

GH4169D 合金电子束焊接接头显微组织和持久断裂特征

田 伟, 钟 燕, 王宇宙, 吴 晨, 李祚军

(中国航发四川燃气涡轮研究院, 四川 成都 610500)

摘 要: 采用金相显微镜和扫描电镜分析了 GH4169D 合金电子束焊接接头的显微组织, 利用显微硬度计测试了母材、热影响区和焊缝的显微硬度, 采用体式显微镜和扫描电镜研究了焊接接头持久断裂特征。结果表明, GH4169D 母材中的主要析出相为 1~20 μm 长的片层状晶界 η 相、30~80 nm 的颗粒状 γ' 相和少量的碳氮化物。热影响区中的主要析出相为 10~20 nm 的颗粒状 γ' 相, 几乎没有晶界 η 相。焊缝中为枝晶组织, 枝晶间存在含有共晶组织的白色析出相, 析出相尺寸为 2~6 μm , 枝晶杆中含有 10 nm 以下的细小颗粒状 γ' 相。母材的显微硬度低于热影响区和焊缝, 不同区域的显微硬度主要受 γ' 相尺寸的影响。焊接接头的持久断裂过程包括蠕变裂纹扩展、快速扩展和瞬断 3 个阶段, 蠕变裂纹扩展区中为沿晶断裂, 快速扩展区中为沿晶和穿晶混合断裂, 瞬断区为穿晶断裂。蠕变裂纹扩展起始于试样表面的热影响区, 热影响区中晶界 η 相含量低和裂纹尖端晶界氧化是导致焊接接头持久性能低于母材的主要原因。

关键词: GH4169D 合金; 电子束焊接; 显微组织; 显微硬度; 持久断裂

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)03-1055-07

GH4169D 合金是近年来研发的一种新型时效强化高温合金, 该合金填补了 650 $^{\circ}\text{C}$ 用 GH4169 合金和 750 $^{\circ}\text{C}$ 用 GH4738 合金之间的空白。GH4169D 合金在 GH4169 合金的基础上降低了 Fe 元素的含量, 加入了固溶强化元素 W 和 Co, 调整了 Al+Ti 的含量以及 Al、Ti 比, 并适当提高了 Nb 含量。与 GH4169 合金相比, GH4169D 合金中的主要强化相由 γ'' 相转变为 γ' 相, 使得在 650 $^{\circ}\text{C}$ 以上的高温稳定性显著增加, 合金的最高长期使用温度达到了 704 $^{\circ}\text{C}$ ^[1-3]。GH4169D 合金具有优异的综合力学性能和良好的加工工艺性能, 该合金的国外对应牌号已在 RR、GE、P&W 等主要航空发动机公司以及 Solar、SIMENS 等燃气轮机公司的产品中应用, 用于制造盘、轴、机匣、叶片等零部件^[4,5]。

国内外针对 GH4169D 合金的焊接性能开展了较多研究, 焊接方法涉及钨极氩弧焊、电子束焊和激光焊等。通过对 GH4169D 合金焊接接头的组织、性能进行分析表明, 热影响区中不易产生裂纹。总体来

说, GH4169D 合金的焊接工艺性能比 GH4169 合金略差, 但明显优于 GH4738 合金和 GH4141 合金^[6-9]。

电子束焊接具有功率密度高、焊缝深宽比大、热影响区域窄、焊接变形小、焊接质量稳定等优点, 在航空、航天制造领域中得到了广泛的应用^[10,11]。本研究对 GH4169D 合金进行了电子束焊接, 对焊接接头的显微组织和持久断裂特征进行了研究。

1 实 验

实验用 GH4169D 合金由北京钢铁研究总院研制, 名义成分参见表 1。GH4169D 合金的焊接用试件在盘形模锻件上切取, 焊接之前试件经过了固溶+时效热处理。固溶和时效的热处理制度为: 960 $^{\circ}\text{C}$, 保温 1 h, 油冷+788 $^{\circ}\text{C}$, 保温 8 h, 炉冷至 704 $^{\circ}\text{C}$, 保温 8 h, 空冷。

电子束焊接试件的厚度为 8 mm, 焊前对接口进行机械加工, 保证焊接装配间隙小于 0.1 mm, 对接

表 1 GH4169D 合金的名义化学成分

Table 1 Bulk chemical composition of GH4169D Alloy (wt%)

C	Ni	Cr	Mo	W	Co	Fe	Nb	Ti	Al	P	B
0.02	Bal.	18.00	2.75	1.0	9.0	10.0	5.45	0.70	1.45	0.010	0.004

