



TB8 钛合金板材 TIG 焊缝组织与拉伸性能

马 权, 曹 迪

(宝鸡文理学院 机电工程学院, 宝鸡 721004)

摘 要: 采用 TC4 焊丝对 TB8 板材实施 TIG, 焊后分别在 500、550、600 和 650 °C 对接头退火 1 h 后炉冷。测试不同焊后热处理接头的室温拉伸强度和硬度; 利用 OM 观察未热处理接头(NTWJ)的宏观组织; 利用 SEM 研究焊缝的微观组织及拉伸断口形貌; 利用 EDS 分析 NTWJ 焊缝的成分分布; 利用 TEM 研究 NTWJ 焊缝中的亚稳相。结果表明: NTWJ 焊缝为成分分布不均匀的铸态组织, 其 $[Mo]_{eq}$ 为 6.5~11, 基体由粗大的亚稳 β 相构成。拉伸实验时位于 NTWJ 焊缝中部的 α 相发生解理, 使接头从焊缝中部脆性断裂。500 °C 退火后, α 相消失, 但没有 α 相片层组织形成。550 °C 退火后, β 相中析出了极细小的 α 相片层, 接头的拉伸强度达到最大值 1223 MPa。经 600 °C 和 650 °C 退火后, β 相中析出的 α 相片层粗化, 因此, 接头拉伸强度下降, 断口呈现完全脆性断裂。

关键词: TB8 钛合金; TIG; 焊接接头; 拉伸强度; 焊缝; 亚稳相

文章编号: 1004-0609(2019)-10-2299-07

中图分类号: TG444

文献标志码: A

TB8 为近 β 高强高韧钛合金, 强度可以超过 1400 MPa^[1-3], 还具有比强度高、塑性好、抗腐蚀性强等优点, 主要用于制备框架结构、连接件和紧固件等。焊接能简化结构的生产和修复, 钨极惰性气体保护焊(Tungsten inert gas welding, TIG)设备简单, 适应性强, 是钛合金最经济、最常用和运用最广泛的焊接方法。从简化工序, 降低成本, 便于推广等方面考虑, 本研究以 TC4 焊丝的 TB8 冷轧板 TIG 焊接^[4-6]。

TB8 钛合金的强度高、塑性好、焊缝成为接头的最薄弱环节, 其成分和组织决定接头的力学性能。利用 TC4 焊丝实施焊接, 焊缝的主要合金元素为 Mo、Nb、V 和 Al。由于液态熔池保持时间短, 焊丝和母材熔液不能充分混合和扩散, 使焊缝合金元素分布不均匀, 钼当量($[Mo]_{eq}$)和 β 转变温度(T_{β})不一致。随着电弧移动, 焊缝快速凝固, 形成非平衡态组织。为了消除亚稳相, 获得理想的 $\alpha+\beta$ 组织, 提高接头力学性能, 需对接头进行焊后热处理。由于成分不均匀和经历不同的热过程, 焊缝各部位可能形成不同的亚稳相, 增大了焊后热处理的难度。

为明确焊缝成分、组织和性能的特点, 本文作者采用 TC4 焊丝对 TB8 钛合金冷轧板材实施 TIG, 研究未焊后热处理接头(NTWJ)中焊缝的宏观与微观组织、成分分布及亚稳相。研究退火温度对焊缝微观组

织, 以及焊缝微观组织对接头拉伸力学性能和硬度的影响。依据拉伸断口形貌研究接头的断裂方式, 判断接头的塑性。

1 实验

用尺寸为 75 mm×78 mm×3 mm 的 TB8 钛合金冷轧板为母材, 母材的名义成分为 Ti-3.24Al-15.06Mo-2.83Nb-0.21Si-0.26Fe 焊前铣削去除焊接及其邻近区域的氧化层。采用间隙约为 1.8 mm 的对接 I 型坡口和单面焊接双面成型工艺, 用直径 2.5 mm 的 TC4 焊丝实施手工 TIG, 焊接方向垂直于母材轧制方向, 焊丝名义成分为 Ti-6.51Al-3.92V。焊接保护气体为纯度不低于 99.99% 的氩气, 喷嘴(NZ)、正面拖罩(FC)、背部拖罩(BC)的氩气流量(AFR)以及焊接电流(WC)、焊接电压(WV)、焊接速度(WS)如表 1 所示。焊后用 X 射线探伤, 排除含缺陷试样。由于焊后 NTWJ 为非平衡态组织, 且焊缝合金元素分布不均匀, 因此分别在 500 °C、550 °C、600 °C、650 °C 对 NTWJ 退火 1 h 后炉冷。本文作者使用 JEM-200CX 型透射电镜(TEM)研究 NTWJ 焊缝中亚稳相的形态和尺寸, 用选区电子衍射(SAED)确定亚稳相的类型。用 Nikon MA200 型

