

YG20/45#钢激光焊焊缝组织与界面元素扩散研究

曹晓莲¹ 徐培全^{1,2} 曹卓玥¹ 勾 宁¹ 虞蓓蓓¹

¹上海工程技术大学材料工程学院, 上海 201620

²上海工程技术大学激光工业技术研究所, 上海 201620

摘要 在无填充、不开坡口条件下,以5 kW 光纤激光作为热源,研究激光扫描速度对YG20硬质合金与45#钢的焊缝组织与元素扩散的影响规律。分析了YG20/45#钢焊缝成形、组织及元素扩散。讨论了激光扫描速度对于热胀系数差异较大的异质材料焊接的焊缝成形的影响规律。研究表明,当被焊材料厚度为2 mm时,采用激光功率 $P=1.93$ kW、激光扫描速度 $v=2.40$ m/min,离焦量-8 mm时,可以获得冶金结合良好的YG20/45#钢焊接接头;随着焊接热输入的增加,硬质合金/焊缝侧界面的碳化钨晶粒粗化,裂纹倾向增加。主要分布在焊缝和硬质合金侧热影响区,降低焊接接头的性能。线扫描分析结果表明,硬质合金中的W、Co与钢中Fe发生了互相扩散,使整个接头达到了很好的冶金结合。

关键词 激光技术; 激光焊接; 硬质合金; 异种材料焊接; 微观组织; 元素扩散

中图分类号 TG456.7

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201542.0303006

Research on Microstructure and Element Diffusion in YG20/45# Steel Laser Welds

Cao Xiaolian¹ Xu Peiquan^{1,2} Cao Zhuoyue¹ Gou Ning¹ Yu Beibei¹

¹College of Materials Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China

²Institute of Laser Industry and Technology, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China

Abstract The influence of laser welding speed on microstructure and element diffusion in YG20/45# steel laser welds are investigated using 5 kW fiber laser under the condition of no groove without filler metals. Weld appearance, microstructure and element diffusion at YG20/45# steel interface are analyzed. On the basis, the influence of laser welding speed on the weld appearance with large coefficient of thermal expansion is discussed between dissimilar materials. The results indicate that for 2 mm base materials, YG20/45# steel welded joint with well metallurgy can be obtained, when the following welding parameters are used: laser power $P=1.93$ kW, laser scanning speed $v=2.40$ m/min, and defocusing amount -8 mm; with the increase of welding heat input, WC coarsening occurs at cemented carbide/welds interface accompanied by large cracking sensitivity. The cracks are commonest in the heat affected zone of welded joint, but may also be situated in the weld metal, which deteriorates mechanical properties of welded joints. The analysis results of line scanning indicate that W、Co in cemented carbide and Fe in iron bring about mutual diffusion, making the joint reaching a favorable metallurgical combination.

Key words laser technique; laser welding; cemented carbide; dissimilar materials welding; microstructure; element diffusion

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 180.5810; 350.3390

收稿日期: 2014-08-07; 收到修改稿日期: 2014-10-10

基金项目: 国家自然科学基金(51105240, 51475282)、上海市曙光计划(13SG54)、研究生创新项目(13KY0503)

作者简介: 曹晓莲(1988—),女,硕士研究生,主要从事激光焊接方面的研究。E-mail: xiaoliancao1219@foxmail.com

导师简介: 徐培全(1978—),男,教授,博士,主要从事激光焊接、物理冶金、粉末冶金等方面的研究。

E-mail: pqxu@sues.edu.cn

本文电子版彩色效果请详见中国光学期刊网 www.opticsjournal.net

1 引言

硬质合金是由硬质相镶嵌在粘结相中构成的一种多相材料,由于其高硬度、高耐磨性等优异的性能被广泛应用于耐磨工具、切削工具、矿石开采等领域^[1-3]。硬质合金与钢的连接可以解决其价格昂贵、脆性大等缺点,其连接方法主要有钎焊、扩散焊。但是钎焊接头的结合强度低、热影响区宽,不能适合高温及高强度的场合;扩散焊中,整个过程依赖于微小变形和界面的扩散机制,中间层的加入在缓解二者物理性能差异的基础上,会形成一个几乎含有各种元素的过渡层^[4-6],而接头处的性能在很大程度上受界面元素的扩散的影响。接头处碳元素的扩散导致贫碳脆性 η 相的形成,加之二者热膨胀系数与热传导的差异会导致接头处气孔与裂纹的出现^[7]。

