

Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd
合金焊接性

郝传勇， 时元宝， 李正林， 毛先锋
(中国科学院金属研究所， 沈阳 110016)



郝传勇

摘 要: 考察了 Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd 合金焊接接头力学性能。结果表明, Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd 钛合金的焊接热影响区存在硬化倾向, 塑性不足。焊前预热 150 ℃可使焊接热影响区塑性明显改善。通过改变焊缝合金系统和焊后热处理制度等工艺措施, 可以调整焊缝的综合力学性能, 使之达到技术指标要求。文中还探讨了 Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd 合金焊接脆性的机理, 认为延晶界成串分布的富钨相和晶内的马氏体转变组织是根本原因。
关键词: Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd; 焊接性; 富钨相
中图分类号: TG406 文献标识码: A 文章编号: 0253—360X(2003)03—09—05

0 序 言

Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd 合金是一种近 α 型热强钛合金, 能够在 550 ℃下长期工作。此合金最初只应用于锻件, 对其化学成分进行微量调整后又开发出板材。Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd 合金板材应用于焊接结构中, 暴露出焊接脆性问题。前期工作^[1]着重探讨了焊缝区的塑性。文中是针对焊接生产, 尽量采用可操作性强的工艺路线, 系统研究 Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd 合金板材焊接性, 重点仍是焊接接头塑性。

1 试验材料及方法

试验用 Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd 板材厚度 1.5 mm, 母材性能及焊接接头性能指标要求见表 1。试板及焊丝在焊前经酸洗及机械刮削。焊接采用手工钨极氩弧焊, 焊后热处理是在真空炉中进行, 真空度不低于 5×10^{-3} Pa。纵向弯曲试样去掉加强高, 压头直径 3 mm。室温拉伸, 550 ℃高温拉伸, 以及 550 ℃×350 MPa 持久试样分为带加强高和不带加强高两种。其它试验细节在以下各部分中叙述。

表 1 Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd 板材力学性能和焊接接头技术指标
Table 1 Mechanical properties and welded joint specifications of Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd sheet

	Room temperature			550 ℃		
	σ_b /MPa	α %)	Bend angle(°)	σ_b /MPa	α %)	Life t/h ^①
Base metal	1048	12.8	44.6	678	14.8	> 100
Weldment specification	≥900		≥25	≥550		> 100

Note: ① Under 350 MPa

2 试验结果及讨论

2.1 焊接热影响区的塑性

焊接热影响区是应力集中的区域, 如果韧性、塑性不足, 将对结构安全造成损害。因此, 首先考察了

Ti—5Al—4Sn—2Zr—1Mo—0.25Si—1Nd 合金热影响区的塑性。试验方法: 开 120°焊接坡口, 采用手工钨极氩弧焊, 填 TA1 纯钛焊丝, 正面焊枪带尾罩, 喷嘴氩气流量 14 L/min, 背面有保护气道, 氩气流量 10 L/min, 焊后真空热处理, 进行纵向弯曲试验和显微硬度试验。之所以开大角度坡口、填纯钛焊丝, 是为

了使焊缝具有足够大的塑性。如果热影响区存在脆性,能在纵向弯曲试验中清楚地观察到后裂情况,后裂弯曲角能较准确地测量最低塑性。试验结果见表 2。

表 2 Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd 合金焊接接头纵向弯曲试验结果
Table 2 Results of longitudinal bend test of Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd alloy welded joint

Postweld heat-treatment	As-welded	600 ℃× 2 h	800 ℃× 2 h	800 ℃× 4 h	800 ℃× 8 h	850 ℃× 16 h
Bend angle (°)	10~23/16	12~27/18	20~25/22	18~22/20	20~27/23	28~40/34
Fracture position	HAZ	HAZ	HAZ	HAZ	HAZ	HAZ

可以看出,焊后态热影响区存在明显脆性,经过 850 ℃× 16 h 高温热处理才能大幅度改善。然而因为变形问题和与固定胎具扩散反应问题,在超过 800 ℃的温度下热处理是不易实现的,因此需要探索其它的工艺措施,解决近热影响区脆性问题。

