

焊接 CGHAZ 相变超塑性 及对疲劳寿命的影响*

杨永兴 康志新 周丽霞 陈合民

(西安交通大学)

摘 要 采用热模拟方法,对 EH36MOD 钢焊接热影响区粗晶区(CGHAZ)的相变超塑性及其对疲劳寿命的影响进行了研究。研究结果证明:(1)采用热作用与拘束位移的方法,在模拟 CGHAZ 中确实存在着相变超塑性现象;(2)该超塑性应变值为 1.0% 时,其 CGHAZ 的疲劳寿命比无相变超塑性的提高了 19%;(3)微观分析表明,前者 $M-A$ 组元的形态为长条状与块状的混合体,其分布为铁素体(F)基体包围 $M-A$ 组元和 $M-A$ 组元包围 F 基体的两种并存特征,而后者 $M-A$ 组元的形态呈单一的长条状,其分布仅为 $M-A$ 组元包围 F 基体;(4) F 包围 $M-A$ 属软相包围硬相,在疲劳断裂过程中 F 基体内因滑移受阻所产生的微区应力小于 $M-A$ 包围 F 的,从而减慢了疲劳裂纹扩展速率,提高了疲劳寿命。

关键词: 相变超塑性 $M-A$ 组元 疲劳断裂

0 序 言

众所周知,CGHAZ 是焊接接头中的脆弱环节,因此提高该区的性能就成为提高整个接头性能的主要途径之一。工程上实际结构的损坏中,其疲劳破坏占有 80% 以上的比率,所以,提高焊接接头 CGHAZ 的疲劳寿命的研究是早已为人们关注的问题。

按照以往的概念,焊接过程中的拘束状态因能造成焊接裂纹而成为一种对焊接质量不利的因素,但是已经证明,在一定条件下加强拘束反而能提高其韧性却并未出现裂纹^[1],又在后来的研究工作中证明了在强拘束条件下,模拟 CGHAZ 中出现相变超塑性现象(该文中称为相变塑性,为了与国外文献中之名称一致,本文现称相变超塑性)^[2]。为此,研究焊接过程相变超塑性的特征,测定与区分相变超塑性应变的大小以及该应变大小与其 CGHAZ 低周疲劳断裂之间的关系,属于焊接学科里一个有实际意义的新的研究领域,扩大超塑性的应用领域也是当前世界超塑性研究的新的动向之一^[3]。所以,本文以试验为基础,以 EH36MOD 钢为对象研究有关问题应该是有意义的。

* 国家自然科学基金资助项目。

1 试验材料与方方法

试验材料的化学成分(%)为:C 0.08, Si 0.29, Mn 1.50, P 0.013, S 0.001, Cu 0.12, Ni 0.33。沿钢板轧制方向切取出 $\Phi 12\text{mm} \times 120\text{mm}$ 的圆棒试样,在 Gleeble-1500 热模拟试验机上进行经受不同拘束程度的模拟 CGHAZ 的试验。其焊接热循环曲线与拘束位移曲线的搭配关系如图 1 所示,热循环最高加热温度 T_{max} 为 $1300\text{ }^\circ\text{C}$ 并保温 3s, 随后冷却时 $t_{8/5}$ 的时间为 7.5s; 拘束位移形状为了对应热收缩与温度的关系确定为指数曲线。在试验同时,再测定出该 CGHAZ 实际上模拟出的焊接热循环曲线、试样轴向的应力循环曲线和试样径向的膨胀量曲线。

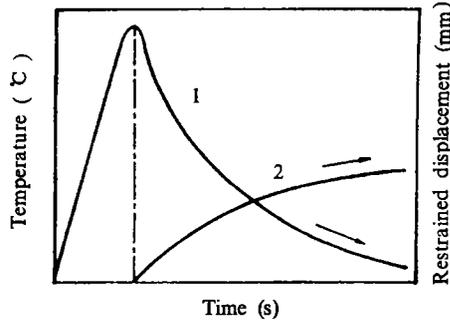


图 1 焊接热循环(1)与拘束位移(2)的搭配关系示意图
Fig.1 Schematic cooperation between welding thermal cycle and restrained displacement

