



时效对 6016 铝合金激光焊接接头力学性能的影响

郭 超¹, 左敦桂^{2,3}, 黄 坚¹, 苏永超^{2,3}, 阎 启^{2,3}, 聂璞林¹, 李 芳¹

(1. 上海交通大学 上海市激光制造与材料改性重点实验室, 上海 200240;

2. 宝山钢铁股份有限公司研究院, 上海 201900;

3. 汽车用钢开发与应用技术国家重点实验室(宝钢), 上海 201900)

摘 要: 对 6016 铝合金激光焊接接头的力学性能开展研究, 分析焊后时效热处理对其力学性能的影响规律。结果表明: 焊后时效处理可以提高焊接接头的力学性能, 采用(180 °C+10 h)时效处理工艺可将焊缝中心的硬度从 58 HV 提高到 82 HV, 可将焊接接头的拉伸强度从 180 MPa 提高到 274 MPa, 时效强化效果明显。动力学分析表明, 6016 铝合金焊接接头时效强化过程符合 Johnson-Mehl-Avrami (JMA)方程。当时效温度升高, 接头中强化相体积分数的变化率也随之增大, 合金硬度上升速率增加, 达到峰值硬度所需时间变短。

关键词: 6016 铝合金; 激光焊接; 力学性能; 时效; 动力学分析

中图分类号: TG113.26

文献标志码: A

随着近年汽车轻量化的发展, 铝合金材料被越来越多地应用于汽车车身制造之中, 但是铝合金的焊接一直是焊接领域的一个难点, 阻碍着铝合金在车身制造方面的应用。首先, 铝合金的热导率高, 在熔焊过程中需要更多的能量产生熔池; 其次, 铝合金焊接需要较快的焊接速度, 以减少热传导时间, 控制焊接热应力及变形。此外, 铝合金对光的反射率高, 在焊接过程中只有少部分的能量被吸收用于产生熔池, 例如铝合金对激光的反射率高达 90%, 因此采用激光焊焊接铝合金充满了挑战。但是相对于其他焊接方法, 激光焊具有焊接速度快、线能量高、变形小等优点^[1-2], 被汽车行业所广泛关注。因此, 积极开展铝合金激光焊研究, 对于推广激光焊接在汽车产业中的应用, 提高汽车性能具有重要意义。目前, 已经有一些研究聚焦于铝合金的激光焊接方法^[3-6]。例如 BERGMANN 等^[7]采用了脉冲激光与连续激光复合的方法, 获得了成形良好的 6016 铝合金焊缝。近年来高亮度激光器的发展也为铝合金激光焊提供了装备上的保障。

6016 铝合金是一种 Al-Mg-Si 系铝合金, 该合金被广泛地应用于汽车覆盖件^[8-9]。6016 铝合金一个突出的特点就是具有时效强化机制。目前已有大量针对 6016 铝合金时效行为的研究^[10-11], 如 PEROVI 等^[12]

研究了 6016 铝合金在烘烤硬化(180 °C+0.5 h)时效条件下的沉淀强化机制; 张巧霞等^[13]采用 AJM 方法研究了 6016 铝合金在时效过程中的析出动力学, 获得了 T4 和 T4P 态合金 GP 区溶解激活能与 β'' 相析出激活能; HIRTH 等^[14]研究了 Si 含量对 6016 铝合金力学性能及其时效动力学过程的影响; MOON 等^[15]研究了 6016 铝合金时效过程中相析出过程及时效强化机制。但是, 关于 6016 铝合金焊接接头在时效过程中所发生的组织转变和性能提升的报道较少, 因此, 迫切地开展这方面的研究, 以提升 6016 铝合金焊接接头的性能。本文作者针对 6016 铝合金激光焊焊接接头开展研究, 关注焊后时效热处理对 6016 铝合金焊接接头组织和性能的影响规律, 并采用时效动力学理论, 分析了焊接接头在时效过程中硬度的变化, 获得了强化析出规律。本研究对于 6016 铝合金焊接接头焊后时效热处理的优化、力学性能的提升具有积极的参考作用。

1 实验

研究了 6016 铝合金激光焊焊接接头组织与力学性能, 以及焊后时效热处理对其力学性能的影响规律。

研究分为3部分:首先采用焊接实验及组织分析,研究了6016铝合金激光焊焊接接头的焊缝成形及显微组织;随后采用力学实验,研究了焊后时效热处理对6016铝合金焊接接头性能影响规律;最后,采用硬度测量,分析了6016铝合金焊接接头时效动力学过程。

