物的形态由短棒状向粒状转变。裂纹的减少可能是由于稀土 Lu 改善了钎料合金与金刚石颗粒之间的热膨胀系数差异，有效降低金刚石颗粒焊后所受残余应力。

3.5 添加 Lu 对镍基钎料钎焊金刚石力学性能的影响

3.5.1 金刚石颗粒抗压强度

钎焊后，由于金刚石的结构遭到一定程度破坏，导致力学性能降低，进而导致金刚石工具加工性能降低，因此本研究采用抗压强度试验表征钎焊后的金刚石的力学性能，研究金刚石颗粒钎焊后的性能损失。为验证金刚石颗粒在钎焊后的力学性能，通过抗压强度测试仪对焊后金刚石颗粒进行抗压强度测试，测试结果如图 3-11。实验结果表明未添加稀土的钎焊金刚石颗粒的平均抗压强度为 1481.27 MPa，远低于添加 1.5 wt.% Lu 的试样，金刚石力学性能的降低原因是石墨化以及所受内应力的共同作用。添加 1.5 wt.% Lu 的试样的抗压强度值达到了 3058.59 MPa，表明金刚石颗粒在实验中力学性能损失最小。其原因是 Lu 的添加使钎焊时金刚石颗粒所受 Ni 的侵蚀较小，并且金刚石颗粒表面形成的碳化物层有利于所受应力的释放。因此，添加 Lu 的镍基钎料可以有效降低金刚石颗粒在钎焊过程中的力学性能损失。

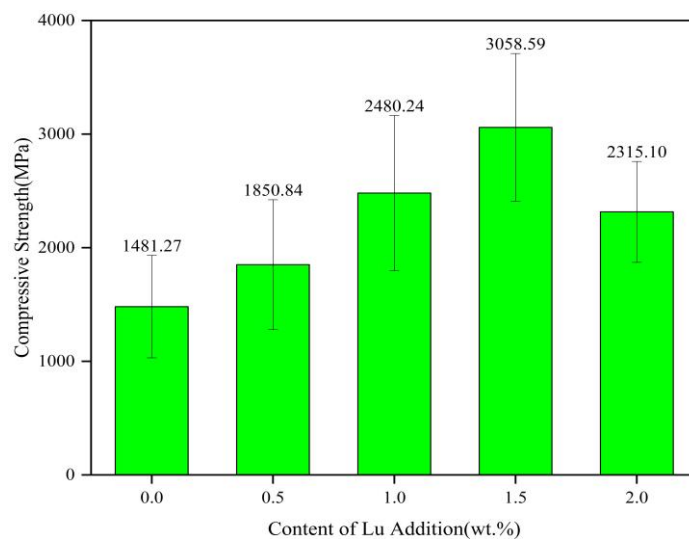


图 3-11 添加 Lu 的镍基钎料钎焊金刚石抗压强度值

3.5.2 钎焊试样的界面硬度

在钎焊过程中，钎料与钢基体之间会发生复杂的元素扩散现象，影响钎焊界面的硬度。为研究添加 Lu 的镍基钎料与钢基体界面结合强度，采用维氏硬度计进行界面硬度测试，实验结果如图 3-12 所示。从实验结果可以看出，从钢基体到钎料区域的显微硬度呈现出先增加后减小的趋势，且在界面处达到最大值。这种现象可能与界面区域的元素扩散和相变有关，界面处形成了硬度较高的金属间化合物或固溶体。

未添加 Lu 的钎焊界面显微硬度最低, 表明稀土元素 Lu 的添加对界面硬度的提升具有显著作用。随着 Lu 添加量的增加, 钎焊界面的显微硬度逐渐提高, 当 Lu 的添加量为 1.5 wt.% 时, 界面硬度达到最大值。Lu 的添加可能促进了界面处更均匀的元素分布和更致密的组织结构, 从而提高了界面的力学性能。

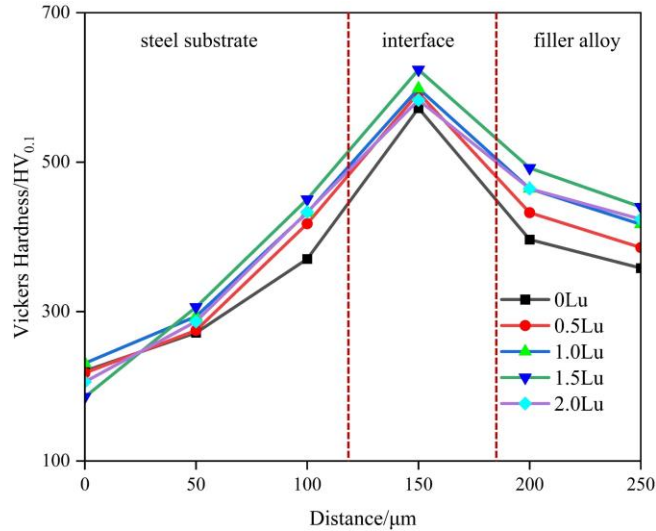


图 3-12 添加 Lu 的镍基钎料钎焊试样界面硬度

3.5.3 钎焊金刚石试样磨损特性

为研究稀土 Lu 对于钎焊样品磨损特性的影响, 通过摩擦磨损试验机对钎焊后的金刚石试样进行测试。磨损试验后的金刚石颗粒如图 3-13 所示。金刚石颗粒表面均出现不同程度的破坏, 图 3-13 (a) 中展示的是未添加稀土 Lu 的钎焊样品, 金刚石颗粒出现解理断裂, 断裂位置出现在金刚石与钎料的结合部位, 这是由于金刚石颗粒在此部位受到的内应力最大。随着稀土 Lu 添加量的提升, 金刚石颗粒在磨损后表现出了不同的形貌。图 3-13 (b、c、e) 分别为添加 0.5 wt.% Lu、1.0 wt.% Lu 和 2.0 wt.% Lu 的金刚石样品, 其在磨损后表现出大块破碎的形貌, 极大影响钎焊金刚石工具的使用寿命以及稳定性, 图 3-13 (d) 为添加 1.5 wt.% Lu 的钎焊金刚石样品, 在磨损后呈现出小块破碎。研究结果表明稀土 Lu 的添加减少了金刚石颗粒在钎焊过程中的力学性能损失, 当 Lu 的添加含量为 1.5 wt.%, 钎焊金刚石样品获得了相对最佳的耐磨性以及加工时的稳定性。

摩擦系数表明了钎焊试样在试验中的稳定性, 钎焊试样在摩擦初始阶段与氧化铝陶瓷发生不稳定磨损, 导致摩擦系数发生剧烈变化, 随着摩擦时间的延长, 金刚石颗粒的切削刃逐渐切入被磨件中, 形成稳定磨损。摩擦系数结果如图 3-14 (a) 所示, 未添加稀土 Lu 的钎焊试样的摩擦系数在磨损过程中发生较大波动, 这是由于金

金刚石颗粒在试验过程中不断破碎，导致钎焊试样与氧化铝陶瓷之间的摩擦面积发生变化，摩擦系数极不稳定。含 1.5 wt.% Lu 的金刚石试样的摩擦系数在经历初始的不稳定磨损阶段后，在 400 s 后与被磨件形成稳定磨损，此时摩擦系数波动小，磨损趋于稳定。并且 1.5 wt.% Lu 改性钎料钎焊金刚石试样的摩擦系数低，在磨擦过程中产生较少的热量，提高了钎焊试样的使用寿命。金刚石试样对氧化铝陶瓷去除量如图 3-14 (b) 所示，在未添加稀土 Lu 时，金刚石试样对氧化铝陶瓷的去除量低，仅有 27.9 mg，添加 Lu 的的金刚石试样的去除量均得到提高，其中含量为 1.5 wt.% Lu 的金刚石试样对氧化铝陶瓷的去除量最高达到 45.4 mg。表明添加 Lu 有效的降低钎料在钎焊过程中对金刚石颗粒造成的热损伤，保留了金刚石颗粒的力学性能。

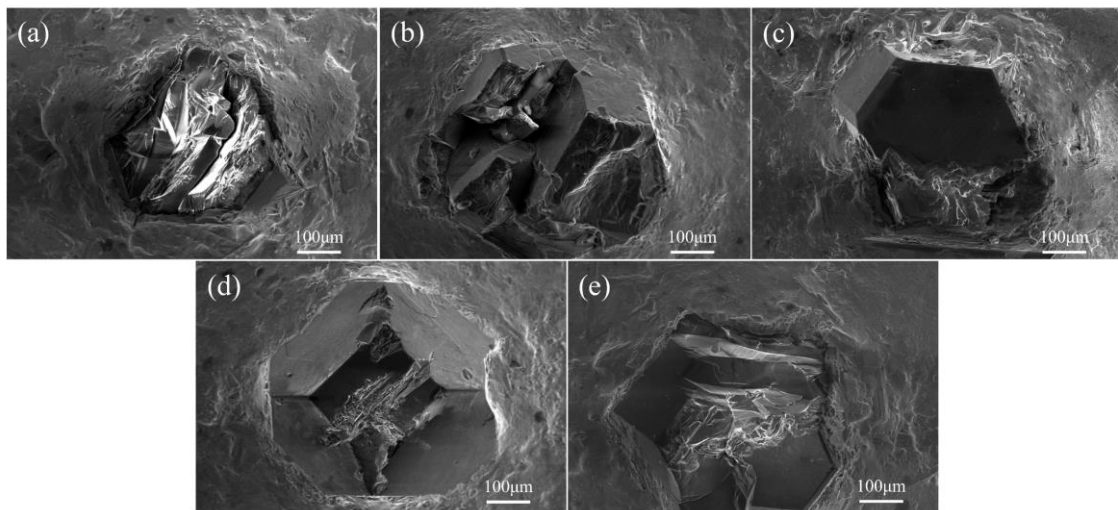


图 3-13 添加 Lu 的镍基钎料钎焊金刚石磨损试验后的金刚石磨粒形貌：(a) 0 wt.%；(b) 0.5 wt.%；(c) 1.0 wt.%；(d) 1.5 wt.%；(e) 2.0 wt.%

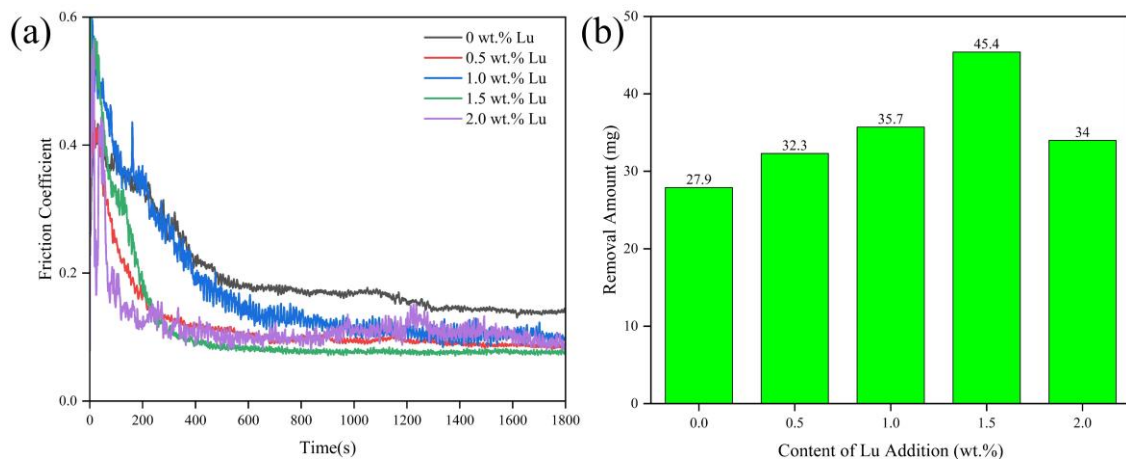


图 3-14 添加 Lu 的镍基钎料钎焊试样的：(a) 摩擦系数曲线；(b) 氧化铝陶瓷去除量

3.6 本章小结

本章制备了稀土添加 Lu 的镍基钎料，采用真空加热的方式获得了 1080 °C 下保温 5 min 的钎焊金刚石样品，对添加 Lu 的镍基钎料及钎焊金刚石样品进行分析表征。本章主要研究了稀土 Lu 的添加对镍基钎料的微观组织及力学性能的影响，分析 Lu 在镍基钎料微观组织演化过程中的作用，研究了添加 Lu 对钎焊金刚石性能的影响。主要结论如下：

（1）在添加 Lu 的的镍基钎料中，稀土元素 Lu 主要分布于晶界处，阻碍晶界长大并提供异质形核点，达到细化晶粒的目的。并且 Lu 与钎料中的 Ni 反应生成 NiLu 相，晶粒细化及新相的生成共同提升了钎料的显微硬度，当 Lu 的添加量为 1.5 wt.% 时，钎料的显微硬度最高为 660.4 HV_{0.1}。

（2）添加 Lu 有效改善了钎焊接头的质量，通过与金刚石颗粒周围的 Ni 元素结合，降低高温下 Ni 对金刚石的侵蚀并提高了钎焊金刚石颗粒的出露度。当 Lu 添加量为 1.5 wt.% 时，钎焊后的金刚石颗粒保持完整，出露度达到其自身高度 55.3%。

（3）Lu 影响了金刚石颗粒与钎料界面的碳化物的生成，碳化物从有序长条状向短棒状转变，改善了金刚石颗粒与钎料的热膨胀系数不匹配，减少了碳化物层的裂纹数量，提高了钎料对金刚石颗粒的把持力。当 Lu 添加量为 1.5 wt.% 时，碳化物层上没有出现明显裂纹，粒状碳化物呈无序排列。

（4）钎料中添加 Lu 改善了钎焊金刚石试样的焊后力学性能。当 Lu 添加量为 1.5 wt.% 时，钎焊试样在磨削时具有最优的稳定性，金刚石颗粒在磨损试验后保持自身大部分完整性，并且对氧化铝陶瓷的去除量达到 45.4 mg，相较于未添加稀土的钎焊金刚石试样的去除量提高 67.2%。

第 4 章 添加 Ho 的镍基钎料及其钎焊金刚石研究

4.1 引言

钬（Ho）属于镧系金属，在室温下性质稳定，相对密度 8.79 g/cm^3 。合金中掺杂少量 Ho 可以细化合金的晶粒，提升力学性能，提高合金的耐腐蚀性能^[84]。稀土元素（RE）在镁基体中具有较高的固溶度，通过时效处理可析出高热稳定性（如热分解温度 $>400^\circ\text{C}$ ）的 Mg-RE 金属间化合物相^[85]。研究表明，稀土元素 Ho 对镁合金耐热性能的改善机制主要包括以下四个方面。（1）净化作用：与杂质反应生成稀土化合物，降低夹杂物含量^[78]；（2）晶界强化：通过动态再结晶抑制和 Zener 钉扎效应，使晶粒尺寸细化^[86]；（3）相组成调控：形成 Mg-RE 等热稳定相，提升合金的高温性能^[87]；（4）固溶强化：稀土原子固溶引起的晶格畸变能使高温抗蠕变性能提升。这些协同效应使稀土合金在高温服役环境下仍能保持优异的高温强度和抗疲劳性能。王等^[88]研究了 NiAl-Cr(Mo)-Ho-Hf 共晶合金在高温下的摩擦磨损性能，实验表明其在 $700\text{-}900^\circ\text{C}$ 内均具有优异的摩擦磨损性能，摩擦系数低至 0.25 且磨损率低至 $8.5 \times 10^{-14} \text{ m}^3/(\text{m N})$ 。

