

置氢 TC4 钛合金激光焊接接头纵向焊缝超塑变形性能研究

程东海, 范朝, 陈益平, 胡德安

(南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

摘要: 采用置氢处理的方法调节 TC4 钛合金激光焊接接头组织状态, 以期提高接头超塑变形均匀性, 而置氢 TC4 钛合金激光焊纵向焊缝接头超塑性变形行为的研究是改善结构均匀性的基础。因此针对置氢量对 TC4 激光焊接接头峰值流变应力、焊板延伸率、组织均匀性的影响展开了研究。结果表明: 激光焊板超塑性变形峰值流变应力随含氢量的增大而增大, 随变形温度的升高而降低, 随变形速率的增大而增大; 试样延伸率随含氢量的增大而减小, 随变形温度的升高而增大, 随变形速率的增大而减小。在含氢量 0.291%, 变形温度 920 °C, 变形速率 10^{-4} s^{-1} 时, 峰值流变应力最小达到 20.7 MPa, 焊板延伸率达到最大 312%。

关键词: 置氢; 激光焊接; 超塑性; 均匀性

中图分类号: TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)02-0515-05

焊接/超塑成形技术是将焊接与超塑成形相结合的一种加工方法。钛合金的焊接/超塑成形技术既可克服钛合金机加工性能差的缺点, 又可以制作多层空心的轻量化复杂结构, 在航空、航天结构件制造方面具有独特的技术优势和前景。其中钛合金扩散连接/超塑成形技术已得到广泛应用。而激光焊/超塑成形技术, 能够省去构件由于扩散连接而在高温下的停留时间从而保证材料的显微组织稳定性和力学性能, 具有较好的应用前景。

目前, 关于 TC4 钛合金激光焊接接头超塑成形组织与性能研究已有一些报道^[1-3], 然而这些研究均只停留在接头的变形能力上, 而且研究都表明钛合金激光焊板在超塑性变形后均存在明显的变形不均匀现象。这主要是由于激光焊接接头具有特殊的组织不均匀性, 各区域(焊缝、热影响区、母材)在显微组织和力学性能上存在很大差异, 这使得焊接接头在超塑性变形过程中截面变形不均匀, 将影响构件成形后的力学性能、可靠性以及使用寿命。

置氢可以调节接头的组织状态, 改善接头变形均匀性。当钛合金焊板中置氢量较低^[4,5]时, 氢作为一种 β 稳定元素可以降低 $\alpha+\beta/\beta$ 转变温度, 提高 β 相数量, 促进超塑性变形的进行, 提高超塑性变形能力; 当钛合金焊板中置氢量较高时, 氢元素可以调节接头的显微组织, 使焊缝与母材超塑性变形协调性一致, 从而提高 TC4 激光焊接接头超塑性变形均匀性。到目前,

关于置氢钛合金激光焊接接头超塑性变形力学性能及组织转变的研究还未见报道。

本实验提出采用置氢处理的方法对钛合金激光焊接接头的超塑性变形行为展开研究。针对接头的力学及变形过程展开系统研究, 为钛合金激光焊/超塑成形技术在航空航天领域的实际应用奠定理论和数据依据。

1 实验

试验所用材料为厚 0.8 mm TC4 钛合金薄板, 焊接接头形式为对接接头。焊接试验使用功率范围为 100~4000 W 的 CO₂ 轴流激光器, 模式为 TEM01 模, 激光束采用透镜聚焦, 焦距为 190.5 mm, 聚焦后的光斑直径 $\leq 0.2 \text{ mm}$ 。试验工艺参数: 离焦量 $\Delta f = -0.5 \text{ mm}$, 激光功率 $P = 900 \text{ W}$; 焊接速度 $V = 3.0 \text{ m/min}$ 。

置氢试验采用管式置氢炉 700 °C 置氢, 保温 2 h 空冷至室温。采用高精度物理天平通过称重法测定氢含量分别为 1.299%, 1.073%, 0.869%, 0.291% (质量分数)。

超塑性变形试验在 CMT4104 型拉伸试验机上进行。拉伸前在试样表面涂 Ti-5 玻璃防护涂料, 该涂料在 800~1000 °C 下都有很好的保护效果, 且高温流动性较好。试验选择工艺范围为: 初始应变速率: 10^{-3} , 10^{-4} s^{-1} , 变形温度: 900, 920 °C。随炉冷却, 拉伸试样尺寸如图 1 所示。

