

电弧增材制造钛合金界面处残余应力及其影响

张纪奎^{1,2}, 陈百汇¹, 张 向³

(1. 北京航空航天大学 航空科学与工程学院, 北京 100191)

(2. 北京航空航天大学 大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191)

(3. 考文垂大学, 考文垂 英国 CV1 2JH)

摘 要: 采用电弧增材制造方法制备了含增材/基材界面钛合金板, 采用轮廓法测量了其残余应力分布。建立了模拟紧凑拉伸(C(T))试样加工和裂纹扩展过程中残余应力发展的有限元模型, 缺口状态 C(T)试样内残余应力分布与轮廓法测试结果吻合良好。采用该模型讨论了试样内残余应力随裂纹扩展的变化规律及对裂纹扩展的影响。试验和数值分析结果表明: 2 种类型试样缺口状态的残余应力分布有很大差别, A 类试样(缺口位于基材)残余压应力区域靠近缺口根部, C 类试样(缺口位于增材)残余压应力区域远离缺口根部; A 类试样内残余应力随裂纹扩展迅速释放, 残余应力引起的应力强度因子较小; C 类试样内残余应力随裂纹扩展变化较小, 残余应力引起的应力强度因子较高, 降低了疲劳裂纹扩展寿命。

关键词: 增材制造; 钛合金; 残余应力; 裂纹扩展; 有限元模型

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)03-0920-07

钛合金以其优异的高比强度、耐高温、抗腐蚀性能广泛应用于飞机主承力结构件。受钛合金固有特性的影响, 采用“锻造+机械加工”等传统技术制造大型复杂钛合金结构件, 存在材料利用率低、生产周期长、加工费用高等缺点^[1]。大型复杂钛合金结构件的成形技术一直是增材制造领域的研究热点^[2-7]。电弧增材制造(Wire + Arc Additive Manufacturing, WAAM)是将金属丝材以一定的速度送入高温电弧中熔化, 逐层堆积在基材或先前成型构件上。该成型技术具有制造成本低、生产效率高、设备简单等特点, 已成为可实现高质量钛合金结构件经济快速的成形方法之一^[8,9]。

增材制造结构件由于多次热循环的相变组织应力和大梯度温度的热应力^[1]而造成其内部残余应力分布复杂、变化剧烈, 甚至导致零件严重翘曲变形和开裂^[3]。残余应力是造成结构应力腐蚀、疲劳强度降低的重要因素, 对其准确评价是增材制造结构完整性评估的基础。P. Rangaswamy等^[10]采用中子衍射法(neutron diffraction)测量了激光近净成型LENS(Laser-Engineered Net Shaping)工艺成形构件内部的残余应力, 测量发现在构件中部存在明显的残余压应力, 而边缘处为残余拉应力, 残余应力数值上可达屈服强度的50%~80%。P. Xie等^[11]采用轮廓法(contour method)

测量了电子束焊接Ti-6Al-4V厚板内部的残余应力。结果表明试样焊接区域纵向(沿焊接方向)残余应力水平很高(超过屈服应力)且梯度较大; 此外, 纵向的残余应力还会引起显著的横向(垂直于焊接方向)应力, 焊接部位材料处于复杂的三向应力状态。J. Ding等^[12]和 J. Zhang等^[13,14]分别用中子衍射法和轮廓法测量了WAAM成形的Ti-4Al-4V板材的残余应力分布, 研究发现在增材制造与基材的界面附近残余应力分布复杂, 使构件产生翘曲变形, 同时对构件的力学特性影响显著。R. A. Colegrove等^[15]等同样指出WAAM构件内存在显著的残余应力, 并提出采用高压轧制可显著减小构件内部的残余应力, 同时改善其微观组织形态, 提高其力学性能。J. Ding等^[12,16]还建立了预测WAAM成形过程中残余应力发展历程的有限元模型, 为残余应力控制和工艺参数优化提供了依据。

目前, 国内外已经开展了增材制造构件内残余应力的试验测量和数值模拟工作, 但重点还是工艺过程中残余应力发展历程和控制方法研究, 而残余应力对构件后续服役性能和安全性的影响则研究很少。本研究在电弧(WAAM)增材制造Ti-6Al-4V紧凑拉伸试样的疲劳裂纹扩展试验的基础上, 采用轮廓法测量了含增材/基材界面钛合金板和紧凑拉伸试样内部的残余

