

Ti(C, N)与 45 钢钎焊接头组织及力学性能

吴铭方, 陈 健, 浦 娟, 袁 媛
(江苏科技大学 先进焊接技术省级重点实验室, 江苏 镇江 212003)

摘 要: 以不同厚度的铜箔、镍箔作为缓解接头残余应力的中间层材料, 在钎焊温度 820 ℃, 保温时间 20 min 的工艺参数条件下对 Ti(C, N)基金属陶瓷与 45 钢进行了钎焊试验。结果表明, 无论是采用铜箔还是镍箔, 当其厚度从 100 μm 增加到 300 μm 时, 接头三点弯曲强度上升趋势平缓; 由于铜箔在钎焊过程中大量溶解, 削弱了钎料与 Ti(C, N)基金属陶瓷的化学相容性, 降低了界面结合力, 从而严重制约了接头强度的提高; 使用镍箔的突出特点表现在具有较高的界面强度, 与施加铜箔的钎焊接头相比强度显著提高, 但其缓解接头残余应力的效果不如铜箔, 在靠近钎缝的 Ti(C, N)基金属陶瓷一侧易引发残余应力集中现象。

关键词: 金属陶瓷; 钢; 钎焊; 中间层; 强度

中图分类号: TG454 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2007)12-009-04



吴铭方

0 序 言

Ti(C, N)基金属陶瓷是一种多相复合材料, 与 WC-Co 硬质合金材料相比, 以 Ni 替代 Co 作为粘结相, 以 Ti(C, N)替代 WC 作硬质相, 从而使 Ti(C, N)基金属陶瓷不但具有高的硬度、红硬性、耐腐蚀性、优良的化学稳定性、与金属间极低的摩擦系数, 而且还有一定的韧性和强度。用其替代 WC 基硬质合金刀具, 加工普通碳素钢、合金钢及铸铁可以实现高效、高精度的效果^[1-3]。

Ti(C, N)基金属陶瓷与钢在力学性能、物理性能及化学性能方面存在较大的差异。对于 Ti(C, N)基金属陶瓷与钢钎焊, 极易在靠近钎缝的 Ti(C, N)基金属陶瓷一侧形成高应力梯度, 即接头残余应力水平存在较大的不均匀性, 造成接头在低工作应力下发生破坏^[4]。因此, 研究 Ti(C, N)基金属陶瓷与 45 钢的钎焊性, 探讨制约接头强度的影响因素并提出改进措施, 分析中间层对接头力学性能的作用机制, 对于指导工程应用将具有一定的意义^[5, 6]。

作者的研究以实现 Ti(C, N)基金属陶瓷与 45 钢的可靠连接为目的, 通过采用不同厚度的铜箔、镍箔作为缓解接头残余应力的中间层材料, 在钎焊温度 820 ℃, 保温时间 20 min 的工艺参数条件下对

Ti(C, N)基金属陶瓷与 45 钢进行钎焊试验, 分析比较不同中间层材料的溶解行为及力学、物理性能参数对接头界面结合力和残余应力的影响规律, 从而提出制约接头强度的关键影响因子。

1 试验材料及方法

试验选用的 Ti(C, N)基金属陶瓷由株洲市广盛硬质合金厂提供, 45 钢为市场购买, 中间层采用纯铜箔和纯镍箔, 厚度为 100, 200, 300 μm, 钎料使用 Ag-Cu 合金箔, 材料主要性能参数如表 1 所示; 试样尺寸 20 mm×5 mm×5 mm, 按 Ti(C, N)基金属陶瓷/钎料/中间层/钎料/45 钢的顺序装配, 并置于防止焊接残余变形的专用夹具中。

表 1 材料的物理性能及力学性能参数

Table 1 Physical and mechanical properties of materials

材料	线膨胀系数 $\alpha_l/(10^{-6} \text{ K}^{-1})$	弹性模量 E/GPa	残余延伸强度 $R_{t0.2}/\text{MPa}$
Ti(C, N)	5.6	450	650
45 钢	14.5	210	610
铜箔	17	105	60
镍箔	13.3	210	148