近年来,我国硬质合金行业得到了稳步较快的提升,产品结构产业布局往高、精、尖方向发展,尤其是硬质合金刀具和耐磨零件的产量获得了较大增长^[8]。硬质合金与钢的新型连接方法也受到不少学者的青睐,早在20世纪末,田乃良等^[9-10]就对硬质合金与钢的CO₂激光焊连接进行了研究,激光焊的快速加热可以抑制Co粘结相的多晶转变,保证了接头部位的韧性,焊件的预热对于降低脆性也起到了一定的作用。

光纤激光具有功率密度高、光束质量优良、能量集中等优点,近几年,随着高功率光纤激光器的诞生与发展,光纤激光焊接在以汽车为代表的加工行业迅速普及开来。从焊接效率上考虑,光纤激光器较CO₂激光器更适用于高速焊接,焊接速度对其熔池表面金属和内部中心部位金属的流动均有较大影响。本文采用光纤激光进行硬质合金与45#钢的异质连接,对于进一步拓宽激光焊接在难熔难焊材料领域的应用具有较大意义^[11-14]。

2 试验材料与试验方法

2.1 试验材料

试验为异质材料的对接,所用材料为硬质合金与钢,其中硬质合金是YG20型的WC-Co系硬质合金,其化学成分见表1,组织由强化相碳化钨(WC)相和粘结相 γ 相(WC+ γ)组成。该系硬质合金具有高的抗弯强度、良好的热稳定性、较低的热膨胀系数,常用作耐磨、耐高温结构部件,钢为45#钢,供货状态为退火态。被焊材料分别制成半圆盘状(直径40 mm,厚度为2 mm),采用对接形式,焊前用砂轮机或绞刀打磨移除锈蚀、油污、表面氧化膜以及其他杂质,再用丙酮或无水乙醇清洗表面,烘干备用。

表1 YG20硬质合金化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of YG20 cemented carbide (mass fraction)

Element	W /%	C /%	Co /%
Component	75.10	4.90	20.00

2.2 试验方法

试验采用美国LPG的YLS-5000型光纤激光器作为热源,激光波长为1070~1080 nm,光斑直径0.2 mm,最高功率5 kW。德国KUKA的KR60-3型焊接机器人和外轴变位器作为操作平台。保护气体为氩气,气体流量为18 L/min,在不开坡口、不加填充材料的条件下,保持功率和离焦量不变,改变焊接速度(0.96~2.40 m/min),研究YG20硬质合金与45#钢熔焊接头的焊缝成形、组织变化及元素扩散特征。试样及焊接工艺参数如表2所示。

表2 光纤激光焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters during fiber laser welding

Serial number	Specimen thickness /mm	Power setting/ real power /kW	Welding speed /(m/min)	Defocusing amount /mm	Gas flow /(L/min)	Welding heat input /(J/mm)
A1	2	2.0/1.93	0.96	-8	18	1.09
A2	2	2.0/1.93	1.20	-8	18	0.87
A3	2	2.0/1.93	1.44	-8	18	0.72
A4	2	2.0/1.93	2.40	-8	18	0.43

焊后试样进行切割、磨制、抛光,超声波清洗,抛光后试样采用村上试剂(Murakami: 20%KOH+20%K₃[Fe(CN)₆]+60%H₂O)浸蚀硬质合金侧组织,采用质量分数为4%的硝酸乙醇溶液浸蚀焊缝及钢侧组织。试验中利用日本Hitachi的S-3400型扫描电镜(SEM)观察焊接接头组织与形貌。

