

扫描速度对 CuCr 合金激光表面快速熔凝改性层性能的影响

王旭^{1,3}, 虞钢^{1,2,3*}, 何秀丽^{1,3}, 李少霞^{1,3}, 田崇鑫^{1,3}, 邵佳昀^{1,3}, 刘宝华⁴

¹中国科学院力学研究所, 北京 100190;

²中国科学院大学材料与光电研究中心, 北京 100049;

³中国科学院大学工程科学学院, 北京 100049;

⁴北京京东方真空电器有限责任公司, 北京 101500

摘要 利用高功率密度激光开展 CuCr50 合金表面快速熔凝改性实验, 研究扫描速度对材料熔凝改性层深度、显微硬度、表面粗糙度以及拉伸和断裂特性的影响。结果表明: 随着扫描速度由 2000 mm/min 增加到 8000 mm/min, 熔凝层平均深度从 $(486.2 \pm 32.8) \mu\text{m}$ 降至 $(26.8 \pm 13.4) \mu\text{m}$, 平均硬度值由 203 HV 提升到 250 HV, 较基体硬度 (85 HV) 提升了约 3 倍; 表面粗糙度随着扫描速度的降低而增大; 单侧表面激光熔凝处理后材料的屈服强度较未处理材料提升了 16.5%~28.0%, 基体断裂主要是以沿晶界扩展的沿晶断裂, 熔凝层断口呈现出等轴韧窝状的断裂特征。表面改性后 CuCr50 合金的硬度和强度均有大幅提升, 通过改变扫描速度可以获得综合性能较好的激光表面改性效果。

关键词 激光技术; 表面改性; 扫描速度; CuCr 合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TN249

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202259.0114006

Effect of Scanning Speed on Properties of Laser Surface Remelting Layer of CuCr Alloy

Wang Xu^{1,3}, Yu Gang^{1,2,3*}, He Xiuli^{1,3}, Li Shaoxia^{1,3}, Tian Chongxin^{1,3}, Shao Jiayun^{1,3}, Liu Baohua⁴

¹Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;

²Center of Materials Science and Optoelectronics Engineering, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;

³School of Engineering Science, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;

⁴Beijing Orient Vacuum Electric Co., Ltd., Beijing 101500, China

Abstract The effects of scanning speed on the remelting layer depth, microhardness, surface roughness, and tensile and fracture behaviors of high energy density laser surface remelting CuCr50 alloy were investigated. The results show that with the increase of scanning speed from 2000 mm/min to 8000 mm/min, the average depth of remelting layer decreases from $(486.2 \pm 32.8) \mu\text{m}$ to $(26.8 \pm 13.4) \mu\text{m}$ and the average microhardness increases from 203 HV to 250 HV, which is about three times of the substrate microhardness (85 HV). The surface roughness increases with the decrease of scanning speed. The yield strength of CuCr50 alloy after laser remelting treatment on one side surface is 16.5%–28.0% higher than that of untreated alloy. The fracture morphology of the remelting

收稿日期: 2021-03-12; 修回日期: 2021-04-20; 录用日期: 2021-04-21

基金项目: 国家自然科学基金(11672304, 11502269)、北京市科技计划项目(Z181100003818015)

通信作者: *gyu@imech.ac.cn

layer is equiaxed dimple, showing the ductile fracture. The fracture morphology of the substrate is mainly intergranular fracture extending along the grain boundary, showing the brittle fracture. Thus, mechanical properties including microhardness and yield strength of the modified CuCr50 alloy are greatly improved. By modulating the scanning speed, laser surface modified alloy with better comprehensive performance can be obtained.