收稿日期: 2017-03-16

基金项目: 国家留学基金委项目(201406025015)

作者简介: 张纪奎, 男, 1979年生, 博士, 副教授, 北京航空航天大学, 北京 100191, 电话: 010-82338215, E-mail: zjk@buaa.edu.cn

应力，建立了含残余应力的裂纹扩展ABAQUS有限元模型，评估了残余应力对增材制造构件界面处裂纹扩展特性的影响。

1 实验

本试验采用Ti-6Al-4V板材由克兰菲尔德大学焊接工程和激光成型中心采用电弧增材制造^[17]。填丝材料为直径1.2 mm的Ti-6Al-4V丝材，送丝速度为33.3 mm/s，基板为Ti-6Al-4V锻件板材。制造工艺参数参见文献[17]。金属丝材熔化后逐层堆积在基板上，形成如图1所示的含有增材/基材界面的钛合金板。裂纹扩展试验用C(T)（紧凑拉伸）试样由该钛合金板加工而成，其位置和尺寸也在图1中标出。本研究主要关注增材/基材界面处的残余应力及其对裂纹扩展特性的影响，具体分为以下2种情况：（1）缺口位于基材，裂纹从基材垂直界面向增材扩展，图1中A类试样（Type A）；（2）缺口位于增材，裂纹从增材垂直界面向基材扩展，图1中C类试样（Type C）。2种类型试样尺寸完全相同，厚度均为6 mm。每种类型试样加工4件，

其中1件用于残余应力测试，另外3件用于疲劳裂纹扩展特性测试。疲劳裂纹扩展试验在克兰菲尔德大学Instron 8031液压伺服疲劳试验机上进行。加载过程中采用放大倍数为7的显微镜跟踪裂纹尖端的位置。试验分为以下两步：(1)采用最大载荷为6 kN，应力比0.1，频率为10Hz的疲劳载荷预制3 mm的尖锐裂纹，以消除C(T)试样缺口的钝化效应；(2)对试样施加最大载荷为5 kN，应力比0.1，频率为10 Hz的疲劳载荷，每隔1 mm测试裂纹长度并记录载荷循环数，获得裂纹长度与裂纹扩展寿命（*a-N*）关系曲线。

2 实验结果

2.1 裂纹扩展特性测试

试验后抛光试样观察裂纹扩展路径如图2a和2b所示。2种类型（裂纹分别萌生自基材和增材）裂纹扩展试验各进行3件，获得的裂纹长度与扩展寿命(*a-N*)关系曲线如图3所示。由图3可见，当裂纹长度小于26 mm时，2种类型试样的*a-N*曲线基本重合；当裂纹长度大于26 mm后，类型C（裂纹由增材扩至基材）试样的

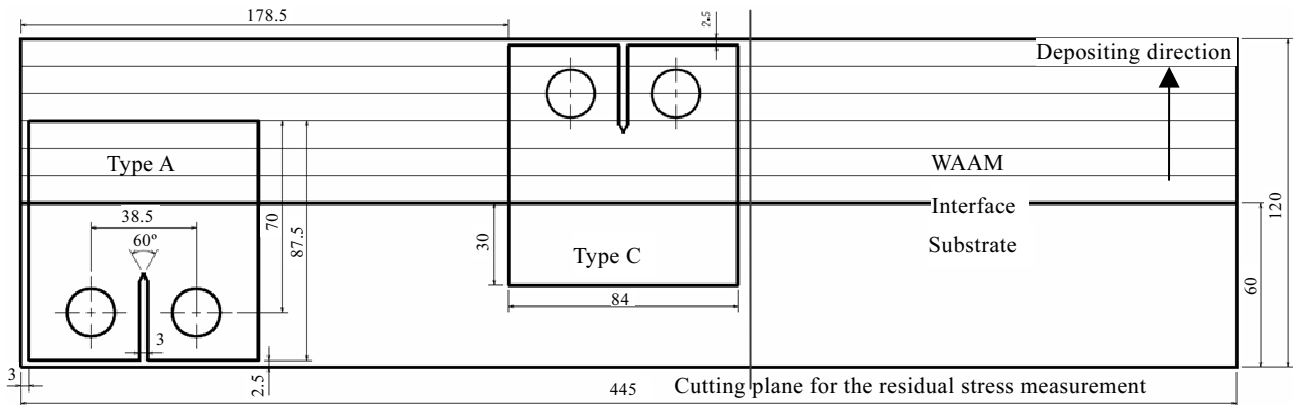


图 1 含增材/基材界面钛合金板材和紧凑拉伸试样几何尺寸

Fig.1 Configuration and dimension of the wall and C(T) specimens with WAAM/substrate interface (thickness=6 mm, unit: mm)

