

预置中间层的相变超塑性焊接新工艺及其接头组织*

张贵锋 张建勋 张华 裴怡 王士元
(西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

摘要 提出了一种新型焊接工艺——预置中间层的相变超塑性焊接工艺 (TSBI), 工艺要求在待焊母材间预置入中间层材料; 在循环加热时, 峰值温度须同时大于母材的相变温度及中间层的液相线。实验以低碳钢为母材, 以镍基非晶为中间层。实验规范为: 峰值温度 1050 °C, 下限温度 400 °C, 压力 18 MPa, 循环次数 15 次。接头的拉伸性能及组织测试表明, 新工艺具有表面无残留空洞、焊合率高、循环次数少、生产率高、接头强度高且稳定、对循环次数不敏感等优点。同时 TSBI 工艺的接头组织获得了跨越界面的共同晶粒, 近缝区组织以细小的块状铁素体为主, 但有少量魏氏组织。

关键词 相变超塑性扩散焊接, 中间层, 低碳钢

中图法分类号 TG453.9

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2003)06-0655-06

A NEW PROCESS OF TRANSFORMATION SUPERPLASTIC BONDING WITH INTERLAYER AND ITS JOINT MICROSTRUCTURE

ZHANG Guifeng, ZHANG Jianxun, ZHANG Hua, PEI Yi, WANG Shiyuan

State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049

Correspondent: ZHANG Guifeng, associate professor, Tel: (029)2668608,

E-mail: gfzhang@mail.xjtu.edu.cn

Manuscript received 2002-08-20, in revised form 2002-12-23

ABSTRACT A new welding process of transformation superplastic diffusion bonding with interlayer (TSBI) is proposed, which is different from conventional transformation superplastic bonding (TSB) in the following: the TSBI process must be required to placed interlayer (such as amorphous foil) previously; the maximum temperature of thermal cycles must be higher than the liquidus of the interlayer and the transformation temperature of the base metal. The experiment of the new TSBI process is carried out to determine its merits and mechanisms using low carbon steel as base metal and Ni-base amorphous foil filler metal as interlayer. The process parameters are that the maximum temperature is 1050 °C, the minimum temperature 400 °C, the pressure 18 MPa and the number of temperature cycling 15. The evaluation on joints by using metallography and tensile testing shows that using TSBI process there is no remained voids at the interface, so the bonded ratio can be increased greatly and the number of temperature cycling decreased; the joint has high strength and is not sensitive to the number of temperature cycling. The microstructure of bonded zone at room temperature is consisted of fine ferrite and a few Widmanstätten structures.

KEY WORDS transformation superplastic diffusion bonding, interlayer, low carbon steel

相变超塑性焊接 (transformation superplastic diffusion bonding, 简称为 TSB) 具有能加速实现界面紧密接触过程^[1,2]及可细化晶粒的优点^[3-6]。但 TSB 工艺存在温度循环次数过多、直径增粗率略偏大等不足, 特别

是循环次数过多这一缺点导致效率低^[3-7]。尽管可以通过加大压力来减小循环次数以加速实现界面间的紧密接触, 但由此将带来接头变形过大, 同时会在接头的边缘区域导致拉应力产生^[8], 可见通过提高压力来提高生产率的潜力是有限的。

为保留传统的 TSB 工艺可细化晶粒的优点, 同时改进其因界面残留空洞多而致使焊合率低、循环次数多、接头变形大的缺点, 本文提出了一种预置中间层的相变超塑性焊接新工艺 (TSBI, transformation superplastic bond-

* 西安交通大学科研基金项目 23004 资助

收到初稿日期: 2002-08-20, 收到修改稿日期: 2002-12-23

作者简介: 张贵锋, 男, 1965 年生, 副教授, 博士生

ing with interlayer). 其思路是欲同时利用超塑性现象和中间层熔化后所获得的液相对界面间空洞的填充作用和液相扩散比固相快的优点, 在表面较平整处获得母材之间的直接扩散连接, 在粗糙度大的局部主要靠液态中间层的填充与扩散实现母材间的连接, 从而加速实现界面间的紧密接触, 减少并减小界面残留空洞, 为降低所需的相变循环次数、提高生产率提供了可能; 并且在实现界面间紧密接触的过程中因有液相填充作用的参与, 对母材超塑性变形程度的要求得以降低, 也为降低焊接压力和减小小变形提供了可能。