试样径向有拘束位移作用的膨胀量,实际上包含着因拘束而引起的试样直径变化量(形变量);无拘束位移作用的试样径向膨胀量才是真正受热膨胀的直径变化量。因此,从有拘束位移测得的径向膨胀量中减去无拘束位移测得的径向膨胀量,除以试样的原始直径就是该条件下拘束应变变量,经整理就可画出该拘束作用条件下应变循环曲线。

完成上述模拟试验后,将各试样按图 2 所示尺寸加工成带圆弧的低周疲劳试样,其圆弧的最小截面积处位于模拟 CGHAZ 的均温区(该均温区约 10mm),疲劳试验在 INSTRON-1341 型疲劳试验机上进行,控制总应变幅为 $0.5\% \sim 0$ 、应变比为 0 的恒应变幅下的低周疲劳寿命的对比性试验。

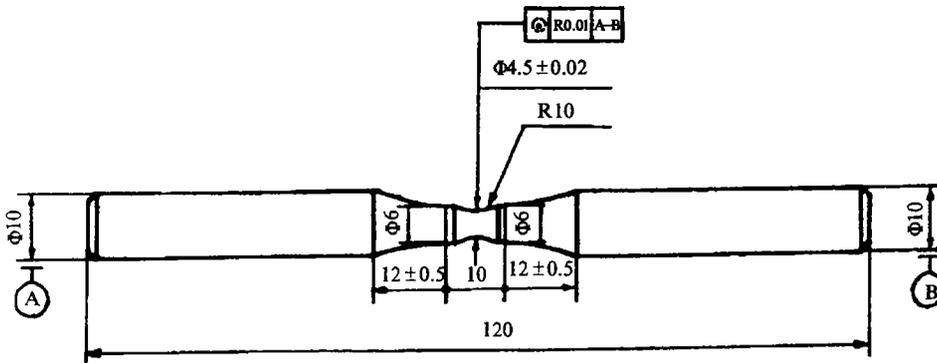


图 2 疲劳试样尺寸
Fig.2 Dimension of fatigue specimen

此外,将各不同位移速度模拟 CGHAZ 的试样中切取有代表性的金相试样,用光学显微镜或 SEM 进行观察分析,将疲劳断裂的试样选择其断口,用 SEM 观察研究断裂特征。

2 试验结果与分析

2.1 模拟 CGHAZ 试验结果与分析

试验由 I、II 及 III 大组试样分别完成三种不同拘束位移, 各组中典型的径向膨胀曲线见图 3, 其中 (a)、(b) 和 (c) 分别表示无拘束、中等拘束和强拘束三种情况。图 3a 中 ΔD_1 为试样冷却过程经过 $A \rightarrow B$ 、 M 相变时, 由于材料的比容增大而产生的相变膨胀量, 在该条件下因无拘束处于自由态热膨胀与收缩, 所以其径向膨胀曲线闭合, 无残留应变。图 3b、c 中的 ΔD_2 应为在外加拘束应力作用下, 在相变温度区之超塑性应变抵消掉 ΔD_1 之后的剩余部分。那么, 依此概念来确定出 I、II 及 III 组试样的相变超塑性应变 ε_T 分别为 0、0.5% 和 1.0%。