本章选用 Ho 作为改性添加材料，旨在开发高性能新型 Ni-Cr 钎料。并通过研究不同 Ho 的添加量对于 Ni-Cr 钎料的微观组织与性能的影响，实验分析 Ho 对于钎焊金刚石力学性能的变化。本章添加的 Ho 镍基钎料合金具体成分如表 4-1 所示。

表 4-1 添加稀土 Ho 的镍基钎料化学成分

序号	Ni (wt.%)	Cr (wt.%)	B (wt.%)	Si (wt.%)	Fe (wt.%)	Ho (wt.%)
1	78	12	3	3	4	0
2	77.5	12	3	3	4	0.5
3	77	12	3	3	4	1
4	76.5	12	3	3	4	1.5
5	76	12	3	3	4	2

4.2 添加 Ho 对镍基钎料微观组织的影响

图 4-1 为添加不同含量 Ho 元素的镍基钎料合金在光学显微镜下的金相图及扫描

电子显微镜下的显微组织，对比观察添加 Ho 元素前后钎料合金组织。图 4-1 (a) 中未添加 Ho 的镍基钎料在凝固过程中晶体沿特定晶向生长，光学显微镜下的枝晶组织呈现有序排列。图 4-1 (b) 中，添加 0.5 wt.% Ho 的镍基钎料组织中的枝晶组织数量和尺寸明显减少，取向不一致的枝晶组织散布在组织中；在添加 1.5 wt.% Ho 的镍基钎料中，如图 4-1 (d)，钎料组织主要为均匀细小的等轴晶粒，SEM 表明钎料中主要存在细共晶组织。

图 4-2 (a) 为未添加 Ho 的镍基钎料合金 EDS 显示的元素分布，溶质元素 Cr 发生偏析并高度富集。图 4-2 (b) 为添加 1.5 wt.% Ho 的镍基钎料合金，Ho 元素主要分布于晶界。

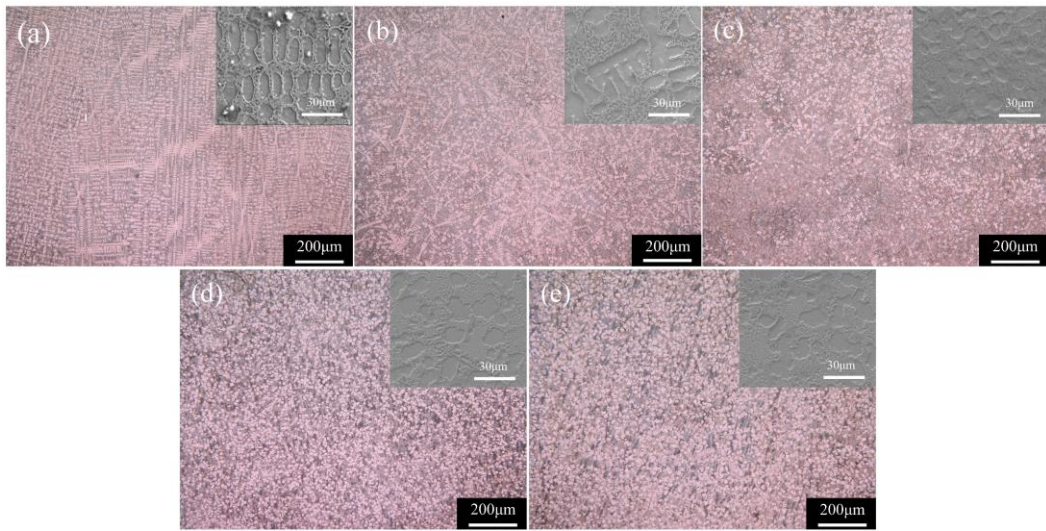


图 4-1 添加 Ho 的镍基钎料 OM 和 SEM 图：

(a) 0 wt.%; (b) 0.5 wt.%; (c) 1.0 wt.%; (d) 1.5 wt.%; (e) 2.0 wt.%

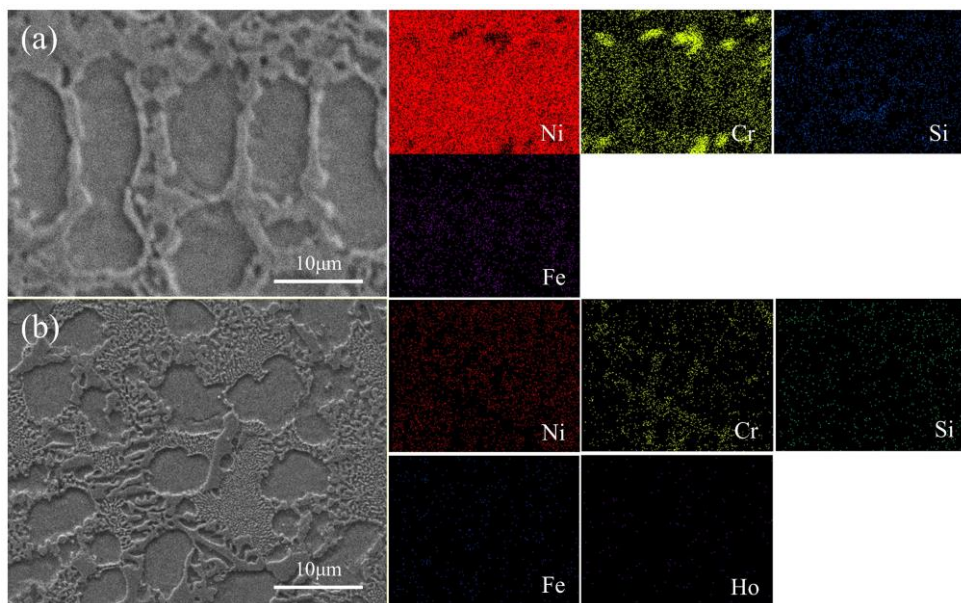


图 4-2 添加 Ho 的镍基钎料合金 EDS 下的元素分布：(a) 0 wt.%; (b) 1.5 wt.%

添加 Ho 的镍基钎料 XRD 图谱如图 4-3 所示，稀土 Ho 的添加使镍基钎料中出现新相 Ni_3Ho 以及 HoB_2 。图 4-4 中显示未添加稀土元素 Ho 的镍基钎料的显微硬度为 $576.8 \text{ HV}_{0.1}$ ，添加稀土元素 Ho 的镍基钎料显微硬度均得到提升，添加 1.5wt.% Ho 的钎料硬度提升到 $716.3 \text{ HV}_{0.1}$ 。

由此得出，在镍基钎料中添加 Ho 元素可以提高钎料的显微硬度。其主要原因是当稀土 Ho 加入到镍基钎料中使钎料的显微组织均匀，减少了偏析组织的产生，改善钎料力学性能；稀土 Ho 主要分布于晶界，在晶界处形核并生长，抑制晶粒长大，且由于钎料中新相的生成，对钎料合金产生第二相强化，提升钎料硬度。

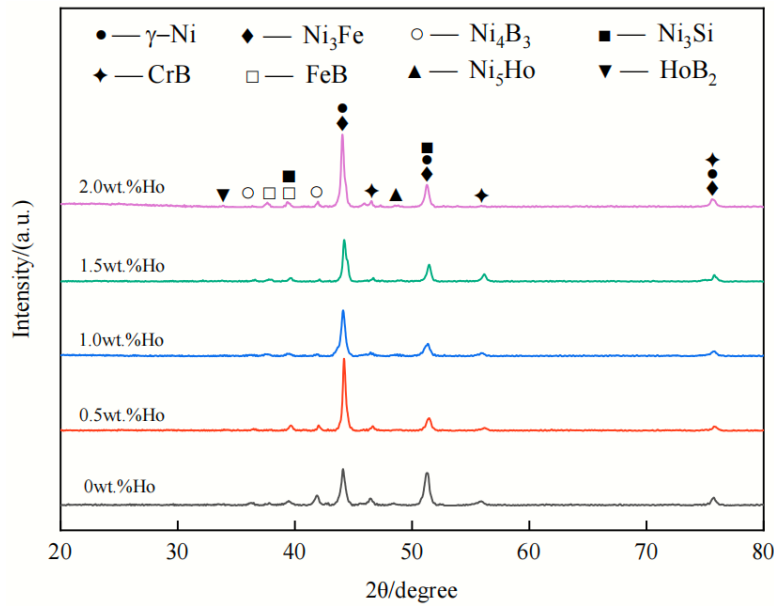


图 4-3 添加 Ho 的镍基钎料合金 XRD 图

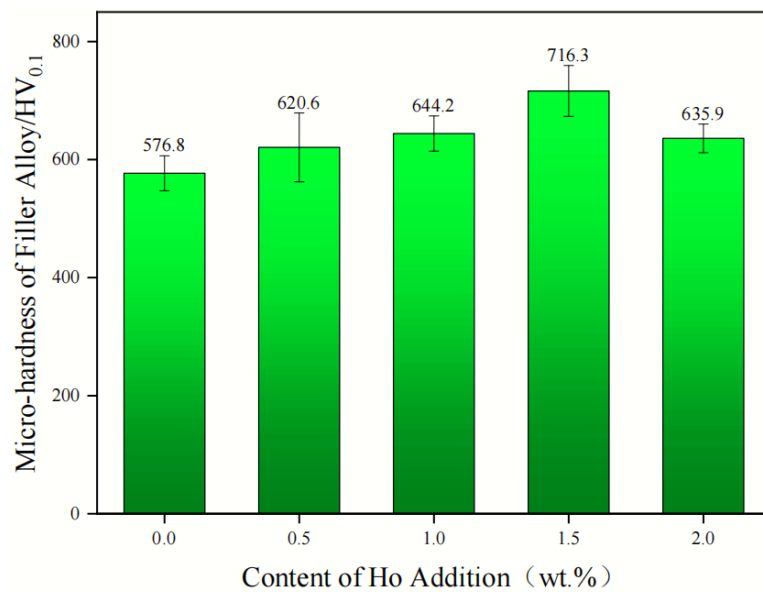


图 4-4 添加 Ho 的镍基钎料合金显微硬度

4.3 添加 Ho 对镍基钎料钎焊接头的影响

图 4-5 为添加不同含量 Ho 元素的镍基钎料钎焊金刚石颗粒形貌。金刚石磨粒表面存在一些缺陷，其产生原因是钎焊时的高温以及 Ni 元素对金刚石的侵蚀^[89]。

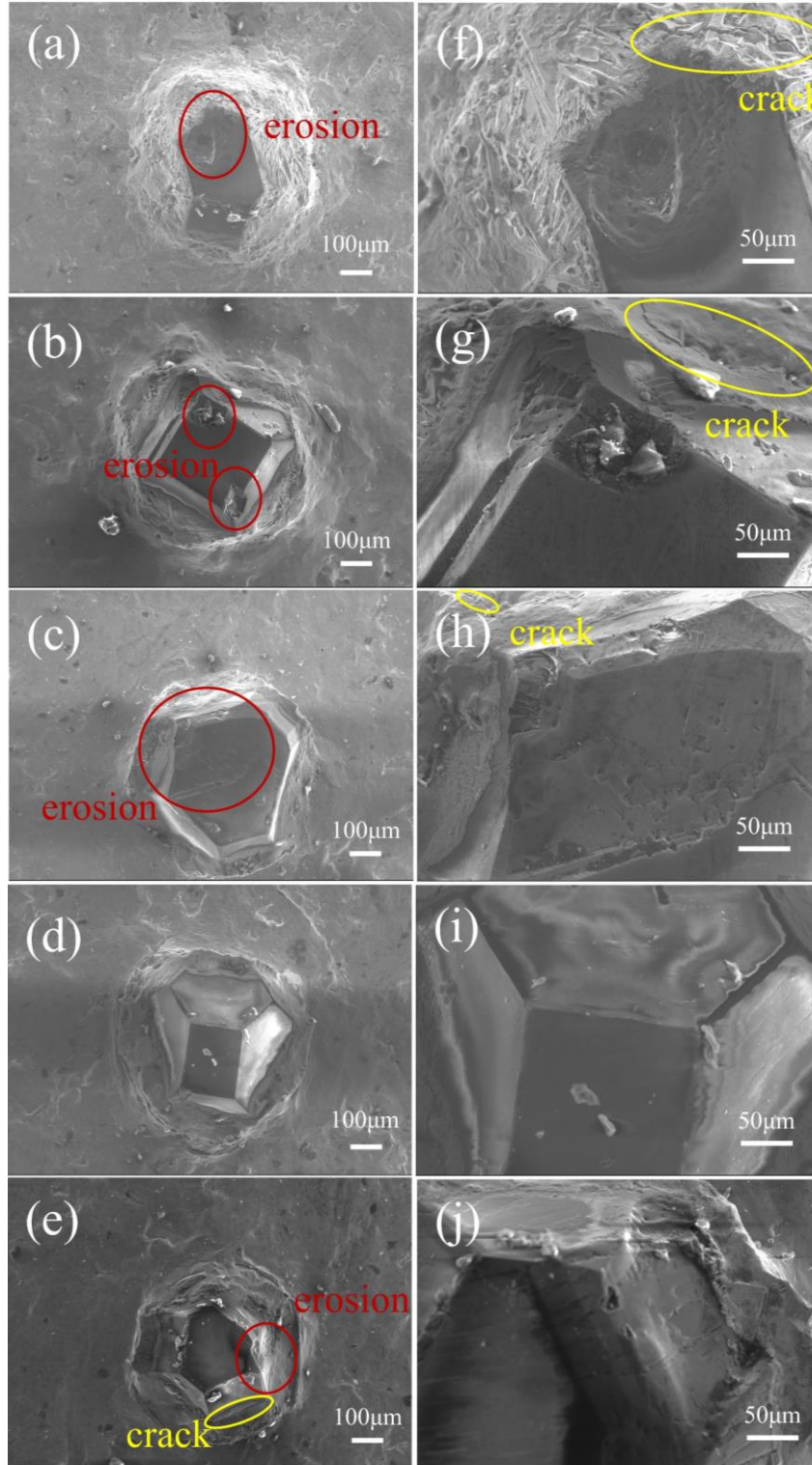


图 4-5 添加 Ho 的镍基钎料合金钎焊金刚石形貌扫描电镜图：(a、f) 0 wt.%；(b、g) 0.5 wt.%；
(c、h) 1.0 wt.%；(d、i) 1.5 wt.%；(e、j) 2.0 wt.%

图 4-5 (a) 为未添加 Ho 的镍基钎料钎焊金刚石磨粒形貌，熔融的镍基钎料具有对金刚石良好的润湿性与在金刚石表面的爬升能力，金刚石周围钎料合金较为粗糙，金刚石表面出现明显缺陷。图 4-5 (f) 为图 4-5 (a) 的局部放大图，在金刚石表面缺陷处观察到由于 C 原子溶解而产生的密集蚀坑，金刚石与钎料合金结合界面出现由于钎料合金与金刚石的热膨胀系数不匹配产生的裂纹^[90]。添加 1.5 wt.% Ho 的钎料合金钎焊金刚石表面没有观察到缺陷，金刚石磨粒切削刃保存完整，金刚石磨粒周围的钎料合金较光滑，金刚石与钎料合金结合界面没有出现裂纹。结果表明：在没有添加稀土时，钎料的流动性较差，钎焊金刚石磨粒所受热应力较大，在钎焊过程中受到严重侵蚀。添加稀土元素 Ho 后的钎料合金流动性得到改善，在 Ho 元素添加量为 1.5 wt.% 时，钎料与金刚石的热膨胀系数差异降低，金刚石表面没有出现缺陷，钎焊效果最好。