为了解脆化原因,做了显微硬度测试和微观组织分析。硬度试验结果(见图 1)表明焊接热影响区存在明显的硬化倾向。结合微观金相组织形貌(图 2)可以初步认定 Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd 合金焊接热影响区脆化与其它一些热强钛合金焊接脆化^[2~5]有着相似的机理,即高温 β 相在较快的冷却速度下转变为脆硬的针状 α' 马氏体。适当降低冷却速度能够促进 β→α+β 的扩散型相变,

抑制 β→α' 的切变型相变,或者焊后退火处理,使 α' 向 α+β 转变并粗化,可以改善合金塑性。

试验采用手工钨极氩弧焊,已经属于冷速较慢的焊接工艺,800 ℃以下的焊后退火处理不能达到技术指标要求。为了解决此问题,尝试了焊前预热的工艺措施,因为它能够进一步降低冷却速度。试验采用带加热棒的背面保护气道,用热传导的方式加热试板,并采用自动温控系统控制预热温度。考虑到钛合金在高于 200 ℃度时即开始吸气,因此,选择了 150 ℃的预热温度,其它焊接参数如前所述。焊后部分试样进行了 800 ℃× 8 h 的真空热处理。纵向弯曲试验结果表明,预热能够明显的改善焊接热影响区的塑性,焊后态弯曲角平均达到 26.5°,800 ℃× 8 h 热处理后平均达到 32°,与不预热条件下焊后 850 ℃× 16 h 热处理的效果相当,这对于实际生产具有重要价值。

一般的钛合金焊接脆化问题并不严重或者没有。从防氧化角度考虑,一般钛合金焊接技术条件都不主张预热。但试验结果证明:对于 Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd 合金,为防止焊接热影响区脆化,较低温度的焊前预热是必须的。试验过程并未采取更严格的保护措施,就能获得接近银白色的焊接接头。实际生产采用加热带进行 150 ℃的预热是可行的。

2.2 焊缝金属塑性与强度

Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd 合金自熔焊缝强度比母材高,但塑性、韧性非常差,为获得满意的焊接接头综合力学性能,必须对焊缝合金化系统进行调整^[1]。试验选择了焊后塑性比较好的填充金属 TA1 和 Ti-5Al-2.5Sn-ELI,焊接采用预热 150 ℃的手工钨极氩弧焊。纵向弯曲试验结果见表 3。为做对比,也给出不预热、填母材焊丝的焊接接头数据。

结果表明 Ti-5Al-2.5Sn-ELI 焊丝对焊缝塑性无明显改善,与前期的研究结果^[1]相差很大,这一点将在 3.3 节中予以讨论。选择表 3 中塑性满足指标要求的填纯钛的焊接接头,考察其室温强度、高温强度和持久性能。拉伸试样垂直焊缝截取,试验结果见

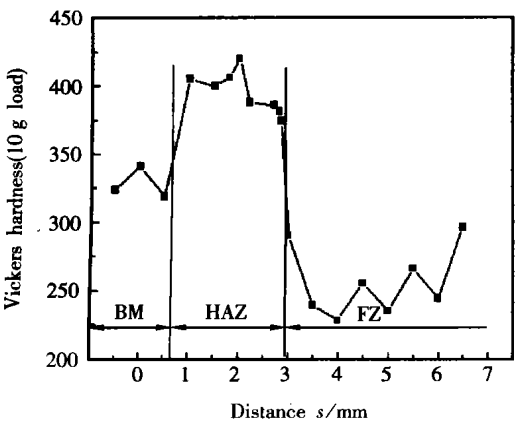


图 1 焊接热影响区硬度变化

Fig. 1 Hardness variation across HAZ

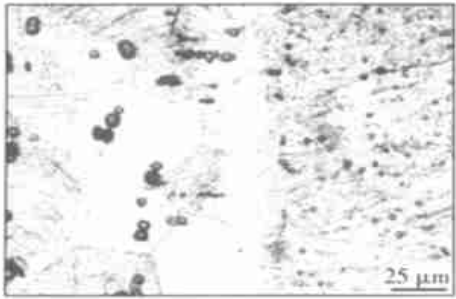


图 2 Ti-55 焊接热影响区的微观组织

Fig. 2 Microstructure of HAZ in Ti-55 alloy weldments

表4。由表4可见,去掉焊缝加强高的焊接接头各个强度指标均达不到技术指标要求,而带焊缝加强高的焊接接头能够满足各项技术指标要求。考虑到实际的薄壁焊接结构是允许带加强高的,因此,采用