本实验所采用的铝合金牌号为6016,厚度为1 mm,其化学成分(质量分数,%)为:Mg 0.4, Si 1.25, Cu 0.2, Fe 0.5, Mn 0.2, Al 余量,其热处理状态为T4态,显微组织为固溶态组织。焊接试验采用10 kW光纤激光器,该激光器的波长为1060 nm,最大输出功率为10 kw,焦点直径为0.6 mm。在焊接前,对铝合金焊材进行表面处理,具体步骤为:先采用铜刷去除铝合金表面氧化膜,随后采用丙酮清洗样品,最后烘干。所有焊接实验采用相同焊接工艺,具体工艺参数为:激光功率4 kW、焊接速度7.2 m/min、焦距为0 mm、激光与试样表面法线呈10°。在焊接过程中,采用氩气对熔池进行保护,保护气流量为20 L/min,送气角度为与熔池表面呈45°。

焊接接头成形及显微组织采用蔡司显微镜进行观察,试样采用标准金相试样制作过程(包括切割、研磨、抛光),显微组织腐蚀采用Keller试剂(1% HF+1.5% HCl+2.5% HNO₃+95% H₂O,体积分数)。材料的力学性能采用拉伸试验和硬度试验来表征,拉伸试验在Zwick Z100 万能材料试验机完成,相同工艺的试样重复3次,拉伸尺寸见图1,硬度试验在Zwisch全自动硬度计上进行。焊后时效热处理采用德国纳博热加热炉,温度变化在±1℃。时效温度为140、160、180及200℃,时效时间为0.5~30 h。时效结束后,将试样迅速投入冷水中,以防止试样在冷却过程中继续发生相变。

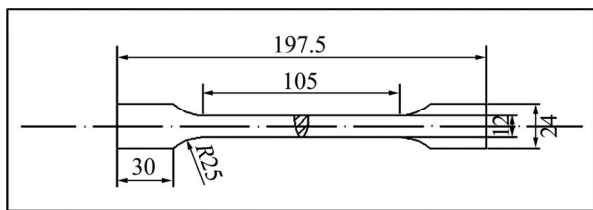


图1 焊接接头拉伸示意图

Fig. 1 Schematic diagram of tensile testing sample (Unit: mm)

2 结果与讨论

2.1 焊缝成形及显微组织

图2所示为焊接接头截面宏观金相照片。由图2

可以看到,焊缝的上表面宽为2.1 mm,下表面宽为1.5 mm,具有典型激光焊焊缝窄的特征。在此截面内,没有观察到气孔、裂纹等缺陷,也没有出现下凹等成形缺陷,焊缝成形良好。

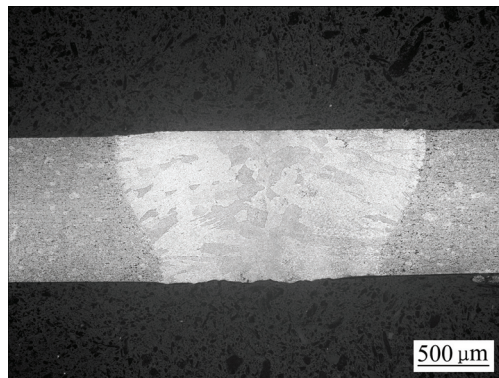


图2 焊接接头截面宏观金相照片

Fig. 2 Metallograph of cross-sectional welded joint

图3所示为焊接接头微观金相照片。由于焊缝区经历了快速冷却凝固过程,形成了不同于基体的树枝晶组织。但是,在焊缝区不同位置的显微组织,也呈现出不同的特征^[16]。图3(a)所示为6016母材的金相组织,其形貌表现为典型的等轴晶组织,晶粒的尺寸大约为37.8 μm,在晶粒的内部,有大量黑色的析出物。通过EDS的化学能谱分析(见图4),确定其化学成分为Al、Fe、Mn、Si。MCKENZIE等^[17]也报道了相同的分析结果,并确定该相为Al₁₂Fe₃Si和Al₅FeSi。图3(b)所示为焊缝区和母材熔合线附近组织,由于该区域经历快速凝固过程,组织形貌特征表现为柱状树枝晶。由于一次枝晶的生长方向受到凝固过程中温度梯度的影响,因此在焊缝熔合线附近区域出现垂直于熔合线方向的柱状树枝晶,一次枝晶间距约为4.9 μm。图3(c)所示为焊缝区中心区域,其形貌特征表现为等轴状树枝晶,而且有明显的二次枝晶生长,这表现出该区域合金所经历的冷却速度较熔合线区域慢。该区域等轴状树枝晶的晶粒尺寸约为8.6 μm。以上分析表明,在熔池(焊缝)的不同区域,经历了不同的凝固条件(冷却速度),这导致焊缝区不同位置凝固后形成的组织形貌及晶粒(枝晶)尺寸不同,这种组织的不均匀性必将导致焊缝区力学性能的不均匀性。

