700℃先进超超临界电站用 617 和 740 镍基合金焊接研究进展

叶建水,董建新,张麦仓,姚志浩,郑 磊 (北京科技大学,北京 100083)

摘要: Inconel617 和 Inconel740 及其改型合金是 700℃以上先进超超临界电站用候选材料。合金的 焊接性及焊接工艺是材料能否进入实际应用的关键之一,因此 Inconel617 和 Inconel740 及其改型 合金焊接性的评估和焊接工艺的选择十分重要。介绍了 Inconel617 和 Inconel740 及其改型合金的 特点及焊接方法。从结晶裂纹、液化裂纹、高温失塑裂纹和应变时效裂纹 4 个方面概述了 Inconel617 和 Inconel740 合金的焊接性,并且讨论了不同裂纹所对应的避免措施。最后综述了 Inconel617 和 Inconel740H 合金的焊接研究进展。

关键词:617;740;超超临界;焊接性;焊接工艺

doi: 10. 3969/j. issn. 1672 - 9587. 2013. 04. 013

Progress of welding technology of 617 and 740 Ni-based alloys for 700°C advanced ultra-supercritical power plant

YE Jianshui , DONG Jianxin , ZHANG Maicang , YAO Zhihao , ZHENG Lei

(University of Science and Technology Beijing ,Beijing 100083 ,China)

Abstract: Inconel617 ,Inconel740 and their modified alloys are candidate alloys of 700°C advanced ultra – supercritical power plant. Weldability and welding technology of alloy are one of the key on whether the material can be applied to practical usage ,so evaluation of weldability and selection of welding process of Inconel617 ,Inconel740 and their modified alloys are very important. This paper introduces Inconel617 and Inconel740's characteristics and their welding methods. Weldability of Inconel617 and Inconel740 are discussed from the aspects of solidification crack ,liquation crack , ductility – dip crack and strain – age crack ,and measures for avoiding different crack are discussed. Finally progress of welding process of Inconel617 and Inconel617 and Inconel617 and Inconel617 and Inconel617 and Inconel617 and strain – age crack ,and measures for avoiding different crack are discussed.

Key words: 617; 740; ultra-supercritical; weldability; welding technology

0 引言

能源和环境问题一直是中国经济发展过程中的热点和难点。已有研究表明,提高火电厂的锅炉蒸汽参数值可以有效提高发电效率,减少 CO₂ 排放量,因此许多国家都在开发更高效率超超临界火力发电机组,美国先进超超临界(A – USC) 燃煤电厂的蒸汽参数值预计可达 35 MPa/ 760℃^[1]。高的蒸汽参数值对锅炉管道用高温合 金材料的性能要求很高,传统的耐热钢等材料已 不能满足要求,新一代的 700℃以上超超临界电 站用镍基合金材料的研制成了整个计划的核心。 目前已研制出 Inconel617 和 Inconel740 合金及其

改型合金。

我国是煤炭生产和消费大国,其中燃煤火力 发电占总发电量的70%~80%左右^[2]。煤电是 我国最大的温室气体排放源,是实现节能减排目 标的关键行业,已有研究表明,我国燃煤发电效率 较为低下,所以研究适合我国燃煤机组锅炉管道 材料具有重大意义。国内已有学者进行 Inconel617和Inconel740及其改型合金的研究,但 有关超超临界电站用高温合金焊接的相关报道几 乎没有。本文将从Inconel617和Inconel740及其 改型合金的焊接性、工艺特点及其焊接研究进展 进行综述,为我国超超临界电站用镍基合金的焊

接提供一定的文献支持。

1 合金及焊接方法

1.1 合金简介

Inconel617 是以固溶强化为主的 Ni - Cr - Co - Mo 型高温合金 具有较高的蠕变强度和优越的 耐高温氧化能力,主要用于生产航空工业用的非 转动件 ,用于欧洲 AD700 项目(A617) 、蒸汽温度 为700℃超超临界燃煤电站中锅炉过热器、再热 器以及集箱和主蒸汽管道^[3 4]。然而,由于合金 的 Mo 含量较高,所以其耐烟气腐蚀及沉积硫酸 盐腐蚀的能力相对较弱^[5],并且合金在 600~ 800℃长期服役过程中的持久强度还不能满足超 超临界电站用材料的要求^[6] 因此针对该合金开 发出改型合金 617B(CCA617、617 mod) 和 617B OCC(optimised chemical composition) . Inconel617 (以下简称 617) 合金中加入 20~50 ppm(1 ppm = 10⁻⁶)的硼元素形成 617B。CCA617 和 Inconel617 成分如表 1 所示,对比这两种合金成 分可知 CCA617 合金是 Inconel617 合金成分进一