试验在钎焊炉中进行。所有试样入炉前经金相砂纸打磨并用超声波丙酮清洗。钎焊温度为

820 ℃, 保温时间为 20 min。试样加热升温速度为 20 ℃/min, 钎焊后试样冷却速度为 10 ℃/min。

接头微观组织、断口形貌借助扫描电子显微镜、电子探针和 X 射线衍射仪进行分析和测试; 接头室温强度采用三点弯曲试验进行评价, 如图 1 所示。参照国家标准 GB 6569 — 86《工程陶瓷弯曲强度试验方法》, 压头位移速率不超过 0.5 mm/min。三点弯曲强度用下式进行计算, 即

$$R_m=\frac{3FL}{2h^2b},$$

(1)

式中: F 为断裂载荷(最大载荷); L 为支点间距; h 为试件高度; b 为试件宽度, 具体如图 1 所示。

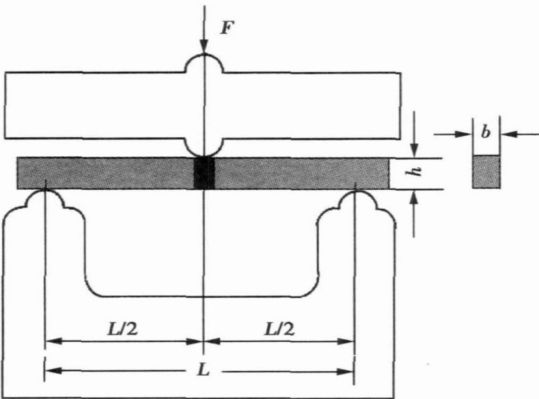


图 1 三点弯曲试验示意图

Fig 1 Schematic diagram of three point bending test

2 试验结果及分析

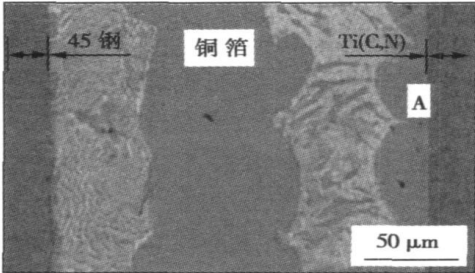
2.1 接头微观形貌及组织分析

为了比较物理、力学性能不同的中间层材料对缓解接头残余应力, 提高接头力学性能的作用机制, 研究采用纯铜箔和纯镍箔(厚度 100, 200, 300 μm)作为释放应力的中间层, 使用 Ag - Cu 合金箔作为钎料, 在钎焊温度 820 ℃, 保温时间 20 min 的工艺参数条件下对 Ti(C, N)基金属陶瓷与 45 钢进行了钎焊试验, 接头微观形貌如图 2 所示。铜箔在钎焊过程中与钎料中的 Ag 发生共晶反应而强烈溶解并在 Ti(C, N)基金属陶瓷一侧形成 Cu 的固溶体组织(该过程是影响接头强度的重要因素), Ag - Cu 共晶带具有强烈的从 Ti(C, N)基金属陶瓷一侧向铜箔中推进的趋势, 如图 2a 和表 2 所示。由 Ag - Cu 二元相图可知, 当温度升高到 Ag - Cu 共晶反应温度 780 ℃, 铜箔 /Ag - Cu 钎料界面 Ag, Cu 浓度达到共晶点成分

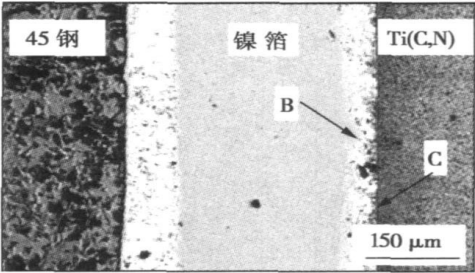
时发生共晶反应而产生液相。大量研究证实, Ag - Cu 共晶液相层形成过程与一般固相扩散焊反应层形成过程相似, 铜箔溶解宽度与保温时间的关系应该符合平方根定律。通过计算得到试验条件下铜箔溶解宽度 $X(\mu\text{m})$ 与保温时间 $t(\text{min})$ 可近似表达为

$$X=6\sqrt{t}.$$

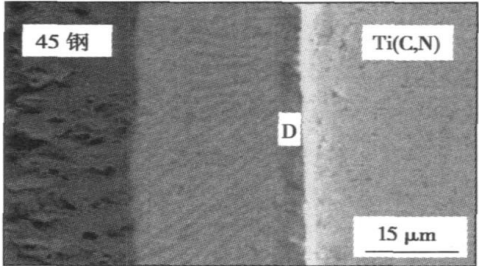
(2)



