

DD5单晶合金瞬时液相扩散焊接接头组织性能研究

魏利, 尧健, 张建庭, 孙浩华, 李砚卿, 肖磊

(深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

摘要: 采用自主研发的瞬时液相扩散焊 (TLP) 中间层材料, 在 1280 °C, 12 h, 0.01 MPa 的焊接条件下进行 DD5 镍基单晶高温合金的 TLP 焊接试验, 并使用 SEM 及热力学软件 JMatPro 分析焊接接头显微组织及析出相。结果表明: 中间层厚度对接头焊缝显微组织有较大影响, 当中间层厚度为 120 μm 时, 焊缝与母材的显微组织和成分趋近一致, 未形成明显脆性析出相, 焊缝中心线两侧的 γ' 相基本实现融合; 当中间层厚度为 160 和 200 μm 时, 焊缝中的非等温凝固区 (ASZ) 由向日葵状共晶组织、鱼骨状的硼化物及富 Ta、Hf 的块状碳化物等脆性相组成。TLP 焊接接头经过焊后热处理后, 焊缝区的 γ' 正方位显著提高, 尺寸与基体基本一致。在 980 °C, 248 MPa 条件下进行高温持久试验, 当中间层厚度为 120 μm 时, 持久寿命可达 145.54 h, 并且随着中间层厚度的增加, 接头的高温持久寿命不断降低, 断裂模式由韧性断裂转变为脆性断裂。

关键词: 瞬时液相扩散焊; 中间层; 显微组织; 高温持久

中图分类号: TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)02-0413-08

镍基单晶高温合金有着优异的高温抗氧化、耐腐蚀及承温性能, 是制造航空发动机涡轮叶片的首选材料^[1-2]。随着单晶高温合金不断推广应用, 涉及到单晶合金复杂结构件的连接、损坏部位的缺陷修复都需要用到焊接技术。然而, 由于镍基单晶合金化程度高、成分体系复杂, 使用传统的熔焊方法 (如电子束焊、激光焊等) 容易导致焊接接头开裂、形成杂晶等缺陷; 采用常规的高温钎焊工艺, 由于保温时间短, 焊缝区凝固方式为降温凝固, 接头难以实现均质化, 容易形成较多的脆性相; 固相扩散焊连接技术对接头的表面质量要求高, 且焊接过程需要非常大的压力, 易形成再结晶组织^[3-5]; 瞬时液相扩散焊 (transient liquid phase bonding, TLP) 综合了钎焊和固相扩散焊的优点, 焊缝区凝固方式为等温凝固, 并且在焊接过程不需要较大的压力, 具有接头焊缝组织均匀、综合性能稳定的优势, 非常适合单晶高温合金的焊接^[6-8]。

一般用于镍基单晶高温合金 TLP 焊接的中间层类型有两类: 一类是通用型的标准镍基钎料, 合金成分体系比较简单, 主要有 Ni-Cr-B、Ni-Cr-Si 和 Ni-Cr-B-Si 等, 成分与母材成分差异较大, 很难实现焊缝组织和成分与母材的均质化; 另一类中间层材料是以母材成分为基础, 添加适量的降熔元素 (如 B、Si 等) 制备得到, 这类中间层材料成分与母材成分差异较小, 更容易获得焊缝与母材成分、组织一致、力学性能更高的接头。随着航空发动机涡轮前温度不断的提高, 更加复杂恶劣的服役环境对焊接部

件提出了更高的质量与性能要求。因此, 目前基于母材成分而针对性开发 TLP 中间层材料以提高焊接接头的综合力学性能的技术方案正成为一种趋势。本实验以应用较为广泛的 DD5 单晶母材的连接修复为目的, 开发了一种新型 TLP 中间层材料, 并研究中间层厚度对焊接接头组织和持久性能的影响。

1 实验

1.1 TLP 中间层成分设计

要使瞬时液相扩散焊后的接头获得与母材接近的高强度性能, 关键在于实现接头焊缝与母材在显微组织和成分的均质化。

本实验以第二代镍基单晶 DD5 合金为焊接母材, 中间层成分设计以母材成分为基础, 在满足 TLP 焊接过程对中间层金属属性要求 (熔点、润湿性) 的前提下, 添加少量的降熔元素 B 和 Si 元素来降低中间层的熔点。中间层相较于标准镍基钎料, B 和 Si 元素含量更低, 可以减少脆性相硼化物及硅化物在焊缝区的析出。同时, 减少在 TLP 过程中扩散较快且易形成杂相的元素 (如 Al、Ti 等), 保留适量在 TLP 过程中扩散较慢的固溶强化元素 (如 W、Ta、Re 等), 减少焊缝成分均匀化时间, 有利于焊缝与母材的均一化。

中间层成分的设计还考虑了材料的热物属性, 包括固液相线温度及热膨胀系数。其中, 中间层材料的固/液相线温度 (即熔化区间) 决定了 TLP 的焊接温度, 对于多

收稿日期: 2024-02-26

基金项目: 深圳市科技计划项目 (JSGG20210802093205015)

作者简介: 魏利, 男, 1995 年生, 硕士, 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000, E-mail: 1982114405@qq.com