收稿日期: 2020-03-10

作者简介: 田 伟, 男, 1981 年生, 博士, 研究员, 中国航发四川燃气涡轮研究院, 四川 成都 610500, 电话: 028-83017713, E-mail: tianwei1981@126.com

口表面进行机械打磨处理,使表面粗糙度 $R_a \leq 1.6 \mu\text{m}$ 。采用丙酮擦拭接口表面,去除油污等污物。首先,进行焊接工艺试验,根据焊缝成型效果以及表面和内部缺陷的检测 results,确定焊接工艺参数(包括聚焦电流、焊接电流、焊接速度等)。然后,采用优化后的工艺参数开展试样的电子束焊接,焊后进行热处理。热处理后的焊接试样按照 HB 7608-1998 进行表面质量和内部质量检验,焊缝质量满足 1 级焊缝的质量评定要求。

从检验后的焊接试件上切取试样,采用 Nikon MA200 金相显微镜和 JSM-7800F 扫描电镜分析焊接接头的显微组织,采用显微硬度计测试焊缝、热影响区和母材的显微硬度,参照 GB/T 2039 测试焊接接头在 $650^\circ\text{C}/725 \text{ MPa}$ 条件下的持久寿命和断后延伸率,采用体视显微镜和 TESCAN VEGA 3 扫描电镜对持久性能试验后的试样进行断口分析。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

图 1 为 GH4169D 合金焊接接头的典型金相组织照片。焊接接头由母材、热影响区和焊缝 3 个典型区域组成,焊缝宽度约为 1.6 mm ,焊缝的顶端带有焊冠,如图 1a 所示。焊缝区为晶粒粗大的枝晶组织,晶粒尺寸在 $200\sim 500 \mu\text{m}$,如图 1b 所示。靠近焊缝处为热影响区,其宽度约为 $100 \mu\text{m}$,如图 1c 所示。热影响区中的晶界较模糊,晶界处和晶粒内均无明显的析出相,如图 1d 所示。母材区中为典型的变形高温合金等轴晶

组织,晶粒尺寸为 $20\sim 50 \mu\text{m}$,基体为 γ 相,晶界处和晶粒内均有析出相存在,如图 1e 所示。

GH4169D 合金母材的扫描电镜照片如图 2a 和图 2b 所示,合金的基体为 γ 相,在晶界上含有较多的片层状析出相,长度为 $1\sim 20 \mu\text{m}$,能谱分析表明该晶界析出相中主要含有 Ni、Nb、Al、Cr 等元素。初期认为 GH4169D 合金中的晶界析出相与 GH4169D 合金中的晶界析出相相同,均为 δ 相。后经研究证明, GH4169D 合金中的晶界析出相是 $\eta\text{-Ni}_3\text{Ti}$ 结构的 Ni_6AlNb 相^[1,2,12]。GH4169D 合金的晶粒内部含有大量颗粒状析出相 γ' ,尺寸大都在 $30\sim 80 \text{ nm}$ 。另外,合金中还存在少量的块状 $(\text{Ti}, \text{Nb})\text{N}$ 、 NbC 等析出相。

电子束焊接热源具有极高的能量密度, GH4169D 合金焊接时,焊缝区受热源直接作用,该区域温度位于液相线温度以上并发生完全融合,随后迅速冷却凝固。焊缝中心的冷却速度低于焊缝的边缘,因此在焊缝区域中形成了沿焊缝边缘向焊缝中心生长的枝晶组织,枝晶在焊缝的中心附近相交,如图 1a 和图 1c 所示。另外,焊缝金属在凝固和随后的去应力退火过程中,在枝晶间形成了不规则形状的白色析出相和共晶组织,尺寸在 $2\sim 6 \mu\text{m}$,如图 2c 所示。能谱分析表明,该白色组织中主要含有 Nb、Mo、Ti、Al 等元素。进一步放大后观察可以发现,在焊缝区的枝晶杆上分布有尺寸在 10 nm 以下的非常细小的颗粒状 γ' 相。由于焊缝区域内金属的凝固冷却速度非常快,因此其 γ' 相非常细小。