通过 SEM 观察钎焊后金刚石与添加 1.5 wt.% Ho 的钎料界面以及使用 EDS 分析界面处的元素分布。如图 4-6 所示，Cr 元素在金刚石-钎料界面富集，与金刚石界面处向钎料中扩散的 C 元素反应生成碳化物层。通过界面元素线扫结果得出界面碳化物层的厚度约为 3.7 μm 。

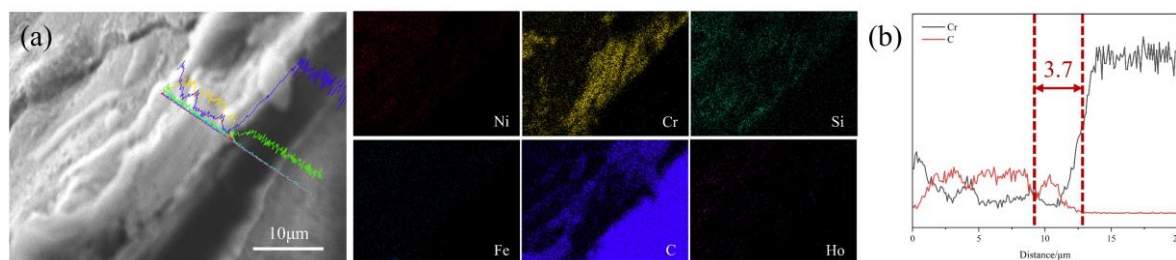


图 4-6 金刚石与添加 1.5 wt.% Ho 的钎料合金界面元素分布及线扫

金刚石是由 C 原子通过 sp^3 轨道杂化形成的结构，因此结构具有超高的硬度。钎焊时的高温会改变金刚石的 sp^3 杂化轨道，形成 sp^2 杂化轨道，此时金刚石表面石墨化发生。通过拉曼光谱可以检测 C-C 之间结合键种类及特征峰强度的方法，来确定金刚石表面石墨化程度^[91, 92]。图 4-7 中的拉曼光谱测试结果显示在金刚石表面存在 1331 cm^{-1} 的 D 峰以及 3122 cm^{-1} 的 G 峰，分别代表了金刚石与石墨，石墨峰的强度说明了钎焊金刚石磨粒的石墨化程度。其中未添加稀土 Ho 的金刚石磨粒的 G 峰强度远远超过添加稀土 Ho 的金刚石磨粒，这是因为金刚石在钎焊过程中同时受到高温以及触媒元素的催化，因此发生较大的石墨化现象。添加稀土 Ho 的镍基钎料钎焊金刚石表面石墨化程度随着 Ho 含量的增加呈现先减后增的趋势。1.5 wt.% Ho 钎焊试样的金刚石磨粒的 G 峰极低，表明金刚石磨粒表面在钎焊过程中极少发生石墨化。

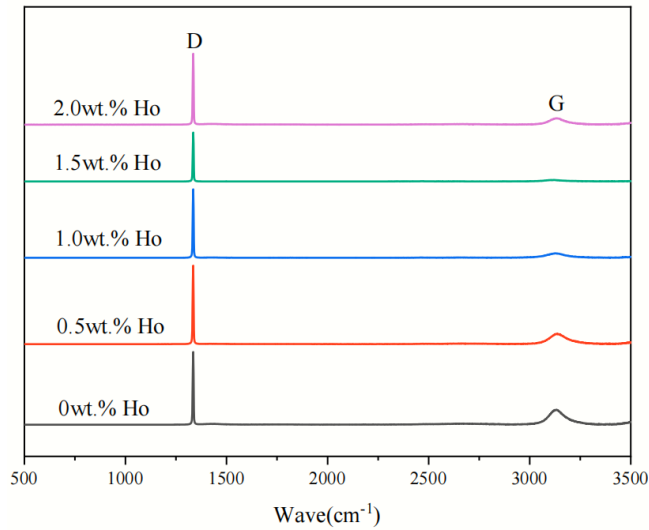


图 4-7 添加 Ho 的镍基钎料合金钎焊金刚石表面拉曼测试结果

镍基钎料对金刚石具有良好的润湿性在于 Ni 和 Cr 在钎焊过程中在金刚石表面的吸附行为^[93]。未添加 Ho 的镍基钎料钎焊金刚石磨粒其几乎完全被钎料覆盖，仅在金刚石颗粒顶面暴露部分切削刃。相比之下，含 Ho 元素的钎焊金刚石被包裹的程度明显减少，添加 0.5 wt.% Ho 的钎焊金刚石颗粒出露度达到 16.5%。随 Ho 添加量的提高，1.5 wt.% Ho 钎焊金刚石颗粒的出露高度达到了其自身高度的 48.7%，表明添加 Ho 元素对金刚石磨粒出露高度有较大的影响。

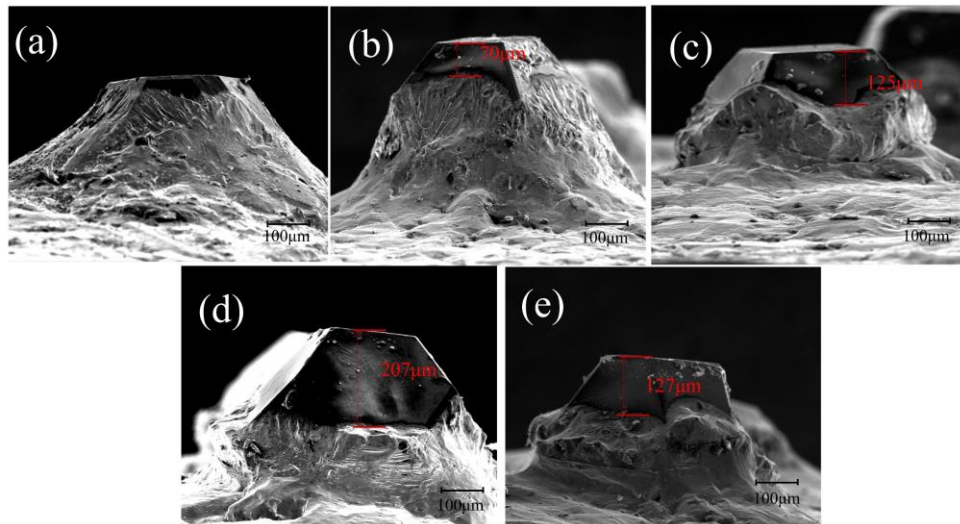


图 4-8 添加 Ho 的镍基钎料钎焊金刚石出露高度：(a) 0 wt.%；(b) 0.5 wt.%；(c) 1.0 wt.%；(d) 1.5 wt.%；(e) 2.0 wt.%

4.4 添加 Ho 对镍基钎料钎焊金刚石表面碳化物的影响

将样品沿钎料层切割，并放入王水中去除金属基体，以此获得去除钎料合金的金刚石磨粒。图 4-9 中的微区 XRD 结果显示金刚石表面存在 Cr_7C_3 、 Cr_3C_2 两种碳化

物。金刚石磨粒表面的铬碳化合物，如图 4-10 所示，存在不同形貌的碳化物，以及由于残余应力产生的微裂纹。钎焊时基体、钎料和金刚石晶粒的热膨胀系数差异过大产生的残余热应力，导致碳化物层开裂^[94]。在未添加稀土 Ho 的钎焊金刚石颗粒表面存在粗大的板条状和细长的棒状碳化物层并存在一定数量的微裂纹，影响钎料对金刚石磨粒的把持力。随着 Ho 元素的添加，粗大板条状碳化物的形貌逐渐变为短棒状，碳化物的尺寸逐渐减小，这有利于缓解碳化物层所受应力，降低了发生裂纹的可能性。当 Ho 元素添加量 1.5 wt.% 时，金刚石磨粒表面没有发生裂纹，短棒状的碳化物在金刚石表面无序堆积。当钎料中 Ho 元素含量进一步提高时，金刚石表面碳化物发生脱落，碳化物层中重新出现裂纹。

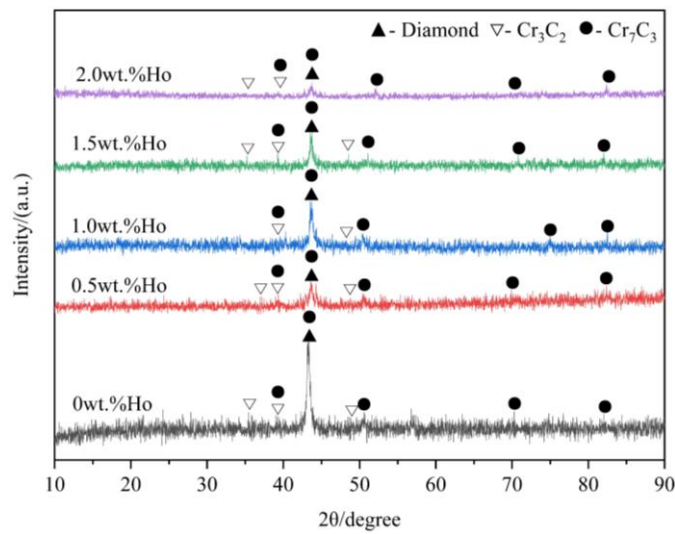


图 4-9 钎焊金刚石表面碳化物 XRD

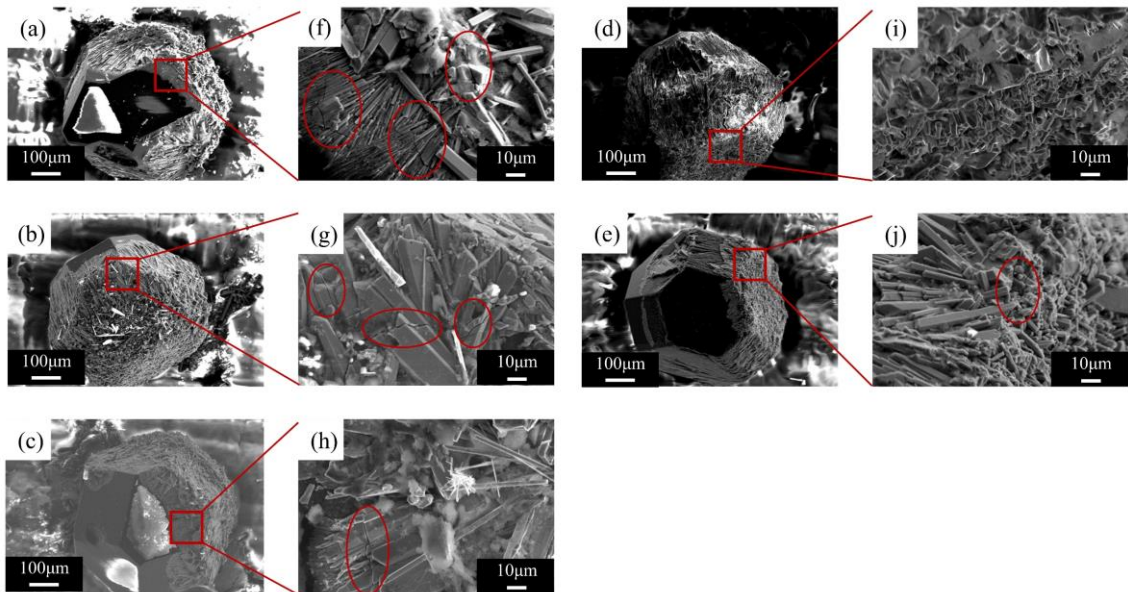


图 4-10 钎焊金刚石表面碳化物 SEM:

(a、f) 0 wt.%; (b、g) 0.5 wt.%; (c、h) 1.0 wt.%; (d、i) 1.5 wt.%; (e、j) 2.0 wt.%

4.5 添加 Ho 对镍基钎料钎焊金刚石力学性能的影响

4.5.1 金刚石颗粒的抗压强度

金刚石颗粒的抗压强度是评价金刚石工具加工性能的重要参照，钎焊金刚石颗粒的性能直接影响到钎焊金刚石工具的切削效率及使用寿命等，因此对钎焊后金刚石颗粒的抗压强度进行测试。从图 4-11 中可以看到，未添加 Ho 元素的钎焊金刚石颗粒的抗压强度仅有 1485.27 MPa，金刚石在钎焊过程中受到热损伤较大。根据本课题组之前的工作^[70]，HWD60 金刚石颗粒的抗压强度约为 4760.60 MPa，金刚石颗粒在钎焊过程中损失了 68.8%的抗压强度。在添加 Ho 元素后，金刚石磨粒的强度损失得到缓解，在 Ho 元素添加量为 1.5 wt.%时，金刚石磨粒的抗压强度达到 3479.67 MPa，保留了其原本抗压强度的 73.2%。

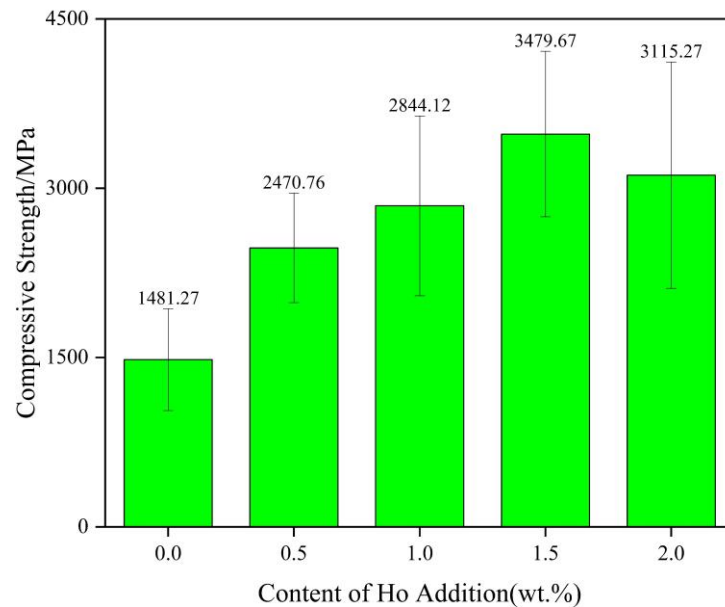


图 4-11 添加 Ho 的镍基钎料钎焊金刚石抗压强度值

4.5.2 钎焊试样的界面硬度

实验测试各含量 Ho 添加改性镍基钎料钎焊试样的界面硬度，如图 4-12 所示。从钢基体到界面层再到钎料层的硬度呈现先增长再下降的趋势，在界面层处硬度的最大。钢基体的硬度在距离界面层越近的地方硬度越高，这可能是由于元素扩散引起的晶格畸变导致力学性能提升。在未添加稀土元素 Ho 时界面层的硬度为 572.3 HV_{0.1}，添加稀土 Ho 后到界面层硬度得到提升，在稀土 Ho 添加量为 1.5 wt.%时界面硬度达到最大，其维氏硬度值为 670.9 HV_{0.1}。

