

# 热处理对 GH4169 合金脉冲 TIG 焊接接头组织和性能的影响

刘拥军, 龙田鑫, 郭成城

(西南交通大学 材料科学与工程学院, 四川 成都 610031)

**摘要:** 采用脉冲 TIG 焊制备 GH4169 合金焊接接头, 并采用 4 种热处理工艺对焊接接头进行热处理, 对比不同热处理工艺对 GH4169 合金焊接接头组织和性能的影响。结果表明, 焊接接头经过 4 种热处理工艺后, 接头室温和高温抗拉强度均得到提高, 接头硬度均显著提高, 但热处理后接头塑性显著降低。其中经过 1020 °C 固溶处理+双级时效后的接头焊缝中 Laves 相发生部分溶解, 接头室温和高温抗拉强度提高幅度皆达到最大。

**关键词:** 镍基高温合金 GH4169; 脉冲 TIG 焊; 热处理工艺; 组织性能

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>5; TG441.8

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)10-3522-08

GH4169 合金 (Inconel 718 合金) 是一种镍铁基变形高温合金, 因其优异的高温强度、良好的耐腐蚀性和焊接性能而在高温环境下服役<sup>[1]</sup>。该合金以  $\gamma$ -Ni 相为基体, 析出相包括起主要强化作用的  $\gamma''$  相 ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ )、起辅助强化作用的  $\gamma'$  相 ( $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ )、平衡相  $\delta$  相 ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ) 和少量 MC 型碳化物, 另外在铸态组织和焊缝组织中常存在有害的 Laves 相<sup>[2,3]</sup>。GH4169 合金常用焊接方法有电子束焊、激光焊、氩弧焊等, 其中氩弧焊因其成本低、操作简便等诸多优点而应用广泛, 比如涡轮发动机零部件及燃气轮机叶片的焊接<sup>[4]</sup>。在焊接过程中焊缝金属经历熔化凝固过程, 原有的  $\gamma'$  或  $\gamma''$ 、碳化物等相均溶入基体中, 形成单一的  $\gamma$  相, 焊缝金属冷却速度较快, 凝固过程中形成主轴很长的一次枝晶和较短的横向二次枝晶, 且在一次和二次枝晶臂间存在较大的成分偏析, 使焊缝基体枝晶间析出有害的 Laves 相, 导致焊缝性能降低。对于 GH4169 合金, 焊后只有经固溶和时效处理才能使接头性能满足服役要求<sup>[4]</sup>。

国内外许多学者针对热处理工艺对 GH4169 合金焊接接头组织和性能影响开展了大量的研究工作。Rama 等<sup>[5]</sup>针对 Inconel 718 合金脉冲 Nd-YAG 激光焊接接头研究了直接时效、980 °C 固溶+时效处理和 1080 °C 固溶+时效处理等工艺对微观组织和性能的影响, 结果表明: 直接时效处理后, 熔合区显微组织中 Laves 相将导致焊缝拉伸性能较差; 980 °C 固溶处理后 Laves 相被部分溶解促进焊缝性能改善, 1080 °C

固溶处理后 Laves 相被完全溶解, 但导致母材的晶粒显著粗化。Cao<sup>[6]</sup>对 Nd:YAG 激光焊接接头进行了 2 种不同的焊后热处理: 时效处理和 993 °C 固溶+时效处理, 结果表明: 焊后接头经固溶+时效处理后, 焊缝晶粒发生显著长大; 与焊后直接时效处理相比, 固溶+时效处理导致屈服强度和抗拉强度均略有下降, 这表明仅进行焊后时效处理就可改善接头力学性能, 因此焊后固溶处理对接头强度恢复来说不是必需。Damodaram<sup>[7]</sup>等研究了焊后热处理对 Inconel 718 Plus 合金摩擦焊接头组织和性能的影响。结果表明, 相比焊后进行固溶+时效处理, 焊后直接时效处理具有更好的力学性能。焊后固溶处理使得焊缝和热影响区的晶粒异常长大, 导致焊接接头性能下降。

Sivaprasad 等<sup>[8]</sup>针对 Inconel 718 合金钨极气体保护 (TIG) 焊和电子束焊接接头进行热处理后发现, 电子束焊缝中的 Laves 相数量相对更少, 且相较于固溶+时效处理, 直接时效处理后的焊缝中 Laves 相更细小; 另外, 固溶+时效处理熔合区存在针状  $\delta$  相, 而针状  $\delta$  相的存在可能是固溶+时效处理焊缝强度低于直接时效处理焊缝的主要原因。Radhakrishna 等<sup>[9]</sup>研究了焊后热处理对 Inconel 718 合金 TIG 焊接头中 Laves 相的影响, 结果表明: TIG 焊缝出现严重的元素偏析, 980 °C 固溶处理对 TIG 焊缝组织中元素的均匀化并无显著效果, 然而 980 °C 固溶处理却能实现电子束焊缝组织中元素的均匀化。