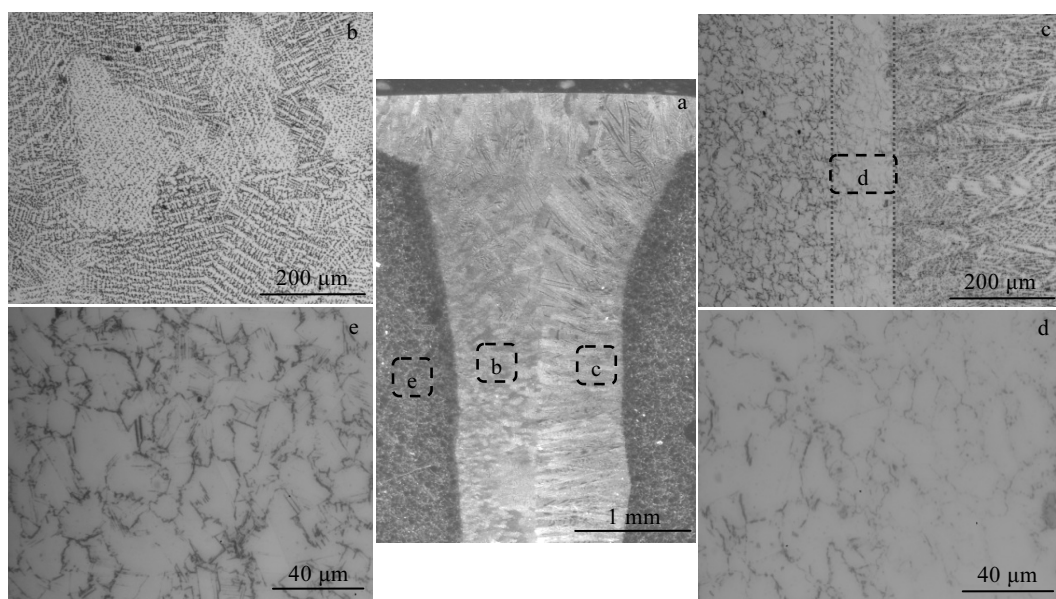


图 1 焊接接头不同区域的 OM 照片

Fig.1 OM images of electron beam welded GH4169D joint (a): (b) weld zone; (c, d) heat affected zone; (e) base metal

焊接时, 热影响区中的受热温度低于固相线温度但超过了 η 相的回溶温度 (1002~1018 $^{\circ}\text{C}$), 热影响区中的 η 相发生了回溶。当焊接热源移开后, 热影响区域中的金属快速冷却, 其冷速超过 η 相在晶界析出的临界冷速 (如图 3 所示), η 相无法析出, 因此热影响区中的晶界 η 相含量很少, 如图 2e 所示^[13]。 γ' 相的回溶温度低于 η 相, 焊接时热影响区中的 γ' 相也发生了回溶。随后的快速冷却和去应力热处理过程中, γ' 相在热影响区中重新析出, 其大小介于母材 γ' 相和焊缝区 γ' 相的尺寸之间, 为 10~20 nm, 如图 2f 所示。另外, 热影响区中靠近焊缝处还存在一个很小的熔合区 (或称为半熔化区), 该区金属受热温度介于固相线和液相线之间, 可导致晶界及析出相熔化成液态, 并在后续的快速冷却时形成细小的沿晶裂纹, 裂纹长度为 100~200 μm , 如图 4 所示。文献[7-9]中研究发现, 电子束焊接和激光焊接 GH4169D 合金时, 靠近焊缝的热影响区的晶界较为薄

弱。如果该区域的晶粒尺寸不均匀或晶界存在硼化物偏析, 则可能在晶界处形成液相微裂纹。通过控制 GH4169D 合金母材组织和优化焊接工艺等方法, 能有效防止晶界液相微裂纹的形成。

2.2 显微硬度

图 5 为 GH4169D 合金焊接接头不同区域的显微硬度测试结果。可以看出, 母材(Base)、热影响区(HAZ)到焊缝(WZ)的显微硬度依次升高。母材的显微硬度最低, 测试 6 点的平均值(HV)为 4910 MPa; 热影响区的显微硬度高于母材, 测试 6 点的平均值为 5060 MPa; 焊缝的显微硬度最高, 测试 6 点的平均值为 5120 MPa。母材中各测试点的显微硬度值一致性良好, 各测试点的离散程度最低, 变异系数为 0.63%; 焊缝处各测试点的显微硬度值离散程度最大, 变异系数为 3.46%; 热影响区中显微硬度值的变异系数为 2.09%。