Key words laser technique; laser surface modification; scanning speed; CuCr alloy; microstructure; mechanical properties

1 引言

CuCr合金是一种典型的二元难混溶“假合金”,兼具了Cu组元优良的导电、导热和Cr组元高强度、抗熔焊和低截流值等特性^[1-2],以其制备的CuCr合金触头作为电接触元件是真空灭弧室的核心部件,广泛应用于中、高压电网输变电等电力领域^[3]。目前,真空灭弧室正面向高电压、大容量、小型化的目标发展,迫切需要提升触头材料的力学、电学等物理特性。研究表明,触头表面燃弧层(约100 μm)的失稳是引起灭弧室关断失效的最主要原因;Cr相晶粒细化和弥散化能有效提高CuCr合金触头的综合性能^[4-5]。因此,对CuCr合金触头进行表面改性处理具有广阔的工程应用前景。

激光表面处理技术作为一种高效、可控的表面改性技术,能够通过不同能量的输入控制冷却速率实现材料的快速凝固,从而达到表面改性强化的目的^[6-7]。难混溶合金由于在快速凝固条件下能够快速通过亚稳态难混溶间隙,有效抑制宏观偏析,获得相比于常规制备工艺更细小、弥散的微观组织^[8-9],所以激光表面处理技术在难混溶合金的制备加工方面应用广泛。近年来,国内外学者对CuCr合金的激光表面处理进行了相关的实验研究。Majumdar等^[10-11]采用激光功率密度 $2.55 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ 的CO₂激光以0.25~1 m/min的扫描速度实现Cr粉末合金化到Cu基体上,发现合金层中分布着粒径在几十微米的Cr相枝晶,组织均匀无缺陷;梁淑华等^[12]使用激光功率密度达到 $1.12 \times 10^7 \sim 2.26 \times 10^7 \text{ W/cm}^2$ 的CO₂激光以34.5 mm/s的速度实现CuCr50合金表面熔凝,研究了激光功率对含氧量、熔池深度、硬度等的影响,表面熔池深度可达4 mm,且熔池越深形成的晶粒越大;苗柏和等^[13]利用最大功率密度可达 $1.33 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ 的连续CO₂激光在扫描速度为2~4 mm/s下熔凝形成了2~3 mm的CuCr50合金层;Tian等^[14]通过 $1.73 \times 10^4 \text{ W/cm}^2$ 的CO₂激光实现了在Cu基体上涂覆Cr涂层的表面合金化,进一步研究了扫描速度分别为

0.9 mm/s和1.8 mm/s下合金化涂层的微观组织、硬度、摩擦及磨损特性;Si等^[15]使用功率密度为 $1.13 \times 10^4 \text{ W/cm}^2$ 的CO₂激光以600 mm/min的速度制备CuCr25和CuCr50合金,表面显微组织由富Cr枝晶(约50 μm)和几百微米的Cr相晶球组成;刘杰等^[16]利用脉冲激光器对CuCr50合金进行表面处理,激光功率500 W,扫描速度4 mm/s,激光脉宽5 ms,表面形成几十微米的重熔层,Cr相晶粒尺寸明显变小。Zhang等^[17]使用功率密度为 $7.38 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ 连续激光分别以2 m/min和8 m/min的速度进行激光表面熔凝,研究了液相分离下凝固微观组织的形成机理。

上述研究所采用的工艺参数或激光功率密度较低,或作用时间较长,使得冷却速度偏低,形成的重熔层厚度小于100 μm或Cr相晶粒较为粗大。研究结果表明,激光的扫描速度是影响难混溶合金快速凝固行为的重要工艺参数,目前对高功率密度、短作用时间下的CuCr合金快速凝固技术的研究以及快速凝固下材料表面直接决定服役特性的相关性能受扫描速度影响的量化表征还比较少,为此有必要对其进一步研究。本文利用高密度激光($>10^6 \text{ W/cm}^2$)作用于CuCr合金进行表面快速熔凝改性的研究,结合材料微观形貌分析扫描速度对激光处理后合金熔凝层深度、显微硬度、表面粗糙度以及拉伸强度和断裂特性等性能的影响。

2 实验内容

选择商用真空灭弧室用的CuCr50合金电触头作为实验材料,触头原件如图1(a)所示,尺寸规格为直径52 mm,厚度2.8 mm。材料采用混粉烧结法制备,其化学成分组成(质量分数,%):Cr47~52,Cu余量。图1(b)为CuCr50合金的微观组织形貌,颜色较深的椭圆形晶粒为Cr相,颜色较浅的连续相为Cu相基体。Cr相晶粒尺寸约为50~150 μm,以粗大的晶粒形式分布在Cu基体中。