(a) Ti(C,N)/铜箔/45钢钎焊接头



(b) Ti(C,N)/镍箔/45 钢钎焊接头



(c) 无中间层

图 2 接头微观形貌 SEM 背散射电子像
Fig. 2 SEM-BEI of joint micro pattern

表 2 特性点能谱测试结果(质量分数, %)

Table 2 Energy spectrum test result of characteristic points				
元素	A 点	B 点	C 点	D 点
C	4. 41	6. 94	4. 77	3. 18
Ni	2. 91	34. 81	54. 13	30. 46
Cu	89. 53	8. 56	41. 10	59. 11
Ag	3. 42	50. 32	—	—
W	—	—	—	3. 31
Co	—	—	—	3. 94

值得注意的是, 由于中间层铜箔的不断溶解, 熔

融钎料 Ag - Cu 中 Cu 含量迅速增加, 并在 Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧富集, 从而达到过共晶成分, 在 820 ℃钎焊温度下析出初生的 α - Cu 固溶体相。随着钎焊保温时间的不断延长, 该过程持续进行, 宏观表现在钎缝中靠近 Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧的 α - Cu 固溶体相不断增厚, 如图 2a 中的 A 相所示, Ag - Cu 共晶带不断向铜箔一侧推移。接头强度测试结果表明, 该现象是造成接头强度显著衰减的重要因素, 其原因将在 2.2 节中予以讨论。

使用镍箔作为中间层时, 经电子探针 (EPMA) 元素点、线分布测试表明, 与使用铜箔作为中间层相比, 镍箔向钎缝中的溶解量明显减少, Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧的钎缝中 Ag - Cu 共晶花纹的典型特征已完全失去, 取而代之的是双层组织结构, 即靠近镍箔一侧的钎缝主要由 Ag 的固溶体和 Ni 的固溶体构成, 而靠近 Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧的钎缝主要由 Cu 的固溶体和 Ni 的固溶体构成, 如图 2b 和表 2 所示; 无中间层钎缝的微观形貌如图 2c 所示, Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧界面结合良好, 无微观裂纹, 钎缝中 Ag - Cu 共晶花纹形貌清晰可见, Ti (C, N) 基金属陶瓷与钎缝界面反应层较为平直, 颜色呈深灰色, EPMA 能谱点分析 (表 2) 测试证实, 界面反应层 D 由 Cu 固溶体和 Ni 固溶体的混合组织构成。

2.2 接头强度分析对比

表 3 反映了不同中间层材料及厚度对 Ti (C, N) 基金属陶瓷与 45 钢钎焊接头强度的影响。无论是采用铜箔还是镍箔, 当其厚度从 100 μm 增加到 300 μm 时, 接头三点弯曲强度呈上升趋势, 但增幅量不太显著; 使用铜箔作为缓解应力的中间层材料, 接头强度相对较低, 甚至大大低于无应力缓冲层钎焊接头的强度, 接头断裂路径宏观表现在沿 Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧界面启裂和扩展; 使用镍箔作为缓

解应力的中间层材料, 接头强度较高, 与无中间层的接头相比强度平均增幅率达到 42%, 与铜箔作为缓解应力的中间层材料相比, 接头强度平均增幅率达到了 80%, 接头断裂路径呈现混合型断裂的特征, 即沿 Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧的反应层启裂, 扩展一定路径后进入 Ti (C, N) 基金属陶瓷。综合以上接头强度测试结果可以推断, 制约 Ti (C, N) 基金属陶瓷 / 铜箔 / 45 钢接头强度的关键因素是 Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧界面强度太低; 而制约 Ti (C, N) 基金属陶瓷 / 镍箔 / 45 钢接头强度进一步提高的关键因素是 Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧界面反应层强度不高及接头存在较大的残余应力。