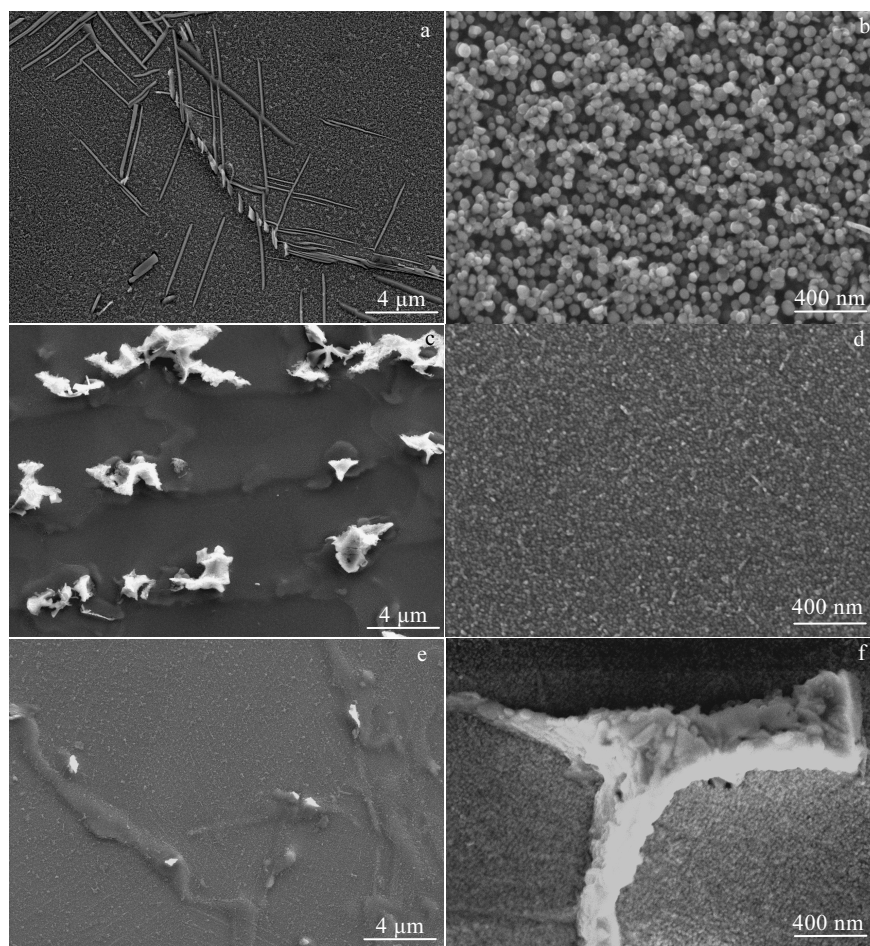


图 2 焊接接头不同区域的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of electron beam welded GH4169D joint: (a, b) base metal; (c, d) weld zone; (e, f) heat affected zone

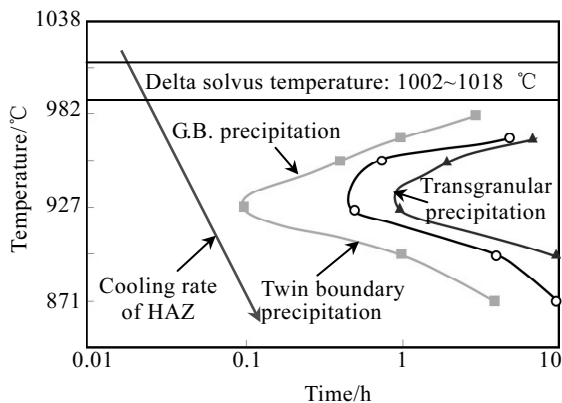


图 3 热影响区冷却速度示意图

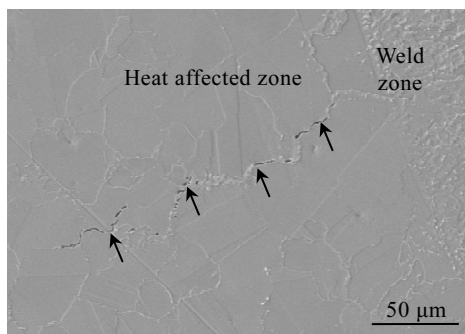
Fig.3 Sketch map showing cooling rate of heat affected zone after welding^[13]

图 4 热影响区中的微小沿晶裂纹

Fig.4 Intergranular micro crack in heat affected zone

母材、热影响区和焊缝处的显微硬度主要受其微观组织影响。母材中为典型的变形高温合金组织，其主要强化相 γ' 相的尺寸在 30~80 nm，而热影响区和焊缝中的 γ' 相更为细小、弥散。另外，热影响区和焊缝中的 η 相数量比母材中明显减少，这会导致 γ' 相的数量相应增加。因此，焊缝和热影响区中的显微硬度相对较高。