3 试验结果与讨论

3.1 YG20/45#钢异质焊缝宏观成形

图1是YG20/45#钢正面焊缝的宏观成形,在无填充、不开坡口条件下,YG20/45#钢激光焊缝成形对热输入较敏感,优化的焊接参数窗口比较窄。光纤激光焊接条件下,激光光斑对准中心或偏向钢一侧,本试验选择对准焊缝中心,同时对硬质合金和钢加热,通过熔化的钢、硬质合金中粘结相钴等对强化相碳化钨或硬质合金的浸润实现二者的连接,在焊接过程中或焊后一段时间里,裂纹是YG20硬质合金与45#钢焊接的主要问题,这主要是由于硬质合金和钢的热胀系数差异过大,引起的过大应力所致。当热输入较大(1.09 J/mm)时[图1(a)所示],焊接应力过大使焊缝表面形成纵横交错的裂纹,轻摔即可完全断裂;随着激光扫描速度的增加,热输入升至1.20 J/mm时,焊缝宽度达1.15 mm[如图1(b)所示],裂纹检查在厚度中间位置发现较大范围的横向裂纹;当热输入升为1.44 J/mm时,焊缝宽度达1.13 mm[图1(c)所示],裂纹大大减少,出现的裂纹多分布靠近上表面的焊缝熔化区、硬质合金侧焊接热影响区或熔合区附近,横向裂纹和纵向裂纹都有形成;试验进一步大幅增加焊速至2.40 m/min,使焊接热输入升至2.40 J/mm,此时焊缝宽度大大减小,正面宽度为0.62 mm[图1(d)所示],焊接缺陷检查表明,焊接接头未发现横向裂纹或纵向裂纹形成。但随着焊速的继续增大,硬质合金与钢未熔透的风险增加,一方面,焊速增加,热输入减小,热量无法熔化硬质合金与钢形成深熔焊缝;另一方面,即使钢侧熔透,过少的熔化的钢在过高的冷却速度的条件下无法实现对硬质合金的充分浸润。

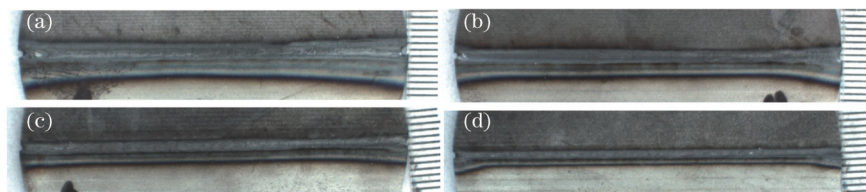


图1 不同焊速条件下的YG20硬质合金/45#钢激光焊缝成形。(a) 试样A1 ($v=0.96$ m/min); (b) 试样A2 ($v=1.20$ m/min); (c) 试样A3 ($v=1.44$ m/min); (d) 试样A4 ($v=2.40$ m/min)

Fig.1 Weld appearance of YG20/45# carbon steel welds at different welding speeds. (a) Specimen A1 ($v=0.96$ m/min); (b) specimen A2 ($v=1.20$ m/min); (c) specimen A3 ($v=1.44$ m/min); (d) specimen A4 ($v=2.40$ m/min)

3.2 焊缝微观组织及其组织形态

试样A2(焊速 $v=1.20$ m/min)焊接接头的微观组织如图2所示。其中,图2(a)为50倍的横截面图,图2(b)、(c)、(d)分别对应图2(a)中的A、B、C区。由图2(a)可以清楚看出钢侧发生了较硬质合金侧明显的熔化,钢侧的熔合线出现曲折变化,而硬质合金只在焊缝的上下表面位置才有部分的熔化,且可测得焊缝中间部位未发生明显熔化的硬质合金有1.33 mm,整个焊缝区宽度在0.65~1.16 mm之间不断变化,深宽比为1.7:1。在实际熔池凝固过程中,在界面附近位置,结晶速度非常小,温度梯度较大,随着凝固界面远离融合区边界向焊缝中心推进时,结晶速度增大,温度梯度减小,在某一时刻以后,将发生成分过冷,出现较为粗大的胞状树枝晶,如图2(b)所示,标出了每个区域的晶体类型。在焊缝中心部位[图2(c)所示],成分过冷度最大,结晶方向性不明显,出现的多为等轴树枝晶。在硬质合金侧也有少量的胞状树枝晶出现,但大部分是以胞状枝晶的形式存在,如图2(d)所示。

图3(a)是A3(焊速 $v=1.44$ m/min)试样的接头组织图,其中硬质合金侧发生了与A2试样相似的熔化,其中间部位未发生明显熔化的硬质合金有1.38 mm,钢侧熔合线呈中间凸起,整个焊缝区宽度在0.62~1.11 mm范围内变化,深宽比为1.8:1。实际焊接过程中的焊接速度对晶粒生长形态有较大影响。当焊接速度增大时,焊接熔池长度增加, Φ 角(晶粒生长方向与熔池移动方向之间的夹角)也相应增大,柱状晶便趋于垂直于焊缝中心线生长。钢侧柱状晶的生长方向(与生长界面之间的夹角)由A2试样的 69.59° 增加为 88.71° ,柱状晶体也较A2的小,如图3(b)所示;焊缝中心部位的组织为结晶方向不明显的等轴树枝晶,同时晶粒较A2的细小,如图3(c)所示;硬质合金侧的树枝晶生长方向性不明显,在界面附近位置有较多的胞状枝晶出现,如图3(d)所示。

