

一种高难熔元素镍基高温合金的焊丝成分 优化及接头力学性能

储清泉^{1,2}, 刘士伟³, 王诗洋¹, 孙元¹, 侯星宇¹, 赵志鹏⁴

(1. 中国科学院金属研究所, 师昌绪先进材料创新中心, 沈阳, 110016; 2. 中国科学技术大学, 材料科学与工程学院, 沈阳, 110016; 3. 空装驻辽阳地区军事代表室, 沈阳, 110016; 4. 沈阳工业大学, 材料科学与工程学院, 沈阳, 110870)

摘要: K465 镍基高温合金因出色的高温性能在多个领域得到了广泛应用, 但由于其难熔元素含量高, 焊接性存在问题, 为了解决这一问题, 针对 K465 合金设计了 3 种不同成分的焊丝, 主要通过调整 γ' 形成元素 Al, Ti 和固溶强化元素 Co 的含量. 结果表明, 调整焊丝成分能影响 K465 合金的焊接性, 特别是通过降低 Al, Ti 的含量可以减少低熔点共晶相的析出, 而增加 Co 的含量能提高合金的热稳定性并降低裂纹敏感性. 在 3 种焊丝中, 高 Co, 低 Al + Ti 焊丝的焊接性最佳, 焊接后的接头质量高, 室温下抗拉强度为 822 MPa 达到母材性能的 84%, 并且接头的断后伸长率接近于母材.

创新点: 提出并验证调整焊丝中 Al, Ti 和 Co 含量可协同提升 K465 合金的焊接性及焊接质量, 开发出一种新型焊丝材料.

关键词: K465 合金; 焊接性; 焊丝成分; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 442 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20230928001

Composition optimization of welding wire and mechanical properties of joints of nickel-based superalloy containing high refractory elements

CHU Qingquan^{1,2}, LIU Shiwei³, WANG Shiyang¹, SUN Yuan¹, HOU Xingyu¹, ZHAO Zhipeng⁴

(1. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, 110016, China; 2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang, 110016, China; 3. Military Representative Office in Liaoyang, Shenyang, 110016, China; 4. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang, 110870, China)

Abstract: K465 nickel-based superalloy has been widely used in many fields due to its excellent high temperature performance. However, due to its high content of refractory elements, weldability is problematic. In order to solve this problem, three kinds of welding wires with different compositions were designed for K465 alloy, mainly by adjusting the contents of γ' -forming elements Al, Ti and solution strengthening element Co. The results show that adjusting the composition of the welding wire can effectively affect the weldability of K465 alloy. In particular, the precipitation of low melting point eutectic phases can be reduced by lowering the content of Al and Ti, while increasing the content of Co improves the thermal stability of the alloy and reduces the susceptibility to cracking. Among the three kinds of welding wires, the one with high Co and low Al + Ti showed the high weldability. The welded joints were of high quality, with a tensile strength of 822 MPa at room temperature, which is 84% of the performance of the base metal, and the elongation of the joints was close to that of the base metal.

Highlights: Taking nickel-based superalloy K465 with high refractory elements as the research object, it is proposed and verified that adjusting the content of Al, Ti and Co in the welding wire can synergistically improve the weldability and welding quality of

收稿日期: 2023-09-28

基金项目: 国家科技重大专项项目 (J2019-VI-0018-0133); 国家自然科学基金项目 (52201054); 辽宁省自然科学基金面上项目 (2023-MS-020); 辽宁省自然科学基金博士启动项目 (2023-BS-019).

K465 alloy, an innovative new type of welding wire material has been developed.

Key words: K465 superalloy; weldability; welding wire composition; microstructure; mechanical properties

0 序言

K465 是一种沉淀强化型镍基铸造高温合金,因其出色的高温强度、抗热腐蚀性以及组织稳定性,在航空航天领域的发动机涡轮叶片和导向叶片上得到了广泛的应用^[1-3]。K465 中难熔元素含量较高且叶片结构复杂,铸造过程中产生热裂纹等缺陷的倾向性较大,成品率低,并且高温合金服役条件十分恶劣,容易产生裂纹、凹坑等缺陷^[4-5]。高温合金叶片造价昂贵,直接报废将造成大量浪费^[6],因此需要先进的连接技术修复损伤与失效的高温合金叶片,延长其服役寿命,降低周期寿命成本,具有十分重要的意义。

针对 K465 高温合金的焊接修复研究仍然处于初级阶段,主要采用的方法有钎焊、钨极氩弧焊 (tungsten inert gas, TIG)、高能电子束焊、激光焊等。Han 等人^[7]使用电子束焊对 K465 高温合金进行焊接修复,发现 K465 合金焊接性受凝固裂纹和液化裂纹影响,随着热输入的增加,凝固裂纹的敏感性增加而液化裂纹的敏感性降低;Li 等人^[8]对 K465 高温合金进行激光修复,结果表明,在 K465 修复过程中,晶界处的大尺寸 γ' 相的液化,导致了液化裂纹的形成,晶界处的 M_5B_3 硼化物在修复过程中部分溶解,降低了 γ - γ' 共晶初熔温度造成晶界液化。相较于其他焊接方法,TIG 焊操作简便、经济性高、修复效果好,多用于高温合金表面缺陷

修复^[9-11]。

使用熔化焊修复 K465 合金主要面临的问题就是焊接过程中,晶界处析出的低熔点相或者元素偏聚而造成焊接裂纹,从而导致 K465 合金焊接性较差^[12-15]。合金元素对高温合金焊接性的影响至关重要,Al, Ti 等沉淀强化元素通过影响沉淀强化相 γ' 的析出行为影响合金的焊接性^[16-19],Co, Cr 等固溶强化元素可以缩小合金凝固温度区间减小元素偏析水平,降低裂纹敏感性^[20-22]。基于此,针对 K465 高温合金焊接性较差的问题,研究熔焊所用焊丝中沉淀强化元素 Al, Ti 与固溶强化元素 Co 对接头焊接质量的影响,分析合金元素对高温合金焊接性的作用机制,为进一步开发 K465 高温合金用新型焊丝材料提供参考和依据。

1 试验方法

待焊 K465 母材化学成分见表 1,将母合金锭放入 VIM-25/50F 真空感应炉中熔炼,浇注成 7 mm 厚板材,使用线切割方法将铸坯切割成 165 mm × 60 mm × 6 mm 的板材,经真空封管,固溶处理后加工成 30 mm × 25 mm × 2.5 mm 焊板。

考虑到焊丝成分的影响,调整 Al, Ti, Co 这 3 种元素的含量设计出 3 种焊丝,分别记为 HS-1, HS-2, HS-3,其成分见表 2,焊丝均为自主研制,主要制备方法是重新冶炼母合金,使用线切割方法从母合金锭上切取直径 1.5 mm 的焊丝。

表 1 K465 合金的化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of K465 base metal alloy

Cr	Al	Ti	Co	W	Nb	Ni
8.5~9.5	5.1~6.0	2.0~2.9	9~10.5	9.5~11	0.8~1.2	余量

对待焊板材进行钨极氩弧焊,采用单边 60° 的 V 形坡口,不留钝边,选用 30~50 A 的焊接电流,10V 的电弧电压,热源移动速度为 0.5 mm/s,并使用 99.9999%Ar 对熔池进行保护,焊后对样品进行 870 °C/24 h(炉冷)热处理。利用 X 射线检测技术、扫描电镜 (scanning electron microscope, SEM)、透射电镜 (transmission electron microscope, TEM) 和

能谱仪对接头的组织状态及裂纹特征进行分析,使用 Thermo-calc 软件对焊缝凝固过程进行模拟,利用电子探针 (electron probe microanalyzer, EPMA) 分析元素偏析行为,采用电子背散射衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 对接头残余应力分布进行分析,并对各接头进行显微硬度与拉伸性能测试。