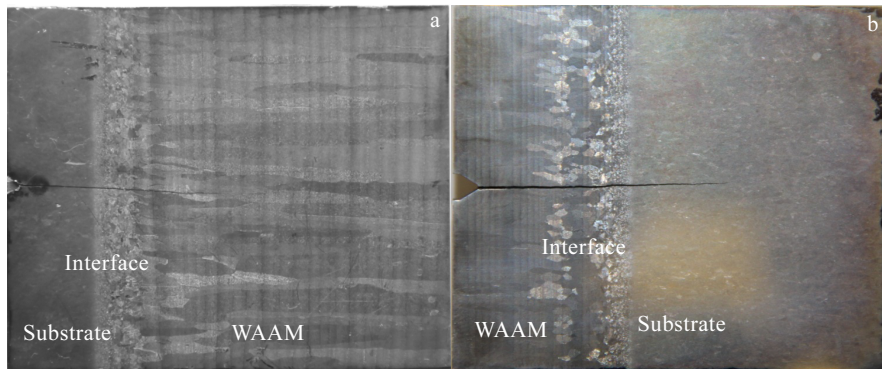


图 2 含增材/基材界面钛合金 C(T)试样裂纹扩展试验

Fig.2 Fatigue crack propagation test of C(T) specimens with WAAM/substrate interface: (a) type A specimen and (b) type C specimen

裂纹扩展速率明显高于类型 A（裂纹由基材扩至增材），类型 A 的裂纹扩展寿命（ a 由 17 mm 扩展至 50 mm）明显高于类型 C。

2.2 残余应力测试

为了解释 2 种类型 C(T) 试样界面处裂纹扩展特性的差异，采用轮廓法测量了含增材/基材界面钛合金板材和 C(T) 试样内的残余应力。轮廓法是 M. B. Prime^[18] 在 2001 年将有限元法和应力释放技术结合起来提出的测试构件内部应力的方法，该方法的突出优势是能完整得到构件内部某一截面上的二维应力分布图。与中子衍射法相比，轮廓法受材料微观组织结构影响很小，且不受试样形状和厚度的限制。

电弧增材制造钛合金板材和 C(T) 试样内残余应力测试结果如图 4 所示。由图 4 可见：（1）由于增材/基材界面的存在，电弧增材制造钛合金板材内存在显著的残余应力（图 4a），其分布为靠近界面处受压，在板的两边受拉，这与文献[19]针对激光选区熔化残余应力的理论分析和测试结果一致，文献[10]也得到了类似结果，研究表明^[10,19]这种分布是由于材料的热胀冷缩和弯曲 2 种效应联合作用产生的。（2）图 4b 和 4c 为 2 种形式 C(T) 试样（只有缺口、无疲劳裂纹）内沿试样对称面的残余应力测试结果。对照图 4a 可见，含增材/基材钛合金板材中的残余应力在后续试样加工过程中得到明显释放，C(T) 试样内的残余应力较板材中的残余应力显著减小，其最大残余压应力已经由板材中的 230 MPa 下降至 50 MPa；除了在缺口根部由于应力集中效应残余拉应力较高外，其余区域的

残余拉应力也较板材有明显降低。（3）对比图 4b 和 4c 可知，2 种类型 C(T) 试样（只有缺口、无疲劳裂纹）内残余应力分布存在较大差异，类型 A 内残余压应力靠近试样缺口根部，而类型 C 试样的残余压应力区域远离试样缺口根部，2 种类型试样残余应力分布的不同是造成其裂纹扩展特性差别的原因之一。图 4b 和 4c 中也给出了有限元计算的残余应力分布。

