

FGH96/IN718 惯性摩擦焊接头高温拉伸断裂特征

梁武^{1,2}, 周军^{1,2}, 张春波^{1,2}, 张露³, 乌彦全^{1,2}, 李运雷^{1,2}

(1. 中国机械总院集团哈尔滨焊接研究所有限公司, 哈尔滨, 150028; 2. 黑龙江省先进摩擦焊接技术与装备重点实验室, 哈尔滨, 150028; 3. 中国航发商用航空发动机有限责任公司, 上海, 200241)

摘要: 为了实现航空用 FGH96 和 IN718 异质高温合金高可靠连接, 为航空发动机关键部件安全评价及寿命预测提供基础数据及理论支持, 采用扫描电子显微镜、金相显微镜研究了 FGH96 和 IN718 异质高温合金惯性摩擦焊接头显微组织形貌、高温拉伸试样断口形貌和断裂位置。结果表明, 焊接接头焊缝区 FGH96 和 IN718 均为等轴晶粒组织, 晶粒尺寸约 2 μm , 焊缝区 γ' 和 δ 强化相基本全部溶解, 热力影响区 FGH96 侧晶内 γ' 基本全部溶解, IN718 侧 δ 强化相发生部分溶解, 短棒状形貌消失, 组织为粗细晶共存组织。焊接接头 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸试样均断裂在焊缝区, 但平均抗拉强度可达 1 080.8 MPa, 基本与 IN718 母材等强, 高温拉伸试样起裂位置均处于试样边缘焊缝区, 裂纹产生的原因主要是由于焊缝区 γ' 和 δ 强化相基本全部溶解, 强化作用消失, 性能降低。裂纹产生后沿晶界由焊缝熔合线向试样内部扩展, 当裂纹从试样边缘焊缝区四周同时向试样内部扩展时, 在轴向拉力作用下形成“平台 + 凹坑”状断口特征, 当裂纹从试样边缘焊缝区局部位置开始向试样内部扩展时, 在轴向拉力作用下形成“平台 + 剪切”状断口特征。

创新点: 通过 FGH96 和 IN718 异质高温合金惯性摩擦焊试验和高温拉伸断口形貌特征研究, 揭示了 FGH96 和 IN718 异质高温合金惯性摩擦焊接头断裂特征, 阐明了“平台 + 凹坑”状和“平台 + 剪切”状两类特征断口形成原因。

关键词: 异种高温合金; 惯性摩擦焊; 高温拉伸; 断裂特征

中图分类号: TG 407 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20221214001

0 序言

断涡轮盘轴作为航空发动机中最关键的热端部件之一, 承受着高温、高压等复杂热—机械载荷和腐蚀性介质作用, 工作环境极其恶劣, 对发动机涡轮盘用材的抗氧化、抗热腐蚀、抗低/高周疲劳性能以及高温条件下的长期组织稳定性提出了严苛的要求^[1-2]。相比于传统铸造和锻造高温合金, 采用粉末冶金方法制备的粉末高温合金很好的解决了成分偏析、组织不均匀、热加工性能差等一系列问题, 已成为推重比 8 以上高性能发动机涡轮盘的首选材料^[3-5]。

FGH96 作为国内第二代损伤容限型粉末高温合金, 材料最高使用温度为 750 $^{\circ}\text{C}$, γ' 强化相含量占总体积的 35% 左右, 综合性能优异, 具有耐高

温、高强韧性和低裂纹扩展速率等优点^[6], 是涡轮盘的首选材料, IN718 作为一种沉淀强化型变形高温合金, 通常是涡轮后轴的首选材料。由于 IN718 和 FGH96 两种合金材料的合金化程度高, 化学成分、强化机理相差较大^[7], 因此实现粉末高温合金 FGH96 与变形高温合金 IN718 高性能、高可靠连接是提升航空发动机综合性能和保障航空发动机安全可靠运行的关键。

惯性摩擦焊作为一种固相焊接工艺方法, 因其绿色、优质、高效的技术优势, 已成为国外航空发动机转子组件制造的主导工艺方法^[8-9], 广泛应用于国内外先进航空发动机转子组件制造中。王彬等人^[10-11]研究了转速、压力等典型工艺参数对 FGH96 和 IN718 异质材料惯性摩擦焊接头组织及室温性能的影响规律; 何胜春等人^[12-13]对粉末高温合金 FGH96 惯性摩擦焊接头常温力学性能以及室温疲劳裂纹扩展速率进行了测试分析; 王晓峰等人^[14]对 FGH96 合金惯性摩擦焊接头微观组织进行了表征分析。结果表明, FGH96 同质或 FGH96

和 IN718 异质材料惯性摩擦焊接头具有良好的常温力学性能和组织稳定性, 但针对高温力学性能的研究较少, 关于 FGH96 和 IN718 异质高温合金惯性摩擦焊接头高温条件下断裂行为研究更是鲜有报道.

以航空发动机涡轮盘与涡轮轴的可靠连接为应用背景, 采用惯性摩擦焊工艺方法实现了 FGH96 和 IN718 异质材料的连接, 研究了 FGH96 和 IN718 异质高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸断裂行为及特征, 为航空发动机关键部件安全评价及寿命预测提供基础数据及理论支持, 保障航空发动机安全稳定运行.

1 试验方法

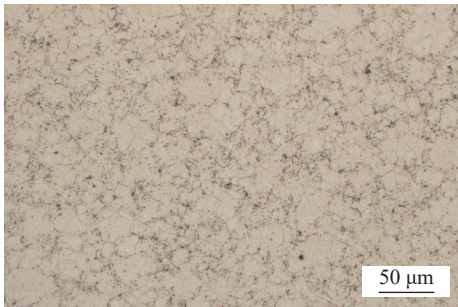
选用的试验材料分别为粉末冶金高温合金 FGH96 和镍基变形高温合金 IN718 管材, 焊前均为固溶 + 时效态, 化学成分如表 1 和表 2 所示. FGH96 母材组织如图 1 所示, 主要由 γ 基体 + γ' 强化相组成, 呈典型等轴晶形貌, γ' 强化相在晶界及晶内弥散析出; IN718 母材组织如图 2 所示, 主要由 γ 基体 + δ 相强化相组成, 晶粒尺寸大小不一, δ 强化相呈短棒状和椭球状, 主要分布在晶界处, 但晶内也有少量分布.