收稿日期: 2016-02-01

基金项目: 国家自然科学基金(51465042); 航空科学基金(2013ZE56)

作者简介: 程东海, 男, 1984 年生, 博士, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-83863023, E-mail: 1467655278@qq.com

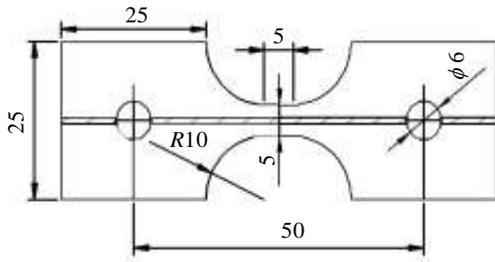


图 1 高温拉伸试样尺寸示意图

Fig.1 Dimension of hot tensile specimens (mm)

2 结果及讨论

2.1 置氢对接头超塑变形力学性能分析

图2所示为置氢焊接试样超塑性变形前后的宏观照片。由图可以看出，焊接试样呈现出超塑性变形能力。

图3是在初始应变速率为 $10^{-3} s^{-1}$ 、变形温度为 $900\text{ }^{\circ}C$ 的4种不同置氢量的纵向焊缝的应力-应变曲线。由图3可以看出试样应力-应变曲线为先上升、再平稳过渡，之后再下降的趋势。随着置氢量的升高，材料应力应变曲线上移，即在相同的变形温度和应变速率下，置氢量越高，流动应力越大，尤其是峰值流动应力明显增大。氢在高温时具有强扩散性，受拉应力时容易在应力集中处聚集，造成晶界等缺陷处氢的浓度过高，位错被钉扎，随着氢含量的增加，氢引起的固溶强化作用将变得非常强烈；而且，氢含量超过饱和固溶度后，片状氢化物 δ 的形成会强化合金，进一步增加材料的流动应力。

图4为置氢量对接头超塑变形峰值流动应力的影响。置氢后接头变形峰值流动应力大于 20 MPa ，置氢

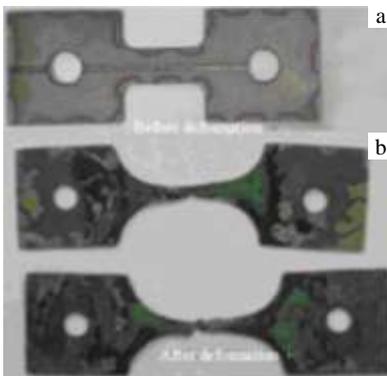


图 2 置氢试样超塑性变形前后照片

Fig.2 Photos of specimens before (a) and after (b) superplastic deformation

处理整体提高了接头变形的峰值应力，降低了焊接试样的超塑性变形能力。这是由于氢的固溶强化所致，随着氢含量的增加，氢引起的固溶强化作用将变得非常强烈，当氢含量增加到一定程度后，其强化作用将占据主导；而且，氢含量超过饱和固溶度后，片状氢化物 δ 的形成会强化合金，进一步增加材料的流动应力。同时，氢固溶于TC4钛合金中形成氢脆，使钛合金的强度升高，硬度增大。在变形温度以及初始应变速率一定时，焊板峰值流变应力随含氢量的增大而增大。初始应变速率恒定在 $10^{-3} s^{-1}$ ，变形温度在 $900\text{ }^{\circ}C$ ，含氢量从 0.291% 增大到 1.299% 时，峰值流变应力从 32.9 MPa 增大到 75.5 MPa 。置氢处理降低了钛合金激光焊超塑变形性能，但是氢元素可以调节焊缝与母材的组织状态，改善焊接接头超塑变形后的组织均匀性。

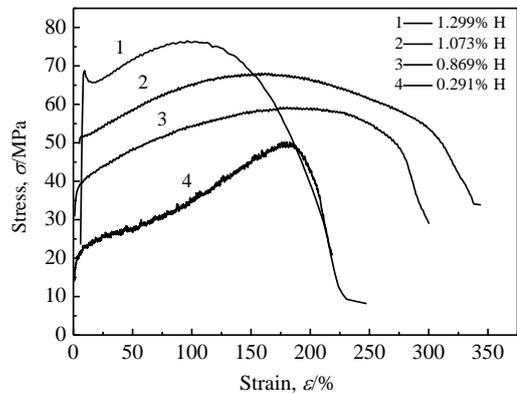


图 3 $900\text{ }^{\circ}C$ ， $10^{-3} s^{-1}$ 不同置氢量焊板超塑变形后应力-应变曲线
Fig.3 Stress-strain curves of welded plate after superplastic deformation with different set amounts of hydrogen at $900\text{ }^{\circ}C$ ， $10^{-3} s^{-1}$