%

%

步精确控制得到的 ,CCA617 合金属于 Inconel617 合金。

Inconel740 合金是美国 Special Metals 公司为 超超临界机组开发的一种 Ni - Cr - Co 型沉淀强 化型高温合金 是由 263 合金基础上通过提高其 抗腐蚀性而开发出来的 研究表明 该合金基本可 以满足锅炉过热器管材的性能要求。但是该合金 在800℃长期时效过程中存在组织不稳定的问 题,并且在焊接厚壁管材时,热影响区晶界处会出 现液化微裂纹^[6,7]。针对这两大问题,开发出了 改型合金 Inconel740H 成分如表1 所示。对该合 金的测试结果表明,改型合金的焊接性能和组织 稳定性均得到一定程度的改善。美国材料与试验 协会(ASTM)于2012年5月发布了新标准:无缝 镍合金管道沉淀硬化或冷加工规范,规范中 UNS N07740 合 金 成 分 如 表 2 所 示,应注 意 到 Inconel740(狭义上的 Inconel740,以下简称 740) 和 Inconel740H(以下简称 740H) 同属于 UNS N07740^[8](广义上的 Inconel740),下一步目标将 对 740H 合金的焊接工艺进行规范化。

表1 Inconel617、Inconel740 合金及其改型合金的典型化学成分

合金 $w_{\rm Ni}$ $w_{\rm Cr}$ $w_{\rm Co}$ w_{Mo} $w_{\rm Fe}$ $w_{\rm Al}$ $w_{\rm C}$ w_{Mn} Inconel617 ≥44.5 $20.0 \sim 24.0$ $10.0 \sim 15.0$ $8.0 \sim 10.0$ ≤3.0 ≤1.0 0.8~1.5 0.05~0.15 CCA617 11.0~13.0 8.0~10.0 0.8~1.3 $0.05 \sim 0.08$ 平衡 $21.0 \sim 23.0$ ≤1.5 ≤0.3 Inconel740 平衡 25.0 20.00.50 0.7 0.30 0.9 0.030 Inconel740H 平衡 25.0 20.00.50 1.0 0.26 1.4 0.030 合金 $w_{\rm Si}$ $w_{\rm S}$ w_{Ti} w_{P} $w_{\rm B}$ w_{N} $w_{\rm Nb}$ $w_{\rm Cu}$ Inconel617 ≤0.5 ≤1.0 ≤0.015 ≤0.6 _ ≤0.006 CCA617 ≤0.05 ≤0.008 0.3~0.5 ≤0.012 0.002 ~0.005 ≤0.050 ≤0.3 _ Inconel740 0.50 1.8 0.003 2 _ _ Inconel740H 0.20 1.4 0.001 1.5

表 2 UNS N07740 化学成分

$w_{ m Ni}$	w _{Cr}	w _{Co}	w_{Mo}	$w_{\rm Fe}$	w_{Mn}	$w_{\rm Al}$	w _C	w _{Cu}	$w_{\rm Si}$	$w_{\rm S}$	w_{Ti}	w _P	w _B	$w_{(Nb+T_a)}$
平衡	23.5 ~ 25.5	15.0 ~ 22.0	≤2.0	≤3.0	≤1.0	0.2 ~ 2.0	0.005 ~ 0.080	≤0.50	≤1.0	≤0.03	0.5 ~ 2.5	≤0.03	0.000 6 ~ 0.006 0	0.50 ~ 2.50

1.2 焊丝焊条

焊接固溶强化型高温合金时,可选用与母材 化学成分相同或相近的焊丝,以获得接头性能与 母材相近。在调研国内外文献后得到617 合金所 采用的焊丝焊条化学成分如表3 和表4 所示。由 此可见 617 焊丝成分与母材成分相同。CCA617 合金焊接焊丝选材与 Inconel617 合金焊接焊丝选 材原则基本一致 采用 CCA617 焊丝和 Inconel117 焊条。

焊接 Al、Ti 含量低的沉淀强化型高温合金时, 焊丝选材与固溶强化型合金 617 焊接焊丝选材相 同 16 mm 厚 740 板材焊接可采用 Nimonic263 焊 丝^[11] 由于 740 厚板焊接存在微裂纹以及合金本 身长期时效组织不稳定而开发出 740H 合金 740H 合金焊接用的相关焊丝选材仍在进行,据国外报 道采用263和282焊丝焊接的740H焊件组织性 能仍在测试740H焊丝焊接的740H在焊缝区组织 中的晶界出现 γ´贫化区^[12] 表明焊丝成分有待调整。焊丝成分如表 5 和表 6 所示。

表 3 Inconel617 焊丝(GB 型号: SNi6117 ^[9])化学成分											
w_{C}	w_{Mn}	$w_{\rm Fe}$	$w_{\rm Si}$	$w_{\rm Cu}$	$w_{ m Ni}$	$w_{ m Co}$	$w_{\rm Al}$	w_{Ti}	$w_{ m Cr}$	$w_{ m Mo}$	
0.05~0.15	≤1.0	≤3.0	≤1.0	≤0.5	≥44.0	10.0~15.0	0.8~1.5	≤0.6	20.0~24.0	8.0~10.0	