表 1 FGH96 合金化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Composition of FGH96 alloy

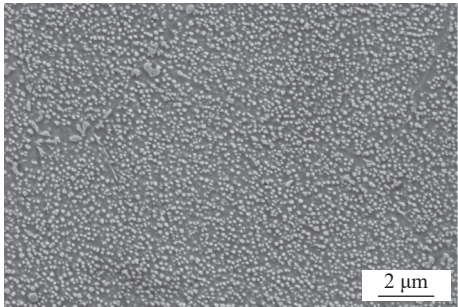
Cr	Co	W	Mo	Ta	Nb	Al	Ti	Zr	Si	Ce	Ni
15.6~16.6	12.5~13.5	3.8~4.2	3.8~4.2	<0.2	0.6~1.0	2.0~2.4	3.5~3.9	0.025~0.05	<0.2	0.01	余量

表 2 IN718 合金化学成分 (质量分数, %)
Table 2 composition of IN718 alloy

C	Ni	Cr	Mg	Co	Mo	Al	Ti	Nb	B	Fe
≤0.08	50.0~55.0	17.0~21.0	0.01	≤1.0	2.8~3.3	0.3~0.7	0.75~1.15	4.75~5.5	<0.001	余量



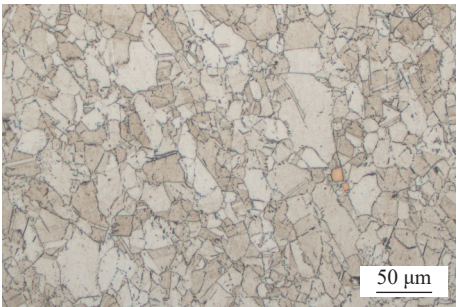
(a) 光学显微镜下组织形貌



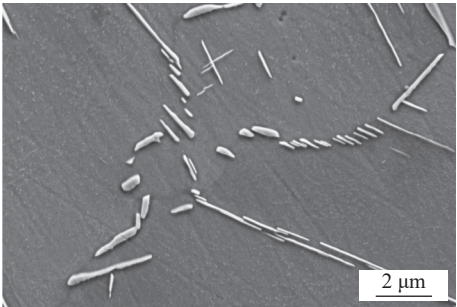
(b) SEM 电镜下 γ' 相分布

图 1 粉末高温合金 FGH96 母材组织

Fig. 1 Structure of FGH96 base metal of powder superalloy. (a) microstructure under optical microscope; (b) γ' phase distribution under SEM



(a) 光学显微镜下组织形貌



(b) SEM 电镜下 δ 相分布

图 2 变形高温合金 IN718 母材组织

Fig. 2 Structure of the base material of deformed superalloy IN718. (a) microstructure under optical microscope; (b) δ phase distribution under SEM

试验设备选用哈尔滨焊接研究所有限公司自主研发 HWI-IFW-600 型号惯性摩擦焊机, 最大焊接力 600 t. 焊前用酒精擦拭焊接表面, 去除油污和杂质. 图 3 为 IN718/FGH96 异质高温合金惯性摩擦焊接头宏观形貌, 从图 3 可知, IN718 和 FGH96 侧均形成了光滑卷曲的飞边, 但 IN718 侧飞边明显大于 FGH96 侧, 并在两侧飞边中间存在薄片状氧化物. 为了更加系统的研究 IN718/FGH96 异质高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸的断裂特征, 首先对焊接接头显微组织形貌进行了分析, 然后对拉伸试样分别进行了断口分析和断裂位置研究, 对拉断后试样 FGH96 侧沿垂直断裂面方向进行纵抛, 观察横截面上试样具体的断裂位置; 对拉断后试样 IN718 侧进行扫描电镜观察, 分析断口形貌及断裂特征.

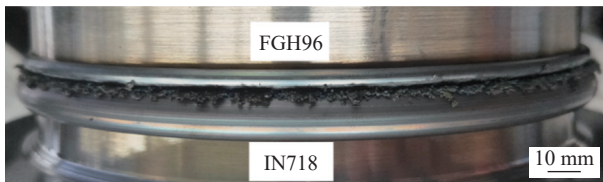


图 3 IN718/FGH96 异质高温合金惯性摩擦焊接头宏观形貌
Fig. 3 Macro morphology of IN718/FGH96 heteroalloy inertial friction welding joint

2 结果与讨论

2.1 惯性摩擦焊接头显微组织

采用扫描电子显微镜对 IN718/FGH96 异质高

温合金惯性摩擦焊接头显微组织进行分析, 图 4 为 IN718/FGH96 异质高温合金惯性摩擦焊接头显微组织. 由图可以看到, 在惯性摩擦焊接过程强热耦合作用下, 焊缝区发生动态再结晶, 形成了细小而均匀的等轴晶粒, 晶粒尺寸约 $2\ \mu\text{m}$, FGH96 侧原始弥散分布的细小 γ' 强化相和 IN718 侧原始短棒状 δ 强化相在焊缝区基本全部溶解, FGH96 侧在焊后冷却过程中仅在晶界处析出少量 γ' 强化相, IN718 侧焊缝区强化相全部消失, 焊缝区显微组织分别如图 4a, 4d 所示. 相比于焊缝区, 热力影响区受到的力和热的综合作用较小, 相比于焊缝区晶粒变形较小, 仅有部分变形晶粒在焊接热的作用下发生再结晶, 再结晶程度远小于焊缝区, 因此该区域呈粗晶与细晶共存特征, 显微组织如图 4b, 4e 所示, 从图中可以看到 FGH96 侧晶内 γ' 强化相基本全部溶解, 晶界处 γ' 强化相分布较多, IN718 侧 δ 强化相仍发生部分溶解, 短棒状形貌消失. 热影响区由于只经受了焊接热过程作用, 显微组织特征基本与母材区相似, 只是 γ' 强化相和 δ 强化相开始发生溶解, 尺寸逐渐变小.

