文章编号: 1004-0609(2012)12-3313-07

高速列车用高强铝合金焊接接头疲劳裂纹的扩展特性

闫德俊^{1,2},刘雪松²,方洪渊²,赵华生^{2,3},彭爱林^{2,4},杨建国²,张 健²

(1. 广州有色金属研究院 焊接技术研究所,广州 510650;
2. 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室,哈尔滨 150001;
3. 上海锅炉厂有限公司 技术部,上海 200245;
4. 南车株洲电力机车有限公司 转向架开发部,株洲 412001)

摘 要:使用疲劳试验机测试 A7N01 铝合金焊接接头的疲劳裂纹扩展速率,采用光学显微镜对焊接接头的显微 组织进行分析,使用扫描电镜对疲劳断口形貌进行研究。结果表明:母材的显微组织为时效状态的 a(Al)基体与 粗大一次相、弥散二次强化相以及少量的夹杂物构成的轧制状态组织;热影响区的显微组织为 a(Al)基体以及少 量未固溶的一次相组织,焊缝的显微组织为 a(Al)基体与离异共晶组织。焊接接头的显微组织以及第二相粒子尺 度不同导致了疲劳裂纹扩展特性不同。随着应力比的增加,疲劳裂纹扩展速率均呈增大趋势。裂纹尖端塑性区内 的第二相粒子与基体的不协调塑性变形可促进疲劳裂纹的扩展,影响疲劳裂纹的扩展速率。 关键词: 高强铝合金;焊接接头;第二相粒子;疲劳裂纹扩展

中图分类号: TG146 文献标志码: A

Fatigue crack propagation characteristics of high strength aluminum alloy welded joint used by high speed train

YAN De-jun^{1, 2}, LIU Xue-song², FANG Hong-yuan², ZHAO Hua-sheng^{2, 3}, PENG Ai-lin^{2, 4}, YANG Jian-guo², ZHANG Jian²

Institute of Welding Technology, Guangzhou Research Institute of Non-ferrous Metals, Guangzhou 510650, China;
 State Key Laboratory of Advanced Welding and Jointing, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

3. Technology Department, Shanghai Boiler Works Co., Ltd., Shanghai 200245, China;

4. Bogie Development Department, Southern Zhuzhou Electric Locomotive Co., Ltd., Zhuzhou 412001, China)

Abstract: An experimental set-up was designed for measuring the fatigue crack propagation rate of A7N01 aluminum alloy welded joint using fatigue test system. The microstructure of welded joint was analyzed by an optical microscope, and the morphology of fatigue fracture was studied by an election scanning microscope. The results show that the microstructure of parent metal is the aging rolled structure by the α (Al) matrix, coarse first phase, secondary disperse strengthening phase and some inclusions. The microstructure of HAZ is the α (Al) matrix with some un-soluble microstructure. The microstructure of weld seam is the α (Al) matrix with divorced eutectic phase. The fatigue crack propagation characteristic is different due to different microstructures and different scale second phase precipitates of welded joint. The fatigue crack propagation rate increases with the increase of stress ratio. The discordant plastic deformation between the second phase precipitate and matrix in the crack tip plastic region can promote the propagation of fatigue crack and affect growth rate of it.

Key words: high strength aluminum alloy; welded joint; secondary phase precipitate; fatigue crack propagation

收稿日期: 2011-11-24; 修订日期: 2012-05-18

基金项目:中俄政府间科技合作资助项目(2007DFR0070)

通信作者: 闫德俊, 博士; 电话: 020-61086359, 18675856525; E-mail: yandejun 2003@163.com

新干线高速列车是全铝结构列车,列车体采用的 是日本新牌号 A7N01 铝合金材料的板材和型材,通过 MIG 焊接方法,添加法国进口 ER5356 焊丝焊接而成。 A7N01 属于 Al-Zn-Mg 铝合金^[1-3],由于行业技术保 密,因此,该铝合金及其焊接接头的各种疲劳性能数据 缺乏。同时,各个厂家生产的材料性能上也存在一定 差异,这为高速列车的安全寿命评估提出较大的困难。

随着断裂力学的出现,疲劳数据已可以通过疲劳 裂纹扩展速率来表示和说明。若要对高速列车体焊接 结构的剩余寿命进行评估,就需要对该合金焊接接头 的疲劳裂纹扩展速率进行研究。本文作者主要针对新 干线国产化高速列车车体结构用 A7N01 铝材的焊接 接头进行了疲劳裂纹扩展速率试验,重点研究焊缝、 热影响区及母材的疲劳裂纹扩展特性。

