

铝合金 T 型接头双侧激光同步焊接组织的特征及力学性能

陈彦宾¹ 杨志斌¹ 陶 汪^{1,2*} 陈 洁³ 李俐群¹ 刘 申¹ 陈 磊³

¹ 哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001
² 哈尔滨工业大学金属精密热加工国防科技重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001
³ 国家商用飞机制造工程技术研究中心, 上海 200436

摘要 针对国产大型客机机身壁板双侧激光同步焊接的铝合金 T 型接头, 系统研究了接头组织特征及力学性能。试验结果表明: 从焊缝中心到母材依次存在等轴晶区、柱状晶区、部分熔化区、过热区和母材区 5 个特征区域, 蒙皮侧热影响区是接头最薄弱环节; 接头拉伸强度取决于焊缝熔深, 平均横向与轴向拉伸强度分别为母材的 87.8% 和 53.1%, 试件均起裂于蒙皮焊趾处, 断口分别表现为韧性断裂和脆性断裂; 平均纵向拉伸强度为母材的 90.8%, 平均延伸率约为 8.4%, 断口韧窝小而浅, 呈现出韧性与脆性混合断裂特征, 熔合线附近焊缝存在撕裂痕迹; 疲劳失效首先发生于蒙皮焊趾处并最终断裂于蒙皮, 条件疲劳强度约为 80.7 MPa; 焊趾处断口表现出韧性和脆性混合断裂特征, 蒙皮位置呈现脆性断裂特征。

关键词 激光技术; T 型接头; 双侧激光同步焊接; 微观组织特征; 力学性能; 铝合金

中图分类号 TG456.7 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201340.0503009

Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of Double-Sided Laser Beam Welded Aluminum Alloy T-Joints

Chen Yanbin¹ Yang Zhibin¹ Tao Wang^{1,2} Chen Jie³ Li Liquan¹ Liu Shen¹ Chen Lei³

¹ State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin, Heilongjiang 150001, China

² National Key Laboratory of Metal Precision Hot Processing, Harbin Institute of Technology, Harbin, Heilongjiang 150001, China

³ National Engineering Research Center for Commercial Aircraft Manufacturing, Shanghai 200436, China

Abstract The microstructure characteristics and mechanical properties of double-sided laser beam welded aluminum alloy T-joints for aircraft fuselage panels are systematically analyzed. The experimental results show that five distinct zones are identified between the fusion zone center and the base material which consists cellular dendrite zone, parallel dendrite zone, partially melted zone, over-aged zone, and base material. The heat affected zone of the skin side is the weakest area. The tensile strength depends on the weld penetration, and the failure originates at the weld toe on the skin side. The average transverse and axial tensile strengths reach 87.8% and 53.1% of the base materials and the fracture mechanisms of the transverse and axial tensile tests are found to be ductile and brittle fracture, respectively. The average longitudinal tensile strength reaches 90.8% of the base materials, and the average elongation is 8.4% of the original test specimens. The dimples are small and shallow, the fracture is a mixture of ductile and brittle fracture, and a tearing trace near the fusion line appears. Fatigue failure is found to originate at the weld toe on the skin side and finally crack on the skin, and the conditioned fatigue strength is 80.7 MPa. The fracture at the weld toe is a mixture of ductile and brittle fracture, and the skin panel fracture appears brittle fracture feature.

收稿日期: 2013-01-04; **收到修改稿日期**: 2013-02-24

基金项目: 国家自然科学基金(51175115)和国家商用飞机制造工程技术研究中心创新基金(SAMC12-JS-15-009)资助课题。

作者简介: 杨志斌(1985—), 男, 博士研究生, 主要从事铝合金激光焊接及其数值模拟等方面的研究。

E-mail: yangzhibin@hit.edu.cn

导师简介: 陈彦宾(1962—), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事激光加工方面的研究。E-mail: chenyb@hit.edu.cn

* **通信联系人**。E-mail: taowang81@sina.com

Key words laser technique; T-joint; double-sided laser beam welding; microstructure characteristics; mechanical properties; aluminum alloy