2.2 高温拉伸性能测试分析

按照 ASTM E21-20 航空标准对 IN718/FGH96 异质高温合金惯性摩擦焊接头进行 $650\ ^\circ\text{C}$ 高温拉伸性能测试, 高温拉伸试验数据和拉伸试样如表 3 和图 5 所示. 从图中可知高温拉伸试样破坏位置主要位于焊缝区, 究其原因是由于惯性摩擦焊过程中

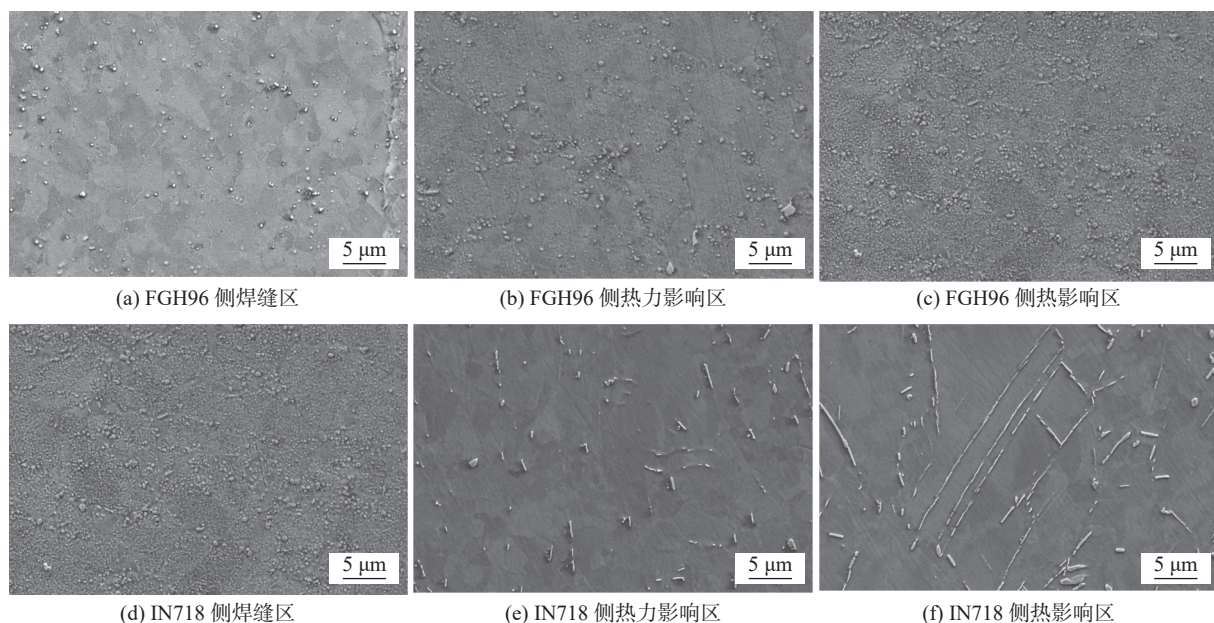


图 4 IN718/FGH96 异质高温合金惯性摩擦焊接头显微组织

Fig. 4 Microstructure of IN718/FGH96 heterogeneous superalloy inertial friction welding joint. (a) weld zone on FGH96 side; (b) thermal influence zone on FGH96 side; (c) heat affected zone on FGH96 side; (d) weld zone on IN718 side; (e) thermal affected zone on the IN718 side; (f) thermal affected zone on the IN718 side

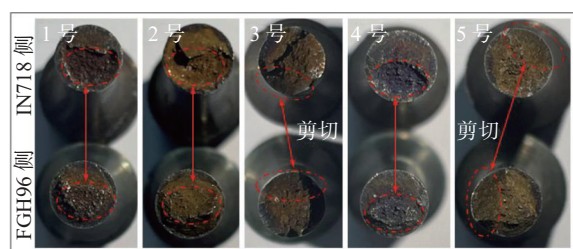
表3 IN718/FGH96 异质高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸性能

Table 3 High temperature tensile test data of IN718/FGH96 heterogeneous superalloy inertial friction welding joint

序号	试验温度 $T/^{\circ}\text{C}$	抗拉强度 R_m/MPa	屈服强度 R_{eL}/MPa	断后伸长率 $A(\%)$	断面收缩率 $Z(\%)$
1	650	1 099.0	948.5	11.5	4.5
2	650	1 102.5	952.0	11.5	4.5
3	650	1 001.0	927.5	5.0	8.5
4	650	1 102.5	952.0	16.5	6.5
5	650	1 099.0	990.5	10.0	10.5



(a) 高温拉伸试样



(b) 高温拉伸断口宏观形貌

图5 IN718/FGH96 异质高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸试样及宏观断口形貌

Fig. 5 High temperature tensile specimen and macro fracture morphology of IN718/FGH96 heterogeneous superalloy inertial friction welding joint. (a) high-temperature tensile specimens; (b) high temperature tensile fracture macroscopic morphology

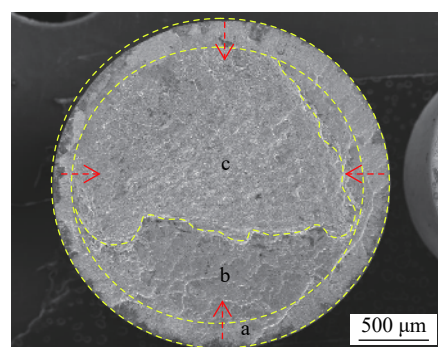
焊缝区温度可达 $1\,200\,^{\circ}\text{C}$, 超过了 γ' 强化相和 δ 强化相的固溶温度, 焊缝区的 γ' 强化相和 δ 强化相基本全部溶于基体, 使 γ' 相和 δ 相在 FGH96 和 IN718 合金中的沉淀强化作用消失, 焊缝区强度降低, 成为拉伸试样中的性能薄弱区域. 从表3中可知, 虽然拉伸试样均断裂于焊缝区, 但接头平均抗拉强度为 $1\,080.8\,\text{MPa}$, 基本与 IN718 母材等强, 并且从图5a中可以发现, 除3号试样外, 1号、2号、4号和5号拉伸试样 IN718 侧均发生了明显的塑性变形, 进一步说明焊缝区强度基本与 IN718 母材等强, 而造成这一现象的主要原因可能是由于焊缝区

细小等轴晶组织的细晶强化作用, 使焊缝区强度得到一定程度的提升.