如下焊接工艺:不开坡口;手工钨极氩弧焊(或相似线能量的自动钨极氩弧焊);填TA1纯钛焊丝;预热150℃;焊后800℃×8h真空热处理,能够获得各项指标均达到技术要求的焊接接头。

表3 150℃预热条件下Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd合金焊接接头纵向弯曲试验结果

Table 3 Results of longitudinal bend test of Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd alloy welded joint with 150℃ preheat

	Filler metal	Groove angle (°)	Postweld heat treatment			
			As-welded	800℃×8h	850℃×16h	950℃×8h
Bend angle (°)	Pure Ti	0	13.5~19/16	31~34/33	—	—
	Ti-5Al-2.5Sn-EII	60	12.5~17/15	15~17/16	—	—
	Ti-5Al-2.5Sn-EII	90	15~21.5/18	15~17.5/16	—	—
	Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd	0	5.5~9.5/8	—	11.5~15/13	18~18/18

表4 Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd合金焊接接头力学性能

Table 4 Mechanical properties of Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd alloy welded joint

Sample	Room temperature tensile strength σ_b /MPa	550℃ tensile strength σ_b /MPa	550℃×350MPa endurance life t/h
With weld reinforcement	791~832/812	490~579/505	>100
Weld reinforcement removed	1032~1033/1033	622~644/633	37.5

2.3 焊接脆性本质分析

前面的试验结果表明,采取合适的焊接工艺和焊后热处理制度,虽然可以使1.5mm薄板焊接接头在带焊缝加强高的情况下,满足各项技术指标要求。但是,实际接头的塑性和强度比母材都有很大的损失。如果板材厚度增加,焊缝加强高对强度的贡献减少,则焊接接头在强度方面就有可能达不到技术要求。因此,Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd合金的焊接问题并没有彻底解决。

为探讨Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd合金焊接脆性本质,对弯曲断口形貌和微观组织进行了分析。发现所有的断口有共同的特征:热影响区裂纹垂直焊缝,微观呈穿晶形貌,焊缝区裂纹与柱状晶生长方向相同,为延晶断口,断口表面分布着细小的第二相颗粒,见图3。焊缝微观组织及元素面分布分析表明富钕相存在于晶界和亚晶界,见图4。TEM分析显示晶界上还密集分布着更细小的富钕相颗粒,同时可以看到晶内组织为针状马氏体,见图5。Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd合金中的富钕相颗粒尺寸约几微米,它们具有极强的热稳定性,在接近合金熔点的1500℃保温10h,也能基本保持不变^[6]。初步分析富钕相在焊接中的行为,首先这些高熔点富钕相在焊接电弧的高温作用下发生熔解。凝固冷却过程中,富钕相将在结晶前沿重新析

出,由于焊接冷却速度快,它们的粒子尺寸很小。然而这些结晶前沿的富钕相粒子并未起到非均质形核核心的作用,可能只起到阻挡柱状晶前进的作用,并不断地被枝晶端头排挤到晶界和亚晶界。

