

TB2钛合金焊接接头性能 和显微组织的关系

卓忠玉

(北京有色金属研究总院)

摘要

为研究TB2钛合金焊接接头性能和显微组织之间的关系，对该合金薄板材料采用了自动钨极氩弧焊焊接。对焊后状态和经过不同热处理的试样进行了室温拉伸、弯曲和硬度试验；进行了光学金相、二次复型、透射以及断口扫描电镜观察；用D-S型衍射仪进行了相分析。研究表明，TB2钛合金焊接性能与 α 相的形态、数量、尺寸关系密切；焊缝金属的时效速度比母材金属快；焊接经二次时效后接头延性显著提高是由于 α 相端部被钝化了的缘故；晶界附近无析出物区是造成沿晶开裂的主要原因；晶界上析出连续 α 相对脆性断口有重大影响。

一、序言

TB2钛合金是我院自行研制的属于介稳定 β 型钛合金，该类合金最突出的特点是在固溶处理状态下具有优良塑性，冷加工成型性能好，时效后强度高。一般常用于冲压焊接成型，是宇航工业的理想材料^[1]。遗憾的是这类合金焊后时效接头的延伸率显著下降^[2]，这就大大限制了该类材料的使用范围，故而引起了各国焊接工作者的极大关注。七十年代国外针对焊后时效延性下降问题开展了大量研究工作，迄今尚处在研究过程中^[3~4]。本文是研究属于介稳定 β 型的TB2钛合金焊接接头性能与显微组织之间的关系，试图探索影响TB2钛合金焊接接头延伸率下降的原因。

二、试验条件

1. 材料

采用2mm厚经固溶处理($800^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$ +空冷)后的TB2钛合金板材，相变点在 760°C 左右，合金的化学成分见表1。

表 1 TB2 钛合金板材的化学成分 %

Mo	V	Cr	Al	Fe	Si	C	N	O
4.98	4.99	7.98	3.4	0.12	<0.02	0.036	0.0315	0.10

2. 试验方法

采用自动钨极氩弧焊，夹具为气动压紧装置。焊前试板和焊丝均经过严格的清洗。焊接规范参数见表 2。

表 2 TB2 钛合金板自动钨极氩弧焊规范参数

焊接电流 A	电弧电压 V	焊速 mm/min	送丝速度 mm/min	钨极直径 mm	氩气流量 l/min		
					喷嘴	拖罩	反面
115	13~14	175	75	3	8	15	10

焊后对焊缝成分进行了化学分析，从焊件上切取拉伸和弯曲试样，去掉焊缝加强高，拉伸方向垂直于焊缝轴线，试样加工前进行热处理。热处理规范如下：（1）焊接 +800℃ × 30min + 空冷；（2）焊接 + 500℃ × 1 h 时效；（3）焊接 + 500℃ × 8 h 时效；（4）焊接 + 500℃ × 8 h + 620℃ × 30min 时效。

对焊后状态和以上四种热处理状态下的焊接试样进行了室温拉伸，弯曲和硬度试验。进行了光学金相、二次复型透射电镜观察，用电子探针测定了焊缝区成分，并用 D-S 型衍射仪进行了相分析。

三、试验结果

化学分析结果见表 3，机械性能试验结果见表 4 和表 5。

表 3 焊缝成分 %

Mo	V	Cr	Al	Si	Fe	N	O	C
4.98	4.97	7.94	3.42	<0.02	0.12	0.034	0.124	0.057

表 4 不同热处理规范下的硬度值

热 处 理 规 范	HV 硬度值			
	焊缝	熔合线附近	热影响区	母材
焊后状态	267	259	262	270
焊接 + 500℃ × 8 h	295	392	379	369
焊接 + 500℃ × 8 h + 620℃ × 30 min	318	333	332	327

