

镍基合金中间层 TLP 连接 MGH956 合金接头组织分析

Microstructure Analysis of MGH956 Superalloy Joint TLP Bonded With Nickel-base Alloy Interlayer

北京航空制造工程研究所 张 胜 侯金保 郭德伦 魏友辉

[摘要] 分析了采用 KNi9 镍基合金中间层 TLP 连接 MGH956 合金时焊接接头组织、成分、相组成与连接工艺的关系;概述了焊接缺陷形成机理,并优化了工艺参数。研究表明:在连接温度 T 为 1 240 ,保温时间 t 为 480min 条件下能够形成连续的焊接接头。

关键词: MGH956 合金 TLP 连接 KNi9 中间层 接头组织

[ABSTRACT] The relationship between the microstructure, constitution and phase of MGH956 superalloy joint TLP bonded with KNi9 interlayer and the bonding process is analyzed. The forming mechanism of defects in welds is explained and the process parameters are optimized. The research results show that the integrated TLP bonded joints are obtained when bonding temperature T is 1 240 and holding time t is 480min.

Keywords: MGH956 superalloy TLP bonding KNi9 interlayer Joint microstructure

MGH956 合金是采用机械合金化方法制造的氧化物弥散强化高温合金,具有高温力学性能好、高温抗氧化和抗腐蚀性能好的综合优势。因此,在航空、航天、核能等领域得到了广泛的应用,如 F404 发动机涡轮导向叶片和环形件、F101 发动机涡轮导向叶片、F119 发动机加力燃烧室和尾喷管内衬及核反应堆包壳管等^[1]。过渡液相(Transient Liquid Phase, TLP)扩散连接是连接 MGH956 合金的首选方法。

1 试验

1.1 材料

试验材料为 MGH956 合金,采用机械合金化方法制造,基体成分为 Fe-Cr-Al 固溶体,弥散分布有第二相强化粒子 Y_2O_3 ,其化学成分如表 1 所示。试验用的中间层为自行研制的镍基合金中间层 KNi9,含有 Ni、Co、Cr、W、Mo、Al、B、Si 等元素,其中 Ni 为中间层基体成分,加入 B、Si 元素的主要作用是降低熔点。

表 1 MGH956 合金的化学成分 w/%

Fe	Cr	Al	Ti	Y_2O_3	C
余量	18.5-21.5	3.75-5.75	0.20-0.60	0.30-0.70	0.10

1.2 方法

使用线切割的方法将 MGH956 合金板材制成 15mm×80mm×1.2mm 试样,加金属清洗剂后进行超声波清洗。试验前试样焊接表面用 600# 水磨砂纸打磨并用丙酮擦拭干净。将粉末状中间层加水基粘结剂,调成膏状,均匀平铺于待焊表面。将制备好的试样用夹具夹紧,经烘箱干燥后放入 GZQ-1 高温真空钎焊炉中,分别进行 1 240 、不同保温时间的 TLP 扩散连接工艺试验。对 MGH956 合金 TLP 扩散连接接头试样,利用 JSM-840 扫描电镜及 VANTAGE 能谱仪观察分析接头组织、成分及相。

2 结果与讨论

2.1 焊缝组织分析

2.1.1 扫描电镜分析

图 1 的连接温度 T 为 1 240 ,保温时间 t 为 240min 条件下 MGH956 合金焊缝组织的 SEM 照片。由图可知,在扫描电镜下焊缝由呈灰色、白色和黑色的 3 部分组织构成。其中灰色部分为焊缝基体组织;白色组织主要分布于焊缝中间,呈块状,有一定的棱角,如

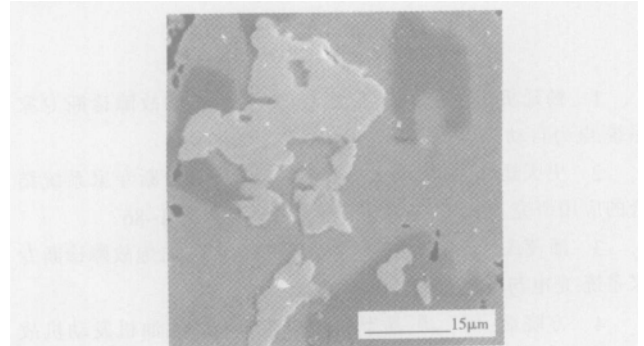


图 1 MGH956 合金 TLP 连接焊缝组织 SEM 照片
Fig.1 SEM photo of the microstructure of MGH956 superalloy joint TLP bonded