收稿日期: 2022-09-27

基金项目: 国家重点研发计划 (2018YFB1105803)

作者简介: 刘拥军, 男, 1979 年生, 讲师, 西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031, E-mail: swjlyj@swjtu.edu.cn

综上所述，不同热处理工艺对于不同焊接方法接头影响各不相同，脉冲 TIG 焊是一种应用广泛且性价比高的焊接方法，但目前针对 GH4169 合金脉冲 TIG 焊接接头的热处理研究还较少。本文研究了不同的热处理工艺对 1.2 mm 厚的 GH4169 合金板材脉冲 TIG 焊接头在室温（25 ℃）和高温（650 ℃）的拉伸强度、韧性及硬度的影响，并分析了接头微观组织、元素分布规律及拉伸断裂机制。

1 实验方法

本实验母材为 1.2 mm 厚的固溶态镍基高温合金 GH4169 板材，其化学成分见表 1。采用脉冲氩弧焊非填丝方式单面焊双面成形，焊接电源型号为 MagicWave3000，配合 Yaskawa 工业机器人进行焊接，接线方法为直流正接，保护气体为高纯氩，正面气体流量为 15 L/min，背面气体流量为 18 L/min。焊前对合金板采用砂轮机打磨，丙酮清洗；经过正交试验优化焊接工艺参数如下：峰值电流 55 A，基值电流 25 A，占空比为 65%，脉冲频率为 3 Hz，焊接速度为 8 cm/min，焊后焊缝正面、背面成形情况良好。

焊接完成后采用 4 种热处理工艺对 GH4169 焊接

接头进行焊后热处理，如表 2 所示，为了区别当前 GH4169 合金典型的热处理制度，本文将 1100 ℃热处理称为均匀化热处理，1020 ℃热处理称为高温固溶处理。

热处理完成后，在 WDW3100 微机控制电子万能试验机上对焊接接头进行室温(25 ℃)和高温（650 ℃）拉伸试验，拉伸速度均为 1 mm/min。采用型号为 Hitachi S-3400N 的扫描电子显微镜及自带的能谱仪观察室温和高温拉伸断口形貌，并表征分析焊缝和母材的微观组织及元素分布。采用 DHV-1000ZTEST 显微硬度计测定焊接接头各区域的硬度分布，试验压力为 1.96 N，保压时间为 15 s。对热处理前后的焊接接头制取金相试样，在 ZEISS Axio Observer A1m 型金相显微镜下观察接头显微组织。

2 结果与分析

2.1 金相组织分析

GH4169 脉冲 TIG 焊接头主要由母材（BM）、热影响区（HAZ）、细晶区、树枝晶区、等轴晶区组成，如图 1 所示。在焊缝与母材之间为热影响区，热影响区是母材受到焊接过程中热传导而形成，晶粒尺寸较

表 1 GH4169 镍基高温合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4169 alloy (wt%)

Nb	Cr	Ni	Co	Mo	Al	Ti	Mn	C	Si	P	S	Cu	Fe
4.75-5.50	17-21	50-55	≤1.0	2.8-3.3	0.2-0.8	0.65-1.15	≤0.35	≤0.08	≤0.35	≤0.015	≤0.015	≤0.30	Bal.

表 2 GH4169 焊接接头热处理工艺方案

Table 2 Heat treatment processes for GH4169 alloy welding joint

Abbreviation	Heat treatment
Unheated	Unheated
HA (1100 ℃)	Homogenization (1100 ℃, 1.5 h/AC)+aging(720 ℃, 8 h/FC+620 ℃, 8 h/AC)
SA (1020 ℃)	Solution (1020 ℃, 1 h/AC)+aging(720 ℃, 8 h/FC+620 ℃, 8 h/AC)
SA (980 ℃)	Solution (980 ℃, 1 h/AC)+aging(720 ℃, 8 h/FC+620 ℃, 8 h/AC)
DA	Aging (720 ℃, 8 h/FC+620℃, 8 h/AC)