表 5 不同热处理规范下母材和焊接接头室温拉伸和弯曲性能

热 处 理 规 范	试样部位	抗 拉 强 度 σ_b kgf/mm ²	延 伸 率 δ %	弯 曲 角 α °
焊后状态	焊接接头	88.8	8.0	81
固溶状态	母 材	94.8	23.2	119
焊接 + 800°C × 30min	焊接接头	87.3	3.84	18.8
二次固溶处理	母 材	93.1	22.8	43.5
焊接 + 500°C × 1h	焊接接头	88.5	0.92	8
固溶处理 + 500°C × 1h	母 材	94	21	39.5
焊接 + 500°C × 8h	焊接接头	134	3.69	24.4
固溶处理 + 500°C × 8h	母 材	128	10	26
焊接 + 500°C × 8h + 620°C × 30min	焊接接头	116	7.23	39
固溶处理 + 500°C × 8h + 620°C × 30min	母 材	113	18	42.1

注：焊接接头试样均断在焊缝上

母材和焊缝的显微组织见图 1 (图版17)、图 2 (图版18) 和图 3 (图版19)。
母材和焊缝的断裂特征见图 4 (图版19) 和图 5 (图版20)。

四、讨 论

由表 5 可知，焊后状态，焊接 + 800°C × 30min + 空冷和焊接 + 500°C × 1h 时效这三种情况下，焊接接头和母材强度值基本保持不变，接头 σ_b 大约为 90kgf/mm²，母材 σ_b 约为 93kgf/mm²，母材延伸率也基本不变。但在这三种状态下接头延伸率变化范围却较大，其对应值分别为 8%，3.84%，0.92%。

从以上三种状态下的显微组织 (图 1) 可见：焊后状态母材仍是经固溶处理后得到的介稳定 β 等轴晶粒，焊后经 800°C × 30min 空冷和焊后经 500°C × 1 h 时效，焊缝区有明显弥散析出物，经 D-S 型衍射分析确认认为是 α 相。母材没有或仅有少量 α 相析出，所以母材强度值和延伸率都基本保持不变。而接头延伸率随 α 相析出的数量、尺寸和形态的不同有较大范围的变化。在这三种状态下接头强度值不变是由于 α 相数量不多，未能起到强化的作用。比较图 1 中(e)、(f) 的显微组织，可以明显看出，焊缝区的时效速度

比母材快。

下面着重讨论焊后经 $500^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$ （称一次时效），焊后经 $500^{\circ}\text{C} \times 8\text{h} + 620^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$ （称二次时效），这两种时效规范下接头延性和显微组织的关系。经一次时效后母材和接头强度值显著提高，母材 σ_b 达 128kgf/mm^2 ，接头 σ_b 达 134kgf/mm^2 ，如图2所示。在该时效规范下，析出 α 相的数量显著增多，且弥散均匀分布，增加了位错运动的阻力，因而强度提高，然而在该时效规范下接头延伸率还不到4%。经二次时效后，强度稍有下降，但延伸率提高到7.29%。比较图2、图3可以看出，在这两种时效规范下，析出 α 相的形态有明显的不同：一次时效 α 相端部较尖，每个 α 相连接较紧密，相互交错，形成网状结构，因而限制了塑性变形的能力；经二次时效后， α 相有所集聚，端部被钝化减小了位错运动的阻力，有利于塑性变形，故其延伸率得到明显提高。 α 相形态的变化是由于 β 固溶体在 $500^{\circ}\text{C} \times 8\text{h}$ 时效后得到了较为弥散并均匀分布的 α 相沉淀，再经 $620^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$ 较高温度短时效处理，使 α 相得到集聚的缘故。

从一次和二次时效后的拉伸断口金相分析发现，其断口都表现为沿晶开裂（图4 b、c）。一次时效断口为岩石状晶间断口，这是脆性断口特征。二次时效断口为延性晶间断口。图5（a）、（b）分别说明了焊缝经一次和二次时效后沿晶开裂的二次裂纹。发生沿晶开裂的原因，一般是由于晶界区的能量比晶内高。因此，晶界处或邻近区域易形成各种杂质，或脆性化合物，或合金元素偏析，或第二相连续的脆性薄膜。电子探针对焊缝未经热处理状态下的晶界和晶内成分进行微区分析表明：气体杂质氧含量还低于晶内，易形成脆性化合物的 TiCr_2 中的铬含量也稍低于晶内（表6）。在晶界附近进行电子衍射也没有发现脆性相。说明沿晶界开裂主要不是由于杂质或脆性相的影响。