基金项目: 陕西省自然科学基金资助项目(2018JM5142)

收稿日期: 2018-12-06; 修订日期: 2019-04-02

通信作者: 马 权, 副教授, 博士; 电话: 0917-3364295; E-mail: 3345883588@qq.com

表1 TIG 焊接工艺参数

Table 1 Welding parameters of TIG

Welding current/ A	Welding voltage/ V	Argon flow rate/(L·min ⁻¹)			Welding speed/ (cm·min ⁻¹)
		NZ	FC	BC	
128	15	15	25	25	20

光学显微镜(OM)观察接头的金相组织,金相样品腐蚀剂配比为 20% HNO_3 +5% HF +75% H_2O (体积分数)。使用 QUANTA FEG 250 型扫描电镜(SEM)研究 NTWJ 和退火接头(HTWJ)焊缝的微观组织,以及拉伸断口形貌。用 SEM 附带的 EDS 分析 NTWJ 焊缝的成分。用 Instron-1185 型拉伸机测试接头的室温拉伸力学性能,拉伸试样按照国标 JB/T 4745-2002 加工。用 Wilson 2100B 型维氏硬度仪测试 NTWJ 和 HTWJ 的硬度,测试载荷为 49 N,加载时间为 15 s,测试点间距为 0.5 mm。

2 结果与讨论

2.1 接头的力学性能

2.1.1 接头的拉伸强度

拉伸试验中接头全部从焊缝断裂,NTWJ 的断裂位置在焊缝中央,接头的强度取决于焊缝。表 2 所列 NTWJ 和经 500、550、600、650 °C 退火 1 h 后炉冷处理接头的室温拉伸强度,表 2 显示退火后接头的强度大幅提高,NTWJ 的强度只有 822 MPa,但经 500 °C 退火后,强度提高到 1108 MPa;经 550 °C 退火后,强度达到最大值 1223 MPa。然而当退火温度提高到 600 °C 后,强度开始下降。尽管在 650 °C 退火后强度降低到 1155 MPa,但仍比 NTWJ 的高 333 MPa。

2.1.2 接头的硬度

图 1 所示为接头横截面上到焊缝中央不同距离的点及原始母材的 HV 硬度。由图 1 可看出,冷轧 TB8

表 2 NTWJ 在不同温度退火 1 h+炉冷接头的拉伸强度

Table 2 Ultimate tensile strengths of NTWJ and welded joints annealed at different temperatures for 1 h following furnace cooling

Temperature/ °C	Ultimate tensile strength/MPa
NTWJ	822
500	1108
550	1223
600	1185
650	1155

母材的硬度值为 478HV,显著高于(在 600 °C 退火的焊缝除外)焊接接头的硬度,这是由于焊接热消除了母材的冷作硬化。接头硬度的特点是:总体上,焊缝比热影响区(HAZ)的硬度高。对于具体样品,NTWJ 焊缝中央的硬度最高,离开焊缝中央后硬度单调下降,但 HTWJ 焊缝中央的硬度比侧部低。热处理对接头硬度的影响很大,相比之下,NTWJ 的硬度很低,其 HAZ 的硬度值仅约为 270HV。经 500 °C 退火后,焊缝中央的硬度有所降低,但是焊缝侧部和 HAZ 的硬度大幅提高。经 550 °C 和 600 °C 退火后,接头的硬度进一步提高;经 600 °C 退火后,焊缝的硬度达到最大值 510HV,而两者 HAZ 的硬度相近。经 650 °C 退火后,焊缝的硬度下降,但仍显著高于在 500 °C 退火的焊缝。650 °C 和 500 °C 退火 HAZ 的硬度基本相同。