2.2 焊接接头力学性能

图5所示为焊接接头截面上硬度分布。可以看到,6016铝合金硬度从母材到焊缝中心逐渐降低。其中,母材的硬度是69 HV,而焊缝中心的硬度是58 HV。这表明焊缝存在软化特征,这不利于焊接接头性能的

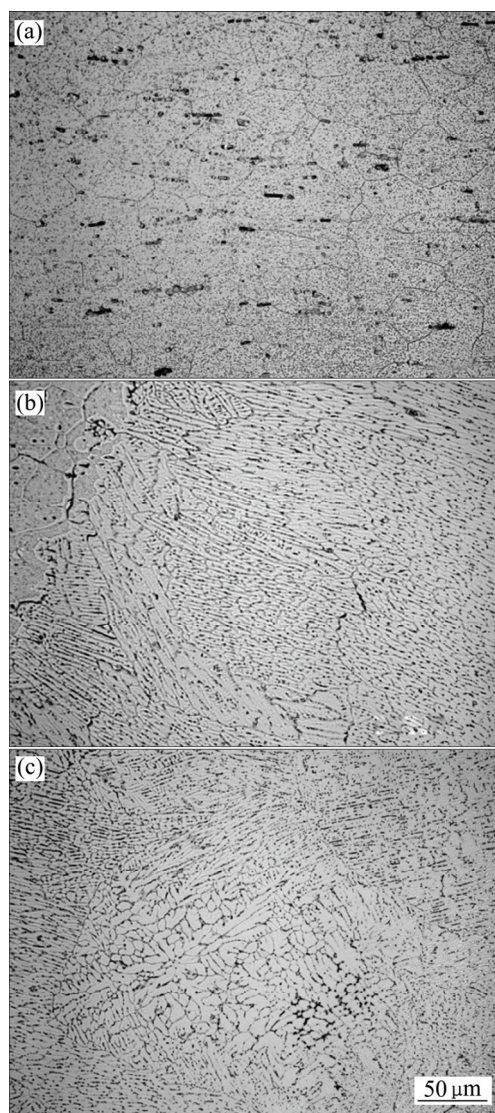


图 3 焊接接头截面微观金相照片

Fig. 3 Metallographs of cross-sectional welded joint: (a) Base metal; (b) Weld interface; (c) Weld beam

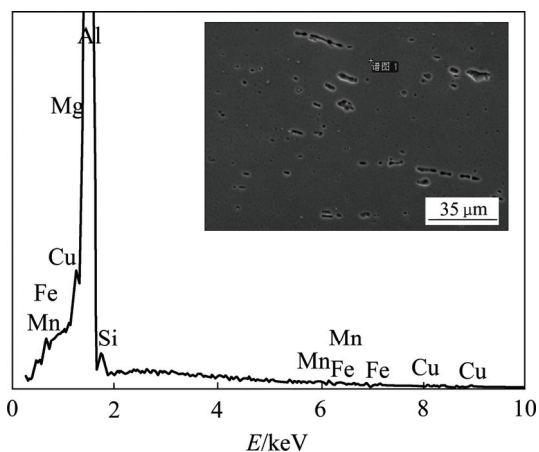


图 4 母材析出相 EDS 谱

Fig. 4 EDS analysis of precipitated phase in base metal

提高。图 6 所示为母材和焊接接头的拉伸曲线, 可以看到母材的抗拉强度为 214 MPa, 焊接接头的抗拉强度为 180 MPa, 且焊接接头的拉伸断裂位置均在焊缝处, 这表明焊接接头的抗拉强度是低于母材的。该结果与硬度测试结果所反应出焊缝性能低于母材的规律相吻合。为了提高焊接接头的力学性能, 在下面的工作中采用焊后时效热处理的方法, 对合金进行强化。