表6 未经热处理的焊缝晶界和晶内元素分析

元 素	Al	Mo	V	Cr	O
晶 界	0.92	0.95	1.07	0.978	0.605
晶 内	1	1	1	1	1

注：把晶内元素含量当作1

观察这两种时效规范下的显微组织发现，在其晶界附近都存在着窄的无析出物区（即无 α 相析出）。 α 相起强化作用，晶内有大量弥散 α 相沉淀。因此，晶内强度较晶界附近高，故易形成沿晶开裂。经一次和二次时效后的母材，在晶界附近也存在着无析出物区，所以同样表现为沿晶开裂（图5（c）、（d））。而焊后状态由于无 α 相析出，晶界附近不存在无析出物区，其拉伸断口主要表现为混合晶断口（图4a）。这就进一步说明了晶界附近的无析出物区是造成沿晶开裂的主要原因。

从图2、图3的（c）中可看到，在晶界上均有析出物，经电子衍射仍为 α 相。一次时效后晶界上析出的 α 相彼此联系较紧密，妨碍位错越过晶界进行滑移运动，使塑性变形被限制在无析出物区内。当达到断裂应力时，则形成裂纹^[5]。裂纹是沿着析出相的

晶界(二次晶界)开裂的,使裂纹易形成通道,有利于裂纹的扩展,故易出现脆性断口。二次时效后,晶界上析出的 α 相端部被钝化了,端部处形成一个小的塑性区,裂纹在此区域内应力得到松弛,不利于裂纹的扩展,说明晶界上析出连续 α 相对焊后时效出现脆性断口有重大影响。

四、结 论

1. TB 2 钛合金焊接接头的延伸率与析出相的形态、数量、尺寸存在着密切的关系,在强度值一定的情况下,其延伸率的变化范围较大。
2. 焊缝金属的时效速度比母材金属快。
3. 焊接经二次时效后,接头延伸率的提高是由于其析出 α 相的端部被钝化了的缘故。
4. 晶界附近的无析出物区是造成沿晶开裂的主要原因。
5. 晶界上析出连续 α 相,对焊后时效出现脆性断口有重大影响。

(1981年9月20日收到)

参 考 文 献

- (1) ADAO53589 (AFML-TR-77-165) .
- (2) C.M.古列维奇等,高强钛合金的焊接,尹克里译,国防工业出版社,(1980)。
- (3) D.W.Becker, Welding Journal, (1980), № 3, 85S~92S.
- (4) W.A.Reinsch et al., Metal progress, 117 (1980), № 3~4, 64—65.
- (5) 有色金属及其热处理编写组,有色金属及其热处理,国防工业出版社,(1981)。

THE RELATIONSHIP BETWEEN
TENSILE DUCTILITY AND MICROSTRUCTURE OF
THE WELD OF TB 2 TITANIUM ALLOY

Zhuo Zhongyu

(General Research Institute of Nonferrous Metals, Beijing)

Abstract

The relationship between tensile ductility and microstructure of the weld of TB 2 titanium sheet alloy has been studied. Tensile test, bending test, and hardness test of specimens with and without heat-treatment after automatic TIG welding have been conducted at ambient temperature. The microstructures and fractured surfaces have been studied by optic microscopy, electron microscopy(replica and thin foil) and scanning electron microscopy. It has been found that the tensile ductility of the weld of TB 2 titanium alloy depends on the morphology, quantity and size of the α -phase. The rate of ageing in the weld is higher than that in the base metal. The tensile ductility of the weld after 2-stage ageing has been raised considerably due to the blunting of the tips of α -phase precipitates. The presence of precipitation-free zone near grain boundaries is responsible for the intercrystalline fracture. The presence of continuous α -phase precipitation along grain boundaries embrittles the alloy substantially.