	表 4 Inconel117 焊条(GB 型号: ENi6117 ^[10])化学成分												
w _C	$w_{\rm Mn}$	$w_{\rm Fe}$	$w_{\rm Si}$	$w_{\rm Cu}$	$w_{ m Ni}$	$w_{ m Co}$	$w_{\rm Al}$	$w_{ m Ti}$	$w_{ m Cr}$	$w_{\rm Nb}$	$w_{ m Mo}$	$w_{\rm S}$	w_{P}
0.05 ~ 0.15	3.0	5.0	1.0	0.5	≥45.0	9.0~15.0	1.5	0.6	20.0~26.0	1.0	8.0~10.0	0.015	0.020

表 5	Nimonic263 焊	丝(GB 型号	: SNi7263 ^[8])化学成分
-----	--------------	---------	--------------------------	-------

w _C	w_{Mn}	$w_{\rm Fe}$	$w_{\rm Si}$	$w_{\rm Cu}$	$w_{ m Ni}$	w _{Co}	$w_{ m Al}$	w_{Ti}	$w_{ m Cr}$	$w_{ m Mo}$
0.04 ~ 0.08	≤0.6	≤0.7	≤0.4	≤0.2	≥47	19.0~21.0	0.3~0.6	1.9~2.4	19.0~21.0	5.6~6.1

表 6 740H 焊丝和 282 焊丝化学成分												%
焊丝	$w_{\rm C}$	$w_{ m Ni}$	$w_{ m Cr}$	w_{Mo}	w_{Co}	$w_{\rm Al}$	w_{Ti}	$w_{\rm Nb}$	$w_{ m Mn}$	$w_{\rm Fe}$	$w_{\rm Si}$	$w_{\rm B}$
740H	0.300	平衡	24.4	0.5	19.8	1.35	1.35	1.5	0.26	1.0	0.20	0.000 7
282	0.065	平衡	19.3	8.4	10.2	1.70	2.00	-	< 0.10	-	< 0.10	0.004 0

1.3 焊接方法

Inconel617 合金的焊接可采用 Inconel617 焊 丝进行钨极惰性气体保护焊(GTAW)、熔化极气 体保护焊(GMAW)以及埋弧焊(SAW),也可采用 Inconel117 焊条进行手工焊条电弧焊(SMAW)。 Inconel740 合金的焊接可采用 Nimonic263 焊丝进 行热丝钨极惰性气体保护焊,Inconel740H 合金的 焊接采用相应的焊丝进行热丝钨极惰性气体保护 焊。这些焊接方式都需要开坡口,由于高温合金 液态流动性差,为保证焊接性能,坡口角度应适当 增大,减小根部钝边厚度,不同厚度的镍基合金板 材焊接可采用图1所示的坡口形状。多道多层焊 接时,层间温度不高于150℃,需要对各道次的氧 化物进行清除。且焊接环境温度应高于16℃,避 免潮气冷凝而导致形成焊接气孔。



图1 不同厚度镍基合金板材焊接坡口形状示意图

0%

2 Inconel617 和 Inconel740 合金的焊接性 高温合金的焊接性是指在某一焊接工艺条件 下,对合金裂纹产生的敏感性、接头组织的均匀 性、接头力学性能的等强性和采取工艺措施的复 杂性的综合评价^[13]。由于镍基合金具有特殊的 物理性能,如流动性差、黏性较大以及对杂质敏感 性大等,故焊接性能差,易产生气孔、裂纹等,因此 防止裂纹产生和新型合金裂纹敏感性评估是研究 高温合金焊接的要点所在,下文将对合金焊接裂 纹产生的敏感性及预防方法进行阐述。

2.1 结晶裂纹

在焊接结晶过程中,先结晶的金属较纯,后结 晶的金属含杂质及溶质较多。随着结晶的进行, 易形成低熔点共晶物 存在于晶界和树枝晶间 因 此在熔化区合金凝固末期 晶界或树枝晶间分布 着液膜 若晶界上的液膜成连续分布 凝固收缩应 变得不到调节 将导致结晶裂纹的产生^[14]。结晶 裂纹的敏感性与合金冶金因素和凝固后期存在的 局部应变水平有关,根据合金冶金因素可以得到 合金凝固温度区间以及凝固后期界面上液膜的分 布和含量 这些是控制结晶裂纹的首要因素 ,另外 焊接过程中溶质的再分配将会影响合金凝固温度 区间。固溶强化型镍基合金中的强化元素 ₩、 Mo、Cr、Co、Al 等在 Ni 中的溶解度很大 几乎全溶 入基体中 形成面心立方的 γ 固溶体。在焊接过 程中 合金不会产生相变 对形成结晶裂纹无直接 影响。但微量元素聚集于晶界,会形成低熔点共 晶组织 ,导致产生裂纹。研究证实 ,微量元素 S、 P、C、B 会明显增加裂纹敏感性 Si 和 Mg 元素稍 微增大裂纹敏感性 尤其元素共同作用 更会显著 增大裂纹敏感性^[13]。沉淀强化型镍基合金的裂 纹敏感性随 B 和 C 含量的增加而增大。当 w(Al+Ti) 达6%时 合金的裂纹敏感性显著增加 焊 接性变差。此外 在 Al 和 Ti 总量相近的条件下, $w_{\rm AI}/w_{\rm T}$ 比值高的合金具有高的裂纹敏感性,应控 制在小于2为宜^[15]。根据 Al、Ti 含量对焊接性的 影响可以对高温合金进行分类(图2),740合金 及其改型合金 740H 属于可焊合金 "Inconel617 和 CCA617 属于易焊合金。