钎焊接头强度的数值集中体现了界面强度、反应层强度的大小及残余应力峰值和分布形态, 当界面结合力较弱、反应层强度较低、残余应力较高时, 钎焊接头强度必然降低。现有的研究成果证明, 界面强度取决于材料界面间的化学结合力和机械结合力; 反应层强度则由反应产物的种类、形态及反应层是否存在微观缺陷决定的; 母材和中间层材料的物理、力学性能及钎焊工艺参数等决定了残余应力的分布特征。文献 [7] 的研究表明, 对于 Ti (C, N) 基金属陶瓷与钢钎焊系统, 由于接头两侧母材的力学、物理性能不连续, 易引发高梯度的应力影响区, 造成接头产生裂纹, 甚至连接失败。采用铜箔作为释放应力的中间层效果最佳, 这是由于 Cu 的屈服极限很低, 易通过蠕变和屈服方式松弛接头应力, 从而达到控制残余应力峰值、优化残余应力分布状态的效果。因此, 对于采用铜箔钎焊连接 Ti (C, N) 基金属陶瓷与 45 钢来说, 残余应力对接头强度的影响是次要的, Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧界面强度太低是制约接头强度的关键因素。为了探讨使用铜箔造成 Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧界面强度太低的原因, 对断口 Ti (C, N) 基金属陶瓷一侧界面进行了 SEM 二次电子像分析, 结果表明, 断口整体形态较为平整, 局部区域有少量附着的 Cu。为了进一步研究裂纹的扩展机理, 对较为平整的断口表面进行了 XRD 组织测试, 结果如图 3 所示。由图 3 可见, 断口表面主要为 Ti (C, N) 和 Ni, 另外还有少量 Cu。

Ti (C, N) 基金属陶瓷由粘结相、硬质相及包覆于硬质相周边的环形相构成^[1]。粘结相主要由 Ni, Co 元素组成, 硬质相主要指 (Ti, Mo) C_x Ni_{1-x}, 环形相主要含 Mo, 是 Mo 与 Ti (C, N) 形成的一种不平衡 Ti (C, N) - Mo - C 固溶体, 它改善了粘结相 Ni 对碳化物的润湿性^[3]。在粘结相 Ni 结晶时, Ni 可以按照 Ti (C, N) 的某一晶体取向结晶生长, 从而获得较高的结合力。前期的预备试验表明, 熔融 Cu 的溶液对 Ti (C, N) 基

表 3 接头强度测试结果
Table 3 Test results of joint strength

中间层材料	厚度 $\delta/\mu\text{m}$	抗弯强度 R_w/MPa	断裂路径
铜箔	100	248	Ti (C, N) 一侧界面
	200	259	Ti (C, N) 一侧界面
	300	285	Ti (C, N) 一侧界面
镍箔	100	449	钎缝与陶瓷混合 断裂
	200	483	钎缝与陶瓷混合 断裂
	300	491	钎缝与陶瓷混合 断裂
无中间层		333	钎缝

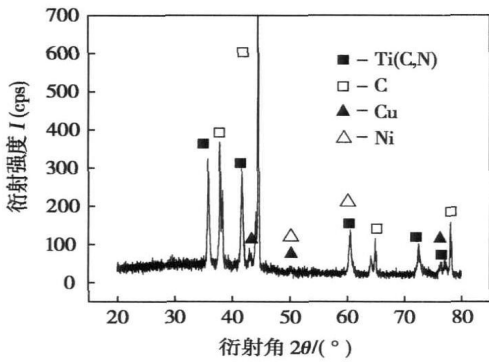


图 3 断口 Ti(C, N) 一侧 XRD 测试结果(铜箔)

Fig 3 Test results of Ti(C, N) side of fracture(Cu foil)