2.3 持久断裂特征

GH4169D 合金焊接试件经去应力热处理后加工成持久性能试样，在 650 °C、725 MPa 下测试了焊接接头的持久寿命。5 根试样的持久寿命平均值为 26.2 h，断后延伸率的平均值为 3.7%。标准热处理条件下，GH4169D 合金在相同持久试验条件下的持久寿命可达 200 h 以上，断后延伸率大于 20%。可以看出，相比于母材，焊接接头的持久性能有较明显的差距。为此对焊接接头的持久断裂特征进行了分析。

图 6 是持久断口侧面、表面和横截面的典型 OM 照片。从图 6a 的断口侧面可以看出，断口附近无明

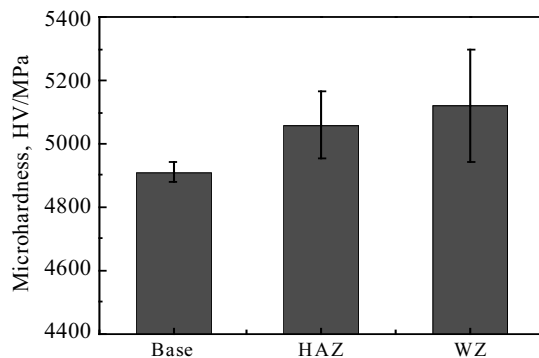


图 5 焊接接头不同区域的显微硬度

Fig.5 Microhardness of electron beam welded GH4169D joint

显加工缺陷，无明显塑性变形，一部分断口面与试样的轴线（即受力方向）约呈 45°。体视显微镜下观察断口表面，可分为蓝色、紫色和金色 3 个区域，分别用“Ⅰ”、“Ⅱ”、“Ⅲ”进行标示，如图 6b 所示。通过图 6c 和图 6d 的断口横截面照片可以看出，持久断裂主要发生在焊接接头的热影响区中，断口带有沿晶开裂的二次裂纹。

图 7 是采用扫描电镜对断口的进一步放大观察。图 7a 为图 6b 中“Ⅰ”区的进一步放大。可以看出，蠕变裂纹起始于靠近试样边缘的热影响区中，然后逐渐向试样的内部扩展，断口表面呈现典型的沿晶断裂，韧窝特征不明显。试样表面形成蠕变裂纹后，空气会进入裂纹表面并在高温作用下将裂纹表面和裂纹尖端的金属氧化，因此断口表面的“Ⅰ”区呈现出高温氧化后的蓝色。图 7b 为图 6b 中“Ⅱ”区的 SEM 照片。可以看出该区断口表现出沿晶和穿晶的混合断裂特征，断口表面存在较浅的韧窝。“Ⅱ”区为蠕变裂纹的快速扩展区，相比于“Ⅰ”区其在高温下的氧化时间较短、氧化程度较轻，在光学照片中呈现紫色。图 6b 中的“Ⅲ”区为试样的瞬断区，该区为穿晶断裂，断口微观形貌为典型的韧窝特征，如图 7c 所示，该区中裂纹扩展非常迅速且试样断裂后即停止试验，因此表面在高温下的氧化时间更短，光学照片中呈现为金色。

经分析，5 根焊接接头持久试样的持久断裂均起源于试样表面的热影响区中，有些试样的快速扩展区和瞬断区会扩展到焊接接头的母材和焊缝中。瞬断区扩展到焊缝中后所形成的断口微观形貌如图 7d 所示，可以看到沿枝晶断裂的特征，并形成了细小的韧窝。