结晶裂纹敏感性可采用拘束裂纹敏感性试验 等方法进行评定。在拘束裂纹试验中,不同合金 相同加载应变所对应的最长裂纹距离(MCD)越 大,该合金的结晶裂纹敏感性越大,如图3表明 Inconel617和 Haynes230W 合金的结晶裂纹敏感



注: A 为易焊合金; B 为可焊合金; C 为难焊合金 图 2 Al、Ti 含量对高温合金焊接性的影响^[15]





另外,可以通过拘束裂纹试验求出结晶裂纹 温度区间(SCTR) 来评价结晶裂纹敏感性 凝固温 度区间越大 结晶裂纹敏感性越大。有研究表明, 结晶裂纹温度区间与凝固温度区间有很好的正相 关关系^[16]。因此 通过对比不同合金的凝固温度 区间也可以评估结晶裂纹敏感性。740 合金相图 计算表明,B、Nb和Si的焊接凝固偏析不仅产生 了低温平衡相 MC 和 MB2,同时也出现了低温非 平衡相 m、Laves 和 G 相,因此固相线温度被降至 1 060℃ 凝固温度区间从 169.7℃升至 293.5℃^[17]。 通过单个传感性差热分析(SS - DTA)试验所测 的 617 焊丝与 Hastelloy X 焊丝的凝固温度区间分 别为93℃、108℃^[14] 再次表明617 焊丝的结晶裂 纹敏感性较小,但740合金表现出较强的结晶裂 纹敏感性。合金结晶过程包含非平衡相的结晶过 程 合金熔点范围的降低将有助于降低凝固温度 区间 降低结晶裂纹敏感性。在 740H 合金的开

发过程中 模拟发现降低 B、Nb 和 Si 等合金含量, 将使 740 合金的熔点范围降低(图 4) ,使低熔点 共晶组织产生的可能性降低 ,另外调节740合 金的 w_{AI}/w_{TI} 比值 使在工作温度下 η 相含量达到 最小^[18]。图 5 表明降低 Nb 和 Si 含量有助于降 低合金的液化裂纹敏感性^[7]。



左侧合金成分(质量分数 ,%):Ni-24.5Cr-20Co-1.4Al-1.3Ti-1Fe-0.5Mo-0.1Si-0.03C-0.02Zr-0.001B; 右侧合金成分 (质量分数 ,%):Ni-24.5Cr-20Co-1.4Al-1.3Ti-1Fe-0.5Mo-0.5Si-0.03C-0.02Zr-0.001B





图 5 不同 Nb、Si 含量 740 和 740H 合金的 液化裂纹敏感性程度

避免结晶裂纹的措施有:仔细清理焊件表面 的杂物和氧化皮;焊接时应减少焊接热输入,采用 较小的焊接电流,改善熔池结晶形态以及减小枝 晶间偏析;采用抗裂纹性好的焊丝。

2.2 液化裂纹

大多数高温合金具有液化裂纹的倾向性,合 金元素含量多的合金液化裂纹较显著。液化裂纹 产生在近缝区中,具有沿晶开裂、从熔合线向母材 扩展的特征。液化裂纹与高温合金晶界上存在多 相与焊接时非常快的加热有关。合金中含有较多 强化元素,在晶界上会形成碳化物相,其中部分为 共晶组织,部分相会产生溶解和析出相变。当焊 接时,靠近熔池的某些相,如 NbC 被迅速加热至 固液区温度,晶界上的这些相来不及相平衡转变, 在原相界面上形成液膜,于是造成晶界液化^[19]。 晶界液化的液膜承受不住拘束应力作用,则被拉 裂形成液化裂纹。另外,合金的焊前状态对形成 液化裂纹有较大影响,合金晶粒粗大,晶界上有较 多碳化物、硼化物和γ-γ′共晶,焊接时易出现液 化裂纹。另外晶粒细小,会有更小的液化裂纹敏 感性,但晶粒细小,抗蠕变性能差。因此合金晶粒 度应适当,不能过大。