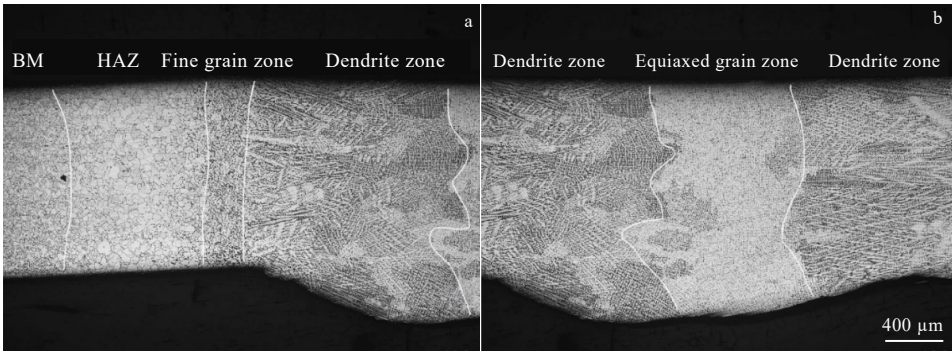


图 1 未热处理GH4169接头金相组织  
Fig.1 OM microstructure of unheated GH4169 joint

母材明显粗大;焊缝熔合线附近有一层较窄的细晶区,这是由于液态熔池受常温母材的激冷作用快速冷却形成的;树枝晶区呈犬牙交错状分布,从焊缝边缘到焊缝中心的温度梯度逐渐减小,形成方向性明显的树枝晶,且随着树枝晶的生长,枝晶间的溶质浓度会逐渐升高使得成分过冷增加,故在树枝晶上横向长出二次枝晶;而在焊缝中心区域温度梯度小,且凝固后期溶质偏析更严重导致成分过冷度增加,有利于以等轴晶的方式冷却结晶,故焊缝中心为等轴晶。

不同热处理工艺后的接头组织如图 2 所示,经过 HA(1100 °C)后 GH4169 合金脉冲 TIG 焊接接头金相组织有显著变化,焊缝中心等轴晶区晶粒显著长大,且等轴晶区宽度显著增大,这是由于树枝晶区在均匀化热处理温度下(1100 °C/1.5 h)保温时部分树枝晶变粗、晶粒长大变成等轴晶。此外细晶区、热影响区、母材的晶粒与未热处理接头相比尺寸皆显著增大。而经过其它 3 种热处理工艺处理的 GH4169 焊缝金相组织与未热处理相比变化不明显。

## 2.2 SEM 和 EDS 分析

GH4169 脉冲 TIG 焊焊缝和不同工艺热处理后焊缝 SEM 组织如图 3 所示。通过图 3a 和 3b 可以看出, GH4169 焊缝中有岛状、颗粒状和圆形析出相,通过

对图 3b 中岛状析出物(Spot 1)进行 EDS 分析发现,该析出相 Nb 原子分数为 14.22%,远高于母材中的含量,研究表明<sup>[10-13]</sup>:当 GH4169 合金中 Nb 原子分数的局部偏析量达 10%~12%时,析出 Laves 相,当 Nb 原子局部偏析量达 6%~8%时,析出  $\delta$  相。结合该析出相的成分和形貌特征可知该岛状析出相为 Laves 相, Laves 相的析出消耗了大量的 Nb 元素,一方面降低 Nb、Mo、Ti 元素的固溶强化效果,同时也导致可用于形成强化相  $\gamma''$ 相( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ )的 Nb 元素大量减少,进而导致强化相析出数量减少,降低接头的强度;另一方面, Laves 相是一种脆性金属间化合物,其本身的塑性变形能力较差,粗大的 Laves 相周围容易因位错塞积而引起应力集中成为裂纹源<sup>[14-16]</sup>,通常作为裂纹萌生和扩展的通道,故 Laves 的析出会导致焊接接头强度、塑性皆降低。对图 3b 中颗粒状析出物(Spot 2)进行 EDS 分析发现,该析出相 Nb 原子分数为 11.85%,故该相同为 Laves 相。对图 3b 中圆形析出物(Spot 3)进行 EDS 分析发现,该析出相主要含 C、Nb、Ti 元素,结合该析出相的成分和形貌可推断该析出相为(Nb, Ti)C 相。

由图 3c 和 3d 可以看出,经过 HA(1100 °C)后,焊缝中岛状 Laves 相完全溶解,这是由于 Laves 相的固溶温度为 1080 °C,在经过均匀化热处理(1100 °C,

