

7A52 铝合金 MIG 焊接头的 X 射线衍射分析

黄继武¹, 尹志民¹, 聂波^{1,2}, 肖静¹, 陈继强¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083; 2. 东北轻合金有限责任公司, 哈尔滨 150060)

摘 要: 采用微合金化 Al-Mg-Mn-Sc-Zr 合金焊丝按 MIG 方法焊接 7A52 铝合金板材。采用高功率 X 射线衍射仪对 7A52 铝合金焊接接头不同部位进行了精确的 X 射线衍射分析。结果表明, 在焊接接头中存在四个本质的热扩散区域。离焊缝中心线 0~4 mm 范围为焊缝区, 焊缝中心为铸态组织; 4~10 mm 区域为半熔化区, 在自然时效过程中有较多微小的强化相 η' 析出; 10~16 mm 范围为淬火区, 原有沉淀相部分地回溶到基体并不能在自然时效过程中重新析出; 最远端为软化区, 基材中原有强化相 η 在焊接热输入的影响下形成了粗大的 T 相, 导致强度降低。焊接热输入对不同区域的影响大小不同, 导致不同区域的固溶程度和晶格畸变量不同, 从而使微观和宏观残余应力都略有差异。

关键词: 铝合金板材; 焊接; 析出; 晶粒尺寸; 残余应力

中图分类号: TG115.28 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2007)12-013-05



黄继武

0 序 言

Al-Zn-Mg 合金由于具有优良的加工性能和高的比强度而得到了工业普遍的应用。7A52 铝合金是 Al-Zn-Mg 合金家族中一种中高强可焊结构材料。该合金是国内于 20 世纪 80 年代自行研制的高强可焊铝合金, 具有较高的比强度、较好的断裂韧性和抗低周疲劳性能。该合金作为炮架和装甲结构件, 被广泛应用于兵器工业领域^[1]。该合金作为焊接结构件使用, 其焊接性能在整体性能中具有重要的地位。7A52 铝合金的板材一般采用焊条电弧焊、熔化极惰性气体保护电弧焊(MIG)^[2,3]和搅拌摩擦焊(FSW)^[4]焊接。由于焊接热输入的原因, MIG 焊接头出现软化现象。基于此作者采用含 Sc, Zr 的微合金化 Al-Mg 合金焊丝按 MIG 方法焊接 5 mm 厚的 7A52 铝合金板材。利用高功率 X 射线衍射仪和精确的测量参数, 运用 X 射线衍射数据分析软件 MDI Jade 和 Rietveld 全谱拟合方法 Maud 程序^[5]对该合金焊接接头的不同部位从物相组成、晶格畸变、晶粒大小、微观应变和宏观残余应力等各个方面进行了系统的研究。探讨了焊接热输入对焊接接头不同部位的物相演变、结构和应力的影响, 系统分析了焊接接头不同部位软化的原因, 提出了机理性的研究成果。

1 材料与试验

1.1 材料与焊接

焊接基材为 7A52 铝合金板材, 焊接前经 105 °C/8 h+130 °C/24 h 双级时效处理, 用丙酮和酒精对焊丝和板材表面进行去油污处理, 晾干后施焊。焊丝由中南大学自行研制^[3,6], 化学成分(质量分数, %)为 Mg 4.5~5.5, Mn 0.05~0.20, Ti 0.06~0.20, B 0.020, Sc+Zr 0.5~0.6, Be 0.000 8, Al 余量。焊接方法为熔化极惰性气体保护电弧焊(MIG), 焊接工艺参数为焊件厚度 5 mm, 钨极直径 5 mm, 焊丝直径 $\phi 3$ mm, 焊嘴直径 12~16 mm, 焊接电流 200~280 A, 氩气流量 2~16 L/min。

1.2 X 射线衍射

如图 1 所示, 从焊接接头中心开始, 用线切割机每隔 2 mm 取一个 XRD 试片, 按距离焊缝中心由近及远依次取样, 试片编号为 1~10 号。试片经 220 号和 400 号水磨砂纸磨去切口层, 消除切口应力。在 Rigaku D/Max 2500 型 X 射线衍射仪上扫描切面。扫描范围 15°~140°, 步进扫描, 步宽 0.02°, 时间常数 2 s, 电压 40 kV, 电流 350 mA, 狭缝 1°, 1°, 光阑 0.3 mm。衍射谱采用 MDI Jade 6 程序鉴定物相组成。按全谱拟合法用 Maud 程序对 X 射线衍射图谱进行全谱拟合, 精确计算铝基体的晶胞参数。对 Al 的(111)和(222)面衍射峰进行峰形拟合, 计算衍射峰的半高宽, 以标准 Si 校正仪器宽度, 计算基体的