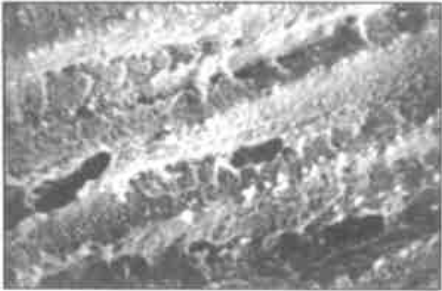


图3 熔合区SEM微观断口形貌
Fig. 3 SEM microfractograph of fusion zone

如图5所示的焊缝组织明显具有晶内强而晶界弱的特征,同时晶界密集分布的富钕相颗粒将起到裂纹源和裂纹扩展通道的作用。在应力作用下,必然产生低塑性的延晶破坏。为改善焊缝塑性,必须从两方面着手:一是减少(或消除)晶界富钕相;二是降低晶内马氏体化倾向或使 α' 粗化为平衡态 $\alpha+\beta$ 组织。填母材焊丝的焊缝经950℃×8h的热处理后,晶内组织显著粗化,见图6。而且看不到在晶界偏聚的富钕相,这可能是由于激烈的扩散过程使晶界和亚晶界产生较大的迁移,使得原来在晶界偏聚的富钕相转移至晶内。但焊缝塑性并未大幅度提

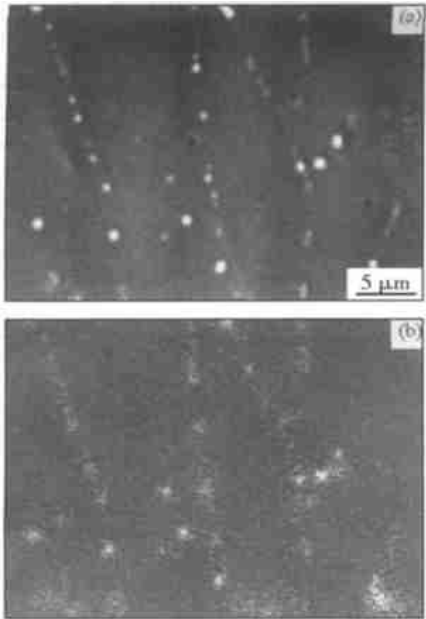


图 4 熔合区延晶第二相(a)和原位 Nd 元素面分布(b)

Fig. 4 Second phase along grain boundaries(a) and in-situ Nd distribution(b) of fusion zone

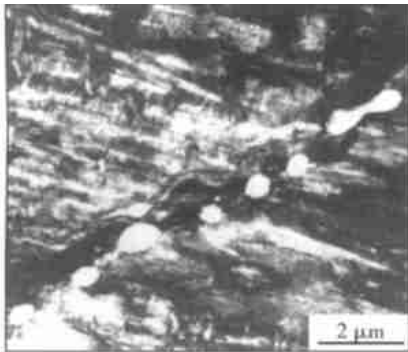


图 5 Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd 合金焊缝的透射电镜照片

Fig. 5 Transmission electron micrographs of Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd alloy weld

高,原因是在晶界产生了粗大而连续的 α 相(见图 7),损害了合金塑性。填充纯钛焊丝,一方面可以稀释焊缝中的钕元素,使晶界富钕相减少,同时降低合金化程度,使晶内软化。两者共同作用使焊缝塑性得以改善。前期的工作表明填 Ti-5Al-2.5Sn-ELI 焊丝,开 90° 坡口能够改善焊缝塑性,达到技术指标要求。而文中同样的合金系统调整方案却对焊缝塑性无显著改善。这样的差异应归因于焊接工艺的不同。采用预热的手工焊,冷却速度慢,柱状晶与枝晶尺寸粗大,晶界少,同时富钕相在结晶前沿有更多的时间充分析出。前期工作^[1]则采用快速的自动脉冲钨极氩弧焊,冷却速度快,柱状晶与枝晶尺寸小,晶界多,快的冷却速度在一定程度上能抑制富钕相的析出。这种工艺特点的不同造成相同的焊缝合金系

统却有不同晶粒尺寸和晶界富钕相数量,最终塑性表现不同可以理解。

为彻底克服 Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd 合金焊接脆性问题,有两个值得研究的方向:(1)新的钛合金焊接技术,如摩擦搅拌焊;(2)改进焊接材料:一方面稍微减低母材合金化程度,尤其是稀土元素钕,使热强型和焊接性取得平衡。另一方面,研制适当合金化的专用填充金属,使焊缝综合性能最佳。