该新工艺 (TSBI) 与传统的 TSB 工艺的主要区别在于: 首先要求在待焊母材间预置入中间层材料; 其次, 循环加热时峰值温度须同时高于母材的相变温度及中间层的液相线。这种温度循环可以确保升温过程中同时实现中间层的熔化及母材能够发生相变, 以利于使中间层变为易于扩散的液态, 并可充分利用母材循环相变所获得的新的相界与晶界做为短路扩散的通道, 对中间层向母材中的快速扩散有促进作用。此外, 这种新工艺区别于普通钎焊的地方在于, 加压而不加任何钎剂, 且伴有在压力作用下的多次循环相变。

1 实验方法

加热主电源为升降温度相对较快的 200 kVA 次级整流工频电阻对焊机电源, 用自行研制的焊接温度和温度循环次数显示、预置及自动断电的控制电路, 获得脉冲式通电加热方式, 升温速度约 30—50 °C /s。焊接过程中采用 Ar 气保护, 冷却条件为空冷。由于在降温过程中工件要收缩, 而相变超塑性焊接所加的压力一般较小, 故要注意对动夹具进行充分润滑 (加压时应考虑夹具的摩擦阻力), 以保证动夹具具有良好的随动性。采用较快的升温速度, 可减小加热过程中的蠕变以尽量减小焊后总变形, 可在相变区间获得较大的超塑性应变^[9], 可抑制奥氏体晶粒的过度长大, 有利于缩短加热时间, 提高生产率和保证焊接质量。采用脉冲式通电加热方式有利于工件端面温度场分布的均匀化, 可避免在较小的焊接压力下 (超塑性焊接时压力取值一般较小), 由于表面加工、压力、电流密度的不均匀及升温速度过快引起焊接面上温度场的不均匀。

母材选用价廉的 Q235 低碳钢。为防止烧毛电极钳口及工件表面, 将直径为 12 mm 的棒料车去 1 mm, 试样尺寸为直径 10 mm×60 mm, 焊前用 1000 号水砂纸打磨光滑, 并用酒精擦洗干净。

对中间层的选用, 其一是按一般的钎焊原则选常规钎料, 如碳钢的钎焊常选用 Cu 及其合金作钎料; 其二是从扩散钎焊 (又名过渡液相扩散焊) 的原理出发, 选择合适的中间层。基于扩散钎焊接头在常温及高温力学性能方面均远优于一般钎焊接头的优点, 故确定了从扩散钎焊的原理出发, 选择中间层的思路。因目前尚无市售铁基低熔点-铁基非晶钎料, 暂选用镍基非晶合金作为替代品。选用

成分 (质量分数) 为 Ni-7%Cr-4.5%Si-3.1%B-3%Fe, 熔化区间为 970—999 °C, 厚度约 30—40 μm 的 BNi₂ 非晶薄带作中间层主要基于在 Fe-Ni 相图中, 两者在奥氏体区能无限互溶; 另外可以获得高的接合强度, 这样允许接头形式采用对接而不用搭接。

为充分体现出新工艺的优点, 焊接规范选择较为保守, 以便能缩短获得性能合格接头的实验周期。实验规范及条件见表 1。考虑到在该新工艺中接头的冷却条件为空冷, 基于一般熔焊的连续冷却条件下, 常用 CCT 图与 $t_{8/5}$ 来间接反应冷速对组织的影响 ($t_{8/5}$ 即接头冷却过程中从 800 °C 冷却到 500 °C 的时间), 故下限温度没有按照相图中的 A₁ 点来选, 而是定在 500 °C 以下, 如 300—400 °C 之间, 以使母材完成低温转变时的相变过程, 这一点不同于其它的资料。经焊接和硝酸酒精腐蚀后, 重点考核接头的界面、焊缝内部及母材近缝区的组织及拉伸性能, 并与传统的相变超塑性焊接工艺进行比较, 以确立该新工艺的优点及其支持机制。