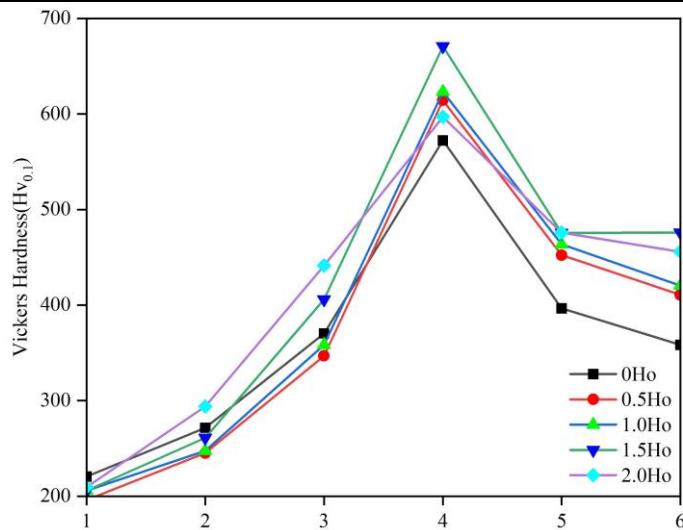


图 4-12 添加 Ho 的镍基钎料钎焊试样界面硬度

4.5.3 钎焊金刚石试样的磨损特性

磨损特性是衡量金刚石工具加工性能的重要指标，为分析添加不同含量 Ho 元素对钎焊金刚石工具的磨损特性的影响，对钎焊后的金刚石样品进行磨损试验。磨损试验后的金刚石磨粒如图 4-13 所示。金刚石磨粒经过磨损试验后展现出不同的磨损形貌，图 4-13 (a) 为未添加 Ho 的镍基钎料钎焊金刚石，在磨损之后发生大面积破碎，金刚石颗粒断面呈现解理断裂。图 4-13 (c) 为添加 1.0 wt.% Ho 元素的钎焊金刚石颗粒，金刚石的破损形式发生改变，金刚石磨粒保持部分完整，仅在金刚石的一侧发生小面积破碎。图 4.13 (d) 是添加 1.5 wt.% Ho 的钎焊金刚石颗粒，金刚石切削刃保存较为完整，加工性能得到保留。

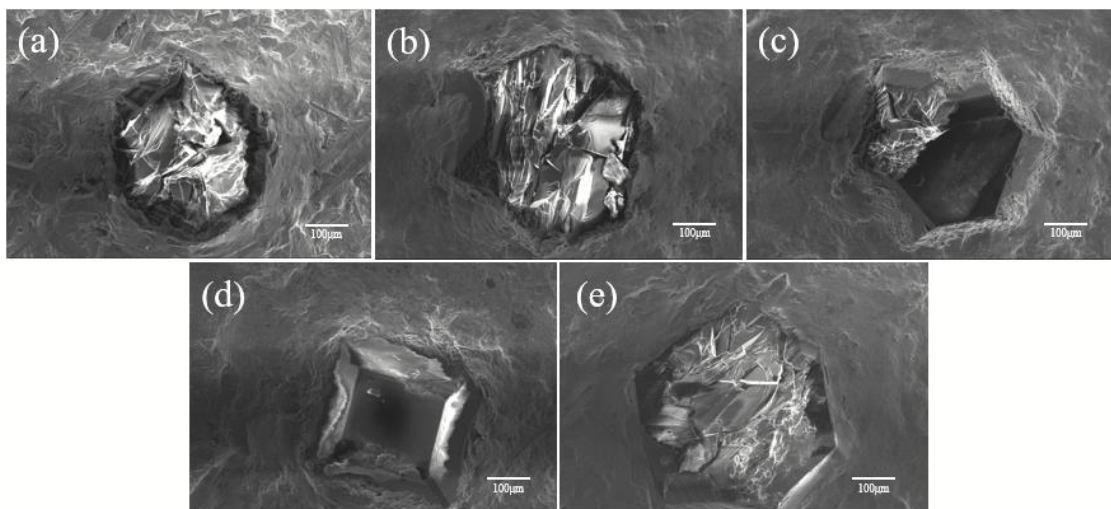


图 4-13 添加 Ho 的镍基钎料钎焊金刚石磨损试验后的金刚石磨粒形貌：(a) 0 wt.%; (b) 0.5 wt.%; (c) 1.0 wt.%; (d) 1.5 wt.%; (e) 2.0 wt.%

摩擦系数的稳定性关系到钎焊试样在加工过程中的精确度, 图 4-14 (a) 为钎焊金刚石试样的 30 min 摩擦系数分析结果, 图 4-15 (b) 是磨损试验过程中试样对氧化铝陶瓷的去除量。未添加稀土元素 Ho 时金刚石样品的摩擦系数波动较大, 宏观表现为在相当长的时间内 (1300 s) 不能进入到稳定的磨损阶段, 这可能是由于金刚石在磨削过程中不断发生破损导致摩擦系数波动, 并且由于不均匀磨损, 试样对氧化铝陶瓷去除量极低仅有 27.9 mg。添加稀土后的钎焊试样进入稳定磨损阶段的时间均有提前, 具体表现在添加 1.0 wt.% Ho 时钎焊样品在 400 s 开始稳定磨损, 而添加 2.0 wt.% Ho 的试样在 300 s。与此相对的是, 添加 0.5 wt.% 及 1.5 wt.% 的钎焊试样在 200 s 开始稳定磨损, 发生这种情况的原因可能是由于 0.5 wt.% 试样在 80 s 时, 金刚石磨粒开始发生破损, 摩擦系数产生较大波动, 而后金刚石磨损进行到 200 s 时, 大多金刚石颗粒都达到破碎的状态, 试样开始稳定磨损, 这也是 0.5 wt.% Ho 试样对氧化铝陶瓷去除量低的原因; 而 1.5 wt.% Ho 试样的金刚石磨粒在磨损试验过程中, 始终保持较为完整的形貌, 这也导致了试样在经历了前期的磨合阶段后, 快速进入稳定磨损阶段, 并且由于金刚石磨粒保存完整, 试样在磨削过程中对氧化铝陶瓷的去除量达到最高为 43.1 mg。综上分析, 未添加稀土 Ho 的钎焊试样的对氧化铝陶瓷的加工性能差, 且磨损过程不稳定; 添加 1.5 wt.% Ho 的钎焊试样的加工性能最佳。

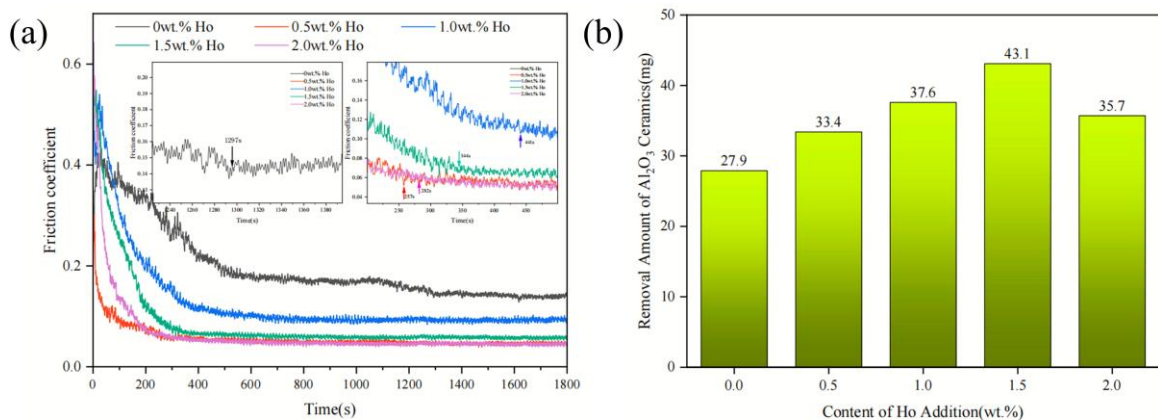


图 4-14 添加 Ho 的镍基钎料钎焊试样的: (a) 摩擦系数曲线; (b) 去除量

4.6 本章小结

通过电弧熔炼炉制备添加不同含量 Ho 的镍基钎料, 研究添加稀土前后钎料性质的变化以及不同含量的稀土对钎料改性的作用, 并研究其钎焊金刚石的性能。

(1) 添加稀土 Ho 有效改善了镍基钎料微观组织及力学性能, Ho 元素在晶界处阻碍晶粒生长并提供形核点, 引起的细晶强化及第二相强化使钎料的微观硬度得到

提升。

(2) 添加 1.5 wt.% Ho 的镍基钎料合金钎焊金刚石磨粒的出露度最高达到本身的 48.7%，金刚石磨粒表面无蚀坑，几乎没有发生石墨化，与钎料合金的结合界面没有发生裂纹，钎料合金表面光滑。表明稀土 Ho 的添加改善了镍基钎料合金的流动性，降低了镍基钎料合金在钎焊时对金刚石磨粒的侵蚀，同时改善了钎料合金的热膨胀系数。

(3) Ho 添加量为 1.5 wt.% 的镍基钎料合金钎焊试样展现出最优的耐磨性能与加工性能，对氧化铝陶瓷的摩擦系数稳定，去除量最高达到 43.1 mg。

第 5 章 钢基体表面粗糙度对钎焊金刚石的影响研究

5.1 引言

钎焊过程中钎焊质量的主要影响因素有钎料成分、钎焊工艺，其次钎焊时的气氛环境以及表面粗糙度等也对钎焊效果产生影响。

Mukhopadhyay P 等^[95]对比研究了 Ag-Cu-Ti 钎料与 Ni-Cr 钎料钎焊金刚石的失效形式，结果表明活性 Ag-Cu-Ti 钎料钎焊金刚石颗粒发生的失效主要是由于金刚石磨粒周围的钎料韧性断裂而脱落，其原因在于 Ag 基钎料本身强度低，在高负荷下导致接头破坏，而 Ni-Cr 钎料钎焊的金刚石颗粒失效形式主要为金刚石在高载荷下发生破碎。Wu 等^[96]研究表明提高钎焊温度有利于粉末钎料中孔洞的减少。Liu 等^[97]分别在氩气保护气氛与高真空环境中钎焊金刚石，其研究结果表明氩气保护下的钎焊金刚石颗粒比真空钎焊金刚石颗粒的热损伤低 52.1%。Long 等^[98]采用激光钎焊工艺在激光功率 1.1 kW、扫描速度为 3 mm/s 时，获得在熔池表面出露高度为 250~350 μm 的低石墨化金刚石颗粒以及良好焊缝宽度的钎焊效果。

当前表面粗糙度对于钎焊效果的影响主要在于钎料在基体上的润湿行为。Li 等^[99]研究了 Ag-Cu-Ti 钎料在分别在粗糙和抛光的 Ti 基体上的反应润湿，其包括去除基体表面氧化膜、钎料在基体上的快速铺展以及最后缓慢铺展到最大润湿面积三个阶段。杨志波等^[100]采用激光钎焊工艺，研究了不同表面粗糙度钢基体钎焊金刚石，其结果表明 Ni-Cr 钎料与钢基体之间的结合界面通过元素扩散的方式形成。黄小明等^[101]采用 AgCu 共晶合金箔作为钎料，研究 TiAl 基板表面粗糙度与磨痕方向对 TiAl 钎焊过程及接头性能的影响，重点研究了粗糙度对钎料润湿铺展过程及力学性能的影响。实验结果表明，AgCu 钎料在 TiAl 基板表面润湿铺展时会受表面特征影响，沿着特定的磨痕方向优先铺展；表面粗糙度对 TiAl /AgCu /TiAl 真空钎焊接头力学性能有一定的影响，随着表面粗糙度的减小，接头剪切性能先上升后下降。张知航等人^[102]研究了 Cu 基体粗糙度对 SnAgCu 钎料润湿性的影响，揭示了钎料在 Cu 基板上的润湿角随着基板粗糙度的减小而增大。

为探究待焊面表面粗糙度对于镍基复合钎料钎焊金刚石的影响，本文采用优选的具有良好的硬度并且对钎焊后的金刚石热损伤较小的 1.5 wt.% Ho 改性的镍基钎料与不同表面粗糙度钢基体在钎焊温度为 1080 $^{\circ}\text{C}$ 和保温时间 5 min 的条件下真空钎焊

金刚石，并通过 SEM、EDS、OM 和摩擦磨损试验机等分析测试手段，对钎焊接头的组织与力学性能进行分析。

5.2 钢基体的表面粗糙度

为保证基体粗糙度的差异，本研究采用了依次使用 80 目、320 目、600 目、1000 目、1500 目 SiC 砂纸打磨钢基体，20 个未打磨的钢基体使用 80 目砂纸同方向打磨 100 次，取其中 4 个作为 80 目组；剩余的 16 个钢基体使用 320 目砂纸同方向打磨 100 次，取其中 4 个作为 320 目组；后续目数打磨的钢基体按照同种方法获得，打磨后的钢基体表面如图 5-1 所示。后续命名方法：采用 80 目砂纸打磨获得：R1。采用 320 目砂纸打磨获得：R2。采用 600 目砂纸打磨获得：R3。采用 1000 目砂纸打磨获得：R4。采用 1500 目砂纸打磨获得：R5。

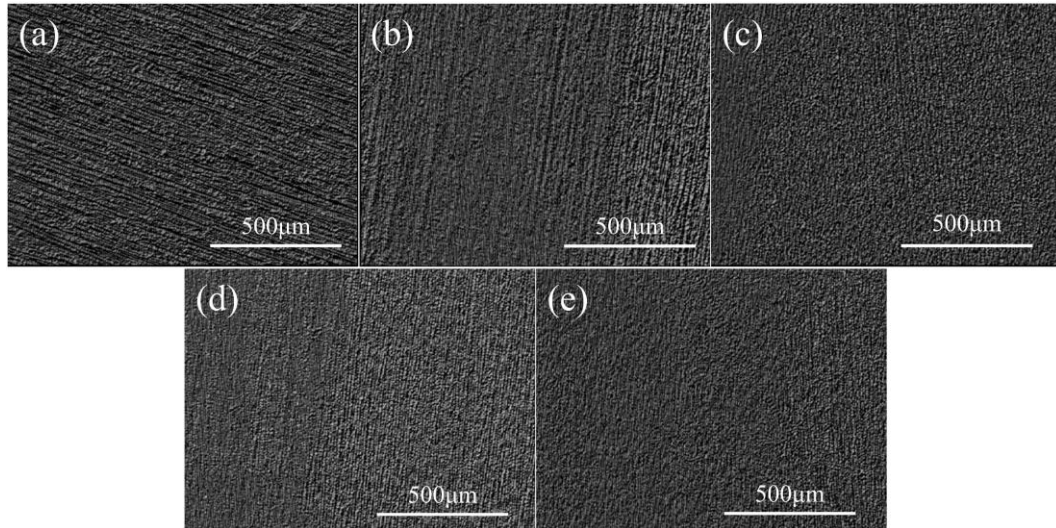


图 5-1 砂纸打磨后的钢基体粗糙表面：(a) R1；(b) R2；(c) R3；(d) R4；(e) R5

钢基体在打磨后的粗糙表面通过三维形貌仪获得，通过轮廓法计算表面粗糙度 Ra ，计算方法根据国家标准 GB/T 3505-2009 给出，如公式 (5-1) [103]。

$$Ra = \frac{1}{l} \int_0^l |Z(x)| dx \quad (5-1)$$

其中 l 为取样长度， $Z(x)$ 为纵坐标值。表面粗糙度 Ra 结果如表 5-1 所示。

表 5-1 R1~R5 组钢基体表面粗糙度

目数	80 目	320 目	600 目	1000 目	1500 目
序号	R1(μm)	R2(μm)	R3(μm)	R4(μm)	R5(μm)
1	0.251	0.197	0.092	0.067	0.036
2	0.243	0.196	0.097	0.066	0.041
3	0.247	0.187	0.082	0.056	0.036
平均值	0.247	0.193	0.090	0.063	0.037

5.3 钢基体表面粗糙度对钎焊界面的影响

表面粗糙度通过影响熔融状态下钎料的在基体表面的毛细作用，对钎料的润湿铺展产生影响^[101]。为研究钎焊后界面的微观形貌及元素分布情况，采用扫描电子显微镜（蔡司 Sigma 300）对钎焊界面进行了观察，结果如图 5-2 所示。

