

文章编号: 0258-7025(2008)03-0456-06

# 高强铝合金的激光焊接头组织及力学性能

许良红<sup>1</sup> 田志凌<sup>1</sup> 彭 云<sup>1</sup> 肖荣诗<sup>2</sup> 杨武雄<sup>2</sup>

(<sup>1</sup> 钢铁研究总院先进钢铁流程及材料国家重点实验室, 北京 100081)  
<sup>2</sup> 北京工业大学激光工程研究院, 北京 100022)

**摘要** 采用 CO<sub>2</sub> 激光器对高强铝合金 2519-T87 进行焊接, 研究了其激光焊接头组织和力学性能特征, 并与熔化极气体保护焊(MIG)焊接头的组织和力学性能进行了对比。实验结果表明, 激光焊焊缝组织细小, 晶界共晶相呈短棒状均匀分布, 时效后焊缝中有大量细小  $\theta'$  相均匀析出, 且熔合线附近没有形成等轴晶区, 而熔化极气体保护焊焊缝组织晶粒粗大, 晶界共晶相呈长条网络状分布, 时效后焊缝中的  $\theta'$  相尺寸大, 数量少, 且分布不均匀, 熔合线附近还存在一个较宽的等轴晶区。焊后时效激光焊接头抗拉强度可达到母材的 74%, 并且随着焊接速度的增加, 接头抗拉强度随之增加, 而熔化极气体保护焊焊接头抗拉强度仅仅只有母材的 61%, 且激光焊接头的热影响区(HAZ)中没有明显的软化区。

**关键词** 激光技术; 高强铝合金; 激光焊; 微观组织; 力学性能

**中图分类号** TG 456.7      **文献标识码** A

## Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Aluminum Alloy Laser Welds

Xu Lianghong<sup>1</sup> Tian Zhiling<sup>1</sup> Peng Yun<sup>1</sup> Xiao Rongshi<sup>2</sup> Yang Wuxiong<sup>2</sup>

(<sup>1</sup> State Key Laboratory of Advanced Steel Processes and Products,  
Centre Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)  
<sup>2</sup> Institute of Laser Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100022, China)

**Abstract** CO<sub>2</sub> laser beam was used to weld 2519-T87 high strength aluminum alloy, and the microstructure and mechanical properties of the welds were studied and compared with the melting electrode inert gas (MIG) welds. Results indicate that the grains in laser welds are very fine, and the eutectic phase distributes more uniformly. After aging treatment, there are lots of finer  $\theta'$  phase in laser welds. And there is no equiaxed grain zone along the laser weld fusion line. Whereas the grains in MIG welds are coarser. The eutectic phase is strip morphology and network distributes along the grain boundary. After aging treatment, the size of  $\theta'$  phase is big and number of  $\theta'$  phase is small, and it does not distribute uniformly in the grains. There is a wide equiaxed grain zone along the fusion line. The tensile strength of the laser weld after aging treatment can reach 74% of that of the base metal, whereas the tensile strength of MIG weld is only 61% of that of the base metal. And there is no softened zone in the heat affected zone (HAZ) of laser welds.

**Key words** laser technique; high strength aluminum alloy; laser welding; microstructure; mechanical properties

## 1 引 言

2519 铝合金可热处理强化, 具有较高的强度、良好的抗腐蚀性能以及较高的高温和超低温性能, 被广泛应用于航空航天、车辆装甲以及其他一些运

载工具的结构材料<sup>[1~4]</sup>。目前针对这种铝合金的焊接主要采用普通电弧焊, 但是由于铝合金熔点低、热传导系数大、密度小、线膨胀系数大等特点, 普通电弧焊焊接时容易产生气孔、裂纹及热变形等缺陷, 往

收稿日期: 2007-04-03; 收到修改稿日期: 2007-09-24

基金项目: 国家 863 计划(2002AA305402)资助项目。

作者简介: 许良红(1980—), 男, 博士研究生, 主要从事高强铝合金焊接的研究。E-mail: xlh\_smile@sohu.com

导师简介: 田志凌(1961—), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事金属焊接、焊接材料方面的研究。