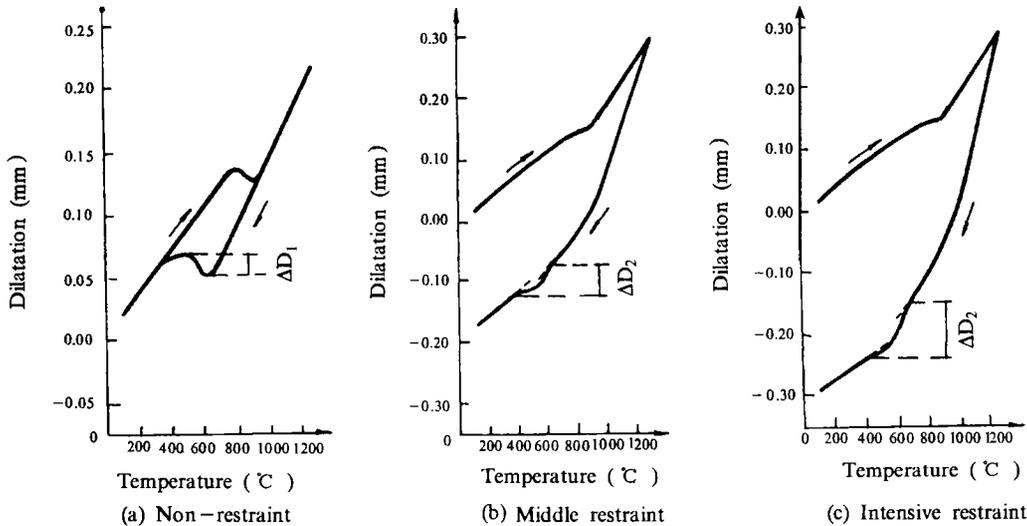


图 3 I、II 和 III 组模拟 CGHAZ 的径向膨胀曲线

Fig.3 Radial expansion curves of simulated CGHAZ for group I, II and III

将 II 和 III 组模拟 CGHAZ 试样轴向的应力循环曲线和径向的应变循环曲线示于图 4, 其中 (a)、(b) 为 II、III 组的应力循环曲线, (c)、(d) 为相对应的应变循环曲线。细观图 4 中应力循环与应变循环曲线的变化特征: 首先研究 CGHAZ 加热过程 (室温至 1300 °C), 该区因加热膨胀受到拘束, 则处于压缩状态, 从 a 点至 b 点, 其压应力与压应变随温度升高而有所增大; 由 b 点至 c 点, 为 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变温度区, 因材料的比容变小而压应力减小, 压应变增大; c 点为材料的力学熔点, 由 c 点至 d 点, 其 CGHAZ 丧失了形变抗力, 压应力降至 0, 而压缩产生的塑性应变则发展到最大值。下面分析 CGHAZ 的冷却过程 (1300 °C 至室温), 该区因冷却收缩处于拉伸状态, 从 d 点至 e 点仍为力学熔点以上, 仅微量应力而引起很大的塑性应变, 其速率成线性增长; 从 e 点至 f 点, 材料的形变抗力逐渐恢复, 弹性模数增大, 则应力以很高速率增大, 相应的应变变化不大; 从 f 点至 g 点, 处于贝氏体、马氏体相变温度区, 发生了异常的应力松弛现象和迅速增长的塑性应变过程, 该温度区的应力值与材料屈服点相比仍然很小, 约 50 ~ 70MPa, 其应变值应该与前述的 ΔD_1 与 ΔD_2 之和相符合, 应该属于相变超塑性应变。

A. C. 季霍诺夫指出^[4], 在发生各类相变时, 显现超塑性效应的一条共有的规律就是要求一定

的形变速度,通常在数量级为 $10^{-4} \sim 10^{-2}/s$ 之间。根据本试验中对 II、III 组试样在相变温度区之应变速度的测定结果,其值为 $(0.1 \sim 0.2) \times 10^{-2}/s$, 证明符合相变超塑性的共有规律。再对 I、II 和 III 组试样在相变温度区各个应力与应变关系整理在一起之后,发现基本上符合相变超塑性的特点^[5], 即所作用的应力和一次循环所发生的相变应变成直线关系,该直线通过原点。所以,可以认为由本试验图 4 c、d 应变循环曲线中分离出的 fg 段为相变超塑性现象所显示的应变 ε_T 。