表 1 焊接方法、实验规范及条件

Table 1 Experimental methods, parameters and condition

Specimen	Welding method	θ_{\max} / °C	θ_{\min} / °C	Number of temperature cycling	Pressure / MPa
A	TSB	850	357	20	25.3
B	TSBI	1050	R.T.	1	9.3
C	TSBI	1050	364	15	18.6

Note: θ_{\max} —maximum temperature; θ_{\min} —minimum temperature (in a temperature cycle); R.T.—room temperature

2 实验结果与讨论

2.1 TSBI 工艺接头的拉伸性能测试

按国标 GB2287-87 规定同时制备了 TSBI 工艺接头与母材的拉伸试样, 图 1 为拉伸实验后样品的形貌像。其中上方样品为试样 B 的拉伸结果, 断口位于距接合面 (箭头处) 约 10 mm 的母材处, 接头的抗拉强度 $\sigma_b=481$ MPa; 下方样品为母材的拉伸结果。经实测, 母材的抗拉强度平均值约为 461 MPa。试样 C 的断口也位于母材, 接头的抗拉强度 $\sigma_b=482$ MPa; 断裂位置也与试样 B 大致相同。这表明该工艺虽然具有抗拉强度容易保证且对循环次数不敏感的优点, 但从母材与接头断裂位置的差异等方面来看, 接头有一定程度的硬化, 均匀变形能力差。有关接头硬化程度、分布、机理及对力学性能的影响有待进一步研究。

2.2 界面残留空洞与焊合率

图 2 为母材原始组织。图 3 为试样 A (TSB 工艺, 无中间层) 的组织, 界面有残留空洞 (界面位于箭头所指位置)。由于无需中间层熔化, 故峰值温度可仅按能进行奥氏体转变来考虑; 另外焊接压力取较高的数值 (为 $\frac{1}{10}\sigma_s$)

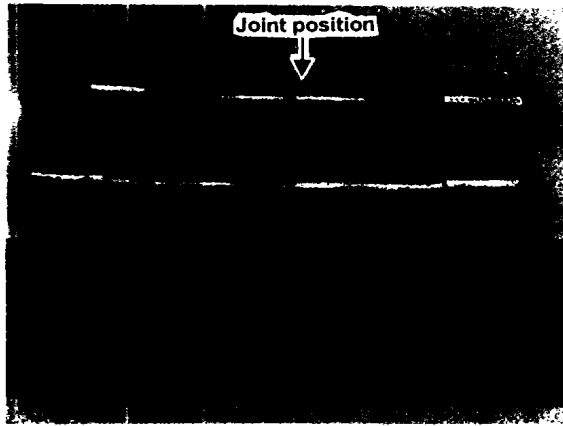


图 1 预置中间层的相变超塑性焊接接头与母材拉伸实验

Fig.1 Morphologies of tensile specimens of transformation superplastic diffusion bonded joint with interlayer (above), showing fracture position to be at base metal, $\sigma_b=481$ MPa and base metal (below, $\sigma_b=461$ MPa)

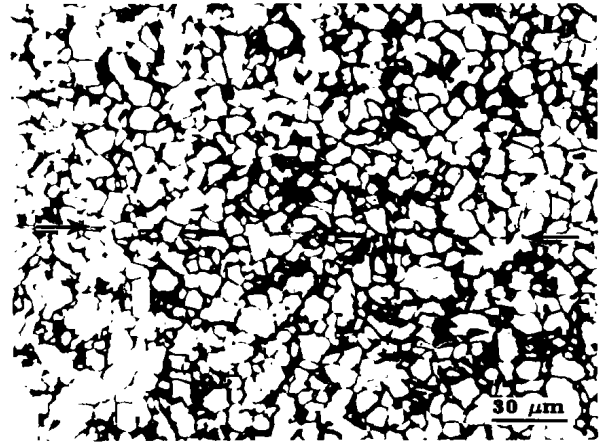


图 3 相变超塑性焊接试样 A 的组织

Fig.3 Microstructure of the specimen A in Table 1 joined by transformation superplastic bonding (TSB), showing residual voids on the interface between the base metal indicated by arrows ($p=25.3$ MPa, $N=20$, $\theta_{max}=850$ °C, $\theta_{min}=357$ °C)