表 2 设计焊丝成分 (质量分数, %)
Table 2 Chemical compositions of welding wires

焊丝	C	Cr	W	Mo	Nb	Al + Ti	Co	B	Ni
HS-1	0.1	9 ~ 15	5 ~ 10	1 ~ 3	0.8 ~ 1.2	8	10	<0.01	余量
HS-2	0.1	9 ~ 15	5 ~ 10	1 ~ 3	0.8 ~ 1.2	4	5	<0.01	余量
HS-3	0.1	9 ~ 15	5 ~ 10	1 ~ 3	0.8 ~ 1.2	1	20	<0.01	余量

2 试验结果分析

2.1 焊丝成分对接头组织和焊接性影响分析

3 种焊丝所得接头宏观形貌及 X 射线检测如图 1 所示, 可以发现, HS-1 焊丝成分与母材相近, 所得接头成形较好, 焊缝处发现明显的宏观裂纹; HS-2 焊丝中 Al 和 Ti 适中, 而 Co 含量较低, 焊后接头出现少量宏观裂纹; HS-3 焊丝中 Al, Ti 含量较低, 而 Co 含量较高, 使用该焊丝所得接头成形良好, 未发现宏观裂纹。

进一步对 3 种接头的微观组织形貌进行观察, HS-1 焊丝所得接头微观组织如图 2 所示, 接头焊缝处发现明显的宏观裂纹, 显微组织中存在联生结

晶及竞争生长模式, 对焊缝区裂纹进一步观察, 发现焊缝区内析出了大量第二相, 析出相主要分布在枝晶间和晶界处, 析出相大多呈骨架状, 且裂纹容易在析出相附近萌生。使用 TEM 对析出相的微观结构进行分析, 发现析出相具有复杂面心立方晶体结构, 且与 MC 碳化物的晶体结构一致。焊缝区域主要以柱状树枝晶为主, 枝晶间存在着大量的 MC 碳化物及 γ - γ' 共晶, 因此, 焊缝的凝固顺序为 $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC \rightarrow MC + \gamma + \gamma' + (\gamma - \gamma')$ 。

HS-2 焊丝焊后接头微观组织如图 3 所示, 接头焊缝区同样出现了明显的焊接裂纹, 但相较于 HS-1 焊丝情况, 焊缝抗裂性有所提升。接头焊缝区为典型的柱状枝晶组织, 可以观察到晶界及亚晶界的存在。接头焊缝区析出相尺寸细小, 呈白色颗粒

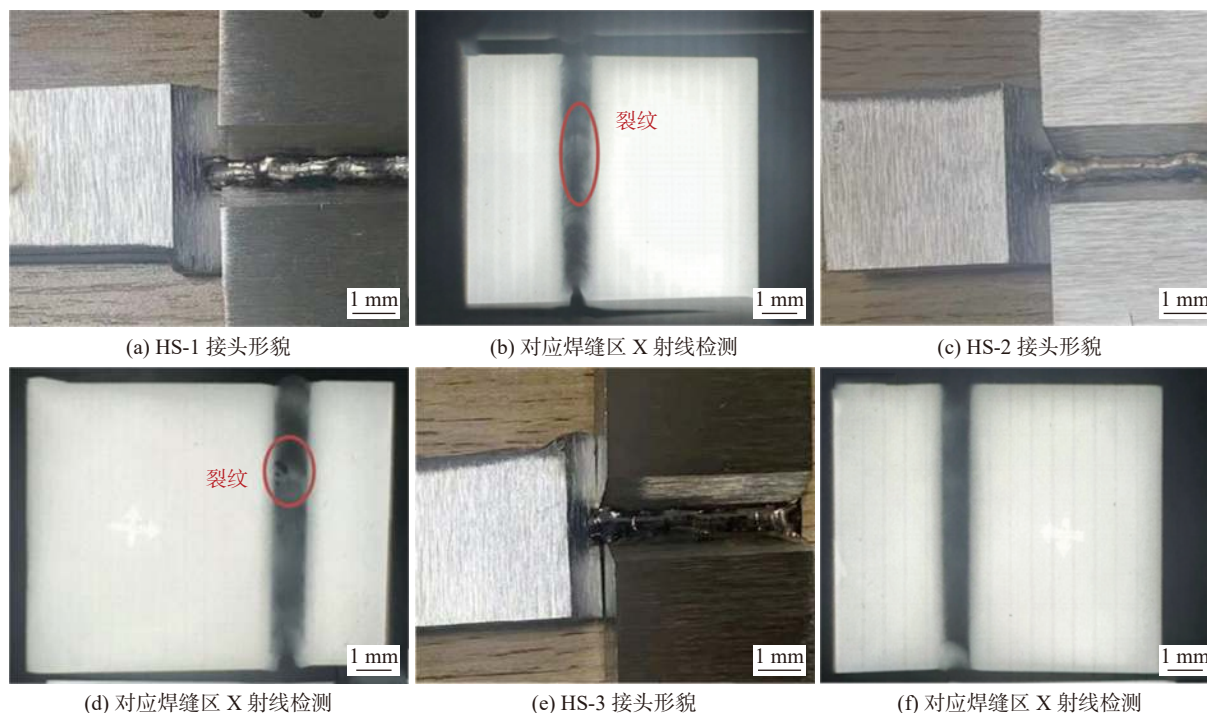


图 1 3 种焊丝 K465 合金接头宏观形貌

Fig. 1 Macrostructures of K465 alloy welded by three kinds of welding wires. (a) overall morphology of the joint obtained by HS-1 welding wire; (b) X-ray detection film of the welding zone of the joint of K465 alloy welded by HS-1 welding wire; (c) overall morphology of the joint obtained by HS-2 welding wire; (d) X-ray detection film of the welding zone of the joint of K465 alloy welded by HS-2 welding wire; (e) overall morphology of the joint obtained by HS-3 welding wire; (f) X-ray detection film of the welding zone of the joint of K465 alloy welded by HS-3 welding wire

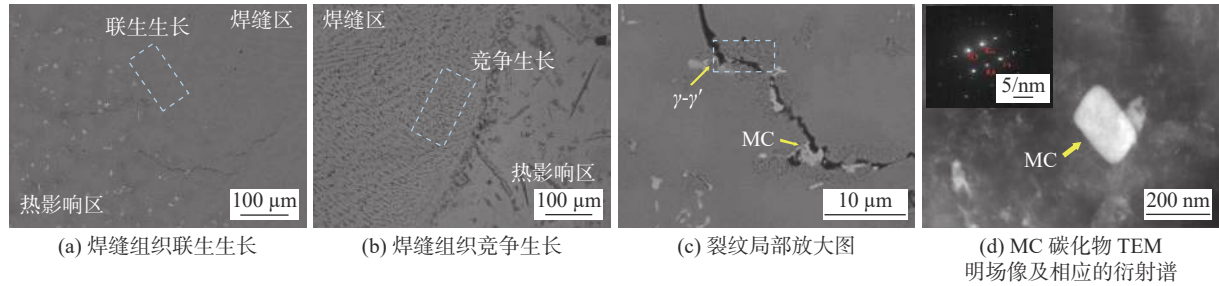


图 2 K465/HS-1 接头微观组织

Fig. 2 Microstructures of joint of K465 alloy welded by HS-1 welding wire. (a) epitaxial growth of welding microstructure; (b) competitive growth of welding microstructure; (c) local amplification diagram of cracks; (d) TEM bright field image of MC carbide and corresponding diffraction spectrum