激光表面快速熔凝改性系统示意图如图2所示,该系统主要由Nd:YAG激光器(激光波长为

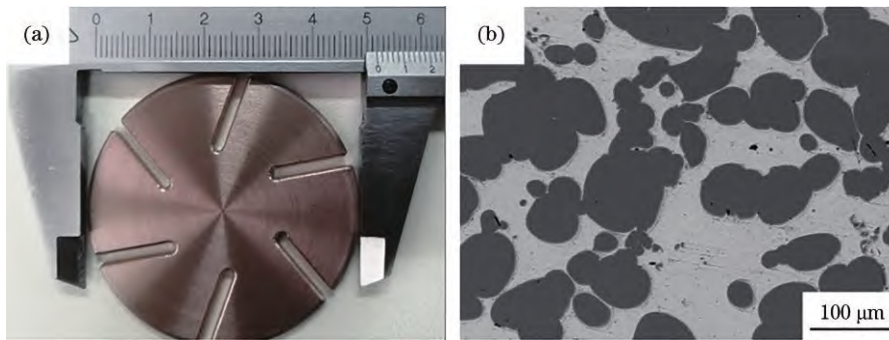


图1 CuCr50合金。(a)触头原件;(b)微观组织

Fig. 1 CuCr50 alloy. (a) Contact specimen; (b) microstructure

1040 nm)、高速运动控制平台、惰性气氛保护系统及辅助系统构成。实验在惰性气氛保护下操作,采用折线型扫描轨迹,在材料表面利用连续激光进行高速(速度可达10000 mm/min)扫描加工,实现了表面改性加工自动化。

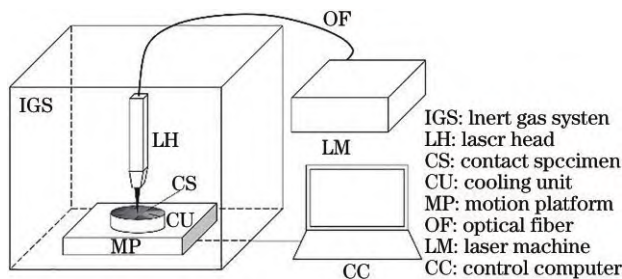


图2 激光表面快速熔凝改性实验系统示意图

Fig. 2 Schematic diagram of laser surface remelting experimental system

为探究扫描速度对快速熔凝改性前后CuCr50熔凝层性能的影响规律,控制其他参数不变,采用不同的扫描速度进行表面处理,主要的工艺参数如表1所示。

表1 激光表面改性主要工艺参数

Table 1 Processing parameters of laser surface modification process

Laser processing parameters	Value
Scanning speed / (mm·min ⁻¹)	2000, 4000, 6000, 8000, 10000
Laser power /W	530
Spot diameter /mm	0.09
Overlapping rate /%	20

表面改性处理后,利用线切割机切取试样,随后经磨样、抛光得到金相样品;利用Nephot-II型光学显微镜(OM)和配有BRUKER Nano X-Flash Detector 5010能量色散谱仪的ZEISS EVO18型扫

描电子显微镜(SEM)观察样品的微观组织形貌;采用TIME3220型粗糙度仪测量材料表面粗糙度,单次取样长度2.5 mm;使用HVS-1000M型维氏显微硬度仪进行硬度测试,测试时施加载荷200 g,保载时间10 s,分别自样品表面至基体每间隔60 μm取测试点测量硬度,每组样品重复测量5次;使用WDW-1型微机控制电子万能试验机进行拉伸试验,参照国标制备尺寸为38.0 mm×12.5 mm×0.5 mm的标准拉伸试样,其中标距段长15.0 mm、宽4.5 mm,试验加载速率为0.5 mm/min;采用X射线能谱分析仪测定改性前后断口面的元素分布。