元合金体系的中间层焊料,为了确保焊料在熔融状态下具有良好的润湿性,焊接温度一般会高于中间层焊料相线温度 60~120 °C 以上,但焊接温度不宜超过待焊母材的固溶热处理温度,以避免母材产生初熔,故中间层材料应具有合理的固/液相线温度,以确保中间层材料有足够宽的工艺温度区间,且有良好的润湿性。材料的热膨胀系数也是极为重要的参数,中间层材料和待焊母材的热膨胀系数相近,可以大大降低焊接冷却过程中焊缝区的残余应力,有利于焊缝区强度的提高。

根据上述成分设计思路,本试验进行了 DD5 单晶合金 TLP 中间层成分设计,并使用热力学软件 JMatPro 进行相关热物参数的批量计算、筛选,最终确定了中间层合金成分,所使用的 DD5 单晶合金及设计的 TLP 中间层材料 WZ-B1 成分如表 1 所示。

1.2 TLP 中间层制备

中间层材料的制备首先使用真空感应熔炼炉熔炼母合金,然后使用等离子旋转电极雾化工艺(plasma rotating electrode process, PREP)将中间层母合金制备成粉末,并筛分成粒度为 20~80 μm 的粉末。使用 SEM 观察中间层粉末形貌并进行 DSC 测试,结果如图 1 所示,中间层粉末粒度均匀且球形度较好,熔化温度区间为 1103 ~ 1209 °C。所使用的 DD5 单晶合金的固溶温度为 1300 °C,所设计的 TLP 中间层材料有足够的焊接温度区间。

本研究所使用的 TLP 中间层为柔性粘带,粘带中间层相较于膏状钎料均匀性好、致密高;相较于非晶箔带其制备过程更简单、成本低、使用方便。其制备方法是在粉末中间层中加入适量粘结剂调配膏状,干燥后使用微型轧机轧制成一定厚度柔性粘带,然后使用模具冲压出所需形状。

1.3 TLP 焊接试验

试验母材为 DD5 单晶合金,TLP 焊接接头装配采用棒状样品对接形式。焊接前使用 200#、400#、600#、800# 砂纸逐级打磨待焊面,并用无水乙醇清洗干净。将制备好的厚度为 120、160、200 μm 的中间层粘带焊料分别置于 DD5 单晶试棒之间。由于中间层在高温下熔化容易使对接接头发生偏移,因此使用重物块施加 0.01 MPa 的压力固定,装配方式如图 2 所示。

表 1 DD5 单晶及中间层材料 WZ-B1 成分

Table 1 Chemical composition of DD5 single crystal alloy and the interlayer WZ-B1 (wt%)

Material	Al	Co	Cr	Hf	Mo	Re	Ta	W	Si	B	C	Ni
DD5	6.2	7.5	7	0.15	1.5	3	6.5	5	0	0.004	0.05	Bal.
WZ-B1	3	7.5	12	0.15	0	1	6.5	3.5	0.5	2	0.05	Bal.

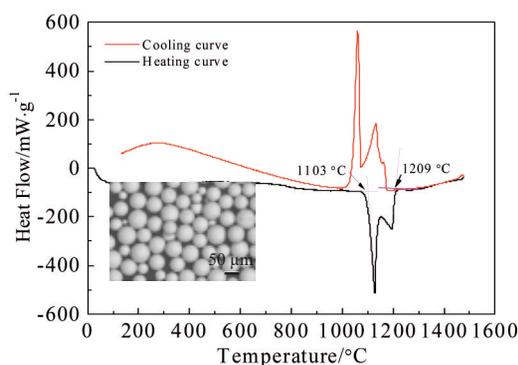


图 1 中间层粉末 SEM 形貌及 DSC 曲线

Fig.1 SEM image and DSC curves of the interlayer powder

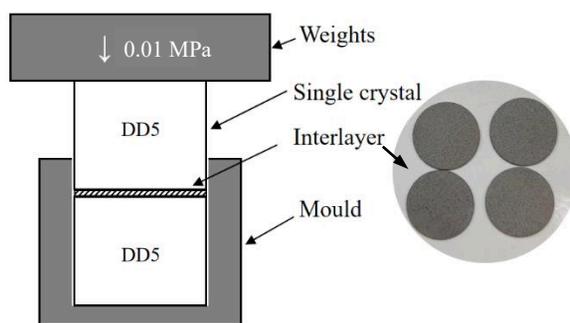


图 2 TLP 装配示意图

Fig.2 Assembly diagram of TLP bonding

TLP 焊接试验在真空钎焊炉中进行,焊接过程真空度始终优于 4×10^{-2} Pa。TLP 焊接温度设置为 1280 °C,低于 DD5 单晶合金的固溶温度,以减少 TLP 过程对母材的损伤。为了使 TLP 接头焊缝区的组织实现均匀化,足够长的保温时间是必要的。理论上,只要温度和时间足以使扩散充分进行,就可以避免有害第二相产生,实现焊缝区的组织均匀化。然而,在连接多元合金时,情况较为复杂,对于一些原子直径较大的元素,如果扩散距离很长,可能最终难以实现焊缝均匀化;另一方面,过长的保温时间可能会对母材造成一定的热损伤(如钎料腐蚀、显微初熔等)。因此,根据现有制备的 3 种不同厚度的中间层,设置保温时间为 12 h,希望能够从减少扩散距离的角度出发,探索出合适的中间层厚度,实现接头焊缝的均匀化,且这个时间对母材损伤较少,适合 TLP 实际过程的生产。