晶粒大小和微观应变。用相同的方法计算半熔化区中析出相 η' (MgZn_2) 的晶粒大小。取倾斜角 Ψ 为 $0^\circ, 15^\circ, 30^\circ$ 和 45° , 按 Al 的弹性模量 $E=70\,000\text{ MPa}$, 泊松比 $\nu=3.3$, 用 $\sin^2\Psi$ 法测量不同部位的残余应力。

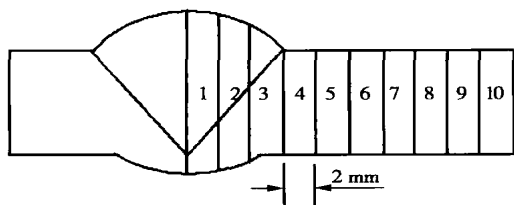


图 1 焊接接头与 XRD 试片取样示意图

Fig. 1 Sketch map of welded joint and XRD specimens

2 试验结果与讨论

2.1 焊接热输入与物相组成的关系

焊接接头不同部位的物相组成如图 2 所示。图中数字表示试片编号, 1 号为焊缝中心, 其余试片按每间隔 2 mm 取样(图 1)。图中用不同的符号标注了各试片所含物相。

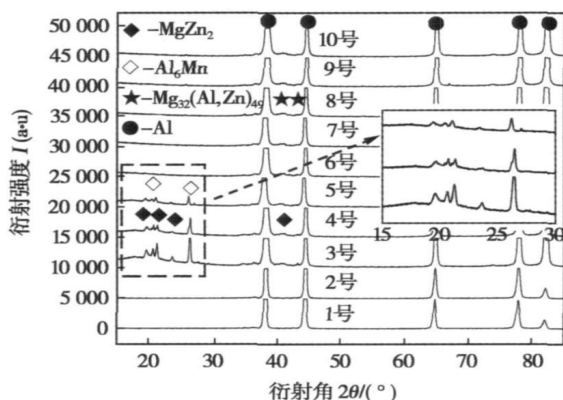


图 2 焊接接头不同区域的物相组成

Fig. 2 Phases at different regions of welded joint

从图 2 看出, 焊接接头不同部位的物相是不同的。在焊缝区(1 号和 2 号试片), 物相是完全的 α -Al 基体固溶体, 这是焊丝的成分。尽管焊丝中含有多种微合金化元素 Zr, Sc, Mn 等, 在焊接过程中形成许多微量相, 如 Al_3Zr , Al_3Sc , Al_6Mn 等^[3,6], 但是, 由于其含量太低, 采用 X 射线衍射方法无法观察到明显的衍射峰。同时, 发现 1 号和 2 号试片的基体相

衍射峰强度与粉末衍射 (powder diffraction file, PDF) 卡片上的衍射峰强度匹配得很好, 说明这两个试片是各向同性的, 即为未加工的铸态组织。

3 号、4 号和 5 号试片中除基体相外, 还可见明显的析出相存在。经检查发现, 析出相包括 η' (MgZn_2) 和 Al_6Mn 。这个区域的宽度为 5~6 mm (每个试片厚度为 2 mm)。实际上, 这个区域被称为“半熔化区”^[3]。在焊接过程中, 焊缝中心的温度可达到 $700\sim 800\text{ }^\circ\text{C}$ ^[6]。离焊缝中心越远, 受焊接热输入的影响越小。离焊缝中心 4~10 mm 的范围内为半熔化区。在这一区域内, 温度达到或接近基材的熔化温度, 基材被部分熔化。基材虽仍保持加工态组织, 但是, 基材在时效过程中形成的强化相已完全回溶到基体中, 形成一个过饱和固溶体区域。在焊后的冷却过程中, 由于金属的热传导快, 散热效果好, 焊接完成后被快速冷却, 形成一个固溶浓度高、空位密集的区域。在焊件置放的过程中, 过饱和固溶体在室温下逐步分解形成细小的 G. P. (guinier-preston zone) 区, 随着时间的延长, G. P. 区聚集长大, 形成亚稳相 η' 。如果时间延长, 还可以形成稳定的 η 相^[7]。与 PDF 卡片上的衍射强度比较可见, 其最强峰不是处于 42° 左右的 η 相 (MgZn_2) 最强峰。因此, 可以初步认为在室温下缓慢析出的富 Mg, Zn 相不是稳定的 η 相 (MgZn_2), 而是亚稳态的 η' 相。

