

焊后热处理对 GH4169 合金闪光焊接接头组织与性能的影响

申佳林^{1,2}, 朱学儒^{1,2}, 魏志坚³, 梁宇^{1,2}, 梁益龙^{1,2}, 江飞龙³, 肖志祥³

(1. 贵州大学, 贵州 贵阳 550025)

(2. 贵州省材料结构与强度重点实验室, 贵州 贵阳 550025)

(3. 贵州安大航空锻造有限责任公司, 贵州 安顺 561005)

摘要:以 GH4169 高温合金闪光焊接件为研究对象, 研究了热处理对焊缝试样的组织与力学性能的影响规律。结果表明, 在焊接热量的作用下强化相 γ'' 、 γ' 发生回溶, 致使焊接区的强度、硬度均明显低于基体。通过固溶处理后基体的强度降低到和焊缝试样一致, 可实现拉伸变形过程中焊接区与基体的均匀变形。对焊缝试样在固溶前和固溶后进行 1.2% 拉伸塑性变形, 经过时效处理(720 °C/8 h (60 °C/h)-620 °C/8 h AC (空冷))后发现, 少量塑性变形对其力学性能几乎没有影响。经固溶时效处理后焊缝试样抗拉伸强度指标与基体材料相比变化不大, 但塑性指标低于基体试样, 这与其热影响区存在粗大晶粒有关。

关键词: GH4169 合金; 闪光焊; 热处理; 预变形; 力学性能

中图分类号: TG156

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)12-3839-09

GH4169 合金是一种以体心四方 $\text{Ni}_3\text{Nb}(\gamma'')$ 和面心立方 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})(\gamma')$ 析出强化的 Ni-Cr-Fe 基时效强化型高温合金。由于其良好的强韧性、耐蚀性及抗疲劳性能, 被广泛应用于制造航空发动机、工业燃气轮机涡轮盘等高温结构部件^[1,2]。并且 GH4169 合金具有较强的抗应变时效开裂性能, 所以其焊接性能较好^[3]。

有关 GH4169 合金的焊接报道较多的是激光和电子束焊接^[2,4,5]。这类熔化焊焊接 GH4169 合金往往会造成熔合区硼、铌的偏析, 形成 Laves 相, 或在焊缝或热影响区形成液化裂纹^[4,6-8]。而 Damodaram 指出采用固态焊接技术能够有效地解决 GH4169 在熔化焊接中所出现的问题^[9]。

闪光焊接是一种利用电流形成电弧闪光加热, 然后进行塑性挤压顶锻的固态焊接技术^[10,11]。目前关于闪光焊接的研究主要集中在钢铁材料的组织性能方面。Xi 在对 RS590CL 闪光焊接的报道中指出焊接面附近晶粒粗大, 并且在闪光高温和较快冷速的作用下, 在焊缝界面区和粗晶区形成了大量的上贝氏体^[11]。Lu 和 Xu 等在对 HSLA 590CL 钢闪光焊接的研究中发现, 粒状贝氏体和针状铁素体在靠近闪光热源的区域析出^[12]。相关报道也指出在靠近焊缝的区域, 由于温度和挤压

形变的作用, 导致沉淀相的析出和长大, 使得焊接区的硬度上升^[13-15]。但利用闪光对焊技术焊接 GH4169 合金, 却发现焊后接头的硬度和强度低于基体^[16]。

闪光焊接主要用于 GH4169 环形件的制造, GH4169 合金环件在通过闪光焊接成环后还需要胀形或校圆变形, 因此焊缝及热影响区均要承受一定量的拉伸变形, 由于焊接接头的性能与基体具有差异, 往往导致环件上变形的不均匀。本研究主要探索热处理过程对焊缝及基体组织性能的影响规律, 并模拟环件胀形条件对焊缝进行变形处理, 通过固溶时效处理后观察焊缝力学性能变化, 并与相同热处理条件下的基体进行对比。研究结果有助于认识 GH4169 闪光焊接组织性能变化规律, 有利于闪光焊接环件制造技术的优化与提升。

1 实验

实验材料为 GH4169 型材, 其截面尺寸约为 40 mm×40 mm。用 BRUKER Q4-130 TASMEN 全谱直读火花光谱仪测得其主要化学成分如表 1 所示。

在 Automation international, inc. F9 型闪光焊接机上进行焊接, 采用预热闪光-闪光-顶锻工艺。拉伸性

收稿日期: 2017-12-20

基金项目: 国家自然科学基金(51461007); 贵州省自然科学基金([2014]2003, [2015]3012)

作者简介: 申佳林, 男, 1992 年生, 硕士生, 贵州大学材料与冶金学院, 贵州 贵阳 550025, E-mail: 943651683@qq.com

表 1 实验用 GH4169 的化学成分

Table 1 Chemical compositions of GH4169 alloy (wt%)

C	Cr	Ni	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Fe
0.036	18.86	54.14	5.68	3.187	1.196	0.547	0.08	Bal.