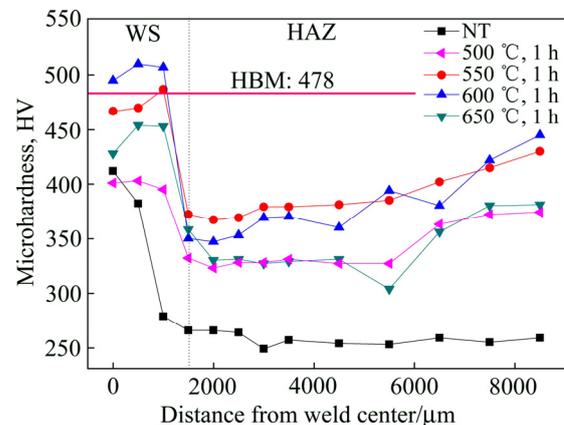


图 1 接头横截面上到焊缝轴线不同距离点的 HV 硬度

Fig. 1 HV microhardnesses of points at different distances from axis of weld on cross section of welded joints

2.2 NTWJ 的宏观组织和成分分析

2.2.1 NTWJ 的宏观组织

图 2 所示为 NTWJ 的宏观组织,图 2(a)为接头横截面的形貌,焊缝宽度约 7 mm,高度约 4 mm,焊缝余高由粗大柱状晶构成,焊接时粗大的柱状晶分别从焊缝背面和焊缝上部开始,垂直于母材向上生长,尺寸达到 mm 级。柱状晶区(CGZ)在焊缝横截面中的占比较大,去除余高也不能完全消除柱状晶,柱状晶的晶界与拉伸试验载荷垂直,对接头的拉伸力学性能不利。横截面上焊缝和母材的边界接近抛物线,抛物线间的焊缝由尺寸达到 mm 级的粗大等轴晶构成。

图 2(b)所示为 NTWJ 沿 LS 纵截面(如图 2(a)所示)的 OM 组织形貌。由图 2 可以看到,过热区(OZ)的晶粒粗大,尺寸约为 0.5 mm。焊缝晶粒依托母材结晶,并向焊缝中心生长,生长方向与焊接方向约成 45°角,最终成为长宽比约 2:1,尺寸约 1 mm 的粗大晶粒。除

此之外, 在截面的中央还存在一个组织无法辨认的狭长条带(ST)。接头的性能与组织密切相关, OM 照片只能显示接头的宏观组织, 因此用 SEM 和其附带的 EDS 研究更微观的焊缝组织及其成分分布。

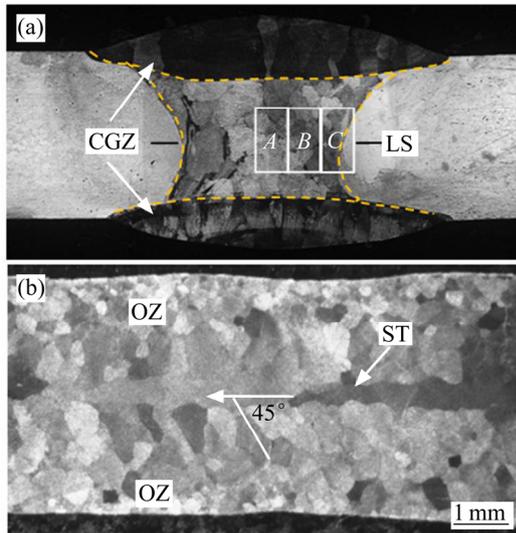


图 2 NTWJ 横截面和纵截面的形貌
Fig. 2 Morphologies of cross(a) and longitudinal section(b) of non-heat-treated welded joint

2.2.2 NTWJ 焊缝的成分分布

表 3 所列图 3 中 NTWJ 焊缝横截面上、中、下部(U、M、L)各区域的 Mo、Nb、Al 和 V 含量及对应 [Mo]_{eq}。结果表明焊缝上、中、下部成分仅小幅波动, 但从焊缝边缘到中部 Al 和 V 含量的趋势递增, Mo、Nb 含量的趋势递减^[7-9]。由于液态熔池保持时间很短, TC4 焊丝和 TB8 母材熔液混合、扩散不充分, 造成了上面的元素分布不均匀。另外, 液态金属快速凝固使焊缝成分呈现非单调变化。