研究表明，GH4169D 合金的晶界 η 相可以起到钉扎晶界、阻碍晶界裂纹扩展，防止合金出现缺口敏感性等作用。当晶界 η 相低于一定含量（约为 1.1%）时，

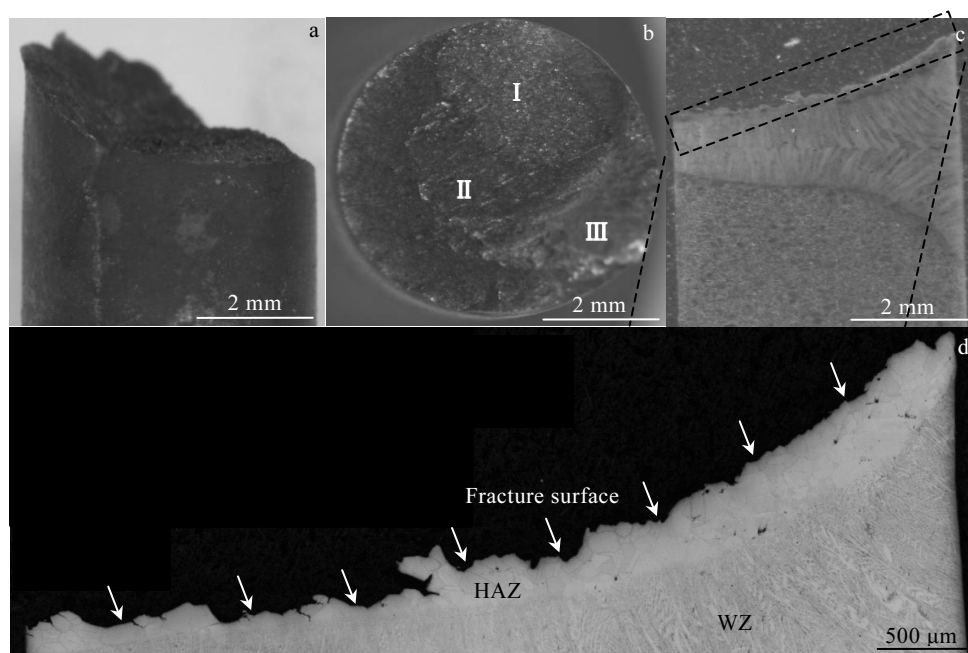


图6 GH4169D 焊接接头持久断口的侧面、表面和纵剖面光学照片

Fig.6 OM images of ruptured fracture of GH4169D joint: (a) side face, (b) surface, and (c, d) section

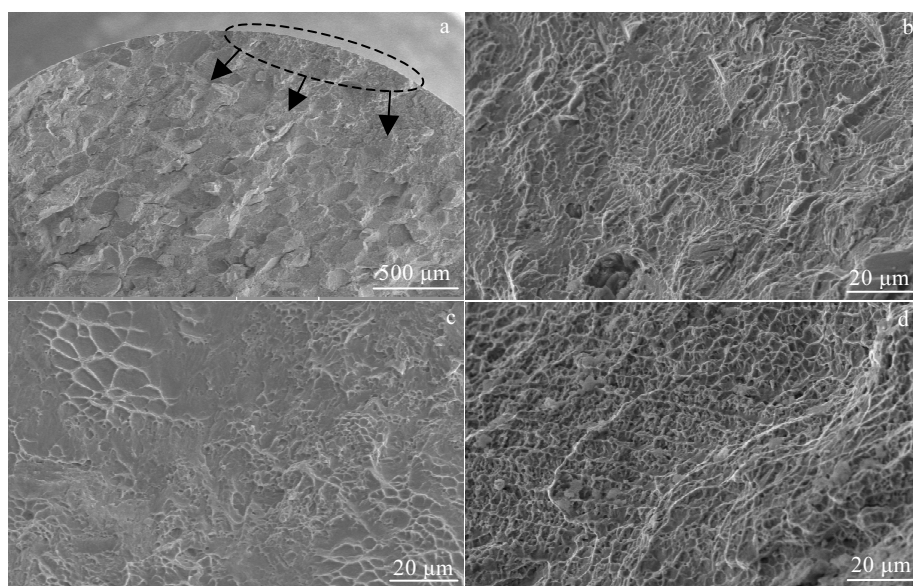


图7 GH4169D 焊接接头持久断口的 SEM 照片

Fig.7 SEM morphologies of stress ruptured fracture of GH4169D joint: (a) area of creep crack initiation; (b) fracture surface of rapidly crack growth in HAZ; (c) fracture surface of final fracture in HAZ; (d) fracture surface of final fracture in WZ

合金会出现较明显的缺口敏感性^[1,13]。通过本研究对焊接接头的显微组织分析可知,热影响区中晶界 η 相的含量非常低。因此,热影响区会表现出一定的缺口敏感性。另外,由于靠近焊缝的热影响区的晶界强度较为薄弱,甚至可能含有沿晶界的微小裂纹。所以,当焊接接头承受持久应力的作用时,会在靠近试样表