能测试分别选择焊缝试样与基体进行对比分析，圆棒拉伸试样采用线切割机进行切取，对于焊缝拉伸试样，取样方向垂直于焊缝，并且焊缝位于拉伸试样中间位置。力学性能试样的热处理工艺分两部分。

第 1 部分为研究固溶后的力学性能：

- (1) 焊缝试样 1 (WS-1)：分别在 920、940、960、980 °C 固溶 2 h 后水冷；
- (2) 基体试样 1 (BM-1)：分别在 920、940、960、980 °C 固溶 2 h 后水冷。

第 2 部分为研究固溶时效后的力学性能：

- (1) 焊缝试样 2 (WS-2)：经过 1.2% 变形后分别在 920、940、960、980 °C 固溶 2 h 后水冷，再经过双级时效 (720 °C/8 h (60 °C/h)-620 °C/8 h AC(空冷)) 处理；
- (2) 焊缝试样 3 (WS-3)：分别在 920、940、960、980 °C 固溶 2 h 后水冷，然后经过 1.2% 拉伸变形，再进行双级时效 (720 °C/8 h (60 °C/h)-620 °C/8 h AC) 处理；
- (3) 基体试样 2 (BM-2)：分别在 920、940、960、980 °C 固溶 2 h 后水冷，再经过双级时效 (720 °C/8 h (60 °C/h)-620 °C/8 h AC) 处理。

分别完成热处理后，加工成标准拉伸试样，在 INSTRON8801 型拉伸试验机上进行拉伸试验，断口及微观组织在 SUPRA40-41-90 型扫描电镜下进行观察。

金相试样经打磨抛光后采用 10% 草酸溶液进行电解腐蚀，直流电源电流为 0.04 A，电解时间为 10 s 左右，用 Leica DMI5000M 倒置金相显微镜进行金相显

微组织观察。金相试样在金相拍摄完后，选用 HV-1000 型显微硬度计进行显微硬度的测量。透射电镜试样经离子减薄后，采用 Tecnai G2 F20 S-TWIN 透射电镜观察微观结构形貌。EBSD 试样在 5% HClO₄ 的乙醇溶液中电解抛光，采用安装在蔡司 SUPRA40-41-90 扫描电镜上的 TSL-EBSD 进行数据的采集(每组图片的标定率均在 95% 以上)。限于设备精度及样品表面平整度等因素，只对 1 μm 以上的晶粒进行统计分析。

2 结果与讨论

2.1 闪光焊接试样显微组织与力学性能

图 1 为高温合金 GH4169 闪光焊接接头 EBSD 晶粒取向图。图 1a 为焊缝组织，由细小的等轴再结晶晶粒所构成。图 1b 为未完全再结晶区，细小的再结晶晶粒沿大晶晶晶界分布。图 1c 为粗晶区，主要在焊接热量作用下，晶粒发生粗化，图中晶粒明显粗大，晶界平直，无明显的再结晶特征。图 1d 为热轧态的基体，由均匀的等轴晶粒构成。图 2 为 4 个区域的晶粒尺寸分布统计。图 2a 表明焊缝晶粒尺寸主要集中在 5~12 μm，图 2b 晶粒尺寸分布范围较宽，表现出明显的混晶现象，这与其晶粒形貌图能很好地对应。图 2c 为粗晶区晶粒尺寸分布，尺寸在 30~50 μm 的晶粒占有很大的比重。图 2d 为基体晶粒尺寸，晶粒分布较为均匀，其平均晶粒尺寸比焊缝处大。从晶粒形貌与尺寸分布可判断焊缝在温度与顶锻变形作用下发生了动态再结晶，形成了焊缝细晶区。

从焊缝到基体平均晶粒尺寸分布统计如图 3 所示，GH4169 闪光焊接焊缝细晶区及未完全再结晶区在焊接过程中发生了动态再结晶，晶粒尺寸最小。从焊缝到基体平均晶粒尺寸先增大、后减小，在粗晶区达到一个峰值，然后再到基体趋于平缓。

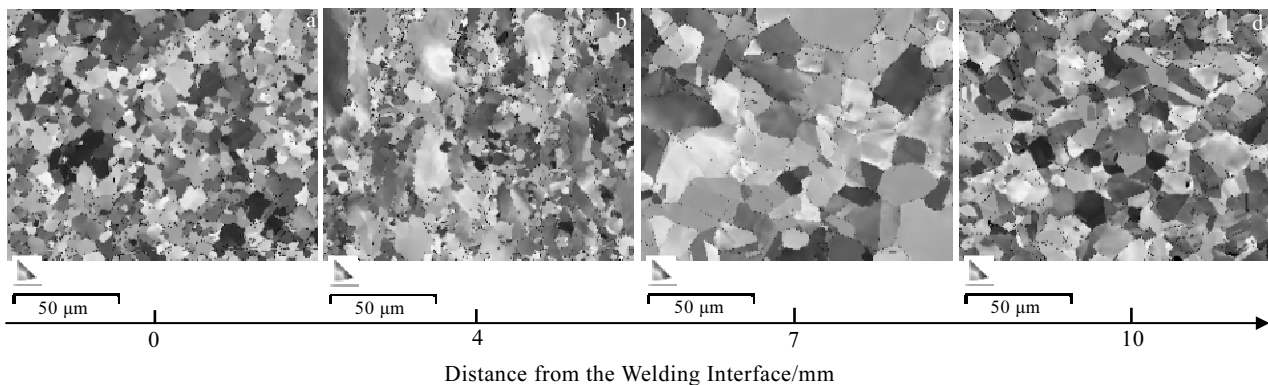


图 1 GH4169 闪光焊接接头的 EBSD 晶粒取向图

Fig.1 EBSD grain orientation maps for welding seam (a), incomplete recrystallization zone (b), coarse grain zone (c), and base metal (d) in the flash butt welded GH4169