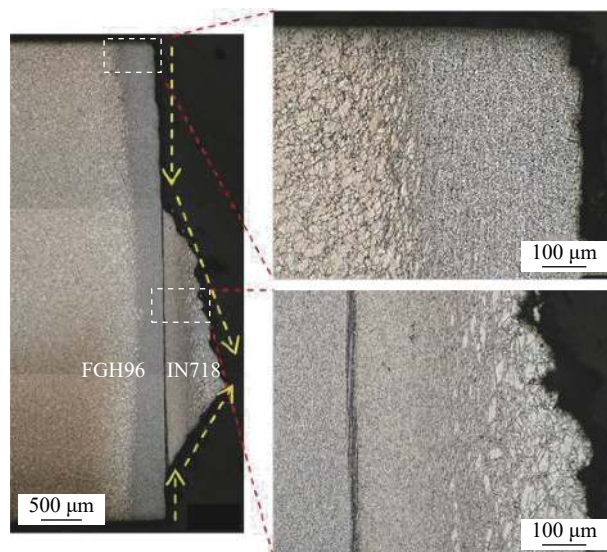
图5b为接头高温拉伸宏观断口形貌, 从图中可以发现高温拉伸断口边缘区域均存在一定程度的蓝紫色氧化区, 并且拉伸断口存在两种不同的断裂特征, 1号、2号、4号拉伸试样宏观断口为“平面+凹坑”状形貌, 3号和5号拉伸试样宏观断口为“平面+剪切”状形貌.

2.3 高温拉伸断裂特征

针对图5中存在的两种典型断口特征, 分别选取1号、4号试样和3号、5号试样进行断口分析. 图6为 FGH96/IN718 异种高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸1号试样的 IN718 侧断口宏观形貌和 FGH96 侧纵抛金相形貌. 从图6a中可以观察到, 1号试样高温拉伸断口存在 a, b, c 3种典型区域, a 区域位于拉伸断口边缘, 在此区域内存在较多呈



(a) 1号试样 IN718 侧宏观断口形貌



(b) 1号试样 FGH96 侧纵抛断口形貌

图6 1号试样拉伸断口显微组织和金相形貌

Fig. 6 Microscopic appearance and metallographic photos of the tensile fracture of specimen No. 1. (a) macro fracture morphology of IN718 side of sample No. 1; (b) side throw fracture morphology of sample No. 1 FGH96

黑色片状形貌,结合图5b中拉伸断口宏观形貌可知,黑色片状形貌为高温拉伸断口边缘位置存在的高温氧化区域,究其原因主要是由于在高温拉伸试验中拉伸试样边缘局部区域首先发生了开裂,高温下暴露时间较长,发生了氧化导致颜色较深;随着裂纹的从边缘位置向内部扩展,逐渐形成了图6a中的b区域所示的阶梯状平台相貌,从图中可以发现b区域较为平整,说明在此过程中裂纹扩展速度较快;最终由于裂纹扩展面积较大,无法继续承受较大的轴向拉力,在轴向拉力的作用下试样发生断裂,形成了c区域所示的凹坑形貌;从图6b中也可以发现,FGH96/IN718异种高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸过程中裂纹从试样边缘沿焊缝熔合线由四周向中心扩展,在试样中心区域由于IN718侧强度较低,在轴向拉伸作用下发生撕裂,形成凹坑状形貌。

图7为图6a中a, b, c 3个典型区域电镜下高

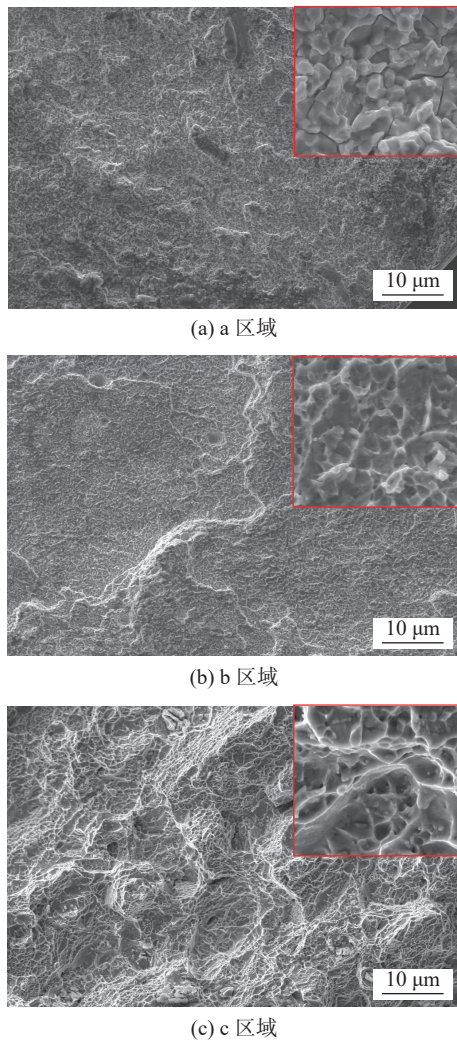


图7 1号试样IN718侧断口典型区域显微形貌

Fig.7 Micromorphology of typical fracture area on IN718 side of specimen No. 1. (a) zone a; (b) zone b; (c) zone c

倍显微形貌.从图7a中可知,a区域微观形貌呈“结晶状”,有金属光泽,并存在较明显的氧化区域,高倍下断口为细小等轴晶粒形貌,微观裂纹沿着晶界进行扩展,断裂形式为脆性断裂;b区域断口形貌较为平整,显微形貌呈非常细小的韧窝,说明裂纹在该区域扩展时基本没有发生塑性变形,扩展速度较快;c区域呈明显撕裂状特征,显微形貌多为撕裂状的韧窝。