高温持久试验在 RJ-50 蠕变持久试验机上按照《HB 5150-1996 金属高温拉伸持久试验方法》进行,测试条件为温度 982 °C,应力 248 MPa。使用光学金相显微镜(OM,型号 NikonMM-400)进行焊缝组织形貌观察,并使用扫描电子显微镜(SEM,型号德国蔡司 Sigma 300)观察焊缝区显微组织及高温持久断口形貌,使用能谱仪(EDS)对焊缝析出相进行成分分析。

2 结果与分析

2.1 TLP焊接接头金相组织分析

图3是使用不同厚度中间层在1280℃保温12h的接头焊缝组织,从图3a,3b中可以看出,当中间层厚度120μm时,焊缝区已经实现完全的等温凝固,焊缝与母材组织基本实现均质化,未形成脆性相;当中间层厚度为160μm时,接头由非等温凝固区(athermally solidified zone, ASZ)、等温凝固区(isothermal solidification zone, ISZ)和母材(base metal, BM)组成,ASZ宽度约80μm,中心焊缝区分布着长条状及块状的脆性相,两侧为向日葵状的 $\gamma+\gamma'$ 共晶,如图3c,3d;图3e,3f是中间层厚度增加至200μm时的接头组织形貌,可以发现:接头中的ASZ进一步变宽至约140μm,焊缝中心的两侧同样出现了向日葵状 $\gamma+\gamma'$ 共晶,并且中心焊缝区的脆性相数量进一步增加,长条状的脆性相逐渐相连成鱼骨状。

由上述中间层的厚度对接头处的显微组织影响规律可知,中间层厚度显著影响焊缝区的等温凝固程度,进而影响脆性析出相的数量和形状。Jalilvand和Bakhtiari等^[9-10]的研究表明,对于不同间隙尺寸的样品,在一定的焊接温度和保温时间下,降熔元素(melting point depressant, MPD)从液相扩散到基体的量是相同的,相应地,等温凝固的速率也相同,残余液相的宽度和完全等温凝固时间会随着间隙尺寸的增加而增加。Zhou^[11]认为可以采用双相解模型预测分析等温凝固完成时间,等温凝固的时间 t 可以由公式(1)表达:

$$t = \frac{W_{\max}^2}{16k^2D} \quad (1)$$

其中, W_{\max} 是中间层液相区的最大宽度, k 是关于固液界

面移动的常数, D 是溶质原子的扩散系数。从公式(1)可以发现,当温度一定时,即溶质原子的扩散系数一定,中间层厚度增加,完成等温凝固所需的时间也增加。在1280℃保温过程中,焊缝区液相的熔点温度由于降熔元素的不断扩散而逐渐升高,当液相前沿的温度达到凝固温度时,等温凝固开始,液相由焊缝两侧向焊缝中心推进并收缩凝固。倘若等温凝固时间不够,残余的液相就会在随后的降温凝固过程中由于成分偏析在焊缝中心线附近不断形成脆性相和共晶相。

2.2 等温凝固时间计算

为了进一步验证TLP焊接接头的等温凝固完成情况,采用公式(1)描述的双相解模型计算等温凝固时间。

常数 k 的确定可通过求解超越方程式(2)得到^[11]:

$$\frac{k[1 + \operatorname{erf}(k)]\sqrt{\pi}}{\exp(-k^2)} = \frac{C_{\text{al}} - C_{\text{M}}}{C_{\text{La}} - C_{\text{M}}} \quad (2)$$

式中 C_{al} 和 C_{La} 分别为焊缝界面固相侧溶质(硼元素)浓度与中间层液相区溶质(硼元素)浓度,通过Jmatpro可以计算得到当温度为1280℃时, $C_{\text{al}}=0.015\%$, $C_{\text{La}}=1.35\%$ 。 C_{M} 是DD5母材中的硼含量,即0.004%。将上述参量代入式(2)计算得到 k 为0.00315。

硼元素在DD5单晶合金中的扩散系数 D 可根据Arrhenius方程进行计算^[12],如公式(3):

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

式中,扩散常数 D_0 和扩散激活能 Q 在相关文献中未见报道,故参考硼在Inconel738镍基高温合金中的扩散常数和扩散激活能,分别为0.0144 m²/s,211 kJ/mol^[13], R 为摩尔气体常数,8.314 J/mol·K。将上述参量代入式(3)中,计算得到1280℃时 D 的值为 1.151×10^{-9} m²/s。