E-mail: tianzhl@cisri.com.cn

往焊后接头强度只有母材的 60%左右,大大限制了其在工业上的应用<sup>[5,6]</sup>。激光焊能量密度高,焊接热输入小,焊接速度快,焊缝和热影响区都比较窄,接头变形小,在焊接铝合金方面有较大的优势。本文采用 CO<sub>2</sub> 激光对 2519-T87 高强铝合金进行焊接,将其组织和力学性能与普通电弧焊进行对比,充分体现激光焊在焊接高强铝合金方面上的优势。

## 2 实验材料和方法

实验所用母材为 2519-T87 高强铝合金,T87 表示母材的热处理制度为固溶处理后,经 7%的冷加工冷变形,然后进行人工时效。焊丝采用美国 ER2319 标准焊丝,焊丝与母材成分见表 1。激光焊以及熔化极气体保护焊(MIG)的焊接参数见表 2 和表 3。

表 1 母材及焊丝的主要成分(质量分数,%)

Table 1 Composition of base material and filler wire (mass fraction, %)

	Cu	Mn	Zr	Ti	Fe	Zn	Al
ER2319	6.2	0.40	0.10	0.10~0.20	0.30		Bal
2519-T87	5.6	0.28	0.19	0.06	0.15	0.07	Bal

表 2 激光焊焊接工艺参数

Table 2 Laser welding parameters

	Laser power <i>P<sub>L</sub></i> /kW	Defocusing $\Delta f$ /mm	Wire feeding speed <i>v</i> <sub>1</sub> /(m/min)	Welding speed <i>v</i> <sub>2</sub> /(m/min)	Shielding gas
LB-1	3.5	0	3.0	1	40 L/min He+10 L/min Ar
LB-2	3.5	0	3.0	2	40 L/min He+10 L/min Ar

表 3 熔化极气体保护焊焊接工艺参数

Table 3 MIG welding parameters

	Arc voltage /V	Arc current /A	Wire feeding speed /(m/min)	Welding speed <i>v</i> <sub>2</sub> /(m/min)	Shielding gas
MIG	24	240	6.0	0.38	35 L/min He+15 L/min Ar

焊前垫板以及试板均用丙酮进行清洗,表面氧化膜采用钢丝刷清除干净。试板尺寸为 260 mm×190 mm×20 mm,采用平板对接进行多道焊,两种焊接工艺的坡口形貌如图 1 所示。熔化极气体保护焊焊接工艺采用的是双 V 型坡口,坡口角度为 70°,钝边为 2 mm;激光填丝焊采用双 V 型坡口,坡口角度为 3.5°,钝边为 6 mm。两种焊接工艺正反各需 4 道。焊后对板材进行时效处理,处理规范为 150 °C×20 h。

观察与分析,利用日本的 JSM6400 型扫描电镜(SEM)及配带的 LINK 公司能谱分析仪(EDS)进行拉伸试样断口分析。硬度测试以及组织观察均在表面焊道进行。

## 3 实验结果及分析

### 3.1 接头组织

图 2 为母材的组织状态,母材的晶粒呈板条状,在晶粒内部弥散分布着粗大的  $\theta$  相。母材中主要强化相是  $\theta'$  相,这些细小的析出相在基体<100>面上排列,且呈相互垂直状,其半径大约在 40 nm 左右,如图 2(b)所示。

图 3 为激光焊及熔化极气体保护焊的焊缝组织。高强铝合金的焊缝组织主要是以  $\alpha$ (Al) 固溶体为主,在基体晶界和枝晶间分布着大量的  $\alpha + \theta$ (CuAl<sub>2</sub>) 共晶组织。高强铝合金的激光焊以及熔化极气体保护焊焊缝中心的晶体形态均为等轴晶,其中激光焊焊缝晶粒更为细小。两者在共晶相的形态上也存在较大的差别,激光焊焊缝中晶界共晶相呈短棒状分布,且晶内有大量弥散状共晶相颗粒,而熔化极气体保护焊焊缝中晶界共晶相的宽度比较