3 分析与讨论

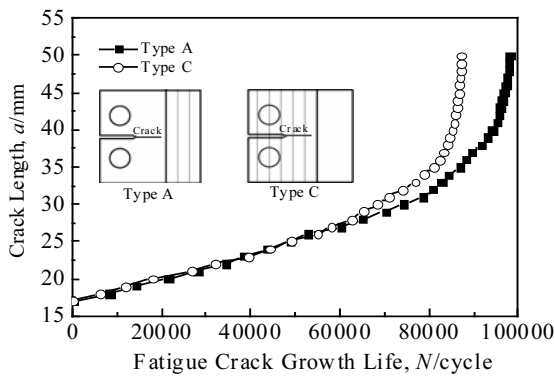


图 3 含增材/基材界面紧凑拉伸(C(T))试样疲劳裂纹扩展寿命与长度($a-N$)关系曲线

Fig.3 Fatigue crack growth life versus crack length ($a-N$) of the C(T) specimens with the WAAM/substrate interface

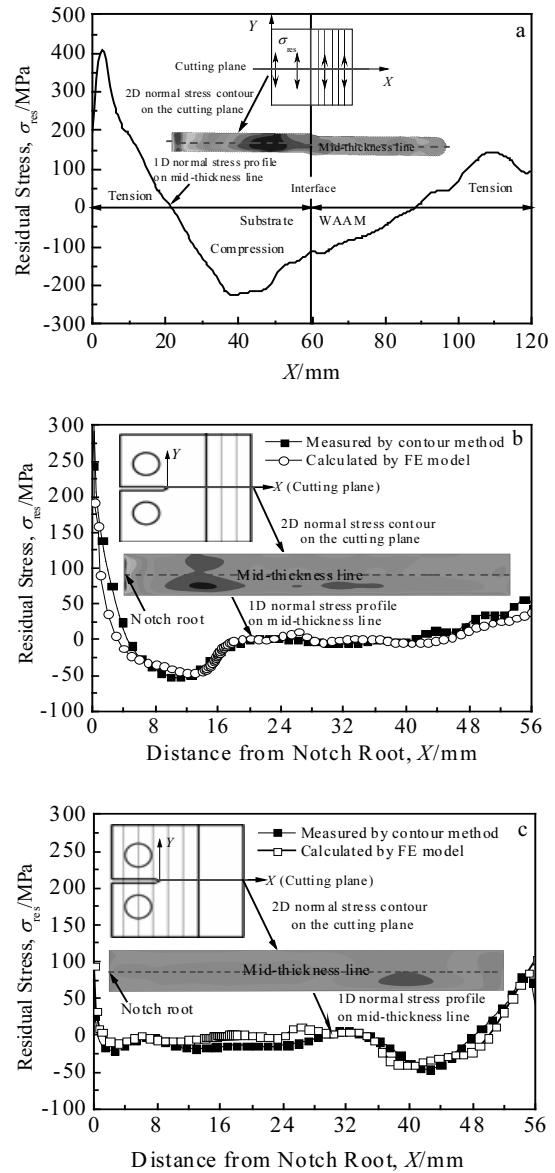


图 4 轮廓法测得含增材/基材界面钛合金板和 C(T) 试样内残余应力分布

Fig.4 Distribution of the residual stress in the WAAM/substrate and C(T) specimens measured by contour method: (a) WAAM/substrate wall, (b) type A specimen, and (c) type C specimen

为分析增材/基材界面处残余应力对裂纹扩展特性的影响，采用ABAQUS软件建立了含裂纹试样残余应力的有限元模型，讨论了试样内残余应力随裂纹扩展的演化规律，评估了残余应力对裂纹扩展的影响。

3.1 残余应力预测方法

C(T)试样的加工过程可以看作是钛合金板材内的残余应力由于边界条件的变化逐步释放的过程^[20]。在已知钛合金板材内残余应力分布的前提下，可采用有限元模型得到 C(T)试样内的残余应力分布。钛合金板材的有限元划分如图 5a 所示，单元类型为平面应变 8 节点单元 (CPE8)。将轮廓法测得的残余应力(图 4a)作为初始条件，采用 ABAQUS 软件的单元移除 (Element removal)功能得到图 5b 所示的 C(T)试样内残余应力分布。图 5c 给出了裂纹尖端的加密网格划分，在裂纹尖端采用 1/4 节点奇异元划分，以模拟裂纹尖端的应力奇异性，计算裂纹尖端的应力强度因子。