3 结果与讨论

3.1 显微组织

CuCr50合金在激光处理前后性能上的差异主要取决于表面材料的微观结构。一般来说,同种材料具有更加细化弥散的微观结构往往会呈现出更加优良的综合性能。图3(a)为经扫描速度6000 mm/min的激光表面快速熔凝处理后CuCr50合金剖面的显微组织形貌,在高功率密度(8.33×10^6 W/cm²)激光的作用下,材料表面迅速升温,达到熔点时产生熔池,经过快速冷却凝固形成熔凝改性层。图3(b)为熔凝层的局部放大图像,可以观察到,Cr相颗粒细化明显,大部分以等效直径约1~10 μm的球状细晶形式均匀弥散分布在熔凝层中。这是由于激光表面快速熔凝时材料获得远高于液相分离所需的过冷度(>150 K),故而材料的临界形核半径减小,凝固时可以形成尺寸更小、数目更多的富Cr液滴,晶粒得到细化。

3.2 熔凝层深度

在实际服役条件下电触头主要由表面承受极端荷载,其表面强化层越深工件性能越好,因此

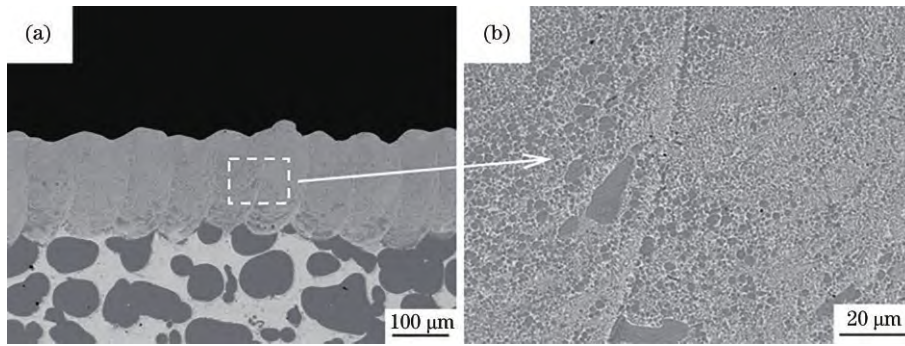


图 3 CuCr50 合金熔凝层剖面微观结构。(a)整体结构;(b)局部放大图像

Fig. 3 Cross-sectional microstructure of the remelting layer of CuCr50 alloy. (a) Overall view; (b) local magnified image

CuCr50 合金表面熔凝改性层深度是表征部件性能的主要评价指标之一。图 4(a)~(e)为不同扫描速度下制备的 CuCr50 合金熔凝层的 SEM 图像。熔凝层深度定义为熔池自顶部至底部的高度差,每张