钎料区域呈现银白色，而 45 钢基体则呈现深色，两者之间形成明显的界面。图 5-2（a）展示了采用 80 目砂纸打磨的 R1 组钢基体钎焊试样界面形貌。从图中可以看出，钢基体界面呈现波浪状形貌，表明在钎焊过程中，基体表面发生了部分溶解。图 5-2（f）为界面元素面扫，结果表明 Ni 元素基本只存在于钎料部分。通过图 5-2（k）的界面元素线扫结果进一步分析发现，钎料中的 Ni 元素基本未向基体中扩散，而基体中的 Fe 元素则向钎料中发生显著扩散。因此，界面的形成主要归因于基体元素 Fe 的扩散行为，而非钎料元素的迁移。图 5-2（b）展示了采用 R2 组钢基体钎焊试样的界面形貌。与 R1 组相比，R2 组的钎焊界面较为平整，表明其钢基体表面在钎焊过程中发生的溶解较少。这种形貌差异可能与基体表面粗糙度的变化有关。随着基体表面粗糙度的进一步减小，R3 和 R4 组钢基体表面在钎焊后生成了较小的孔洞和空隙，这些微观缺陷可能是由于基体表面溶解不均匀或元素扩散不充分所致。此外，采用 1500 目砂纸打磨的钢基体表面在钎焊后出现了大尺寸缺陷，这些缺陷可能是由于表面粗糙度过低导致钎料润湿性变差，从而在界面处形成未结合区域。

为进一步研究钎焊界面层的力学性能，对钎焊试样界面硬度进行测试，测试结果如图 5-3 所示。R1 组钢基体与钎料之间的界面硬度最高，约为 740 HV_{0.1}；随着表面粗糙度的降低，R5 组钢基体与钎料界面硬度仅约为 630 HV_{0.1}。显微硬度测试结果表明，基体表面粗糙度减小，钢基体与钎料界面之间的硬度随之降低。

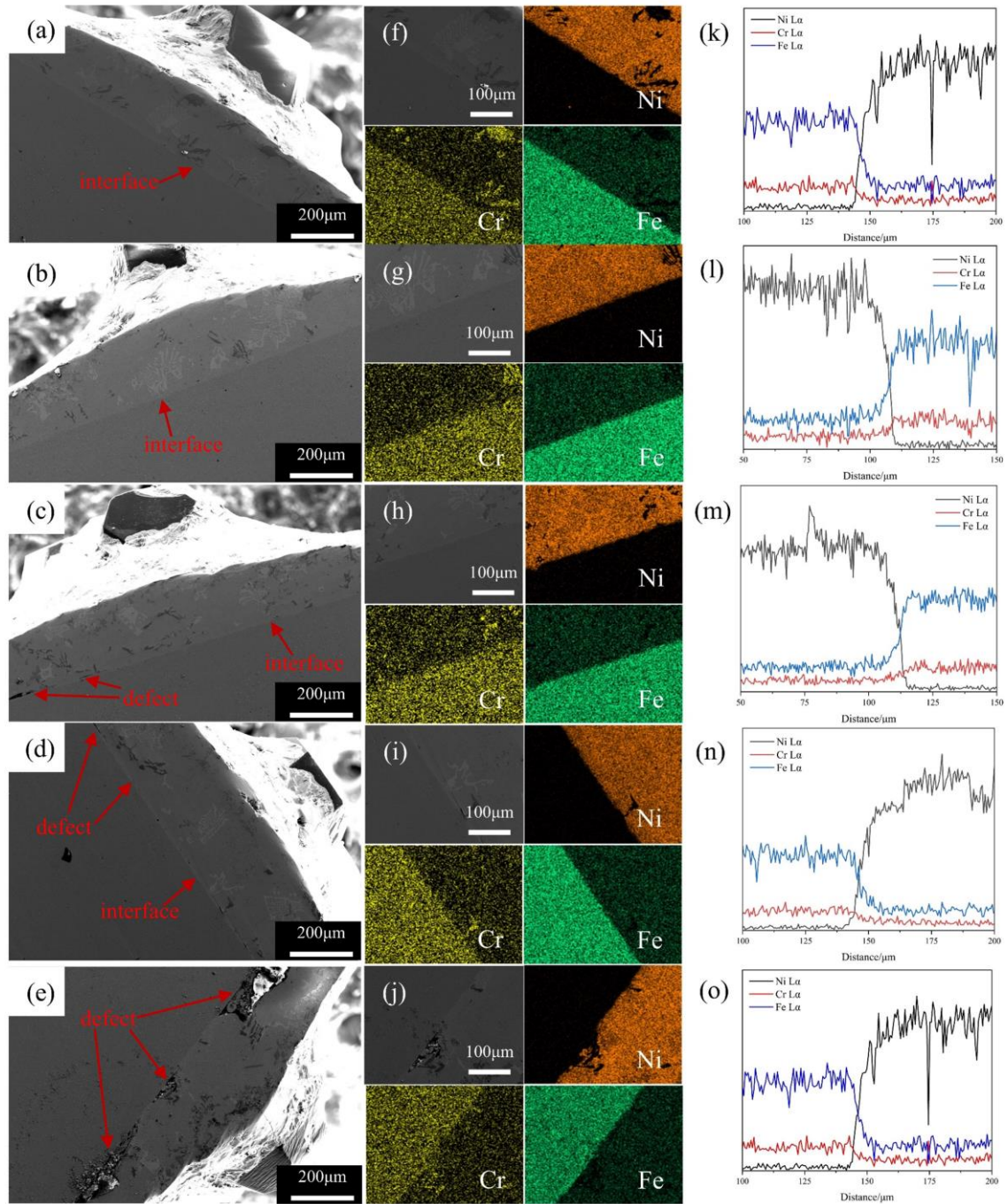


图 5-2 不同表面粗糙度钢基体钎焊试样界面 SEM 图及 EDS:

(a、f、k) R1; (b、g、l) R2; (c、h、m) R3; (d、i、n) R4; (e、j、o) R5

通过有机结合剂将钎料与钢基体粘结，升温过程中，有机载体挥发，温度进一步升高到钎料熔点，钎料开始熔化并向熔融态转变。熔融的钎料通过毛细作用在基体表面的润湿和铺展受到待焊面表面状态的影响，在更高表面粗糙度基体上的毛细作用更强。图 5-4 (a) 为装配后的基体与钎料，升温后，有机结合剂挥发，钎料在待焊面表面润湿，形成如图 5-4 (b)、(c) 的结合界面。钎料与高表面粗糙度待焊面紧密结合，与低表面粗糙度待焊面之间存在缺陷，并且发生不同程度 Fe 元素的扩散。

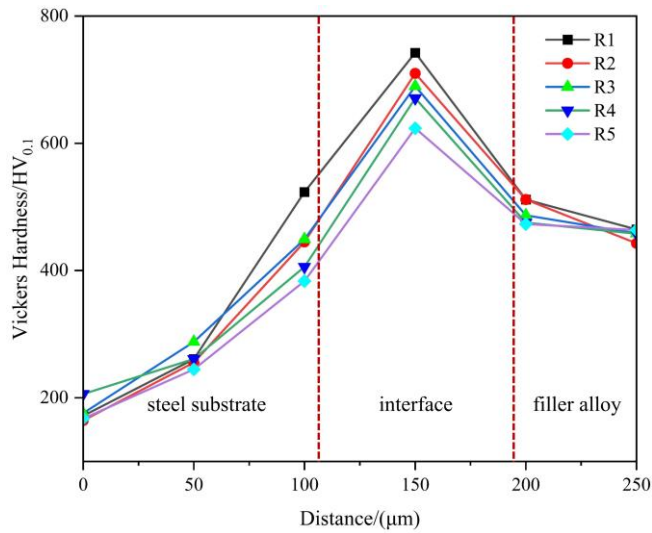


图 5-3 不同表面粗糙度钢基体钎焊试样界面硬度

在钎焊过程中，熔融状态的钎料通过毛细作用在钢基体表面铺展并润湿基体，同时与基体发生反应扩散，最终形成钎料与基体之间的冶金结合。然而，当钢基体表面粗糙度较低时，熔融钎料难以通过毛细作用充分润湿基体表面，导致钎料与基体之间的结合不充分。这种润湿不良的现象会在界面处形成缺陷，如裂纹或未结合区域，削弱钎焊界面的力学性能和可靠性。此外，钎料对基体的润湿效果差还会影响界面区域的元素扩散行为。由于润湿不充分，钎料与基体之间的接触面积减小，界面反应受到限制，元素扩散的驱动力和扩散路径减少进一步降低界面硬度。

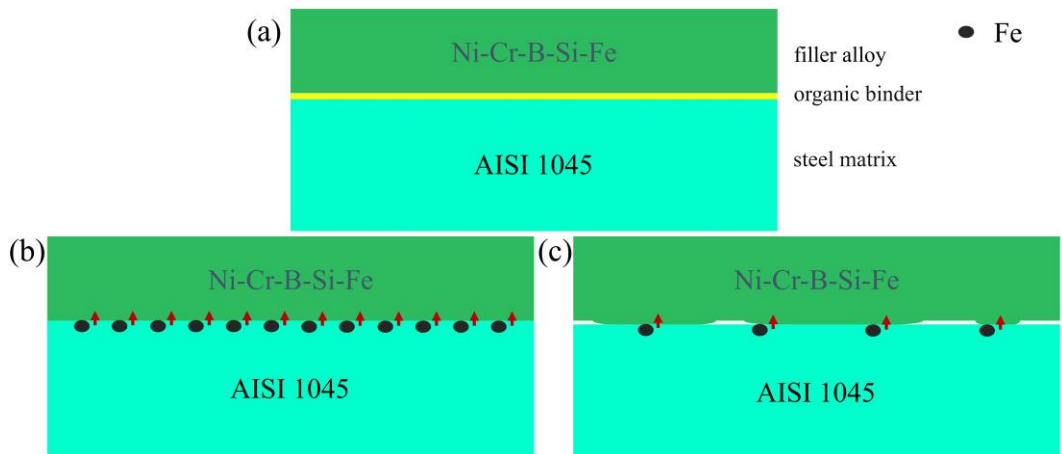


图 5-4 钎料在不同表面粗糙度基体上的润湿及扩散示意图：(a) 装配后的试样；(b) 高表面粗糙度试样钎焊过程中；(c) 低表面粗糙度试样钎焊过程中

5.4 钢基体表面粗糙度对钎焊接头的影响

钎焊后的金刚石颗粒形貌反映了钎焊金刚石颗粒的热损伤程度，通过扫描电子显微镜获得钎焊后的金刚石形貌。图 5-5 展示了采用不同表面粗糙度钢基体钎焊金刚

石的焊后的形貌，金刚石在钎焊后保持自身的完整性，切削刃及晶型保存完好。图 5-5 (b) 为图 5-5 (a) 中金刚石颗粒的局部放大图，观察发现金刚石颗粒周围的钎料中存在大量微裂纹。并且随着表面粗糙度的减小，金刚石周围的裂纹的数量在减少，并且金刚石周围钎料也随着基体表面粗糙度的减小逐渐光滑。

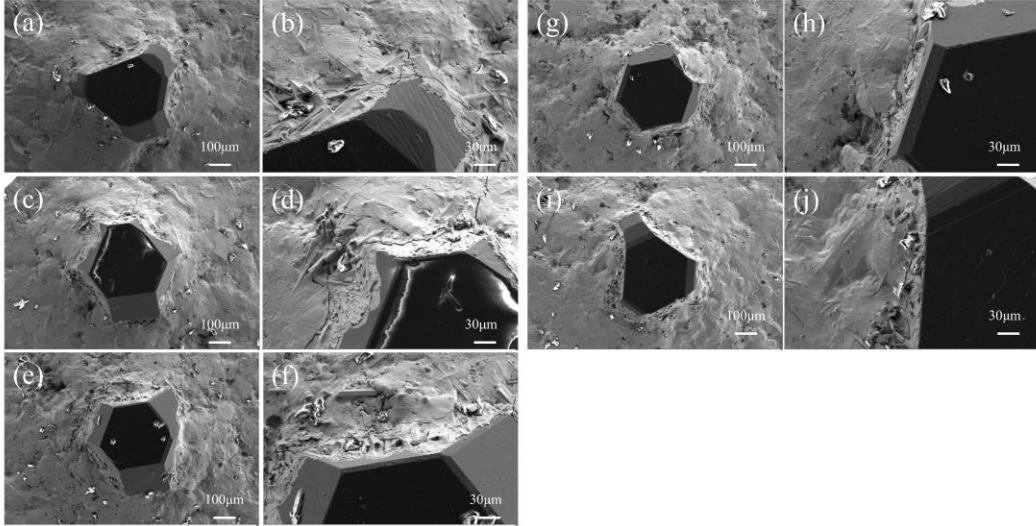


图 5-4 钎焊金刚石接头的形貌：(a、b) R1；(c、d) R2；(e、f) R3；(g、h) R4；(i、j) R5

通过拉曼光谱检测金刚石表面发生的石墨化，研究特征峰的位置以及强度判断金刚石表面的石墨化程度。钎焊后金刚石表面拉曼光谱如图 5-6 所示，拉曼光谱结果表明金刚石表面出现分别代表位于 1332 cm^{-1} 附近的金刚石峰和 3122 cm^{-1} 附近的石墨峰，并且特征峰的位置在在应力作用下发生偏移。图 5-6 (a、b、c) 分别为 R1、R2、R3 组钢基体钎焊金刚石颗粒，这三组金刚石颗粒的石墨峰强度很高，说明其在钎焊过程中发生的石墨化程度大。R4、R5 组的石墨峰的强度微弱，其表面发生的石墨化程度低。

钎焊后的金刚石存在残余热应力，其计算方法可由公式 (5-2) 给出：

$$\sigma = k(\omega - \omega_0) \quad (5-2)$$

其中 σ (GPa) 为残余应力，系数 k 为 -0.43 GPa/cm^{-1} ， ω 代表测试的出钎焊金刚石颗粒拉曼特征峰的位置， ω_0 为 1332.2 cm^{-1} ，是普通金刚石的拉曼散射峰位置。

计算得出 R1~R5 金刚石表面所受应力分别为 -2.28 GPa 、 -2.15 GPa 、 -0.72 GPa 、 0.40 GPa 以及 0.43 GPa 。计算结果表明在 R1、R2 和 R3 组钢基体钎焊金刚石颗粒表面存在较大的压应力，在 R4、R5 组基体钎焊金刚石颗粒表面存在较小的拉应力。

根据密度泛函理论 (DFT)，金刚石表面亚稳态吸附位点(P3)上的 Fe 原子可以改变层间的一些 C-C 相互作用，改变六元环之间的连接并促进其弱化和解离，转化为石墨化结构^[104]。钢基体表面粗糙度对钎焊金刚石表面石墨化影响可能在于：高表面

粗糙度钢基体表面的钎料与钢基体发生的元素扩散更为剧烈，基体中的触媒元素 Fe 大量进入熔融状态的钎料中，加速高温下的金刚石颗粒的石墨化，使金刚石在高温下受到的热损伤加剧。