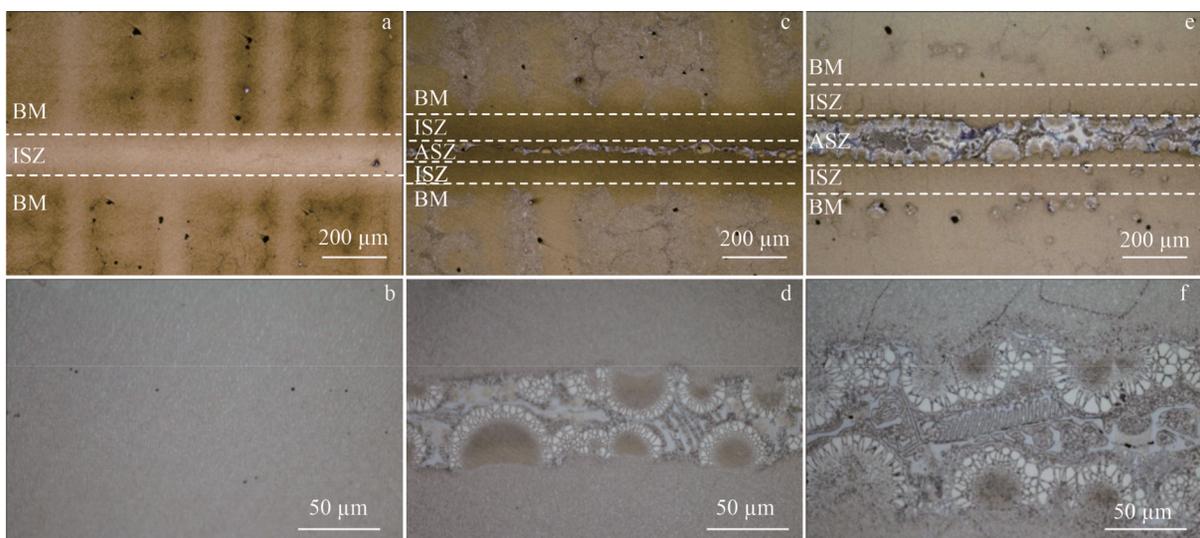


图3 不同厚度中间层的TLP焊缝组织形貌

Fig.3 OM images of TLP weld seam with different thicknesses of interlayer: (a-b) 120 μm, (c-d) 160 μm, and (e-f) 200 μm

W_{\max} 是 TLP 连接时焊缝液相区达到的最大宽度值, 可用式(4)进行估算^[12]:

$$C_F W_0 \rho_F = (W_{\max} - W_0) C_{La} \rho_A + W_0 C_{La} \rho_F \quad (4)$$

式中, C_F 是中间层中硼元素含量, W_0 是中间层原始厚度, ρ_F 是中间层合金的密度, 9.13 g/cm^3 , ρ_A 是母材的密度, 8.65 g/cm^3 , 将上述参量代入式(4)中计算得到的中间层为 120、160 和 200 μm 时所对应 W_{\max} 分别为 180.9、241.3 和 301.6 μm 。

将上述计算的 D 、 k 和 W_{\max} 的数值代入式(1)中, 计算得到中间层厚度为 120、160 和 200 μm 所对应的等温凝固时间分别为 49.8, 88.5, 138.3 h。可以发现中间层厚度每增加 40 μm , 等温凝固时间显著增加。并且发现计算的等温凝固时间与实际有较大的差异, 其主要原因可能是因为公式(4)中关于 W_{\max} 的计算没有考虑到压力对液相的挤出效果, 导致计算得到的 W_{\max} 偏大, 进而使计算的等温凝固时间偏大。实际上从图 3a 可以发现, 其 ISZ 约 100 μm , 与计算得到的 W_{\max} 有较大差距。尽管采用双相解模型预测分析等温凝固完成时间虽然与实际有一定的误差, 但对于 TLP 过程相关参数的制定仍有一定的指导意义。

2.3 焊缝析出相分析

图 4 是中间层厚度为 160 和 200 μm 时, TLP 接头焊缝 ASZ 区中典型的析出相形貌, 表 2 是 EDS 的能谱检测结果 (由于 EDS 检测灵敏度的局限性, 碳、硼元素含量仅作为参考)。图 4a, 4b 是焊缝区中典型的块状和鱼骨状析出相形貌。根据 EDS 的结果, 焊缝区中棱角分明的白色长条或块状析出相富含 Ta、Hf, 且 C 元素的含量较高; 灰色的鱼骨状和长条状析出相富含 Cr、W、Mo、Re, B 元素含量高。

为了进一步确认上述观察到的碳化物和硼化物的类

型, 使用热力学软件 Jmatpro 计算了中间层 WZ-B1 热力学平衡相图, 如图 5a 所示。图 5b 是 MC 相的元素组成, 可以发现其 Ta、Hf 含量占比较高 (75%~90%), 这与 EDS 关于富 Ta、Hf 相的元素含量结果相似, 因此可以推测焊缝区中富 Ta、Hf 的白色长条或块状析出相的是 MC 型碳化物; 图 5c 是 M_3B_2 相的元素组成, 其中 (Cr+W) 与 B 元素的比例约为 6:1, 这与富 Cr、W、Mo、Re 灰色的鱼骨状和长条状析出相的 EDS 结果类似, 即 (Cr+W+Mo+Re):B 约为 6:1, 且该相与文献中报道的 M_3B_2 相具有类似的形状和成分特点^[6-14], 故可推断该硼化物相为 M_3B_2 相。硼元素的原子半径小、扩散系数高, 但 B 原子在 Ni 中的溶解度较低, 当硼元素浓度超过溶解度极限时, 多余的硼原子便和 Cr、W、Mo、Re 等原子半径大、扩散速率慢的元素形成硼化物^[17-18]。

图 4c 是图 4a 中 I 区的高倍放大图, 可以观测到有许多颗粒状的析出相分布在富 Ni 的 γ 相上, EDS 显示该相 Cr、B 含量较高, 推测是富 Cr 的硼化物 Cr_xB , 其形貌和成分特点与文献报道的较为类似^[17]。结合 Ni-Cr-B 三元相图可知, Ni 和 Cr 均易和未扩散的 B 元素形成硼化物相, 这意味着 Ni 和 Cr 可以在小范围内进行替换, 这可能是形成小颗粒状 Cr_xB 的原因。图 4d 中的显微组织呈树枝晶状, 是 ASZ 区中常见的共晶组织, EDS 显示其 Ni 含量高, 含一定量的 Ta 元素, 推测是由凝固过程中未扩散的 Ta 向残余的液相富集导致^[19-20]。