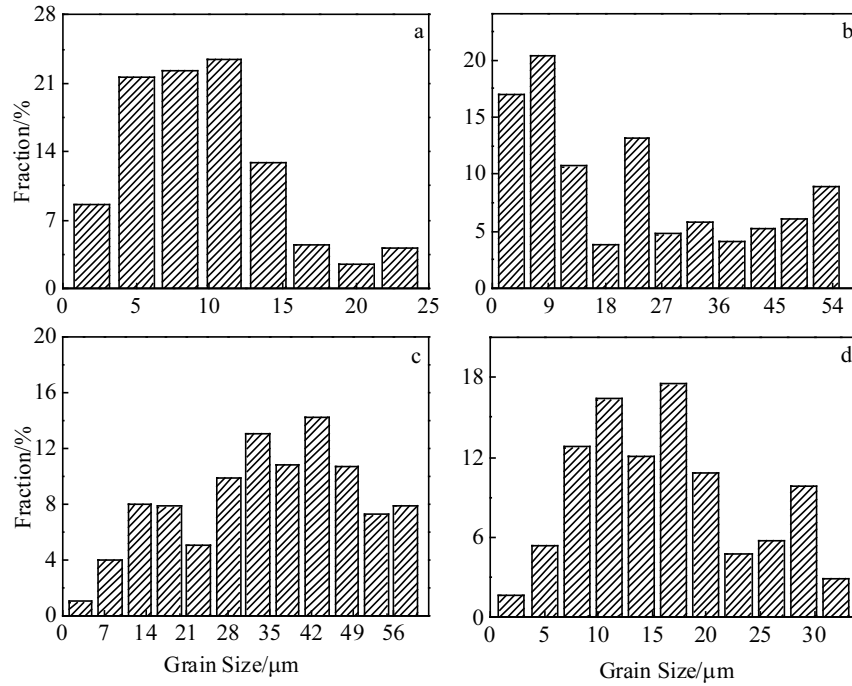


图 2 图 1 中 GH4169 闪光焊接接头的晶粒尺寸分布直方图

Fig.2 Histograms of grain-size distribution for welding seam (a), incomplete recrystallization zone (b), coarse grain zone (c), and base metal (d) in the flash butt welded GH4169 in Fig.1

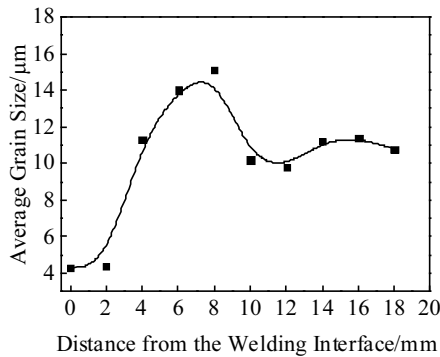


图 3 GH4169 闪光焊接接头的焊接区的平均晶粒尺寸

Fig.3 Average grain size of the weld zone in flash butt welded GH4169

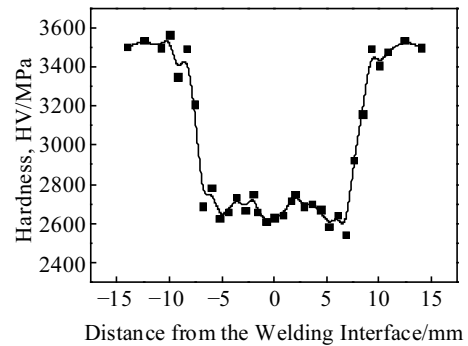


图 4 GH4169 闪光焊接接头的横跨焊接区域显微硬度的变化

Fig.4 Microhardness evolution across the welding interface in flash butt welded GH4169

从焊接区显微硬度分布来看(图 4),从焊接面到基体呈现左右对称的明显低硬度区。GH4169 合金硬度的变化受温度影响明显,合金中主要强化相 γ'' 、 γ' 是影响合金强度、硬度的主要析出相^[17],在闪光热量作用下,基体中的 γ'' 、 γ' 相回溶^[18-20],导致其硬度明显降低。同时,焊接热影响区到基体硬度变化梯度陡峭也能说明闪光焊接高温到低温过渡较快,温度变化梯度剧烈,因此其热影响区宽度较窄,这反应了闪光加热速率与焊接过程较快。

将焊缝试样与基体试样分别进行拉伸性能测试,结果如表 2 所示,焊缝力学性能指标均低于基体。图 5a 为拉伸断口剖面 SEM 图,观察到断口所在区域的晶粒为被拉长的粗大晶粒,断口距焊缝的距离为 7~8 mm,因此判断焊缝试样主要是在焊接热影响区中晶粒粗大的区域发生断裂。焊缝试样拉伸断口 SEM 图像如图 5b 所示,发现断口上有明显的沿晶界分布的二次裂纹,焊缝试样拉伸过程中裂纹的萌生和扩展与粗大晶粒之间的变形不协调有关系^[21]。

表 2 GH4169 闪光焊接接头的焊缝试样与基体试样的力学性能

Table 2 Mechanical properties of the tensile samples extracted from the flash butt welded GH4169 bar and the BM (base metal)

State	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	A/%	Z/%
Base metal	1065	905	39.02	62.26
Welding seam	771	397	36.24	58.71