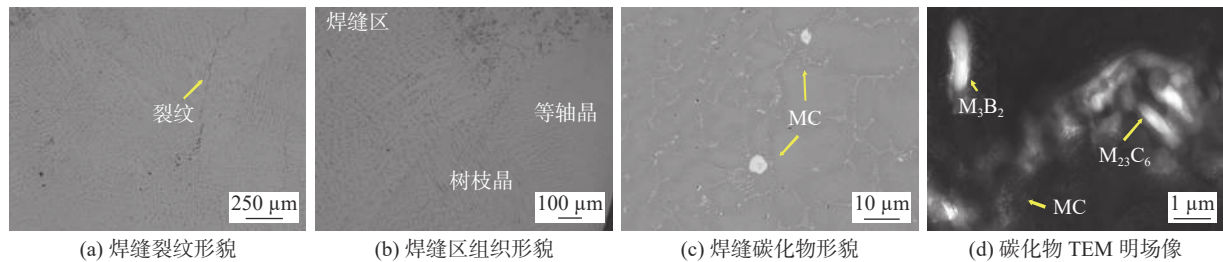


图 3 K465/HS-2 接头微观组织

Fig. 3 Microstructures of joint of K465 alloy welded by HS-2 welding wire. (a) welding cracks morphology; (b) microstructure of fusion zone; (c) microstructure of carbides; (d) TEM bright field image of carbides

状, 分布于枝晶间区域, 使用 TEM 对其进行分析, 发现析出相主要有 MC、 $M_{23}C_6$ 碳化物及 M_3B_2 硼化物, 因此该焊缝的凝固顺序为 $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC \rightarrow MC + \gamma + M_{23}C_6 + M_3B_2 + \gamma'$ 。

HS-3 焊丝焊后接头微观组织如图 4 所示, 焊接后的焊缝区没有产生凝固裂纹, 热影响区产生少量液化裂纹, 焊缝区出现了数量较多的枝晶亚结构, 亚结构的形成是由于焊缝区凝固时枝晶间和枝

晶干的元素偏析造成的。Cr、Ti 等偏析系数小于 1 的合金元素向枝晶间区域偏聚, 当偏聚在枝晶间的元素超过固溶度后析出第二相, 在焊缝枝晶间区域形成颗粒状的碳化物, 如图 4(d) 所示。碳化物主要沿枝晶间分布, 经过 TEM/EDS 分析是富 Ti 的 MC 型碳化物及富 Cr 的 M_6C 、 $M_{23}C_6$ 型碳化物, 因此该焊缝的凝固顺序为 $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC \rightarrow MC + \gamma + M_{23}C_6 + M_6C + \gamma'$ 。

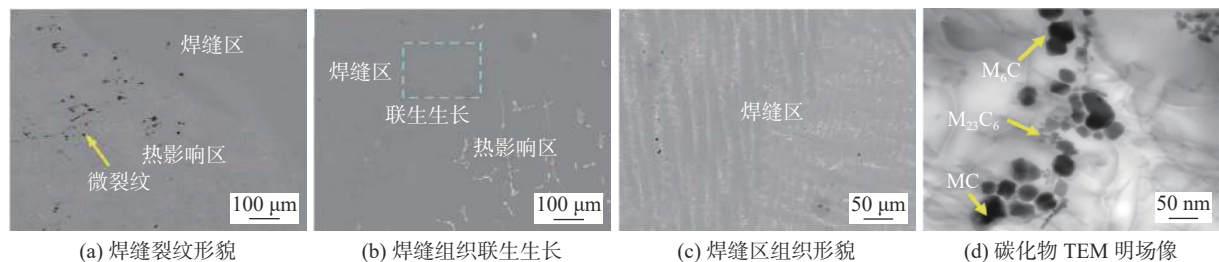


图 4 K465/HS-3 接头微观组织

Fig. 4 Microstructures of joint of K465 alloy welded by HS-3 welding wire. (a) welding cracks morphology; (b) epitaxial growth of welding microstructure; (c) microstructure of fusion zone; (d) TEM bright field image of carbides

使用 Thermo-calc 软件对 3 种焊丝成分的合金平衡凝固相图进行计算, 结果如图 5 所示, 图 5(a) 为 HS-1 计算结果, 该合金在平衡凝固过程中涉及到的相种类主要有 γ 基体、 γ' 析出相、MC 碳化物。在平衡凝固过程中, 首先形成基体 γ 相, 然后发生 $L \rightarrow \gamma + MC$ 共晶反应, 这与实际观察到的大量

骨架状碳化物共晶相对应; 图 5(b) 为 HS-2 计算结果, 该合金在平衡凝固过程中涉及到的相种类主要有 γ 基体、 γ' 析出相、MC 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物以及 M_3B_2 型硼化物。在平衡凝固过程中, 首先形成基体 γ 相, 然后发生 $L \rightarrow \gamma + MC$ 共晶反应, 焊缝冷却至室温时部分 MC 碳化物会发生分解而形成

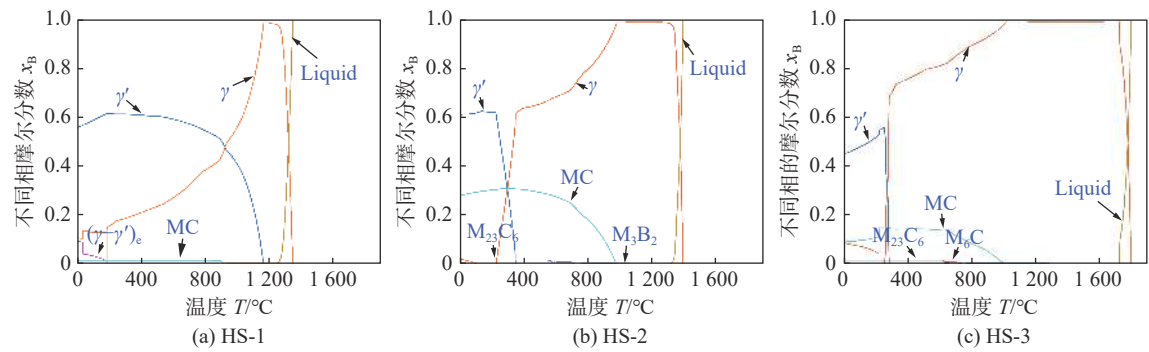


图 5 基于 3 种焊丝成分的焊缝凝固 Thermo-calc 模拟

Fig. 5 Thermo-calc simulations of weld solidification based on three kinds of welding wire composition. (a) HS-1; (b) HS-2; (c) HS-3

$M_{23}C_6$ 碳化物,这与实际观察到的大量骨架状的碳化物相一致;图 5(c)为 HS-3 计算结果,该合金在平衡凝固过程中涉及到的相种类主要有 γ 基体、 γ' 析出相、MC、 $M_{23}C_6$ 型和 M_6C 型碳化物,因此在平衡凝固过程中,首先形成基体 γ 相,然后发生 $L \rightarrow \gamma + MC$ 共晶反应,随后在高温下形成的 MC 碳化物在快速冷却的条件下发生了 $\gamma + MC \rightarrow M_6C$ 转变.焊缝冷却至室温时碳化物会发生分解而形成 $M_{23}C_6$ 碳化物,这与实际观察到的细小的碳化物相符.

利用 EPMA 对接头焊缝枝晶间和枝晶干的元素含量进行定量分析,结果见表 3, HS-1 焊丝焊缝中, Co, Ni 元素的偏析系数 K 接近 1,表明这些元素在焊接凝固过程中的偏析较小,而 Cr, Mo, Al, Nb, Ti 等合金元素的偏析系数小于 1,则认为这些元素在焊接凝固过程中容易聚集在枝晶间; C 元素是强枝晶间偏析元素,在焊缝凝固开始阶段,其在枝晶间液相区域偏析,形成 MC 型碳化物; HS-2 焊丝焊缝中 Co, W 的偏析系数大于 1,说明这些元素

偏析在枝晶干区域, Cr, Mo, Ti, Al 倾向于偏析在枝晶间,而且偏析程度较小, Nb 元素偏析程度较大, Ni 元素的在凝固过程中基本未发生偏析; HS-3 焊丝焊缝中, Ti 元素偏析在枝晶间, Cr 元素偏析在枝晶干, Co, Mo, Al, Ni, W 基本不偏析,对比 3 种焊丝的元素偏析系数可以发现, HS-3 焊丝焊缝区域偏析程度更小,枝晶干和枝晶间的元素分布较为均匀, HS-2 焊丝焊缝偏析最为严重, HS-1 焊丝焊缝次之.