从 6 号试片开始, 强化相的衍射峰变得不明显, 但仍可见到它们的存在。其最强峰处于 42° 左右, 与稳定 η 相的强度匹配较好, 因此, 应当是稳定的 η 相, 甚至是 T 相 ($\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$)^[7,8]。

离开焊缝中心线距离大于 10 mm 的区域, 在接受焊接热输入的过程中, 温度达到固溶温度以下时效温度以上的某一温度。在此温度下, 基材中原有的强化相 η 部分地溶入到基体中, 因此, 在 X 射线衍射谱中其衍射峰变得不明显。剩余的部分即未溶 η 相在过时效温度下产生两种变化, 一是 η 相继续长大, 形成粗大的平衡相, 二是吸收基体中的 Al 原子, 形成粗大的 T 相 ($\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$)。这些粗大的平衡相对材料的强化作用很小甚至有坏的作用^[8]。另外, 由于这一区域的焊接温度远低于半熔化区的温度, 在冷却后的室温下置放时沉淀析出所需要的形核驱动力难以获得。因此, 即使在室温下长时间置放, 也不能像半熔化区一样重新析出细小弥散的强化相。因此, 在这一区域, 其强度比基材降低许多。但是, 相对于焊缝来说, 由于基材本身的成分、固溶强化以及少量强化相 η 的存在, 其强度比焊缝区高。

从 3 号试片开始,基体的衍射峰非常强(图 2 中的衍射峰高被消隐),而且与 PDF 卡片上标示的强度不匹配,说明试片存在择优取向,是加工态组织。

2.2 不同区域的晶胞参数计算

焊接过程中,由于受到焊接热输入的影响,焊接接头不同部位的合金元素固溶到基体中的含量是不同的。一般来说,晶胞参数的变化是固溶浓度的函数。采用一定的峰形函数,对衍射谱进行函数拟合,可以对被测晶胞的结构进行精修(cell refinement)。

X 射线粉末衍射全谱图拟合的 Rietveld 方法是一种有效的晶体结构和微结构的分析方法。利用计算机程序将计算强度数据以一定的峰形函数与试验强度数据拟合,拟合过程中不断调节结构模型参数和峰形函数,使计算峰形和观察峰形相吻合,从而实现对试片晶胞参数的修正。拟合一般采用最小二乘法,数学算式^[5]表述为

$$R = \sum w_i (y_i - y_{ci})^2, \tag{1}$$

式中: y_i 为步进扫描每一点的强度数据; y_{ci} 为计算强度数据,求和遍及所有强度数据点; w_i 为权重因子,一般取为 $1/y_i$; R 为拟合误差,使 R 最小的过程也就是峰形和晶体结构的精修过程。

采用峰形函数 Pseudo-Voigt 对衍射谱进行全谱拟合,并用 Maud 程序中的“Cell Refinement”功能模块对结构进行精修。点阵常数的精确测量值如表 1 所示。

表 1 焊接接头不同部位的晶格畸变量
Table 1 Lattice distortions at different regions of welded joint

	1	2	3	4	5
点阵常数 a/nm	0.407 4	0.407 0	0.406 5	0.406 4	0.409 6
$(a - a_0)/a_0 \times 100$	0.60	0.50	0.38	0.35	0.38
	6	7	8	9	10
点阵常数 a/nm	0.406 9	0.407 7	0.406 3	0.405 9	0.405 9
$(a - a_0)/a_0 \times 100$	0.48	0.67	0.33	0.23	0.23

表中 $(a - a_0)/a_0 \times 100$ 表示了晶胞参数的相对变化量, a_0 为纯铝在 25 °C 的晶胞参数 ($a_0 = 0.404\ 97\ \text{nm}$)。从表 1 看出,不同部位基体的晶胞参数不同。焊缝区的晶胞参数较大。越远离焊缝中心则晶胞参数越小。焊缝区的晶胞参数相对变化量达到 0.60%。焊缝区是 Al-Mn 合金焊丝成分,以 α -Al 为基的过饱和固溶体。由于 Mg, Zr, Sc, Ti 等多类型原子共同溶入基体,造成基体晶格较大的畸变。3 号、4 号和 5 号试片的晶胞参数相对较小。这是由于基材中合金元素 Mg, Zn, Mn 原子在自然时效过