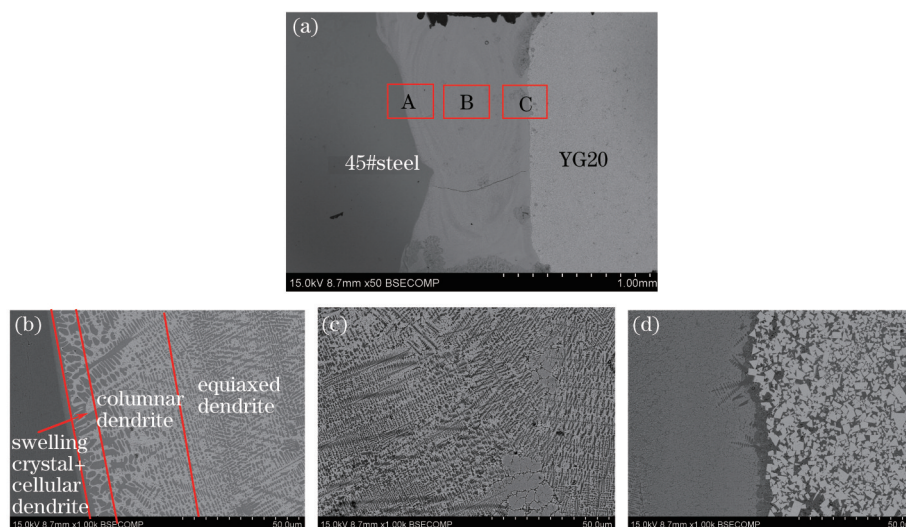


图2 试样 A2 ($v=1.20$ m/min)激光焊缝成形及微观组织。(a) 试样 A2 焊缝成形(横截面); (b) 图 2(a)中“ A”区 45#钢/焊缝界面微观组织; (c) 图 2(a)中“ B”熔化区微观组织; (d)图 2(a)中“ C”区焊缝/YG20 界面微观组织

Fig.2 Weld appearance and microstructure of laser welds in specimen A2 ($v=1.20$ m/min). (a) Weld appearance (cross section); (b) microstructure of region “ A” in Fig.2 (a) near 45#/weld interface; (c) microstructure of fusion zone “ B” in Fig.2 (a); (d) microstructure of region “ C” in Fig.2 (a) near weld/YG20 interface

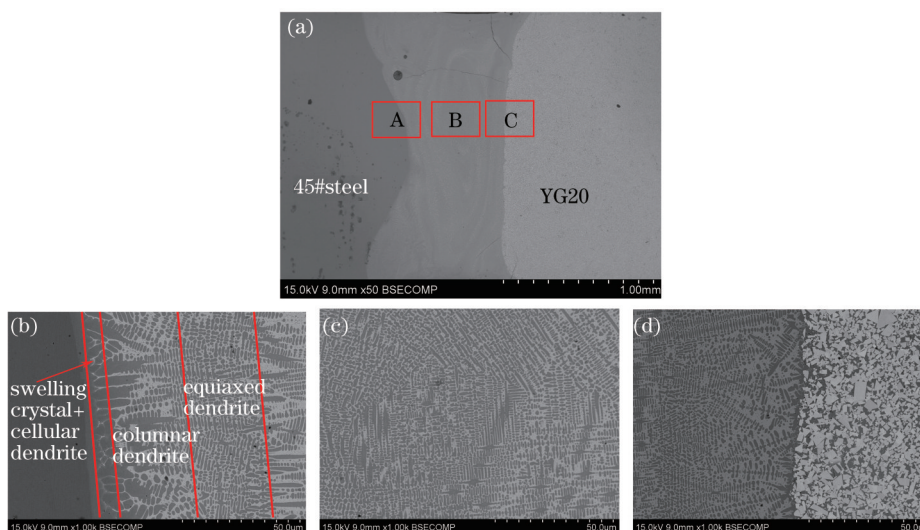


图3 试样 A3 ($v=1.44$ m/min)激光焊缝成形及微观组织。(a) 试样 A3 焊缝成形(横截面); (b) 图 3(a)中“ A”区 45#钢/焊缝界面微观组织; (c) 图 3(a)中“ B”熔化区微观组织; (d) 图 3(a)中“ C”区焊缝/YG20 界面微观组织