金属陶瓷的润湿性较差,特别是对 Ti(C, N)硬质相几乎不润湿。当采用铜箔作为释放残余应力的中间层材料时,由于铜箔大量溶解并在 Ti(C, N)基金属陶瓷一侧富集,使得 Ag-Cu 钎料与 Ti(C, N)基金属陶瓷之间的界面能升高,润湿性变差,最终导致界面结合力下降、接头强度衰减的结果。而使用镍箔作为释放残余应力的中间层材料时,由于其与 Ti(C, N)基金属陶瓷的粘结相 Ni 是同种元素,因此镍箔的溶解不但不会降低 Ag-Cu 钎料对 Ti(C, N)基金属陶瓷的润湿,而且可以改善其润湿性,提高界面结合力。但由于镍箔的屈服极限较高,作为缓解接头残余应力的中间层材料效果不如铜箔,钎焊过程中接头易在靠近钎缝的 Ti(C, N)基金属陶瓷一侧引发较高的残余应力,从而造成强度测试时裂纹沿靠近钎缝的 Ti(C, N)基金属陶瓷一侧扩展。

3 结 论

(1) 使用铜箔作为中间层材料虽然可以有效释

放接头的残余应力,但由于其在钎焊过程中大量溶解,削弱了钎料与 Ti(C, N)基金属陶瓷的化学相容性,降低了界面结合力,从而严重制约了接头强度的提高。通过选择合理的工艺参数达到有效控制铜箔溶解才是 Ti(C, N)基金属陶瓷/铜箔/45 钢钎焊体系首要解决的问题。

(2) 采用镍箔作为缓解接头残余应力的中间层材料,其突出特点表现在具有较高的界面强度,与不加中间层的钎焊接头相比强度显著提高。作为进一步提高接头强度的有效措施应设法减小接头残余应力峰值,改善残余应力分布状态。

参考文献:

[1] 郑 勇,熊惟皓. Ti(C, N)基金属陶瓷界面问题的研究进展[J]. 材料导报, 2001, 15(3): 7-9.
[2] 徐 强,张幸红,曲 伟,等. 金属陶瓷的研究进展[J]. 硬质合金 2002 19(4): 221-225.
[3] 熊惟皓,胡镇华,崔 崑. Ti(C, N)基金属陶瓷的相界面过渡层[J]. 金属学报, 1996, 32(10): 1075-1080.
[4] 吴铭方,周小丽,马 骋. Ti(C, N)/40Cr 钎焊接头残余应力数值计算[J]. 焊接学报, 2006, 27(12): 65-68.
[5] Zhang J X, Chandel R S, Chen Y Z, et al. Effect of residual stress on the strength of an alumina-steel joint by partial transient liquid phase (PTLP) brazing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 122(2): 220-225.
[6] 何 鹏,冯吉才,钱乙余. 异种材料扩散连接接头残余应力的分布特征及中间层的作用[J]. 焊接学报, 2002 23(2): 76-80.
[7] 吴铭方,马 骋,杨 敏. Ti(C, N)基金属陶瓷/40Cr 钢钎焊接头减应措施研究[J]. 焊接技术, 2006, 35(3): 18-19.

作者简介: 吴铭方,男,1962 年出生,硕士,教授。主要从事异种材料连接技术研究工作。发表论文 15 余篇。

Email: wu_mingfang@163.com

[上接第 8 页]

[9] Jang J, Indacochea J E. Inclusion effects on submerged arc weld microstructure[J]. Journal of Materials Science, 1987, 22(2): 689-700.
[10] Bott I S, Rios P R. On the effectiveness of inclusions as nucleation sites in weld deposits[J]. Scripta Materialia, 1998, 38(8): 1269-1274.
[11] Dowling J M, Corbett J M, Kerr H W. Inclusion phase and nucle-

ation of AF in submerged arc welds in high strength low alloy steels [J]. Metallurgical Transaction A, 1986, 17(9): 1611-1638.

作者简介: 国旭明 男,1965 年出生,博士,教授。主要从事材料焊接性及特种焊接材料研制、材料表面改性等方面的科研和教学工作。申请发明专利 6 项,获授权 4 项,获国防科技进步二等奖 1 项。发表论文 47 篇。

Email: guoxuming@sohu.com

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-