# 激光淬火后 40Cr 与 Cr12MoV 固态焊接的工艺研究

王冰莹,张俊,王文慧

(洛阳理工学院,河南 洛阳 471023)

摘要:利用对 40Cr 钢与 Cr12MoV 钢分别进行表面激光淬火预处理后进行固态焊接试验,探讨了焊接工艺参数(焊接温度、焊接时间、应变速率、保温过程等因素)对焊接质量的影响。焊接温度过低,拉伸强度不高,但焊接温度太高材料抗氧化性下降,同时对提高生产率、节能降耗产生不利影响。焊接时间过长,晶粒长大,接头强度降低。表面激光淬火使表层组织显著细化,超塑性机制得到充分发挥。试验结果表明:预压应力为 56.6 MPa,加热温度为 800 °C,焊接时间为 5 min,保温时间为 10 min 可达到高质量的固相焊接。

关键词:激光淬火;固相焊接;工艺参数

中图分类号: TG457.11 文献标识码: A

文章编号: 1674-6457(2012)01-0026-04

### Solid-state Welding Technology Research for 40Cr and Cr12MoV after Laser Quenching

WANG Bing-ying, ZHANG Jun, WANG Wen-hui

(Luoyang Institute of Science and Technology, Luoyang 471023, China)

Abstract: By use of solid-state welding experiments for 40Cr steel and Cr12MoV after surface laser quenching pretreatment respectively, the influence of welding process parameters such as temperature, welding time, strain rate, heat preservation process on the quality of welding was discussed. When the welding temperature was low, the tensile strength was low. But the welding temperature was too high, the oxidation stability was low, and meanwhile productivity would decline and it went against energy saving. When the welding time was too long the grain grew larger, the joint intensity decreased. Surface microstructure was refined significantly by surface laser quenching, and the superplasticity mechanism displayed fully. The experimental results showed that when preloading stress was 56.6 MPa, heating temperature was 800 °C, welding time was 5 min, holding time was 10 min, high quality solid-state welding could be obtained.

Key words: laser quenching; solid state welding; processing parameter

40Cr 是中碳合金结构钢<sup>[1]</sup>,在工业上使用广泛。Cr12MoV 工具钢中由于碳及合金元素含量高,凝固时会出现严重的成分偏析,而且热裂纹倾向也较大。一般的常规淬火加热温度高,保温时间长,这会使得到的片状马氏体组织较多,且尺寸较大,易形成淬火纤维裂纹,从而进一步影响回火后材料的机械力学性能和使用寿命。激光淬火能够克服上述缺

点,钢经过表面激光淬火后,表层形成超细化的非平衡组织,有利于固态焊接所需的塑性变形与扩散。这样可以使待焊面激光处理后的钢,在一定的预压力下加热到一定温度经过短时间的保温就能实现接头达到母材强度的固态焊接,是一种理想的淬火方法<sup>[2]</sup>。基于此,文中对 40Cr,Cr12MoV 进行了表面激光淬火处理后固态焊接的工艺性能研究。

收稿日期: 2011-08-01

## 1 试验材料及方法

试验材料为 40Cr 结构钢和 Cr12MoV 工具钢,试验首先用 5 kW CWCO<sub>2</sub> 激光器分别对 40Cr 和 Cr12MoV 试样待焊端面实施表面激光淬火。 40Cr 激光淬火工艺参数<sup>[3]</sup> 为:光斑直径 d=4 mm,激光功率 P=1 500 W,扫描速度 v=20 mm/s,扫描方式采用激光束有重叠的往返扫过整个试样表面,重叠尺寸为 1 mm;Cr12MoV 激光表面预处理工艺参数为:光斑直径 d=4 mm,激光功率 P=1 100 W,扫描速度 v=20 mm/s,扫描方式同 40Cr。然后在WJ-10A 万能试验机上进行固相焊接试验,压头速度在  $0.05\sim3.5$  mm/min 内连续可调,加热用 3 kW 电炉,控温精度为2 °C。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 焊后接头表面形貌

焊后的接头表面形貌(4×)及变形示意如图 1 所示。

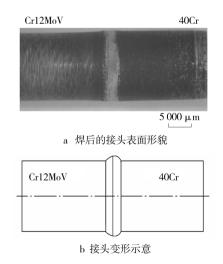


图 1 焊后的表面形貌及变形示意

Fig. 1 The surface morphology and deformation diagram

## 2.2 工艺参数对焊接质量的影响

#### 2.2.1 焊接温度的影响

预压应力为 56.6 MPa,焊接时间为 5 min,保温时间为 10 min 不变的前提条件下绘制成的温度

对接头强度和试样变形的影响如图 2 所示。

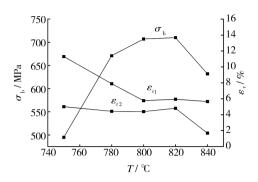


图 2 焊接温度的影响 Fig. 2 Effect of welding temperature

2种钢在800 ℃以下焊接时,拉伸强度不高,且试样的拉伸断口均在界面处,这是由于在较低的温度下原子的扩散能力不强,塑性变形能力差<sup>[4]</sup>。实现固态焊接必须使界面两侧材料经塑性流变而紧密接触并发生原子互扩散,因此在较低的温度下焊接接头的抗拉强度较低。