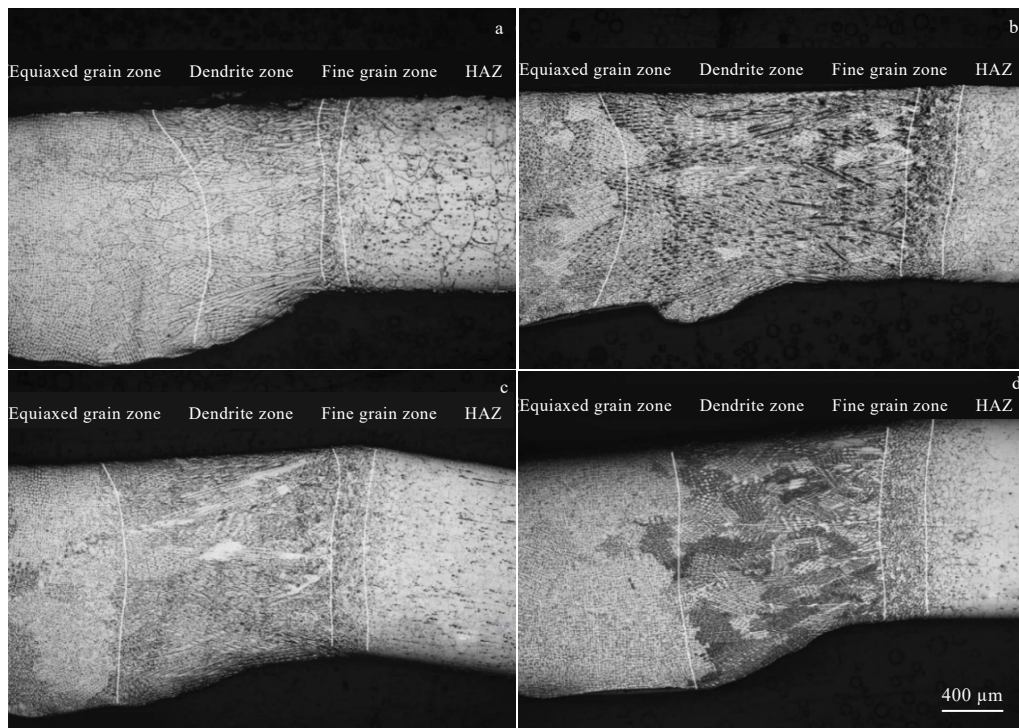


图 2 不同热处理工艺后GH4169接头焊缝金相组织

Fig.2 OM microstructures of GH4169 welding joints after different heat treatment processes: (a) HA (1100 °C), (b) SA (1020 °C), (c) SA (980 °C), and (d) DA



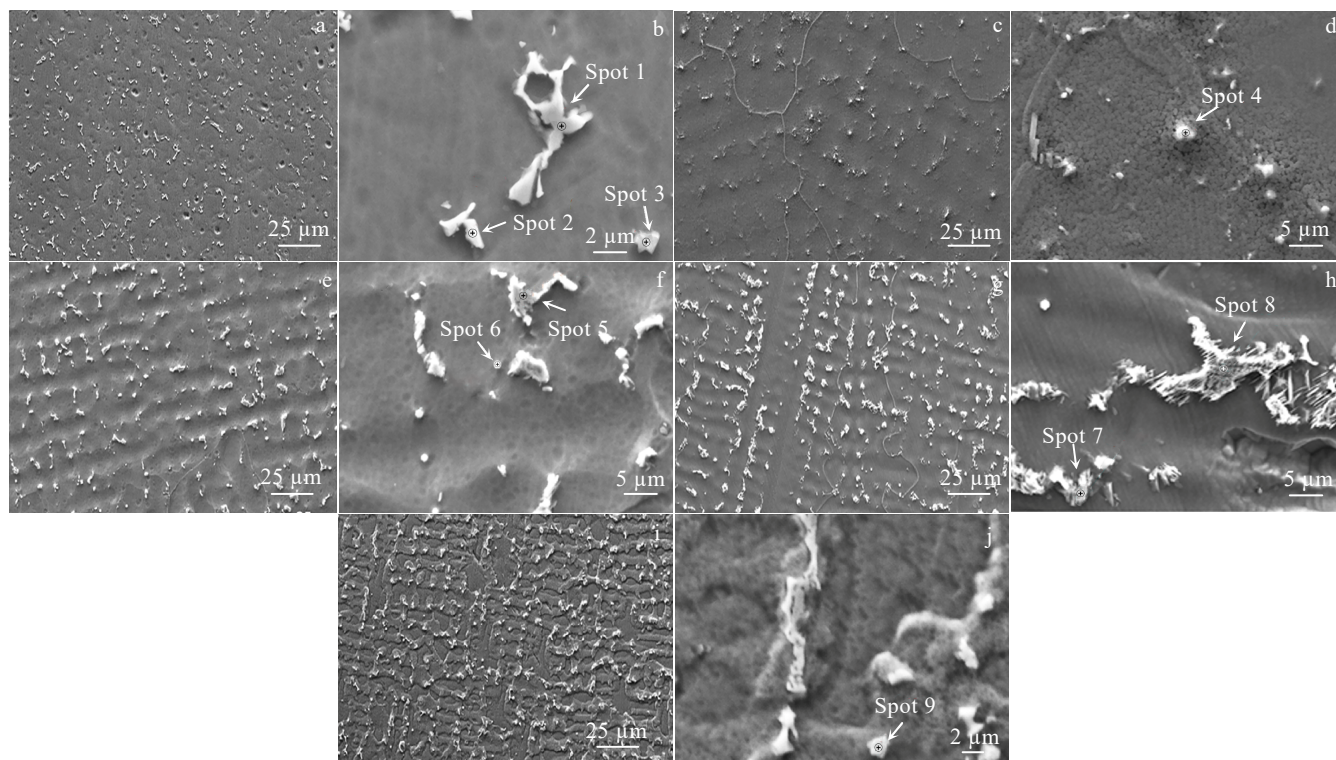


图 3 GH4169焊缝不同工艺热处理后SEM组织

Fig.3 SEM microstructures of GH4169 weld (a, b) and the welds after different heat treatment processes: (c, d) HA (1100 °C), (e, f) SA (1020 °C), (g, h) SA (980 °C), and (i, j) DA