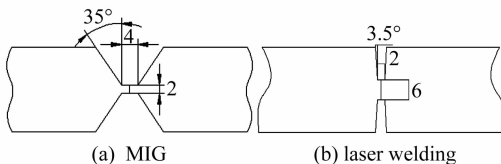


图 1 坡口形貌

Fig. 1 Groove of the two welding processes

拉伸实验按 GB2650-89 标准在 AG-100KNE (50 kN)及 UH-F50A(250 kN)拉伸试验机上完成的。焊接接头硬度测试实验是在日本 AKASHI 的 MVK-E 型显微硬度计上完成,加载载荷为 100 g,加载时间为 15 s,取点位置距焊缝表面 2 mm 处。采用 LEICA MEF4 金相显微镜对接头的组织进行了

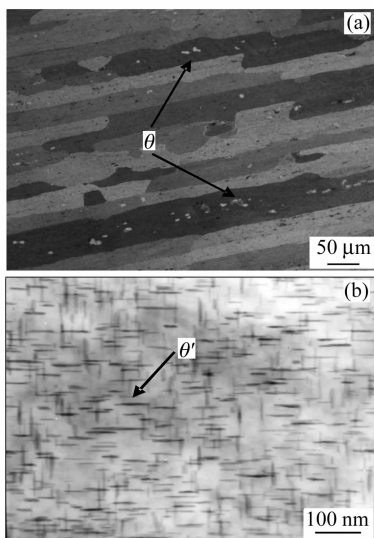


图 2 母材的组织

(a) 母材的光学组织;(b) 母材中的强化相  $\theta'$  相

Fig. 2 Microstructure of base metal. (a) OM photo;

(b) TEM photo of strengthening phase  $\theta'$  in base metal

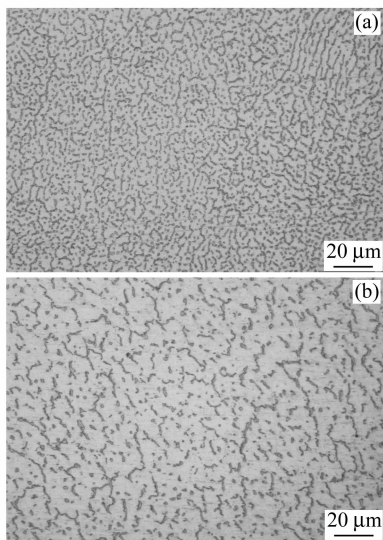


图 3 激光焊(a)及熔化极气体保护焊(b)的焊缝组织

Fig. 3 Microstructure of laser welds (a) and

MIG welds (b) center

金的起始溶质元素含量; $K_0$  为 Cu 元素的平衡分配系数; $g$  为已凝固金属所占的百分比。因为 Cu 元素的分配系数小于 1,当  $g = 0$  时,枝晶中心开始凝固,此时溶质元素含量比较低。随着凝固的进一步进行  $g$  值增加,凝固金属中溶质元素的含量随之增加,最后凝固的即为晶界共晶相。对于焊接过程来说,凝固是在非平衡的情况下进行的,枝晶都在一定的过冷度下凝固。由于过冷度的存在,增加了枝晶前沿液态物质中的溶质元素含量,而且随着过冷度的增加,溶质元素的含量增加幅度也随之升高。由于激光焊接速度快,枝晶前沿的过冷度大,枝晶前沿液态物质中的溶质元素含量比较高,相当于  $C_0$  的值比较高,因此凝固的基体中溶质原子含量比较高,从而晶界的共晶相数量比较少。分别对激光焊以及熔化极气体保护焊的焊缝枝晶中心进行能谱分析仪成分分析发现, LB-1 枝晶中心的 Cu 元素质量分数为 3.6% 左右, LB-2 枝晶中心的 Cu 元素质量分数为 4.6% 左右,而熔化极气体保护焊焊缝中枝晶中心的 Cu 元素质量分数为 2.6% 左右,结果见表 4。