图8为FGH96/IN718异种高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸4号试样的IN718侧断口宏观形貌和FGH96侧纵抛金相形貌.从图8可以看出,不论是电镜下IN718侧宏观断口形貌还是FGH96侧纵抛金相形貌,均和1号试样断口形貌极其相似,宏观断口均存在a, b, c 3个典型区域,裂纹均由四周向中心区域扩展,并在试样内部发生断裂,形成锯齿状撕裂形貌.图9为4号试样宏观断口中a,

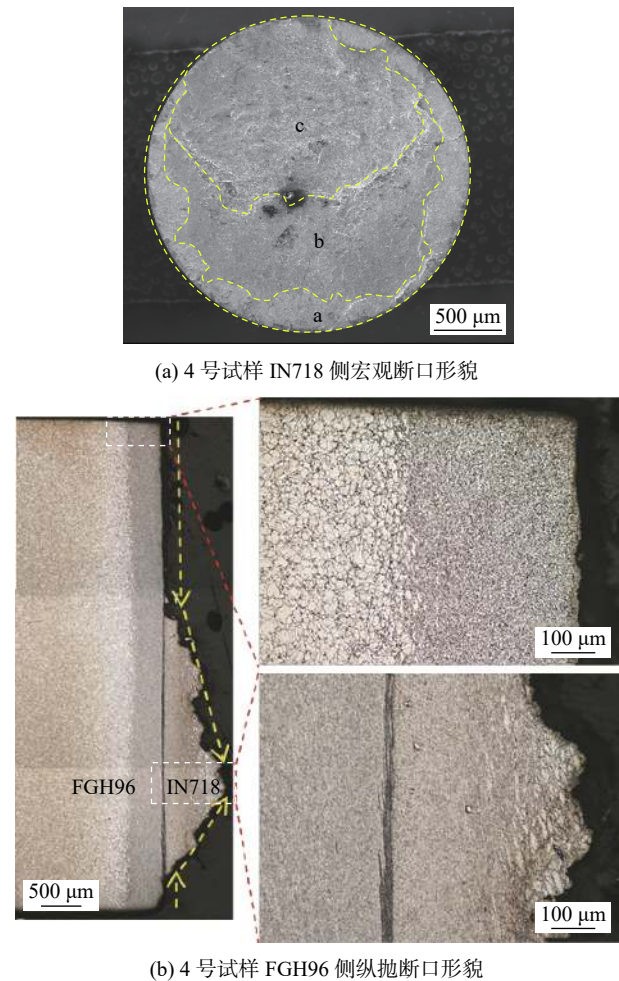


图8 4号试样拉伸断口显微组织和金相形貌

Fig.8 Microscopic appearance and metallographic photos of the tensile fracture of specimen No. 4. (a) macro fracture morphology of IN718 side of sample No. 4; (b) side throw fracture morphology of sample No. 4 FGH96

b, c 3 个典型区域电镜下高倍显微形貌, 从图中也可以观察到 4 号试样 a, b, c 3 个区域高倍形貌与 1 号试样高倍形貌基本一致, 说明图 5 中体现的 FGH96/IN718 异种高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸断口中“平台 + 凹坑”状特征形貌并非个例, 而是具有普遍性和一致性。

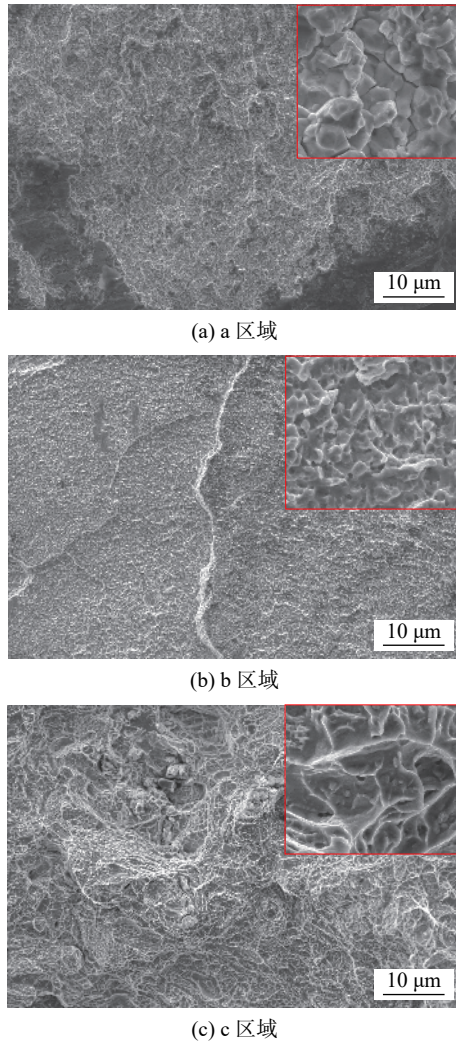
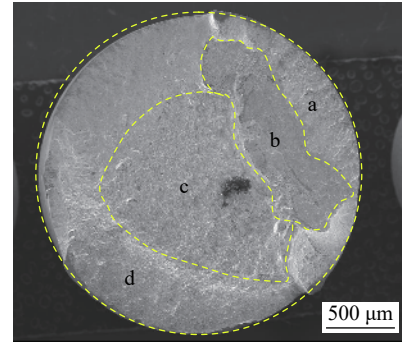
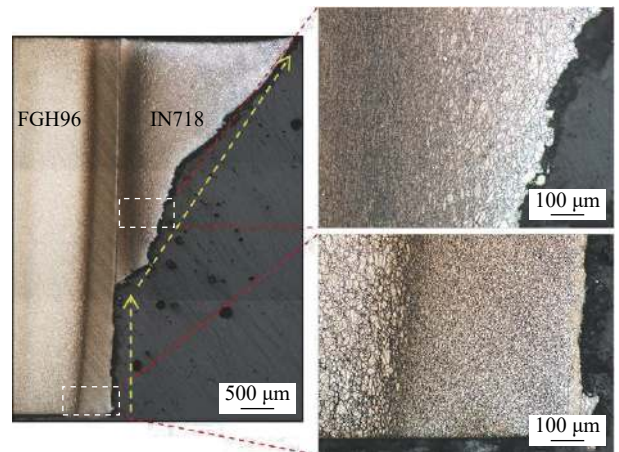