表 3 图 3 中各点 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of different points in Fig.3 (at%)

Spot	C	Al	Si	Nb	Mo	Ti	Cr	Fe	Ni	Phase
1	1.98	1.41	2.75	14.22	1.97	1.37	13.62	10.83	51.85	Laves
2	1.50	1.46	2.24	11.85	2.48	1.50	14.34	11.58	53.06	Laves
3	25.68	3.05	0.37	12.63	0.72	21.94	10.15	8.04	17.41	(Nb, Ti)C
4	22.82	19.33	0.43	7.97	2.08	33.85	3.69	3.41	6.41	(Nb, Ti)C
5	2.45	0.91	2.16	14.73	4.77	1.61	10.72	10.42	52.23	Laves
6	29.14	2.59	0.47	8.99	1.77	21.97	8.74	8.46	17.87	(Nb, Ti)C
7	2.81	0.55	2.27	14.37	3.52	1.85	11.58	11.15	51.91	Laves
8	2.94	0.83	1.11	6.14	2.09	1.76	16.44	15.79	52.90	$\delta$
9	14.28	1.42	0.91	12.98	1.50	10.77	14.92	12.51	30.71	(Nb, Ti)C

1.5 h/AC) 后, Laves 相完全溶解, 焊缝中仅存一些颗粒状析出物(Spot 4), 该析出相的 EDS 结果显示主要含 C、Nb、Ti 元素, 结合成分和形貌可推断该析出相为(Nb, Ti)C, 由于碳化物熔点高, 该温度下不能将其完全溶解。

由图 3e 和 3f 可以看出, 与未热处理相比, 经过 SA(1020 °C)后, 焊缝中岛状析出相发生了少量溶解, 其数量有所减小, 岛状析出相和圆形析出相依旧存在。通过对图 3f 中岛状析出物(Spot 5)进行 EDS 分析发现, 该析出相 Nb 原子分数为 14.73%, 结合成分和形貌特征可知该岛状析出相为 Laves 相; 除此之外, 推断圆形析出相(Spot 6)为未溶解的碳化物。

由图 3g 和 3h 可以看出, 经 980 °C 固溶加时效处理后, 岛状析出相周围析出了针状相, 通过对图 3h 中岛状析出相(Spot 7)、针状析出相(Spot 8)进行 EDS 分析表明, 岛状析出相中 Nb 原子分数为 14.37%, 为 Laves 相, 说明该热处理工艺不能将有害的 Laves 相溶解, 这是由于热处理温度(980 °C)低于 Laves 相完全溶解温度(1080 °C); 针状析出相中 Nb 原子分数为 6.14%, 结合形貌和成分可推断该析出相为  $\delta$  相( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ),  $\delta$  相的析出是由于 Laves 相周围偏聚 Ni、Ti、Nb 等元素有利于  $\delta$  相的析出, 该热处理工艺固溶温度(980 °C)正位于  $\delta$  相析出



温度范围内,  $\delta$  相的形成需要的 Nb 元素含量少于 Laves 相, 故在 Laves 相周围析出了  $\delta$  相, 这与文献<sup>[17]</sup>的研究结果相同。 $\delta$  相作为 GH4169 合金的稳定相, 其含量、形貌及分布会对合金的缺口敏感性产生重要影响, 适量的  $\delta$  相沿晶界析出有利于控制晶粒尺寸、提高合金的塑性, 并对晶界状态和晶界、晶内强度的匹配起到协调作用。但由于  $\delta$  相 ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ) 本身占用强化相形成元素 Nb, 大量  $\delta$  相的析出会导致  $\gamma''$  相 ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ) 的数量减少, 在 Laves 相周围析出了  $\delta$  相也会导致接头强度下降<sup>[18]</sup>。

由图 3i 和 3j 可以看出, 直接时效后的焊缝析出相变化不明显, 岛状析出相、圆形析出相 (Spot 9) 依旧存在。

### 2.3 拉伸力学性能

不同热处理工艺后的 GH4169 脉冲 TIG 焊接接头 25 和 650 °C 拉伸试验结果如图 4 所示, 可以看出, 不同热处理后 GH4169 接头抗拉强度与未热处理接头相比都得到了提升, 但塑性急剧降低。25 °C 拉伸时 GH4169 接头抗拉强度从大到小对应工艺顺序为 SA(1020 °C) > HA(1100 °C) > SA(980 °C) > DA > Unheated, 650 °C 拉伸时 GH4169 接头抗拉强度从大到小对应工艺顺序为 SA(1020 °C) > DA > SA(980 °C) > HA(1100 °C) > Unheated。经 1020 °C 高温固溶加时效后 GH4169 合金焊接接头 25 和 650 °C 抗拉强度皆高于其他热处理工艺处理的, 这是由于经该热处理工艺后焊缝中的 Laves 相发生了少量溶解, 且晶粒尺寸并未剧烈长大, 故抗拉强度保持最高。而经过均匀化处理 (1100 °C) 加时效工艺后, 尽管可以完全消除焊缝中有害的 Laves 相, 但同时也会导致接头晶粒粗大, 反而对接头性能有害。此外, 不同热处理工艺后的 GH4169 接头在 650 °C 抗拉强度相比于 25 °C 抗拉强度均发生不同程度的降低。综上所述, GH4169 脉冲 TIG 焊接接头最佳热处理工艺为 SA(1020 °C)。