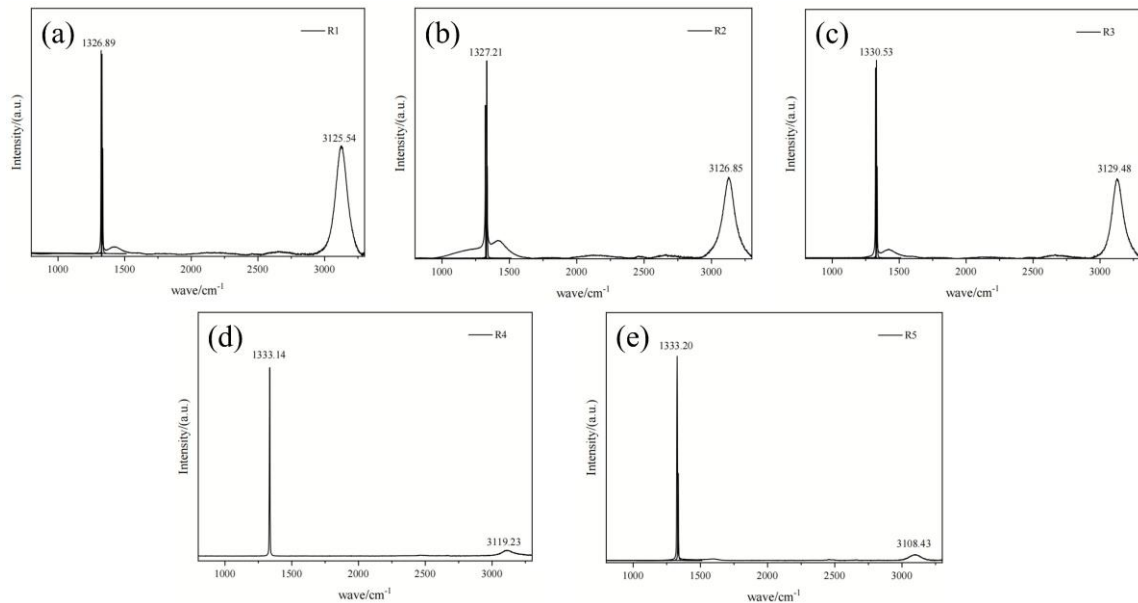


图 5-6 钎焊金刚石表面拉曼光谱

5.5 钢基体表面粗糙度对钎焊金刚石表面碳化物的影响

通过机械加工的方法，将钎焊试样上的金刚石颗粒与钎料层部分切割下，再通过盐酸和硝酸配比 1: 3 的比例制得王水，将切下的部分放置于王水中，置于通风橱，以此获得不含钎料合金的金刚石颗粒。采用 XRD (Rigaku, Smartlab SE, 日本) 检测金刚石颗粒表面碳化物成分如图 5-7 所示，MA-XRD 结果表明金刚石颗粒表面存在 Cr_3C_2 及 Cr_7C_3 。

通过扫描电子显微镜观察金刚石颗粒表面碳化物的形貌，研究表面粗糙度的改变对于金刚石颗粒表面碳化物形貌演化的作用。图 5-8 (a) 为 R1 组金刚石颗粒，金刚石表面碳化物整体为致密且均匀的粗大板条状，图 5-8 (a) 中的放大图如图 5-8 (b) 所示，碳化物层均匀的平铺在金刚石颗粒表面，并在碳化物层之间产生微裂纹；图 5-8 (c) 为 R2 组金刚石颗粒，在基体表面粗糙度降低的情况下，在金刚石颗粒表面碳化物平铺的碳化物层上生成了异于金刚石颗粒平面方向的板条状化合物，同时，金刚石颗粒表面碳化物的尺寸减小。图 5-8 (g) 中展示的是采用表面粗糙度为 $0.063 \mu\text{m}$ 的 R4 组钢基体钎焊后的金刚石表面碳化物，金刚石颗粒表面碳化物呈长条状及棒状，在放大图中没有观察到粗大的板条状化合物层，碳化物尺寸进一步细化，碳

化物在金刚石颗粒表面形成空间网状结构，这种结构有利于金刚石颗粒释放所受应力。图（i、j）中，R5 组钢基体钎焊金刚石的表面形成了层状堆叠与短棒状化合物共存的碳化物层。

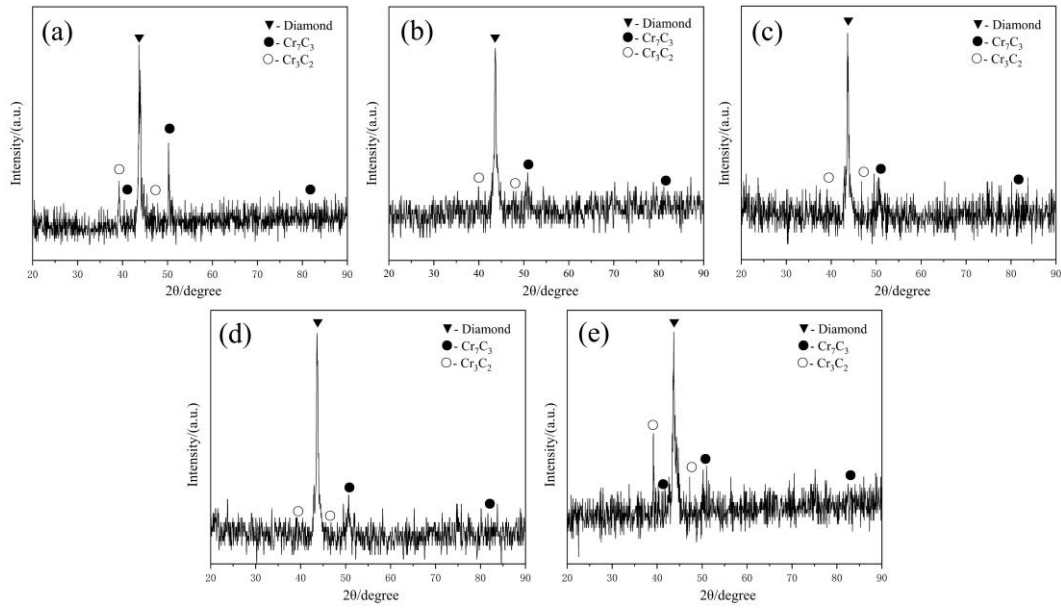


图 5-7 刻蚀后钎焊金刚石颗粒表面 XRD 图谱：（a）R1；（b）R2；（c）R3；（d）R4；（e）R5

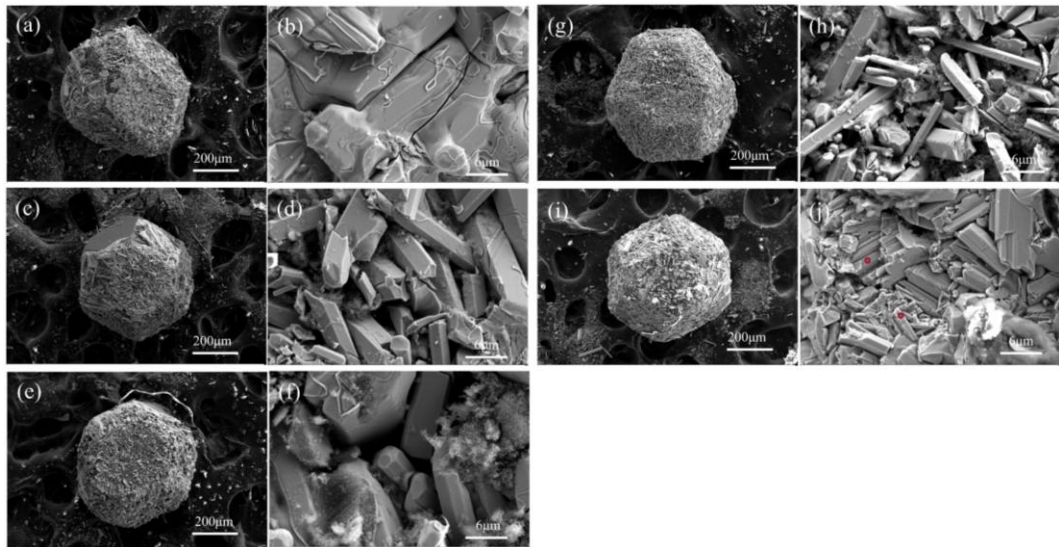


图 5-8 刻蚀后钎焊金刚石颗粒表面碳化物 SEM 图及放大图：（a、b）R1；（c、d）R2；（e、f）R3；（g、h）R4；（i、j）R5

5.6 钢基体表面粗糙度对于钎焊金刚石力学性能的影响

5.6.1 金刚石颗粒抗压强度

钎焊金刚石工具在加工时的稳定性及寿命取决于金刚石颗粒的强度。为研究钢

基体表面粗糙度对金刚石颗粒强度的影响，采用抗压强度仪进行金刚石颗粒抗压强度测试。实验结果如图 5-9 所示，金刚石抗压强度存在规律变化，高表面粗糙度的钢基体表面钎焊金刚石颗粒抗压强度较低，在 R1 组钢基体上的金刚石颗粒抗压强度为 2993.24 MPa。随着钢基体表面粗糙度的降低，钎焊后的金刚石颗粒的抗压强度在提升，使用 R3 组钢基体的金刚石相对于使用 R2 组钢基体的金刚石抗压强度提高 10%。随着钢基体表面粗糙度进一步降低，钎焊后金刚石颗粒抗压强度的增长在减缓，使用 R5 组钢基体的金刚石静压强度达到最高为 3589.40 MPa，表明钢基体表面粗糙度的降低对金刚石抗压强度的提升效果存在极限。

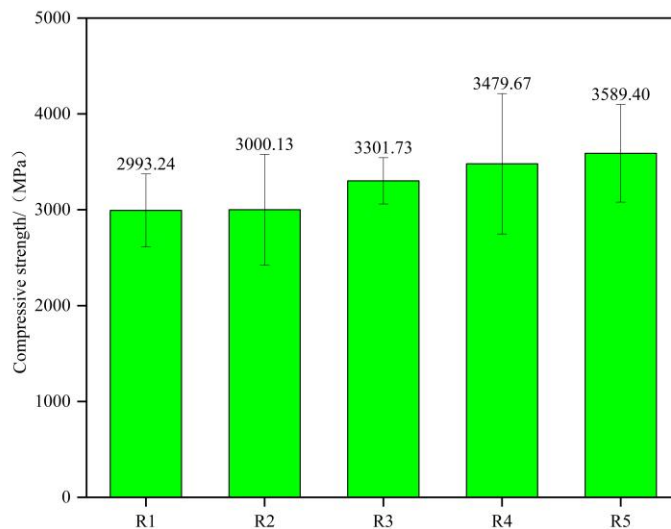


图 5-9 钎焊金刚石颗粒的抗压强度

5.6.2 钎焊试样的磨损特性

通过研究磨损试验后的钎焊金刚石颗粒，分析基体表面粗糙度对于钎焊金刚石的影响。钎焊过程中，位于金刚石颗粒从钎料界面出露的位置受到最大的残余热应力，金刚石易于从此处发生破坏^[105]。

在 R1、R2、R3 粗糙钢基体上钎焊金刚石颗粒表面受到压应力，这种压应力会随着磨损试验的试验力共同施加于钎焊金刚石颗粒内部。图 5-10 (a) 中展示了在 R1 钢基体上的钎焊金刚石颗粒，磨损试验后在位于金刚石颗粒与钎料的结合界面发生解理断裂，金刚石颗粒的切削刃几乎被完全破坏；R2 钢基体上的钎焊金刚石颗粒在磨损后呈现小块破碎；随着基体表面粗糙度的进一步减小，金刚石颗粒在磨损试验后保持完整，呈磨耗平台的形貌。

为进一步探究不同表面粗糙度基体钎焊金刚石的磨损特性，绘制了磨损试验后的摩擦系数图以及氧化铝陶瓷去除量的柱状图。图 5-11 (a) 展示了不同表面粗糙度

基体钎焊金刚石的摩擦系数曲线，钎焊试样对氧化铝陶瓷的去除量在图 5-11 (b) 中给出。R1、R2、R3 代表的金刚石试样的摩擦系数相近，在经历初期的不稳定磨损阶段后，趋于稳定摩擦系数相近，对氧化铝陶瓷的去除量较低。R4 金刚石试样在达到稳定磨损阶段时摩擦系数最低，较低的摩擦系数表明金刚石颗粒在磨削过程中产生的热量少，对氧化铝陶瓷去除量最高 (43.1 mg)，表现出优秀的加工性能。R5 金刚石试样不稳定磨损阶段最短，金刚石颗粒快速的切入氧化铝陶瓷内部进行稳定磨损。试验结果表明，钎焊试样的磨削性能与钢基体表面粗糙度有关。钢基体表面粗糙度通过影响金刚石颗粒的石墨化程度以及钢基体-钎料界面的力学性能，进而影响到钎焊试样的加工性能。

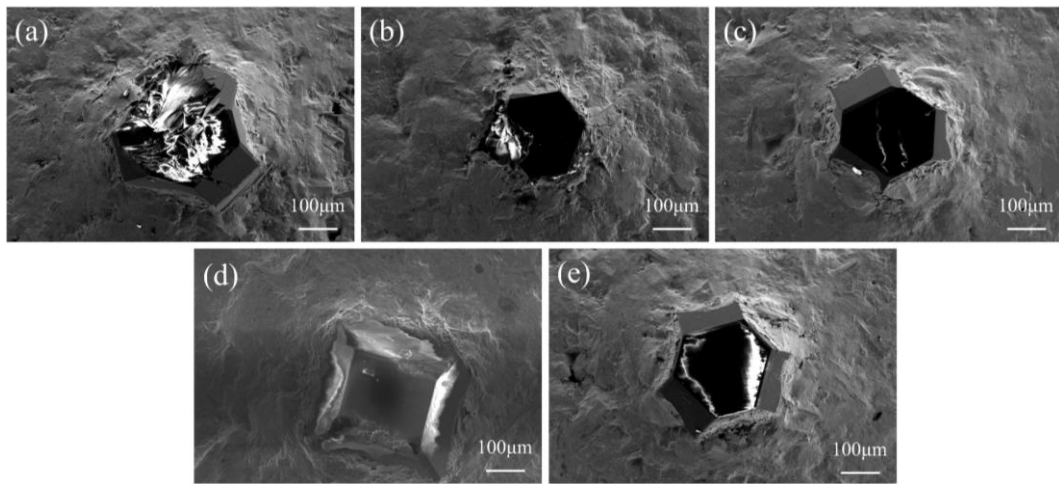


图 5-10 磨损试验后的金刚石颗粒：(a) R1；(b) R2；(c) R3；(d) R4；(e) R5

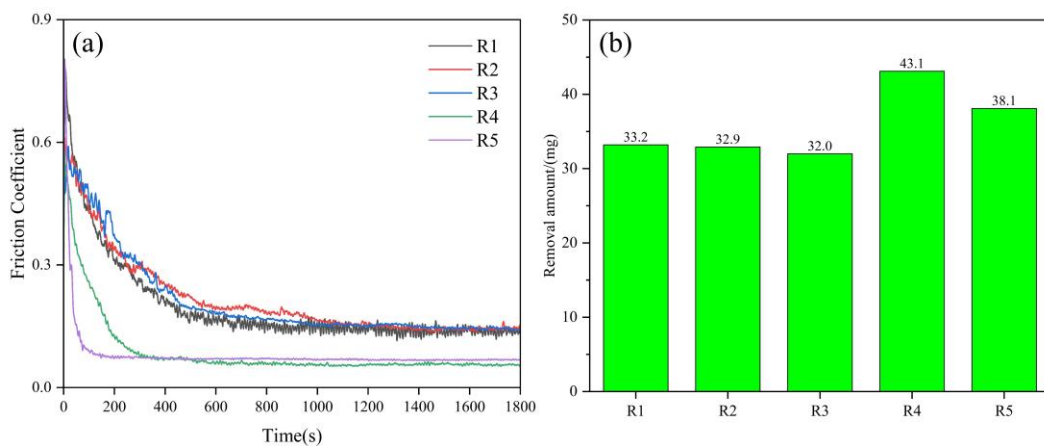


图 5-11 钎焊金刚石试样的：(a) 摩擦系数曲线；(b) 氧化铝陶瓷去除量

5.7 本章小结

本章通过制备不同表面粗糙度钢基体，采用添加量为 1.5 wt.% Ho 的镍基钎料真空钎焊金刚石，研究基体表面粗糙度对于钎焊后金刚石接头形貌、金刚石颗粒的力

学性能以及金刚石-钎料-钢基体界面的影响。

(1) 基体表面粗糙度影响基体与钎料之间的元素扩散，在粗糙度较高的 R1 (0.247 μm) 组钢基体上，基体在钎焊过程中发生溶解，元素向钎料中扩散，基体表面呈波浪状。钎料合金与表面粗糙度越高的钢基体表面结合能力结合越好，在表面粗糙度低于 R3 (0.090 μm)、R4 (0.063 μm) 和 R5 (0.037 μm) 组钢基体的钎料-基体结合界面均出现结合不充分的产生空隙。