表 3 显示了焊缝的 [Mo]_{eq} 为 6~11.5, 焊缝边缘的 [Mo]_{eq} 为 10~11.5, 而中部为 6.5~7.5, 这是由成分不

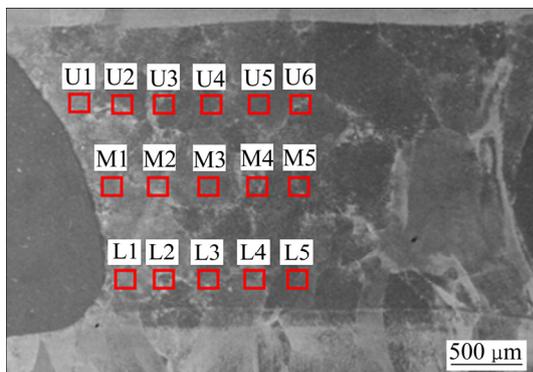


图 3 NTWJ 焊缝横截面上 EDS 成分分析的区域
Fig. 3 Areas of composition analysis by EDS on cross section of welded seam in non-heat-treated welded joint

表 3 图 3 所示 NTWJ 焊缝横截面各区域的成分及 [Mo]_{eq}
Table 3 Compositions and [Mo]_{eq} of areas shown in Fig. 3 on cross section of welded seam in non-heat-treatment welded joint

Area	Mass fraction/%				
	Al	Nb	Mo	V	[Mo] _{eq}
U1	4.20	2.09	9.25	1.02	10.56
U2	4.03	2.36	9.23	1.39	10.87
U3	4.28	2.9	9.55	1.21	11.24
U4	4.46	1.69	7.03	1.66	8.65
U5	4.34	1.59	6.97	1.82	8.67
U6	4.73	1.15	5.27	2.84	7.51
M1	4.14	2.20	9.17	1.34	10.73
M2	4.13	2.55	9.39	1.71	11.30
M3	4.34	1.57	7.18	1.80	8.86
M4	4.81	1.12	5.19	2.68	6.76
M5	4.67	1.34	4.97	2.07	6.30
L1	3.77	1.93	9.07	1.10	10.39
L2	4.12	2.19	9.1	1.33	10.65
L3	4.29	1.65	7.01	1.85	8.74
L4	4.50	1.37	5.98	1.88	7.65
L5	4.54	1.30	5.67	2.13	7.48

均造成的。从焊缝边缘到中心, [Mo]_{eq} 逐渐减小, 合金类型相应地从近 β 型渐变为 α+β 型, 依据 [Mo]_{eq} 及降温特性判定 NTWJ 焊缝的基体为亚稳 β 相^[1-3]。

2.3 NTWJ 焊缝的微观组织分析

2.3.1 NTWJ 焊缝的 SEM 组织分析

图 4(a)~(c)展示了 NTWJ 焊缝在图 2(a)中 A~C 位置的 SEM 显微组织, 分别代表焊缝中部、焊缝中部到边缘位置和焊缝边缘的组织。图 4(a)显示 A 位置由尺寸约为 50 μm 的亚稳 β 相等轴晶构成, 而且亚稳 β 相晶粒上还稀疏分布着针状组织。图 4(a)表明图 2(b)中的条带由沿焊缝轴线的等轴晶构成, 低倍组织显示为条带。图 4(b)显示 B 位置的亚稳 β 相基体晶粒更粗大, 其上分布着相对较密的针状组织。图 4(c)显示焊缝边缘的基体亚稳 β 相上同样存在针状组织, 但紧邻母材部位的针状组织更稠密, 尺寸更大。离母材稍远部位的针状组织相对稀疏, 尺寸较小, 这与成分和降温速率有关。图 4 表明 NTWJ 焊缝的基体亚稳 β 相十分粗大, 而且焊缝侧部的 β 相尺寸大于焊缝中心, 基体相晶粒粗大且不均匀对焊缝的强度和塑性不利。亚稳相影响接头的性能和退火后的组织, 因此, 对 NTWJ 焊缝的中部和侧部进行 TEM 检测。