面的热影响区中首先形成裂纹,如图8a所示。裂纹形成后氧气会进入到裂纹尖端,在高温作用下使裂纹尖端,尤其是晶界处发生氧化。氧化后的晶界变脆且强度降低,导致裂纹在高温和应力共同作用能够不断地沿晶界扩展,因此蠕变裂纹扩展区(即图6b中蓝色的“Ⅰ”区)表现为明显的沿晶断裂特征^[13]。随着蠕变裂

纹扩展, 试样的有效承载面积不断减小, 在试验载荷不变的情况下, 裂纹扩展速度持续加快, 直至发生快速扩展和失稳瞬断。蠕变裂纹扩展阶段, 裂纹尖端的晶界先被渗入和扩散的氧气氧化、脆化, 而后发生沿晶开裂(图 8b 所示)。裂纹快速扩展区中, 裂纹尖端的氧气扩散和氧化速度与裂纹的扩展速度基本相当(图 8c 所示)。因此, 在快速扩展区中表现为沿晶与穿晶混合断裂的特征。瞬断区中, 裂纹的扩展速度显著高于裂纹尖端的氧气扩散和氧化速度, 裂纹尖端未受到氧化影响, 断裂性质为穿晶断裂, 微观形貌表现为韧窝特征。穿晶断裂主要是通过位错在切应力作用下滑移而实现的。持久试样中与轴向呈 45° 方向上的切应力最大, 因此瞬断区的断面与试样轴线大约呈 45° , 如图 6a。

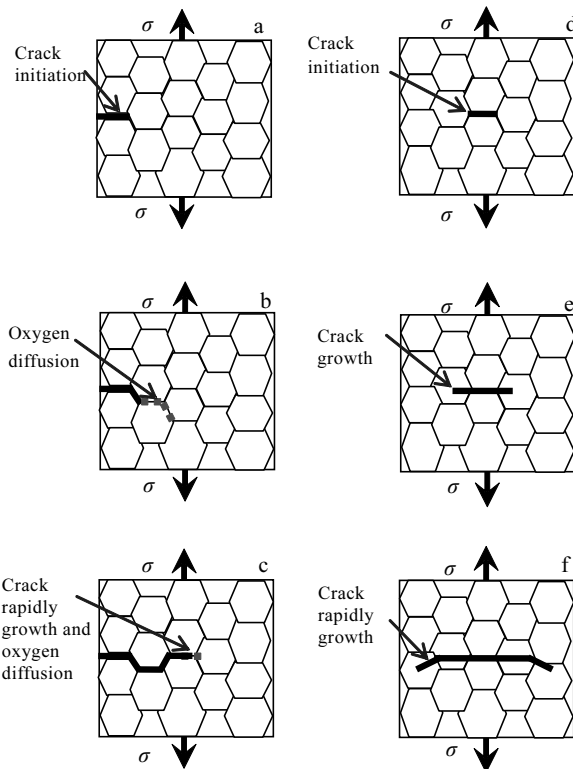


图 8 GH4169D 焊接接头和 GH4169D 合金的持久断裂过程示意图

Fig.8 Sketch map showing stress rupture process of welded GH4169D joint (a-c) and GH4169D alloy (d-f)

标准热处理的 GH4169D 合金中存在有 1.5%~7.0% 的晶界 η 相, 因此该合金不存在缺口敏感性^[1,13]。GH4169D 合金持久性能试样的蠕变裂纹均在中心部位起始, 然后向试样表面逐渐扩展, 直至失稳断裂。由于蠕变裂纹起始于试样的中心部位, 蠕变裂纹扩展阶段不会有氧气进入到裂纹的尖端, 不会因氧化而导

致晶界脆化和弱化(如图 8d~8f 所示)。因此, 标准热处理的 GH4169D 合金的持久寿命和断后延伸率均明显高于焊接接头, 且断口中不存在明显的沿晶断裂特征。

综合以上分析可以看出, 进一步优化焊接工艺, 适当降低焊后冷却速度, 提高热影响区中的晶界 η 相含量是改善 GH4169D 合金电子束焊接接头持久性能的主要途径。

3 结 论

1) GH4169D 合金焊接接头由母材、热影响区和焊缝 3 个典型区域组成, 母材中的主要析出相为 $1\sim 20\ \mu\text{m}$ 长的片层状晶界 η 相、 $30\sim 80\ \text{nm}$ 的颗粒状 γ' 相和少量的碳氮化物, 热影响区中的主要析出相为 $10\sim 20\ \text{nm}$ 的颗粒状 γ' 相, 焊缝中的主要析出相为 $2\sim 6\ \mu\text{m}$ 的枝晶间共晶组织和枝晶杆中的 $10\ \text{nm}$ 以下的颗粒状 γ' 相。