图 9 4 号试样 IN718 侧断口典型区域显微形貌
Fig. 9 Micromorphology of typical fracture area on IN718 side of specimen No. 4. (a) zone a; (b) zone b; (c) zone c

图 10 为 FGH96/IN718 异种高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸 3 号试样的 IN718 侧断口宏观形貌和 FGH96 侧纵抛金相形貌。结合图 5 中 3 号试样断口特征, 从图 10a 中可以观察到 3 号试样断口可以分为 a, b, c 和 d 4 个典型区域, a 和 b 区域为裂纹扩展形成的平面, 垂直于轴向应力方向, c 和 d 区域为试样发生剪切断裂而形成的与轴向接近 45°的剪切断口形貌; 从图 10b 中拉伸断口纵抛面也可以看到, 裂纹从试样边缘位置沿焊缝熔合线向



(a) 3 号试样 IN718 侧宏观断口形貌



(b) 3 号试样 FGH96 侧纵抛断口形貌

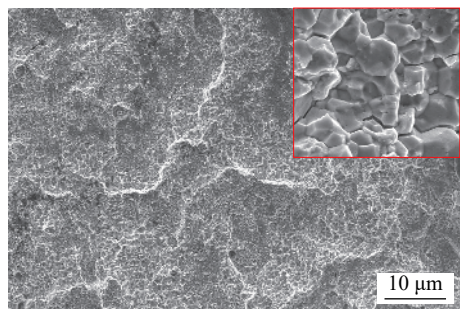
图 10 3 号试样拉伸断口显微组织和金相形貌

Fig. 10 Microscopic appearance and metallographic photos of the tensile fracture of specimen No. 3. (a) macro fracture morphology of IN718 side of sample No. 3; (b) side throw fracture morphology of sample No.3 FGH96

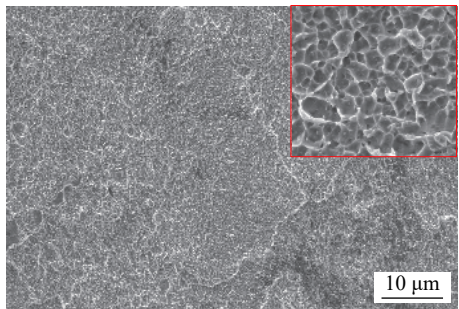
试样内部扩展, 扩展一定距离后, 试样断裂面受力不均匀, 并且由于 IN718 侧强度较低, 在轴向拉力的作用下 IN718 侧发生剪切断裂, 形成如图 10b 所示的典型剪切状形貌。

图 11 为 3 号试样拉伸断口 a, b, c 和 d 4 个典型区域的高倍显微形貌, a 区域高倍下断口为细小等轴晶粒形貌, 微观裂纹沿着晶界进行扩展, 断裂形式为脆性断裂; b 区域断口较为平整, 显微形貌呈非常细小的韧窝; c 区域呈明显撕裂状特征, 显微形貌多为撕裂状的韧窝; d 区域显微形貌为与轴向呈 45°的拉长韧窝, 属于典型剪切断裂特征。

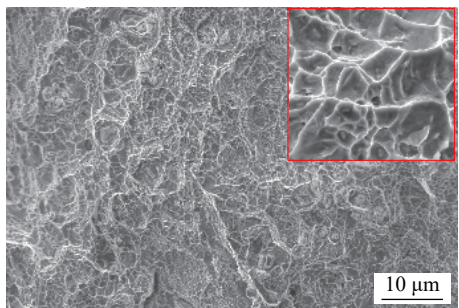
图 12 为 FGH96/IN718 异种高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸 5 号试样的 IN718 侧断口宏观形貌和 FGH96 侧纵抛金相形貌。从图中可以观察到, 5 号试样断口形貌与 3 号试样基本一致, 裂纹均由试样边缘区域产生后沿焊缝中心熔合线逐渐向内部扩展, 形成由 a 和 b 区域所组成



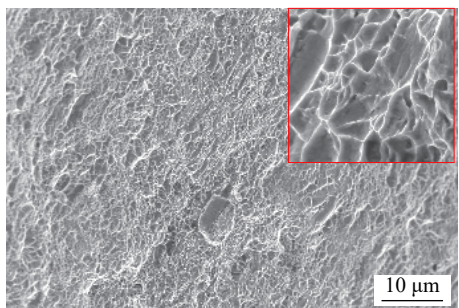
(a) a 区域



(b) b 区域



(c) c 区域



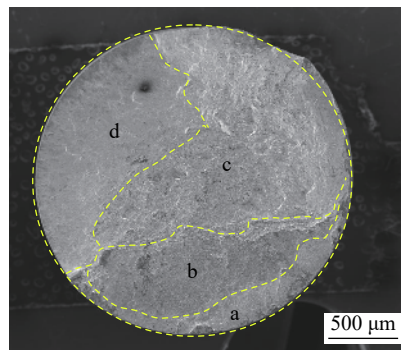
(d) d 区域

图 11 3 号试样 IN718 侧断口典型区域显微形貌

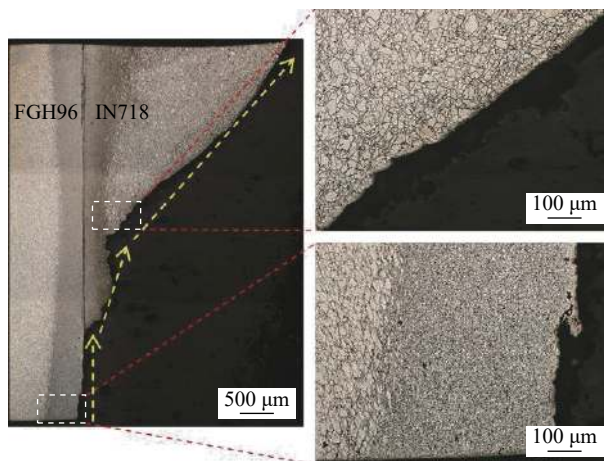
Fig. 11 Micromorphology of typical fracture area on IN718 side of specimen No. 3. (a) zone a; (b) zone b; (c) zone c; (d) zone d

的平台区, 裂纹扩展到一定程度后在轴向拉力作用下沿 IN718 侧发生剪切断裂, 形成“平台 + 剪切”状特征的断口形貌. 图 13 为 5 号试样拉伸断口 a, b, c 和 d 4 个典型区域的高倍显微形貌, 与 3 号试样拉伸断口高倍显微组织形貌基本一致.