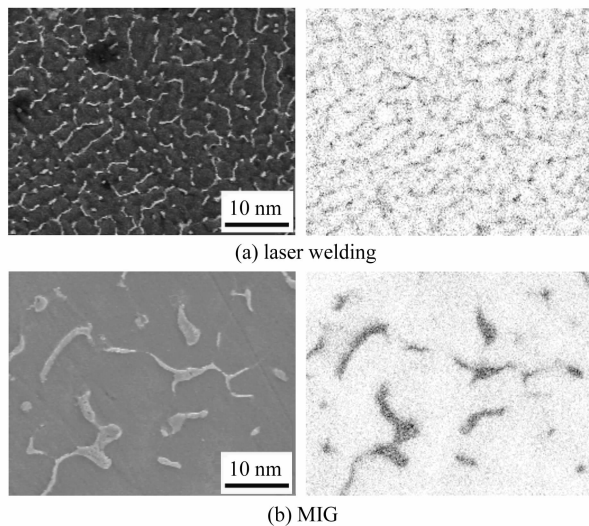


图 4 焊缝组织 Cu 元素的分布

Fig. 4 Distribution of Cu element in fusion zone

表 4 焊缝枝晶中心溶质元素的含量(质量分数,%)

Table 4 Content of solution in dendrite centre of the welds

(mass fraction, %)

	Cu	Al
LB-1	3.6	96.4
LB-2	4.6	95.4
MIG	2.6	97.4

图 5 为激光焊及熔化极气体保护焊的接头组织。激光焊接接头焊缝边缘是以外延生长的柱状晶为主,而在熔化极气体保护焊焊接接头熔合线附近却存

大,呈长条网络状分布在晶界,晶内颗粒状共晶相的数量非常少。研究证明晶界上共晶相如果呈网络状连续分布,则焊缝金属的强度将显著降低<sup>[7]</sup>。图 4 为两种焊接工艺的焊缝中心 Cu 元素的面扫,从图中可以看出与激光焊相比熔化极气体保护焊焊缝中大部分 Cu 元素都偏析到晶界上,晶内溶质元素的含量比较少。焊缝中溶质元素的偏析遵从 Sheil 定律<sup>[8]</sup>

$$C_s = K_0 C_0 (1 - g)^{K_0 - 1}, \quad (1)$$

式中  $C_s$  为凝固物质的溶质元素的含量; $C_0$  为原始合

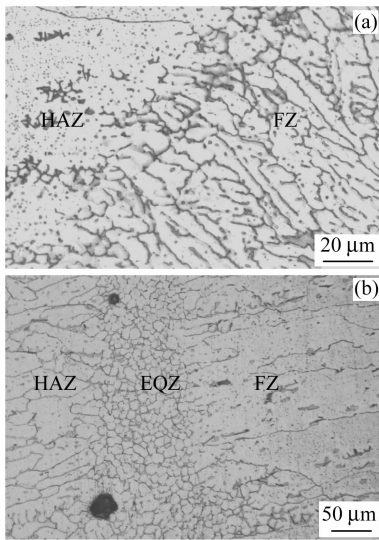


图 5 激光焊(a)及熔化极气体保护焊(b)接头组织  
Fig. 5 Microstructure of the laser weld joints (a) and MIG weld joints (b)