程中析出,固溶所造成的晶格畸变较小。淬火区在焊接时的温度较高,其合金原子的固溶度相对来说较大,而且由于在焊件冷却后并不能像半熔化区一样固溶原子从基体中析出,因此,一直保持较大的固溶度,这就是 6 号、7 号、8 号试片的晶胞参数相对于半熔化区来说较大的原因。最后两个试片远离高温区,更接近未受热的基材,这一部分软化的原因主要是形成了 T 相 $(\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_4)^{[7\ 8]}$,而不是像淬火区一样固溶导致软化。因此,尽管得到软化,但软化的原因是原有析出相粒子 MgZn_2 中吸收 Al 原子,或者说 MgZn_2 向基体中扩散,形成粗大 T 相所导致的。焊接热输入的影响并未严重地影响固溶度的大小。

总体来说,在距焊缝中心 20 mm 范围内,不同程度地存在晶胞参数增大,即存在晶格正向应变,在这一范围内存在微观压应力。

综合图 2 和表 1 的结果,可以将焊接接头分为四个不同的区域。离焊缝中心线 0~4 mm 范围是焊缝中心,4~10 mm 范围为半熔化区,10~16 mm 范围为淬火区,16 mm 以外是过时效软化区。焊缝中心为铸态的 α -Al 固溶体组织。半熔化区在自然时效过程中析出了较多的强化相而使得晶格畸变较小。淬火区中原有强化相部分溶入基体,但是,在自然置放过程中由于形核驱动力不足以形成新的强化相,造成基体较大畸变。更远端由于焊接时的温度较低,但高于人工时效温度,原有强化相长大,形成 T 相致使其形成一个过时效软化区。过时效软化区并不像淬火区一样固溶入大量的合金元素,因而点阵畸变量较小。

2.3 基体的微观应变

微观应力包括第二类残余应力 R_{II} 和第三类残余应力 R_{III} 。在一个晶粒内恒定并且在几个晶粒中保持平衡的残余应力称为第二类残余应力,第三类残余应力分布于一个晶粒内的几个原子间,它在晶粒内的一小部分区域中平衡。微观应力和非均匀微应变有关,非均匀微应变由非均匀变形产生,结果在晶粒内部的一部分与另一部分之间产生错位堆积,或者在晶界上产生位错塞积。X 射线衍射法测量微观残余应力基于衍射线峰值宽度变化。

理想的晶体材料应在它的衍射谱中显示对称而尖锐的衍射峰。实际上,材料总是包含晶格缺陷如位错、孔洞、堆积缺陷等。因此,材料与理想情况相比它的衍射峰宽化了。微应变宽化可由分析 X 射线衍射峰的宽度决定。宽化的衍射峰和微应变的关系^[9]可描述为

$$B_s = \sqrt{\epsilon} \frac{\sin \theta}{\cos \theta}, \tag{2}$$

式中: B_s 为由微应变引起的衍射峰变化; $\sqrt{\epsilon}$ 为微应变的均方根。

晶块细化引起的衍射峰宽化 B_p 由谢乐方程决定

$$B_p = \frac{0.9\lambda}{D \cos \theta}, \tag{3}$$

式中: D 为晶块的平均尺寸; λ 为波长。这个方程用于评价细小晶粒(小于 100 nm)的晶块尺寸。

这两项可以线性相加^[9], 即

$$B_T = B_P + B_s = \frac{0.9\lambda}{D \cos \theta} + \sqrt{\epsilon} \tan \theta, \tag{4}$$

式中: B_T 是排除仪器因素的衍射峰宽化, 由晶块细化和微应变引起的宽化。以 $B_T \cos \theta$ 和 $\sin \theta$ 为轴绘图能够区分由微应变和晶块细化引起的宽化。图中至少包括两个衍射峰, 衍射峰越多, 结果越好。平均的晶块尺寸可由 0.9λ /截距得到, 而有效的微应变是斜率。

除了微应变和晶粒细化, X 射线仪器也能引起测得的 X 射线衍射峰的宽化, 因此需要对之进行校正。仪器宽化的效果可由下式^[9]分离出, 即

$$B_T^2 = B_M^2 - B_0^2, \tag{5}$$

式中: B_M 是从试样的 X 射线衍射峰的半最强处测得的宽度; B_0 是从标准试片的相应峰处测得的宽度。作者选用标准 Si 作为标样, 测量仪器宽度 B_0 随衍射角 2θ 变化的曲线 ($B_0 - 2\theta$)。这样, 能了解所测角度范围内任何一个衍射角位置上的仪器宽度 B_0 。对衍射图谱中基体相的衍射峰做全谱拟合, 可计算得到各衍射峰的半高宽 B_M 。按式(5)计算得出各衍射峰的实际宽化 B_T 。在实际计算时发现, 对于 1 号和 2 号试片, 所测衍射峰的宽化规律能很好地符合式(4)。这就是说, 衍射峰的宽化不但与微应变有关, 而且也与晶粒细化有关。换句话说, 在焊缝处的 Al 晶粒是非常微小的。其它试片的衍射峰宽化能较好地满足式(2), 也就是说, α -Al 晶粒是超过 100 nm 的, 从而衍射峰宽化的因素只有微应变。表 2 是关于基体相的微应变计算结果。