通过对 FGH96/IN718 异种高温合金惯性摩擦



(a) 5 号试样 IN718 侧宏观断口形貌



(b) 5 号试样 FGH96 侧纵抛断口形貌

图 12 5 号试样拉伸断口显微组织和金相形貌

Fig. 12 Microscopic appearance and metallographic photos of the tensile fracture of specimen No. 5. (a) macro fracture morphology of IN718 side of sample No. 5; (b) side throw fracture morphology of sample No. 5 FGH96

焊接头高温拉伸试验 1 号、4 号试样和 3 号、5 号试样进行对比分析后发现, 不论是“平台 + 凹坑”状断口还是“平台 + 剪切”状断口, 焊接接头高温拉伸试样起裂位置、裂纹扩展途径基本一致, 主要由于焊缝区 γ' 和 δ 强化相溶解, 强度降低, 裂纹最先产生于拉伸试样边缘区域的焊缝处, 随后裂纹沿焊缝中心细小等轴晶界向试样内部扩展, 最终在轴向拉力的作用下发生瞬时断裂, 而形成“平台 + 凹坑”形貌和“平台 + 剪切”状形貌, 两类断口特征的主要原因是初始裂纹产生的位置不同, 当初始裂纹在拉伸试样边缘焊缝区四周均产生时, 裂纹从试样四周沿焊缝向内部扩展形成“平台 + 凹坑”状断口特征; 当初始裂纹仅在拉伸试样边缘焊缝区局部区域出现时, 随着裂纹沿焊缝向内部扩展, 便形成“平台 + 剪切”状断口特征.

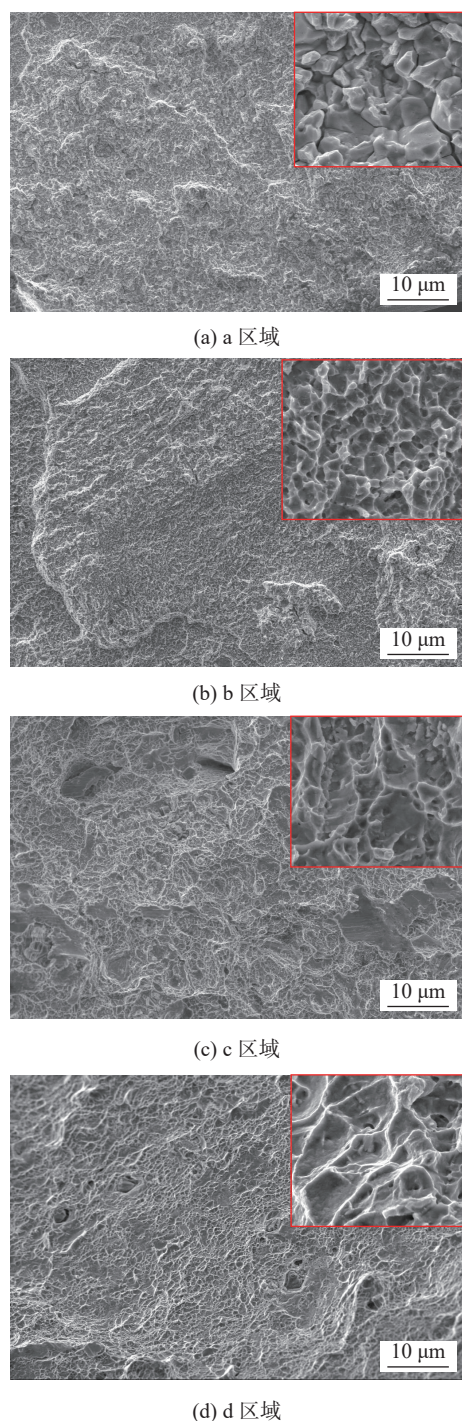


图 13 5号试样 IN718 侧断口典型区域显微形貌

Fig. 13 Micromorphology of typical fracture area on IN718 side of specimen No. 5. (a) zone a; (b) zone b; (c) zone c; (d) zone d

3 结论

(1) 由于焊接过程强烈热力耦合作用,焊缝区经过再结晶形成典型等轴晶组织,晶粒尺寸约 $2\ \mu\text{m}$, FGH96 侧仅在晶界处析出少量 γ' 强化相, IN718 侧 δ 强化相全部溶解消失;热力影响区呈粗

晶与细晶共存特征, FGH96 侧晶内 γ' 强化相基本全部溶解,晶界处 γ' 强化相分布较多, IN718 侧 δ 强化相发生部分溶解,短棒状形貌消失;热影响区显微组织特征基本与母材区相似,只是 γ' 和 δ 强化相开始发生溶解,尺寸逐渐变小.

(2) FGH96/IN718 异种高温合金惯性摩擦焊接头 $650\ ^\circ\text{C}$ 高温拉伸虽然断裂在焊缝区,但平均抗拉强度可达 $1\ 080.8\ \text{MPa}$,与 IN718 母材等强,究其原因主要是由于焊缝区 γ' 和 δ 强化相溶解,固溶强化效果消失,导致焊缝区强度降低,而焊缝区再结晶形成的等轴组织细晶强化作用使焊缝区强度得到一定程度提升,二者综合作用导致焊接接头虽然断裂在焊缝区,但抗拉强度与 IN718 母材等强.

(3) FGH96/IN718 异种高温合金惯性摩擦焊接头高温拉伸形成“平台 + 凹坑”形貌和“平台 + 剪切”状形貌两类断口特征的主要原因是初始裂纹产生的位置不同.当初始裂纹在拉伸试样边缘焊缝区四周均产生时,裂纹从试样四周沿焊缝向内部扩展形成“平台 + 凹坑”状断口特征;当初始裂纹仅在拉伸试样边缘焊缝局部区域出现时,随着裂纹沿焊缝向内部扩展,便形成“平台 + 剪切”状断口特征.