在一个晶粒非常细小的等轴晶区(EQZ),阻碍了外延柱状晶的生长。关于这种熔合线附近等轴晶区的形成,Gutierrez 等<sup>[9]</sup>认为这种等轴晶区的形成不是再结晶的结果,而是一个形核和长大的过程,主要是母材中未熔化的 Al<sub>3</sub>Zr 颗粒在凝固过程中提供了大量的异质形核点促进其形核造成的。Reddy 等<sup>[10]</sup>发现这种等轴晶区的形成温度在 630~640 °C 之间,并且与此区域液态金属的流动情况以及凝固条件有较大的关系。原则上讲等轴晶区的形成必须满足两个条件:较多的异质形核点和较高的过冷度。根据传统凝固理念,熔合线附近的过冷度非常小,而最近 C. E. Cross 等<sup>[11]</sup>的研究发现熔合线附近区域的连续过冷度其实是比较高的,但这个过冷度随着焊接速度的增加而降低。激光焊熔合线附近没有出现等轴晶区有两个原因:首先激光焊熔池的强烈对流易使熔合线附近未熔化的 Al<sub>3</sub>Zr 颗粒卷入到焊缝中心,减少熔合线附近异质形核点,此外激光焊的焊接速度要比熔化极气体保护焊快很多,而且熔合线附近区域的过冷度比较低,不利于等轴晶区的形成。

激光焊接头靠近熔合线的热影响区(HAZ)中液化程度较弱,晶粒没有发生再结晶,而在熔化极气体保护焊接头液化程度严重,且在此区域发生了再结晶现象,如图 5 所示。靠近熔合线热影响区的液化程度与峰值温度有较大的关系,峰值温度比较高,晶界的液化程度就会比较高。由于激光焊热影响区的温度梯度要高于熔化极气体保护焊,在距熔合线距离相同的区域其峰值温度要低于熔化极气体保护

焊,因此其液化程度大大减弱。熔化极气体保护焊接头出现的再结晶现象是晶界或亚晶界发生熔化后,晶界液化层发生迁移形成的,再结晶晶粒的形核点是晶界上的固液界面<sup>[12]</sup>。

### 3.2 硬度曲线

图 6 为两种焊接工艺的接头硬度曲线。两种焊接速度下,激光接头中焊缝区的硬度值均高于熔化极气体保护焊焊缝的硬度值,且热影响区的宽度和软化程度也大为减小。激光焊焊缝硬度值较高是其焊缝组织细小,晶内溶质元素含量较高,焊缝内 θ' 相的数量多尺寸小的缘故,且随着激光焊焊接速度的增加,焊缝区的硬度值随之增加。

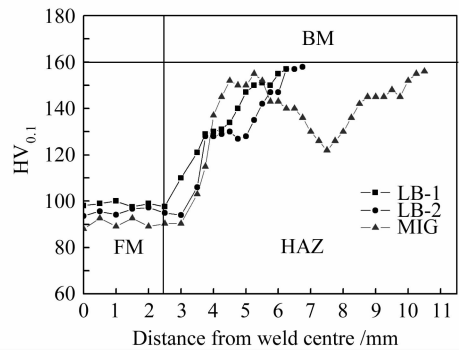


图 6 焊后硬度曲线

Fig. 6 Hardness curve of the joints as welded condition

热影响区的软化主要是 θ' 相的溶解或长大造成的,靠近熔合线的区域发生 θ' 相的溶解,远离熔合线的区域发生 θ' 相的长大。由于 LB-1 和 LB-2 两种焊接速度下的激光焊的热输入分别只有熔化极气体保护焊的 1/3 和 1/6 左右,热影响区的温度梯度要比熔化极气体保护焊的大很多,而且其热作用时间比较短,因此热影响区中 θ' 相的溶解和长大程度比较小,软化程度自然比较低。从图 6 中可以看出两种激光焊热影响区的宽度都不到熔化极气体保护焊的 1/2,而且在熔化极气体保护焊热影响区中存在一个明显的软化区域,这个区域发生的是 θ' 相的长大,析出物的长大导致周围基体中贫溶质元素,因此此区域的硬度值比较低。

### 3.3 接头中析出物的形态

图 7 为激光焊及熔化极气体保护焊接头时效后焊缝中 θ' 相的形貌。从图中可以看出激光焊焊缝中 θ' 相的尺寸较小,数量多,且在整个晶粒中均匀分布。而熔化极气体保护焊焊缝中 θ' 相的尺寸比较大,数量少,分布极不均匀。熔化极气体保护焊时,其焊缝冷却速度比较小,Cu 元素向晶界的偏析程度非常严重,溶质元素的分布极不均匀,造成晶粒内溶