表 2 基体相 Al 的微应变与晶粒尺寸

Table 2 Micro-strain and grain size of α -Al matrix

	1	2	3	4	5
晶粒尺寸 D/nm	48.7	129.9	—	—	—
微应变 $\epsilon(\%)$	0.159	0.222	0.170	0.153	0.112
	6	7	8	9	10
晶粒尺寸 D/nm	—	—	—	—	—
微应变 $\epsilon(\%)$	0.134	0.141	0.112	0.097	0.075

焊接过程中, 由于焊丝加热和冷却速度都很快,

焊丝材料熔化后来不及长大就被急冷下来, 因此, 焊缝处的晶粒是很小的。特别是焊缝中心, 晶粒只有几十个纳米。从 3 号试片开始, 所测材料为基材, 晶粒在热处理过程中已经长大, 而焊接不能导致它们完全重熔和重结晶, 从而晶粒都超过 100 nm, 晶粒大小已不再影响衍射峰的宽度。此时衍射峰的宽化仅受到微观应变的影响(表 2)。

微观应变的结果与晶格畸变的结果是一致的。在焊缝中心 20 mm 范围内存在晶粒尺寸的微应变, 这种应变是正向的, 即存在微承压应力。

2.4 热过程引起的残余应力

X 射线衍射法测量残余应力是基于对组成晶体的晶面间距的测量。残余应力由组成 X 射线衍射花样的衍射峰位移表示。 $\sin^2 \Psi$ 法是常用的一种方法。在 $\sin^2 \Psi$ 法中以多重倾斜角 Ψ 实现应变的测量。残余应力是倾斜角正弦 $\sin^2 \Psi$ 的函数。在测量中通常取倾斜角 Ψ 为 $0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ$, 测量不同 Ψ 时同一晶面的晶面间距 d , 把这些 d 值以 $\sin^2 \Psi$ 为坐标绘图。如果试件中 X 射线的照射层不存在应力梯度, 所得图形是线性的, 从该直线的斜率可求得应力^[9] 为

$$R_r = K \cdot M, \tag{6}$$

式中: K 为应力常数, 对于一定的材料, 弹性模量 E 和泊松比 ν 是一定的, 若选择一定的衍射角 θ 后, K 为常数; M 为衍射角 $2\theta - \sin^2 \Psi$ 关系图中的斜率。

选择 Al 的(311)面, 取倾斜角 Ψ 为 $0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 45^\circ$, 按 $\sin^2 \Psi$ 法测量各试片的表面残余应力如表 3 所示。

表 3 焊接接头不同部位的宏观应力

Table 3 Residual stress at different regions of welded joint

	1	2	3	4	5
应力 R_r/MPa	-27.73	-24.79	-24.30	-7.53	-27.35
	6	7	8	9	10
应力 R_r/MPa	-20.53	-27.27	-21.35	-20.81	-20.92

在测量中作者注意到, Ψ 为 15° 和 30° 时, $2\theta - \sin^2 \Psi$ 图中的 2θ 偏离直线, 这主要是因为试片在切割和磨制过程中产生了应力松弛。但是, 即使这样, 应力变化的规律是不会改变的。

残余应力的存在对金属构件的强度、疲劳寿命、结构变形等方面的影响都是很大的, 如拉伸残余应力使材料的拉伸屈服极限降低, 并使构件疲劳强度下降; 拉伸残余应力还使应力腐蚀加速; 另外, 残余应力还会降低构件尺寸稳定性^[10]。

一般认为, 焊接件的冷却过程中焊缝区和热影

响区一直保持一对相反的内应力。随着温度的降低,焊缝收缩受阻越来越大,所受拉应力也越来越大,直至室温,拉应力可近似于屈服极限^[10]。但从试验结果来看,在焊缝中心 20 mm 范围内都存在极小的压应力。这种压应力是由于焊接热影响致使晶格正向畸变造成的。微小压应力的存在说明焊接件的变形量小,对于结构尺寸稳定是有利的。从试验结果来看,焊缝区并不存在极大的拉应力,可能是因为焊件在室温置放过程中半熔化区的重新析出导致应力缓释。另一种可能是在取样过程中产生了应力松弛。