延长保温时间,棱角逐渐变得圆滑,数量也逐渐减少,保温 480min 后该组织基本消失。黑色组织主要分布于焊缝连接界面和母材扩散区内,呈条块状。

图 2 为利用 KNi9 作中间层, $T=1\ 240$,不同保温

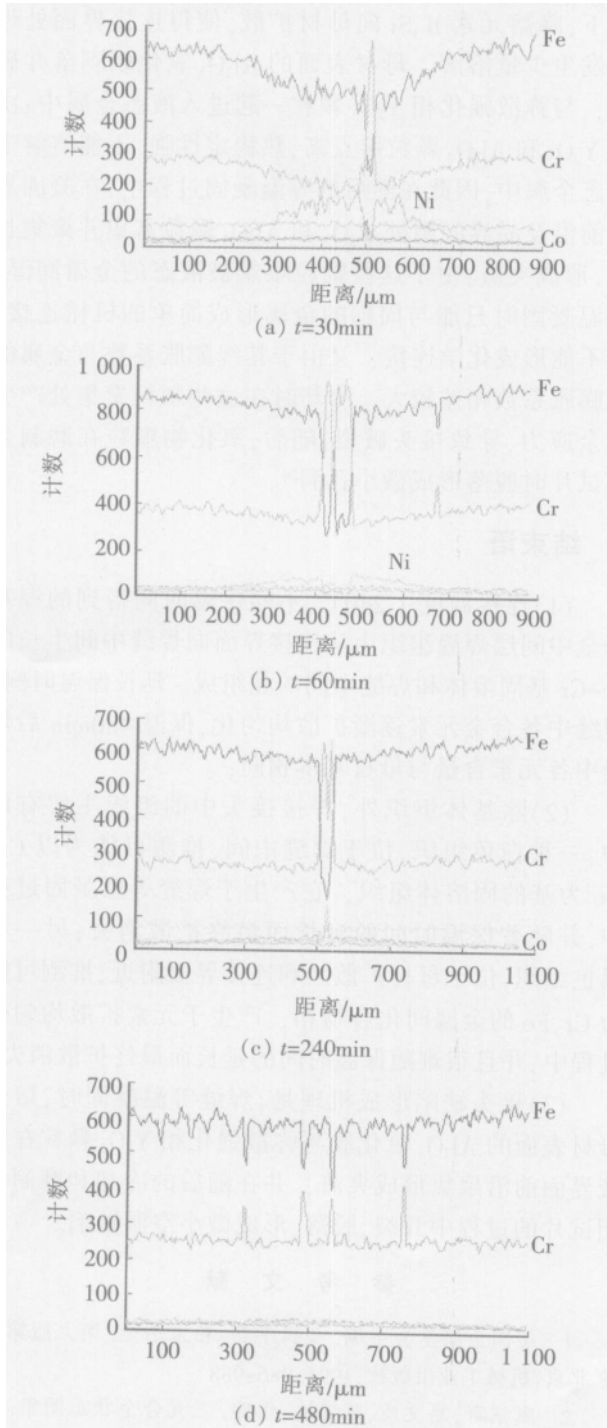


图 2 不同保温时间下 MGH956 合金
焊接接头线扫描曲线

Fig.2 Line scanning curve of MGH956 superalloy
joint under different holding times

时间下, MGH956 合金 TLP 连接接头元素的线扫描曲线。由线扫描曲线可知,随着保温时间的延长,焊缝基体中 Fe、Cr 含量逐渐增加, Ni、Co、Si 含量逐渐减少, W、Mo、Al 含量基本不变或变化很小,当保温 480min 后,焊缝基体成分与母材趋于一致,整个焊接接头各合金元素基本分布均匀。