2 种 C(T)试样内 (缺口状态，无疲劳裂纹) 的残余应力分布预测结果如图 6 所示。由图 6 可见，2 种类型试样的残余应力分布均关于裂纹线对称，但其分布有较大差别。类型 A 内残余压应力 (图 6a 中蓝色区) 靠近缺口根部，而类型 C 内残余压应力 (图 6b 中蓝色区) 则远离缺口根部，这与图 4 中轮廓法所得到的测试结果

一致。图 4b 和 4c 沿缺口中心线上的残余应力计算和试验结果的对比表明，本工作有限元模型计算得到的残余应力与试验结果分布一致，且在数值上符合良好，可以用来预测 C(T)试样内的残余应力。

3.2 残余应力随裂纹扩展的发展历程

图 7 为 2 种类型 C(T)试样内残余应力随裂纹扩展的变化情况。由图 7 可见：(1) 类型 A 内的残余应力随裂纹扩展很快释放，当裂纹长度大于 26 mm 后，除裂纹尖端由于应力奇异性存在应力水平较高外，其余区域的应力水平很低。结合缺口状态的残余应力分布可见，由于类型 A 内的残余压应力区域靠近缺口区域，当裂纹扩展至 26 mm 时，试样内大部分残余压应力由于裂纹开裂而释放，相应的其他区域的拉应力也相应减小，因此试样内的残余应力水平较低。(2) C 类试样内的残余应力随裂纹长度的变化规律与 A 类试样明显不同，由于残余压应力区域远离缺口根部，裂纹扩展造成的残余应力释放效应很小，裂纹尖端一直保持很高的残余拉应力状态；当裂纹长度大于 44 mm 后，裂纹扩展进入残余压应力区域，裂纹扩展引起残余应力的释放效应开始显现，板边 (图 7b 中 $X=56$ mm 处) 的拉伸应力开始减小。

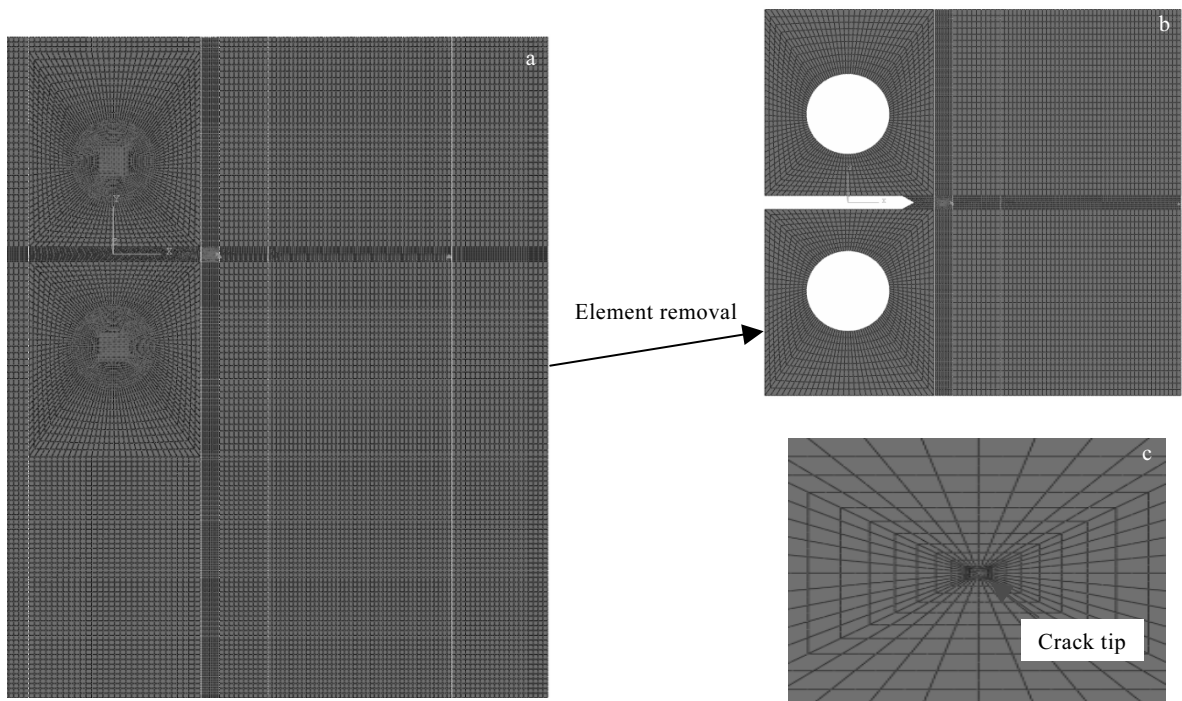


图 5 C(T)试样内残余应力预测有限元模型

Fig.5 Finite element model of residual stress retained in the C(T) specimen: (a) WAAM/substrate wall, (b) C(T) specimen, and (c) fine mesh around crack tip