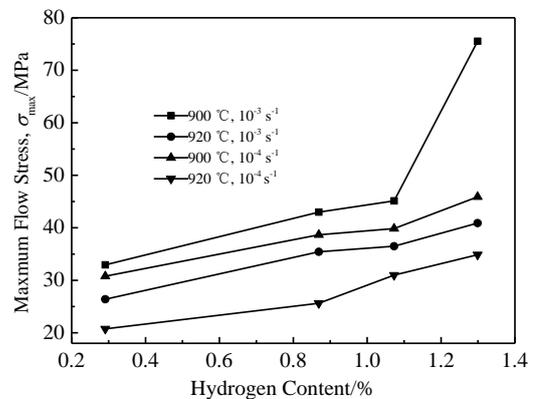


图 4 置氢量对峰值流变应力的影响

Fig.4 Relationship between peak flow stress and hydrogen content

置氢 TC4 超塑性拉伸实验中, 变形温度以及初始应变速率是影响试样峰值流变应力的重要因素。由图可知, 在同一含氢量以及同一初始应变速率下, 试样峰值流变应力随着变形温度的升高而减小, 这是因为随变形温度的升高, 热激活作用增强, 可降低临界切变应力并提高原子的自由能, 促进晶界滑移及提高扩散蠕变能力。此外动态回复及再结晶引起的软化程度也随温度的升高而增大, 从而导致合金的应力水平下降。在含氢量为 0.291%, 应变速率 10^{-4} s^{-1} , 变形温度从 900 °C 升高到 920 °C 时, 峰值流变应力从 30.7 MPa 下降至 20.7 MPa。在同一含氢量以及同一变形温度下, 峰值流变应力随初始应变速率的增大而增大, 这是由材料的应变速率敏感性决定的。当应变速率较高时, 位错密度增加较快, 晶粒内出现位错线, 引起位错塞积, 扩散蠕变和位错滑移不能有效地对其晶界滑动起协调作用; 合金的晶粒尺寸并非完全一致, 其形状也不绝对等轴, 所以晶粒在滑动和转动过程中必然在一些地方受阻, 从而引起应力集中。因此材料内部变形的协调来不及进行, 应变硬化不能充分消除, 从而导致流变应力增大。当变形温度为 900 °C, 含氢量为 1.299%, 初始应变速率从 10^{-4} s^{-1} 增大到 10^{-3} s^{-1} 时, 峰值流变应力从 45.9 MPa 增大到 75.5 MPa。

图 5 是高温拉伸参数对置氢激光焊板延伸率的影响。由图可知, 置氢激光焊板在置氢量 0.291%、初始应变速率 10^{-4} s^{-1} 、变形温度 920 °C 时, 焊板延伸率达到最大值 312%。置氢量、变形温度以及初始应变速率是影响焊缝变形能力的主要因素, 它们通过影响试样内部晶粒的长大程度以及再结晶程度对最终延伸率产生影响。随含氢量的增大, 焊板的延伸率呈下降趋势, 氢固溶于钛合金激光焊板中形成脆性相, 使钛合金激光焊板强度升高, 硬度增大, 使钛合金激光焊板