质元素含量较低。时效过程中由于没有足够的溶质原子来促进  $\theta'$  相的析出,因此熔化极气体保护焊缝中  $\theta'$  相的数量比较少,溶质元素的不均匀分布导致  $\theta'$  相分布不均匀。激光焊焊缝晶粒内溶质元素含量较高,且分布比较均匀,因此时效后  $\theta'$  相的数量比较多,且能够均匀地分布。

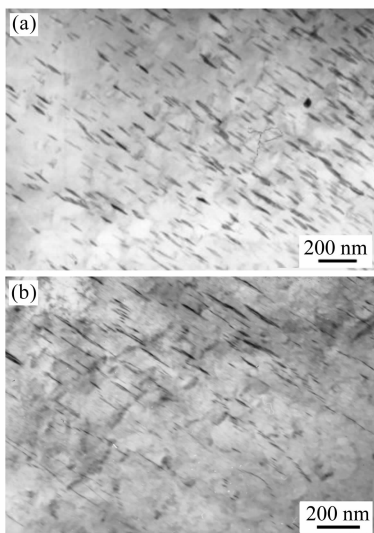


图 7 激光焊(a)及熔化极气体保护焊(b)焊缝中  $\theta'$  相的形貌

Fig. 7 Morphology of  $\theta'$  phase in the laser welds (a) and MIG welds (b)

图 8 为激光焊及熔化极气体保护焊距焊缝中心 7.5 mm 处的热影响区中析出物的形态。从图 6 硬度曲线上可知,激光焊距焊缝中心 7.5 mm 处的硬度值与母材相当,而熔化极气体保护焊在该处的硬度值比较低,是硬度曲线上的一个低谷。从图 8 中可以看出,激光焊该区域中  $\theta'$  相呈针状,尺寸细小,数量和大小与母材中  $\theta'$  相当;而熔化极气体保护焊此区域中  $\theta'$  相则呈凸透镜状,数量比较少,且  $\theta'$  相的直径和厚度都有较大程度的增加,说明在这个区域  $\theta'$  相发生了长大,凸透镜状的形态说明亚稳态析出相  $\theta'$  开始向稳态  $\theta$  相发生转变。析出相的长大是通过扩散来完成的,遵从 Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) 定律<sup>[13,14]</sup>

$$r^3(t) - r_0^3 = \frac{at}{T} \exp\left(-\frac{Q_A}{RT}\right), \quad (2)$$

式中  $r$  为粗化后析出物半径; $r_0$  为析出物原始半径; $a$  为常数; $Q_A$  为溶质原子的体扩散激活能; $R$  为气体常数; $T$  为温度; $t$  为时间。激光焊温度梯度较大,在距焊缝中心 7.5 mm 处的峰值温度较小,峰值温度停留时间短,根据(2)式可知析出物长大不明显。而对于熔化极气体保护焊来说其温度梯度小,在距焊缝