### 2.4 拉伸断口分析

未热处理及不同热处理工艺后的 GH4169 焊接接头的 25 和 650 °C 拉伸断口形貌分别如图 5 和图 6 所示。

从图 5 可以看出, 未热处理 GH4169 接头室温拉伸断口上分布着大量大小不均匀的韧窝, 韧窝较深且其底部明显可见大量的第二相颗粒, 结合微观组织及文献<sup>[17,19]</sup>推断, 该第二相颗粒为 Laves 相, 焊缝凝固过程中在枝晶间析出 Laves 相, 其塑性较低, 在载荷作用下, 容易成为断裂源, 拉伸过程中, 当应力超过 GH4169 合金的屈服极限时发生塑性变形, Laves 相与基体在界面处分离产生微孔, 微孔长大并相互连接引起最终

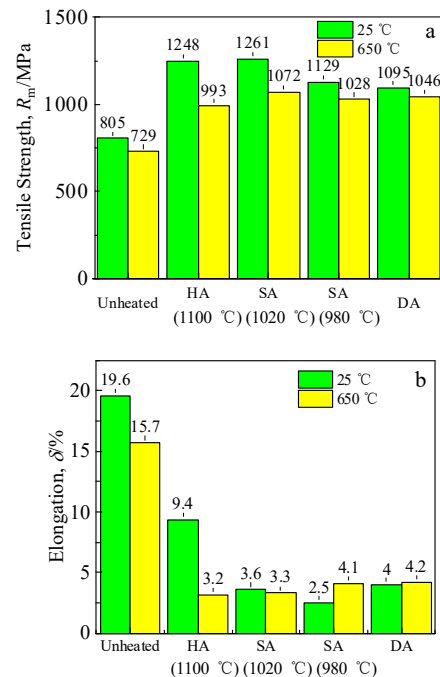


图 4 经不同热处理后 GH4169 接头在 25 和 650 °C 抗拉强度和延伸率

Fig.4 Tensile strength  $R_m$  (a) and elongation  $\delta$  (b) at 25 and 650 °C of GH4169 joints after different heat treatment processes

断裂, 留下了以枝晶间区域为中心和以枝晶干区域为撕裂棱的韧窝组织, 其断裂方式为穿晶韧性断裂。HA(1100 °C)后的 GH4169 接头 25 °C 拉伸断口主要由韧窝组成并可见撕裂棱存在, 故断裂方式为韧性穿晶断裂; 经 SA(1020 °C)后的 GH4169 接头 25 °C 拉伸断口呈现较多、较浅的韧窝, 表明其断裂方式为准解理断裂; 而经过 SA(980 °C)和 DA 后的接头断口表面凸凹不平, 韧窝少且尺寸较小, 可见许多第二相的存在, 这主要是因为这 2 种热处理工艺温度较低, 未能将焊缝中的 Laves 相溶解, Laves 相容易成为断裂源, 此外在韧窝底部还发现有少量二次裂纹和孔洞, 还可以看到数量较多的亮白色的撕裂棱, 表明这 2 种热处理工艺后的 GH4169 接头其断裂方式为准解理断裂。

从图 6 可以看出, 未热处理 GH4169 接头高温拉伸断口上有较大的韧窝, 韧窝底部可见第二相, 故其断裂方式为韧性断裂; HA(1100 °C)后的 GH4169 接头高温拉伸断口呈现阶梯状不同层次的韧窝, 阶梯形底面可见解理平面存在, 表明其断裂方式为韧-脆混合型断裂; 其他 3 种热处理工艺后的 GH4169 接头高温拉伸断口呈现较浅的韧窝和撕裂棱共存, 表明其断裂方式为准解理断裂。