Fig.3 Weld appearance and microstructure of laser welds in specimen A3 ($v=1.44$ m/min). (a) Weld appearance (cross section); (b) microstructure of region “ A” in Fig.3 (a) near 45#/weld interface; (c) microstructure of fusion zone “ B” in Fig.3 (a); (d) microstructure of region “ C” in Fig.3 (a) near weld/YG20 interface

A4(焊速 $v=2.40$ m/min)试样的焊接速度是最大的,在相同功率的情况下,获得了最低的热输入,因而整个焊缝宽度明显减小,变化范围是 $0.40\sim 0.85$ mm,深宽比为 $2.35:1$,钢侧熔合线呈中间凸起,且凸起的过渡较为平滑,硬质合金侧无明显的熔化现象,其中间部位未发生明显熔化的硬质合金最多,约有 1.5 mm,如图 4(a)所示;随着焊接速度的进一步加大,柱状晶的生长方向接近垂直于焊缝中心线,中心部位由等轴晶占据,如图 4(b)、(c)所示;在靠近硬质合金界面处存在的主要是胞状晶,如图 4(d)所示。

在进行激光焊时,激光束与基材作用时间短,当光束移开后,熔池金属迅速冷却,然后快速凝固。在靠近熔池边缘,液态金属温度梯度较大,结晶速度较熔池中心低,随着凝固界面向焊缝中心推进时,温度梯度减小,结晶速度与熔池的成分过冷度均增大,焊缝中心区域具有最大的成分过冷度,熔池中未融化的悬浮质

点为非自发形核的现成凝固表面,可以自由生长,促进焊缝形成等轴晶。整个焊缝区域由熔池边缘到焊缝中心线,晶体的生长会由无成分过冷时的平面晶依次发展为:胞状晶到树枝晶到最终在焊缝中心位置附近的等轴晶。钢侧的胞状树枝晶具有明显的生长,并且随着随着焊接速度的增加,柱状晶趋于垂直于焊缝中心线。而对于硬质合金侧,其热导率明显较钢的小,熔池具有较钢侧大的温度梯度,进而出现较低的成分过冷度,不利于树枝晶的生长,因而在相同条件下,硬质合金侧的树枝晶较钢侧的细小,并且生长方向性并不明显,甚至没有树枝晶出现,如图4(d)所示。但是由图2(d)到图4(d),靠近硬质合金侧的焊缝组织由A2的少量树枝晶→A3的较多树枝晶→A4没有出现树枝晶,可见树枝晶并不是随着焊接速度的增加而单调变化的,而是在多种因素影响下形成的。可以有如下的解释:基于硬质合金与钢焊接的浸润机理^[9],先熔化的钢会浸润高熔点的硬质合金,又由于Co的熔化会使WC的分布变得稀疏,结果就是热传导变得容易。热输入越大,硬质合金越易变得稀疏,温度梯度越小,越利于树枝晶的生长。若不考虑硬质合金WC的稀疏,热输入越大,温度梯度越大,这不利于树枝晶的生长。此二者的综合作用才导致了该现象的出现。此外焊接温度场对焊缝微观组织的影响至关重要,它不仅受热源、被焊金属的物理性质的影响,焊接工艺对其影响也较大,被焊母材装夹时候的状态、间隙等均有一定的影响。