中心 7.5 mm 处的峰值温度比较高,且在峰值温度停留时间较长,因此析出物长大的程度相对较大。

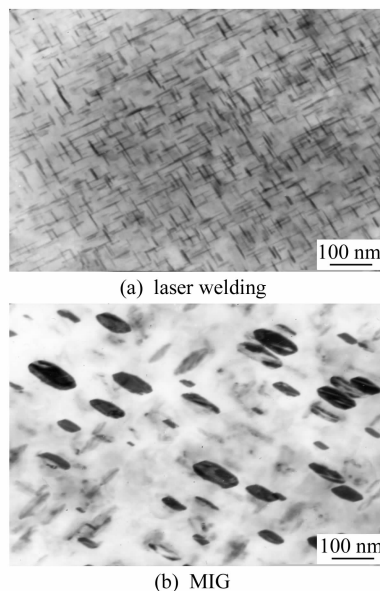


图 8 激光焊及熔化极气体保护焊距焊缝中心 7.5 mm 处的析出物形态

Fig. 8 Morphology of  $\theta'$  in the zone 7.5 mm from fusion line

### 3.4 接头的力学性能

图 9 为母材、熔化极气体保护焊接头以及激光焊接头的抗拉强度。从图中可以看出无论时效与否,激光焊接头的抗拉强度都要比熔化极气体保护焊接头有所提高,且随着激光焊接速度的增加接头抗拉强度随之增加。母材的抗拉强度为 479 MPa,时效后激光焊接头的抗拉强度可达到母材的 74% 左右,而熔化极气体保护焊接头的抗拉强度仅仅只有母材的 61%。对拉伸断口进行分析观察,发现接头均断裂在焊缝区,说明焊缝区是接头最薄弱的区域。

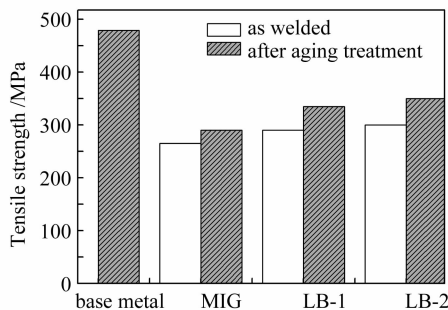


图 9 母材、熔化极气体保护焊接头及激光焊接头的抗拉强度

Fig. 9 Tensile strength of base metal, laser welds and MIG welds

激光焊较高的冷却速度导致焊缝晶粒细小, 根据 Hall-Petch 公式  $\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ ,  $\sigma_0$  为常数,  $k$  为常数,  $d$  为晶粒的直径。可知晶粒越细小, 焊缝区的强度  $\sigma$  越高。此外激光焊焊缝中晶内溶质元素向晶界的偏析程度较弱, 晶内溶质元素的含量高, 固溶在晶粒中的溶质元素对焊缝起到固溶强化的作用, 其强化效果取决于溶质元素的含量  $C_{ss}$ , 两者之间关系可表示为<sup>[15]</sup>

$$\sigma_{ss} = f(C_{ss}), \quad (3)$$

式中  $\sigma_{ss}$  为固溶强度对强度的贡献;  $f$  为常数。可见随着焊缝晶粒中溶质元素的增加, 焊缝的强度随之增加。

时效后, 焊缝中的溶质元素就会析出形成  $\theta'$  相,  $\theta'$  相的析出强化要比溶质元素的固溶强化对提高焊缝强度的贡献大, 这也是为什么时效后接头强度会有一定程度增加的缘故。 $\theta'$  相对强度  $\sigma$  的贡献可以表示为<sup>[16]</sup>

$$\sigma = K\mu \frac{b}{r} \sqrt{f_v}, \quad (4)$$

式中  $K$  为常数;  $\mu$  为剪切模量;  $b$  为柏氏矢量;  $r$  为析出物的半径;  $f_v$  为析出物的体积分数。随着  $\theta'$  相数目的增加及其尺寸的减少, 强化效果趋于明显。因为激光焊焊缝中溶质元素含量较高, 时效后析出的  $\theta'$  相数目多, 尺寸小, 而时效后熔化极气体保护焊焊缝中析出的  $\theta'$  相数目少, 尺寸大, 因此时效后激光焊接头抗拉强度提升的幅度更大一些。

## 4 结 论

1) 激光焊焊缝晶粒细小, 晶界共晶相呈短棒状弥散分布; 而熔化极气体保护焊焊缝晶粒粗大, 共晶相数量多且呈网络状连续分布在晶界上。

2) 由于冷却速度快以及熔池的强对流, 激光焊接头熔合线附近没有出现熔化极气体保护焊接头中的等轴晶区。

3) 激光焊焊缝中 Cu 元素偏析程度小, 晶粒内 Cu 元素含量高, 时效后析出的  $\theta'$  相尺寸细小, 数量多, 且均匀地分布在焊缝中。

4) 采用合适的工艺规范, 激光焊接头的抗拉强度达到了母材的 74% 左右, 而熔化极气体保护焊接头的抗拉强度只有母材的 61% 左右, 且激光焊接头的热影响区中没有明显的软化区。