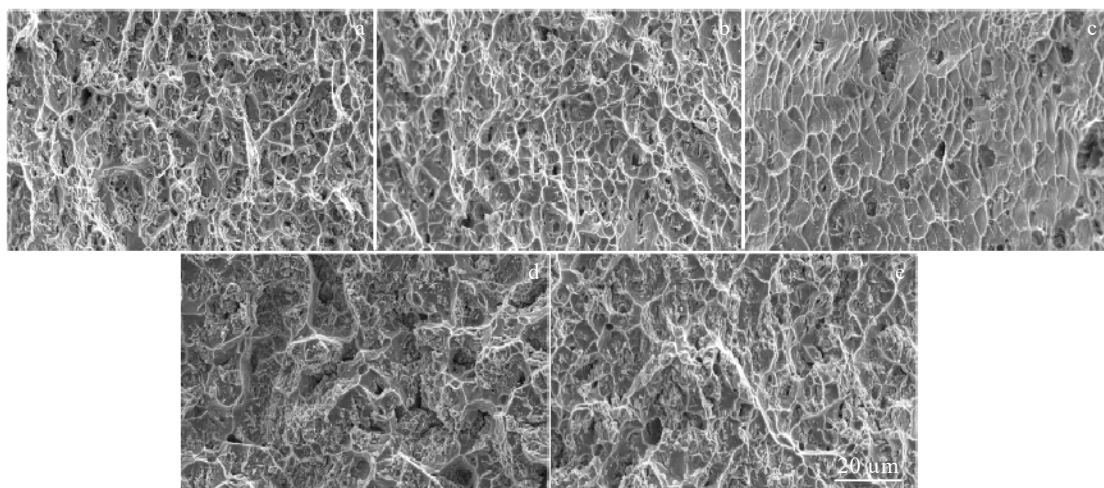


图 5 GH4169 接头及不同热处理工艺后 25 °C 下拉伸断口形貌

Fig.5 Tensile fractures morphologies of GH4169 joint (a) and the joints after different heat treatment processes at 25 °C: (b) HA (1100 °C), (c) SA (1020 °C), (d) SA (980 °C), and (e) DA

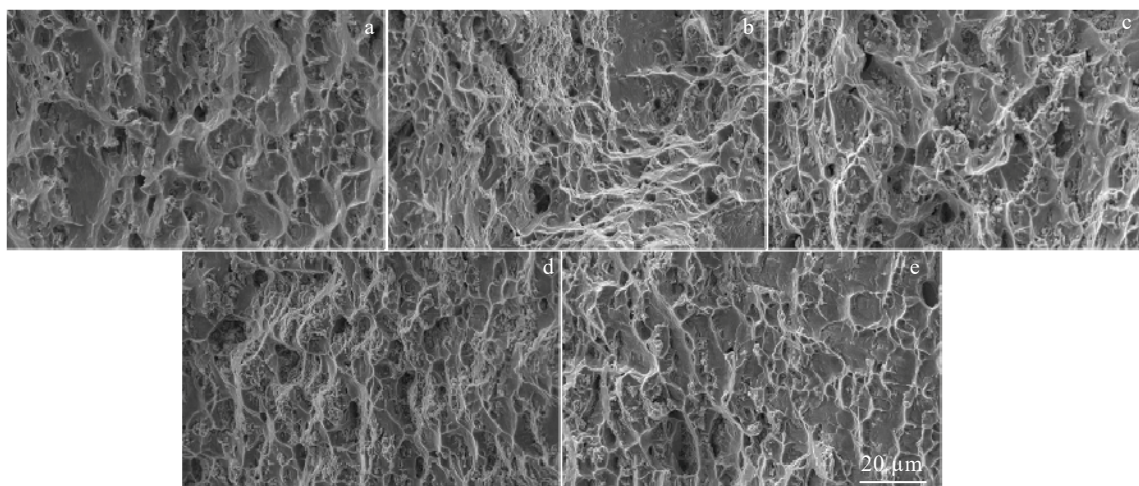


图 6 GH4169 接头及不同热处理工艺后 650 °C 下拉伸断口形貌

Fig.6 Tensile fractures morphologies of GH4169 joint (a) and the joints after different heat treatment processes at 650 °C: (b) HA (1100 °C), (c) SA (1020 °C), (d) SA (980 °C), and (e) DA

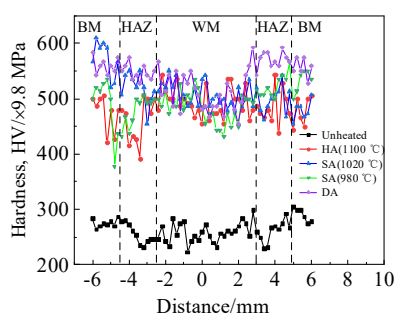


图 7 不同热处理工艺后 GH4169 接头硬度分布

Fig.7 Hardness distributions of GH4169 joints after different heat treatment processes

## 2.5 接头硬度分析

未热处理及不同热处理工艺后的 GH4169 接头硬度分布如图 7 所示，可以看出，焊接接头经过不同热处理工艺后硬度与未热处理相比均有大幅度的提升，焊后经过不同的热处理工艺后，时效处理过程中强化相  $\gamma''$  相、 $\gamma'$  相会相继析出，且均匀化及高温固溶处理溶解了有害 Laves 相，从而使接头硬度大幅度提升，此外可以看出不同热处理工艺后的接头中焊缝区硬度皆低于其母材硬度。