SEM 图像上均以 $25\ \mu\text{m}$ 的水平间隔等距测量熔凝层深度,每组采集 20 个样本数据,各扫描速度下熔凝层深度的统计值如图 5 所示。

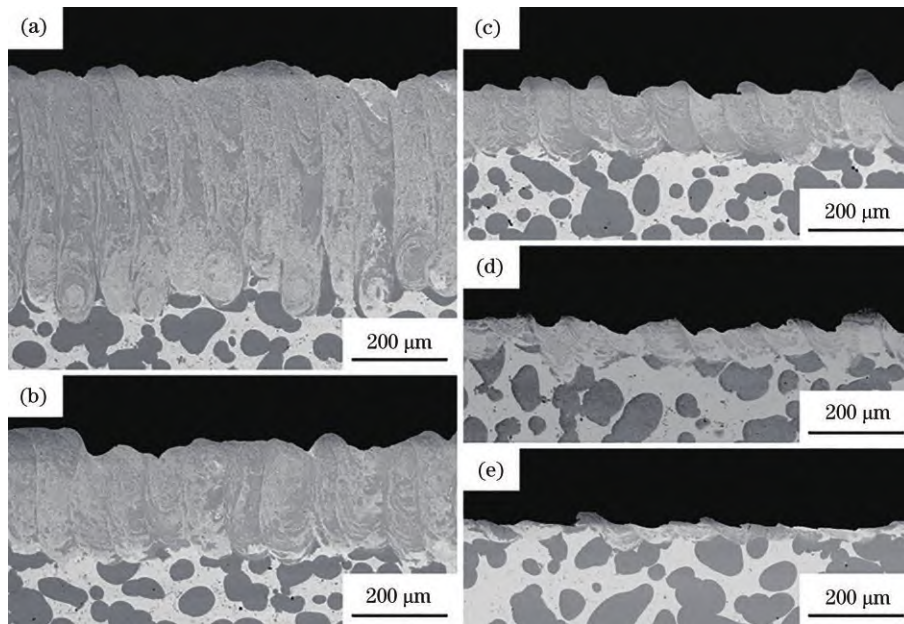


图 4 不同扫描速度下的熔凝层 SEM 图像。(a) 2000 mm/min; (b) 4000 mm/min; (c) 6000 mm/min; (d) 8000 mm/min; (e) 10000 mm/min

Fig. 4 SEM images of remelting layer under different scanning speeds. (a) 2000 mm/min; (b) 4000 mm/min; (c) 6000 mm/min; (d) 8000 mm/min; (e) 10000 mm/min

可见,随着激光扫描速度的增加,熔凝层平均深度由 $(486.2 \pm 32.8)\ \mu\text{m}$ 降至 $(26.8 \pm 13.4)\ \mu\text{m}$, 呈现减小的趋势,且二者相差 18 倍。由于扫描速度决定了激光与材料的相互作用时间,在功率密度保持不变的情况下,扫描速度由 2000 mm/min 增加至 10000 mm/min,作用时间(光斑直径与扫描速度的比值)随之由 3 ms 降至 0.6 ms,使得材料表层吸收激光辐照的能量减少,导致其缺乏足够的热量积累来形成更深的熔池,从而出现上述现象。

从方差统计角度可知,一方面低速扫描(2000 mm/min)时熔凝层深度的方差数值是高速(10000 mm/min)时的 2.4 倍,说明低速扫描时由于热量的累积效应导致熔池的波动较大而造成熔凝层深度产生较大的波动;另一方面低速扫描的熔凝层深度标准差率(标准差与均值的比值)为 6.7% 相较高速时的 50% 而言低得多,说明低速扫描时的熔凝层深度的离散程度更小。

由于较高的扫描速度会提供更高的冷却速度,

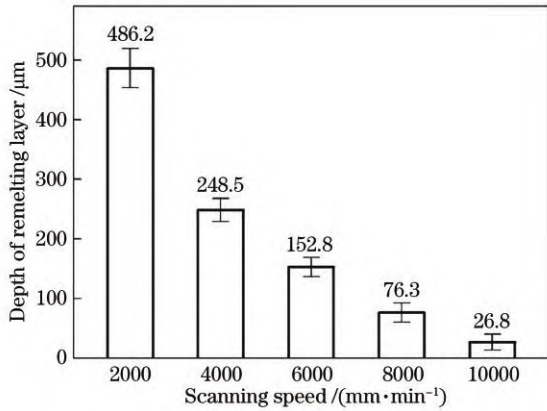


图 5 扫描速度对熔凝层深度的影响

Fig. 5 Influence of scanning speed on the depth of remelting layer

一定程度上也可以起到细化晶粒的作用,因此在工程应用中需要综合考虑扫描速度对熔凝层深度和晶粒尺寸的影响。

3.3 显微硬度

硬度是衡量材料抵抗变形能力的重要指标,一般来说材料的硬度越高,其耐压强度越高、开断能力和抗熔焊性能也越好^[18]。图 6 为不同扫描速度下 CuCr50 合金的显微硬度分布图,结果表明,不同扫