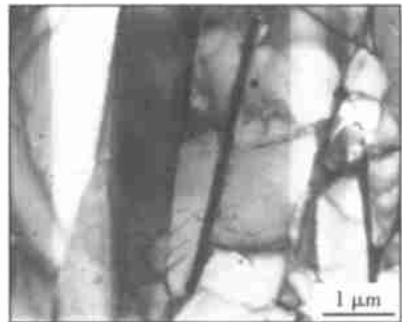


图 6 950 °C×8 h 热处理后焊缝的透射电镜照片

Fig. 6 Transmission electron micrographs of weld after postweld heat-treatment at 950 °C for 8 h

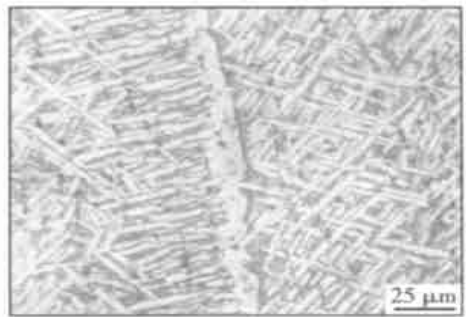


图 7 950 °C×8 h 热处理后焊缝微观组织的金相照片

Fig. 7 Metallograph of weld microstructure after postweld heat-treatment at 950 °C for 8 h

3 结 论

(1) Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd 合金焊接热影响区存在硬化倾向,塑性损失较大。焊前预热 150°C 可使塑性明显改善。

(2) Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd 合金焊缝微观组织特征是晶内 α' 马氏体和延晶分布的富钕相。

(3) Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd 合金焊缝的综合性可通过改变合金系统和焊后热处

[下转第 16 页]

参考文献:

[1] 马 良. 海洋油气管道工程[M]. 北京: 海洋出版社, 1987.

[2] 杨明华. 海洋油气管道工程[M]. 天津: 天津大学出版社, 1994. 30~80.

[3] 霍立兴. 焊接结构工程强度[M]. 北京: 机械工业出版社, 1995. 68~89.

[4] 霍立兴. 焊接结构的断裂行为及评定[M]. 北京: 机械工业出版社, 2000. 46~77.

[5] BS 7448: Part 1; 1991, Fracture mechanics toughness tests. Part 1. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of metallic materials[S].

[6] BS 7448: Part 2; 1997, Fracture mechanics toughness tests. Part 1. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials[S].

作者简介: 邓彩艳, 女, 1979 年出生, 硕士研究生, 主要研究方向为焊接结构的强度与断裂。

Email: dcaiy@eyou.com

[上接第 12 页]

理等工艺措施进行调整。采用不开坡口, 填充 TA1 纯钛焊丝, 预热 150℃的手工钨极氩弧焊工艺和 800℃×8 h 的焊后真空热处理, 可获得各项性能指标均达到技术指标要求的焊接接头。

参考文献:

[1] 郝传勇, 李正林, 毛先锋. Ti-55M 高温钛合金焊缝塑性的改善[J]. 金属学报, 2001, 37(7): 709~712.

[2] Mitchell D R, Tucker T J. The properties and transformation characteristics of welds in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo titanium alloy[J]. Weld-

ing Journal, 1969, 48(1): 23s~33s.

[3] Wu K C. Correlation of properties and microstructure in welded Ti-6Al-6V-2Sn[J]. Welding Journal, 1981, 60(11): 219s~226s.

[4] Baeslack W A, Banas C M. A comparative evaluation of laser and gas tungsten arc weldments in high-temperature titanium alloy[J]. Welding Journal, 1981, 60(7): 121s~130s.

[5] Mullins F d, Becker D W. Weldability study of advanced high temperature titanium alloy[J]. Welding Journal, 1980 59(6): 177s~182s.

[6] 刘羽寅, 李阁平, 李 东, 等. 高温钛合金中稀土相的热稳定性[J]. 中国稀土学报, 1998, 16(6): 163~165.

作者简介: 郝传勇, 男, 1970 年出生, 博士, 副研究员。主要从事新材料焊接研究工作, 发表论文 10 篇。

Email: cyhao@imr.ac.cn