2.4 焊后热处理对焊缝 γ' 相的影响

γ' 相是镍基单晶高温合金的主要强化相, γ/γ' 相界面可以有效阻碍位错运动, 提高合金的抗高温蠕变强度。经过标准热处理的 DD5 单晶合金的 γ' 相为方形, 且正方

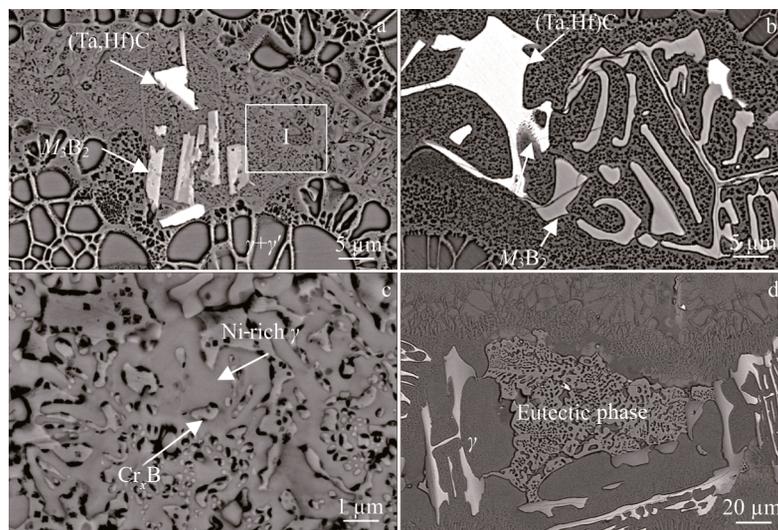


图 4 TLP 接头中典型析出相形貌

Fig.4 Morphologies of typical precipitated phases in TLP joints: (a) typical massive precipitate phase, (b) typical fishbone-like precipitate phase, (c) high-magnification image of region I in Fig.4a, and (d) eutectic phase

表2 TLP接头焊缝区典型析出相化学成分

Table 2 Chemical composition for typical precipitated phase in the weld area of TLP joints ($\omega/\%$)

Probable phase	B	C	Si	Cr	Co	Ni	Mo	Ta	Hf	W	Re
(Ta,Hf)C	—	9.77	—	4.66	—	2.61	—	75.28	7.68	—	—
M_3B_2	9.15	6.06	—	29.33	3.85	7.80	12.54	7.19	—	16.53	7.55
Ni-rich γ'	—	6.96	0.56	8.96	9.32	67.35	—	6.42	—	0.43	—
Cr_3B	6.23	4.23	1.85	45.63	7.02	24.76	1.20	—	—	3.86	5.22
Eutectic	5.04	—	0.49	7.68	10.59	61.85	—	10.36	2.89	1.10	—

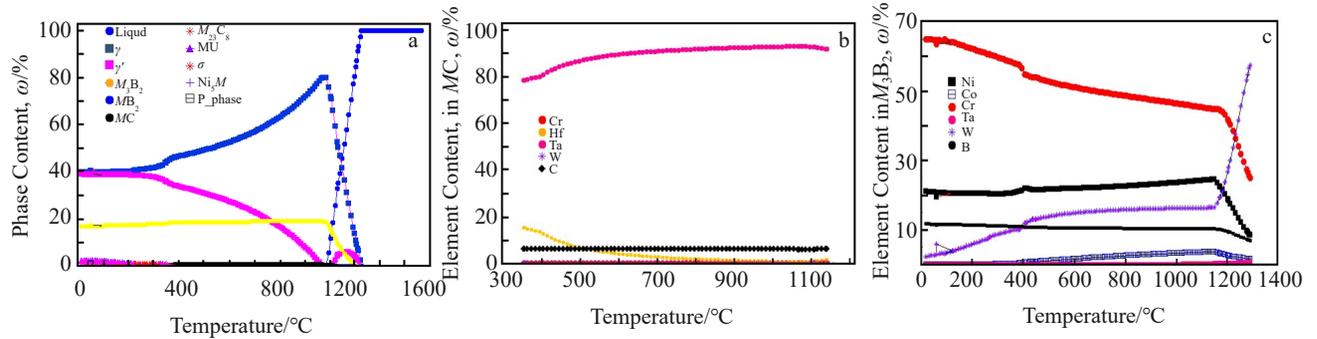


图5 中间层 WZ-B1 热力学平衡相图

Fig.5 Thermodynamic equilibrium phase diagram of the interlayer WZ-B1: (a) phase diagram with temperature, (b) element composition of MC phase, and (c) element composition of M_3B_2 phase

度较高,尺寸约为400 nm,如图6a所示。图6b是使用120 μm 厚度的中间层进行TLP焊接后的焊缝区 γ' 相形态,可以发现焊缝中心线两侧的 γ' 相已经基本实现融合,但由于焊缝区的组织并未经过相应的焊后热处理(post weld heat treatment, PWHT), γ' 相的正方度较差,且尺寸与标准热处理态的DD5母材 γ' 相仍有一定的差异,故有必要对TLP焊接试样进行焊后热处理。