2.5 半熔化区析出相的晶粒尺寸计算

从图 2 中不难发现,19.8°处的 η' 相的衍射峰明显宽于其它衍射峰。假定新的析出相不存在微观应变,则影响衍射峰宽化的原因是晶粒细化(小于 100 nm)。按照式(5)和式(3)计算出 η' 相的晶粒尺寸如表 4 所示。

表 4 η' 相的晶粒尺寸
Table 4 Grain size of precipitation η'

	3	4	5
η' 相的晶粒尺寸 D/nm	19	15	16

结合图 2 和表 4 的结果,看出 3 号试片的析出量最多(衍射峰相对较高),但晶粒较粗,4 号和 5 号试片的析出量相对较少,但晶粒较细。其原因主要是受焊接热量的大小不同,越靠近焊缝中心,温度越高,在室温下 η' 相的形核驱动力也大,故其析出量大而且粗,后两者由于形核驱动力小,析出量小且细。当距离焊缝中心更远时,形核驱动力更小,因此,不能从衍射图中发现其析出。根据 η' 相晶粒大小进一步判断,在此区域的析出相为非平衡相 η' ,而非平衡的 η 相或 T 相^[7,8]。

3 结 论

(1) 采用含 Sc,Zr 的微合金化 Al-Mg 合金焊丝按 MIG 方法焊接 5 mm 厚的 7A52 铝合金板材,在焊接接头的不同部位存在四个本质的热扩散区域。

0~4 mm 范围为焊丝形成的焊缝区,4~10 mm 区域为半熔化区,10~16 mm 范围为淬火区,最远端为软化区。焊缝中心为铸态组织的 α -Al 基体固溶体,半熔化区在自然时效过程中有较多微小的强化相 η' 析出,淬火区在焊接热输入影响下基材中原有沉淀相部分地回溶到基体并不能在自然时效过程中重新析出,软化区的基材中原有强化相在焊接热输入的影响下形成了粗大的 T 相,导致基材软化。

(2) 由于焊接热输入对不同区域的影响大小不同,使不同区域的固溶程度和晶格畸变不同,从而使微观和宏观残余应力都略有差异。

参考文献:

[1] 刘玲霞,成建国,吕 菲. 7A52 铝合金焊接结构件疲劳性能研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2005, 28(5): 37-40.
[2] 余 进,王鸿,徐越兰,等. 7A52 铝合金双丝焊接头的组织与性能[J]. 焊接学报, 2005, 26(10): 87-89.
[3] 王 生,李 周,尹志民,等. 钎钎微合金化焊丝焊接头的组织与性能[J]. 兵器材料科学与工程, 2005, 28(3): 26-29.
[4] 傅志红,贺地求,周鹏展,等. 7A52 铝合金搅拌摩擦焊焊缝的组织分析[J]. 焊接学报, 2006, 27(5): 65-68.
[5] Lutterotti L, Gialanella S. X-ray diffraction characterization of heavily deformed metallic specimens[J]. Acta Materialia, 1998, 46(1): 101-110.
[6] Yin Zhimin, Pan Qinglin, Jiang Feng. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg based alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A28Q: 151-153.
[7] Huang Jiwu, Yin Zhimin, Fang Jiafang, et al. Aging characteristics of 7A52 Al-Zn-Mg alloy[J]. Materials Science Forum, 2007(546-549): 867-870.
[8] Ma T, Ouden G Den. Softening behaviour of Al-Zn-Mg alloys due to welding[J]. Materials Science and Engineering, 1999, A 266: 198-204.
[9] 李树棠. 晶体 X 射线衍射学基础[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1996.
[10] 徐文立,李世萍,郭绍庆,等. 动态低应力小变形无热裂焊接方法的研究[J]. 宇航材料工艺, 1999(2): 38-42.

作者简介:黄继武,男,1963 年出生,副教授,博士研究生。主要研究方向为合金结构材料、无机材料的微观组织与性能。发表论文 30 余篇。
Email: huangjw@mail.csu.edu.cn

MAIN TOPICS, ABSTRACTS & KEY WORDS

Effect of P and rare-earth La on microstructure and property of AgCuZnSn brazing alloy

LI Zhuoran¹, JIAO Ning¹, FENG Jicai¹, CHEN Yijun² (1. State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China; 2. Jinhua Seleno Brazing Alloys Manufacture Co., Ltd. Jinhua 321017, Zhejiang, China). p1—4

Abstract: The P and rare-earth La were added into AgCuZn-Sn brazing alloy. The effect of P and La on the microstructure and property of AgCuZnSn cadmium-free brazing alloy system was investigated. The results showed that the addition of P could decrease the interfacial tension between liquid brazing alloy and specimen, and the wettability and fluidity were also improved. With the addition of La, the wettability of the brazing alloy was improved, while the wettability decreased as the content of La increased. The microstructure of AgCuZnSn brazing alloy consisted of CuZn intermetallic compound, Cu₅6Sn intermetallic compound and Ag-rich phase. The black Cu₃P compound was generated when P was added. And addition of La could make microstructure homogeneous, and restrain the growth of intermetallic compound.