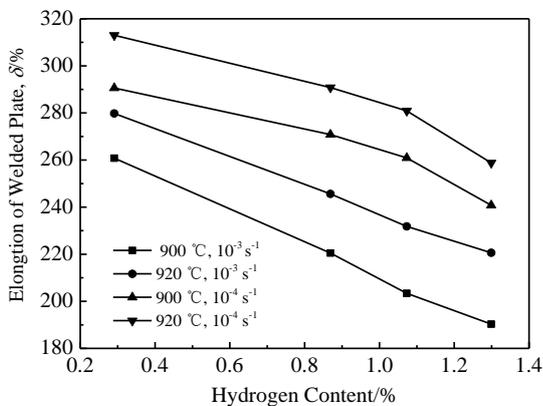


图 5 置氢量对焊板延伸率的影响

Fig.5 Relationship between elongation and hydrogen content

易于脆断, 降低焊板延伸率。置氢降低了焊板超塑性变形的变形量, 但是实际应用中只需要 30% 的超塑成形变形量。随着初始应变速率的降低, 焊缝延伸率增加。焊缝显微组织为细小的针状马氏体 α' 相, 超塑性变形过程中将发生 $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$ 的转变, 同时针状组织转变成片层状再又向等轴组织转变。初始应变速率越低, 焊缝具有越充足的时间进行组织转变, 同时再结晶也进行得越彻底, 焊缝延伸率也就更大; 随着变形温度的升高, 延伸率总体是上升的趋势, 处于较高温度时, 激光焊缝会被软化, 温度越高软化程度越大。随温度的升高, 热激活作用增强, 可降低临界切变应力并提高原子的自由能, 促进晶界滑移及扩散蠕变能力的提高, 此外动态回复及动态再结晶引起的软化程度也随温度的升高而增大, 从而导致试样的变形能力总体上具有增强的趋势。

2.2 组织分析

图 6 为激光焊接接头横截面金相组织, 可以看出从焊缝经热影响区过渡, 直至母材, 其显微组织存在很大的差异, 其中焊缝组织为网篮状的针状马氏体组织, 母材为等轴组织, 热影响区是粗大的等轴组织夹着部分细小针状马氏体。这种组织差异是导致接头变形不均匀的主要因素。

置氢钛合金激光焊接接头超塑性变形是以牺牲母材力学性能从而使焊缝与母材组织达到组织均匀为目的, 因此, 研究焊缝与母材超塑变形显微组织变化是揭示置氢钛合金激光焊接接头超塑变形机制的必要手段。

图 7 是置氢钛合金激光焊接接头在应变速率 10^{-3} s^{-1} 、900 °C 超塑变形后的组织。图 7a 为未置氢 TC4 钛合金激光焊接接头超塑性变形组织, 未置氢焊接接头拉伸后母材组织是等轴的 $\alpha + \beta$ 晶粒, 熔合区是板条状马氏体, 焊缝处是针状马氏体组织, 变形后焊缝与母材组织呈现极其不均匀现象。图 7b、7c、7d、7e 是置氢量分别为 0.291%, 0.869%, 1.073%, 1.299% TC4 焊接接头超塑变形后的组织, 随着置氢量的增大, 焊缝与母材组织差异逐渐减小, 当置氢量达到 1.299% 时, 焊缝与母材组织全部是均匀针状马氏体组织。由图 7 可



图 6 激光焊接接头横截面金相组织

Fig.6 Microstructure of cross section of laser welded joint

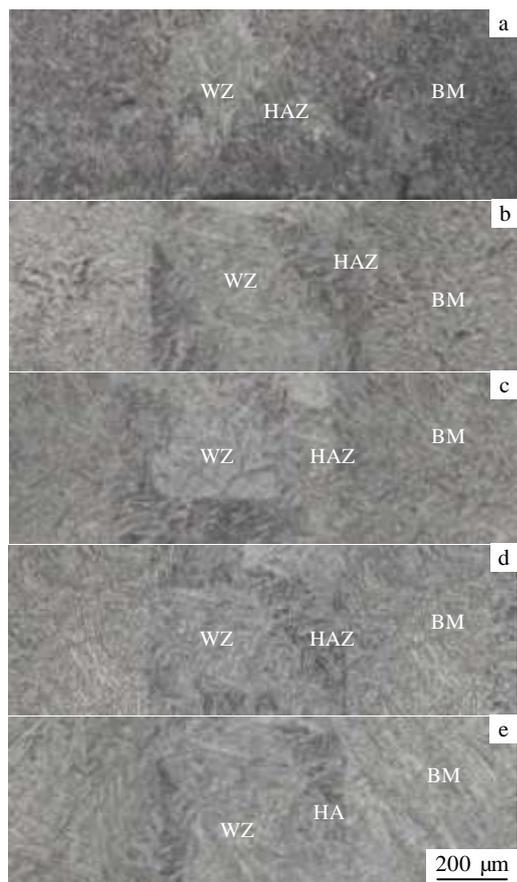


图7 900 °C, 10^{-3} s^{-1} 置氢钛合金激光焊接头超塑变形后横截面显微组织

Fig.7 Microstructure of weld joints with hydrogen after superplastic deformation at 900 °C, 10^{-3} s^{-1} : (a) 0.00%H, (b) 0.291%H, (c) 0.869%H, (d) 1.073%H, and (e) 1.299%H