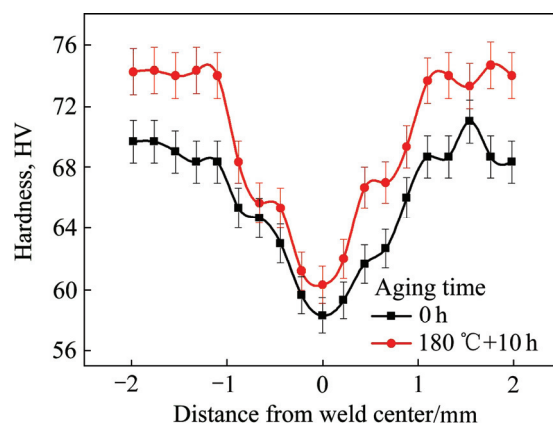


图 5 焊接接头截面硬度分布

Fig. 5 Distribution of hardness on cross-sectional welded joint

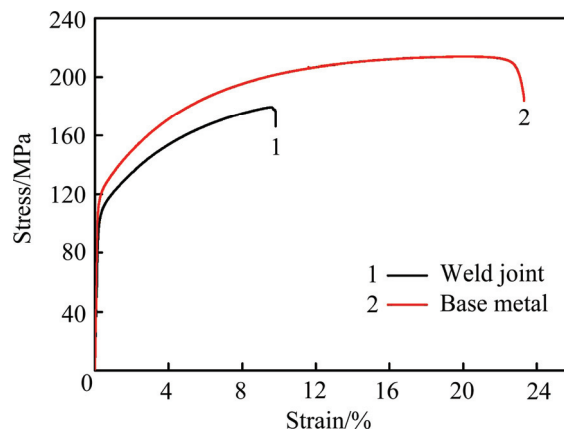


图 6 母材和焊接接头的拉伸曲线

Fig. 6 Tensile curves of welded joint and base metal

采用(180 °C+0.5 h)工艺对焊接接头进行时效处理。该工艺为 6016 铝合金汽车车身烘烤硬化所经历的加热条件。图 5 和图 7 所示分别为时效处理后样品的硬度和拉伸性能。对比未时效样品的测试结果, 可以看到, 母材的硬度可以由 69 HV 提高到 74 HV, 焊缝中心的硬度由 58 HV 提高到 60 HV; 接头拉伸强度由 180 MPa 提高到 222 MPa。因此, 焊后时效处理可以提高 6016 铝合金的力学性能。

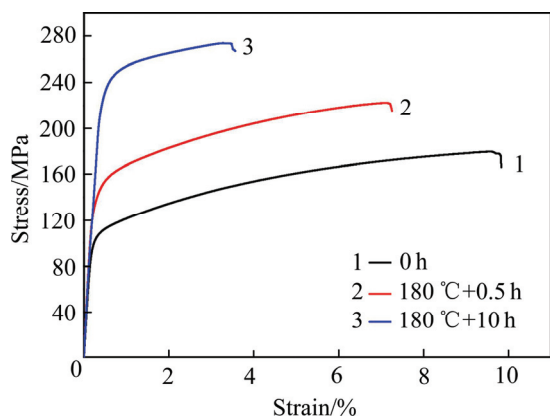


图7 焊接接头在不同时效工艺下的拉伸曲线

Fig. 7 Tensile curves of welded joints in different aging processes

2.3 时效工艺对焊接接头力学性能影响规律

为研究时效工艺对 6016 铝合金焊接接头力学性能的影响,测量了不同时效温度和时效时间处理的焊接接头(焊缝中心位置)硬度,如图 8 所示。可以看到,时效处理工艺(温度和时间)可以显著影响 6016 铝合金焊接接头的硬度。首先,在相同时效温度条件下,焊接接头的硬度值随着时效时间的延长先升高再降低,在硬度曲线上存在一峰值。例如,在 180 °C 时效工艺下,硬度曲线的峰值存在于 10 h,所对应的焊缝中心硬度为 82 HV。当时效时间从 0 h 增加到 10 h 时,硬度从未时效条件下 58 HV 一直升高到 82 HV;继续增加时效时间将导致硬度的缓慢降低,当时效时间达到 24 h,硬度降低到 79 HV。其次,在不同时效温度条件下,时效温度的升高会降低时效强化的效果,具体表现在对峰值硬度和到达峰值硬度所需时效时间的影响。在 140~200 °C 时效温度区间内,峰值硬度随时

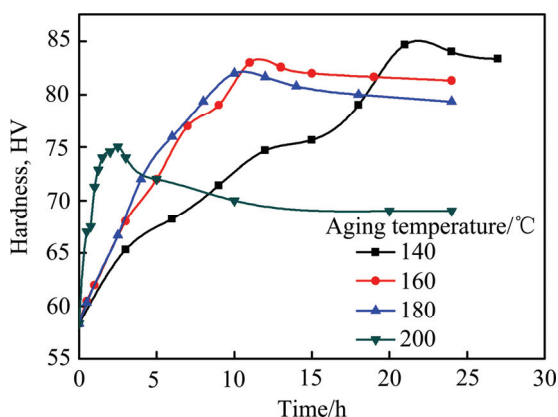


图8 不同时效工艺下的焊接接头中心硬度

Fig. 8 Hardness at center of welded joint in different aging processes

效温度的降低而升高,例如,200 °C 时效温度获得的峰值硬度为 75 HV,而 140 °C 时效温度获得的峰值硬度可达 85 HV。在 140~200 °C 时效温度区间内,时效温度越高,到达峰值硬度所需时间越短。例如,140 °C 时效温度需 21 h 达到峰值硬度;而 200 °C 时效温度仅需要 2.5 h 即可达到峰值硬度。