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3850

1 引 言

在飞机制造业中,为了减轻机身重量、提高运载能力、降低油耗和排放,采用轻型材料及先进连接技术是最为有效的途径。为了解决蒙皮桁条组成的机身壁板传统铆接增加机身重量和生产效率较低的问题,20世纪90年代初期德国研究机构率先开展了铝合金机身壁板结构双侧激光同步焊接技术代替铆接技术的研究工作^[1,2]。经过十余年的不断发展与完善,不莱梅德国空中客车有限责任公司在激光焊接技术上开发了一项崭新的双侧激光同步焊接连接技术,实现了两个最为重要的目标,即减轻机身重量的同时降低制造成本^[3-5]。2000年完成首件A318激光焊接机身壁板的生产加工制造,并于2003年开始批量化加工制造;目前,该技术已成功应用在空客A318/A340/A350/A380等型号的批量化生产过程中^[6-8]。

目前,铝合金机身壁板T型接头双侧激光同步焊接技术的相关公开报道极少^[9,10],尤其是关于接头组织特征和力学性能等方面的研究尚未见详细报道。Squillace等^[11]研究了不同填充焊丝对接头力学性能的影响,试验结果表明:不同成分焊丝对焊缝成形、拉伸性能及断裂行为影响显著。Schumacher

等^[12]指出光束入射位置对接头的成形质量影响显著,并显著影响接头的力学性能。Al-Mg-Si系列铝合金材料焊接容易产生热裂纹^[13,14],采用Si含量较高的焊丝可以显著抑制焊接热裂纹的产生倾向^[2,11]。陈洁等^[15]研究了T型接头两侧分别施焊接头的力学性能,指出接头拉伸强度由焊缝熔深与焊脚尺寸决定。杨涛^[16]和许良红等^[17]研究了不同接头形式的铝合金的力学性能,试验结果一致表明合金元素的蒸发导致了焊接接头具有一定程度的软化现象。

本文针对国产大型客机机身壁板双侧激光同步焊接铝合金T型接头,系统研究了接头组织特征及力学性能,为实现国产大型客机机身壁板的加工制造提供一定的理论支撑。

2 试验材料及方法

蒙皮与桁条分别采用1.8 mm厚的6156-T6与6056-T4铝合金,填充焊丝选用直径为1.2 mm的4047铝硅焊丝,试验材料的化学成分如表1所示。试验前严格清洗待焊试件表面以去除油污和氧化膜。

表1 试验材料化学成分及含量(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of the experimental materials (mass fraction, %)

Materials	Mg	Si	Cu	Mn	Zn	Fe	Al
Skin: 6156	0.9	1.0	0.9	0.6	—	—	Bal.
Stringer: 6056	0.9	1.0	0.8	0.6	0.4	—	Bal.
Filler wire: 4047	0.01	11.52	<0.01	0.01	0.001	0.2	Bal.

焊接设备采用德国IPG公司YLS-5000和YLS-10000光纤激光器,最大功率分别为5 kW和10 kW,波长为1.06 μm,光斑直径为0.23 mm,光束模式为

多模分布,配合德国KUKA型六轴机器人和奥地利FRONIUS KD4010型送丝系统进行试验。T型结构尺寸及双侧激光同步焊接设备如图1所示,图1(a)

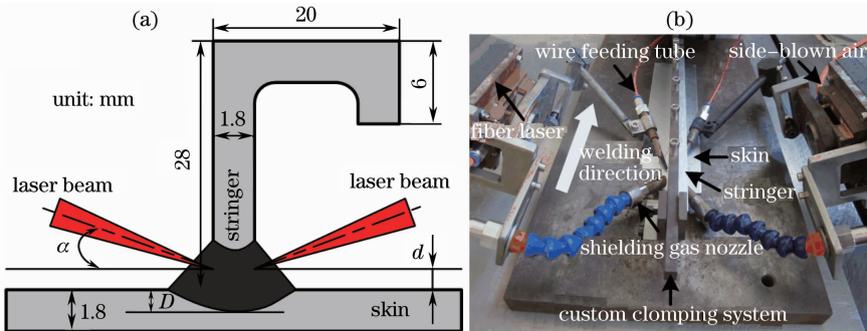


图1 (a) T型结构尺寸;(b) 双侧激光同步焊接设备

Fig. 1 (a) T-joint configuration size; (b) double-sided laser beam simultaneous welding equipment

中, α 表示光束入射角度, d 表示光束入射位置, D 为焊缝熔深。双侧激光同步焊接工艺参数如表 2 所示。

表 2 双侧激光同步焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters of the double-sided laser beam welding process