液化裂纹敏感性可采用 Gleeble 热延性试验 进行评定,在热延性试验中,合金从合金强度为零 的温度开始冷却,该温度减去开始恢复塑性温度 的值代表零延性温度区间(ZDR),ZDR 值越小, 合金的液化裂纹敏感性越小。例如:617 合金的 ZDR 值约为 100℃,Thermo – Span 合金的 ZDR 值 约为 190℃^[14],740 合金的 ZDR 值约为 229℃^[17], 说明 617 合金的液化裂纹敏感性相对较小,740 合金具有高的液化裂纹敏感性,也就是说焊接时 热影响区较小的温度梯度就有可能导致 740 合金 热影响区较小的温度梯度就有可能导致 740 合金 热影响区液化裂纹的产生。已有研究表明,低的 B、Si 和 Nb 含量降低了 740 合金的熔化范围和 ZDR 值,ZDR 值约为 171℃^[7],因此 740H 合金裂 纹敏感性低。

采用热丝 GTAW 焊接方法和相关焊丝焊接的 76 mm 厚 740 时效态合金焊件在焊缝和热影响区中出现了液化裂纹(图 6),经过修改合金成分后形成 740H 合金,采用热丝 GTAW 焊接方法和 740H 焊丝或 282 焊丝焊接的 76 mm 厚 740 时效态合金焊件在焊缝和热影响区中没有出现微裂纹(图 7)。



图 6 76 mm 厚 740 焊件组织图^[7]



图 7 不同焊丝焊接的 76 mm 厚 740H 焊件组织^[7]

减少和避免液化裂纹的措施是尽可能降低热 输入,减小过热区和母材高温停留时间;母材晶粒 度应适当。

2.3 高温失塑裂纹

高温失塑裂纹(DDC)是在高温下存在于厚 截面、多道焊的奥氏体不锈钢和镍基合金焊缝中 的一种固态晶间裂纹^[20]。它是一种显微裂纹,尺 寸很小 经常会成为其他裂纹的起裂源 潜在危险 大,一般出现在焊缝金属和热影响区域,它的表现 形式是在固相线温度(Ts) 与 0.5Ts 之间有一个 狭窄的温度带,在该温度带内塑性急剧下降。它 与结晶裂纹和液化裂纹不一样(美国有学者把这 两种称为偏析裂纹 (图 8) ,代表一种与发生在焊 缝和热影响区偏析裂纹不一样的裂纹 产生原因 是因为晶界滑动、偏析或者高温塑性耗尽[14]。在 多道多层焊接中 前道次受后道次焊接热循环作 用有可能使延性下降,在应力作用下沿二次结晶 晶界形成热裂纹。高温失塑裂纹敏感性可通过观 察 Gleeble 热延性试验中塑性是否显著下降进行 评价。有研究表明 在 740 合金的 Gleeble 热延性 试验中 从600℃至1050℃温度范围内 740 合金 塑性没有显著下降^[17] 因此 740 合金的高温低塑 性裂纹敏感性小。



图 8 塑性随温度变化原理图^[14]

减少和避免高温低塑性裂纹敏感性措施有: 不采用 H₂ 作为其中部分保护气体,以适当的 Nb 含量来形成 NbC 来钉扎晶界;减小焊接约束;采 用线状焊道,减少热输入;合适抗裂性的焊丝。

2.4 应变时效裂纹

铝、钛含量高的沉淀强化型高温合金经焊接 后 在时效处理过程中,熔合区附近会产生一种沿 晶界扩展的裂纹称为应变时效裂纹^[13]。应变时 效裂纹常出现在高拘束焊缝的热影响区中,热影 响区的应变是由于热膨胀、热收缩产生的应力或 者焊接残余应力引起的,并且这些应力大小跟沉 淀相的形成有着密切的关系,所以强化相越多,裂 纹敏感性越大。应变时效裂纹则采用应力松弛试 验得出应力松弛断裂结果图;将该合金的应力松 弛试验数据跟其他高温合金试验数据进行对比来 获得该合金的裂纹敏感性。研究表明,Waspaloy 合金具有强的应变时效裂纹敏感性^[7],Inconel718 合金的应变时效裂纹敏感性低,应力松弛试验结 果(图9)表明,Inconel740 合金至少和 Inconel718 合金一样具有较强的抗应变时效裂纹。





避免应变时效裂纹的措施有:采用含铝、钛较低的合金;对合金进行过时效处理(分级、慢冷的时效工艺),使C曲线右移,延长开裂时间,从而防止应变时效裂纹;为减小焊件拘束度,应采用合理的接头形式和焊缝分布;通过控制焊接工艺参数来控制焊接热循环,避免热影响区中碳化物发生相变而引起脆性;焊后对焊缝和热影响区进行适当锤击或喷丸处理,使应力状态从拉应力变成压应力状态。