1 实验

按照 ASTM E647 及 GB/T 6398—2000 的要求, 采用中心孔(MT)试样在室温下进行了疲劳裂纹扩展 试验,采用频率为 100 Hz 正弦波额定载荷加载。实验 采用 A7N01 铝合金时效轧制板材,厚度为4 mm,配 以 ER5356 焊丝,试样三维尺寸: 300 mm×150 mm× 4 mm,采用对接接头形式,首先在试样中心开个直径 为1 mm 的圆孔,然后采用线切割方法预置 2*a*=17 mm 的裂纹。采用能谱仪对焊接接头三区成分进行测试, 结果如表 1 所列。从表 1 中可看出,该焊接接头除基 体元素 Al 外,Mg、Zn 的含量很高,按照摩尔分数计 算,可形成 MgZn2 强化相,这与文献报道一致。在焊 接接头 3 个区域的疲劳裂纹扩展试验前,将试样在干

表1 A7N01 铝合金焊接接头的化学成分

Table 1 Chemical compositions of A7N01 aluminum alloywelded joint (mass fraction, %)

Element	Mass fraction/%		
	Parent metal	HAZ	Weld zone
Zn	8.984	8.737	5.729
Mg	1.232	1.229	1.662
Cu	0.834	0.395	0.247
Fe	0.322	0.462	0.355
Mn	1.037	0.393	0.565
Zr	0.110	0.098	0.122
Si	0.055	0.045	0.060
Cr	0.005	0.004	0.005
Al	Bal.	Bal.	Bal.

燥箱中加热到 160 ℃,保温 30 min、冷却,进行消应 力退火。

使用扫描电镜对焊接接头疲劳裂纹的断口形貌进 行检测,采用X射线能谱仪测量第二相粒子的化学成 分;用光学显微镜观察疲劳裂纹扩展路径的宏观断口 形貌,研究不同尺寸级别的第二相粒子对疲劳裂纹扩 展特性的影响。

2 结果与讨论

2.1 焊接接头的显微组织

A7N01 铝合金 MIG 焊接的金相组织如图 1 所示。 图 1(a)所示为焊接接头三区金相组织,采用能谱仪对 接头组织中的第二相成分进行分析, 其测量结果如图 2 所示,除 Al 基体元素以外,主要含有 Mg、Zn 两种 元素,而且二者摩尔比接近1:2,其他元素含量很低, 按照摩尔比例可以确定该第二相为 MgZn₂,李锡武 等^[4]也指出 Al-Zn-Mg 系列合金的主要强化相为 MgZn₂。由图 1(b)可见,母材(Parent metal, PM)为粗 大一次相(MgZn₂)、弥散二次强化相(MgZn₂)及少量的 夹杂物构成的轧制组织。从图 1(d)可看出,由于焊接 时的热输入较大,冷却速度较快,焊缝区(Weld zone, WZ)存在较多的析出相(MgZn₂),构成离异共晶组 织^[5]; 而热影响区(Heat affected zone, HAZ)经历的温 度低于熔化温度,使得原母材的轧制状态有所改变, 大部分弥散强化相在焊接热循环作用下再次固溶到基 体中,粗大的一次相(MgZn₂)未完全固溶而被保留下 来,如图1(c)所示。

2.2 焊接接头不同区域的疲劳裂纹扩展速率

对A7N01铝合金焊接接头进行了4个应力比的疲 劳裂纹扩展速率测试,应力比R分别为0、0.3、0.5和 0.8,图3所示为测试结果。由图3可以看出,A7N01 铝合金焊接接头的疲劳裂纹扩展速率与应力比R有很 大的关系,应力比R=0时,三区的疲劳裂纹扩展速率 均最小,随着应力比的增加,扩展速率也逐渐增大。 从图3中曲线对比可以发现,当应力比R=0时,无论 是门槛值附近的低速扩展阶段还是拐点以上的中、高 速扩展阶段,焊接接头三区的裂纹扩展速率存在较大 差异。HAZ的疲劳裂纹扩展速率最大,WZ的疲劳裂 纹扩展速率次之,PM的疲劳裂纹扩展速率最小。当 应力比R增加时,三区的疲劳裂纹扩展速率均增大, 但是相同应力比下各区扩展速率的差异却减小。可见, 焊接接头三区的疲劳裂纹扩展速率是不同的,PM的



图1 A7N01 铝合金焊接接头的显微组织

Fig. 1 Optical microstructures of A7N01 aluminum alloy welded joint: (a) Welded joint; (b) PM; (c) HAZ; (d) WZ