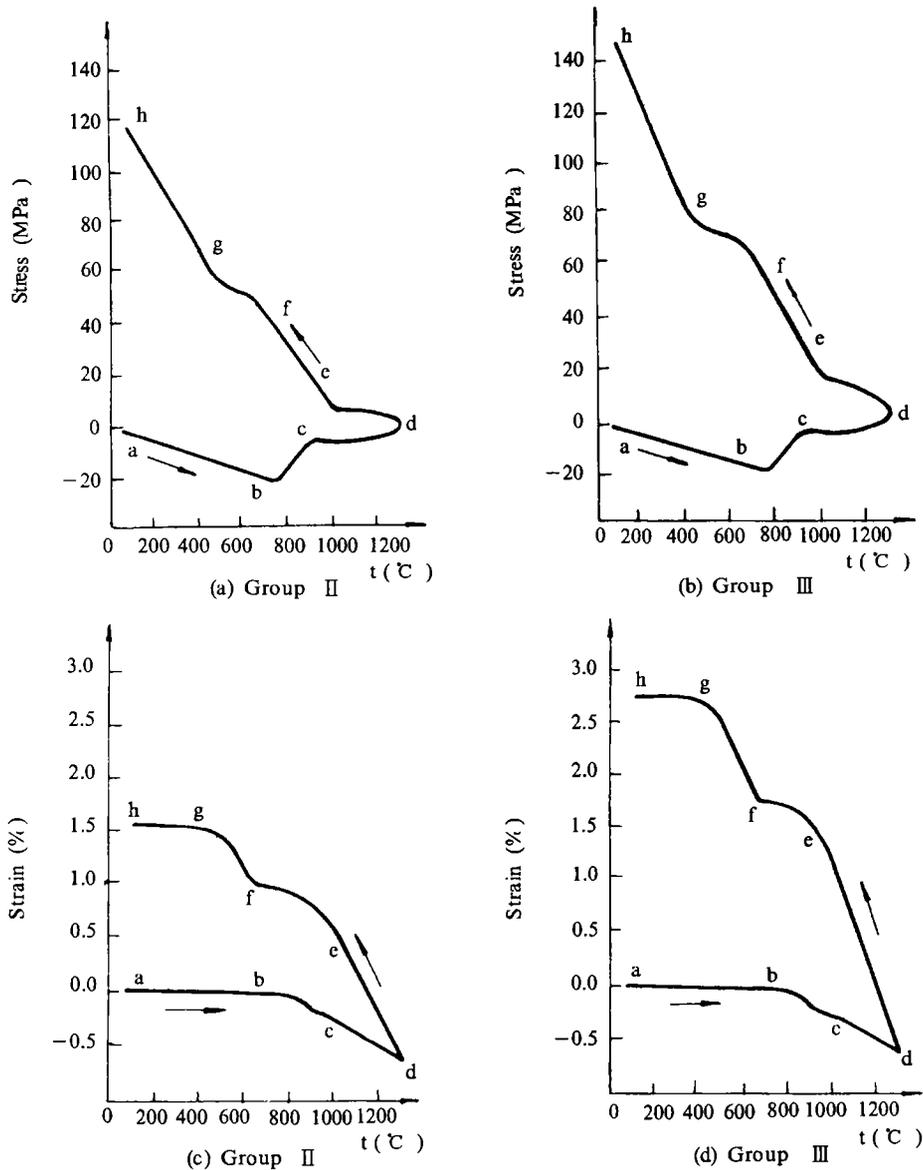
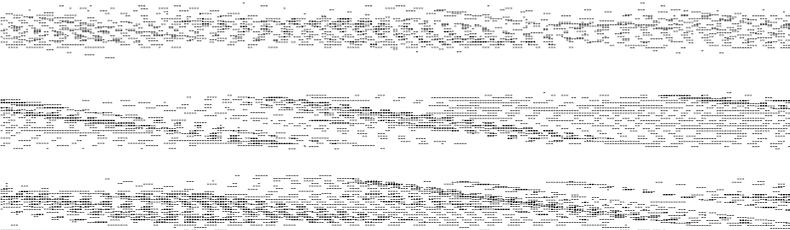
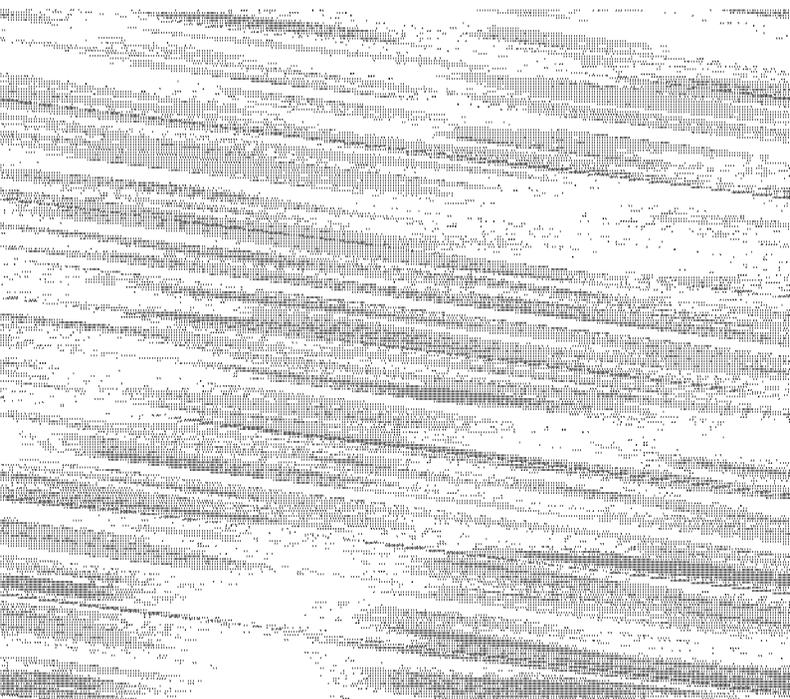