3 Inconel617 和 740H 合金焊接研究进展

3.1 Inconel617

A617 管材的长期蠕变断裂强度试验数据满足 要求 但三年挂炉运行试验中暴露出 A617 减温器 管道的焊缝出现较大的裂纹 ,裂纹发生在焊缝 ,并 向周边区域扩展(图 10),主要原因是因为焊接附 加应力和残余应力没有消除 ,焊缝质量没达到最 佳 消除残余应力得采用焊接热处理^[21]。A617 管 道因未能通过现场挂炉试验 导致示范电厂工程进 度推迟。为了改善 A617 材料性能 ,欧盟研发出 A617B、617B OCC 合金等 ,在 A617 合金中加入 20 ~50 ppm(1 ppm = 10⁻⁶)的硼元素形成 A617B 合 金 硼会增大抗蠕变强度及提高热塑性,但随着硼 含量的增加,合金的焊接性会变差。A617B 合金经 有害物质的控制、硼含量的精确控制以及钼和碳含 量的优化,在保持强度相同的情况下,焊接性得到 提高,形成改型合金 617B OCC^[22],这些均需经长 期现场试验来验证性能是否符合要求。



图 10 A617 减温器管道裂纹^[22]

A617 厚壁管道(220 mm × 50 mm)运营 20 000 h 后出现裂纹(图 10)^[23],欧盟采用了补 焊工艺,由于热影响区出现裂纹,致使补焊方案失 败(图 11),因此有必要研究高温合金补焊工艺。



注: A、C 为热影响区; B 为焊缝 图 11 A617 管道补焊焊件微观组织图^[23]

管道运行 20 000 h 后 A617 合金晶内和晶界 析出 γ[·]和碳化物^[23],因此对该合金焊接前需要考 虑是否对其进行焊前热处理,焊接试验表明机械 化 TIG 焊接的焊缝比电焊条焊接更窄,而且热输 入等更均匀,热影响作用更小,并且经1 160°C/ 1 h 焊前热处理后焊件没有裂纹等缺陷,而经 980°C/3 h 焊前热处理或无焊前热处理,焊件出 现缺陷(图12)。

T C Totemeier 等采用直径 0.045 in (1 in = 25.4 mm)的 Inconel617 焊丝对 0.75 in 的平板进行 GTAW 焊接^[24],采用六道次焊接,U型坡口,层间 温度小于 150℃ 焊缝组织为带有树枝状结构的柱 状晶 在树枝晶间和晶界上出现碳化物强化相,在 熔池中心由于焊道间的热循环致使产生等轴细晶 粒 接头没有气孔、热裂纹或者其他缺陷,经力学性能测试,发现焊接件力学性能与母材一致。



图 12 不同焊接工艺组织对比图^[23]

Young Su Park 等采用 Inconel617 焊丝对 Inconel617 合金进行 GTAW 焊接^[25],保护气体采 用 Ar + H₂(2.6%),焊接后热影响区晶粒度与母 材没有明显不同,焊缝金属拥有较大的晶粒,最后 对其力学性能进行测试,发现室温下焊缝与母材 的屈服强度比为 0.96 抗拉强度比为 0.89,700℃ 高温下屈服强度比 0.71,抗拉强度比 0.86;室温 和 700℃下弯曲强度比为 0.89。

E Farahani 等采用直流 GTAW 和脉冲电流 GTAW 对 12 mm 厚 Inconel617 平板进行焊接^[26], 采用直径为 2.6 mm 和 1.4 mm 的 Inconel617 焊 丝,研究表明,采用直流 GTAW 工艺,机械性能较 采用脉冲电流 GTAW 差,这是由于低的热输入和 脉冲电流致使晶粒较为细小。

另外 国外学者对镍基合金焊接方法的多样 性进行探索。F Jalilian 等采用 Ni -4.5% Si -3% B 作为中间层对 Inconel617 合金进行瞬态液相扩 散连接(TLP)^[27],并对接头处析出相的大小、成 分和形貌进行了研究。

3.2 Inconel740H

Siefert J A 等研究表明 10.2 mm 厚 740 管材 是可焊的^[7],但 76.2 mm 厚的板材焊件热影响区 和焊缝出现了微裂纹,拘束裂纹试验表明,740 合 金本身有较高的裂纹敏感性,该试验和 JMatPro 计算结果(图4)表明,需要调整 Nb、Si 和 B 的含 量来消除液化裂纹,另外对 Al 和 Ti 含量也相应 做出调整以提高 γ´的稳定性,最终得到 740H 合 金。因此相关研究也就转移到 740H 的焊接。另 外将740H 焊丝焊接的740H 焊件经800℃/4 h 时 效处理后采用 ASME 锅炉及压力容器规范第 IX 卷焊接和钎接评定进行测验,室温抗拉强度只有 母材最低抗拉强度的98% 而没有通过测验,侧弯 试验所能达到的弯曲半径最小值为2.5 倍板厚。 282H 焊丝焊接的740H 焊件经800℃/4 h 时效处 理后采用 ASME 第 IX 卷进行测验,室温抗拉强度 只有母材最低抗拉强度的99% 而没有通过测验, 侧弯试验所能达到的弯曲半径最小值为3 倍板 厚。在500~950℃横向和全焊缝金属拉伸试验中, 282 焊丝焊接的焊件力学性能与740H 母材相近, 740H 焊丝焊接的焊件力学性能小于740H 母材。