## 参 考 文 献

1 L. S. Kramer, T. P. Blair, S. D. Blough *et al.*. Stress-

corrosion cracking susceptibility of various product forms of aluminum alloy 2519 [J]. *J. Materials Engineering and Performance*, 2002, **11**(6):645~650

2 Li Huizhong, Zhang Xinming, Chen Ming'an *et al.*. Effect of heat treatment on microstructure, tensile strength and intergranular corrosion of 2519 aluminum alloy [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2005, **26**(1):20~23

李慧中, 张新明, 陈明安等. 热处理制度对 2519 铝合金晶间腐蚀性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2005, **26**(1):20~23

3 B. C. Hamilton, A. Saxena. Transient crack growth behavior in aluminum alloys C415-T8 and 2519-T87 [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1999, **62**(1):1~22

4 J. J. Fisher, L. S. Kramer, J. R. Pickens. Aluminum alloy 2519 in military vehicles [J]. *Advanced Material and Processes*, 2002, **160**(9):43~46

5 S. M. Devinent, J. H. Devletian, S. A. Gedeon. Weld properties of the newly developed 2519-T87 aluminum armor alloy [J]. *Welding Journal*, 1988, **67**(7):33~43

6 Fan Chenlei, Liang Yingchun, Yang Chunli *et al.*. Tandem GMAW procedure of 2519 high strength aluminum alloy [J]. *Transaction of the China Welding Institute*, 2006, **27**(10):15~18

范成磊, 梁迎春, 杨春利等. 2519 高强铝合金双丝 GMAW 焊接工艺[J]. *焊接学报*, 2006, **27**(10):15~18

7 Guo Xuming, Yang Chengang, Qian Bainian *et al.*. Pulse MIG welding process of high strength Al-Cu alloy [J]. *Transaction of the China Welding Institute*, 2004, **25**(4):5~9

国旭明, 杨成刚, 钱百年等. 高强 Al-Cu 合金脉冲 MIG 焊工艺[J]. *焊接学报*, 2004, **25**(4):5~9

8 R. G. Ding, O. A. Ojo, M. C. Chaturvedi. Fusion zone microstructure of laser beam welded directionally solidified Ni<sub>3</sub>Al-base alloy IC6 [J]. *Scripta Materialia*, 2006, **54**(5):859~864

9 A. Gutierrez, J. C. Lippold. A proposed mechanism for equiaxed grain formation along the fusion boundary in aluminum-copper-lithium alloy [J]. *Welding Journal*, 1998, **77**(3):123~132

10 G. M. Reddy, A. A. Gokhale, K. S. Prasad. Chill zone formation in Al-Li alloy welds [J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 1998, **3**(4):208~212

11 C. E. Cross, Ph. Grong, M. Mousavi. A model for equiaxed grain formation along the weld metal fusion line [J]. *Scripta Materialia*, 1999, **40**(10):1139~1144

12 M. Kuo, R. A. Fournelle. Diffusion induced grain boundary migration (DIGM) and liquid film migration (LFM) in An Al-2.07wt% Cu alloy [J]. *Acta Metall. Mater.*, 1991, **39**(11):2835~2845

13 P. W. Voorhees, M. E. Glicksman. Solution to the multi-particle diffusion problem with applications to Ostwald ripening—I. Theory [J]. *Acta Metall.*, 1984, **32**(11):2001~2011

14 H. R. Shercliff, M. F. Ashby. A process model for age hardening of aluminum alloys—I. the model [J]. *Acta Metall. Mater.*, 1990, **38**(10):1789~1802

15 S. Esmaili, D. J. Lloyd, W. J. Poole. A yield strength model for the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111 [J]. *Acta Materialia*, 2003, **51**(8):2243~2257

16 C. Genevois, A. Deschamps, A. Denquin *et al.*. Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds [J]. *Acta Materialia*, 2005, **53**(8):2447~2458