Welding parameters	Values
Laser power /kW	1.6~2.2
Welding speed /(m/min)	4.0~8.0
Wire feeding speed /(m/min)	2~4.5
Incident beam position	On stringer 0.2 mm
Incident beam angle /($^{\circ}$)	22
Laser beam focal position	On specimen surface
Shielding gas	He, 15 L/min

试验操作步骤如下:1) 利用 OLMPUS GX71 型金相显微镜对接头微观组织特征进行观察与分析;2) 利用 HXD-1000 TM 型数显显微硬度计进行接头显微硬度测试,加载载荷为 100 g,保持时间为 10 s;3) 根据航空工业标准 HB5413-96《金属室温拉伸测试方法》,利用 INSTRON-5569 型电子万能材料试验机对接头分别进行横向拉伸与轴向拉伸与纵

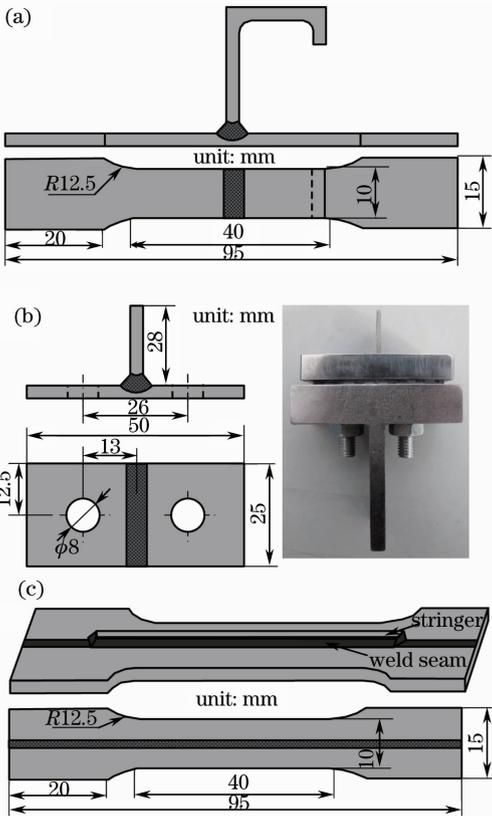


图 2 T 型接头力学性能测试试验件尺寸。(a) 横向拉伸及疲劳性能试验件;(b) 轴向拉伸试验件;(c) 纵向拉伸试验件
Fig. 2 Specimen geometries of T-joints for. (a) Transverse tensile and fatigue property test; (b) axial tensile test; (c) longitudinal test

向拉伸试验,拉伸速度为 2 mm/min;4) 利用 PLG-100C 型高频拉压疲劳试验机对接头进行横向拉压疲劳试验,应力比为 0.06,频率为 52~60 Hz,力学性能试验件尺寸如图 2 所示;5) 利用 HITACHI S-3400N 型扫描电子显微镜进行试件断口特征分析。

3 试验结果及分析

3.1 组织特征

双侧激光同步焊接铝合金 T 型接头微观组织从焊缝中心到母材依次存在 5 个不同的特征区域:等轴晶区、柱状晶区、部分熔化区、过热区和母材区,如图 3 所示。这也是铝合金激光焊接典型的组织特征。

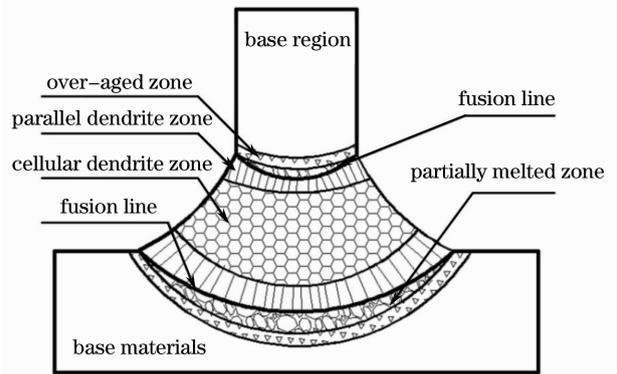


图 3 T 型接头双侧激光同步焊接组织特征示意图

Fig. 3 Schematic illustration of microstructure characteristics for T-joints welded using double-sided laser