David C Tung 等研究了 740H 合金的焊接凝 固行为^[12],采用不同焊丝对 12.7 mm 厚 740H 板 材进行堆焊 焊接方法采用自动钨极氩弧焊 焊丝 分别为 740H、263 和 282 焊丝,保护气为 100% Ar, 电压为11.4 V, 电流为185 A, 焊接速度为 76.2~101.6 mm/min。采用了差热分析方法和 热力学计算对 740H 分别与不同质量不同种类焊 丝纽扣熔炼所得的合金(合金中焊丝质量分数分 别为0~100%)进行凝固温度区间的确定,最终 表明 模拟与试验结果相近 ,凝固温度区间为 150 ~180℃ 相对于其他镍基合金来说,这个范围中 等偏上 结晶裂纹敏感性较大 但这个区间相对于 740 合金的温度区间已大大减小。另外,采用不 同焊丝焊接后焊件的硬度分布基本一致,焊后直 接时效热处理 焊缝硬度显著提高。用不同焊丝 焊接后的枝晶结构中元素的分配系数有较小差

世界钢铁

別 ,Al、Fe、Co、Cr 的分配系数为1 ,偏析小 ,Mo、Ti、 Si 的分配系数约为 0.5 ,Nb、C、B 的分配系数小于 0.2 ,偏析能力强 ,Al、Ti 元素是焊缝区重要强化 相 γ 的组成元素 ,Al、Ti 的偏析将影响到焊缝的 性能。采用 740H 焊丝的焊件在 700℃ 蠕变试验 后 焊缝晶界上出现了 γ 贫化区(图 13(a)) ,这将 严重降低蠕变性能,同时采用 740H 焊丝焊接的焊 件直接时效热处理后,焊缝枝晶界面上出现了 γ´贫 化区(图 13(b)) 这与凝固末期产生的富 Nb、Ti 的 碳化物有关系,凝固过程中 Ti 元素偏析导致枝晶 界上有碳化物区域的 γ´分布较少,作者最后得出结 论,740H 焊接焊丝选择将是重点研究对象。



图13 焊缝组织中 y'贫化区示意图

Daniel Henry Bechetti 从 740H 焊缝晶界 γ´贫 化区的形成和演化规律研究蠕变断裂寿命减小的 原因^[28] 研究表明 γ´贫化区形成 4 个影响因素: 焊缝晶界 γ´贫化区里存在第二相大颗粒物; 应力 影响 γ´贫化区形成的初期阶段; γ´贫化区的形成 机制是 γ´相均匀的不连续析出伴随着其不连续 长大; 焊缝偏析和晶界蠕变滑动产生的机械变形 会加重不连续反应。

4 结语

为提高火力发电机组发电效率,其蒸汽参数 值需要达到700℃/35 MPa 以上 在这一要求的驱 动下,研制出了617 和740 高温合金,由于740 合 金厚板焊接出现微裂纹等问题,研发出改型合金 740H。617 合金焊接性较740 合金好,Inconel740 及其改型合金焊接性仍面临许多挑战,采用与 740H 合金成分一样的焊丝焊接,由于晶界出现了 γ´贫化区而使接头性能大受影响,因此740H 焊 丝成分有待调整,同时采用现有的263 和282 焊 丝焊接的740H 接头组织和性能有待进一步研 究。国内 Inconel617 和 Inconel740 合金及其改型 合金焊接报道空白,国内超超临界电站用高温合 金焊接有待于研究。

参考文献

[1] Viswanathan R ,Purgert R ,Goodstine S ,et al. U. S.

program on materials technology for ultra-supercritical coal-fired boilers [C] // Proceedings of the 5th Conference on advances in material technology for fossil power plants. Ohio: ASM International 2008.

- [2] 吕天宝.烟气脱硫及资源综合利用技术评述[C]// 第 30 届全国硫酸工业技术交流会论文集 2010.
- [3] Akbari-Garakani M, Mehdizadeh M. Effect of longterm service exposure on microstructure and mechanical properties of Alloy 617 [J]. Materials & Design 2011 32(5): 2695 - 2700.
- [4] Bugge J, Kjær S, Blum R. High-efficiency coal-fired power plants development and perspectives [J]. Energy 2006 31(10):1437-1445.
- [5] Baker B A , Gollihue R D. Optimization of Inconel alloy 740 for advanced ultra-supercritical boilers [C] // Proceedings of the 6th Conference on advances in material technology for fossil power plants. Ohio: ASM International 2010.
- [6] Igarashi M Semba H ,Yonemura M et al. Advances in materials technology for A-USC power plant boilers [C]//Proceedings of the 6th Conference on advances in material technology for fossil power plants. Ohio: ASM International 2010.
- [7] Siefert J A ,Tanzosh J M ,Ramirez J E. Weldability of INCONEL[®] alloy 740 [C] // Proceedings of the 6th Conference on advances in material technology for fossil power plants. Ohio: ASM International 2010.
- [8] ASTM B983 13, Standard specification for

precipitation hardened or cold worked seamless nickel alloy pipe and tube [S].