对 3 种焊丝接头元素面分布进行分析,结果如图 6 ~ 图 8 所示, HS-1 接头元素分布均匀,接头界面不存在过渡区,焊丝与合金具有良好的相容性,主要是因为 HS-1 焊丝的成分与母材相同,其晶体结构及化学组成没有差异,在接头未形成过渡区; HS-2 接头也无明显过渡区,元素分布较为均匀,考虑到 HS-2 焊丝与母材成分差异不大,所以接头并未形成过渡区,因此 K465 合金与 HS-2 焊丝具有较好的相容性; HS-3 接头存在明显过渡区,因为接头

表 3 3 种焊丝焊缝中枝晶干/枝晶间的元素含量及偏析系数 (质量分数, %)

Table 3 Element content and segregation coefficient of dendrite and interdendritic in the fusion zone of K465 alloy welded by three kinds of welding wires

焊丝		Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ti	Al	W
HS-1	枝晶干	7.81	10.93	60.7	0.46	1.48	1.45	5.66	11.13
	枝晶间	8.76	10.44	61.49	0.77	1.76	2.16	6.35	8.51
	K	0.89	1	1	0.59	0.84	0.67	0.89	1.31
HS-2	枝晶干	8.17	7.84	66.38	0.77	1.98	0.67	5.91	7.97
	枝晶间	9.81	6.90	67.15	1.83	2.77	0.93	6.61	4.59
	K	0.83	1.14	1	0.42	0.72	0.72	0.89	1.74
HS-3	枝晶干	2.46	45.46	27.70	0.82	3.33	0.12	4.10	10.64
	枝晶间	2.23	46.74	26.55	1.04	3.47	0.14	4.14	10.01
	K	1.1	0.97	1.04	0.79	0.96	0.82	1	1.06

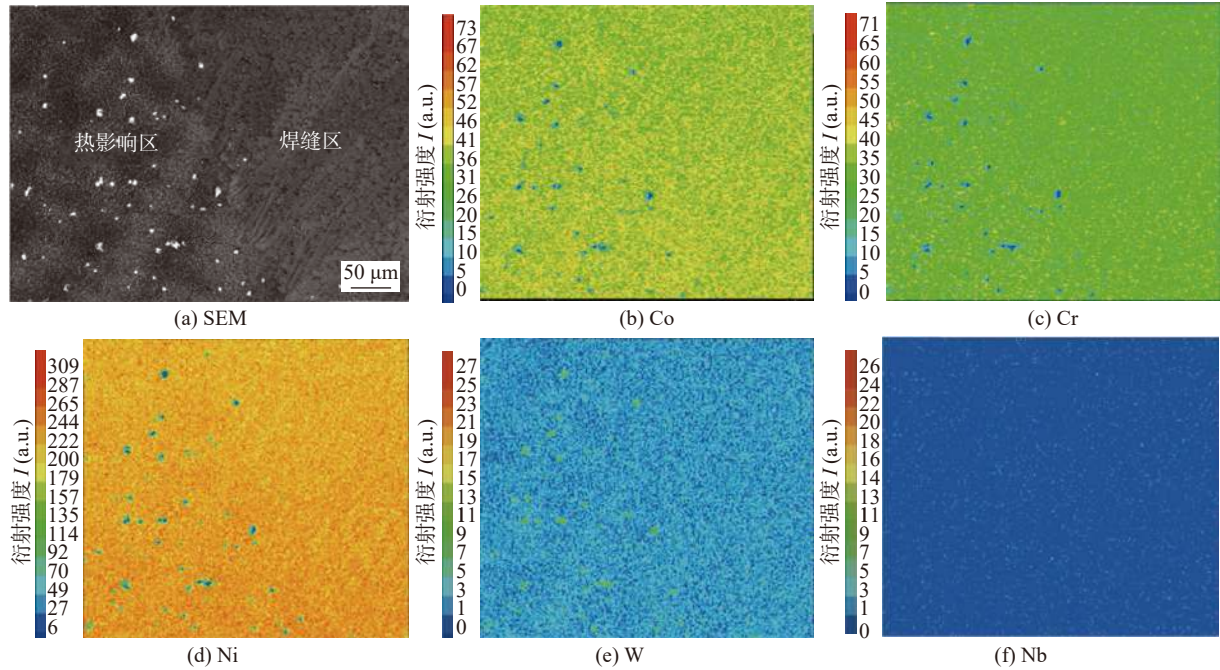


图 6 K465/HS-1 接头焊缝区界面的 EPMA 结果

Fig. 6 EPMA results of the interface of the welding zone of K465 alloy welded by HS-1 welding wire. (a) SEM; (b) Co; (c) Cr; (d) Ni; (e) W; (f) Nb

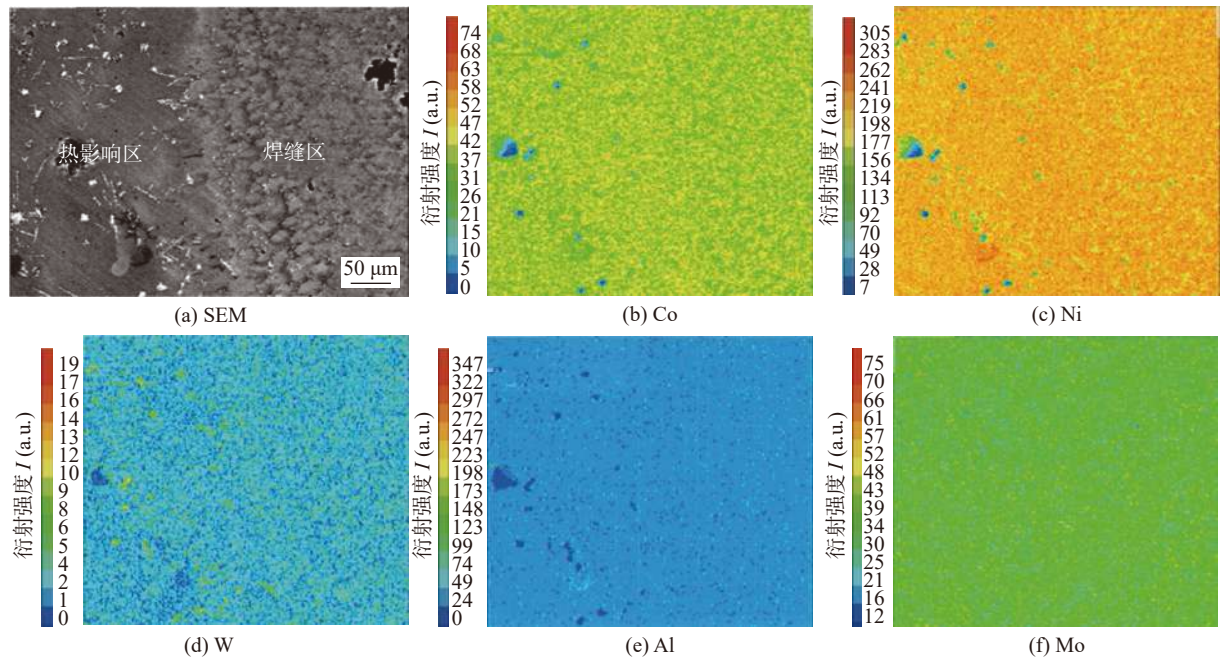


图 7 K465/HS-2 接头焊缝区界面的 EPMA 结果

Fig. 7 EPMA results of the interface of the welding zone of K465 alloy welded by HS-2 welding wire. (a) SEM; (b) Co; (c) Ni; (d) W; (e) Al; (f) Mo

界面的元素差异而产生的,由图可知过渡区的元素处于焊丝和母材元素含量的中间值,母材及焊丝在焊接电弧的加热过程中发生熔化,熔化后的母材和焊丝在熔池内混合,这几种元素之间存在的差值引起了元素的扩散,由于焊接接头的冷速较快,导致元素的扩散不完全,因而在界面过渡区域的元素含量位于中间值,过渡区的宽度与合金凝固的温度范