图 2 焊接接头第二相的 X 射线能谱

Fig. 2 X-ray spectrum of secondary phase in weld joint

疲劳裂纹扩展速率最小, HAZ 与 WZ 的疲劳裂纹扩展 速率比较接近;随着应力比的增加,三区的疲劳裂纹 扩展速率差异逐渐减小,这是因为疲劳裂纹扩展的驱 动力—有效应力强度因子范围随着应力比的增加而受 第二相粒子的影响逐渐减小^[6]。

2.3 疲劳断口形貌分析

图 4 所示为母材试样在近门槛值低速扩展阶段、 Paris 中速扩展阶段及快速断裂阶段的疲劳断口形貌。 从图 4(a)的低速扩展阶段可以看到一些平行的轧制裂 纹^[7],在主裂纹面上有二次裂纹产生,还有较大的滑 移台阶^[8],此时裂纹主要沿着晶粒内部滑移带扩展。 图 4(b)所示为 Paris 中速扩展阶段,可以看到断口形貌 呈现疲劳条纹特征,疲劳条纹以垂直于裂纹扩展方向 为主,但由于晶粒取向的不同,不同晶粒内的疲劳条 纹发生一定程度的偏转^[9]。图 4(c)所示为快速扩展阶 段断口形貌,出现较多二次裂纹及韧窝结构,在大韧 窝中含有较大尺寸的第二相粒子及夹杂物^[10];在大韧 窝的周围分布着很多小韧窝,这是弥散相较小而形成 的小韧窝结构。

图 5 所示为热影响区试样在近门槛值低速扩展阶段、Paris 中速扩展阶段及快速断裂阶段的疲劳断口形貌。图 5(a)所示为近门槛值的低速扩展阶段断口形貌,与图 4(a)中母材的断口形貌基本相似,即存在一些较小的滑移台阶,裂纹也主要是沿着晶粒内部滑移带扩展。对比图 5(b)与图 4(b)可以发现,热影响区与母材在 Paris 中速扩展阶段也基本相似,断口形貌呈现较均匀疲劳条纹特征,并以垂直于裂纹扩展方向为主,不同晶粒内的疲劳条纹也发生一定程度的偏转。图 5(c)所示为快速扩展阶段的断口形貌,与图 4(c)的母材断口相比,大韧窝较少,而且几乎没有弥散相形成的小 初窝。这是由于大部分弥散相与粗大第二相在焊接热



图 3 A7N01 铝合金焊接接头的疲劳裂纹扩展速率曲线 Fig. 3 Fatigue crack propagation curves of A7N01 aluminum alloy welded joint: (a) PM; (b) HAZ; (c) WZ

循环作用下已固溶至基体中。未固溶的粗大第二相形 成较大韧窝,较少、部分固溶的粗大第二相则形成较 小韧窝。

图 6 所示为焊缝试样在近门槛值低速扩展阶段、 Paris 中速扩展阶段及快速断裂阶段的疲劳断口形貌。 图 6(a)所示为近门槛值的低速扩展阶段断口形貌,与 母材、热影响的断口形貌不同,在图 6(a)中可以看到



Fig. 4 Morphologies of fatigue fracture surfaces of PM: (a) Low speed; (b) Medium speed; (c) High speed

一些韧窝结构^[11]。从图 6(b)的 Paris 中速扩展阶段也可 以看出,在均匀的疲劳条纹带中分布着较大的韧窝结 构,这与母材、热影响的断口形貌不同^[12]。这是由于 焊缝中粗大第二相较多,容易形成韧窝结构。图 6(c) 所示为焊缝在快速扩展阶段的断口形貌,可看出断口 主要由较大均匀韧窝和撕裂棱组成,与母材及热影响 区的韧窝形貌不同。焊缝的韧窝尺寸以及分布比较均 匀^[13],这是焊缝中形成韧窝的第二相粒子比母材中弥 散相粒子尺寸大所造成的。





2.4 疲劳裂纹扩展机制分析

从图 1 中可以看出,在母材、热影响区及焊缝三 区中,除铝合金基体外,均含有不同尺寸的第二相粒 子:母材中含有粗大与细小的第二相粒子;热影响区 和焊缝中含有粗大的第二相粒子。从图 4~6 可以看 出,母材、热影响区及焊缝三区的疲劳裂纹断口均受 到第二相粒子的影响,疲劳裂纹扩展与第二相粒子有 关。使用纳米压痕技术测得焊接接头三区中第二相粒 子的弹性模量为 90~100 GPa,比铝合金基体的弹性模



图 6 焊缝疲劳断口表面形貌 Fig. 6 Morphologies of fatigue fracture surfaces of WZ:

