

硬质合金与钢的激光焊接机理研究*

田乃良

(天津理工学院 应用物理系, 天津 300191)

郑启光

(华中理工大学 激光技术实验室, 武汉 430074)

提要 提出了钢浸润硬质合金的激光焊接机理。讨论了激光焊接过程中 WC 和 Co 的状态变化, 分析了焊缝结构和成分变化对焊接质量的影响, 给出了试件的无裂纹的冶金焊接结果。

关键词 激光浸润焊接, 硬质合金, 机理

1 引言

激光焊接硬质合金类的难熔金属, 由于功率密度高、聚焦光束细、热负载小, 可以做到焊缝窄而光滑。特别是在焊接防脆化机理方面, 更有其独特的优点。正因硬质合金的韧性差, 线膨胀系数又比钢小得多, 所以解决由于应力而造成的焊缝强度下降和脆化, 已成为很多国内外研究领域比较活跃的课题^[1]。

本文以物化性能和膨胀系数差别较大的高速钢和 L135 硬质合金为例, 研究激光焊接机理, 可为各种 YG 类硬质合金和其他碳钢的激光焊接打下基础。

2 实验条件

2.1 激光器和工作台系统

激光焊接实验用 5 kW 横流连续波 CO₂ 激光器, 腔内选出 TEM₀₁ 和 TEM₁₀ 混合低阶模 ($P_L \sim 3.4$ kW)。沿激光束同轴方向吹氩气保护, 流量为 7.5 L/min。使用 GaAs 透镜聚焦, 焦距 $f = 100$ mm, 光斑直径为 0.3 mm。为吹散部分焊接过程中产生的等离子体, 用与焊接表面成 75°角, 流量 4 L/min 的 CO₂ 气体侧吹。焊接样品使用专用夹具固定在工作台上, 焊接时试件的运动速度为 720 mm/min。焊接激光功率密度为 3.2×10^6 W/mm²。

2.2 焊接样品

L135 (WC86.5%, Co13.5%) 硬质合金样品尺寸为 125 × 5 × 1.5 mm, 高速钢 6542# (W6%, Mo5%, Cr4%, V2%) 样品尺寸为 125 × 15 × 1.5 mm, 焊前两种材料同时在 350 °C 预热 1.5 h。

2.3 分析测试仪器

用 XJG-05 型金相显微镜分析形貌和低倍结构, 20 kV, Cr 靶扫描电子显微镜分析微细结

* 激光技术国家重点实验室资助课题。

构, EPMA. α -650 型电子探针进行波谱和能谱的微区分析。

3 实验结果

沿焊接试样垂直于焊缝方向切开, 经过处理制备成扫描电子显微镜金相试样, 最后得到 L135 硬质合金与高速钢的焊区断面的 SEM 照片, 如图 1 所示。

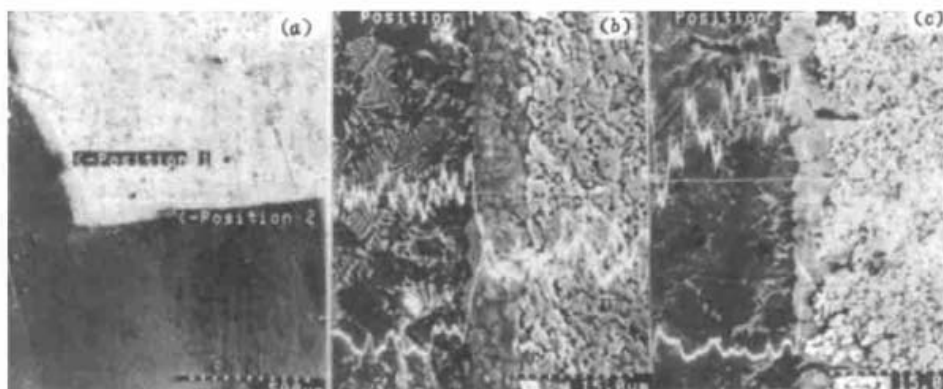


Fig. 1 The SEM photographs in seam region

(a) low power photograph of seam; (b) microstructural picture of position 1; (c) microstructural picture of position 2 shown in (a)

左边为焊缝处低倍相, 上部白色区为超细硬质合金, 下部暗黑色区为高速钢。右边两张照片是对应左边的位置 1 和位置 2, 焊缝区与硬质合金交界区的显微组织结构。从这两张照片可以清楚地看到焊缝两侧的组织结构变化。