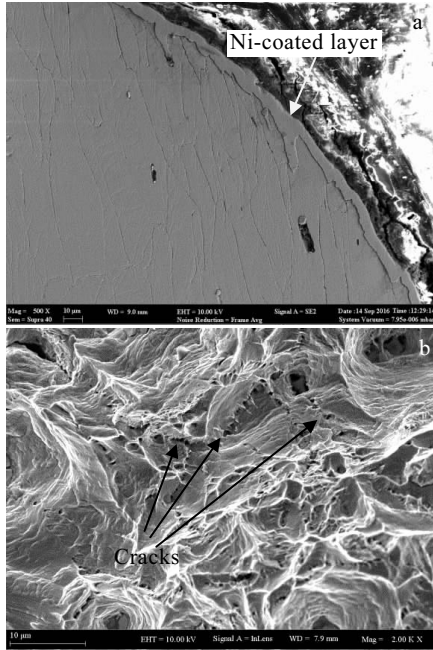


图 5 GH4169 闪光焊接接头的焊缝试样拉伸断口剖面及断口 SEM 图

Fig.5 SEM images of flash butt welded GH4169: (a) grain morphology of fractured region on the tensile samples and (b) fracture surface of the tensile samples

2.2 固溶处理对力学性能的影响

图 6 分别为 960 °C/2 h 固溶处理和未固溶处理的基体、焊缝试样的应力应变曲线。基体材料在经 960

°C 固溶后力学性能明显降低，而焊缝试样在经 960 °C 固溶前后的力学性能变化较小。在超过 900 °C，高温合金 GH4169 中强化相 γ'' 、 γ' 溶解到 γ 基体中^[22]，使材料强度降低。对于焊缝试样，由于焊接接头经历闪光阶段的高温，焊接区内的强化相回溶，之后再行固溶处理则对焊接区强化相的影响并不显著，致使固溶前、后焊缝试样的强度及塑性无明显变化。图 7a 为基体试样 TEM 形貌，其中可明显观察到细小的 γ'' 、 γ' 析出相以及形状规则的 δ 相。图 7b 为基体试样经 960 °C 固溶后 TEM 形貌， γ'' 及 γ' 析出相数量明显下降。

进一步探究基体和焊缝试样力学性能随固溶温度的变化规律，结果如图 8 所示。随固溶温度的增加，基体的强度指标快速下降，而焊缝试样的强度指标变化平缓。以屈服强度为例，920 °C 保温 2 h 后，基体的屈服强度由原来的 905 MPa 快速下降到 529.4 MPa，当固溶温度超过 960 °C 后，其屈服强度与焊缝试样相近(387 MPa)。

在塑性指标中，基体试样 920 °C/2 h 固溶后断面收缩率 (RA) 降低，这与强化相 γ'' 及 γ' 回溶有关。相

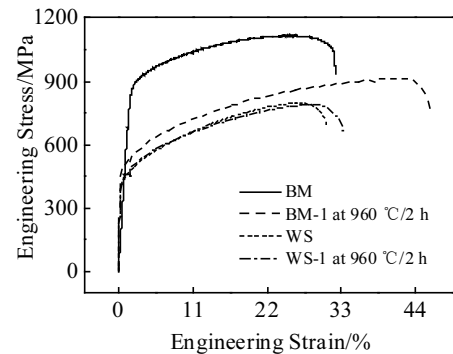


图 6 GH4169 闪光焊接接头的焊缝试样与基体试样的拉伸应力应变曲线

Fig.6 Typical stress-strain curves of the tensile samples of different states extracted from the flash butt welded GH4169 bar and the BM

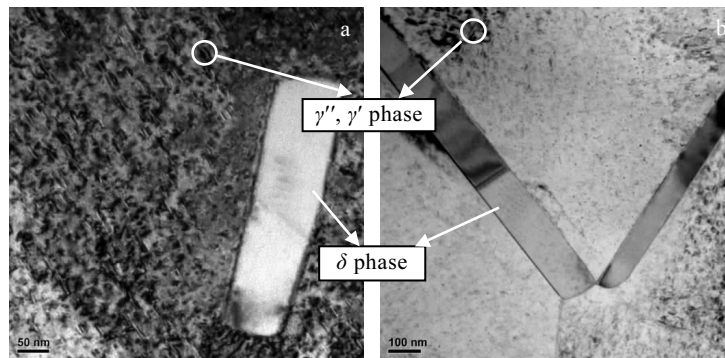


图 7 GH4169 合金固溶处理前后 TEM 形貌

Fig.7 TEM microstructures of GH4169 alloy: (a) base metal before solid solution and (b) base metal after solid solution at 960 °C/2 h

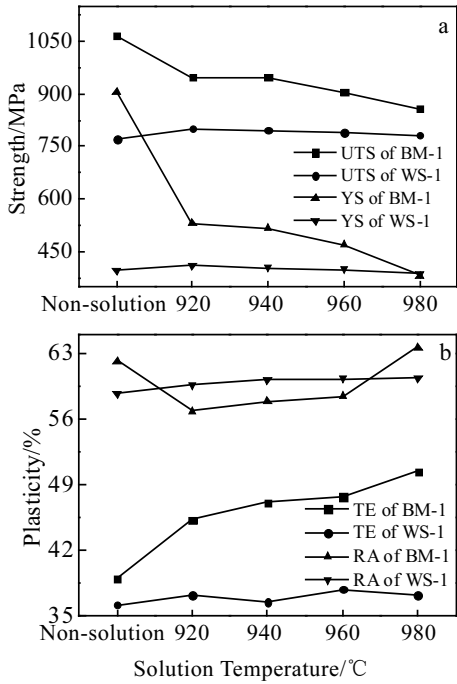


图 8 GH4169 基体和焊缝试样固溶处理后的力学性能

Fig.8 Mechanical properties of base metal and weldments of GH4169 alloy after solid solution treatment: (a) ultimate tensile strength (UTS), yield strength (YS) and (b) total elongation (TE), reduction of area (RA)