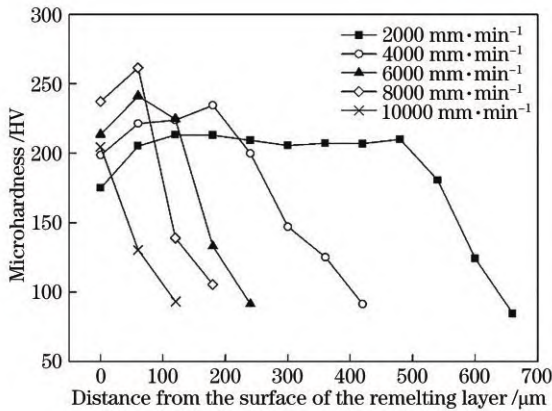


图 6 扫描速度对熔凝层显微硬度分布的影响

Fig. 6 Influence of scanning speed on microhardness distribution of remelting layer

描速度下 CuCr50 合金熔凝层的显微硬度较基体均有大幅度提升,熔凝层硬度是基体硬度(85 HV)的 2.4~2.9 倍。硬度提升一方面是由于 CuCr50 合金经表面快速熔凝后富 Cr 相晶粒尺寸均有所减小,且弥散分布,起到了更好的细晶强化^[19]和弥散强化的作用;另一方面, Cr 固溶于 Cu 基体中,形成了过饱和的 Cu 固溶体,固溶强化效应增强。熔凝层与基体之间的过渡区硬度(120~150 HV)较基体也有所增加,但低于熔凝层硬度,说明过渡区的 Cr 相晶粒尺寸细化程度较低,强化作用不明显。随着扫描速度由 2000 mm/min 增加到 8000 mm/min,熔凝层的平均硬度值由 203 HV 提升到 250 HV,这是由于扫描速度越大,相应的冷却时间越短、冷却速率越高,抑制了 Cr 相的形核与生长,使得富 Cr 相粒径越小^[17],熔凝层的硬度提升越明显;当扫描速度增加到 10000 mm/min 时,熔凝层的硬度值为 205 HV,这是因为该参数下熔凝层较浅,测试压痕范围内存在部分熔凝过渡区。各参数下熔凝层自上而下硬度分布均较为稳定,表明熔凝层内晶粒细化弥散均匀,但靠近材料表面处的硬度略有下降,可能是温度过高致使材料表面过烧蚀所引起的。

3.4 表面粗糙度

工业上通常使用粗糙度来表征材料表面的平整度,表 2 为激光扫描速度与 CuCr50 合金表面粗糙度 R_a 的关系。在高密度激光辐照下,材料表面粗糙度均要高于未处理的样品(0.81 μm),这是因为材料在吸收能量形成熔池的过程中在重力、表面张力等作用下表面发生了物质迁移,形成了不均匀的表面形貌。材料表面粗糙度随着扫描速度的降低而增大,扫描速度越低,作用时间越长,单位时间内激光能量的积累程度越高,熔池内熔体流动越充分,使得表面越粗糙。当扫描速度为 2000 mm/min 时,材料表面粗糙度大幅增加(>10 μm),这可能是输入能量过高导致表层熔体蒸发、气化和溅射等现象明显,形成反冲压力而引起的,在实际的工程应用中应避免工件表面的粗糙度过大。

表 2 扫描速度与 CuCr50 表面粗糙度的关系

Table 2 Relationship between scanning speed and surface roughness of CuCr50

Scanning speed / (mm·min ⁻¹)	2000	4000	6000	8000	10000	Original
R_a / μm	>10	5.49	5.27	5.06	3.34	0.81

3.5 拉伸及断裂特性

综合考虑上述因素,扫描速度过低时,材料表面粗糙度过大且晶粒较为粗化;扫描速度过高时,

熔凝改性层过薄,均不利于实际应用。为此,分别以 4000 mm/min、6000 mm/min 和 8000 mm/min 的扫描速度对 CuCr50 合金样件进行单侧表面的激光

熔凝处理,改性后的样件制成拉伸试样进行拉伸试验。表 3 给出了不同扫描速度下激光处理试样和未做任何处理 CuCr50 合金试样的拉伸性能结果。

可以看出,单侧表面激光处理后 CuCr50 合金试样的屈服强度较未处理试样均有提高,说明熔凝层的屈服强度要高于基体材料,这是第二相 Cr 相的细晶强化作用引起的,且扫描速度越低,熔凝层深度越大,材料的屈服强度越高。激光表面快速熔凝可以有效地细化 Cr 相晶粒,使得晶界体积分数增大,阻碍位错滑移和运动,从而提高材料强度。