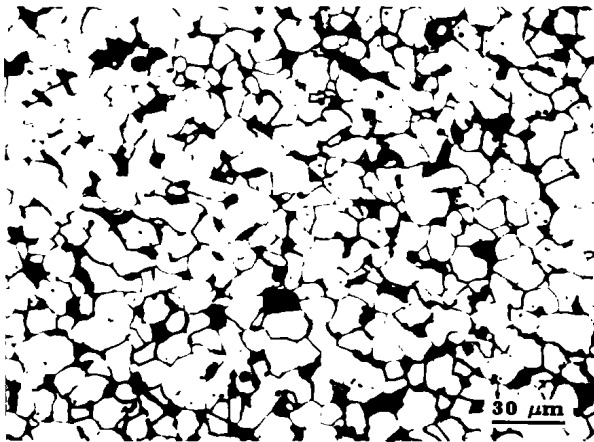


图 2 低碳钢母材原始组织

Fig.2 Microstructure of low carbon steel as base metal

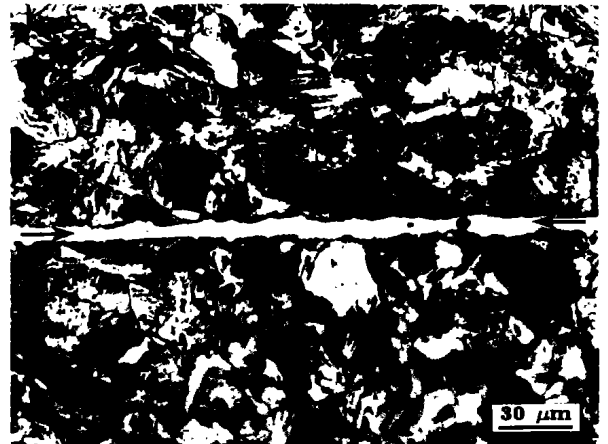


图 4 预置中间层的相变超塑性焊接试样 B 的组织

Fig.4 Microstructure of the specimen B joined by transformation superplastic bonding with interlayer, showing no residual voids at interface between the base metal and interlayer indicated by arrows ($p=9.3$ MPa, $N=1$, $\theta_{max}=1050$ °C and θ_{min} is at R.T.)

以减小循环次数 (循环次数实际上并非独立的规范参数, 它与峰值温度、焊接压力有关). 图 4 为试样 B (TSBI 工艺, 循环一次) 的组织, 母材与中间层界面上无残留空洞 (界面位于箭头所指位置), 该试样实际是为考察经首次短时熔化后, 中间层是否可与母材良好润湿、保证接头致密性而安排的. 图 5 为试样 C (TSBI 工艺, 多次循环) 的组织, 有跨越界面的共同晶粒生成 (界面位于箭头所指位置). 由图 3 可看出, 尽管 TSB 工艺的压力、循环次数远大于 TSBI 工艺 (见表 1), 但仍在界面上有少数条形残留空洞, 出现若干局部未焊合缺陷. 而在图 4 与 5 中, 接头内未发现残留空洞, 焊合率高, 表明了利用液相消除固态扩散焊最常见的界面空洞缺陷十分迅速有效.