围有关。

采用 EBSD 对 3 种焊丝所得接头界面的晶粒分布及几何必须位错密度进行分析,其结果如图 9 所示,其中图 9(a)~图 9(c) 分别对应 HS-1, HS-2, HS-3 接头焊缝区界面 IPF(inverse pole figure),图 9(d)~图 9(f) 分别对应 HS-1, HS-2, HS-3 接头焊缝区界面 KAM(kernel average misorientation),从图

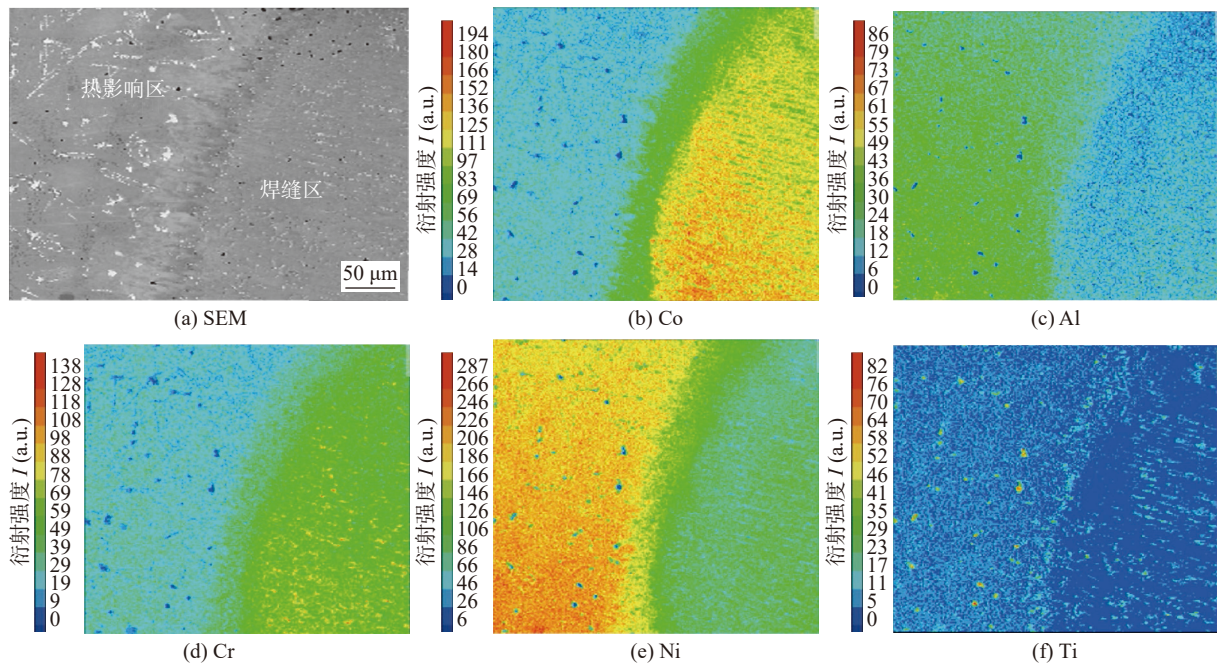


图 8 K465/HS-3 接头焊缝区界面的 EPMA 结果

Fig. 8 EPMA results of the interface of the welding zone of K465 alloy welded by HS-3 welding wire. (a) SEM; (b) Co; (c) Al; (d) Cr; (e) Ni; (f) Ti

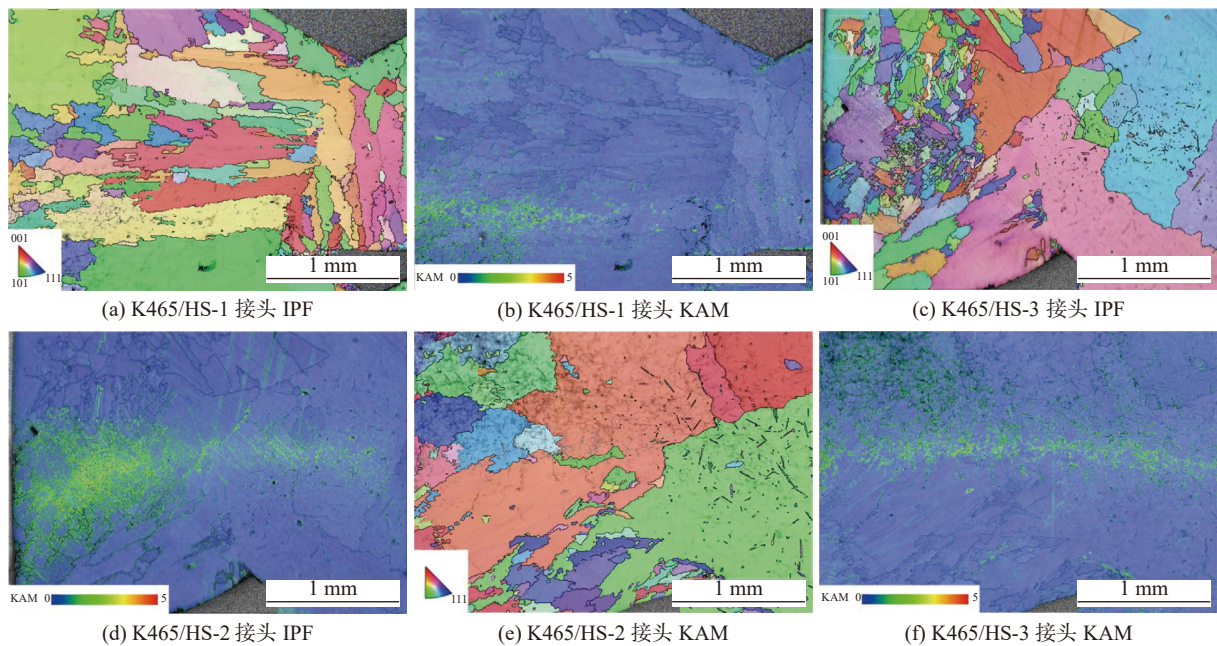


图 9 3 种焊丝成分接头焊缝区界面 EBSD 结果

Fig. 9 EBSD results of the interface of the welding zone of the joints with three kinds of welding wires. (a) IPF map of the interface of the welding zone of K465 alloy welded by HS-1 welding wire; (b) KAM map of the interface of the welding zone of K465 alloy welded by HS-1 welding wire; (c) IPF map of the interface of the welding zone of K465 alloy welded by HS-2 welding wire; (d) KAM map of the interface of the welding zone of K465 alloy welded by HS-2 welding wire; (e) IPF map of the interface of the welding zone of K465 alloy welded by HS-3 welding wire; (f) KAM map of the interface of the welding zone of K465 alloy welded by HS-3 welding wire

中可以发现, 在 K465 母材合金处主要以大尺寸晶粒为主, 在焊缝处主要是小尺寸晶粒, 还存在树枝晶。通过观察 3 种接头 KAM 发现, 靠近母材的焊缝区几何必须位错密度明显高于母材区, 表明该位

置存在较大的残余应力, 这主要是由于在焊缝金属凝固的开始阶段, 靠近合金母材的焊缝区域先凝固, 焊缝中心的金属在凝固时产生收缩应力, 使焊缝边界的金属发生变形。焊缝中心在冷却时相较其

它位置温度较高,应力可以得到释放,传递到边界的应力无法使母材合金变形,因而应力残留在靠近母材的焊缝区域,同时该位置也是裂纹萌生的高发区域,这与实际观察到的结果相一致.对比3种接头 EBSD 测试结果,HS-2 接头焊缝中心细晶最多,残余应力集中最明显,裂纹敏感性最高而焊接性最差;HS-1 次之,而 HS-3 接头焊缝区应力分布较为均匀,焊接性最优.