关研究中指出, GH4169 合金 δ 相的数量与形貌对塑韧性具有明显影响^[23], δ 相的存在会降低裂纹扩展阻力^[24]。GH4169 合金中 δ 相的峰值析出温度在 940 °C 附近, 随固溶温度的持续上升 δ 相开始回溶^[25]。因此基体随固溶温度的增加, δ 相含量降低, 其断面收缩率 (RA) 呈上升趋势。虽然随固溶温度的升高晶粒开始长大, 但 δ 相对合金的塑性指标影响更显著^[23]。图 9 为基体在 920 °C 固溶 2 h (图 9a) 与 980 °C 固溶 2 h (图 9b) 的 SEM 组织, 其中 920 °C 固溶试样晶界上 δ 相分

布明显, 而 980 °C 固溶试样晶粒明显粗化, δ 相数量则明显下降。基体试样伸长率 (TE) 随固溶温度的增加连续上升则与屈服强度的连续下降具有一定的相关性。

980 °C/2 h 固溶前、后 GH4169 合金焊缝试样的显微组织如图 10 所示。固溶后焊缝细晶区、粗晶区和基体的晶粒尺寸均有明显的长大, 如图 10a、10e 为焊缝细晶区固溶前、后的晶粒形貌, 图 10d、10h 为基体固溶前、后的晶粒形貌。其中粗晶区在固溶后依然保持最大的晶粒, 如图 10c 为固溶前粗晶区形貌, 图 10g 为固溶后晶粒形貌。而在原未完全再结晶区则形成了均匀分布的等轴晶粒, 如图 10b 为原距离焊缝 4 mm 的未完全再结晶区, 在完成 980 °C 固溶后, 距离焊缝 4 mm 区域变成了均匀的等轴晶粒(图 10f)。

由于焊缝的形成与动态再结晶过程有关联, 而未完全再结晶区晶粒形貌的变化也和再结晶过程相关。图 11 为焊接完成后焊缝(图 11a)、未完全再结晶区(图 11b)和粗晶区(图 11c)的 EBSD 晶界取向差图。图中黑线表示晶界, 红线表示孪晶界, 绿线表示小角度晶界 ($\theta < 150^\circ$)。从图中可观察到在未完全再结晶区小角度晶界的密度明显高于其他区域。焊接过程中, 焊缝形成区的温度与变形条件能够满足端面上的动态再结晶, 形成焊缝。而离开焊缝一定距离, 温度有所降低, 其变形抗力提高, 变形促进了这个区域位错密度的增加^[11], 高位错密度区在温度的作用下发生运动, 相同符号的刃位错垂直于晶界沿着易滑移面的方向重新排列成小角度晶界^[26], 因此该区域具有较高密度的小角度晶界, 一部分促进了该区域细小再结晶晶粒的形成, 使得该区域呈现明显的混晶, 另一部分小角度晶界则保留下来。在随后的固溶处理过程中, 该区域发生了静态再结晶, 形成等轴状晶粒。而粗晶区经历了较高的温度, 晶界发生迁移, 晶粒粗化, 并且形成了明显的退火孪晶。

2.3 变形条件对力学性能的影响

对固溶时效后基体与焊缝试样的力学性能进行了

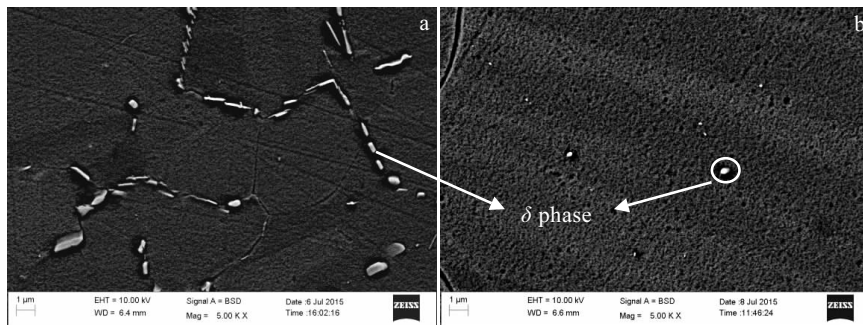


图 9 GH4169 合金基体固溶处理后的 SEM 组织

Fig.9 SEM microstructures of base metal of GH4169 alloy after solid solution at 920 °C/2 h (a) and 980 °C/2 h (b)