在800~820 ℃焊接后拉伸试样断裂绝大多数 发生在40Cr 母材上,说明接头焊合非常好,接头强 度达到40Cr 母材的强度,焊接变形相对较小。这主 要是因为当温度升高,原子扩散能力增强,在短时间 内焊接接头会以冶金结合。另外超细化的淬火组织 分布在界面两侧,这些组织既有很好的塑性变形和 蠕变能力,又能发生相变,继而很容易诱发塑性变 形,从而使界面两侧材料能够在短时间内紧密接 触<sup>[5]</sup>。如果温度继续升高,理论上原子扩散会更好, 但晶粒长大过程中会使超塑性流变受到抑制,同时 试样的变形量增大,接头强度降低。在800 ℃时焊 接已足以让接头达到母材强度,且焊后试样的变形 量较小,故不宜采取更高的焊接温度。

#### 2.2.2 焊接时间的影响

温度为 800  $^{\circ}$ ,预压应力 56.6 MPa,保温时间为 10 min 不变的条件下绘制的焊接时间对焊接效果质量的影响如图 3 所示。可以看出,经短时间焊接即可形成达到母材 40Cr 强度的接头,焊接时间(t)继续延长对接头强度  $\sigma_b$  影响很小,但试样的变形随着焊接时间(t)的延长而增大[ $^{\circ}$ ]。在材料还没发生塑性流变和原子扩散时(即 t=0),接头强度已达 40Cr 母材强度的 70%~75%。随着 t 的增加, $\sigma_b$  进一步增大,当 t=3.5 min 时, $\sigma_b$  已达 40Cr 母材强

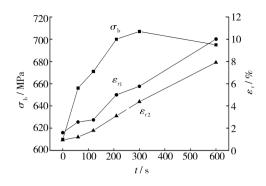


图 3 焊接时间的影响

Fig. 3 Effect of welding time

度。t 是材料塑性流变和原子扩散的持续时间,一定的 t 可以保证形成良好接头所需的应变量和原子扩散,但 t 过长,因高温持续时间较长,晶粒长大,故接头强度降低。t=0 时接头已经具有较高的强度,这说明在试样的升温保温阶段就发生了形成冶金结合所必须的一系列物理化学变化,因此升温保温阶段对焊接接头形成起着十分关键的作用。

升温保温过程对接头形成的影响分析如下:在升温前施加的预压应力作用下,两试样接触面积的凸凹不平使同时接触点的数量可能很多,但总的实际接触面积( $\sum F_{\Phi}$ )要比名义接触面积 $F_{H}$ 小得多。通常只有 $F_{H}$ 的0.0001%~1%[7],这使得接触点的实际应力( $\sigma_{A}$ )远大于预压应力 $\sigma_{o}$ ,甚至在个别点或微区满足 $\sigma_{A}$ > $\sigma_{s}$ ,这样就会发生塑性变形。随着升温保温过程的进行,试样受热膨胀,但由于压头的约束应力,试样不能沿轴向伸长,这就相当于对试样实施等温压缩变形[8]。温度升高使材料的 $\sigma_{s}$ 降低,致使满足 $\sigma_{A}$ > $\sigma_{s}$ 的点或微区增多, $F_{\Phi}$ 增大,使 $\sigma_{A}$ 降低。当 $\sigma_{A}$ < $\sigma_{s}$ 时,虽不再进行常规塑性变形,但在一定条件下仍可发生蠕变和超塑性流变[9]。综上所述,该试验选用的焊接时间为 $\sigma_{B}$ 

#### 2.2.3 初始应变速率影响

温度为 800  $^{\circ}$ 、预压应力为 56.6 MPa,焊接时间为 5 min 固定的工艺参数下绘制成的焊接效果与初始应变速率  $\dot{\epsilon}_{0}$  的关系如图 4 所示。可以看出,在  $\dot{\epsilon}_{0}$  在(2.5~5.8)×10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>的应变速率范围内, $\dot{\epsilon}_{0}$  的变化对拉伸强度的影响不大,拉伸断口均在母材上,接头拉伸强度大于或等于母材强度。通常材料的超塑性变形都有一定的应变速率范围,应变速率过高或过低都不好,这样会导致超塑性机制受到抑

制[10]。应变速率若向高速区扩展,晶粒细化是一个很有效的方法。试验表明:通过高频激光后,钢表层组织显著细化,因此在焊接过程中接头处组织在较高的速率范围内会发生超塑性流变。

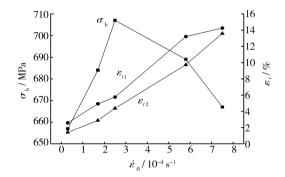


图 4 初始应变速率的影响 Fig. 4 Effect of initial strain rate

#### 2.2.4 保温过程影响

不同温度和压力条件下制成的 40Cr/Cr12MoV 焊接时升温、保温过程中的  $\sigma t$  曲线如图 5 所示。可以看出,所有  $\sigma t$  曲线形状都同曲线 6 类似,可分为 4 个阶段:上升阶段(ab)、水平阶段(bc)、快速下降阶段(cd)和缓慢下降阶段(de)。