2.2 合金元素在接头开裂时的作用机制

分析焊丝成分对焊接裂纹敏感性的影响,须明确在焊接过程中各类元素在焊缝凝固过程中的偏析行为,前一小节已经列出各焊丝所得接头焊缝中各类元素在枝晶干和枝晶间的分配系数,如图 10 所示.在 HS-2 中 Nb 元素具有更低的偏析系数,该元素更倾向于偏析于枝晶间,提高了析出相的体积分数,焊缝金属在凝固最后阶段容易形成两类共晶产物,一类是 γ/MC ,另一类是 $(\gamma-\gamma')_e$,其中 $(\gamma-\gamma')_e$ 形成温度低,易在晶间形成低熔点液膜,增加了合金裂纹敏感性.

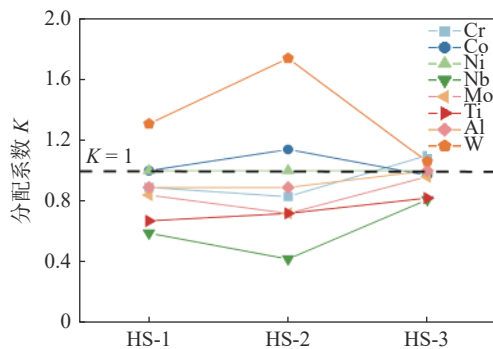


图 10 3 种焊丝接头焊缝区元素分配系数

Fig. 10 Distribution coefficients K of fusion zone of the joints with three kinds of welding wires

分析上述结果,HS-1 中 Al, Ti 含量最高,二者在凝固过程中偏析于枝晶间,凝固路径为 $L \rightarrow \gamma + (\gamma-\gamma')_e$,共晶相为 $(\gamma-\gamma')_e$,其形成温度较低,因此合金凝固温度区间较大,进而具有较大裂纹敏感性;HS-2 焊丝中降低了 Al, Ti 含量,因此焊接裂纹敏感性有所下降;HS-3 焊丝焊接性优异的原因主要与以下 3 方面原因有关:首先,该焊丝中的 Al, Ti 含量最低,在焊接凝固阶段发生 $\gamma-\gamma'$ 共晶反应的几率下降,降低了凝固裂纹形成的倾向性,并且 Al 和 Ti 含量低可减少焊缝区的沉淀强化相的含量,降低焊缝区的本征强度,提高了焊缝区的塑性,有利于抑制裂纹扩展;其次,HS-3 焊丝中 Nb 含量较低,而 Nb 极易偏析于枝晶间形成 MC 碳化物,因此采

用 HS-3 焊丝发生 $L \rightarrow \gamma + \text{MC}$ 反应的量低于 HS-1 和 HS-2,有利于抑制焊缝在降温过程中枝晶间液膜被拉断;最后,HS-3 焊丝中含 Co 含量最高,添加 Co 可以降低焊缝区裂纹敏感性,具体原因为 (1) Co 可以提高合金的高温硬度和韧性,从而使得焊接过程中材料的变形和应力减少,影响焊接裂纹的形成; (2) Co 从化学上和热力学上的角度来看,它与其他元素合金化的能力更强,因此在镍基高温合金中添加 Co 可以提高合金的熔点和固溶度,从而提高了焊接接头的强度和抗裂性; (3) Co 可以稳定固溶体的结构,减少与阻止析出碳化物,从而提高 K465 合金焊接的抗裂性.

2.3 合金接头力学性能与断裂机制

分别测试 3 种焊丝所得接头焊态与热处理态的显微硬度以及室温与 900 °C 的抗拉强度,并对接头失效断口进行分析,研究接头的断裂方式,明确焊丝成分对接头力学性能的影响.

3 种焊丝焊接接头焊态及焊后热处理态显微硬度分布如图 11 所示,可以发现,接头的显微硬度在经过焊后热处理后,接头各区域的显微硬度均呈现上升的趋势. HS-1 焊丝所得接头各区域的显微硬度值变化不大,不同热处理状态的焊接接头区域的显微硬度也未出现较大不同; HS-2 焊丝所得接头母材区域到合金焊缝中心位置呈现上升的显微硬度值变化趋向; HS-3 焊丝所得接头母材区域到焊缝中心硬度值持续下降. 由图可知,硬度最小的是使用 HS-3 焊丝而且是焊接态的接头,其硬度为 301 HV, 硬度最大的是使用 HS-2 焊丝并且经过热处理的焊缝区域,其硬度为 561 HV. 分析其原因可知, Al, Ti 含量通过影响接头焊缝强化相的数量而影响其硬度, HS-1 焊丝接头各区域的显微硬度变化不大的主要原因是焊丝成分与母材成分接近,因此其硬度变化受焊接热循环影响较小,而焊后热处理促进强化相析出,硬度便有所提高. 而 HS-2 焊丝接头硬度高于其他焊丝的主要原因是元素偏析情况, HS-2 焊丝所得接头元素偏析严重,晶间存在更多碳化物等析出相,析出相的存在提高了焊缝区的硬度,另外,接头热影响区的冷速较慢,元素偏析程度下降,碳化物含量降低而呈现硬度值下降的趋势. HS-3 焊丝的焊缝区域,由于母材 K465 合金的熔化添加作用,使得焊缝区域的 Al, Ti 的含量相对提高,在热处理后其硬度较热影响区提高更为明显.

表 4 为不同焊丝所得接头以及 K465 母材在室

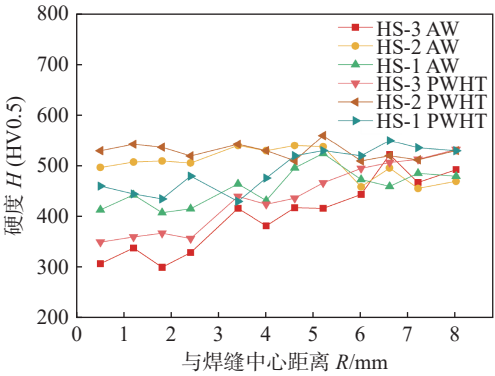


图 11 不同焊丝焊态及焊后热处理态接头显微硬度分布

Fig. 11 Microhardness distribution of joints with different welding wires in as-welded and post-weld heat treatment state

温与 900 ℃ 下拉伸测试结果, HS-2 焊丝在焊接时无法避免宏观裂纹的出现, 在拉伸试样的加工过程中平行段的焊缝区域出现明显的开裂, 所以 HS-2 拉伸性能数据不存在. 从表中可以看出, 焊接接头抗拉强度随着温度的上升, 呈现下降的趋势, HS-3 焊接接头延伸率随着温度的升高有上升的趋势.

表 4 母材及不同焊丝所得接头的拉伸性能

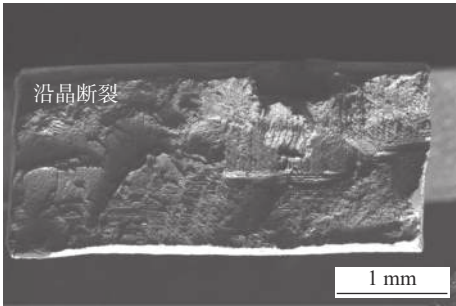
Table 4 Tensile properties of K465 alloy and K465 alloy welded by HS-1 and HS-3 welding wires at room temperature and 900 ℃

材料	断裂位置	温度 <i>T</i> /℃	抗拉强度 <i>R_m</i> /MPa	断后伸长率 <i>A</i> (%)
K465母材	—	室温	974.5	5.3%
K465母材	—	900 ℃	826	6.6%
HS-1接头	焊缝区	室温	563	4.5%
HS-1接头	焊缝区	900 ℃	363	2.2%
HS-3接头	热影响区	室温	822	5%
HS-3接头	热影响区	900 ℃	448	8.5%

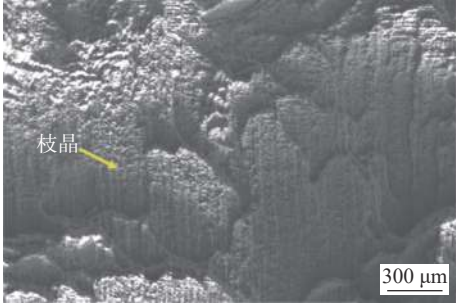
HS-3 焊丝所得接头的力学性能相对于 K465 母材来说比较优异, 室温下焊接接头的抗拉强度达到母材的 84% 并且接头塑性较好, 断后伸长率接近母材. 对比不同成分的焊接接头可以看出, HS-3 接头的力学性能最好, 室温抗拉强度达到 822 MPa, 高温抗拉强度达到 448 MPa.