图 7 是处理后试样熔凝层和基体的断口形貌以及断面的元素分布图,可以发现基体断裂是以沿晶界扩展的沿晶断裂和穿晶断裂为主,而熔凝层则呈

现出典型的微孔聚集型等轴韧窝断裂特征。基体中粗大的 Cr 相和 Cu 相晶界间结合力低,在低应力状态下会导致裂纹的形成和触头工件的最终失效;熔凝层内由于存在大量细化的晶粒,易产生位错塞积,且韧窝底部存在的 Cr 相细晶也能阻碍位错滑移,界面间的结合强度高,表现出很好的韧性,有利于提高触头的开断能力。

表 3 激光处理试样和原始试样的拉伸性能参数

Table 3 Tensile property parameters of laser treated and original specimens

Scanning speed / (mm·min ⁻¹)	4000	6000	8000	Original
Yield strength / MPa	233	225	212	182

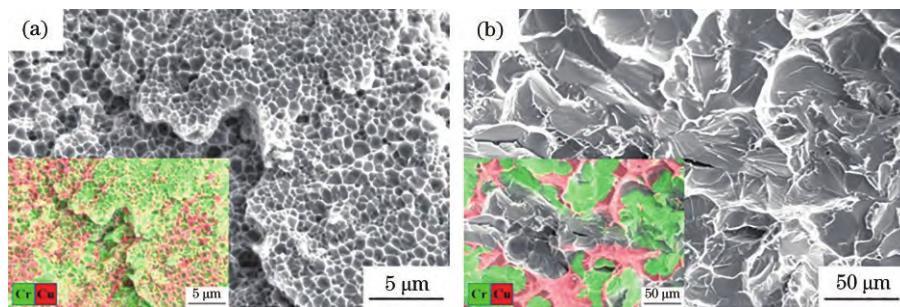


图 7 断口形貌和断面元素分布图。(a)熔凝层;(b)基体

Fig. 7 Fracture morphology and element distribution map. (a) Remelting layer; (b) substrate

4 结 论

本文实现了高功率密度($8.33 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$)激光作用下 CuCr50 合金的表面快速熔凝改性(作用时间为 0.6~3.0 ms),发现扫描速度是影响熔凝层性能的关键参数,对表面改性后熔凝层深度、表面粗糙度、显微硬度和拉伸性能及断裂特性进行分析,主要结论如下:

1) CuCr50 合金经激光表面快速熔凝处理获得高于液相分离所需的过冷度,使得 Cr 相晶粒细化明显,以球状细晶形式均匀弥散分布在熔凝层内;由于高密度激光的作用时间随着扫描速度的增加而减小导致热量积累不足,熔凝层深度从(486.2 ± 32.8) μm 降至 (26.8 ± 13.4) μm 。

2) 改性后 CuCr50 合金的显微硬度有大幅提升,但表面平整度有所降低。随着扫描速度从 2000 mm/min 增加到 10000 mm/min,熔凝层的平均硬度值由 203 HV 可提升到 250 HV,是基体硬度 (85 HV) 的 2.4~2.9 倍;表面粗糙度随扫描速度的降低而增大。硬度提升是由细晶强化、弥散强化和

固溶强化作用共同引起的,粗糙度的增大与激光能量输入的增加有关。

3) 单侧表面激光熔凝处理后 CuCr50 合金的屈服强度较未处理材料提升了 16.5%~28.0%,其力学性能在细晶强化作用下有所提高;熔凝层的断口呈现出典型的等轴韧窝状韧性断裂特征,而基体则是以沿晶界扩展的沿晶断裂和穿晶断裂为主的脆性断口特征。

参 考 文 献

- [1] Zhang X H, Zhang Y, Tian B H, et al. Review of nano-phase effects in high strength and conductivity copper alloys[J]. Nanotechnology Reviews, 2019, 8 (1): 383-395.
- [2] Xian A P. Cu-Cr contact materials for high power vacuum interrupters[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(5): 731-740.
洗爱平. 大功率真空开关铜铬触头材料[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(5): 731-740.
- [3] Chai L J, Zhou Z M, Xiao Z P, et al. Evolution of surface microstructure of Cu-50Cr alloy treated by