2.1.2 能谱分析

$T=1\ 240$,不同保温时间条件下焊缝基体能谱分析结果如表 2 所示,从表 2 可以看出其主要成分为 Fe、Cr、Ni。结合 Fe-Cr 二元相图^[2],推测认为焊缝基体的组织可能为 Fe-Cr 基固溶体组织,其成因可能是:在 $T=1\ 240$ 的条件下,液态中间层中的降熔元素 B、Si 向母材扩散,使得连接界面处母材合金成分改变,熔点降低,母材发生溶解。溶解的母材进入焊缝,与中间层元素混合扩散。同时,由于中间层中降熔元素 B、Si 含量减少,中间层熔点升高,从而实现焊缝金属的等温凝固,形成 Fe-Cr 基的固溶体组织。

表 2 焊缝基体成分能谱分析结果

($T=1\ 240$)

原子百分数

保温时间/min	Fe	Co	Ni	Cr	W	Mo	Al	Ti	Si
5	54.13	—	23.95	15.12	—	0.50	4.64	—	1.65
30	54.48	2.08	18.18	15.66	—	0.84	8.30	0.46	—
60	64.31	0.88	8.06	18.73	0.11	0.63	6.12	0.53	0.63
120	60.25	1.23	11.97	18.44	0.33	1.01	6.43	0.18	0.15
240	68.35	0.16	4.60	19.97	0.34	0.61	5.47	0.49	0
480	69.06	—	3.28	20.42	0.23	0.74	5.48	0.51	0.28

焊缝中间的白色组织能谱分析结果如表 3 所示,主要成分为 Fe、Cr、Ni、Mo、W,随着保温时间的延长,Fe 含量逐渐增加, Ni、Co、Si 含量逐渐减少,而 Cr、Mo、

表 3 焊缝中白色组织能谱分析结果

($T=1\ 240$)

原子百分数

保温时间/min	Fe	Co	Ni	Cr	W	Mo	Al	Ti	Si
5	10.50	2.88	8.47	46.94	4.05	19.66	—	—	7.51
30	16.54	1.90	6.35	41.77	3.55	18.85	—	2.03	9.01
60	21.36	0	1.42	42.08	6.50	19.26	0.19	6.07	3.12
120	17.18	0.60	2.20	46.22	5.76	20.71	0.11	2.97	4.24
240	20.55	0.15	0.77	43.48	6.85	18.27	0.16	6.59	3.18
480	19.03	—	0.83	46.21	6.52	20.38	0	3.83	3.21

W 含量基本保持不变。结合 Cr-Mo 二元相图, 推测这种白色组织可能为以 Cr、Mo 铬钼为基的固溶体组织, 固溶有一定的 Fe、Ni、Co、Ti、W、Si 等元素。其形成原因可能是由于等温凝固时焊缝两侧的固溶体向焊缝中间生长, 使得焊缝中的中间层合金元素来不及充分扩散, 富集在凝固前沿或晶间处, 在焊缝等温凝固时形成 Cr、Mo 基的白色固溶体组织。

表 4 为黑色组织能谱分析结果, 其主要成分为 Cr、Fe, 并含有少量的 Ni、Co、Al、Ti 等。结合 Fe-Cr 二元相图, 推测该相可能为 Cr、Fe 的金属间化合物相, 它可能形成于焊缝等温凝固后的固相扩散过程中, 并可在白色组织扩散消失的基础上形成, 且很难随保温时间的延长而扩散消失。

表 4 焊缝中黑色组织成分能谱分析结果
(T=1 240) 原子百分数

保温时间/min	Fe	Co	Ni	Cr	W	Mo	Al	Ti	Si
60	37.55	0.25	1.03	59.44	0.25	0.34	0.81	0.34	0.01
120	33.50	0.10	0.85	64.71	0.17	0.52	—	0.16	0
240	28.52	0.25	0.37	67.81	0.79	1.68	0.41	0.12	0.06
480	27.82	—	0.20	69.27	0.90	1.70	0.10	0.01	0