本试验TLP试样的PWHT制度参考DD5单晶合金

的标准热处理制度(1300 $^{\circ}\text{C}$ 固溶2 h,空冷+1120 $^{\circ}\text{C}$ 时效4 h,空冷+1080 $^{\circ}\text{C}$ 时效4 h,空冷+900 $^{\circ}\text{C}$ 时效4 h,空冷)。固溶热处理可以有效地溶解粗大、杂乱的 γ' 相,使 γ 基体处于过饱和状态,随后的3次时效过程中可以不断调整 γ' 相的尺寸和形态。经过PWHT的接头焊缝区与母材的 γ' 相形貌如图6c,6d所示,可以发现,焊缝区与母材的 γ' 相结合程度进一步提高,几乎无法分辨连接位置 γ' 相结合痕迹,正方度有较大改善, γ' 相尺寸与经过标准热处

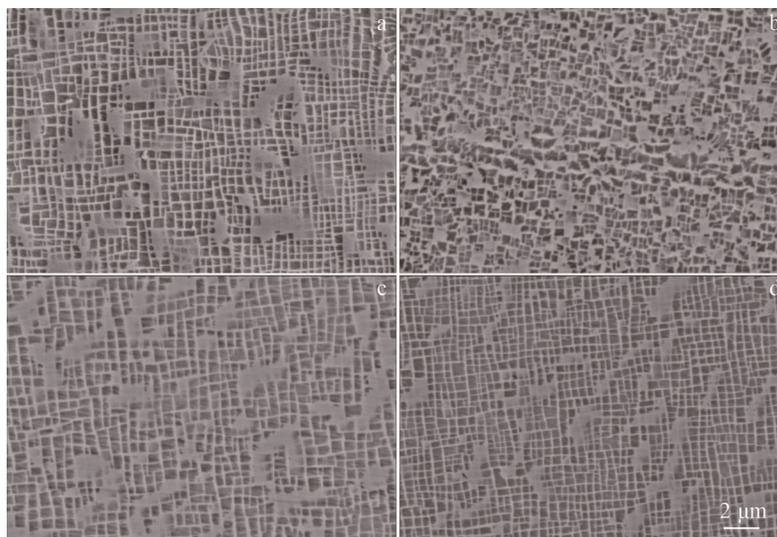


图6 不同区域 γ' 相形貌与尺寸对比

Fig.6 Comparison of morphologies and size of γ' phases in different areas: (a) after standard heat treatment, (b) TLP weld zone, (c) weld zone after PWHT, and (d) BM after PWHT

理的 DD5 单晶 γ' 相尺寸基本一致, 这将有利于 TLP 焊接接头强度的提高。

2.5 接头力学性能分析

TLP 焊接接头的高温持久测试在 982 °C, 248 MPa 条件下进行, 图 7 是使用不同中间层厚度的 TLP 接头高温持久寿命对比情况。可以发现, 随着中间层厚度的增加, TLP 接头的高温持久寿命逐渐降低。当中间层厚度为 120 μm 时, 接头的高温持久寿命最高, 可达 145.54 h, 平均值为 120 h。当中间层厚度为 160 μm 时, 接头的高温持久寿命平均值为 45.74 h。而当中间层厚度为 200 μm 时, 接头的高温持久寿命下降至 0.3 h。焊缝的显微组织决定了 TLP 焊接接头的强度, 理想的 TLP 焊接接头中的脆性析出相和共晶组织尽可能少, 且焊缝区成分和微观结构与基体相似^[21-22]。

通常, 在其它焊接参量一定的情况下, TLP 接头实现完全等温凝固时对应的中间层厚度称为临界中间层厚度, 当中间层厚度大于临界厚度时, 焊缝开始出现共晶组织和金属间化合物。临界中间厚度受多个变量影响, 如温度、时间、压力及表面粗糙度等, 对于不同参量的组合情况, 临界中间厚度需要通过实际试验确定^[23]。在本试验中, TLP 焊接条件为 1280 °C, 12 h, 0.01 MPa, 当中间层厚度为 120 μm 时, 焊缝区已经实现完全等温凝固, 无脆性相析出, 符合理想的 TLP 焊接接头特征, 这是其高温持

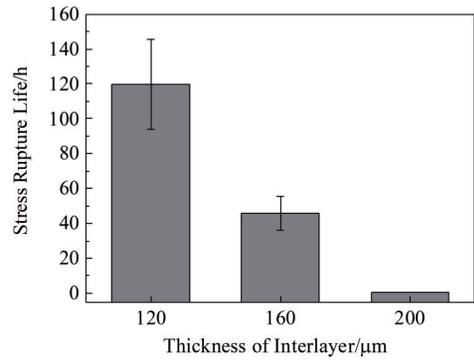


图 7 不同中间层厚度的 TLP 接头高温持久寿命

Fig.7 Stress rupture life of the TLP joints with different interlayer thicknesses