以上研究结果表明,焊后热处理工艺的变化会影响到 6016 铝合金焊接接头力学性能,必须合理优化时效工艺,才能达到良好的时效强化效果。实验表明,在烘烤硬化温度(180 °C)条件下,时效 10 h 可达该温度下最佳强化效果。图 7 所示为该时效工艺处理 6016 铝合金焊接接头的拉伸曲线。可以看到,6016 铝合金焊接接头的拉伸性能由未处理的 180 MPa 增加到 274 MPa,且高于当前标准烘烤硬化条件(180 °C+0.5h)下所取得的强化效果(抗拉强度 222 MPa)。

2.4 焊接接头时效动力学的分析与讨论

MATSUDA 等^[18]研究表明,在 6016 铝合金的时效过程中,Mg、Si 溶质原子从过饱和 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体中析出,形成细小弥散强化相,使合金性能得到提高。该过程符合金属固态相变动力学理论 Johnson-Mehl-Avrami (JMA) 方程^[19]的描述。假设焊接接头组织在时效过程中所发生的强化机制与母材相同,属时效强化机制,遵守 JMA 方程所描述的时效动力学一般过程。但是,由于焊缝组织化学元素分布及显微组织特征相对于母材发生了明显变化,这将影响焊缝组织时效动力学过程,导致 JMA 方程中参数的数值变化。在下述讨论中,将依据 6016 铝合金焊缝中心位置硬度在时效过程中的变化,研究焊接接头的时效动力学过程,确定时效工艺对动力学 JMA 方程参数的影响规律。

Johnson-Mehl-Avrami (JMA) 方程可以定义为

$$\psi = 1 - \exp[-(Dt)^n] \quad (1)$$

式中: D 为扩散常数,并遵循阿累尼乌斯方程; ψ 为新相的体积分数; t 为相变时间; n 为与扩散条件相关的常数。

强化相析出的体积分数越大,合金的力学性能越高,表现为合金硬度值的提高。因此,合金硬度值的变化与强化相析出体积分数的变化密切相关。采用强化相析出体积分数 ϕ 替代 Johnson-Mehl-Avrami (JMA) 方程中新相的体积分数 ψ ^[20],可以得到:

$$\phi = 1 - \exp[-(Dt)^n] \quad (2)$$

易杰等^[20]研究表明,强化相析出体积分数 ϕ 可以由时效不同阶段的硬度值求得,即:

$$\varphi = (H_t - H_i) / (H_m - H_i) \quad (3)$$

式中: H_m 为峰时效时的硬度; H_t 为时效 t 时间的硬度; H_i 为未时效时的硬度。需要补充说明的是, 式(2)适合于表征铝合金峰时效之前的动力学过程, 即时效硬化阶段, 而不适合表征过时效过程中的相变行为, 即软化阶段的相变行为。采用式(3)分析硬度实验数据(见图8), 可得时效时间-强化相析出体积分数关系图(见图9)。

通过对式(2)等式两边作对数处理, 可以发现强化相析出体积分数(φ)与扩散系数 D 和时效时间 t 具有线性关系, 即:

$$\lg \{ \ln [1/(1-\varphi)] \} = n \lg t + n \lg D \quad (4)$$

图10所示为将实验数据进行对数处理获得的曲线, 可见实验结果很好地体现出线性特征, 符合 JMA 方程对合金时效强化行为的描述。

此外, 6016 铝合金焊缝组织扩散系数(D)和方程

指数(n)与时效温度 T 的关系可以通过图11和图12中实验曲线线性拟合获得, 即:

$$D = \exp[-30690/(RT) + 7.7652] \quad (5)$$

$$n = 0.0066T - 1.8428 \quad (6)$$

由式(5)可知扩散激活能为 30.69 kJ。

以上理论分析, 表明了时效工艺(时效温度、时效时间)对 6016 铝合金接头组织时效强化的影响规律。具体表现为: 首先, 时效温度的升高, 会导致扩散系数(D)和方程指数(n)的值都会变大, 也就说明时效温度越高, 会导致合金中强化相体积分数 φ 升高越多, 合金硬度值上升越快, 到达峰值硬度所需的时效时间越短。其次, 本研究获得 6016 铝合金接头的扩散激活能为 31 kJ/mol, 此激活能数值与 Al-Mg-Si 合金中 GP 区的扩散激活能数值接近^[21], 因此可以推断焊接接头在时效过程中 GP 区的形成。文献[15]的研究表明, 6016 铝合金母材在时效过程中发生的组织转变过程