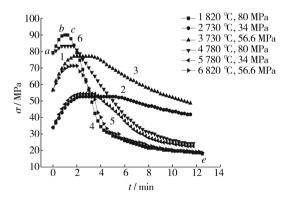


图 5 *o-t* 曲线 Fig. 5 *o-t* curve

40Cr/Cr12MoV 异种钢焊接时, $\sigma t$  曲线在不同工艺条件下 4 个阶段的相对大小及变化不同。随着焊接温度的升高,cd 段相对大小逐渐变小,下降趋势逐渐明显,可以使应变速率向高速区扩展。当焊接温度低于 Cr12MoV 的  $A_{cl}$  (830 ℃)时,其下降趋势大体可分为 3 种情况:从铁碳相图(如图 6 所示)上看,40Cr 属于亚共析钢,缓冷到室温后的组织为F+P。当焊接温度低于 40Cr 的  $A_{cl}$  (743 ℃)时,试

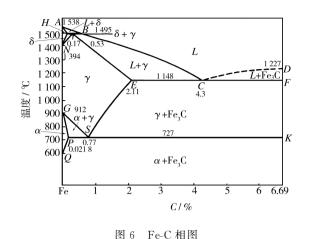


Fig. 6 Fe-C phase diagram

样不发生相变,此时约束应力的下降主要是由屈服 极限的下降引起的,下降趋势较缓(曲线2和3)。 在此温度范围内,虽然经过一段时间焊接,其焊接接 头强度仍然较低。焊接温度低于 A d 时,材料未发 生奥氏体转变,屈服极限下降少,实际应力 $\sigma_{\alpha} > \sigma_{\alpha}$ 的点或微区很少,所以在此温度保温过程中发生塑 性变形的点或微区不多,这也导致了此温度保温过 程对最后接头强度贡献较少。当焊接温度在 40Cr 的  $A_{cl}$ 与  $A_{cl}$ (782 °C)之间时,依次发生 P→γ 和  $\alpha$ → γ相变,塑性变形较大,从而使约束压力的下降趋势 增大(曲线 4 和 5),增大幅度与预压力的大小及相 变转变量有关。在此温度下,由于40Cr侧发生奥氏 体转变,导致材料屈服极限下降很多,焊接接触面很 多点或微区实际应力  $\sigma_A > \sigma_s$ ,在此温度下保温对材 料最后连接强度贡献较大,经过短时间焊接,接头强 度就达到母材强度。当焊接温度高于 40Cr 的 A. 时,试样完全奥氏体化,屈服极限降低更多,从而导 致约束压力曲线下降趋势更明显(曲线1和6)。由 以上分析也看出,洗取800℃是比较合理的,保温时 间为 10 min。

## 3 结语

- 1) 40Cr 与 Cr12MoV 2 种钢在 800 ℃焊接时接头焊合非常好,接头强度达到 40Cr 母材强度,且焊接变形相对较小,因此试验选用的最佳温度为800 ℃。
  - 2) 一定的焊接时间可以保证形成良好接头所

需的应变量和原子扩散,但时间过长。因高温持续时间较长,晶粒长大,故接头强度降低。试验选用的最佳时间为 5 min。

3) 试验中焊接前表面激光淬火处理使 40Cr 与 Cr12MoV 2 种钢表层组织显著细化,可以充分利用 材料的超塑性,使应变速率向高速区扩展。

### 参考文献:

- [1] 张柯柯,涂益民.特种先进连接方法[M].哈尔滨:哈尔滨工业大学出版社,2007:2-174.
- [2] 杨蕴林. 钢激光淬火后固态焊接过程中的原子扩散 [J]. 材料科学与工艺,2005,13(2):59-61.
- [3] 马奎,杨蕴林,王长生,等.激光淬火工艺参数对 T10A 钢淬硬层深的影响[J].洛阳工学院学报,2001,22(4): 11-13.
- [4] SHERBY O D, NIEH T G, WADSWORTH J. Overview on Superplasticity Research on Small-grained Materials[J]. Materials science Forum Vols, 1994, 170—172, 13—16.
- [5] 曾立英. 连续纤维增强钛基复合材料的超塑性变形 [J]. 稀有金属快报,2002(3):9-11.
- [6] 吴诗惇. 金属超塑性变形理论[M]. 北京:国防工业出版社,1997.
- [7] 丁桦,张凯锋. 材料超塑性研究的现状与展望[J]. 中国有色金属学报,2004,14(7):1059-1064.
- [8] FROMMEYER G, SPEIS H J. Structural Superplasticity of a Fined-grained and Rapidly Solidified Ultrahigh Carbon-tool Steel X245VCr105 [J]. Steel Research, 1991,62(6):261-265.
- [9] BAUDELET B. Industry Aspect of Superplasticity [J]. Mater Sci Eng, 1991, A137:41-55.
- [10] 林岩生. 超塑性钢即将进入实用领域[J]. 锻压技术, 1991,16(2):64.