知, 置氢对母材组织转变影响大于焊缝组织转变。原因在于在焊板置氢量一定条件下, 母材置氢量大于焊缝置氢量。焊缝由于自身加工硬化, 原子间的能量高, 氢元素在焊缝原子间不易扩散; 焊缝是针状马氏体组织, 在高温下与氢的接触面小, 吸收的氢元素较少。钛合金焊板置入过量的氢时, 可以在母材中形成间隙固溶体, 阻碍超塑性变形; 另一方面, 由于氢在高温时的强扩散性, 受拉应力时容易在应力集中处聚集, 造成晶界等缺陷处氢的浓度过高, 位错被钉扎, 造成母材超塑

性降低, 使母材中的等轴组织转化为片状甚至针状组织。因此, 置入适量的氢使焊缝与母材达到组织均匀性。TC4 激光焊接接头置氢超塑性变形是以牺牲母材力学性能从而使焊缝与母材超塑性变形后组织均匀, 降低了焊板超塑性变形性能, 但是实际应用中只需要 30% 的超塑成形变形量。

3 结 论

1) 置氢处理可以改善 TC4 钛合金激光焊接接头超塑性变形组织状态, 提高焊接接头超塑变形组织均匀性。

2) 置氢 TC4 激光焊板具有一定的超塑性变形能力, 在置氢量 0.291%~1.299%, 试样峰值流变应力低于 80 MPa, 最低可达 20 MPa。在含氢量 0.291%, 变形温度 920 °C, 应变速率 10^{-4} s^{-1} 时, 焊板延伸率达到 312%。

3) 在相同变形温度以及变形速率下, 随着置氢量的升高, 材料应力应变曲线上移; 激光焊板峰值流变应力随含氢量的增大而增大, 随温度的升高而减小, 随应变速率的增大而增大; 试样的延伸率随含氢量的增大而减小, 随温度的升高而增大, 随应变速率的增大而减小。

参考文献 References

- [1] Cheng Donghai(程东海), Huang Jihua(黄继华), Yang Jing(杨静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(2): 277
- [2] Cheng Donghai(程东海), Chen Yiping(陈益平), Hu De'an(胡德安) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2011, 32(9): 81
- [3] Cheng Donghai(程东海), Huang Jihua(黄继华), Chen Yiping(陈益平) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2012, 33(7): 89
- [4] Guo Rong(郭隆), Bai Binzhe(白秉哲), Hou Hongliang(侯红亮) *et al. Chinese Journal of Real Metals*(稀有金属)[J], 2009, 33(4): 467
- [5] Hou Hongliang(侯红亮), Huang Chongguo(黄重国), Wang Yaoqi(王耀奇) *et al. Journal of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2008, 30 (11): 1270

Superplasticity of Ti-6Al-4V Laser Butt Weld Joint on Longitudinal Welding Line Processed with Hydrogenation

Cheng Donghai, Fan Zhao, Chen Yiping, Hu Dean
(Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: Hydrogenation can adjust the microstructure state of Ti-6Al-4V laser weld joint, and improve the superplastic deformation uniformity. The study on superplastic deformation behavior of hydrogenated Ti-6Al-4V laser weld joint is the basis of the improvement of the superplastic deformation uniformity. Therefore, the present paper investigated the effect of the set hydrogen amount on the peak flow stress, welded plate elongation and microstructure uniformity. The results reveal that the peak flow stress increases with the rising hydrogen content, decreases with the higher deformation temperature, and increases with the increasing of strain rate. The elongation declines when the hydrogen content increases, improves when the deformation temperature rises, and decreases when the strain rate increases. The minimum peak flow stress is 20.7 MPa, and the maximum elongation reaches 312% when the hydrogen content is 0.291%, the deformation temperature 920 °C and the strain rate 10^{-4} s^{-1} .

Key words: hydrogenation; laser welding; superplasticity; uniformity

Corresponding author: Cheng Donghai, Ph. D, Lecturer, School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83863023, E-mail: 1467655278@qq.com