2.2 焊接缺陷

连接温度为 1 240 , 不同保温时间下 KNi9 中间层焊缝中存在着少量的夹渣缺陷, 并在随后形成微小孔洞。对缺陷处进行能谱分析可知, 在缺陷处富集了大量的 Al、Y 元素, 如图 3 及表 5(连接温度 1 240 , 保温时间 120min) 所示。推测缺陷形成机理为: 在连接温

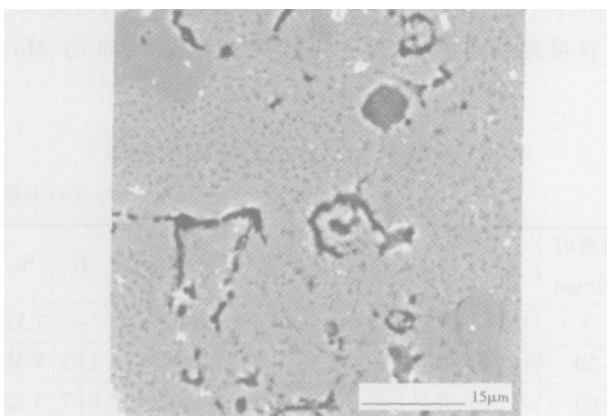


图 3 MGH956 合金焊缝中的微小孔洞
Fig.3 Microporosity in MGH956 superalloy weld

表 5 MGH956 合金焊接接头缺陷处能谱分析 %

元素	Fe	Cr	Ti	Al	Ni	Si	Mo	W	Co	Y
w	37.61	11.01	2.99	13.50	11.41	—	1.21	0.32	0.80	21.13

度下, 降熔元素 B、Si 向母材扩散, 使得连接界面处母材发生少量溶解, 母材表面的 Al₂O₃ 氧化膜剥落并破碎, 与弥散强化相 Y₂O₃ 颗粒一起进入液态金属中; 由于 Y₂O₃ 和 Al₂O₃ 颗粒熔点高, 热稳定性强, 不能溶解于液态金属中, 因此在随后的等温凝固过程中, 在凝固界面前沿及晶界间隙处 Y₂O₃ 和 Al₂O₃ 颗粒富集并聚集长大, 形成夹渣; 由于这些颗粒很难被液态的金属润湿, 等温凝固时只能与周围的金属形成简单的机械连接, 而不能形成化学连接, 又由于其线膨胀系数与金属的线膨胀系数相差较大, 冷却时在这些颗粒聚集处产生残余应力, 导致接头破裂; 随后, 氧化物颗粒在磨制金相试片时脱落形成微小孔洞^[9]。

3 结束语

(1) 连接温度 1 240 , 不同保温时间得到的镍基合金中间层焊缝组织由从连接界面向焊缝中间生长的 Fe-Cr 基固溶体和焊缝中间的相组成。延长保温时间, 焊缝中各合金元素逐渐扩散均匀化, 保温 480min 后焊缝中各元素含量与母材基本相同;

(2) 除基体组织外, 焊接接头中的组织主要有两种: 一种白色组织, 位于焊缝中间, 推测可能为以 Cr、Mo 为基的固溶体组织, 它产生于焊缝等温凝固过程中, 并随着保温时间的延长而最终扩散消失; 另一种黑色组织, 位于母材扩散区和连接界面附近, 推测可能为 Cr、Fe 的金属间化合物相, 产生于元素扩散均匀化过程中, 并且很难随保温时间的延长而最终扩散消失。

(3) 接头缺陷形成机理是: 焊缝等温凝固时, 熔化的母材表面的 Al₂O₃ 氧化膜与弥散强化相 Y₂O₃ 颗粒在固液界面前沿聚集形成夹渣, 并在随后的冷却和磨制金相试片的过程中开裂、脱落, 形成微小空洞缺陷。

参 考 文 献

- 1 美国金属学会主编. 金属手册·粉末冶金. 第九版第七卷. 北京: 机械工业出版社, 1994. 986-988
- 2 虞觉奇, 易文质, 陈邦迪, 等编. 二元合金状态图集. 上海: 上海科学技术出版社, 1987
- 3 张贵锋, 张建勋, 王士之, 等. 瞬间液相扩散焊与钎焊主要特点之异同. 焊接学报, 2002, 23(6): 92-96

(责编 根山)