等轴晶区和柱状晶区分别位于焊缝中心区域和靠近熔合线附近的熔化区域,如图 4(a)和(b)所示,晶粒形状由等轴晶转变为柱状晶主要是取决于 G_L/R (G_L 为温度梯度, R 为凝固速度)。焊缝中心区域 G_L/R 值最小,而熔合线附近 G_L/R 值达到最大^[11,18]。蒙皮侧与桁条侧的柱状晶生长方向均垂直于熔合线,这与熔池热传导方向一致;但是,相比于桁条侧,蒙皮侧柱状晶区略宽,这主要是由蒙皮侧具有较大的有效散热面积和更高的热传导效率所造成的。

热影响区由部分熔化区和过热区组成,如图 4(b)、(c)和(d)所示。熔合线附近晶粒出现了边界粗大的现象,这表明熔合线附近的母材发生了部分熔化。Squillace^[11]也发现了上述区域,并指出蒙皮侧与桁条侧部分熔化区大小基本一致。然而,本文发现桁条侧部分熔化区较窄,没有蒙皮侧明显[如图 4(b)和(c)所示],同时部分熔化区随着远离桁条中心线变得越来越窄,如图 4(d)所示。分析认为出现该现象有以下两方面的原因:1) 双侧激光相互交

汇致使能量在熔池根部达到最大值而造成此处高温停留时间较长;2) 焊趾处的熔池冷却速度比熔池根部处快。过热区存在粗大的第二相粒子,且随着远离熔合线的距离增加,第二相粒子数目减少同时体积减小,蒙皮侧与桁条侧的现象一致,如图 4(b)和(d)所示。

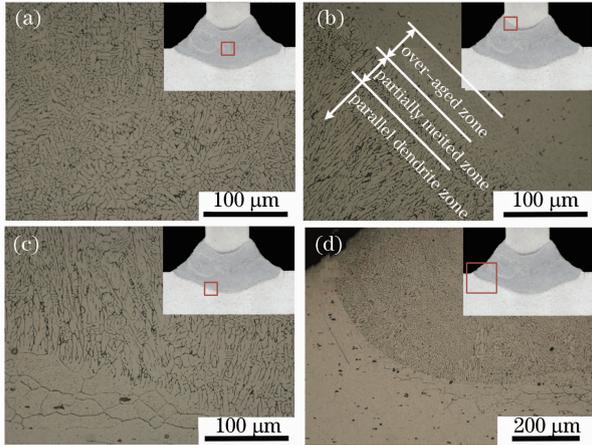


图 4 T 型接头双侧激光同步焊接组织特征示意图。(a) 焊缝中心,500×;(b) 桁条侧熔合线附近,500×;(c) 蒙皮侧熔合线附近,500×;(d) 蒙皮侧熔合线附近,200×

Fig. 4 Microstructure characteristics of T-joints welded using double-sided laser. (a) Fusion center, 500×; (b) fusion line of stringer side, 500×; (c) fusion line of skin side, 500×; (d) fusion line of skin side, 200×

3.2 显微硬度

T 型接头显微硬度及测定位置如图 5 所示。从图中可以发现:焊缝区域的显微硬度(94 HV)明显比桁条(114 HV)和蒙皮(152 HV)母材低,且热影响区软化现象明显,同时,虽然桁条母材硬度低于蒙皮母材,但是桁条侧热影响区的硬度值(86 HV)却略高于蒙皮侧(83 HV),这也造成蒙皮侧的热影响区是整个接头最为薄弱的位置。该现象主要有以下三方面原因:1) 熔池凝固大量的溶质元素偏析在枝晶间而导致固溶体中的过饱和度不足,仅有少量的析出硬化;2) 双侧激光能量在熔池根部交汇达到最大值导致合金元素蒸发严重;3) 熔合线附近母材发生部分熔化现象导致合金元素向熔池扩散倾向增加,同时过热区第二相粒子存在一定程度的减少,且蒙皮侧表现尤为显著^[11,19]。T 型接头合金元素分布的能谱分析结果如图 6 所示,验证了熔合区域硬度的降低主要是由于合金元素偏析及蒸发所造成的。