图4 应力循环曲线(a)和(b)与其应变循环曲线(c)和(d)
Fig.4 Curves of stress cycle (a, b) and their strain cycle (c, d)

2.2 低周疲劳试验与微观分析结果

由模拟 CGHAZ 的低周疲劳试验中获得的相变超塑性应变对最大应力随循环周次的变化曲线如图 5 所示,再以稳定应力的 80% 来确定断裂寿命 N_b , 其结果为 ε_T 是 0、0.5% 和 1.0%



3 讨论

3.1 相变超塑性现象及对显微组织的作用

关于相变超塑性现象的本质,其研究者甚多,至今为人们所接受的观点是相变过程中新相与母相界面上的滑移和晶粒的转动。众所周知,低合金钢中 $M-A$ 组元的形成是相变时 F 长大过程向 A 排碳而形成的高碳 A 区在随后继续冷却的产物。因高碳 A 区的含碳量会高达平均含量的十倍之多,所以该相变发展时的新相与母相亦属软相与硬相,其软、硬相界面上的滑移和各相晶粒的转动,将有利于形成较小的等轴状 F 和块状 $M-A$ 岛。此外,焊接过程 CGHAZ 的相变超塑性现象,还有它自己的特征,具有拘束应变循环的连续作用,在力学熔点(约 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$) 以上已经受了可观的塑性变形,那么,该变形会增强其后的相变驱动力,导致其后相变开始温度的提高,使本来连续冷却时经过粒状贝氏体相变区,此时则向比粒状贝氏体相变温度高的粒状组织相变区扩大,从而亦为块状 $M-A$ 岛的形成创造了有利条件。

3.2 $M-A$ 组元的形态与疲劳裂纹的扩展

根据上述 $\varepsilon_T=0$ 试样的 $M-A$ 组元为条状,其分布体现着硬相 $M-A$ 包围软相 F ; 而 $\varepsilon_T=1.0\%$ 的试样,其 $M-A$ 组元为条状与块状的混合组织,所以还混合着软相包围硬相的情况。当材料疲劳断裂时,在该疲劳裂纹稳定扩展阶段,在断裂面上显示着疲劳条纹的痕迹,每一次载荷的循环对应着一个疲劳条纹的间距 μ , 严格地说,疲劳裂纹扩展时瞬时扩展率才是 μ , 可用下式表示

$$\mu = \frac{dl}{dN} \quad (1)$$

式中, l 为疲劳裂纹长度, N 为疲劳循环周次。

按上面概念,对 I 组与 III 组试样,用 SEM 分别选取 4 个以上的微区,用 l 与 N 确定其各微区上的平均疲劳条纹间距,所测结果与疲劳寿命 N_f 列于表 1。