(a) Low speed; (b) Medium speed; (c) High speed

量(72 GPa)高,第二相粒子的屈服强度比铝合金基体的屈服强度高很多;第二相粒子的硬度为基体硬度的 2~3 倍。由于基体与第二相粒子的力学性能存在这些 差异,当铝合金基体与第二相粒子受到的应力水平超 过铝合金基体的屈服强度时,基体会发生屈服而产生 较大的塑性变形^[14];第二相粒子则由于屈服强度高, 可能没有发生屈服而处于弹性状态。那么第二相粒子 与基体的边界会发生不协调变形,第二相周围的基体 容易产生较大的塑性变形,当超过变形极限时,则发 生断裂,进而第二相粒子与基体分离^[15]。且第二相粒 子尺寸越大,这种不协调变形效应越突出,进而更容 易导致较大尺寸的第二相粒子与周围基体分离而断 裂。

疲劳裂纹在扩展过程中,裂纹尖端应力集中大, 裂纹尖端应力值远大于材料的屈服强度,裂纹尖端形 成一个塑性区,该塑性区尺寸可以达到几个至几百个 晶粒尺寸(该塑性区尺寸大小与裂纹尖端的应力强度 因子有直接关系^[16])。在工作载荷保持不变条件下,在 疲劳裂纹扩展前期,裂纹长度较短时,应力强度因子 也较小,进而裂纹尖端的塑性区尺寸较小,约有几个 晶粒尺寸大小。从图1可以看出,在此塑性区内较大 尺寸的第二相粒子个数也很少,那么第二相粒子与周 围基体因不协调变形而发生断裂的几率也减小:同时 由于裂纹长度短,应力水平不高,二者虽然产生不协 调变形,但不一定达到基体的变形极限,因此,疲劳 裂纹不一定在粒子边界产生,可能在基体中扩展而形 成疲劳条纹,这正如图 4~6 中的低、中速疲劳裂纹扩 展阶段所示,断口存在大量疲劳辉纹,然而仅有少量 的第二相粒子周围断裂形成的韧窝;在疲劳裂纹扩展 后期,裂纹长度较大,应力强度因子也较大,进而裂 纹尖端塑性区尺寸较大,可达到几十甚至几百个晶粒 尺寸大小,该塑性区内的第二相粒子数目也明显增加, 而且应力水平较高,那么第二相粒子与周围基体因不 协调变形而发生断裂的几率也大大增加,而且二者不 协调变形程度也进一步增大,会有较多的第二相粒子 与周围基体因不协调变形而发生断裂,因此,疲劳裂 纹将会在这些区域优先扩展,如图 4~6 中发现大量的 韧窝是由于裂纹在粒子周围发生断裂形成的微裂纹, 主裂纹经过这些微裂纹进行扩展。

因此,含有第二相粒子的铝合金的疲劳裂纹扩展 受到第二相粒子与裂纹尖端的应力强度因子共同影 响:当应力强度因子较小时,裂纹尖端塑性区较小, 塑性区内的第二相粒子与周围基体不协调变形较小, 二者发生断裂的几率较小,疲劳裂纹不一定从第二相 粒子处穿过;当应力强度因子较大时,裂纹尖端塑性 区较大,塑性区内的第二相粒子与周围基体不协调变 形较大,而且塑性区内第二相粒子数也增加,二者发 生断裂的几率较大,疲劳裂纹容易从第二相粒子处穿 过。

3 结论

1) 母材的显微组织为时效状态的 α(Al)基体与粗

大一次相及弥散二次强化相的轧制组织,热影响区显 微组织为 a(Al)基体以及少量的未完全固溶的一次相 组织,焊缝区显微组织为 a(Al)基体与离异共晶组织。

2) 焊接接头三区的疲劳裂纹扩展速率不同:母材的疲劳裂纹扩展速率最小,热影响区与焊缝的疲劳裂纹扩展速率比较接近;随着应力比的增加,相同应力比下三区的疲劳裂纹扩展速率差异逐渐减小。

3) 焊接接头三区的疲劳断口形貌也不同: 在近门 槛值的低速阶段,母材与热影响区的疲劳断口以滑移 台阶为主,裂纹主要沿着晶粒内部滑移带扩展。焊缝 中除了上述特征外还含有少量韧窝结构;在 Paris 中速 扩展阶段,母材与热影响区呈现均匀的疲劳条纹特征, 并以垂直裂纹扩展方向为主。焊缝则在疲劳条纹中包 含一定的韧窝结构;在快速断裂阶段,热影响区中的 韧窝很少,焊缝的韧窝较多且分布均匀,母材则在大 韧窝周围分布着许多小韧窝。