- [9] GB/T 15620-2008, 镍及镍合金焊丝[S].
- [10] GB/T 13814-2008 , 镍及镍合金焊条 [S].
- [11] Special Metals Corporation. Inconel alloy 740 [EB/ OL]. http: // www. specialmetals. com/documents/ Inconel% 20alloy% 20740. pdf 2004.
- [12] David C Tung , Lippold J C. Weld solidification behavior of ni-base superalloys for use in supercritical coal-fired power plants [C] // Pennsylvania: Superalloys 2012: 12th International Symposium on Superalloys 2012.
- [13] 杜则裕.材料连接原理[M].北京:机械工业出版 社 2011.
- [14] DuPont J N , Lippold J C , Kiser S D. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys [M]. New Jersey: John Wiley & Sons Inc 2009.
- [15] 李亚江, 王娟, 刘鹏. 异种难焊材料的焊接及应用 [M]. 北京: 化学工业出版社 2005.
- [16] Alexandrov B T ,Lippold J C. Relationship between the solidification temperature range and weld solidification cracking susceptibility of stainless steels and Ni-base alloys [C]// Prague: 58th Annual Assembly of IIW 2005.
- [17] RamirezJ E. Susceptibility of IN740 to HAZ liquation cracking and ductility-dip cracking [J]. Welding Journal 2012 91(4):122-131.
- [18] BakerB A, Gollihue R D, Sanders J M, et al. Elimination of fissures in thick-section Inconel alloy 740 Welds [C]//2009 Clearwater Coal Conference, 34th International Technical Conference on Coal Utilization and Fuel Systems 2009.
- [19] 史耀武. 焊接技术手册(下) [M]. 北京: 化学工业 出版社 2009.

- [20] 陈俊梅 陆皓 陈静青 ,等. 镍基合金焊缝 DDC 裂纹 形成机制和调控研究进展 [J]. 焊接 ,2012 (4):7 -13.
- [21] 毛健雄.700℃超超临界机组高温材料研发最新进展[C] // 第九届电站金属材料学术年会论文集 2011.
- [22] Erik Walner. Higher efficiency Jess CO₂: New material for 700-degree power plants ready for practical test phase [EB/OL]. http: // www. thyssenkrupp. com/en/ presse/art _ detail. html&device. = printer&eid = TKBase_1272465952407_1083553654 2010.
- [23] Gregor Gierschner ,Christian Ullrich ,Helmut Tschaffon. Development of the 700°C coal power plant from the perspective of an European utility [C] //4th EU South Africa Clean Coal Working Group Meeting 2012.
- [24] Totemeier T , Tian C H , Clark D E , et al. Microstructure and strength characteristics of alloy 617 welds [J]. INL/EXT-05-00488 2005.
- [25] Young Su Park , Hyo Sik Hamb , Sang Myung Cho , et al. An assessment of the mechanical characteristics and optimum welding condition of Ni-based super alloy [J]. Procedia Engineering 2011(10): 2645 – 2650.
- [26] Farahani E , Shamanian M , Ashrafizadeh F. A comparative study on direct and pulsed current gas tungsten arc welding of alloy 617 [J]. AMAE Int. J. on Manufacturing and Material Science ,2012 ,2 (1): 1 -6.
- [27] Jalilian F Jahazi M Drew R. Microstructural evolution during transient liquid phase bonding of Inconel 617 using Ni – Si – B filler metal [J]. Materials Science and Engineering A 2006 423(1/2):269-281.
- [28] Daniel Henry Bechetti. Microstructural evolution and creep rupture behavior of INCONEL Alloy 740H fusion welds [D]. Pennsylvania: Lehigh University 2013.

(上接第62页)

- [2] Mohri Kaneo , Uchiyama Tsuyoshi , Panina Larissa V. Recent advances of micro magnetic sensors and sensing application [J]. Sensors and Actuators ,1997 59:1-8.
- [3] Alves F ,Bensalah A D. New 1D-2D magnetic sensors for applied electromagnetic engineering [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 181: 194 – 197.
- [4] 陈亮, 阙沛文, 黄作英, 等. 一种新型磁阻式传感器 在漏磁检测中的应用[J]. 传感器技术, 2004, 23

(10):75 - 79.

[5] 王朝华 邓瑞. 漏磁检测中的磁化技术 [J]. 甘肃科 技 2007 23(2):109-110.

- [6] 马凤鸣. 高速漏磁检测种速度效应的研究 [J]. 鞍山 师范学院学报 2006 8(4):24 - 27.
- [7] 彭玉华.小波变换与工程应用[M].北京:科学出版 社 2000:49 - 56.
- [8] 吴欣怡 赵伟,黄松岭.基于漏磁检测的缺陷量化方 法[J].电测与仪表 2008 45(5):20-22.