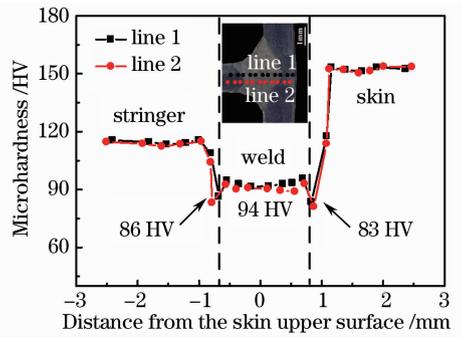


图 5 T 型接头不同区域的显微硬度分布
Fig. 5 Micro hardness in different zones of T-joints

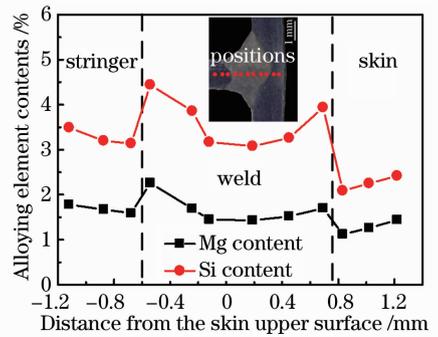


图 6 T 型接头合金元素含量分布

Fig. 6 Concentration of alloying elements of T-joints

3.3 力学性能

3.3.1 横向拉伸与轴向拉伸

图 7 为 T 型接头横向与轴向拉伸强度、断裂路径与接头熔深的关系。从图中可以发现:拉伸试验过程中,试件均起裂于蒙皮焊趾处,并沿熔合线附近扩展,这也说明了蒙皮侧熔合线附近是接头的最薄弱区域,但试件最终断裂路径均取决于接头熔深大小:当熔深小于 1.0 mm 时,横向拉伸试件断裂路径沿熔合线附近扩展直至断裂,轴向拉伸试件裂纹扩展至熔深最大处而反方向断裂于母材;当熔深大于 1.0 mm 时,横向拉伸试件裂纹沿熔合线附近扩展

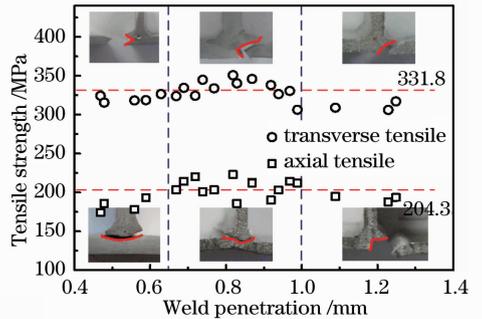


图 7 T 型接头的拉伸强度、断裂路径与接头熔深的关系

Fig. 7 Relationship among tensile strength, fracture path, and weld penetration of T-joints

至熔深最大处最终断裂于母材,轴向拉伸试件裂纹扩展至熔深最大处后裂纹继续同方向扩展而最终断裂于母材。T 型接头的拉伸强度主要取决于焊缝的熔深,当熔深在 0.65~1.0 mm 范围内时,T 型接头具有较高的横向与轴向拉伸强度,平均强度分别达 331.8 MPa 和 204.3 MPa,分别为母材(385 MPa)的 87.8%和 53.1%,已达到或超过目前已知相关水平^[4,11],这也从一方面解释了熔深取蒙皮厚度一半左右的原因。

横向与轴向拉伸强度达到最大值时的断口形貌

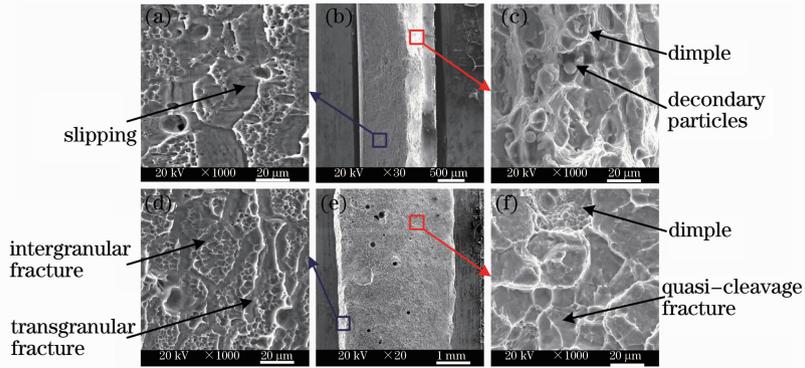


图 8 T 型接头横向和轴向拉伸试件断口形貌。(a)横向拉伸试件未反应母材区;(b)横向拉伸试件宏观断口;(c)横向拉伸试件熔合线附近;(d)轴向拉伸试件起裂位置;(e)轴向拉伸试件宏观断口;(f)轴向拉伸试件熔合线附近