久强度较高的原因。

2.6 断口分析

图 8 是不同中间层厚度的 TLP 焊接接头高温持久断口形貌。从图 8a 可以发现, 当中间层厚度为 120 μm 时, 微观断口有许多大尺寸方形平面, 方形平面的边缘由较细的撕裂棱和密集的小韧窝组成。同时, 可以看到大多数的方形平面中心有一显微孔洞(图 8b), 显微裂纹从显微孔洞中萌生并向周围辐射扩展。这些显微孔洞可能是因为在 982 °C, 248 MPa 的蠕变变形过程中, 位错攀移留下的空位不断聚集而形成, 显微孔洞可以作为应力集中

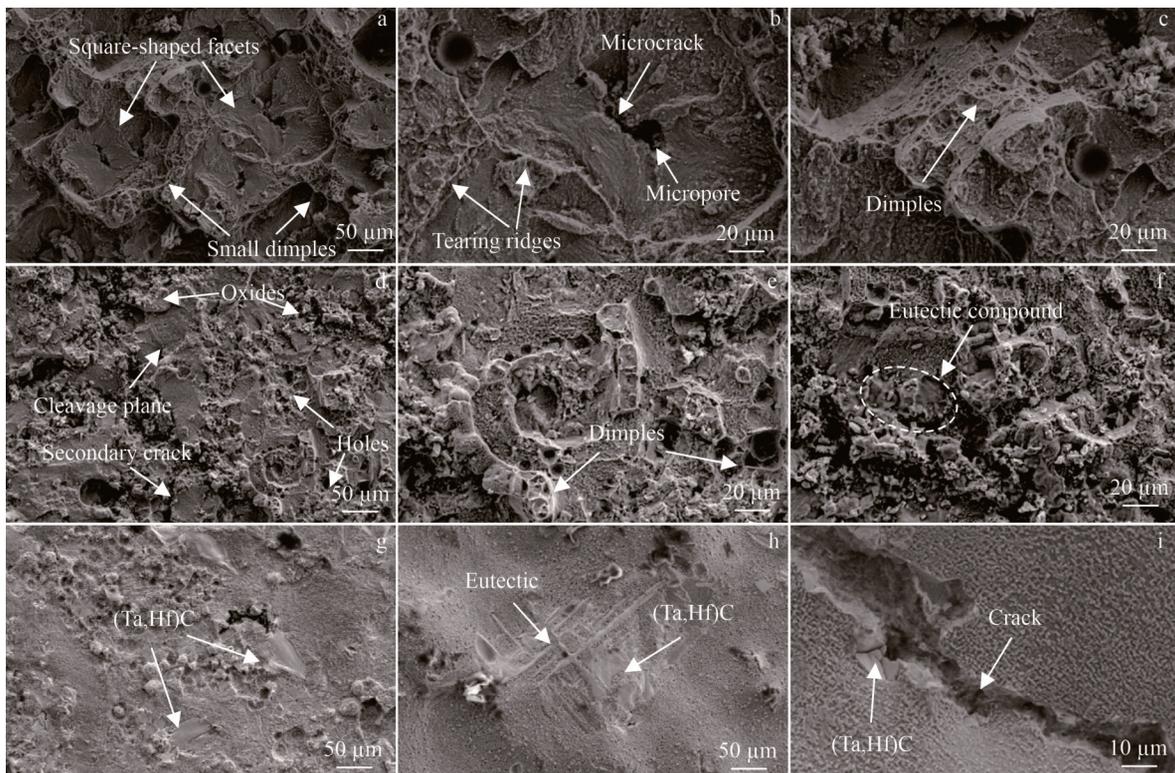


图 8 不同中间层厚度的 TLP 接头高温持久断口相貌

Fig.8 Fracture morphologies of the TLP joints with different interlayer thicknesses: (a-c) 120 μm , (d-f) 160 μm , and (g-i) 200 μm

点,萌生裂纹并扩展^[24]。图8c是断口中大尺寸浅韧窝边缘的细小韧窝的高倍图,并根据之前所描述的撕裂棱、韧窝的断口特征,可以推测该试样的断裂模式为韧性断裂。

当中间层厚度为160 μm 时,断口表面覆盖着一层颗粒状的氧化物,有许多平整的解理平面、二次裂纹、显微孔洞及少量韧窝(图8d,8e),且断口的韧窝数量较图8a中更少,表明试样的塑韧性变差。由于脆性相刚度与母材不一致,在高温应力的作用下,易造成应力集中成为裂纹源,且脆性相与基体的结合力较差,尺寸较小的脆性相剥落后留下小的孔洞和凹坑,而大块连续的脆性相则会导致裂纹快速扩展,形成解理平面。断口中还发现了一些类似初熔的组织形貌,如图8f所示,推测是低熔点共晶化合物,低熔点共晶的存在将显著降低接头的高温强度。

当中间层厚度增加至200 μm 时,断面整体较为光滑,是典型的脆性断裂(图8g)。在显微断口上观察到许多大尺寸块状脆性相及树枝晶形貌(图8h),并在图8(i)中发现在二次裂纹扩展路径中有一块状脆性相,ESD显示其富Ta、Hf,含碳,是MC碳化物。由于焊缝区中大块的脆性析出相及共晶组织对焊缝与母材的结合力有较大影响,且极易成为裂纹源,这应该是导致试样快速断裂的主要原因。

3 结论

1)采用自主设计及制备的TLP焊接中间层材料WZ-B1,在焊接温度为1280 $^{\circ}\text{C}$,保温时间12 h,压力0.01 MPa的条件下进行TLP焊接试验,当中间层厚度为120 μm 时,可获得致密且无脆性析出相的焊接接头,随着中间层厚度的增加,焊缝区开始出现向日葵状 $\gamma+\gamma'$ 共晶组织、鱼骨状的硼化物及富Ta、Hf的块状碳化物等脆性相。