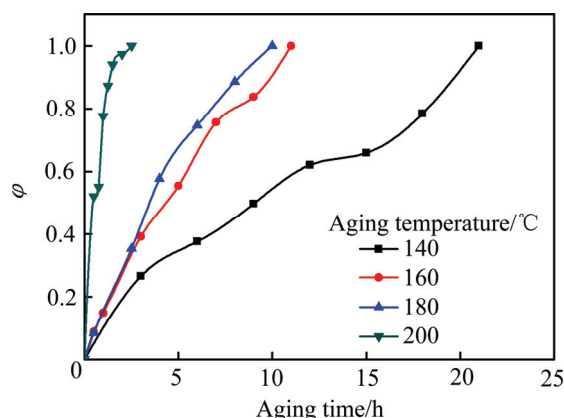


图9 时效时间-强化相析出体积分数关系图

Fig. 9 Relationship between ageing time and volume fraction of strengthening phase

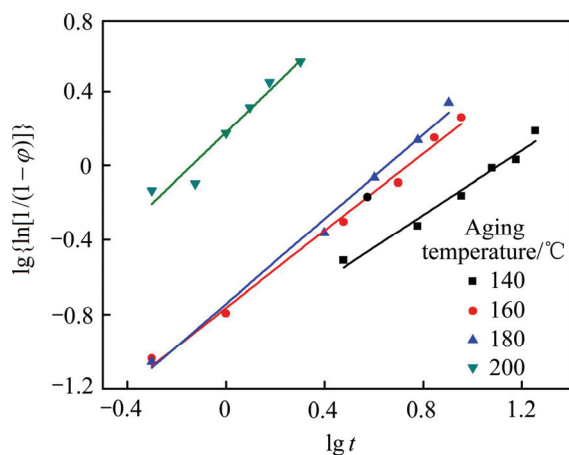


图10 $\lg \{ \ln [1/(1-\varphi)] \} - \lg t$ 关系图

Fig. 10 Relationship between $\lg \{ \ln [1/(1-\varphi)] \}$ and $\lg t$

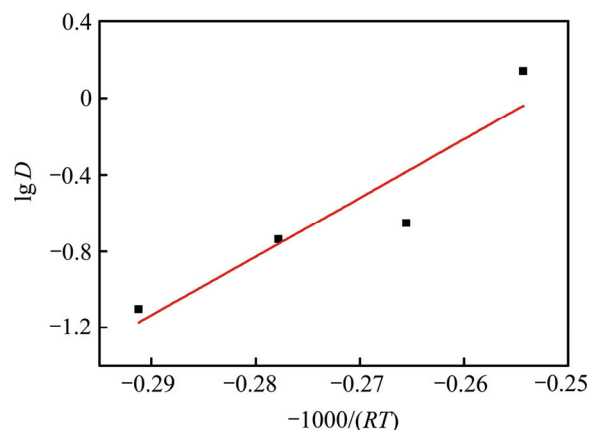


图11 $\ln D - [1000/(RT)]$ 关系图

Fig. 11 Relationship between $\ln D$ and $-1000/(RT)$

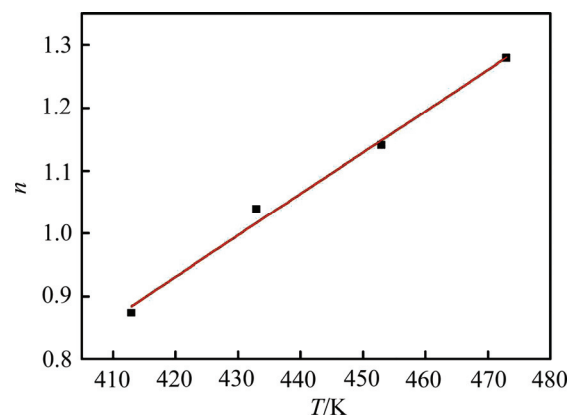


图12 方程指数 n 与时效温度 T 关系图

Fig. 12 Relationship between exponent n and aging temperature T

为： α 相-GP区- β'' 相- β' 相- β 相。 β'' 相、 β' 相、 β 相的激活能数值高于GP区的激活能。因此，6016铝合金焊接接头的时效组织不同于6016母材的时效组织，这也导致接头和母材在时效后力学性能的不同。2.2节中的硬度试验表明，时效后焊缝的硬度低于母材的硬度。