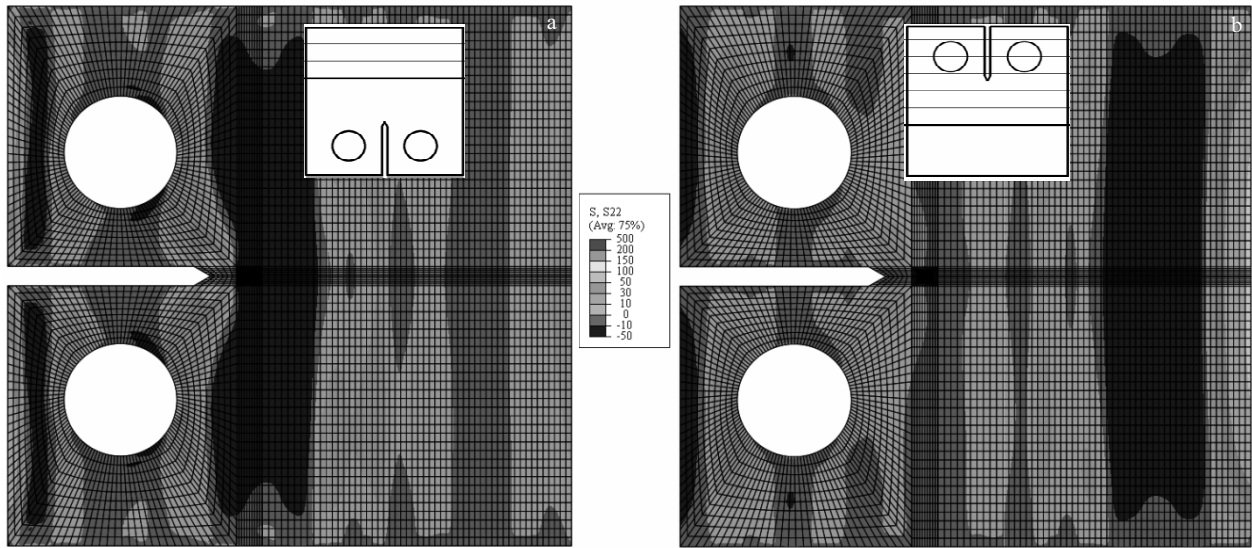


图 6 C(T)试样内残余应力分布

Fig.6 Calculated residual stress retained in the C(T) specimen (Notch without fatigue crack, unit: MPa): (a) type A specimen and (b) type C specimen