(2) 在表面粗糙度高的钢基体上钎焊金刚石试样，钎焊金刚石接头处发生裂纹的数量多，金刚石石墨化程度及所受应力高。采用 R1 组钢基体钎焊的金刚石颗粒表面受到 2.28 GPa 的压应力，在金刚石与钎料界面处发生大量微裂纹。随基体表面粗糙度的降低，金刚石颗粒表面所受压应力逐渐减小，在采用 R4、R5 组钢基体上分别获得了 0.40 GPa、0.43 GPa 的拉应力。

(3) 基体表面粗糙度影响了钎焊后的金刚石颗粒的力学性能以及钎料与基体的结合强度，进而影响钎焊试样的磨损特性。R1 组钢基体钎焊的金刚石颗粒摩擦系数不稳定，对氧化铝陶瓷去除量低，金刚石颗粒在磨损试验后在位于钎料界面出露的位置破损，呈解理断裂的形貌。

(4) 表面粗糙度同时影响了钎料与基体的结合状态与基体溶解扩散，在钎焊过程中应选择具有较好结合强度的钎焊界面与较高力学性能的金刚石颗粒。使用 R4 组钢基体钎焊金刚石试样具有 3479.67 MPa 的焊后抗压强度、较低的摩擦系数以及 43.1 mg 的对氧化铝陶瓷去除量。

第 6 章 结论

本文以 Ni-Cr-B-Si 复合钎料为主体，通过添加稀土 Ho、Lu 对其进行改性，以期获得高性能的钎焊金刚石工具，并研究了钢基体待焊面表面粗糙度对钎焊金刚石性能的影响，主要研究结果如下：

(1) 对添加 Lu 的镍基钎料及钎焊金刚石样品进行分析表征。本章主要研究了稀土 Lu 的添加对镍基钎料的微观组织及力学性能的影响，分析 Lu 在镍基钎料在钎焊过程中作用，研究了添加 Lu 对钎焊金刚石性能的影响。

添加稀土 Lu 的镍基复合钎料中，稀土元素 Lu 主要分布于晶界处，阻碍晶界长大并提供异质形核点，达到细化晶粒的目的。Lu 与钎料中的 Ni 反应生成 NiLu 相，晶粒细化、新相的生成钎料中的硬质点相共同作用，提升钎料的显微硬度，当 Lu 添加量为 1.5 wt.% 时，钎料的显微硬度最高为 660.4 HV_{0.1}。钎焊过程中的 Lu 与金刚石颗粒周围的 Ni 元素结合，有效改善了钎焊接头的质量，提高了钎焊金刚石颗粒的出露度，降低高温下 Ni 的侵蚀。当 Lu 添加量为 1.5 wt.% 时，钎焊后的金刚石颗粒保持完整，出露度达到其自身高度 55.3%。添加 Lu 影响了金刚石颗粒与钎料界面之间碳化物的生成，碳化物从平行于金刚石表面的有序长条状向无序短棒状转变，改善了金刚石颗粒与钎料的热膨胀系数不匹配，减少了碳化物层的裂纹数量，提高了钎料对金刚石颗粒的把持力，降低金刚石所受热损伤。抗压强度测试及磨损试验结果表明：当 Lu 添加量为 1.5 wt.% 时，钎焊金刚石颗粒的焊后力学性能好，在磨削时的稳定性最高，对氧化铝陶瓷的去除量最高达到 45.4 mg。

(2) 研究添加稀土 Ho 的镍基复合钎料的微观组织及力学性能，探究稀土的添加量对于改性镍基复合钎料钎焊金刚石的影响。

稀土 Ho 的添加有效改善了镍基钎料的微观组织及力学性能，镍基复合钎料中 Ho 元素主要在晶界富集并形成 Ni-Ho 相，有效阻碍晶粒长大并提供形核点，提高钎料组织的硬度。钎焊过程中，Ho 元素通过结合金刚石周围的 Ni 原子，减少了触媒元素在高温下对金刚石的侵蚀，金刚石颗粒在钎焊过程中的石墨化程度低。稀土 Ho 的添加促进了钎焊过程中金刚石表面碳化物层的形成，并且镍基复合钎料钎焊金刚石颗粒表面碳化物的形貌随 Ho 元素在钎料中的添加量发生改变。当 Ho 的添加量为 1.5 wt.% 时，制备的钎料具有最高的显微硬度，为 716.3 HV_{0.1}。添加 1.5 wt.% Ho 的镍基钎料合金钎焊金刚石试样展现出最优的耐磨性能与加工性能，对氧化铝陶瓷的

摩擦系数稳定，去除量最高达到 43.1 mg。综上所述，得到稀土元素 Ho 在镍基复合钎料中的最佳含量为 1.5 wt.%。

(3) 制备了不同表面粗糙度的钢基体，与优选的添加量为 1.5 wt.% Ho 的镍基复合钎料钎焊金刚石，研究了钢基体表面粗糙度不同的对钎焊金刚石试样的影响规律。随着钎焊时选用的钢基体表面粗糙度的降低，钎焊金刚石接头处的裂纹越少，金刚石表面所受压应力越小，金刚石颗粒表面的碳化物从粗大的有序排列板条状逐渐转化为无序排列的短棒状，钎焊后的钢基体与钎料结合界面的结合程度随钢基体表面粗糙度的降低而逐渐不完全、不充分，钎焊试样界面层的硬度随之降低。

采用平均为 R1 (0.247 μm) 与 R2 (0.193 μm) 表面粗糙度的钢基体钎焊金刚石获得了良好的基体与钎料的结合界面，基体对钎焊接头具有良好的把持力，但此工艺条件下的金刚石颗粒表面发生严重石墨化，导致金刚石颗粒的力学性能降低，在磨损试验中表现出较差的磨削性能。在平均表面粗糙度分别为 R3 (0.090 μm)、R4 (0.063 μm)、R5 (0.037 μm) 的钢基体上的钎焊界面存在基体与钎料之间结合不充分的缺陷，但获得了具有优良性能的钎焊金刚石颗粒，在磨损试验中表现出优秀的对氧化铝陶瓷去除量。因此在实际应用中，应综合考虑钎焊金刚石颗粒的力学性能与钎料-基体的结合强度。本文在采用表面粗糙度 Ra 为 0.063 μm 的 R4 组的钢基体得到了具有较高抗压强度以及优秀加工性能的钎焊金刚石。

参考文献

- [1] Zhang N, Wang C, Ran T, et al. Intervertebral osteointegration and biomechanical performance of bioactive lithium disilicate glass-ceramic scaffold fabricated by digital light processing [J]. *Ceramics International*, 2024, 50: 53674-53684.
- [2] Wu Z, Xu T, Xu X, et al. Fabrication of mullite micro/nano fiber-based porous ceramic with excellent mechanical and thermal insulation properties [J]. *Ceramics International*, 2024, 50(1): 2415-2423.
- [3] Yin S, Sun C, Zhang Y, et al. High-strength and low-dielectric ZrO₂ reinforced fused silica ceramics by gelcasting [J]. *Ceramics International*, 2024, 50 55240-55250.
- [4] Guo Y, Wang J, Ren Y, et al. Realizing high energy storage performances and ultrafast charge-discharge rate of NaNbO₃-based ceramics for application in pulse power capacitors [J]. *Ceramics International*, 2024, 50(22): 46729-46737.
- [5] 李兆基, 董志刚, 杨峰, 等. SiC_f/SiC 复合材料锥孔的飞秒激光加工方法 [J]. *航空学报*, 2025, 46: 1-14.
- [6] 林洁琼, 耿青, 谷岩, 等. 超声振动辅助切削高硅铝合金的微观加工机理 [J]. *复合材料学报*, 2024, 42: 1-23.
- [7] 秦建, 龙伟民, 路全彬, 等. 金刚石/NiCrBSi 钎涂接头组织与耐磨性能分析 [J]. *材料导报*, 2020, 34(S2): 1457-1461.
- [8] Jaworska L. The influence of the binder phase on the properties of high-pressure sintered diamond polycrystals or composites for cutting tool applications [J]. *Materials*, 2025, 18(3): 634.
- [9] Tian C, Wan Y, Li X. The influence of diamond content on the formability and mechanical properties of additively manufactured metal-bonded diamond tools [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, 131(9-10): 4649-4661.
- [10] 龙伟民, 乔培新, 丁天然, 等. PDC 石油钻头钎缝强度的研究 [J]. *金刚石与磨料磨具工程*, 2010, 30(05): 15-20.
- [11] Liu D, Zhao K, Song Y, et al. Effect of introducing carbon fiber into AgCuTi filler on interfacial microstructure and mechanical property of C/C-TC4 brazed joints [J]. *Materials Characterization*, 2019, 157.

- [12] 龙伟民, 张雷, 程亚芳. 铝与铜连接技术的研究 [J]. 金属加工(热加工), 2008, (12): 47-49.
- [13] Wu Z, Xu H, Xiao B. Microanalysis of interface between Ni-Cr alloy and diamond (or steel) [J]. Key Engineering Materials, 2001, 202-203: 143-146.
- [14] Patel H A, Mukhopadhyay P, Ghosh S, et al. The effect of temperature and dwell time on diamond-WC brazed joint quality using low-melting point active Ag-Cu-In alloy [J]. Diamond and Related Materials, 2023, 139: 110308.
- [15] Si S, Ding Z, Zuo R, et al. Adding Hf element to improve the strength and wear resistance of diamond brazed with Ni-based boron-free brazing filler metal [J]. Diamond and Related Materials, 2022, 121: 108723.
- [16] Wu H, Li X, Tu B, et al. Microstructure and mechanical properties of single-crystal diamond/Kovar alloy joints brazed with an AgCuTi metal filler [J]. Diamond and Related Materials, 2023, 138: 110246.
- [17] Mukhopadhyay P, Ghosh A. High vacuum brazing of synthetic diamond grits with steel using micro/nano Al_2O_3 reinforced Ag-Cu-Ti alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 266: 198-207.
- [18] Chen Z, Xiao B, Wang B. Fabrication and performance of brazing diamond using large size Ni Cr alloy as a bonding agent [J]. Diamond and Related Materials, 2021, 115: 108352.
- [19] Macisaac C, Whitman C A, Corbin S F. Development of a boron-free filler metal for brazing nickel-based superalloys utilizing the Cu-Mn-Ni system [J]. Journal of Materials Science, 2020, 55(20): 8741-8755.
- [20] Wang N, Jin T, Sun H, et al. Exploring the trace rare earth Sm on the microstructure and mechanical performance of brazed diamonds by Ni-Cr filler alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 315-327.
- [21] Duan D, Sun L, Lin Q, et al. Effect of Cu Ce alloy addition on the microstructure and mechanical performance of brazed diamonds with Ni Cr alloy [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 80: 253-258.
- [22] Xu Z, Xu H, Fu Y, et al. Induction brazing diamond grinding wheel with Ni-Cr filler alloy [J]. Materials Science Forum, 2006, 51(532-533): 377-380.
- [23] 龙伟民, 高雅, 何鹏, et al. 钎焊技术在金刚石工具中的应用 [J]. 焊接, 2017, (04):

- 10-16+11.
- [24] Xu Z, Zhang G, Zhang J, et al. Wear mechanisms of diamond tools and their material basis in machining iron-based materials [J]. Precision Engineering, 2025, 93: 110-152.
- [25] Li K, Zhang M, Mao C, et al. Active laser brazing of diamond onto 45 steel: Diamond flow behavior, microstructure and bonding strength [J]. Diamond and Related Materials, 2022, 129: 109330.
- [26] 贺小光, 高峰, 高允峰. 高温高压法人造金刚石合成中工艺曲线的确定 [J]. 物理实验, 2010, 30(06): 12-14+17.
- [27] 王遥, 马红安, 杨志强, et al. 籽晶{100}面形状对高温高压合成金刚石大单晶的影响 [J]. 高压物理学报, 2019, 33(04): 43-49.
- [28] Friel I, Clewes S L, Dhillon H K, et al. Control of surface and bulk crystalline quality in single crystal diamond grown by chemical vapour deposition [J]. Diamond and Related Materials, 2009, 18(5-8): 808-815.
- [29] 张涵源. 晶态和非晶态 Ni 基钎料感应钎焊金刚石的研究 [D]. 青岛: 青岛科技大学, 2016.
- [30] 龙伟民, 郝庆乐, 傅玉灿, 等. 金刚石工具钎焊用连接材料研究进展 [J]. 材料导报, 2020, 34(23): 23138-23144.
- [31] 龙伟民, 秦建, 路全彬, 等. 旋耕刀感应钎涂层热处理工艺研究 [J]. 材料导报, 2022, 36(07): 98-102.
- [32] 刘伟, 刘一波, 尹翔, 等. 树脂结合剂金刚石砂轮设计及应用 [J]. 超硬材料工程, 2016, 28(04): 47-50.
- [33] 段文远. 树脂结合剂金刚石工具性能的研究 [D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2015.
- [34] 李建伟. 陶瓷结合剂多孔金刚石磨具制备及在硅片加工中的应用 [D]. 长沙: 湖南大学, 2022.
- [35] Huang Y, Zhang F, Zan X, et al. Highly wear resistant metal bond for diamond tool based on two-step reactive sintered Fe_3Al [J]. Wear, 2024, 556-557: 205517-205517.
- [36] 周颢, 肖冰, 周立永, 等. 陶瓷磨削用多层钎焊金刚石砂轮的研制 [J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2024, 44(01): 50-56.
- [37] Ma B, Pang Q, Lou J. Rod-like brazed diamond tool fabricated by supersonic-frequency induction brazing with Cu-based brazing alloy [J]. International Journal