Fig. 8 Fractures morphology of transverse and axial tensile test specimens. (a) At unaffected base metal of transverse tensile; (b) macro-fracture of transverse tensile; (c) near the fusion lion of transverse tensile; (d) at crack initiation place of axial tensile; (e) macro-fracture of axial tensile; (f) near the fusion lion of axial tensile

3.3.2 纵向拉伸

纵向拉伸性能是评价机身壁板 T 型接头力学性能不可忽略的另一个标准,它反映整个接头的抗拉能力。T 型接头在最优成形情况下的纵向拉伸强度及延伸率如图 9 所示,由图可知,T 型接头的平均纵向拉伸强度为 349.4 MPa 左右,可以达到母材的 90.8%(母材拉伸强度为 385 MPa),高于目前已知

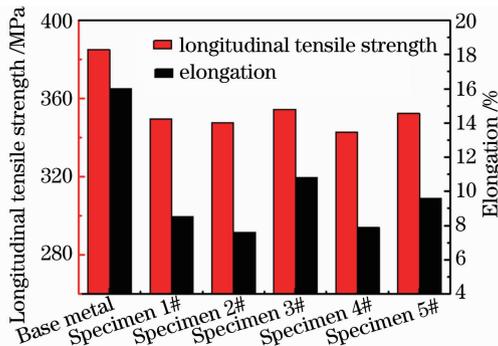


图 9 T 型接头纵向拉伸强度与延伸率

Fig. 9 Longitudinal tensile strengths and elongation of T-joints

如图 8 所示,从图中可以发现:对于横向拉伸试件,熔合线附近断口表现出明显的韧窝断裂特征,且在韧窝底部分散着大小不一的第二相粒子,而未反应母材区断口存在明显的滑移现象,如图 8(c)和(a)所示;对于轴向拉伸试件,裂纹起裂位置焊趾处断口呈现出穿晶和沿晶组合断裂的特点,而熔合线附近断口表现出明显的准解理特征并伴有少量的韧窝存在,如图 8(d)和(f)所示。因此,T 型接头横向与轴向拉伸分别表现出韧性断裂和脆性断裂的断裂特征。

相同结构的纵向拉伸强度(约为母材强度的 84.6%)^[4]。T 型接头平均延伸率为 8.4%,低于母材(16%),这表明 T 接头的塑性较母材出现了一定程度的下降。

T 型接头纵向拉伸试件断裂行为如图 10(a)所示,拉伸试验结果表明试件断裂行为与接头内部气孔缺陷存在直接的联系,试件断面均存在一定数量的气孔缺陷,如图 10(b)所示,在载荷作用下气孔处成为薄弱环节,裂纹优先从此处萌生、扩展直至开裂,这大大降低了接头的强度。为了探寻接头塑性降低的原因,利用扫描电子显微镜对接头断口形貌特征进行观察分析,从图中可以看出:焊缝中心的断口韧窝小而浅,并伴随部分脆性断裂特征,整体呈现为混合型断裂特征,如图 10(c)所示;而靠近熔合线附近的焊缝存在着撕裂痕迹特征,如图 10(d)所示。分析认为,上述断裂特征是造成接头塑性降低的主要原因,对接头进行焊后热处理可以有效提高接头塑性^[4],下一步将开展该方面研究工作。

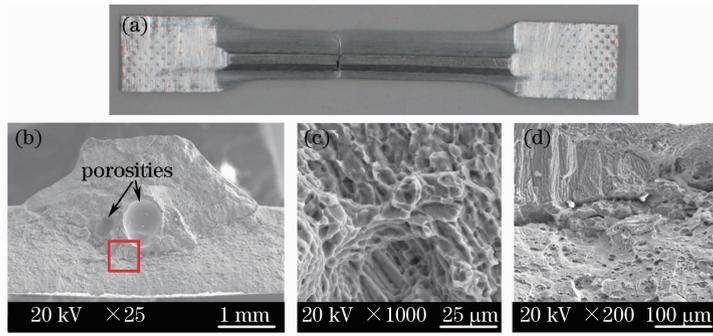


图 10 T 型接头纵向拉伸试件断口形貌。(a)断裂路径;(b)宏观断口;(c)焊缝;(d)图(b)中矩形选区
Fig. 10 Morphology of longitudinal tensile test fractures of T-joints. (a) Fracture path; (b) macro-fracture;
(c) weld seam; (d) rectangular zone in Fig. (b)