3 结论

1) 6016 铝合金焊接接头组织及力学具有不均匀性，导致焊缝中心区域为等轴状树枝晶，晶粒较粗，硬度值较低(58 HV)；熔合线附近区域为柱状树枝晶，枝晶较细，硬度较高(66 HV)，但仍低于母材的(69 HV)。

2) 焊后时效热处理可以提高 6016 铝合金焊接接头力学性能，(180 °C+10 h)时效工艺处理焊接接头焊缝中心硬度可达 82 HV，拉伸强度可达 274 MPa，高于未处理焊接接头拉伸强度(180 MPa)。

3) 6016 铝合金时效过程符合 Johnson-Mehl-Avrami (JMA)方程，在 120~200 °C时效温度范围内，时效温度的升高，会导致扩散系数(D)和方程指数(n)的值都会变大，即时效温度越高，合金中强化相体积分数 ϕ 升高越多，合金硬度值上升越快，到达峰值硬度所需的时效时间越短。

4) 通过采用 JMA 方程分析不同时效工艺下焊接接头硬度值，获得 6016 铝合金焊接组织扩散激活能为 31 kJ。

REFERENCES

- [1] SAKAMOTO H., SHIBATA K., DAUSINGER F. Laser welding of different aluminum alloys[C]// ICALEO'92-Laser materials processing. Florida: International Congress on Applications of Lasers and Electro-optics, 1993: 523-528.
- [2] SHIDA T., HIROKAWA M., SATO S. CO₂ laser welding of aluminum alloys (No. 1)-welding of aluminum alloys using CO₂ laser beam in combination with MIG arc[J]. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 1997, 15: 18-23.
- [3] SÁNCHEZ-AMAYA J M, BOUKHA Z, AMAYA-VÁZQUEZ M R, GONZÁLEZ-ROVIRA L, BOTANA F J. Analysis of the laser weldability under conduction regime of 2024, 5083, 6082 and 7075 aluminium alloys[C]// Materials Science Forum. Switzerland: Trans Tech Publications, 2012, 713: 7-12.
- [4] ASCARI A, FORTUNATO A, ORAZI L, CAMPANA G. The influence of process parameters on porosity formation in hybrid LASER-GMA welding of AA6082 aluminum alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2012, 44(5): 1485-1490.
- [5] SCHNEIDER A, AVILOV V, GUMENYUK A, RETHMEIER M. Laser beam welding of aluminum alloys under the influence of an electromagnetic field[J]. Physics Procedia, 2013, 41: 4-11.
- [6] BOUKHA Z, SÁNCHEZ-AMAYA J M, AMAYA-VÁZQUEZ M R, GONZÁLEZ-ROVIRA L, BOTANA F J. Laser welding of aeronautical and automobile aluminum alloys[C]// The 4th Manufacturing Engineering Society International Conference (Mesic 2011). America: AIP Publishing, 2012, 1431(1): 974-981.
- [7] BERGMANN J P, BIELENIN M, FEUSTEL T. Aluminum welding by combining a diode laser with a pulsed Nd: YAG laser[J]. Welding in the World, 2015, 59(2): 307-315.
- [8] ENGLER O, SCHÄFER C, MYHR O R. Effect of natural ageing and pre-straining on strength and anisotropy in aluminium alloy AA 6016[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 639: 65-74.
- [9] BENNETT T, SIDOR J, PETROV R H, KESTENS L. The effect of intermediate annealing on texture banding in aluminum alloy 6016[J]. Advanced Engineering Materials, 2010, 12(10): 1018-1023.
- [10] FENG J N, CHEN J H, LIU C H, LIAO Y F, LI X L. Effects of pre-aging treatments on the microstructures and properties before and after paint bake cycle for a 6016 aluminum alloy[J]. J Chin Electron Microsc Soc, 2012, 31(6): 461.
- [11] SIMOES V, LAURENT H, OLIVEIRA M, MENEZES L. Influence of temperature, strain-rate and aging on the mechanical behaviour of an Al-Mg-Si alloy[C]//S09a Procédés de Mise en Forme, Lyon: AFM, 2015: 39-45.
- [12] PEROVIC A, PEROVIC D D, WEATHERLY G C, LLOYD D J. Precipitation in aluminum alloys AA6111 and AA6016[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(7): 703-708.
- [13] 张巧霞, 郭明星, 胡晓倩, 曹零勇, 庄林忠, 张济山. 汽车板用 Al-0.6Mg-0.9Si-0.2Cu 合金时效析出动力学研究[J]. 金属学报, 2013, 49(12): 1604-1610.
- [14] ZHANG Qiao-xia, GUO Ming-xing, HU Xiao-qian, CAO Ling-yong, ZHUANG Lin-zhong, ZHANG Ji-shan. Study on kinetics of precipitation in Al-0.6Mg-0.9Si-0.2Cu alloy for automotive application[J]. Acta Metall Sin, 2013, 49(12): 1604-1610.
- [15] HIRTH S M, MARSHALL G J, COURT S A, LLOYD D J. Effects of Si on the aging behaviour and formability of aluminium alloys based on AA6016[J]. Materials Science and Engineering, 2001, 319: 452-456.
- [16] MOONS T, RATCHEV P, de SMET P, VERLINDEN B, van HOUTTE P. A comparative study of two Al-Mg-Si alloys for automotive applications[J]. Scripta Materialia, 1996, 35(8): 939-945.
- [17] 常丽艳, 宋西平, 李宏良, 吴圣川. 7075 铝合金激光-MIG 复合焊接接头组织及性能的分析[J]. 热加工工艺, 2014, 43(9): 25-28.