对于 TSBI 方法, 由图 4 可看出它结合了钎焊的优

点, 即便仅一次短时熔化, 在中间层与峰值温度选取合适的情况下, 仍能通过液态中间层的“润湿、填充作用”, 迅速实现界面间的紧密接触. 需指出的是, 试样 B 虽然仅经历了一次焊接温度循环, 但其相变超塑性变形却经历了两次 (升温过程中的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 和降温过程中的 $\gamma \rightarrow \alpha$), 所以其中相变及相变超塑性对接头强度都做出了相应的贡献. 而文献 [3—6] 均指出, 在循环次数较少的情况下, TSB 无法实现焊接, 甚至打磨痕迹 [3—5]、空隙与氧化膜 [6] 仍清晰可见, 焊合率极低. 焊缝中的黑点为 CO 反应型气孔, 关于黑点的研究将另文发表.

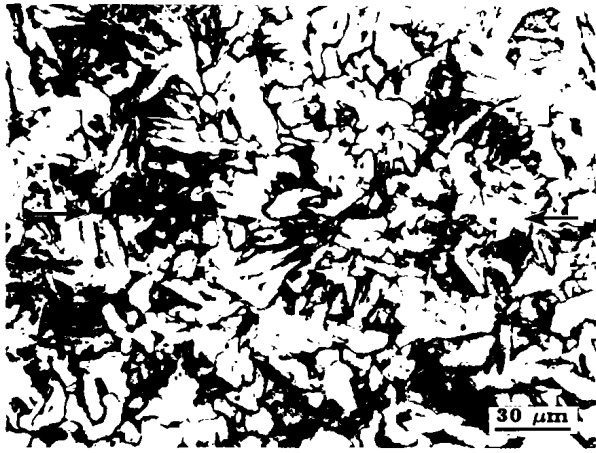


图5 预置中间层的相变超塑性焊接试样 C 的组织

Fig.5 Microstructure of the specimen C joined by transformation superplastic bonding with interlayer (TSBI), showing grains crossing the interface indicated by arrows ($p=18.6$ MPa, $N=15$, $\theta_{\max}=1050$ °C, $\theta_{\min}=364$ °C)

2.3 焊缝内部成分与界面

经 EDX 分析表明, 试样 B 焊缝中心成分为: C 1.86, Si 3.12, Cr 3.48, Fe 45.37, Ni 46.17(质量分数, %). 可见, 焊缝中心 Fe 的含量从无到有出现了十分显著的剧增, 说明即便仅经历一次短时熔化与相变循环, 但液相对母材的溶解仍极为显著, 在这种液相与母材作用激烈的情况下如同钎焊一样, 中间层能够迅速溶解掉母材表面的凸起^[10], 对实现紧密接触十分有利. 另外, 由于液相的总量很少, 少量的母材溶解就能使 Fe 的含量出现剧增.

由图 5 可看出, 在 TSBI 工艺中, 在压力作用下, 当循环次数增加时, 经反复熔化中间层并同时使母材多次相变后出现以下有利变化: 母材界面上无残留空洞, 也难以看到连续片状夹杂物, 达到待焊界面间紧密接触; 中间层最终残留厚度减少, 甚至在光镜下难以分辨出中间层, 几近消失, 这有利于减少中间层形成的脆性相的残留^[11]; 在较多的部位已有跨越界面的共同晶粒生成, 原始界面已消失, 形成牢固的冶金结合. 这三点是 TSBI 工艺获得成功的最为有力的证明.

综合上述 EDX 分析结果 (证明了母材的迅速溶解)、图 4 和 5 的观察表明, TSBI 工艺中氧化膜的破碎机制可从不同时间阶段来分析: (1) 在中间层熔化前, 基于一般氧化膜的硬度高于基体金属, 在压力作用下母材局部发生的超塑性流变将导致氧化膜破裂, 同时在已密封的小的界面空洞内将发生氧化膜的球化及氧原子以间隙扩散进入母材的现象^[12]; (2) 中间层熔化后, 熔化的中间层在压力及表面张力的综合作用下可封闭母材四周, 避免空气侵入界面造成新的氧化; (3) 在每次温度升 / 降过程中, 氧化膜与金属基体的热膨胀系数不同, 造成氧化膜