左边由网状 η - $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ 共晶及 α 相 Fe 组成, 交界区有 $7\ \mu\text{m}$ 的过渡区, 颜色呈灰色, 主要成分是 WC, 右侧呈灰白色是 WC+Co 的组织。位置 2 的过渡区略小于位置 1, 约 $5\ \mu\text{m}$, 无明显的碳化钨小颗粒。图 1 的 (b), (c) 左侧上部细尖锯齿状线代表铁, 下面的锯齿线代表钨。波谱线表明从左至右铁的含量下降, 钨的含量上升, 特别是在过渡区曲线的变化更急剧, 曲线起伏越大, 说明其过渡区越窄。波谱曲线没有断点, 表明没有微裂纹存在。

在靠近焊缝的一侧, 对应位置 1 和位置 2 进行了微区成分分析, 并与高速钢基体的微区成分比较, 见表 1。

Table 1 Concentration of welding SEAM

	Position 1		Position 2		Substruction of steel	
	wt. - %	at. - %	wt. - %	at. - %	wt. - %	at. - %
V	1.81	2.31	1.78	2.21	2.13	2.54
Cr	3.59	4.48	3.62	4.40	4.65	5.36
Fe	68.93	80.12	71.70	81.24	80.17	86.92
Co	3.10	3.41	3.59	3.85	0	0
W	17.29	6.11	14.09	4.85	7.23	2.36
Mo	5.28	3.51	5.23	3.45	5.82	3.64

可以看到在焊缝交界区, 与高速钢相比, 钨的含量成倍增加, 铁的含量大幅度下降, 这种主要成分的扩散, 正是激光焊接能达到的冶金结合的重要条件^[2]。原来高速钢中不含钴, 但焊缝

区钴也都有显著的提高。其他成分铬、钒等也有相应的变化。从表 1 中可定量计算各种成分在激光焊接中扩散的程度。

靠近焊缝的高速钢的熔化区和热影响区的显微组织、晶界形貌照片如图 2 所示。

熔区为等轴晶组织, 黑色颗粒状为铁素体, 如图 2 (a)。热影响区为长条状 M_1 , M_2 , M_6 , M_{12} 等置换型金属碳化物, 由于金属的扩散, 可以看见明显的均匀细化, 如图 2 (b)。基体为 W_3Mo_2C , $Cr_{23}C_6$, W_2C 等复杂的金属碳化物, 分布在大量的铁素体中, 如图 2 (c)。

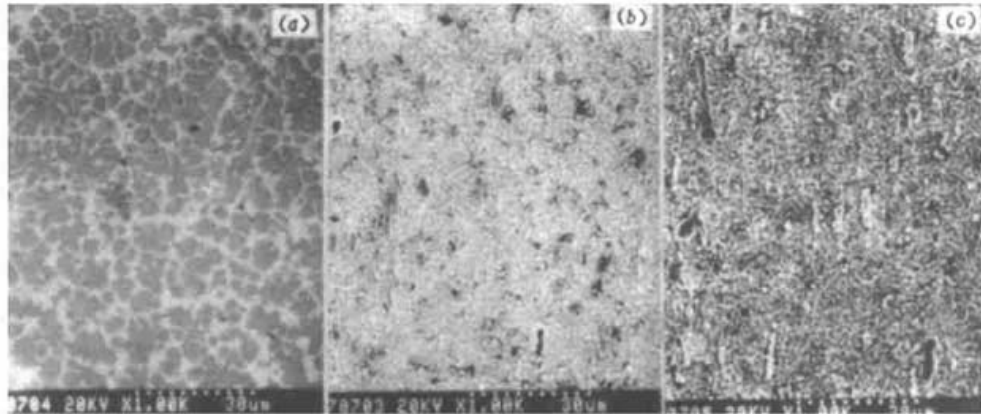


Fig. 2 SEM photographs of molten and heat effecting regions of steel

(a) molten region; (b) heat effecting region; (c) substrate

4 实验结果讨论

试样表面与激光束同轴方向吹出的氩气, 有效地防止了硬质合金的脆化和钢的表面氧化。焊接中产生的激光等离子体, 距焊样表面的焰长 $0.8 \sim 1.2$ cm, 呈浅蓝色, 温度约 6500 °C^[3]。等离子体虽然对激光有屏蔽作用, 但可增加异种材料的冶金结合, 因此我们在焊接过程中, 要控制侧吹气体的流量, 以保留一部分等离子体, 在焊样的表面, 使焊接试样能更好地达到冶金结合。