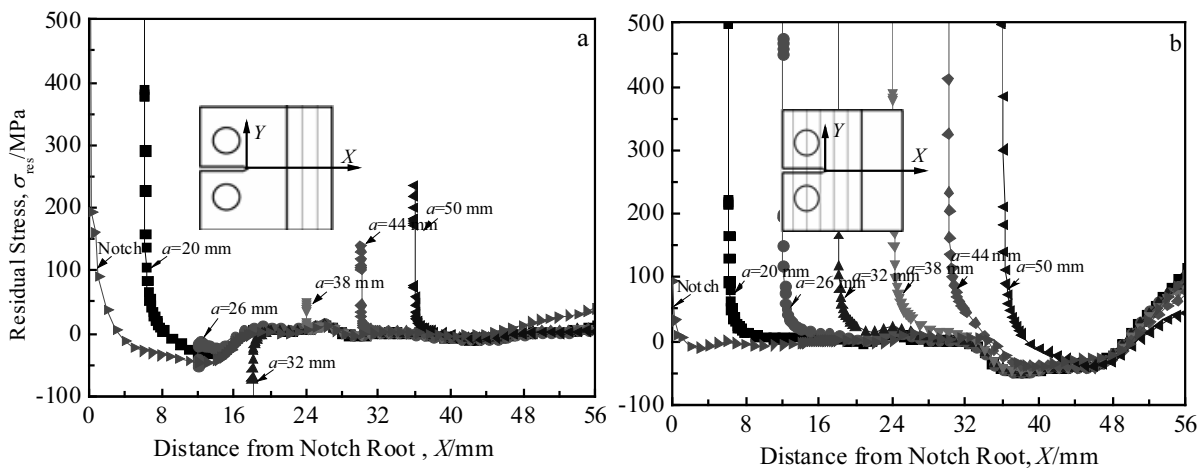


图 7 C(T)试样内残余应力(σ_{res})随裂纹长度($a=X+14$)变化关系

Fig.7 Retained residual stress (σ_{res}) versus crack length ($a=X+14$) of the C(T) specimens: (a) type A specimen and (b) type C specimen

3.3 残余应力对裂纹扩展的影响

裂纹尖端的应力强度因子反映了裂纹尖端应力场的重要表征参量，是裂纹扩展推动力的度量。图 8 为 2 种类型试样残余应力导致的应力强度因子的对比。对于 A 类试样，如 3.2 节所述，残余应力随着裂纹扩展迅速释放，残余应力导致的应力强度因子迅速降低为负值($a=26\text{ mm}$, $K_{res} = -0.23\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)，其后缓慢回升为正值，但一直维持在较低的水平 $K_{res} < 1\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 。对于 C 类试样，虽然 $a=20\text{ mm}$ 时裂纹尖端应力强度因子

小于 A 类试样，但由于裂纹扩展引起的残余应力释放效应较小，裂纹尖端的应力强度因子随裂纹长度的增加而显著增加；在裂纹长度大于 44 mm 后，由于裂纹扩展进入残余压应力区域，残余应力开始显著释放，其导致的应力强度因子相应减小。

由于施加的外载荷相同，图 8 所示 2 种类型试样残余应力导致应力强度因子随裂纹长度的变化规律可以用来解释图 2 两类试样裂纹扩展寿命的差别。当裂纹长度小于 26 mm 时，A 类试样的应力强度因子由

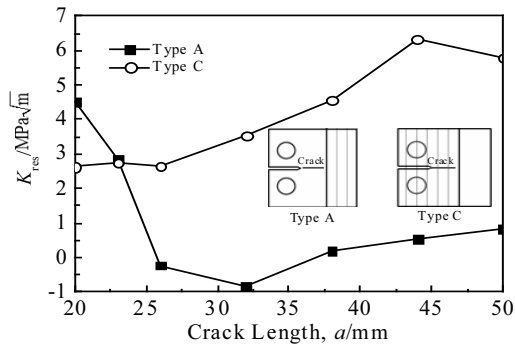


图 8 残余应力导致的应力强度因子 (K_{res}) 随裂纹长度 (a) 的变化关系曲线

Fig.8 Resultant stress intensity factor (K_{res}) from residual stress versus crack length (a) curves

4.52 $MPa\sqrt{m}$ 迅速减小为接近于零, 而 C 类试样的应力强度因子约为 2.6 $MPa\sqrt{m}$, 其值基本保持不变, 残余应力对 2 种试样扩展寿命的平均影响基本相当。因此, 其裂纹扩展寿命基本一致 (a 由 17 mm 扩展至 26 mm), C 类试样的扩展速率稍快于 A。当裂纹长度大于 26 mm 后, C 类试样内残余应力引起的应力强度因子明显大于 A 类, 其裂纹扩展也明显较快 (图 3)。

4 结论

1) 2 种类型 C(T) 试样缺口状态的残余应力分布有很大差别, A 类试样 (缺口位于基材) 残余压应力区域靠近缺口根部, C 类试样 (缺口位于增材) 残余压应力区域远离缺口根部。

2) A 类试样内残余应力随裂纹扩展迅速释放, 当裂纹扩展出残余压应力区域后试样内残余应力很小; C 类试样内残余应力随裂纹扩展变化较小, 只有当裂纹扩展至残余压应力区域后残余应力才显著释放。

3) 当裂纹长度较短时, 2 种试样内残余应力导致的应力强度因子差别并不明显, 其裂纹扩展寿命曲线基本一致; 当裂纹较长时, C 类试样内的应力强度因子明显高于 A 类试样, 其裂纹扩展寿命也明显缩短。