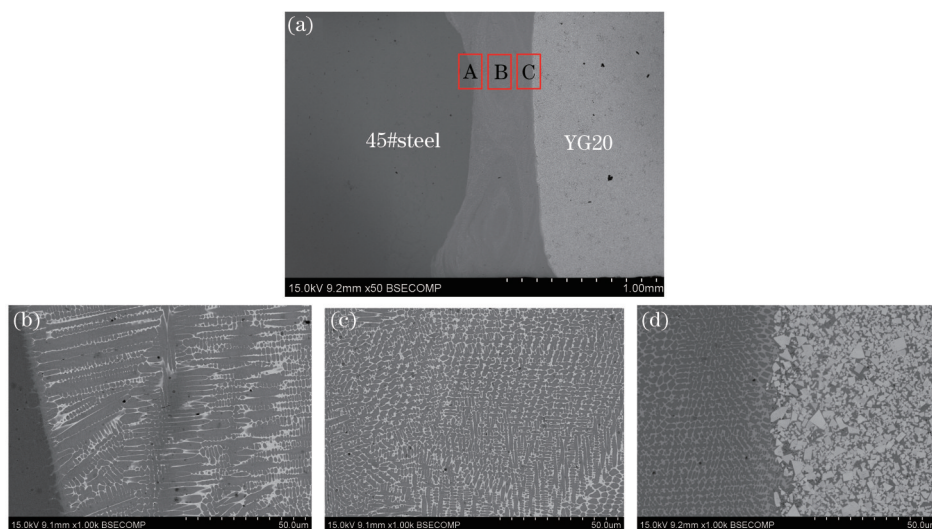


图4 试样A4($v=2.40$ m/min)激光焊缝成形及微观组织。(a) 试样A4焊缝成形(横截面);(b) 图4(a)中“A”区45#钢/焊缝界面微观组织;(c) 图4(a)中“B”熔化区微观组织;(d) 图4(a)中“C”区焊缝/YG20界面微观组织

Fig.4 Weld appearance and microstructure of laser welds in specimen A4 ($v=2.40$ m/min). (a) Weld appearance (cross section); (b) microstructure of region “A” in Fig.4 (a) near 45#/weld interface; (c) microstructure of fusion zone “B” in Fig.4 (a); (d) microstructure of region “C” in Fig.4 (a) near weld/YG20 interface

此外,由硬质合金侧的熔化程度与热输入的关系可知,每增加1 J/mm的热量,硬质合金可熔化0.39 mm。整个过程中硬质合金的局部熔化是由于其较高的熔点所致,由于激光的快速加热与快速冷却的特点,会导致较多的硬质合金没有时间进行较为充分的熔化。随着焊接速度的增加,热输入不断降低,整个焊缝宽度不断减少,焊缝的深宽比在不断增大,最大达到2.35,较CO₂激光焊的有所提高^[15]。

3.3 元素扩散分析

采用S-3400附带的能谱仪(EDAX),在15 kV高压下分别对A2(焊速 $v=1.20$ m/min)、A3(焊速 $v=1.44$ m/min)、A4(焊速 $v=2.40$ m/min)试样线扫描进行成分分析,如下图5(a)、(b)、(c)分别是试样A2、A3、A4的线扫图,共检测了C、Fe、Co、W 4种元素的变化,由图中各成分曲线变化可以看出,在焊缝界面附近C含量没有发生明显变化,有一定的Fe扩散到硬质合金侧并分布于WC周围充当粘结相的作用,同时在靠近界面的焊缝位置有W、Co出现。

以线扫描在焊缝中的起始位置为零距离点分别作W、Co、Fe的成分变化曲线如图5(d)、(e)、(f)所示。由图5(d)、(e)焊缝侧曲线的变化趋势不难发现,二者具有相似的变化规律,元素含量的由高到低分别是红色曲线的A3、黑色曲线的A2和蓝色曲线的A4,出现这种现象的原因分析如下:1) 硬质合金中的W、Co在焊接热输入的条件下部分熔化并进入焊缝位置;2) 熔点较低的Co具有比高熔点W较多的量,Co的量与图5(f)中硬

质合金侧 Fe 的量相似,因而流失的 Co 量可以由扩散进入的 Fe 来充当以保证接头的性能;3) 试样 A3 的线扫位置对其元素含量有较大影响,在焊缝侧,线扫位置集中在白色组织部分,由分析可知,白色组织部分富含硬质合金成分,即 W、Co,因而具有较 A2、A4 高的含量。在靠近界面处的硬质合金侧,具有最高 W 含量的 A3 试样是由于其线扫位置集中在大块的 WC 颗粒上,A4 试样的 W 含量多于 A2 的是因为具有较大热输入的 A2 扩散比 A4 充分。对于 Co、Fe 含量在靠近界面处的硬质合金侧具有相反的变化趋势,Co 含量由高到低是 A4、A3、A2,而此处存在 A3、A2 Co 含量的明显下降,这是因为在界面处线扫描的位置刚好在 WC 颗粒上所导致的。Fe 含量刚好相反,热输入越大,Fe 元素含量越多,在远离界面处有趋于一致的趋势。