的破裂, 使熔化的中间层可经氧化膜破裂处而绕过氧化膜润湿、溶解母材, 并与母材良好接合. 与文献 [13] 对无钎剂高温钎焊情况下钎料对母材润湿机理的分析一致, 即钎料首先是通过氧化膜的局部破裂处渗入母材, 而后沿表层优先扩散 (近表层的缺陷密度大); (4) 由于所选液态中间层与母材的作用极为强烈而迅速, 液膜的存在改变了氧化膜的存在条件, 使球化后的氧化膜并不与基体金属直接接触, 而是被凝固的液相推向焊缝中心; (5) 由于夹杂物最终为球状, 大小也远小于晶粒, 比片状要小, 可归属于一种焊接缺欠而非焊接缺陷. 总之, 反复熔化的中间层在消除界面氧化膜危害方面有迅速、合理改变氧化膜位置与形态等优势. 这也正是 TSBI 工艺比 TSB 工艺在消除氧化膜危害方面的优势所在. 这预示着 TSBI 工艺如同过渡液相扩散焊一样, 容许表面有一定氧化物存在, 对焊件表面的制备要求较低^[14].

2.4 母材近缝区相变组织的晶粒大小

由图 3 可看出, 在 TSB 工艺中经一定次数的循环后, 焊后母材近缝区的组织十分理想, 呈现出两个特点: 一是晶粒被显著细化 (从金相照片观察, 平均粒径约为原始母材粒径的 1/3—1/4); 二是晶粒仍保持为等轴状. 这种理想的近缝区组织是 TSB 工艺最为吸引人的优点所在, 预示了该工艺在未来新材料的焊接中会有一些的应用前景. 顺便指出, 为提高生产率, 在已实现紧密接触的前提下, 再进行相变循环过度细化是不必要的, 只要粒径不大于母材原始晶粒即可.

在 TSBI 工艺中, 观察图 5 发现, 近缝区相变组织从晶粒大小方面看具有粗、细晶混晶特征, 但晶粒长大的程度及长大晶粒所占比例均较小. 粗晶的出现是由于中间层的熔点较高迫使峰值温度较高所致. 同时比较图 4 与 5 可看出, 在 TSBI 工艺中随循环次数的增多晶粒同样被细化. 晶粒长大规律可用如下数学方程表示^[15]

$$d^m = d_0^m + Ct \cdot \exp(-Q_{gg}/RT)$$

式中, d 为 t 时刻对应的瞬时晶粒直径, μm ; d_0 为 $t=0$ 时刻对应的原始晶粒直径, μm ; m 为晶粒直径指数, 常数 (因材料而异); Q_{gg} 为晶粒长大激活能, kJ/mol ; R 为气体常数, $\text{kJ}/(\text{mol}\cdot\text{K})$; t 为保温时间, s ; T 为保温温度, K ; C 为常数 (因材料而异).

上式表明, 晶粒长大的主要影响因素 (无相变的情况下) 为: 母材原始晶粒直径, 温度以及在该温度下的停留时间. 可以看出, 与 TSB 工艺相同, TSBI 工艺不仅可以同时通过上述 3 个因素限制晶粒长大, 还可对已长大的晶粒通过相变重结晶进行细化. 分析认为, 晶粒得以细化的主要原因在于高温停留时间短 (无钎焊过程中的保温时间) 及循环相变重结晶的细化作用.

2.5 近缝区相变产物种类及其形态

从相变产物种类及其形态来看, 多次循环的 TSBI 接

头(见图 5)有如下特征:

(1) 与母材及 TSB 接头组织相比, 近缝区由等轴晶变为非等轴晶, 出现大量粗细不一的块状铁素体与少量板条铁素体;

(2) 与循环一次的 TSBI 接头组织相比, 无明显的网状晶界先共析铁素体, 原奥氏体晶粒被打乱并细化;

(3) 局部条状铁素体为魏氏组织铁素体, 但这些魏氏组织铁素体并未形成连续的网状, 而是被较小的块状铁素体所包围; 另外魏氏组织铁素体条的长度及长/宽比均较小, 即其向晶内方向对珠光体基体的切割程度较轻;

(4) 细晶相对集中于对接面附近.