4) 焊接接头三区的疲劳裂纹扩展机制:裂纹尖端 塑性区第二相粒子与基体不协调变形较小时,粒子与 基体不容易发生断裂,疲劳裂纹不容易经过第二相粒 子,进而在基体上出现明显的疲劳条纹;裂纹尖端塑 性区内第二相粒子与基体不协调变形较大时,粒子与 基体容易发生断裂,疲劳裂纹容易经过第二相粒子, 进而疲劳裂纹中出现明显的粒子韧窝。

REFERENCES

- KIM K C, NAM S W. Effects of Mn-dispersoids on the fatigue mechanism in an Al-Zn-Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 244(2): 257–262.
- [2] GHOSH K S, GAO N. Determination of kinetic parameters from calorimetric study of solid state reactions in 7150 Al-Zn-Mg alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 21(6): 1199–1209.
- [3] KASSIM S A R, EMERSON K L B, LEONARDO B G. Fatigue crack growth analysis of pre-strained 7475–T7351 aluminum alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2006, 28(8): 934–942.
- [4] 李锡武,熊柏青,张永安,华 成,李志辉,朱宝宏,刘红伟. 新型 Al-7.5Zn-1.7Mg-1.4Cu-0.12Zr 合金单级时效行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(9): 1589-1593.
 LI Xi-wu, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, HUA Cheng, LI Zhi-hui, ZHU Bao-hong, LIU Hong-wei. One-step ageing behavior of a novel Al-7.5Zn-1.7Mg-1.4Cu-0.12Zr alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(9): 1589-1593.
- [5] BALASUBRAMANIAN V, RAVISANKAR V, REDDY G M. Influences of pulsed current welding and post weld aging treatment on fatigue crack growth behaviour of AA7075 aluminium alloy joints[J]. International Journal of Fatigue, 2008,

30(3): 405-416.

- [6] 闫德俊. 高速列车底架用铝合金焊接接头疲劳裂纹扩展特性
 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2011: 88-95.
 YAN De-jun. Characteristics of fatigue crack propagation in welded joint of aluminum alloy used in vehicle chassis of high speed train[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2011: 88-95.
- [7] LÜ F, YANG F, DUAN Q Q, LUO T J, YANG Y S, LI S X, ZHANG Z F. Tensile and low-cycle fatigue properties of Mg-2.8%Al-1.1%Zn-0.4%Mn alloy along the transverse and rolling directions[J]. Scripta Materialia, 2009, 61(9): 887–890.
- [8] ZHANG Hong-xia, WANG Wen-xian, WEI Ying-hui, LI Jin-yong, WANG Jian-ling. Fatigue fracture mechanism of AZ31B magnesium alloy and its welded joint[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(6): 1125–1233.
- [9] JIAN Hai-gen, JIANG Feng, WEN Kang, JIANG Long, HUANG Hong-feng, WEI Li-li. Fatigue fracture of high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(5): 1031–1036.
- [10] 许天旱, 冯耀荣, 宋生印, 金志浩, 王党会. 应力比对套管钻 井用 J55 钢疲劳裂纹扩展行为的影响[J]. 机械工程材料, 2009, 33(11): 19-23.

XU Tian-han, FENG Yao-rong, SONG Sheng-yin, JIN Zhi-hao, WANG Dang-hui. Effect of stress ratio on fatigue crack growth behavior of J55 drilling casing steel[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2009, 33(11): 19–23.

- [11] GEOFFROY N, VITTECOQ E, BIRR A, MESTRAL F D, MARTIN J M. Fatigue behaviour of an arc welded Al-Si-Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2007, 57(4): 349–352.
- [12] CZECHOWSKI M. Low-cycle fatigue of friction stir welded Al-Mg alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 164/165(15): 1001–1006.
- [13] WU Li-hong, WANG Li-guo, WANG Pan, GUAN Shao-kang. Superplasticity and deformation mechanism of Mg-7.0Al-0.2Zn alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(2): 194–198.
- [14] POTIRNICHE G P, DANIEWICZ S R. Finite element modeling of microstructurally small cracks using single crystal plasticity[J]. International Journal of Fatigue, 2003, 25(9/11): 877–884.
- [15] XUE Y, MCDOWELL D L, HORSTEMEYER M F, DALE M H, JORDON J B. Microstructure-based multistage fatigue modeling of aluminum alloy 7075-T651[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2007, 74(17): 2810–2823.
- [16] XUE Y, HORSTEMEYER M F, MCDOWELL D L, KADIRI H E, FAN J. Microstructure-based multistage fatigue modeling of a cast AE44 magnesium alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2007, 29(4): 666–676.

(编辑 李艳红)