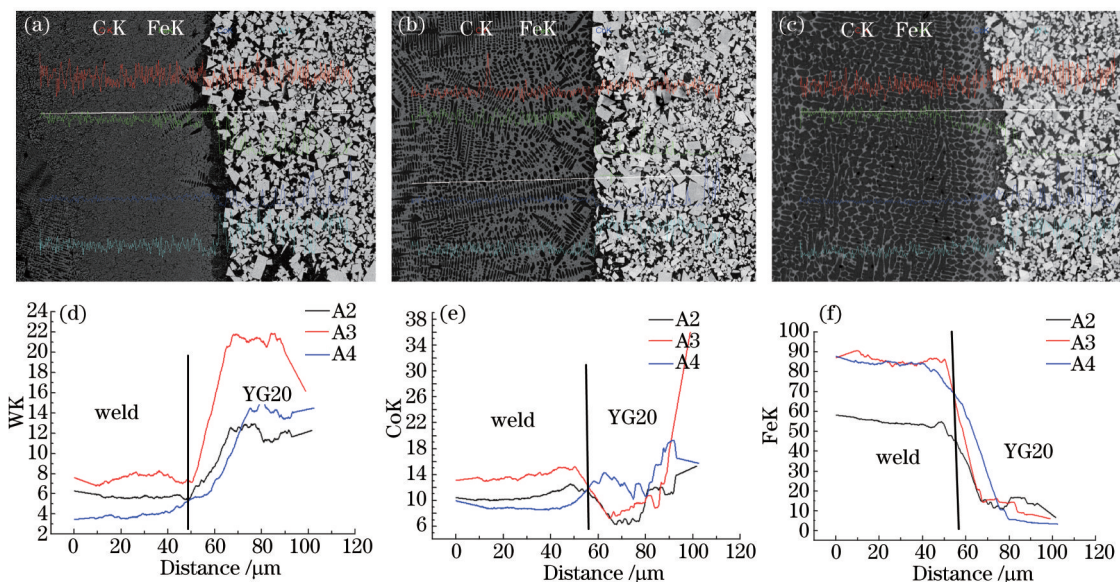


图 5 YG20/焊缝界面元素扩散。(a) 试样 A2; (b) 试样 A3; (c) 试样 A4; (d) A2/A3/A4 线扫中 W 含量的变化; (e) A2/A3/A4 线扫中 Co 含量的变化; (f) A2/A3/A4 线扫中 Fe 含量的变化

Fig.5 Element diffusion at YG20/Weld interface. (a) Specimen A2; (b) specimen A3; (c) specimen A4; (d) change of W content in A2、A3、A4; (e) change of Co content in A2、A3、A4; (f) change of Fe content in A2、A3、A4

由图 5(b) 可以看到 A3 试样的焊缝组织由大量生长方向性不明显的柱状树枝晶组成,主要是钢中的成分,树枝晶的生长也是借助于大量钢液浸润到硬质合金侧,在界面处形核生长。而同时被浸润的硬质合金也会发生一定程度的熔化,硬质相颗粒会进入熔池并作为非自发形核的凝固界面,树枝晶的迅速生长会将溶解的硬质合金推向枝间,因而除黑色组织的树枝晶以外的白色组织的主要成分来源于硬质合金。生长方向性不明显的树枝晶可以保证接头性能各向同性,较低热导率的硬质合金使树枝晶变的较为细小。

4 结 论

1) 硬质合金中的 W、Co 与钢中 Fe 发生了互相扩散,钢中的 Fe 扩散进入硬质合金侧可以较好地弥补 Co 元素的流失,充当其粘结相,使整个接头达到了很好的冶金结合。

2) 光纤激光焊接硬质合金可以获得较 CO₂ 激光器高的深宽比,较大的深宽比可达到 2.35:1。而且,由硬质合金侧的熔化程度与热输入的关系可知,每增加 1 J/mm 的热量,硬质合金可熔化 0.39 mm。

3) 由钢侧到焊缝中心位置,晶体的生长会由胞状晶→树枝晶→等轴晶,并且具有较强的生长方向性,并且随着焊接速度的增加,树枝晶趋于垂直于焊缝中心线生长,并且变得细小;由硬质合金侧到焊缝中心位置,混合的树枝晶与胞状晶甚至只有胞状晶→中心等轴晶,生长方向性不明显。

参 考 文 献

- 1 W C Lai, Y S Wu, H C Chang, *et al.*. Enhancing the adhesion of diamond films on cobalt-cemented tungsten carbide substrate using tungsten particles via MPCVD system[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(12): 4433-4438.
- 2 T Klünsner, S Wurster, P Supancic, *et al.*. Effect of specimen size on the tensile strength of WC-Co hard metal[J]. Acta Mate, 2011, 59(10): 4244-4252.