不同焊丝的拉伸断裂位置也存在区别, HS-2 焊丝焊接接头断口 SEM, 如图 12 所示, 断口呈明显的沿晶断裂特征, 微观组织进一步验证了其沿枝晶断裂的特点, 综上可以得出, HS-2 焊丝焊接接头元素偏析严重, 造成枝晶间低熔点析出相的含量升高, 从而在焊缝冷却过程中晶间形成较多低熔点液

膜, 而液膜的表面张力低于焊缝冷却过程中产生的热应力, 致使晶间萌生了大量微裂纹, 而在拉伸测试过程中, 微裂纹急速扩展造成接头迅速断裂, 从而形成断口形貌.



(a) 宏观形貌



(b) 微观形貌

图 12 K465/HS-2 接头拉伸断口形貌

Fig. 12 Tensile fracture morphology of K465 alloy welded by HS-2 welding wire. (a) macrostructure; (b) microstructure

HS-1 焊丝焊接接头中, 室温及高温拉伸断裂位置出现在焊缝区, HS-3 焊丝接头中, 室温及高温拉伸断裂位置出现在热影响区, 如图 13 和 14 所示. 对不同焊丝和温度的拉伸样品的断口进行 SEM 观察, 在室温拉伸的样品中, HS-1 焊丝所得接头的断裂位置在焊缝熔化区, 断口形貌如图 13(a) 和图 13(b) 所示, 该接头断口呈现沿晶断裂的特征, 在柱状树枝晶区域发现大量破碎的 MC 碳化物, 脆硬的 MC 碳化物易于产生应力集中, 导致裂纹沿 MC 碳化物和 γ 基体界面萌生. 图 13(c) 和图 13(d) 为 HS-3 焊丝所得接头的拉伸断口形貌, 该断口也具有沿枝晶开裂的特点, 断口处存在微量的二次裂纹以及碳化物. 断裂的主要原因可能是焊接接头枝晶组织的枝晶间和枝晶干的不均匀应变形成的. 在焊接升温过程中, 由于不同元素的扩散速率不同, 导致枝晶干偏聚高熔点元素, 枝晶间偏聚低熔点元素, 降温过程中枝晶干率先凝固, 其析出相尺寸来不及长大, 而枝晶间析出相则具有一定时间长大, 因此枝晶间的 γ' 尺寸大于枝晶干的尺寸, 这种成分的

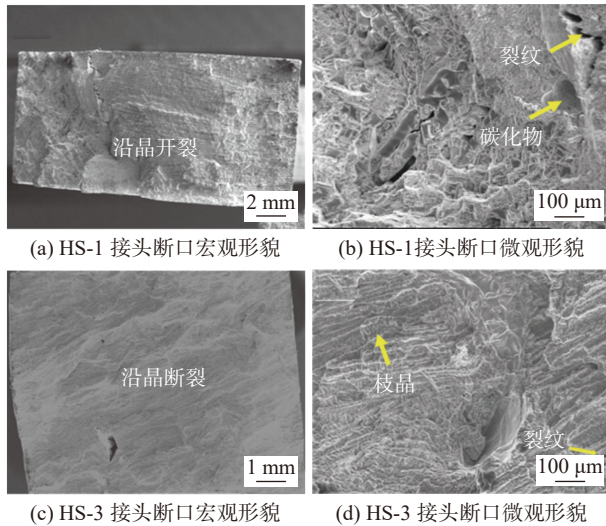


图 13 接头室温拉伸断口形貌

Fig. 13 Tensile fracture morphology of K465 alloy welded by HS-1 and HS-3 welding wires at room temperature. (a) macrostructure of HS-1 joint; (b) microstructure of HS-1 joint; (c) macrostructure of HS-3 joint; (d) microstructure of HS-3 joint

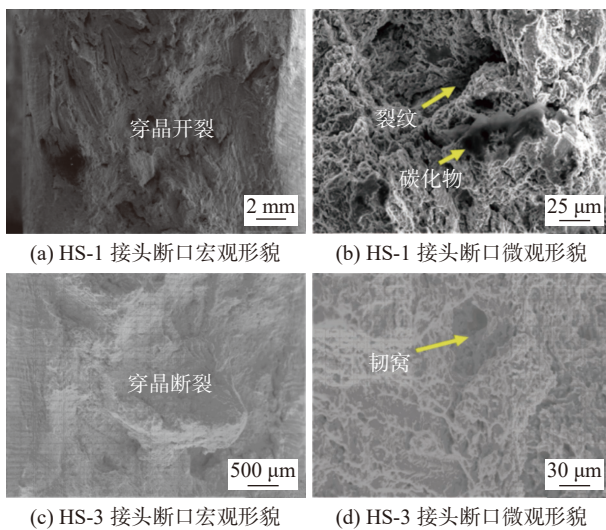


图 14 接头 900 °C 高温拉伸断口形貌

Fig. 14 Tensile fracture morphology of K465 alloy welded by HS-1 and HS-3 welding wires at 900 °C. (a) macrostructure of joint with HS-1 welding wire; (b) microstructure of joint with HS-1 welding wire; (c) macrostructure of joint with HS-3 welding wire; (d) microstructure of joint with HS-3 welding wire

不同造成了枝晶间和枝晶干的临界分切应力不同, 拉伸变形时致使晶间产生应力集中而萌生裂纹。

900 °C 条件下的拉伸样品中, HS-1 焊丝所得接头的断裂位置在焊缝区, 断口形貌如图 14(a) 和图 14(b) 所示, 可以发现, 断口呈现明显的穿晶断裂特征, 在断口处可以发现少量的解理台阶, 晶界在

高温和应力的作用下先发生氧化开裂然后扩展产生断裂, 焊缝区析出脆硬的 MC 碳化物, 对焊缝区产生显著的强化效果, 但塑性显著降低, 破碎的 MC 碳化物易于产生应力集中, 导致裂纹沿 MC 碳化物和基体界面处萌生。图 14(c) 和图 14(d) 为 HS-3 焊丝所得接头的拉伸断口形貌, 断裂位置位于热影响区, 断面呈现准解理断裂特征, 断口宏观表现为穿晶断裂, 在放大的区域可以发现数量较多的韧窝、解理面等特征, 因此判断为准解理断裂。

图 15 为焊缝区变形组织的 TEM 明场像, 由图可知焊缝区的位错的运动方式为平面滑移, 在室温拉伸时基体内部出现了 2 个不同方向的滑移带, 多滑移带的形成表明最少有 2 个不同方向的滑移系发生运动, 而均匀分布于基体的滑移带意味着拉伸变形较为均匀。图 15(b) 为 900 °C 下焊缝区的 TEM 显微组织, 可以发现具有滑移特点的位错网结构, 说明随着温度的提高, 位错不再以切过的形式经过强化相, 而是通过位错运动后激活能的提高, 位错可以克服平面原子之间运动的阻力, 通过攀移的方法进入晶面以绕过强化相的方式运动, 并且在高温下, 位错的交滑移更加剧烈形成具有网状结构相互之间纠缠的位错网。