焊接中要使大部分激光能量作用在钢一侧, 小部分能量在硬质合金一侧, 可以实现钢先熔化去浸润硬质合金, 然后硬质合金再熔化的浸润焊接效果。从我们的研究来看, 应有 2.2×10^6 W/mm² 的能量密度集中在钢上, 其余 1×10^6 W/mm² 的能量密度集中在硬质合金上。图 1 的 SEM 电镜照片看到的灰色焊缝和交界区的碳化钨和钴相, 就是钢熔化后浸润硬质合金的结果。这种浸润的激光熔焊, 激光的高功率密度和快速加热, 可抑制钴的 α 相向 β 相的六方变体的多型性转变。这种快速升温, 也使微量的钨扩散进入钴相中, 强化了粘结相, 使焊接部位产生能量弥散, 起到了防止裂纹的作用。

在钢的一侧也有硬质合金中的大量碳化钨和钴的成分扩散进去。这部分熔进钢中的 WC 和 Co, 相当于焊缝的过渡区, 它的膨胀系数, 介于钢和硬质合金之间, 缓冲了这两处膨胀系数差异较大的材料, 焊接中产生内应力, 起到了防止开裂的作用。激光熔焊过程中, 极快的升温速度, 抑制了 Co 的大量逸失, 由于 Co 的熔点较低, 在一般焊接中极易逸失。Co 作为一种粘结剂, 仍能以 α 相面心立方的结构, 存在于碳化钨中, 也有效地防止了硬质合金在焊接中的脆化^[4]。

从图 1 的波谱可以看出横穿焊缝的成分变化情况。在过渡区上边铁的波谱线下降, 下边钨的波谱线上升, 波谱线完整连续, 没有任何间断点, 这说明焊缝区没有微裂纹存在。

从电子探针的成分分析可知, 钢的基体中熔焊前后成分存在明显变化, 在焊缝钢一侧, 铁

的含量大大下降,按重量百分比由原来的 80.17%降至 68.93%;钨由原来的 7.23%上升至 17.29%;原来不含钴的钢中,也有钴成分的存在,含量为 3.10%。同样在硬质合金的一侧,也熔有铁的成分,形成了硬质合金与钢互熔的冶金结合。

焊前的 350 °C 预热,和焊接中的热影响区的置换式金属碳化物的组织细化,见图 2 (b),提高了材料的位错密度,消除了大量的晶格缺欠,减少了初生微裂纹源,提高了焊接质量。使长 125 mm,宽 5 mm,厚 1.5 mm 的试件没有产生焊接弯曲变形,硬质合金与钢的焊缝 1.5 mm,焊接宽深比为 1.2 : 1。

综合上述讨论,硬质合金与钢的浸润焊接机理,是由激光焊接的各种特点之上提出来的。这些特点如功率密度高,激光照射的位置和方向可精确控制,功率密度在硬质合金和钢上可严格精确调整,加温速度快(可达每秒 10^3 °C)等。也正是这些条件才使浸润焊接机理得以实验验证。

5 结 论

- (1) 钢浸润焊接硬质合金的机理,是在激光焊接的基础上提出的,初步得到了实验验证。
- (2) 激光熔焊可以抑制粘结相的多型性转变和逸失,增加焊接韧性。
- (3) 焊件表面保留一定的等离子体,可以有利于焊件的冶金结合。

参 考 文 献

- 1 H. Horn. Friction welding of tool steel with cemented tungsten carbide alternative to soldering. *IFAM. Ind-Anz.*, 1989, 111(63) : 14
- 2 K. Mohammed Jasim, R. D. Rawlings, R. Sweeney *et al.*. Microstructural changes associated with the laser processing of Al-SiC composites. *Sci. Lett.*, 1992, 11(7) : 414
- 3 A. Poueyo, L. Sabotier. Experimental study of the laser induced plasma in welding conditions with continuous high power CO₂ laser. *J. Phys. VI, Collog*, 1991, 1(C7) : 183
- 4 A. Deparis, M. Robin, G. Fantozzi. Welding of ceramics SiO₂-Al₂O₃ by laser beam. 2nd International Conference of Laser, Grenoble, France, 9~11, 1991. M29

On Mechanism of Laser Welding of Cemented Carbides and Steel

Tian Nailiang

(Department of Applied Physics, Tianjin Institute of Science and Technology, Tianjin 300191)

Zheng Qiguang

(Laboratory of Laser Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074)

Abstract A mechanism is put forward of laser dip soldering of steel and cemented carbides. The influence of structure and composition change of the welding seam on the quality of welding is discussed. This paper also presents the state change of WC and Co in the laser welding process and its effect on welding quality. The metallurgical welding result without stress fissures is given.

Key words laser dip soldering, cemented carbides, mechanism