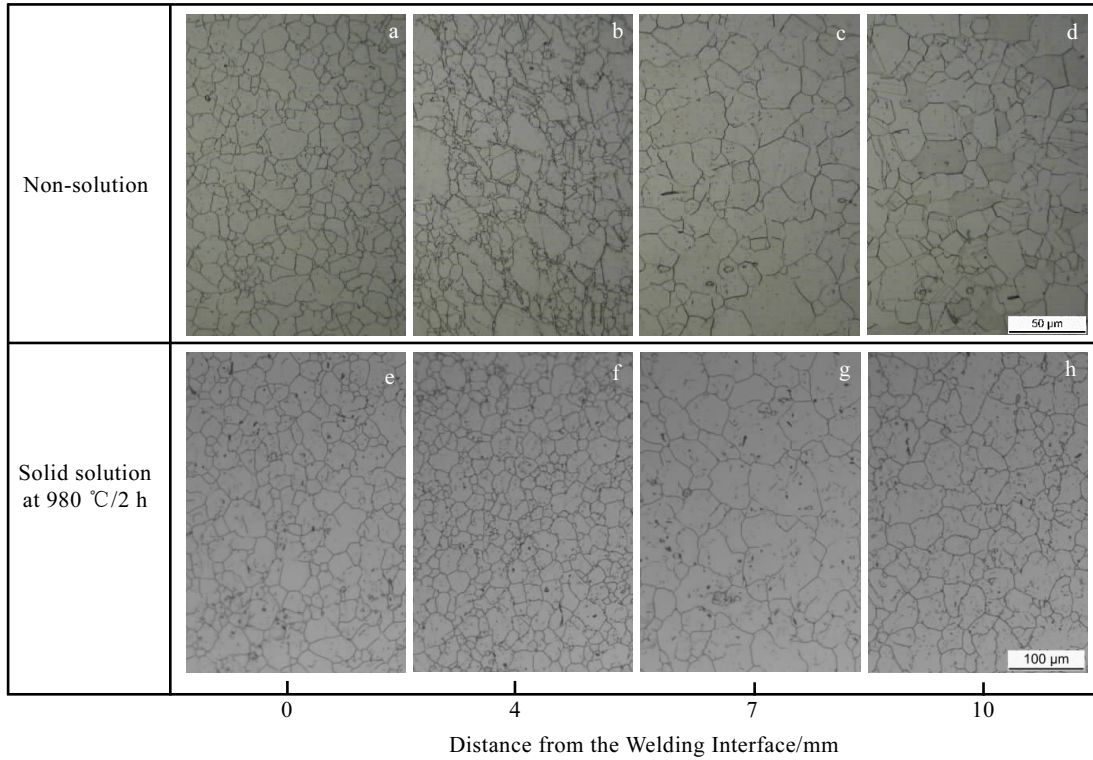


图 10 GH4169 闪光焊接接头焊缝试样固溶处理前后的晶粒形貌

Fig.10 Optical micrographs for welding seam (a, e), incomplete recrystallization zone (b, f), coarse grain zone (c, g), and base metal (d, h) in the flash butt welded GH4169 before (a~d) and after (e~h) solid solution at 980 °C/2 h

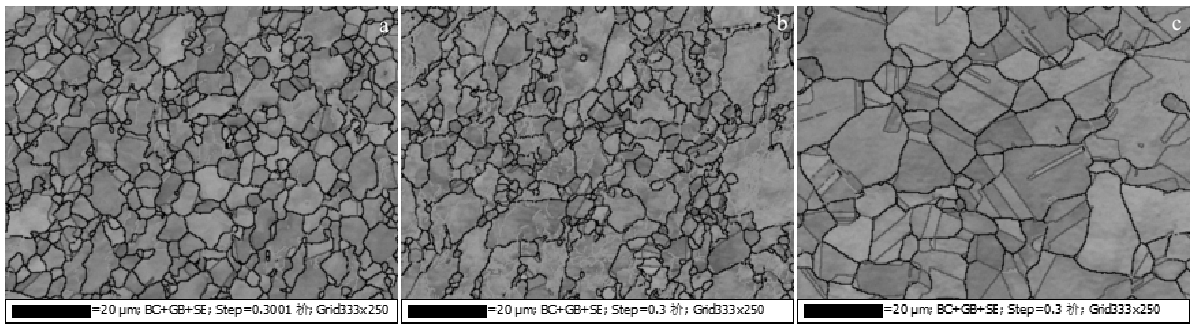


图 11 GH4169 闪光焊接接头的 EBSD 晶界取向差图

Fig.11 EBSD boundary misorientation maps for welding seam (a), incomplete recrystallization zone (b), and coarse grain zone (c) in the flash butt welded GH4169

对比研究，其中焊缝试样采用模拟闪光焊接环件胀形过程，分别在固溶前及固溶后进行了 1.2%的预变形，预变形拉伸曲线如图 12 中点画线所示。

图 12 中 2 条虚线为 960 °C/2 h 固溶前(WS-2)、固溶后(WS-3)进行 1.2%预变形，再进行时效处理的焊缝试样拉伸应力-应变曲线，基体在 960 °C/2 h 固溶时效样(BM-2)的应力-应变曲线作为对比，如图中粗实线所示。图 13 为不同固溶温度下的 3 组拉伸试样 (WS-2、

WS-3、BM-2)强度及塑性指标柱状图，由图 13a 的实验结果比较发现，固溶温度相同时，3 组试样的强度差异较小，且随固溶温度上升变化不明显。由图 13b 比较发现，固溶温度相同时，焊缝试样 WS-2 和 WS-3 的伸长率相近，只有基体伸长率的 50%~60%，且随固溶温度的升高伸长率 (TE) 变化较小，而 3 组试样的断面收缩率 (RA) 随固溶温度的上升而增加。

由于时效是在 720 °C 以下进行，主要是强化相 γ''

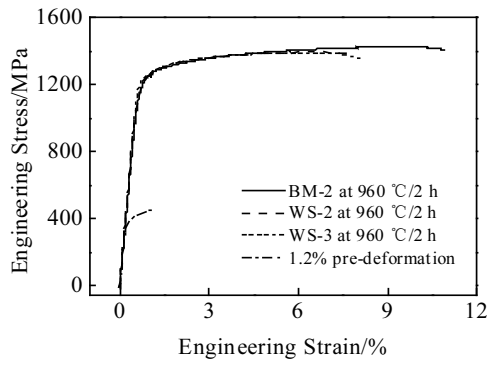


图 12 GH4169 闪光焊接接头焊缝与基体的拉伸应力-应变曲线
 Fig.12 Typical stress-strain curves of the tensile samples of different states extracted from the flash butt welded GH4169 bar and the BM