Key words: brazing alloy; microstructure; wettability; La

Effects of nonmetallic inclusions on acicular ferrite nucleation in deposited metals of microalloyed steel

GUO Xuming¹, QIAN Bainian², WANG Yu³ (1. Department of Material Engineering, Shenyang Institute of Aeronautic Engineering, Shenyang 110034, China; 2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 3. Shenyang Institute of Special Equipment Inspection & Research, Shenyang 110035, China). p5—8, 12

Abstract: The effects of the size, distribution and chemical composition of inclusions on nucleation of acicular ferrite in deposited metals of micro-alloyed steel were studied. The results show that the inclusions as nuclei of acicular ferrite are chemical heterogeneous compounds containing various elements. Most of them are within 0.2—0.6 μm in diameter. The inclusions reduce the energy barrier to nucleation by acting as high-energy inert substrates, promoting the nucleation of acicular ferrite. The primary acicular ferrite plates initially nucleate at intragranular inclusions and then many fine interlocked acicular ferrite grains nucleate sympathetically and grow from the primary plates.

Key words: inclusion; deposited metal; acicular ferrite; nucleation

Brazed joint structure and mechanical property of Ti(C,N) and 45 steel

WU Mingfang, CHEN Jian, PU Juan, YUAN Yuan

(Provincial Laboratory of Advanced Welding Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, Jiangsu, China). p9—12

Abstract The Cu foil and Ni foil with different thickness were used as the interlayer to ease the residual stress of the joint, and the brazing experiment was conducted in the case of brazing parameters which brazing temperature is 20 °C and holding time is 20 mins. The results show that the three-point bending strength increases smoothly when thickness of Cu foil or Ni foil is increased from 100 μm to 300 μm. Because Cu foil can be solved in the brazing process, which abates the chemistry consistency of brazing filler metal and Ti(C,N)-based metal ceramic and reduces the cohesion of interface, the increase of the joint strength was confined. When Ni foil was used, the prominent characteristic is the higher interface strength compared to the joint brazed Cu foil, but its effect of easing the residual stress is not good, and stress concentration phenomenon is created easily on the side of Ti(C,N)-based metal ceramic next to the brazing seam.

Key words: metal ceramic; steel; brazing; interlayer; strength

X-ray diffraction analysis of 7A52 aluminum alloy MIG welded joint

HUANG Jiwu¹, YIN Zhimin¹, NIE Bo^{1,2}, XIAO Jin¹, CHEN Jiqian¹ (1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China; 2. Northeast Light Alloy Co. Ltd., Harbin 150060, China). p13—17

Abstract 7A52 alloy plate was welded by means of MIG (metal inert gas) welding using Al—Mg—Mn—Sc—Zr micro-alloyed wire. The specimens cut down at different regions of the welded joint were diffracted accurately by high-power X-ray diffractometer. The results showed that there are 4 different heat diffusion zones in the welded joint, these zones had themselves substantive characteristics. The first was the weld, and it was the α—Al matrix as cast structure distanced the weld centre line about 0—4 mm. The second was the semi-melted zone, and it distanced the weld centre line about 4—10 mm. The nanocrystalline η' (MgZn₂) phase and Al₆Mn re-precipitated in nature ageing process when it was laid at room temperature. The region distanced the weld centre 10—16 mm was the low temperature solution zone, and the strengthening phases re-dissolved into α—Al matrix partly at the weld temperature but could not re-precipitate at room temperature. The fourth was a soften zone. In this zone, the strengthening phase growth and formed the T phase. It was the reason of strength decreasing. Because the effects of welding heat on zones were different, it lead to different solid sol-

ability, distortion of lattice, the micro-strains and residual stress.