- 3 P Q Xu. Dissimilar welding of WC-Co cemented carbide to Ni42Fe50.9C0.6Mn3.5Nb3 invar alloy by laser-tungsten inert Gas hybrid welding[J]. Mater Design, 2011, 32(1): 229-237.
- 4 M I Barrena, J M G D Salazar, L Matesanz. Interfacial microstructure and mechanical strength of WC-Co/90MnCrV8 cold work tool steel diffusion bonded joint with Cu/Ni electroplated interlayer[J]. Mater Design, 2010, 31(7): 3389-3394.
- 5 S D Chen, A K Soh, F J Ke. Molecular dynamics modeling of diffusion bonding[J]. Scripta Mater, 2005, 52(11): 1135-1140.
- 6 C J Chun, H C Yong, Z J Song. Interfacial microstructure and mechanical strength of ferritic stainless steel and silicated graphite joints bonded with Cu/Ni composite interlayers[J]. Scripta Mater, 2006, 54(4): 553-557.
- 7 H S Bnigg, W Waldhauser, R Ebner. Formation and optimization of the welded joint between cemented carbide and steel[J]. Berg- und Huttenmannische Monatshefte, 2003, 148(7): 288-292.
- 8 Zhang Zhongjian. Broad development prospects of cemented carbide[J]. China Metal Bulletin, 2012, (31): 16-19.
张忠健. 硬质合金发展前景广阔[J]. 中国金属通报, 2012, (31): 16-19.
- 9 Tian Nailiang, Zheng Qiguang. On mechanism of laser welding of cemented carbide and steel[J]. Chinese J Lasers, 1996, 23(4): 381-384.
田乃良, 郑启光. 硬质合金与钢的激光焊接机理研究[J]. 中国激光, 1996, 23(4): 381-384.
- 10 Wang Tao, Zheng Qiguang, Tao Xingzhi, *et al.*. Research on laser welding of cemented carbide and steel[J]. Welding Technology, 1997, (5): 4-5.
王 涛, 郑启光, 陶星之, 等. 硬质合金与钢的激光焊接研究[J]. 焊接技术, 1997, (5): 4-5.
- 11 T Sibillano, D Rizzi, A Ancona, *et al.*. Spectroscopic monitoring of penetration depth in CO₂ Nd:YAG and fiber laser welding processes[J]. J Materi Process Technol, 2012, 212(4): 910-916.
- 12 Zou Jianglin, Wu Shikai, Xiao Rongshi, *et al.*. Comparison of melting efficiency in high power fiber laser and CO₂ laser welding[J]. Chinese J Lasers, 2013, 40(8): 0803002.
邹江林, 吴世凯, 肖荣诗, 等. 高功率光纤激光和CO₂激光焊接熔化效率对比[J]. 中国激光, 2013, 40(8): 0803002.
- 13 Pei Yinglei, Shan Guoji, Ren Jialie. Effect of welding speed on melt flow behavior in high speed laser welding process[J]. Chinese J Lasers, 2013, 40(5): 0503001.
裴莹蕾, 单际国, 任家烈. 焊接速度对高速激光焊熔池流动行为的影响[J]. 中国激光, 2013, 40(5): 0503001.
- 14 Liu Bili, Xie Songjing, Yao Jianhua. Application and development trend of laser welding[J]. Laser & Optronics Process, 2005, 42(9): 43-47.
刘必利, 谢颂京, 姚建华. 激光焊接技术应用及其发展趋势[J]. 激光与光电子学进展, 2005, 42(9): 43-47.
- 15 Tian Nailiang, Yang Baohe, Yang Yongqiang. Laser molten welding between L135 cemented carbide and high speed steel[J]. Transactions of the China Welding Instrtution, 1996, 17(2): 83-87.
田乃良, 杨保和, 杨永强. L135硬质合金与高速钢的激光熔焊[J]. 焊接学报, 1996, 17(2): 83-87.

栏目编辑: 张浩佳