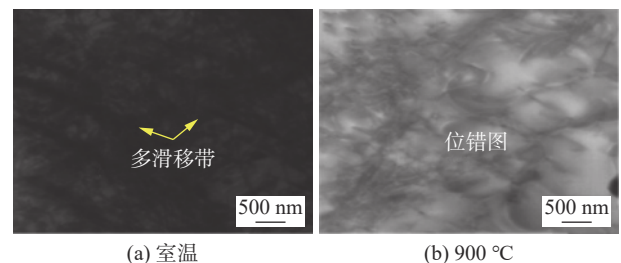


图 15 HS-3 焊丝接头拉伸断口透射组织

Fig. 15 Transmission microstructures of tensile fracture of joint with HS-3 welding wire. (a) room temperature; (b) 900 °C

综上所述, 接头在不同拉伸温度下发生断裂的位置不同, 接头的断裂与温度相关的原因与微观变形机制以及基体与析出相之间的强度有关。基体的强度随着温度的变化会有着明显的变化, 析出相的强度的改变并不明显, 在室温拉伸的条件下, 析出相的强度与基体的强度相当, 而受 γ' 合金中温反常屈服效应的影响, 基体强度随着温度的升高先下降后上升再下降, 而合金的抗拉强度取决于两者的最小值。另一方面, 合金变形过程中局部应力集中也对接头断裂具有较大影响, 位错塞积导致局部应力显著增大, 致使裂纹萌生与扩展。

3 结论

(1) 与母材成分相近的焊丝焊接 K465 合金焊接性较差, 接头出现明显的焊接裂纹; Al, Ti 含量适中, Co 含量低的焊丝焊接性最差, 在拉伸试验中, 加载即断裂; 低 Al, Ti, 高 Co 焊丝可以得到缺陷较少的焊接接头, 接头出现 MC, $M_{23}C_6$, M_6C 等碳化物, 焊缝区域偏析较少, 元素分布较为均匀, 接头性能良好。

(2) 合金中 Al, Ti, Nb 和 Mo 等元素倾向于在枝晶间偏聚, 而 W 和 Co 则在枝晶干有显著的偏聚现象, 降低 Al, Ti 含量提高 Co 含量, 可以减少低熔点共晶相, 降低接头的元素偏析水平, 降低焊接热裂纹的敏感性。

(3) 接头显微硬度随焊丝 Al, Ti 含量的增加而提高, 焊后热处理促进强化相析出提高接头各区域显微硬度, 适当降低焊丝中 Al, Ti 含量, 提高 Co 含量可以提高合金接头的抗拉强度与韧性, 降低枝晶间脆性开裂的产生。

参考文献

- [1] Sun S, Sheng N, Fan S, *et al.* Abnormal feather-like grains induced by the thin-wall effect in a polycrystalline nickel-based superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 901: 163581.
- [2] Yuan X F, Song J X, Zheng Y R, *et al.* Quantitative microstructural evolution and corresponding stress rupture property of K465 superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 651: 734 – 744.
- [3] Yang J X, Zheng Q, Sun X F, *et al.* Topologically close-packed phase precipitation in a nickel-base superalloy during thermal exposure[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 465(1-2): 100 – 108.
- [4] Chowdhury T S, Mohsin F T, Tonni M M, *et al.* A critical review on gas turbine cooling performance and failure analysis of turbine blades[J]. *International Journal of Thermofluids*, 2023, 18: 100329.
- [5] Mourad A-H I, Almomani A, Ahmad Sheikh I, *et al.* Failure analysis of gas and wind turbine blades: A review[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2023, 146: 107107.
- [6] 张杰, 王茂才, 翟玉春. 先进的燃气轮机叶片粉末冶金修复技术[J]. *材料导报*, 2010, 24(5): 110 – 113.
Zhang Jie, Wang Maocai, Zhai Yuchun. Advanced powder metallurgy repair technology for gas turbine blades[J]. *Materials Reports*, 2010, 24(5): 110 – 113.
- [7] Han K, Wang H, Shen L, *et al.* Analysis of cracks in the electron beam welded joint of K465 nickel-base superalloy[J]. *Vacuum*, 2018, 157: 21 – 30.
- [8] Li Q G, Lin X, Wang X H, *et al.* Research on the grain boundary liquation mechanism in heat affected zones of laser forming repaired K465 nickel-based superalloy[J]. *Metals*, 2016, 6(3): 64.
- [9] 郎振乾, 叶政, 杨健, 等. 单晶高温合金表面缺陷焊接修复的研究进展[J]. *材料研究学报*, 2021, 35(3): 161 – 174.
Lang Zhenqian, Ye Zheng, Yang Jian, *et al.* Research progress on welding repair of surface defects of single crystal superalloys[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2021, 35(3): 161 – 174.
- [10] 王诗洋, 刘士伟, 侯星宇, 等. 焊丝成分对镍基高温合金 TIG 焊接性的影响[J]. *焊接学报*, 2023, 44(3): 31 – 36.
Wang Shiyang, Liu Shiwei, Hou Xingyu, *et al.* Effect of welding wire composition on weldability of nickel-based superalloy TIG welding[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2023, 44(3): 31 – 36.
- [11] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. Study of the fusion zone and heat-affected zone microstructures in tungsten inert gas-welded INCONEL 738LC superalloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2006, 37(2): 421 – 433.
- [12] Österle W, Krause S, Moelders T, *et al.* Influence of heat treatment on microstructure and hot crack susceptibility of laser-drilled turbine blades made from René 80[J]. *Materials Characterization*, 2008, 59(11): 1564 – 1571.
- [13] Xue J, Guo W, Yang J, *et al.* In-situ observation of microcrack initiation and damage nucleation modes on the HAZ of laser-welded DP1180 joint[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, 148: 138-149.
- [14] Wen M, Sun Y, Yu J, *et al.* Amelioration of weld-crack resistance of the M951 superalloy by engineering grain boundaries[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2021, 78: 260 – 267.
- [15] Hu H, Zhao M, Rong L. Retarding the precipitation of η phase in Fe-Ni based alloy through grain boundary engineering[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 47: 152 – 161.
- [16] Chen Y, Zhang Q, Chen Z, *et al.* Study on the element segregation

- tion and Laves phase formation in the carbon nanotubes reinforced IN718 superalloy by laser cladding[J]. *Powder Technology*, 2019, 355: 163 – 171.
- [17] Ojo O A, Richards N L, Vishwakarma K R. Heat-affected zone cracking in welded nickel superalloys, welding and joining of aerospace materials[M]. Woodhead Publishing, 2012: 142-177.
- [18] Hu Y L, Lin X, Yu X B, *et al.* Effect of Ti addition on cracking and microhardness of Inconel 625 during the laser solid forming processing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 711: 267 – 277.
- [19] Zhou Changjie, Fan Xiaole, Zhu Lihua, *et al.* Transient liquid phase bonding of DD5 superalloy using a designed interlayer: microstructure and mechanical properties[J]. *China Welding*, 2024, 33(2): 1 – 10.
- [20] Chen S, Ye X X, Tsang D K L, *et al.* Welding solidification cracking susceptibility and behavior of a Ni-28 W-6Cr alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(1): 29 – 35.
- [21] Liu C, Sun Y, Wen M, *et al.* Effect of Cr addition on microstructure and welding solidification cracking susceptibility of Co-Al-W based superalloys[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 56: 820 – 829.
- [22] 孙元, 刘纪德, 刘忠明, 等. 钴基钎料钎焊 DD5 单晶高温合金的接头微观组织演变与力学性能研究 [J]. *金属学报*, 2013, 49(12): 1581 – 1589.
- Sun Yuan, Liu Jide, Liu Zhongming, *et al.* Study on microstructure evolution and mechanical properties of DD5 single crystal superalloy joints brazed with cobalt-based brazing filler metal[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(12): 1581 – 1589.
-
- 第一作者: 储清泉, 硕士研究生; 主要研究方向为高温合金焊接修复; Email: chuqq@mail.ustc.edu.cn.
- 通信作者: 王诗洋, 博士, 副研究员; Email: sywang16b@imr.ac.cn.

(编辑: 刘启明)