2)与TLP焊接态对比,经过焊后热处理的TLP焊接接头,焊缝区与母材的 γ' 相的结合程度进一步提高,正方度有较大改善, γ' 相尺寸与经过标准热处理的DD5单晶 γ' 相尺寸基本一致。

3)随着中间层厚度由120 μm 增加至200 μm ,TLP焊接接头的高温持久寿命由145.54 h下降至0.3 h,高温持久断裂模式由韧性断裂模式转变为脆性断裂模式,焊缝区的脆性相及共晶组织是导致TLP接头持久寿命降低的主要原因。

参考文献

[1] Reed R C, Tao T, Warnken N *et al.* *Acta Materialia*[J], 2009, 57 (19): 5898
[2] Cheng Yuan, Zhao Xinbao, Xia Wanshun *et al.* *Progress in*

Natural Science: Materials International[J], 2022, 32(6): 745
[3] Danesh Amiri, Seyed Abdolkarim Sajjadi, Reza Bakhtiari *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 32: 644
[4] Wang Jie, Zhang Yiwei, Xiong Yanlin *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(12): 4446
[5] Jalilvand V, Omidvar H, Shakeri H R *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2013, 44(5): 1222
[6] Sajad Shakerin, Hamid Omidvar, Seyyed Ehsan Mirsalehi *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 89: 611
[7] Liu Jide(刘纪德), Jin Tao(金涛), Zhao Nairen(赵乃仁) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(2): 332
[8] Sun Yuan(孙元), Liu Jide(刘纪德), Hou Xingyu(侯星宇) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2016, 52(7): 875
[9] Jalilvand V, Omidvar H, Shakeri H R *et al.* *Materials Characterization*[J], 2013, 75: 20
[10] Bakhtiari R, Ekrami A. *Materials & Design*[J], 2012, 40: 130
[11] Zhou Y. *Journal of Materials Science Letters*[J], 2001, 20(9): 841
[12] Pouranvari M, Ekrami A. *Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(1): 109
[13] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C *et al.* *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2004, 9(6): 532
[14] Li Kexin(李可馨), Hou Xingyu(侯星宇), Wang Shiyang(王诗洋) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2021, 41(5): 78
[15] Sun Yuan(孙元), Zhao Xu(赵旭), Su Jin(苏瑾) *et al.* *Transactions of The China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2020, 41(7): 32
[16] Li Xiaohong(李晓红), Mao Wei(毛唯), Zhong Qunpeng(钟群鹏) *et al.* *Transactions of The China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2012, 33(7): 1
[17] Zhang Lixia, Sun Zhan, Xue Qing *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 90: 949
[18] Zhang Bangqiang, Sheng Guangmin, Jiao Yingjun *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 695: 3202
[19] Alinaghian H, Farzadi A, Marashi P *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions*[J], 2020, 51(12): 6283
[20] Yue Xiong, Liu Fengmei, Li Qi *et al.* *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 54: 109
[21] Ekrami A, Pouranvari M, Kokabi A H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2017, 723: 84
[22] Sheng Naicheng, Li Bo, Liu Jide *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2014, 3: 213
[23] Cook III G O, Sorensen C D. *Journal of Materials Science*[J], 2011, 46(16): 5305
[24] Liu Jide, Jin Tao, Li Wen *et al.* *Journal of Alloys & Compounds* [J], 2008, 457(1-2): 185

Microstructure and Properties of Transient Liquid Phase Bonding Joints of DD5 Single Crystal Alloy

Wei Li , Yao Jian , Zhang Jianting, Sun Haohua, Li Yanqing, Xiao Lei
(Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co. , Ltd, Shenzhen 518000, China)

Abstract: The transient liquid phase bonding (TLP) welding test of DD5 Ni-based single crystal superalloy was carried out under welding conditions of 1280 °C, 12 h, 0.01 MPa using the self-developed TLP interlayer material. The microstructure and precipitates of the welded joint were analyzed using SEM and the thermodynamic software JMatPro. The results show that the thickness of the interlayer has a significant impact on the microstructure of the welded joint. When the thickness of the interlayer is 120 μm, the microstructure and composition of the weld and the base metal tend to be consistent, and no obvious brittle precipitates are formed; the γ' phase in the weld zone and matrix are basically combined. When the thickness of the interlayer is 160 and 200 μm, the athermally solidified zone (ASZ) is composed of brittle phases such as sunflower-like eutectic structure, fishbone-like borides, and block carbides rich in Ta and Hf. After post weld heat treatment (PWHT), the γ' square degree of weld zone is significantly improved, and the size is basically consistent with that in the substrate. The stress rupture test was conducted under the condition of 980 °C, 248 MPa. When the thickness of the intermediate layer is 120 μm, the stress rupture life can reach 145.54 h. And the results show that as the thickness of the intermediate layer increases, the stress rupture life of the joint continues to decrease, and the fracture mode changes from ductile fracture to brittle fracture.

Key words: TLP; interlayer; microstructure; stress rupture

Corresponding author: Xiao Lei, Ph. D., Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, P. R. China, E-mail: xiaol@wedge.com.cn