3.3.3 疲劳性能

根据结构设计服役寿命要求,疲劳试验选取 $R=0.06$ 的应力比在 100 kN 高频疲劳试验机上进行横向拉压疲劳试验,加载频率为 52~60 Hz,通过试验确定名义应力范围 $\Delta\sigma$ 与疲劳循环次数 N 的关系曲线,在 1×10^6 次循环时不发生疲劳断裂的 $\Delta\sigma$ 为条件疲劳强度,作为评定 T 型接头疲劳性能的试验依据。

试验表明,T 型接头的横向拉压疲劳断裂发生在蒙皮焊趾处,最终沿母材直接断裂。这是由于 T 型接头焊缝形状所决定的,导致焊趾应力集中最为严重,因而 T 型接头焊趾处应力集中是产生疲劳裂纹的主要根源,在焊接过程中应尽量降低焊趾处的应力集中以提高疲劳寿命。试件疲劳断口如图 12

所示,从图中可以发现:疲劳断口的起始位置为韧性断裂和脆性断裂的混合断裂特征,而母材最终断裂呈现为脆性断裂特点。

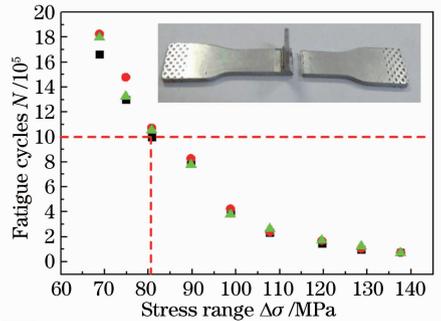


图 11 T 型接头 $\Delta\sigma$ 与 N 的关系曲线
Fig. 11 Curves of relationship between $\Delta\sigma$ and N of T-joints

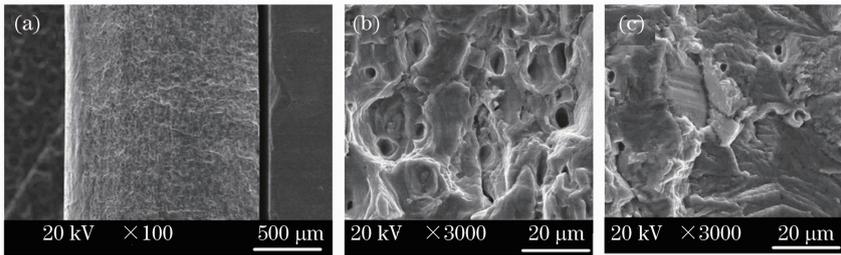


图 12 T 型接头疲劳试件断口形貌。(a)宏观断口;(b)焊趾处;(c)母材
Fig. 12 Morphology of fatigue test fractures of T-joints. (a) Macro-fracture; (b) weld toe; (c) base metal

4 结 论

1) T 型接头微观组织从焊缝中心到母材共存在等轴晶区、柱状晶区、部分熔化区、过热区和母材区 5 个特征区域;部分熔化区沿着远离焊缝中心的方向越来越窄且蒙皮侧较桁条侧明显,蒙皮侧热影响区是整个接头最为薄弱的位置。

2) 横向与轴向拉伸强度主要取决于焊缝熔深,当焊缝熔深为 0.65~1.0 mm 时达到最大值;平均

横向与轴向拉伸强度达到 331.8 MPa 和 204.3 MPa,分别为母材的 87.8% 和 53.1%;试件均起裂于蒙皮焊趾处,断口特征分别表现为韧性断裂和脆性断裂。

3) 平均纵向拉伸强度为 349.4 MPa,为母材的 90.8%;平均延伸率为 8.4%,较母材存在一定程度的下降。断口韧窝小而浅,呈现为韧性和脆性混合断裂特征,且熔合线附近焊缝存在撕裂痕迹。

4) 蒙皮焊趾处应力集中导致疲劳失效首先发生于此并最终于蒙皮处断裂, 条件疲劳强度为 80.7 MPa 左右; 焊趾处断口表现为韧性和脆性混合断裂特征, 蒙皮位置呈现为脆性断裂特征。