应当指出, 由于采用电阻对焊机加热的 TSBI 工艺或 TSB 工艺近缝区热循环参数(峰值温度、加热温度、 A_{c3} 以上的高温停留时间及冷却条件等)与一般热处理及熔焊热循环参数存在很大的差异, 故对这两种焊接工艺的相变组织进行分析时, 既不能照搬热处理 CCT 图, 也不能照搬弧焊热影响区 CCT 图^[16]. 对于这两种焊接工艺的相变产物种类及其形态产生差异的原因可从过冷奥氏体的稳定性方面予以解释.

焊接工艺中的奥氏体化温度和时间、冷却速度、应力及应变^[15]会通过影响晶粒的粗化程度、碳化物的溶解程度、奥氏体成分的均匀化程度^[16]来影响过冷奥氏体的稳定性. 加热温度越高, 保温时间越长, 过冷奥氏体稳定性越大. 这是因为加热温度越高, 越促使奥氏体晶粒粗化, 可以形核的晶界总面积就越小. 另一方面, 加热温度越高, 碳化物及其它可作为奥氏体分解产物的现成核心溶解到奥氏体中去, 同时也促使增大奥氏体的均匀化程度, 这些都延缓奥氏体的分解转变.

TSB 工艺由于加热峰值温度低, 其奥氏体晶粒长大、碳化物的溶解、奥氏体成分的均匀化均受到限制, 相变应主要集中在晶界进行, 故使其相变产物形态为等轴状, 且晶粒得以细化. TSBI 工艺峰值温度因受中间层熔点过高的制约迫使峰值温度高于 TSB 工艺, 导致奥氏体晶粒有一定程度长大, 碳化物的溶解程度、奥氏体成分的均匀化程度均有所提高, 结果使过冷奥氏体稳定性增大, 奥氏体分解温度降低, 这样过冷奥氏体转变覆盖了高温转变与中温转变, 相变产物种类及形态呈多样性. 但有利的是, 无保温时间的加热方式及循环相变弥补了温度峰值高于固态相变扩散焊峰值温度的不利影响, 最终使魏氏组织相对较少, 小块状铁素体较多.

对于细晶相对集中于对接面附近的机制可作如下分析. 仅从焊接温度场的分布来看, 对接接头的对接面处一方面在此处有接触电阻存在, 析出热量多; 另一方面此处距水冷夹具的距离也较远而散热少, 所以此处的温度应高于其它部位的温度, 由此可推出对接面处的晶粒尺寸应最大. 但是实验结果却与此推测结果并不一致, 出现细晶相对集中于对接面附近. 分析其原因在于, 残余中间层在母

材发生相变的短暂过程内, 处于固态而未熔化(中间层熔点为 999 °C, 高于母材相变点), 而非晶态的中间层在前一周热循环后, 加热经晶化、熔化、冷凝后硬度很高, 这相当于在两侧较软的母材间夹有一很薄、但硬度很高的硬夹层, 此时在相变过程中, 只能是母材屈服变形. 故可以这样认为, 即虽然相变可发生在所有温度超过 A_{c3} 的区域, 而相变超塑性则应相对集中在直接与上述硬夹层接触的对接面处(变形沿试棒轴向分布出现不均匀性); 同时由于压力的保持, 在动态再结晶的作用下而被适度细化^[1]. 因此关于 TSBI 工艺焊接区晶粒的细化机制可进一步细分如下: 对接面处晶粒的细化应是再结晶细化与相变细化的共同作用结果, 而其它温度超过 A_{c3} 的区域则主要是相变重结晶细化. 另外, 可以认为镍基非晶经熔化、与母材润湿及冷凝后形成的硬夹层虽在焊接规范不合适时会残留脆性相, 但对于对接面处的再结晶细化是有利的.