- high current pulsed electron beam[J]. Science China Technological Sciences, 2015, 58(3): 462-469.
- [4] Wang Y H, Sun Z B, Zhou X, et al. Effects of cooling rates on solidification of CuCr25 alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(8): 1289-1293.
- [5] Chen Y H, Ren S B, Zhao Y, et al. Microstructure and properties of CuCr alloy manufactured by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 786: 189-197.
- [6] Shuai C J, Yang Y W, Wu P, et al. Laser rapid solidification improves corrosion behavior of Mg-Zn-Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 691: 961-969.
- [7] Li M Y, Chao M J, Liang E J, et al. Investigation on laser surface modification of copper[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(8): 0803001.
李明玉, 晁明举, 梁二军, 等. Cu 材料激光表面强化研究[J]. 中国激光, 2011, 38(8): 0803001.
- [8] Zhao J Z, Ahmed T, Jiang H X, et al. Solidification of immiscible alloys: a review[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2017, 30(1): 1-28.
- [9] Zhao S Z, Jin J B, Xie M, et al. Effects of scanning speed on microstructure and wear resistance of Cu80Fe20 immiscible coatings prepared by laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(3): 0302005.
赵淑珍, 金剑波, 谢敏, 等. 扫描速率对激光熔覆 Cu80Fe20 偏晶涂层组织与耐磨性能的影响[J]. 中国激光, 2019, 46(3): 0302005.
- [10] Majumdar J D, Manna I. Laser surface alloying of copper with chromium-I. Microstructural evolution [J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 268 (1/2): 216-226.
- [11] Majumdar J D, Manna I. Laser surface alloying of copper with chromium-II. Improvement in mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 268(1/2): 227-235.
- [12] Liang S H, Fan Z K. Structure and properties of CuCr50 prepared by laser fast remelt[J]. Laser Technology, 2000, 24(6): 388-391.
梁淑华, 范志康. 激光快速熔凝 CuCr50 触头材料的组织与性能[J]. 激光技术, 2000, 24(6): 388-391.
- [13] Miao B H, Zhang Y, Chang X H, et al. CuCr50 alloy contactor by laser alloying[J]. Applied Laser, 1999, 19(5): 253-255, 288.
苗柏和, 张艳, 常晓惠, 等. 激光表面熔凝 CuCr50 粉末冶金材料 [J]. 应用激光, 1999, 19(5): 253-255, 288.
- [14] Tian B H, Zhang Y, Liu Y. Preparation and properties of Cu-Cr alloy coating on Cu matrix by laser surface alloying[J]. Advanced Materials Research, 2012, 581/582: 467-470.
- [15] Si S H, Zhang H, He Y Z, et al. Liquid phase separation and the aging effect on mechanical and electrical properties of laser rapidly solidified Cu_{100-x}Cr_x alloys[J]. Metals, 2015, 5(4): 2119-2127.
- [16] Liu J, Zhou Z M, Tu J, et al. Microstructure and properties of CuCr50 processed by laser surface treatment[J]. Surface Technology, 2016, 45(5): 169-174.
刘杰, 周志明, 涂坚, 等. 激光表面处理 CuCr50 合金的显微组织及性能 [J]. 表面技术, 2016, 45(5): 169-174.
- [17] Zhang L T, Yu G, He X L, et al. Phase separated characteristics affected by cooling rate of immiscible Cu-Cr alloy by laser surface melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 772: 209-217.
- [18] Zhang C L, Lü P, Cai J, et al. The microstructure and properties of tungsten alloying layer on copper by high-current pulse electron beam[J]. Applied Surface Science, 2017, 422: 582-590.
- [19] Li Z Y, Yu G, He X L, et al. Numerical and experimental investigations of solidification parameters and mechanical property during laser dissimilar welding[J]. Metals, 2018, 8(10): 799.