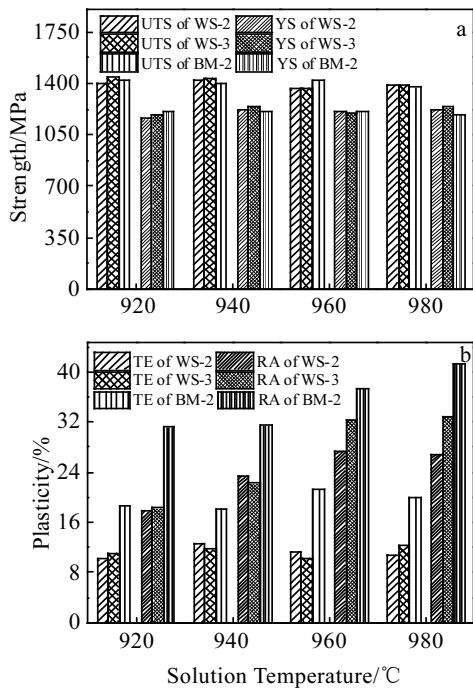


图 13 GH4169 基体和焊缝试样固溶时效后的力学性能
 Fig.13 Mechanical properties of base metal and weldments of GH4169 after solution-aging treatment: (a) ultimate tensile strength, yeild strength and (b) total elongation, reduction of area

析出过程，对晶粒尺寸、 δ 相数量形貌无显著影响。因此经过时效后，试样中 δ 相的数量、尺寸依然对断面收缩率有显著的影响^[23,24]，即随着固溶温度的增加， δ 相回溶，在完成时效后，其断面收缩率均呈上升趋势。

图 14 为 960 °C 固溶 2 h 的 WS-3 焊缝拉伸试样与 960 °C 固溶 2 h 的 BM-2 基体拉伸试样断口 SEM 形貌，

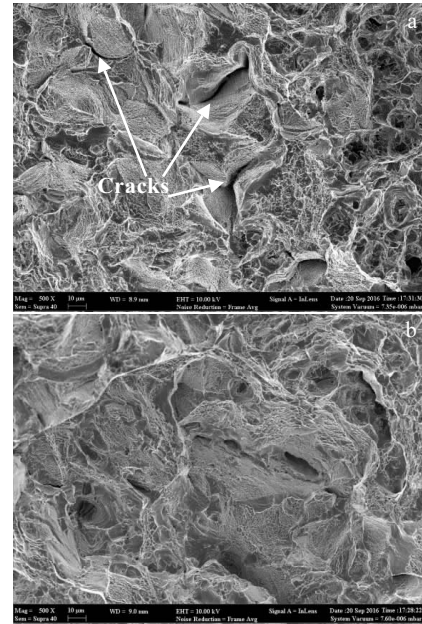


图 14 960 °C 固溶 2 h 的 WS-3 焊缝拉伸试样与 960 °C 固溶 2 h 的 BM-2 基体拉伸试样的拉伸断口

Fig.14 SEM images on the fracture surface of the tensile samples: (a) WS-3 solid solution treated at 960 °C/2 h and (b) BM-2 solid solution treated at 960 °C/2 h

两断口均呈现准解离断裂特征，撕裂面与韧窝不规则的呈现在断口上，但图 14a 可明显观察到二次裂纹的存在，固溶处理后焊接粗晶区依然存在，粗大的晶粒降低了拉伸过程中的变形协调能力，在拉伸过程中容易在晶界处形成应力集中，产生孔洞，进而形成裂纹^[21]，因此焊缝试样与基体相比塑性下降明显。

焊接高温导致了焊接区的强化相回溶，焊接件的拉伸性能下降，但随后的固溶处理并未继续影响焊缝强化相的状态，所以固溶处理后焊缝试样拉伸性能变化不明显。而基体在经过固溶处理后，由于强化相的回溶，其强度指标降低明显。因此将焊接件进行固溶处理后，可促进焊接区和基体上的均匀应变，防止在焊接区出现集中变形的情况。将固溶处理后、再进行变形的焊缝试样与常规的先变形、再进行固溶处理的焊缝试样，均采用双级时效处理后，进行拉伸测试，对比实验表明其力学性能几乎没有变化，而与完成固溶时效的基体试样比较发现，塑性指标出现了明显的下降，这主要是因为焊接热影响区存在粗大晶粒，在拉伸变形过程中由于粗大晶粒之间变形协调性较差，导致晶界上应力集中，形成孔洞并连接形成裂纹。变形的顺序不会对焊接件的力学性能造成显著影响，因此对于闪光焊接环件可通过先固溶处理、再进行矫形

的方法来替代传统的矫形后再固溶时效的方法,防止焊接区域的集中变形。

3 结 论

1) GH4169 闪光焊接热影响区主要存在焊缝细晶区、未完全再结晶区与晶粒粗大区 3 个典型区域。焊缝细晶区主要为焊接过程中动态再结晶所形成的细小等轴晶。焊缝细晶区附近为再结晶不完全的未完全再结晶区,随后为受温度影响晶粒发生长大的粗晶区。经过固溶处理后,热影响区晶粒尺寸均有所增加,但未完全再结晶区由原混晶形貌变为等轴晶,主要是由于固溶加热使混晶区发生了静态再结晶。