参考文献

- [1] 张国庆,张义文,郑亮,等.航空发动机用粉末高温合金及制备技术研究进展[J].金属学报,2019,55(9):1133-1144.
Zhang Guoqing, Zhang Yiwen, Zheng Liang, *et al.* Research progress of powder superalloys for aero engines and their preparation technology[J]. Acta Metallica Sinica, 2019, 55(9): 1133 - 1144.
- [2] 江河,董建新,张麦仓,等. $800\ ^\circ\text{C}$ 以上服役涡轮盘用难变形镍基高温合金研究进展[J].航空制造技术,2019,64(Z1):62-73.
Jiang He, Dong Jianxin, Zhang Maicang, *et al.* Research progress of refractory nickel-based superalloys for turbine disks in service above $800\ ^\circ\text{C}$ [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 64(Z1): 62 - 73.
- [3] 夏春智,李亚江,王娟.粉末高温合金焊接的研究进展[J].焊接,2012(3):14-17.
Xia Chunzhi, Li Yajiang, Wang Juan. Research progress of powder superalloy welding[J]. Welding & Joining, 2012(3): 14 - 17.
- [4] 刘新灵,陶春虎. FGH96 粉末高温合金损伤行为与寿命预测[J].失效分析与预防,2011,6(2):124-129.
Liu Xinling, Tao Chunhu. Damage behavior and life prediction of FGH96 powder superalloy[J]. Failure Analysis and Prevention,

- 2011, 6(2): 124 – 129.
- [5] 胡连喜, 冯小云. 粉末冶金高温合金研究及发展现状 [J]. 粉末冶金工业, 2018, 28(4): 1 – 7.
- Hu Lianxi, Feng Xiaoyun. Research and development status of powder metallurgy superalloys[J]. Powder Metallurgy Industry, 2018, 28(4): 1 – 7.
- [6] 杨杰, 刘光旭, 王文莹, 等. 热挤压对 FGH96 镍基粉末高温合金微观组织的影响 [J]. 中国冶金, 2021, 31(8): 40 – 48.
- Yang Jie, Liu Guangxu, Wang Wenying, *et al.* Effect of hot extrusion on microstructure of FGH96 nickel based powder superalloy[J]. China Metallurgy, 2021, 31(8): 40 – 48.
- [7] 张春波, 周军, 张露, 等. IN718 合金与 FGH96 合金惯性摩擦焊接头组织和力学性能 [J]. 焊接学报, 2019, 40(6): 40 – 45.
- Zhang Chunbo, Zhou Jun, Zhang Lu, *et al.* Microstructure and mechanical properties of inertial friction welded joint of IN718 alloy and FGH96 alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(6): 40 – 45.
- [8] 周军, 张春波, 杜森, 等. 摩擦焊在航空领域的应用 [J]. 焊接, 2017(6): 1 – 5.
- Zhou Jun, Zhang Chunbo, Du Miao, *et al.* Application of friction welding in aviation[J]. Welding & Joining, 2017(6): 1 – 5.
- [9] 张露, 韩秀峰, 王伦. 焊接工艺在商用航空发动机中的应用 [J]. 焊接, 2016(8): 54 – 59.
- Zhang Lu, Han Xiufeng, Wang Lun. Application of welding technology in commercial aero engine[J]. Welding & Joining, 2016(8): 54 – 59.
- [10] 王彬, 黄继华, 张田仓, 等. 转速对 FGH96/IN718 高温合金惯性摩擦焊接头组织与力学性能的影响 [J]. 焊接, 2018(9): 57 – 60.
- Wang Bin, Huang Jihua, Zhang Tiancang, *et al.* Effect of rotational speed on microstructure and mechanical properties of FGH96/IN718 superalloy inertial friction welding Joint[J]. Welding & Joining, 2018(9): 57 – 60.
- [11] 王彬, 黄继华, 张田仓, 等. 压力对 FGH96/IN718 高温合金惯性摩擦焊接头性能的影响 [J]. 焊接学报, 2018, 39(4): 41 – 44, 72.
- Wang Bin, Huang Jihua, Zhang Tiancang, *et al.* Effect of pressure on performance of FGH96/IN718 superalloy inertial friction welding joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(4): 41 – 44, 72.
- [12] 何胜春, 张田仓, 郭德伦. 粉末高温合金 FGH96 惯性摩擦焊接头常温力学性能分析 [J]. 航空材料学报, 2006(3): 122 – 125.
- He Shengchun, Zhang Tiancang, Guo Delun. Mechanical properties analysis of powder superalloy FGH96 inertial friction welding joint at room temperature[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006(3): 122 – 125.
- [13] 何胜春, 廖云建, 张田仓, 等. 粉末高温合金 FGH96 惯性摩擦焊接头室温疲劳裂纹扩展速率测试与分析 [J]. 航空制造技术, 2015, 480(11): 77 – 79.
- He Shengchun, Liao Yunjian, Zhang Tiancang, *et al.* Measurement and analysis of fatigue crack growth rate at room temperature in powder superalloy FGH96 inertial friction welding joint[J]. Aviation Manufacturing Technology, 2015, 480(11): 77 – 79.
- [14] 王晓峰, 邹金文, 杨杰, 等. FGH96 合金惯性摩擦焊焊区的微观组织表征 [J]. 中国材料进展, 2019, 38(8): 806 – 812.
- Wang Xiaofeng, Zou Jinwen, Yang Jie, *et al.* Microstructure characterization of welding zone of FGH96 alloy by inertia friction welding[J]. Materials Progress in China, 2019, 38(8): 806 – 812.

第一作者: 梁武, 博士研究生; 主要从事先进摩擦焊接技术研发方面的工作; Email: 1844325508@qq.com.

通信作者: 张春波, 博士, 高级工程师; Email: zhangcbcb@163.com.

(编辑: 郑红)