表 1 疲劳试验分析结果
Table 1 Analysed results of fatigue test

Group	Strain of transformation superplasticity ε_T (%)	Fracture life of low cycle fatigue N_f (cycle number)	Average distance between fatigic stripes μ (mm)
I	0	3820	<u>2.6, 3.5, 4.4, 2.75</u> 3.3
III	1.0	4560	<u>1.9, 2.3, 2.25, 2.75</u> 2.3

从表中可知, I 组试样疲劳条纹的平均间距为 $3.3\mu\text{m}$, III 组试样为 $2.3\mu\text{m}$, 说明在疲劳裂纹扩展区,该裂纹的扩展速率 I 组大于 III 组,从而表现为 I 组的断裂寿命比 III 组的短。换言之,相变超塑性现象导致提高了 CGHAZ 的低周疲劳断裂寿命。关于延性疲劳裂纹的扩展机制有各种模型,在此不宜列举,但是,在疲劳载荷作用下材料断裂面两侧的薄层内位错沿一定晶面移动,这是产生滑移的基本过程。那么,在微观组织上 $M-A$ 包围 F 的条件下,位错要沿软相一定晶面移动将受到硬相 $M-A$ 的限制而产生较为严重的位错塞积,从而发生较大的微区

应力;在 F 包围 $M-A$ 的条件下,在软相中位错移动的阻力相对会小一些,体现的微区应力相对小一些。那么,在外加应力峰值基本相同的条件下,微区应力越大,每一循环周次下裂纹扩展长度就越长,反之就越短,从而相变超塑性效应导致提高断裂寿命。

4 结 论

在强拘束条件下,所模拟的焊接 CGHAZ 冷却过程中发生的相变超塑性现象,该超塑性应变变量可以直接由拘束应变循环曲线上分离出来。在本文研究条件下,所发生的相变超塑性效应对提高 CGHAZ 的疲劳寿命作出了可喜的贡献。

(1995-6-18 收到初稿, 1995-10-23 收到修改稿)

参 考 文 献

- 1 杨永兴等. 15CrMoV 钢拘束状态多层焊近缝区 $M-A$ 组织的精细结构与韧性. 焊接学报, 1986, 7(4): 174 ~ 180
- 2 Yang Y X. Behavior of transformation induced plasticity in simulated CGHAZ for HT-80 steel. New Advances in Welding and Allied Processes. Proceedings of the International Conference, Beijing, 1991(2): 71 ~ 74
- 3 海锦涛等. 世界超塑性及超塑性成形研究的新动向. '94 秋季中国材料研讨会论文摘要集, 北京: 1994. 914 ~ 915
- 4 A C 季霍诺夫. 金属与合金的超塑性效应. 北京: 科学出版社, 1983. 41
- 5 何景素等. 金属的超塑性. 北京: 科学出版社, 1986, 217

Transformation Superplasticity in Welding CGHAZ and its Effect on Fatigue Life

Yang Yongxing, Kang Zhixin, Zhou Lixia, Cheng Hemin

(Xi'an Jiaotong University)

Abstract The transformation superplasticity in welding CGHAZ (Coarse Grain Heat Affected Zone) of EH36MOD steel and its effect on fatigue life have been studied with thermal simulating method. Experimental results evidenced that (1)the transformation superplasticity phenomena do exist in the simulated CGHAZ by using restrained displacement; (2)the fatigue life of the CGHAZ is increased by 19% with increasing the superplasticity strain from 0% (no transformation superplasticity) to 1.0%; (3) in the case of 1.0% strain, the $M-A$ constituent is a striped-massive mixed morphology, but in the case of 0% strain, the $M-A$ constituent is of single striped form; (4) of the above two cases, the former micro-region stress, which was caused by the slip resistance of ferrite matrix, is smaller than that of the latter during fatigue fracture process, the former fatigue life is longer than the latter.

Key words transformation superplasticity, $M-A$ constituent, fatigue fracture