参 考 文 献

- 1 G. Neye, P. Heider. Laser beam welding of modern Al-alloy for the aircraft industry[C]. Proc. Conf. ECLAT'94/Dusseldorf; Deutscher Verband für Schweißtechnik, 1994. 108~117
- 2 P. Heider. Lasergerechte Konstruktion Und Lasergerechte Fertigungsmittel Zum Schweissengrossformatiger Aluminium-Strukturbauteile[D]. Deutsch; Bremer Institut für Angewandte Strahltechnik, 1994
- 3 P. F. Mendez, T. W. Eagar. Welding process for aeronautics [J]. *Advanced Materials & Processes*, 2001, **159**(5): 39~43
- 4 D. Dtrich, J. Standfuss, L. Liebscher *et al.*. Laser beam welding of hard to weld Al alloys for a regional aircraft fuselage design-first results[J]. *Phys. Procedia*, 2011, **12**(1): 113~22
- 5 G. Neye. Laserstrahlschweißkonzept für Rumpfschalen-Strukturen[M]. Strahltechnik, Band 5, Bremen, Bias-Verlag, 1997
- 6 G. Tempus. New aluminum alloys and fuselage structures in aircraft design[C]. Switzerland; Werkstoffe für Transport und Verkehr, ETH Zürich, 2001
- 7 W. Zink. Welding fuselage shells[J]. *Industrial Laser Solutions for Manufacturing*, 2001, **16**(4): 7~10
- 8 B. Brenner, J. Standfuß, L. Morgenthal *et al.*. New technological aspects of laser beam welding of aircraft structures [C]. Düsseldorf; DVS, 2004
- 9 O. Gedrat, G. Kuck, A. Kolley *et al.*. Verfahren zum schweissen von profilen auf grossformatigen aluminium-Strukturbauteilen mittels laserstrahlen und vorrichtung zur durchführung des verfahrens [P]. European Patent: Patent Number EP0838301B1, 1997
- 10 B. Brenner. Laser beam welding of aircraft fuselage structures [C]. Proc. ICALEO, 2008. 838~845
- 11 A. Squillace, U. Prisco. Influence of filler material on micro-and macro-mechanical behavior of laser-beam-welded T-joint for aerospace applications [J]. *J. Mater. Des. Appl.*, 2009, **223**(3): 103~115
- 12 J. Schumacher, I. Zerner, G. Neye *et al.*. Laser beam welding of aircraft fuselage panels[C]. Scottsdale; Proc. ICALEO, 2002
- 13 J. R. Davis. Aluminum and Aluminum Alloys [M]. ASM Specialty Handbook, 5th ed. USA; Materials Park OH, 1993; 376~389
- 14 Zhang Xin'ge, Li Liqun, Chen Yanbin *et al.*. Study on characteristics of laser-resistance hybrid welding for aluminum alloy[J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(5): 1404~1408
张新戈, 李俐群, 陈彦宾等. 铝合金激光-电阻复合焊接特性研究[J]. *中国激光*, 2010, **37**(5): 1404~1408
- 15 Chen Jie, Yang Zhibin, Zhan Xiaohong *et al.*. Experimental properties study on both-side laser beam welding of T-joint aluminum alloy[J]. *Applied laser*, 2011, **31**(2): 130~134
陈洁, 杨志斌, 占小红等. 铝合金 T 型接头激光双侧填丝焊接工艺研究[J]. *应用激光*, 2011, **31**(2): 130~134
- 16 Yang Tao. Research on Laser Welding of High Strength Aluminum in T-joint [D]. Wuhan; Wuhan University of Technology, 2011. 60~61
杨涛. 高强铝合金 T 型接头激光焊接技术研究 [D]. 武汉: 武汉理工大学, 2011. 60~61
- 17 Xu Lianghong, Tian Zhiling, Peng Yun *et al.*. Microstructure and mechanical properties of high strength aluminum alloy laser welds[J]. *Chinese J. Lasers*, 2008, **35**(3): 456~461
许良红, 田志凌, 彭云等. 高强铝合金的激光焊接头组织及力学性能[J]. *中国激光*, 2008, **35**(3): 456~461
- 18 N. Q. Wu, C. Xia, M. Li *et al.*. Interfacial structure and micro and nano - mechanical behavior of laser-welded 6061 aluminum alloy blank [J]. *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 2004, **126**(1): 8~13
- 19 Mei Lifang, Chen Genyu, Jin Xiangzhong *et al.*. Study on fiber laser overlap welding of automobile aluminum alloy[J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(8): 2091~2097
梅丽芳, 陈根余, 金湘中等. 车用铝合金光纤激光搭接焊的研究 [J]. *中国激光*, 2010, **37**(8): 2091~2097

栏目编辑: 宋梅梅