致谢: 感谢英国 WAAMMat 研究项目提供了本研究测试试样。本研究裂纹扩展特性测试在 Cranfield 大学进行, 残余应力测试在 Open 大学进行, 感谢在试验方面所给予的帮助 Nicholas Hills 和 Yéli Traoré。

参考文献

References

- [1] Wang Huaming(王华明). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica* (航空学报) [J], 2014, 35(10): 2690
- [2] Brandl E, Baufeld B, Leyens C *et al. Phys Procedia*[J], 2010, 5(Part B): 595
- [3] Baufeld B, Brandl E, Van der Biest O. *J Mater Process Technol*[J], 2011, 211: 1146
- [4] Edwards P, Ramulu M. *Mater Sci Eng A*[J] 2014, 598: 327
- [5] Zhu Y, Liu D, Tian X *et al. Mater Des*[J], 2014, 56: 445
- [6] Chen Jing(陈静), Zhang Rui(张瑞), Zhang Qiang(张强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(3): 548
- [7] Suo Huobo(锁红波), Chen Zheyuan(陈哲源), Liu Jianrong(刘建荣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(4): 780
- [8] Martina F, Mehnen J, Williams S W *et al. J Mater Process Technol* [J], 2012, 212: 1377
- [9] Wang F, Williams S W, Colegrove P *et al. Metall Mater Trans A* [J], 2013, 44: 968
- [10] Rangaswamy P, Holden T M, Rogge R B *et al. J Strain Anal Eng Des*[J], 2003, 38: 519
- [11] Xie P, Zhao H, Wu B *et al. Acta Metall Sin*[J], 2015, 28(7): 922
- [12] Ding J, Colegrove P, Mehnen J *et al. Comp Mater Sci*[J], 2011, 50: 3315
- [13] Zhang J, Wang X, Paddea S *et al. Mater Des*[J], 2016, 90: 551
- [14] Zhang J, Zhang X, Wang X *et al. Mater Des*[J], 2016, 104: 365
- [15] Colegrove P A, Coules H E, Fairman J *et al. J Mater Process Technol*[J], 2013, 213: 1782
- [16] Ding J, Colegrove P, Mehnen J *et al. Int J Adv Manuf Tech*[J], 2014, 70: 227
- [17] Hills N. *Thesis for Master*[D]. Bedfordshire: Cranfield University, 2014
- [18] Prime M B. *Journal of Engineering Materials & Technology* [J], 2001, 123(2): 162
- [19] Shiomi M, Osakada K, Nakamura K *et al. CIRP Ann-Manuf Techn*[J], 2004, 53: 195
- [20] Dattoma V, De Giorgi M, Nobile R. *Comput Struct*[J], 2006, 84: 1965

Residual Stress at the Interface of Wire + Arc Additive Manufactured Titanium Alloy and Its Influence

Zhang Jikui^{1,2}, Chen Baihui¹, Zhang Xiang³

(1. School of Aeronautic Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Components, Beihang University, Beijing 100191, China)

(3. Faculty of Engineering, Environment and Computing, Coventry University, Coventry CV1 2JH, UK)

Abstract: A Ti-6Al-4V wall was fabricated by wire+arc additive manufacturing (WAAM) on the basis of substrate alloy. Residual stress in the WAAM-substrate wall was measured by a contour method, revealing there are considerable residual stresses. A finite element model was developed to simulate stress releasing in the cutting processing of the compact tension (C(T)) specimen from the wall. The calculated residual stress retained in the C(T) specimen is in good agreement with the measurement result obtained by the contour method. Residual stress evolution and its effect on the crack propagation behavior at the WAAM/substrate interface were estimated by the developed finite element model. Experimental and numerical analyses show that residual stress distributions are quite different in Type A and C specimens. For Type A specimen (notch located in the substrate), the compression residual stress area is close to the notch, whereas for the Type C specimen (notch located in the WAAM alloy), the compression residual stress area is far away from the notch. Residual stresses have a little effect on the fatigue crack growth life of Type A specimen since most of them are released after the crack quickly enters and goes through the compression area. However, residual stresses decrease slightly with the crack growth at a long period for Type C specimen, which results in a high stress intensity factor and shortens the fatigue crack growth life.

Key words: additive manufacturing; titanium alloy; residual stress; fatigue crack growth; finite element model

Corresponding author: Zhang Jikui, Ph. D., Associate Professor, Beihang University, Beijing 100191, P. R. China, E-mail: zjk@buaa.edu.cn