## 3 结 论

1) GH4169 脉冲 TIG 焊接头经 1100 °C 均匀化

处理和双级时效后焊缝等轴晶、树枝晶组织均发生了明显长大, 而经其它热处理工艺后焊缝组织变化不明显。

2) GH4169 脉冲 TIG 焊接头的焊缝中存在大量岛状 Laves 相和颗粒状 (Nb,Ti)C 相, 经过 HA(1100 °C)后岛状 Laves 发生了溶解, 焊缝中仅存颗粒状碳化物相; 经过 SA(1020 °C)后焊缝中 Laves 相发生部分溶解; 经过 SA(980 °C)后岛状 Laves 相周围析出了针状的  $\delta$  相, Laves 相未溶解; 经过 DA 后 Laves 相未溶解。

3) GH4169 脉冲 TIG 焊接头经过不同热处理工艺后, 接头强度与未热处理 GH4169 接头相比都得到了大幅度提升, 塑性降低, 焊缝区硬度提升。热处理后 GH4169 脉冲 TIG 焊接头 25 °C 抗拉强度从大到小的工艺顺序 SA(1020 °C) > HA(1100 °C) > SA(980 °C) > DA > Unheated, 高温拉伸时抗拉强度大小的工艺顺序为 SA(1020 °C) > DA > SA(980 °C) > HA(1100 °C) > Unheated。综上可以得出 GH4169 脉冲 TIG 焊接头最佳热处理工艺为 SA(1020 °C)即: 高温固溶处理 (1020 °C, 1 h/AC) + 双级时效 (720 °C, 8 h/FC + 620 °C, 8 h/AC)。

#### 参考文献 References

- [1] An Jinlan(安金岚), Xie Wei(谢玮), Wang Lei(王磊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2585
- [2] Tian Wei(田伟), Zhong Yan(钟燕), Wang Yuzhou(王宇宙) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 1055
- [3] Ren Hang(任航), Liu Fencheng(刘奋成), Lin Xin(林鑫) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3289
- [4] Li Yajiang(李亚江). *Advanced Material Welding Technology* (先进材料焊接技术)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2012: 7
- [5] Ram Janaki G D, Reddy A V, Rao K P *et al.* *Materials at High Temperatures*[J], 2006, 23(1): 29
- [6] Cao X, Rivaux B, Jahazi M *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2009, 44(17): 4557
- [7] Damodaram R, Raman S G S, Rao K P. *Materials and Design*[J], 2014, 53: 954
- [8] Sivaprasad K, Raman S G S. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2008, 39(9): 2115
- [9] Radhakrishna C H, Rao K P. *Journal of Materials Science*[J], 1997, 32(8): 1977
- [10] Radavich J F. *Superalloy 718: Metallurgy and Applications*[C]. PA: TMS, 1989: 229
- [11] Qi H, Azer M, Ritter A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(10): 2410
- [12] Li Xianghui(李相辉), Zhang Yong(张勇), Cao Lamei(曹腊梅) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(1): 199
- [13] JanakiRam G D, Reddy A V, Rao K P *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 167(1): 73
- [14] Zhang Y N, Cao X, Wanjara P. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2013, 69(9): 2569
- [15] Zhang Yaocheng(张尧成). *Studies on Component Segregation and Strengthening Mechanism of Laser Cladding Inconel718 Alloy Coating*(激光熔覆 Inconel718 合金涂层的成分偏聚与强化机理研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013
- [16] Bian Hongyou(卞宏友), Zhao Xiangpeng(赵翔鹏), Qu Shen(曲伸) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2016, 43(1): 93
- [17] Liu Yantao(刘彦涛), Gong Xinyong(宫新勇), Zhao Xiaohao(赵霄昊) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2015, 40(2): 91
- [18] Zhao Weiwei(赵卫卫), Lin Xin(林鑫), Liu Fencheng(刘奋成) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2009, 36(12): 3220
- [19] Zhang Shaoping(张少平), Sui Shang(隋尚), Ming Xianliang(明宪良) *et al.* *Applied Laser*(应用激光)[J], 2015, 35(3): 277



## Effects of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of GH4169 Superalloy Pulse TIG Welding Joint

Liu Yongjun, Long Tianxin, Guo Chengcheng

(School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

**Abstract:** Four different heat treatment processes were used for the welding joints of GH4169 superalloy, which were prepared by the pulse TIG welding. The microstructures and mechanical properties of the unheated joint and the joints after heat treatments were studied. The results show that after heat treatment processes, the joints tensile strengths at room temperature and 650 °C high temperature are improved, and the joints hardness are significantly increased, but the joints plasticity are significantly decreased. Among them, after 1020 °C solution treatment + two-stage aging, the Laves phases in the joint weld partially dissolve, and the tensile strengths of the joint at room temperature and high temperature are increased to the maximum.

**Key words:** Nickel-based superalloy GH4169; pulse TIG welding; heat treatment process; microstructure and properties

---

Corresponding author: Liu Yongjun, Lecturer, School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, P. R. China, E-mail: swjlyj@swjtu.edu.cn