2) GH4169 合金经闪光焊接后,试样屈服强度从原材料的 905 MPa 下降为 387 MPa,主要是因为强化相 γ'' 、 γ' 的回溶。将基体与焊缝试样进行固溶处理后发现,随固溶温度从 920 °C 上升到 980 °C,焊缝试样的力学性能变化不大,而基体屈服强度指标则逐渐降低到与焊缝试样一致。因此焊接件在经过固溶处理后再进行校圆、胀形,焊接区与基体上的变形能力趋于一致。

3) 对焊缝试样在固溶前、后进行 1.2% 的预变形处理,经过双级时效后发现其拉伸性能变化较小。焊缝试样与基体试样在经过固溶时效后,强度差距很小,但焊缝试样塑性指标只有基体试样的 50%~60%,其主要原因在于焊接热影响区中存在晶粒尺寸粗大区域,导致在应力作用下局部出现应力集中。因此对闪光焊接件先进行固溶处理再进行校圆可保证焊接区与基体的均匀变形,同时满足力学性能要求。

参考文献 References

- [1] You X G, Tan Y, Shi S *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 689: 257
- [2] Chen Y, Zhang K, Huang J *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 90: 586
- [3] Damodaram R, Raman S G S, Rao K P. *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 560: 781
- [4] Cao X, Rivaux B, Jahazi M *et al.* *Journal of Materials Science* [J], 2009, 44(17): 4557
- [5] Huang C A, Wang T H, Lee C H *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 398(1-2): 275
- [6] Chen W, Chaturvedi M C, Richards N L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(4): 931
- [7] Manikandan S G K, Sivakumar D, Rao K P *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(2): 358
- [8] Hong J K, Park J H, Park N K *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 201(1-3): 515
- [9] Damodaram R, Raman S G S, Rao K P. *Materials & Design*[J], 2014, 53: 954
- [10] Kim D C, So W J, Kang M J. *Archives of Materials Science & Engineering*[J], 2009, 38(2): 112
- [11] Xi C Y, Sun D Q, Xuan Z Z *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 96: 506
- [12] Lu P, Xu Z X, Shu Y *et al.* *The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*[J], 2017, 69(2): 135
- [13] Çetinkaya C, Arabaci U. *Materials & Design*[J], 2006, 27(10): 1187
- [14] Ichiyama Y, Saito T. *Welding International*[J], 2004, 18(6): 436
- [15] Zhao X H, Fan Y J, Liu Y *et al.* *Engineering Failure Analysis* [J], 2015, 55: 26
- [16] Yu Linfeng(余凌峰), Liang Yu(梁宇), Zhou Lei(周磊). *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2014, 39(4): 88
- [17] Mukhtarov S K, Valitov V A, Dudova N R. *Rev Adv Mater Sci*[J], 2010, 25: 219
- [18] Cao J, Wang Y F, Song X G *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 590: 1
- [19] Agilan M, Krishna S C, Manwatkar S K *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2012, 710: 603
- [20] Saleem B, Dong H. *Materials Today Proceedings*[J], 2015, 2: S383
- [21] Hong J K, Park J H, Park N K *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 201(1-3): 515
- [22] Zhao Xinbao(赵新宝), Gu Yuefeng(谷月峰), Lu Jintao(鲁金涛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(3): 768
- [23] Wei Xianpin(魏先平), Zheng Wenjie(郑文杰), Song Zhigang(宋志刚) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2012, 33(8): 53
- [24] Hong J K, Park J H, Park N K *et al.* *Solid State Phenomena*[J], 2006, 118: 71
- [25] Editorial Board of China Superalloys Handbook(中国高温合金手册编委会). *China Superalloys Handbook(中国高温合金手册上卷)*[M]. Beijing: Standards Press of China, 2012: 689
- [26] Ma T J, Chen X, Li W Y *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 89: 85

Influence of Post-Weld Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of GH4169 Alloy Flash Butt Welded Joint

Shen Jialin^{1,2}, Zhu Xueru^{1,2}, Wei Zhijian³, Liang Yu^{1,2}, Liang Yilong^{1,2}, Jiang Feilong³, Xiao Zhixiang³

(1. Guizhou University, Guiyang 550025, China)

(2. The Key Laboratory for Mechanical Behavior and Microstructure of Materials, Guiyang 550025, China)

(3. Guizhou Anda Aviation Forging Co. Ltd, Anshun 561005, China)

Abstract: The influence of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of flash butt welded GH4169 alloy were investigated. Experimental results indicate that the redissolution happens to the strengthening phase γ'' and γ' under the welding heat, so that the strength and microhardness of the welding zone are lower than those of the base metal (BM). After solid solution treatment, the strength of the BM reduces to the same as that of the weldments, and the uniform deformation between the welding zone and the BM can be realized during tensile deformation. The 1.2% tensile plastic deformation was carried out before or after solid solution on the weldments, after completing aging heat treatment (720 °C/8 h (60 °C/h)-620 °C/8 h AC (air cooling)), the tensile results show that a small amount of plastic deformation has little effect on its mechanical properties. After solution-aging treatment, the tensile strength of the pre-deformation weldments is similar to that of the BM, but the plastic index is lower, which is related to the coarse grains in the welding zone.

Keywords: GH4169 alloy; flash butt welding; heat treatment; pre-deformation; mechanical property

Corresponding author: Liang Yu, Ph. D., Professor, School of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, P. R. China, E-mail: xq.liangyu@126.com