3 结论

(1) TSBI 焊接新工艺结合了钎焊与相变超塑性扩散焊的优点, 利用液态中间层的润湿、填充、溶解作用, 使母材界面上残留空洞迅速减少(即便经历了一次循环), 焊合率得以快速、大幅度提高; 接头抗拉强度对循环次数不敏感.

(2) TSBI 工艺在压力作用下, 经过多次循环熔化中间层及相变重结晶后, 可使中间层几近消失; 最终可以获得跨越界面的共同晶粒, 这说明 TSBI 工艺可以实现冶金结合.

(3) TSBI 工艺母材近缝区组织主要为细小的块状铁素体与板条铁素体构成的混晶组织. 晶粒得以细化的主要原因在于高温停留时间短及循环相变重结晶的细化作用. 受现有中间层(按扩散钎焊的原则选取)较高的液相线的限制, 迫使加热峰值温度较高, 使近缝区有少量量的魏氏体组织出现.

参考文献

- [1] Maehara Y, Komizo Y, Langdon T G. *Mater Sci Technol*, 1988; 4: 669
- [2] Ohashi O, Hashimoto T. *J Jpn Weld Soc*, 1980; 49(1): 24 (大桥 修, 桥本 达哉. 溶接学会志, 1980; 49(1): 24)
- [3] Liu J H, Li Z Y, Hu L J, Xiong J G. *J Huazhong Univ Sci Technol*, 1995; 23(1): 15 (刘建华, 李志远, 胡伦骥, 熊建钢. 华中理工大学学报, 1995; 23(1): 15)
- [4] Xiong J G, Liu J H, Li Z Y, Xie M L. *Hot Work Technol*, 1996; (1): 17 (熊建钢, 刘建华, 李志远, 谢明立. 热加工工艺, 1996; (1): 17)
- [5] Zhou R L, Zhang J H, Tian X T. *Weld Join*, 1999; (2): 9 (周荣林, 张九海, 田锡唐. 焊接, 1999; (2): 9)
- [6] Wang Y W, Yang Y C. *Heat Treat Met*, 1997; (10): 3 (王燕文, 阳永春. 金属热处理, 1997; (10): 3)
- [7] Lin X F, Wang L, Zhang R R. *J Nanjing Univ Aeron*

- Astron*, 1996; 28: 199
(林祥丰, 王 蕾, 张瑞容. 南京航空航天大学学报, 1996; 28: 199)
- [8] Wu Y Q, Pei Y, Yang Y X, Zhang J X. *Trans China Weld Inst*, 2000; 21(4): 65
(吴艳青, 裴 怡, 杨永兴, 张建勋. 焊接学报, 2000; 21(4): 65)
- [9] Iguchi N. *Bull Jpn Inst Met*, 1974; 13(2): 125
(井口 信洋. 日本金属学会会报, 1974; 13(2): 125)
- [10] Zou X. *Brazing*. Beijing: Machinery Industry Press, 1991: 11
(邹 僖. 钎焊. 北京: 机械工业出版社, 1991: 11)
- [11] Rabinkin A, Pounds S. *Weld J*, 1988; 67(5): 33
- [12] Ohashi O, Tanuma K, Kimura T. *Q J Jpn Weld Soc*, 1986; 4(1): 53
(大桥 修, 田沼 欣司, 木村 隆. 溶接学会论文集, 1986; 4(1): 53)
- [13] Zhuang H S, Lugscheider E. *High Temperature Brazing*. Beijing: National Defense Industry, 1989: 153
(庄鸿寿, Lugscheider E. 高温钎焊. 北京: 国防工业出版社, 1989: 153)
- [14] Zhou Y, Gale W F, North T H. *Int Mater Rev*, 1995; 40(5): 181
- [15] Devadas C, Samarasekera I V, Hawbolt E B. *Metall Trans A*, 1991; 22A: 335
- [16] Gu Y X, Wang Z J. *Welding Continuous Cooling Transformation Diagram and Its Application*. Beijing: Machinery Industry Press, 1990: 12
(顾钰熹, 王宗杰. 焊接连续冷却转变图及其应用. 北京: 机械工业出版社, 1990: 12)