Key words: aluminum alloy plate; welding; precipitation; grain size; residual stress

Braze-welding for dissimilar metals between copper and steel by Nd:YAG laser-plused MIG hybrid welding LEI Zhen, QIN Guoliang, WANG Xuyou, LIN Shangyang (Harbin Welding Institute, China Academy of Machinery Science Technology, Harbin 150080, China). p18–20, 25

Abstract: Braze-welded joint between copper and steel could be achieved by laser-arc hybrid welding. With this method, high quality joining between T2 copper alloy sheet and galvanized steel sheet was successfully done. The results indicated that a brazed joint between copper and steel was formed, while the steel sheet in the joint was not melted. The tensile test shows that the crack initiated in the heat-affected zone of copper side, and the heat-affected zone is intenerated appreciably. Analysis of fracture appearance shows that the fracture characteristic of the joint is ductile fracture. The erodent structure of the steel and the penetration of copper atom through the crystal boundary of ferrite were not found by high resolution electron microscope. Copper-iron solid solution formed around the brazing interfaces and both atoms diffused with each other. In addition, the brazing interface abounded with silicon.

Key words: laser; plused metal inert-gas arc; hybrid welding; copper; braze-welding

Effects of VPTIG welding current parameters on arc shape and weld quality FANG Chenfu¹, YU Jiajun¹, CHEN Shujun², SONG Yonglun² (1. Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, Jiangsu, China; 2. College of Mechanical Engineering and Applied Electronics Technology, Beijing University of Technology, Beijing 100022, China). p21–25

Abstract: With high-speed video system and memory real-time oscilloscope gathering welding current and arc shape information of variable polarity TIG (VPTIG) welding, effects of five parameters including welding current frequency, DCEP (direct current electrode positive) and DCEN (direct current electrode negative) time, DCEP and DCEN current amplitude on arc shape information and quality of weld were analyzed. The experiment showed that arc shape, arc welding pieces of power and heat input can be controlled by regulating the five parameters, which not only could control penetration, both sides of weld and liquidation district width on both sides of weld, but also reduced the loss of tungsten electrode. VPTIG welding craft for aluminum alloy with plate docking and low frequency impulse modulation were adopted, and the depth of fusion of single pass welding could reach 6 mm. Meanwhile, good appearance of weld and reliable quality of welded joint could be obtained.

Key words: variable polarity tungsten inert-gas welding; welding current; arc shape; weld quality

Laser welding of high nitrogen steel 1Cr22Mn16N III. Micro-structure and mechanical properties of welding heat-affected zone ZHAO Lin^{1,2}, TIAN Zhiling¹, PENG Yun^{1,2}, XU Lianghong^{1,2}, LI Ran^{1,2} (1. State Key Laboratory of Advanced Steel Processes and Products, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China; 2. Division of Structural Materials, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China). p26–30

Abstract: The microstructure and mechanical properties of heat-affected zone (HAZ) of high nitrogen steel (HNS) were investigated by using thermo-simulation technique. The experimental results indicate that the microstructure in the HAZ of HNS is austenite and δ -ferrite under laser welding conditions. The hardness of the coarse-grained heat-affected zone (CGHAZ) increases when the cooling rate increases, and the one of the HAZ decreases while the peak temperature decreases. The results show that the hardness of the HAZ is higher than the one of the base metal, indicating no softening of the HAZ under appropriate welding conditions. The impact toughness of CGHAZ is improved with the increase of the cooling rate, whereas two brittle zones exist in the HAZ.

Key words: high nitrogen steel; laser welding; heat-affected zone; microstructure; mechanical properties

Stiffness coordination strategy for increasing fatigue life and its application in welded structure DING Yanchuang, ZHAO Wenzhong (School of Mechanical Engineering, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, Liaoning, China). p31–34

Abstract: The mechanical nature of welded structure fatigue damage is the local stress concentration, and the severity of the stress concentration is depending on the change of stiffness. From the point of stiffness coordination, the causes of stress concentration are analyzed. Based on IIW (International Institute of Welding) standards, the relative fatigue life of butt joint is calculated. Results show the fatigue life increase at least 3.86 times with the smoothened weld. The fatigue life analysis of flat beam with strengthen plate shows that the plate thickness increase 1 times i. e., the local stiffness increase 1 times, the fatigue life decrease 1 times. The two examples of IIW confirm that the stiffness coordination is very important to improve fatigue life. Based on the measured dynamic stress, the fatigue life of welded frame is predicted. Result shows that the stiffness coordination can significantly increase the fatigue life. The fatigue life prediction of welded frame is certificated by the experimentation.

Key words: welded structure; stiffness coordination; fatigue life

Principle of produced heat by arc properties in VPPA of aluminum alloy HAN Yongquan¹, CHEN Shujun², YIN Shuyan² (1. College of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Huhhot 010062, China; 2. College of Mechanical Engineering and Applied Electronics Technology, Beijing University of Technology, Beijing 100022, China). p35–37, 42