- CHANG Li-yan, SONG Xi-ping, LI Hong-liang, WU Sheng-chuan. Microstructure and mechanical properties of laser-MIG hybrid welded joint of 7056-T6 aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2014, 43(9): 25–28.
- [17] MCKENZIE P W J, LAPOVOK R. ECAP with back pressure for optimum strength and ductility in aluminium alloy 6016. Part 1: Microstructure[J]. Acta Materialia, 2010, 58(9): 3198–3211.
- [18] MATSUDA K, TEGURI D, UETANI Y, SATO T, IKENO S. Cu-segregation at the Q'/α -Al interface in Al-Mg-Si-Cu alloy[J]. Scripta Materialia, 2002, 47(12): 833–837.
- [19] LUO A, LLOYD D, GUPTA A, YOUDELIS W. Precipitation and dissolution kinetics in Al-Li-Cu-Mg alloy 8090[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1993, 41(3): 769–776.
- [20] 易杰, 蒋斌. 6061 铝合金时效工艺和动力学模型研究[J]. 轻合金加工技术, 2014, 42(7): 30–36.
- YI Jie, JIANG Bin. Study on the aging process and dynamics model fitting of 6061 aluminum alloy[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2014, 42(7): 30–36.
- [21] GABER A, GAFFAR M A, MOSTAFA M S, ZEID E F A. Precipitation kinetics of Al-1.12Mg2Si-0.35Si and Al-1.07Mg2Si-0.33Cu alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 429(1): 167–175.

Effects of aging on mechanical properties of laser welded 6016 aluminum alloy joint

GUO Chao¹, ZUO Dun-gui^{2,3}, HUANG Jian¹, SU Yong-chao^{2,3}, YAN Qi^{2,3}, NIE Pu-lin¹, LI Fang¹

(1. Shanghai Key Laboratory of Materials Laser Processing and Modification, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

2. Research Institute, Baoshan Iron & Steel Co., Ltd., Shanghai 201900, China;

3. State Key Laboratory of Development and Application Technology of Automotive Steels, Shanghai 201900, China)

Abstract: The mechanical properties of laser welded 6016 aluminum alloy joint were investigated firstly, and then the influence of aging process on the mechanical properties was analyzed. The results show that the mechanical properties of welded structure without post-weld heat treatment are lower than that of base metal. After an aging treatment of (180 °C+ 10 h), the hardness at the center of welded joint can increase from 58 HV to 82 HV as well as the tensile strength from 180 MPa to 274 MPa. The dynamics analysis shows that the age-hardening process of the joint agrees the Johnson-Mehl-Avrami (JMA) law. The increase rates of volume fraction of strengthening phase and hardness of the joint increase with increasing of the aging temperature. The duration time of aging for obtaining maximum hardness decreases with increasing of the aging temperature. It is firmly believed that this work offers a positive reference for optimizing the aging process of welded 6016 aluminum alloy joint and improving its resultant mechanical properties.

Key words: 6016 aluminum alloy; laser welding; mechanical property; aging process; dynamics

Received date: 2015-08-11; Accepted date: 2016-02-26

Corresponding author: NIE Pu-lin; Tel: +86-21-54748940-8022; E-mail: nplhxy@sjtu.edu.cn

(编辑 王超)