2) 焊接接头中母材的显微硬度(HV)平均值为 4910 MPa, 热影响区的显微硬度平均值为 5060 MPa, 焊缝的显微硬度平均值为 5120 MPa, 不同区域的显微硬度主要受 γ' 相的尺寸影响。

3) 焊接接头的蠕变裂纹起始于试样表面的热影响区, 断口由蠕变裂纹扩展区、快速扩展区和瞬断区组成, 蠕变裂纹扩展区为沿晶断裂, 快速扩展区为沿晶和穿晶混合断裂, 瞬断区为穿晶断裂; 热影响区中晶界 η 相含量偏低和裂纹尖端晶界氧化是导致焊接接头持久性能低于母材的主要原因。

参考文献 References

- [1] Wang Mingqing(王民庆), Deng Qun(邓 群), Du Jinhui(杜金辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3335
- [2] Du Jinhui(杜金辉), Lv Xudong(吕旭东), Dong Jianxin(董建新) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1115
- [3] Wang Mingqing, Du Jinhui, Deng Qun *et al. Materials Transactions*[J], 2015, 56(5): 635
- [4] Wang Miaoquan(王妙全), Tian Chenggang(田成刚), Nan Yang(南 洋) *et al. Material Reports*(材料导报)[J], 2017, 31(10): 72
- [5] Benjamin P, Venkatesh K, Dave B *et al. AFRL-RX-WP-TP-2010- 4162*[R]. Ohio: Air Force Research Laboratory, 2010
- [6] Vishwakarma K R, Richards N L *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2008, 480(1): 517
- [7] Idowu O A, Ojo O A, Chaturvedi M C. *Materials Science and Engineering*[J], 2007, 454(1): 389

- [8] Andersson J, Sjöberg G P. *Science and Technology of Weld and Joint*[J], 2012, 17(1): 49
- [9] Idowu O A, Ojo O A, Chaturvedi M C. *Welding Journal*[J], 2009, 88(9): 179
- [10] Wang X C, Zuo C J, Chai G M *et al. Transactions of the China Welding Institution*[J], 2009, 30(2): 83
- [11] Chen Guoqing, Zhang Binggang, Lv Tianmin *et al. Transaction of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(8): 1971
- [12] Pickering E J, Mathur H, Bhowmik A. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(6-7): 2757
- [13] Andersson J, Sjöberg G, Hatami S. *18th ISABE Conference* [C]. Beijing: ISABE, 2007

Microstructure and Stress Rupture Characteristic of Electron Beam Welded GH4169D Alloy

Tian Wei, Zhong Yan, Wang Yuzhou, Wu Chen, Li Zuojun
(AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610500, China)

Abstract: The microstructure of electron beam welded GH4169D alloy was analyzed by optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM). Micro hardness of fusion zone, heat affected zone (HAZ) and base metal was examined by micro hardness tester. The stress rupture characteristic of electron beam welded GH4169D alloy was researched by stereo microscope (SM) and SEM. Results show that The precipitated phases of GH4169D alloy are composed of lamellar η phase with 1~20 μm in length, granular γ' phase with 30~80 nm of size, and a small amount of carbonitride. The precipitated phases of heat affected zone are mainly composed of granular γ' phase with size of 10~20 nm and few η phase on grain boundary. Dendritic structures form in fusion zone, Nb, Ti, and Al are extensively rejected into the interdendritic liquid and the eutectic constituents form with a size of 2~6 μm . There are fine granular γ' phase with a size less than 10 nm in gamma dendrites. The microhardness of base metal is lower than that of heat affected zone and fusion zone. Microhardness of different zones depends on the particle size of γ' phase. Stress rupture process is composed of creep crack growth, rapid crack growth and final fracture. Intergranular fracture occurs in creep crack growth zone, mixed intergranular and transgranular fracture occur in rapid crack growth zone and transgranular fracture occurs in final fracture zone. The creep crack imitates in the surface of HAZ of weld specimen. Because of low content of intergranular η phase and oxidation of grain boundary in crack tip, the stress rupture life and elongation are lower than those of GH4169D base metal.

Key words: GH4169D alloy; electron beam weld; microstructure; microhardness; stress rupture

Corresponding author: Tian Wei, Ph. D., Researcher, AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610500, P. R. China, Tel: 0086-28-83017713, E-mail: tianwei1981@126.com