- of Refractory Metals and Hard Materials, 2014, 43: 25-29.
- [38] Dashtgerd I, Cahoon A, Rasooli N, et al. Fabrication of porous Ni-Ti shape memory alloy via binder jet additive manufacturing and solid-state sintering [J]. Materials Today Communications, 2024, 41: 110633-110633.
- [39] 周晓娟, 刘鹏, 韩赵翔, 等. 固相烧结法和反应烧结法制备 $G-La_2Si_2O_7$ 陶瓷的微波介电性能 [J]. 陕西师范大学学报(自然科学版), 2013, 41(05): 34-37.
- [40] 卢安军, 张健伟, 秦海青, 等. Sn 和 La 在气氛烧结金刚石工具胎体中的作用 [J]. 超硬材料工程, 2017, 29(05): 30-33.
- [41] Hu Y, Huang Y, Zhang F, et al. Preparation and performance of high entropy alloy reinforced Cu-based bond diamond tool [J]. Materials Today Communications, 2024, 39: 108644.
- [42] 李尾. 微小孔研磨电镀金刚石刀具的制备工艺及实验研究 [D]. 太原: 太原理工大学, 2022.
- [43] 谢乾. 电镀金刚石线锯磨粒把持力及力学性能研究 [D]. 济南: 山东大学, 2020.
- [44] 杨雪嘉, 韦秀洁, 潘秉锁. 耐高温电镀镍锰合金胎体金刚石钻头的钻进性能研究 [J]. 钻探工程, 2024, 51(04): 46-53.
- [45] Su S, Zang J, Zhou Y, et al. Ti-coated diamond micro-powder for the manufacture of the electroplated diamond wire saw [J]. Diamond and Related Materials, 2024, 147: 111273.
- [46] Xu J, Zhou W, Song X, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of $Ti_2AlNb-C/C$ joints brazed with Ag-Cu filler [J]. Materials Today Communications, 2025, 43: 111827.
- [47] Li X, Sun J, Liu Y, et al. Microstructure and mechanical properties of CoCrNi/GH99 medium entropy alloy brazed joints: Formation of medium entropy brazing seam [J]. Intermetallics, 2025, 179: 108680.
- [48] 龙伟民, 何鹏, 顾敬华. 中国有色金属焊接材料的发展现状及展望 [J]. 焊接, 2011, (11): 7-10+70.
- [49] Cai K, Zhang M, Zhao B, et al. Wear characteristics of single-layer cBN abrasive tools using ultrasonic vibration-assisted induction brazing techniques [J]. Ceramics International, 2023, 49(18): 29792-29799.
- [50] 龙伟民, 刘大双, 张冠星, 等. 感应钎涂粉末熔融及传热机制 [J]. 焊接学报, 2021,

- 42(11): 29-34+98-99.
- [51] Li Z, Lv Q, Wei H, et al. Effects of RE (Nd, Ce, Y, La) on TiC(100)/Fe(110) interface based on first-principles calculations [J]. *Vacuum*, 2022, 205: 111449.
- [52] 张腾, 王健, 张凤林, 等. 新型金刚石多层有序排布装置及参数优化 [J]. *超硬材料工程*, 2018, 30(03): 1-6.
- [53] Nanda T P, Ghosh A. Influence of grit friability and grit distribution pattern on dry grindability of WC-6Co by single layered brazed diamond wheels [J]. *Diamond and Related Materials*, 2024, 147: 111300.
- [54] Chen J, Wang X, Li X, et al. Effects of brazing temperature and holding time on wettability of brazing diamond and brazing interface analysis [J]. *Welding in the World*, 2020, 64(10): 1763-1770.
- [55] 龙伟民, 张青科, 朱坤, 等. 绿色钎焊材料及无害化钎焊技术的发展 [J]. *焊接学报*, 2014, (01): 3-7+68.
- [56] 龙伟民 朱, 乔培新, 耿桂华, 曾大本, 王海滨. 金刚石锯片焊接技术的研究 [J]. *金刚石与磨料磨具工程*, 2002, (03): 27-31.
- [57] Mukhopadhyay P, Ghosh A. The making and performance of patterned-monolayer brazed diamond wheel produced with Ag-based novel active filler [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 73: 220-234.
- [58] 严佩佩. 多元协同作用铜基钎料设计及钎焊金刚石机理研究 [D]: 安徽工业大学, 2022.
- [59] Wu Q, Sun H, Zhao H, et al. Effect of Cu content in Cu-coated diamond/Ni-based composite coatings on microstructure and properties [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, 1020: 179455.
- [60] Huang G, Wang Y, Zhang M, et al. Brazing diamond grits onto AA7075 aluminium alloy substrate with Ag–Cu–Ti filler alloy by laser heating [J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2021, 34(6): 67-78.
- [61] Liu Z, Liao X, Fu W, et al. Microstructures and bonding strength of synthetic diamond brazed by near-eutectic Ag–Cu–In–Ti filler alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 790: 139711.
- [62] Xu H, Li Y, Wang L, et al. Optimized AgCuSnTi filler alloy for brazing of diamond/copper combination used in microwave windows: Microstructure and

- p>mechanical performance [J]. Vacuum, 2023, 212: 112024.
- [63] Fan Y, Li K, Li H, et al. Profiling interfacial reaction features between diamond and Cu-Sn-Ti active filler metal brazed at 1223K [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2022, 131(36): 100-105.
- [64] Li H, Li K, Fan Y, et al. Influence of brazing temperature on interfacial reaction layer characteristics of Cu-Sn-Ti/diamond composites [J]. Diamond and Related Materials, 2022, 128: 109276.
- [65] 伍俏平, 罗舟, 邓朝晖, 等. 两种合金化铜基钎料真空钎焊金刚石 [J]. 材料热处理学报, 2018, 39(03): 151-158+166.
- [66] 王楠, 张雷, 纠永涛, 等. 钎焊温度对 Cu-Sn-Ti-Ga 钎料钎焊金刚石接头组织及性能的影响 [J]. 材料研究与应用, 2023, 17(06): 1125-1133.
- [67] Yin X, Xu F, Min C, et al. Promoting the bonding strength and abrasion resistance of brazed diamond using Cu-Sn-Ti composite alloys reinforced with tungsten carbide [J]. Diamond and Related Materials, 2021, 112: 108239.
- [68] Duan D, Han F, Ding J, et al. Microstructure and performance of brazed diamonds with multilayer graphene-modified Cu-Sn-Ti solder alloys [J]. Ceramics International, 2021, 47(16): 22854-22863.
- [69] 肖冰, 徐鸿钧, 武志斌, 等. Ni-Cr 合金真空单层钎焊金刚石砂轮 [J]. 焊接学报, 2001, (02): 23-26+23.
- [70] Wang P, Zhang L, Cheng Z, et al. Effect of Y on interface characteristics and mechanical properties of brazed diamond with Ni Cr filler alloy [J]. Diamond and Related Materials, 2023, 132: 109645.
- [71] 陈燕. 高温钎焊金刚石磨料热损伤分析及其控制对策的基础研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2009.
- [72] Wang S, Xiao B, Su S, et al. Interfacial characteristics and thermal damage of brazed W-coated diamond with Ni- based filler alloy [J]. Diamond and Related Materials, 2021, 116: 108401.
- [73] Duan D, Li C, Sun L, et al. Microstructure and performance of brazed diamonds with Ni-Cr + multilayer graphene composite alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 816: 152630.
- [74] Zhang J, Li X, Xu Q, et al. Effects of Ce and La elements on interfacial bonding,

- thermal damage and mechanical performance of brazed diamonds with Ni Cr filler alloy [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2021, 98: 105571.
- [75] Jin T, Zhang C, Zhong S, et al. Comparative study on induction brazing of diamond with rare earth Nd-doped crystalline and amorphous Ni-based filler alloy [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 28: 1084-1093.
- [76] Xu Q, Zhang J, Mao C, et al. Cu-induced enhancement of interfacial bonding for brazed diamond grits with Ni Cr filler alloys [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2022, 106: 105874.
- [77] Wang S, Xiao B, Xiao H, et al. Microstructure and mechanical properties of the diamond/1045 steel joint brazed using Ni-Cr + Mo composite filler [J]. *Diamond and Related Materials*, 2023, 133: 109691.
- [78] Samaniego A, Gusieva K, Llorente I, et al. Exploring the possibility of protective surface oxides upon Mg alloy AZ31 via lutetium additions [J]. *Corrosion Science*, 2024, 89: 101–110.
- [79] 刘浩松, 谢耀平, 周文艳, 等. 金合金中 Ce 和 Lu 晶界偏聚的第一性原理研究 [J]. *上海金属*, 2024, 46(01): 82-88.
- [80] Liu H-S, Xie Y-P, Zhou W-Y, et al. Grain Refinement via Changing the Shuffling Motion of the Grain Boundary by Traces of Ce and Lu in Gold Alloys [J]. *The Journal of Physical Chemistry C*, 2022, 126(51): 21864-21870.
- [81] Zhao C, Zhou Y, Zou Z, et al. Effect of alloyed Lu, Hf and Cr on the oxidation and spallation behavior of NiAl [J]. *Corrosion Science*, 2017, 126: 334-343.
- [82] 李鑫. 稀土掺杂镍基钎料钎焊金刚石界面强化及热损伤抑制研究 [D]. 长沙: 长沙理工大学, 2022.
- [83] Lu J, Cao Z, Qi F, et al. Evolution of interface carbide diamond brazed with filler alloy containing Cr [J]. *Diamond and Related Materials*, 2018, 90: 116-125.
- [84] 庞兴志, 杨剑冰, 湛永钟, 等. 稀土 Ho 对 Al-Zn-Mg-Cu 系高强铝合金显微组织和力学性能的影响 [J]. *广西科学*, 2015, 22(05): 521-526.
- [85] Jin X, Xu W, Shan D, et al. Mechanism of high-strength and ductility of Mg-RE alloy fabricated by low-temperature extrusion and aging treatment [J]. *Materials and Design*, 2021, 199: 109384.

- [86] 栾军, 曲晓海. Mg-xHo 二元合金的组织 and 性能 [J]. 热加工工艺, 2013, 42(08): 77-79.
- [87] 万晓峰, 曹露露, 李志扬, 等. 普通铸造 Mg-25Zn-12Ho 镁合金的微观组织研究 [J]. 热加工工艺, 2018, 47(10): 54-56+61.
- [88] 王振生, 郭建亭, 周兰章, 等. NiAl-Cr(Mo)-Ho-Hf 共晶合金的高温磨损特性 [J]. 金属学报, 2009, 45(03): 297-301.
- [89] Chen Y, Fu Y, Su H, et al. The effects of solder alloys on the morphologies and mechanical properties of brazed diamond grits [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014, 42: 23-29.
- [90] 龙伟民, 刘大双, 吴爱萍, 等. 金刚石粒度及添加量对大气环境感应钎涂层耐磨性的影响 [J]. 机械工程学报, 2023, 59(12): 225-235.
- [91] Peng Y, Wang Y, Ding J, et al. Balling behavior and diamond graphitization of metal-matrix diamond composites by selective laser melting: A quantitative investigation [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2024, 124: 106830.
- [92] Xiao A, Zhang J, Pang X, et al. Interface bonding characteristics and thermal damage behavior of brazed diamond with Nb-added Ni Cr filler alloys [J]. Diamond and Related Materials, 2024, 146: 111165.
- [93] Xu Q, Zhang J, Hu Y, et al. Adsorption and diffusion behaviors of Ni-based filler elements on diamond surface [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 822: 153652.
- [94] Mukhopadhyay P, Raghava S D, Ghosh A. Challenges in brazing large synthetic diamond grit by Ni-based filler alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2017, 250: 390-400.
- [95] Mukhopadhyay P, Ghosh A. On bond wear, grit-alloy interfacial chemistry and joint strength of synthetic diamond brazed with Ni-Cr-B-Si-Fe and Ti activated Ag-Cu filler alloys [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018, 72: 236-243.
- [96] Wu Q, Sun H, Zhao H, et al. Fabrication of wear-resistant diamond/Ni-based composite coatings via induction brazing [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2025, 129: 107098.

- [97] Liu S, Liu M, Liu T, et al. Influence of brazing atmosphere on the characteristics, mechanical and thermal stress damage properties of diamond interface by molten Ni-Cr filler alloy [J]. Vacuum, 2023, 216: 112456.
- [98] Long W, Liu D, Wu A, et al. Influence of laser scanning speed on the formation property of laser brazing diamond coating [J]. Diamond and Related Materials, 2020, 110: 108085.
- [99] Li Y, Liu W, Sekulic D P, et al. Reactive wetting of AgCuTi filler metal on the TiAl-based alloy substrate [J]. Applied Surface Science, 2012, 259: 343-348.
- [100] 杨志波, 徐九华, 傅玉灿, 等. 钢基体上镍基钎料激光钎焊金刚石磨粒的界面结构 [J]. 机械工程材料, 2007, 31(5): 17-19+23.
- [101] 黄小明, 雷敏, 李学文, 等. 表面粗糙度对 TiAl /AgCu/TiAl 钎焊质量的影响 [J]. 材料科学与工艺, 2019, 27(4): 1-7.
- [102] 张知航, 杨健, 杨震, 等. Cu 基板粗糙度对 SnAgCu 无铅钎料润湿性的影响 [J]. 焊接学报, 2022, 43(1): 22-28.
- [103] GB/T 3505-2009, 产品几何技术规范(GPS) 表面结构 轮廓法 术语、定义及表面结构参数 [S]. 北京: 北京标准出版社, 2009.
- [104] Wang H, Jin Z, Li X, et al. Understanding the microstructure evolution of Fe-induced diamond with DFT study: Etching and graphitization [J]. Applied Surface Science, 2023, 639.
- [105] Liu J, Zhang J, Zhang M, et al. Finite element analysis and experimental verification of residual stress in brazed diamond with Ni-Cr filler alloy [J]. Diamond and Related Materials, 2023, 139: 110350.

攻读学位论文期间发表的学术论文目录

- [1] 余家伟, 金天, 徐辉, 曹杰, 徐东. 待焊面表面粗糙度对于钎焊金刚石界面及性能的影响 [J]. 金刚石与磨料磨具工程. [录用]

致谢

三年时间很快过去，转眼到了毕业的季节。回首这段旅程，我的心中充满感激之情。

首先，衷心感谢我的导师徐东教授。感谢您在学术上的悉心指导以及生活上的关怀与帮助。您始终以严谨的治学态度、渊博的学识和敏锐的学术洞察力为我指明研究方向，让我在科研道路上少走弯路。无论是论文的撰写、实验的设计，还是学术问题的探讨，您总是耐心倾听、细致解答，为我提供了宝贵的建议和启发。您的无私支持和鼓励让我在遇到困难时能够坚持不懈，不断成长。能够成为您的学生，我深感荣幸，您的教诲将永远激励我前行。再次向您致以最诚挚的感谢！

感谢王朋波、王楠和冯帅帅师兄在我的实验过程中提供的支持以及宝贵建议，让我在遇到困难时能够找到解决思路，感谢金天同学在学习过程中给予我的督促与帮助，感谢徐辉、曹杰师弟在生活中的陪伴以及帮助。能够与你们一起度过这段充实而有意义的时光，是我研究生生涯中宝贵的财富。

感谢所有曾经帮助过我的朋友们。你们的陪伴与鼓励让我在忙碌的科研生活中感受到温暖与力量，是我硕士阶段最珍贵的回忆之一。

感谢我的家人。你们始终是我坚强的后盾，无论我遇到怎样的困难，你们总是给予我无条件的支持与鼓励，让我在面对挫折时始终保持信心与勇气。

我要由衷地感谢国家为我们提供了优质的教育资源和广阔的发展平台，让我有机会能够攻读研究生，实现自己的学术梦想。我将以饱满的热情和坚定的信念，将所学知识应用于实践，努力为国家的发展和民族的复兴贡献自己的绵薄之力。再次感谢国家给予我的宝贵机会，愿祖国繁荣昌盛！

最后，感谢国家自然科学基金项目（52271017）的支持！

余家伟

2025年03月07日