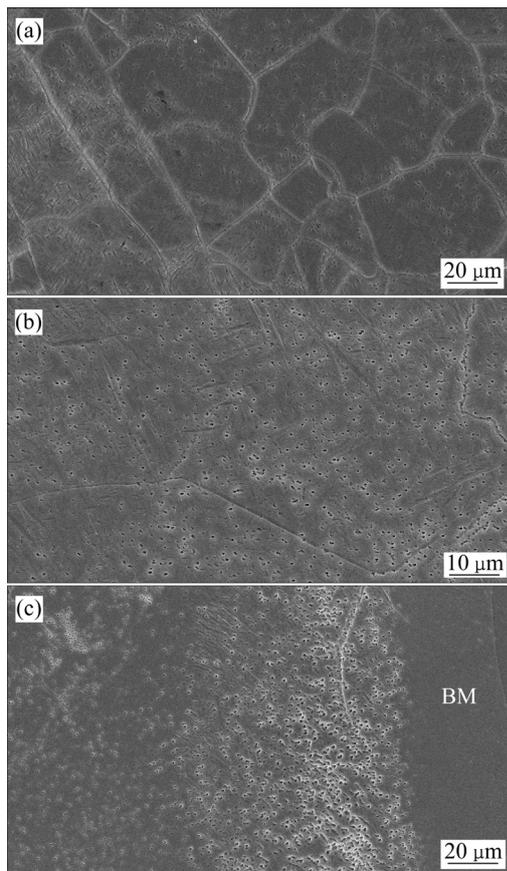


图4 图2(a)中A~C区的SEM像

Fig. 4 SEM images of areas A(a), B(b), C(c) shown in Fig. 2(a)

2.3.2 NTWJ焊缝的TEM像

图5(a)所示为NTWJ焊缝中部 α'' 相的暗场像。图5(a)左上角为基体 β 相和 α'' 相的SAED图, β 相的晶带轴为 $[111]_{\beta}$, α'' 相和 β 相衍射斑点的亮度接近说明 α'' 相的量很大。图5(a)暗场相显示在NTWJ焊缝中部存在数量极多、呈透镜状、尺寸相差很大的 α'' 相,SAED的结果和暗场一致。图5(b)所示为NTWJ焊缝侧部的明场像,照片中大量宽度约500 nm的极薄片层,左上角的SAED像表明这种极薄的片层为 α' 相。在NTWJ焊缝的侧部没有找到 α'' 相,说明 α'' 相仅存于焊缝的中部,这由成分和降温条件所决定。TEM研究确定,NTWJ焊缝的基体为亚稳 β 相,在其中部存在大量透镜状的 α'' 相,侧部有极薄的 α' 相片层。亚稳 β 相的强度低,塑性好,所以NTWJ的硬度最低,虽然大量 α'' 相起到第二相强化作用,使NTWJ焊缝中部的硬度高于侧部,但它也削弱了强度和塑性,导致拉伸实验时NTWJ从焊缝中部断裂^[10-12]。为获得稳定组织,根据TB8^[1,3,13]和TB6^[14]等钛合金的热处理文献,确定焊后热处理制度为分别经500、550、600和650℃退火1 h+炉冷。

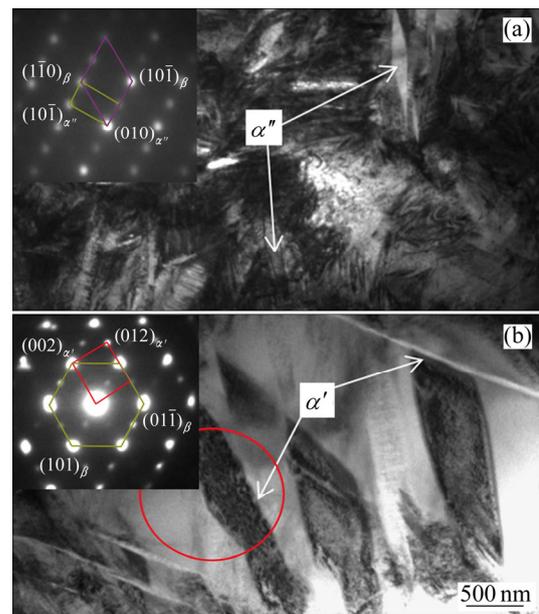


图5 NTWJ焊缝中部 α'' 相的暗场像和侧部 α' 相的明场像
Fig. 5 Dark field image of α'' phases in middle part(a) and light field image of α' phase on side(b) of welded seam in non-heat-treatment welded joint

2.4 热处理后焊缝的SEM像

图6(a)~(d)所示分别为经500、550、600、650℃退火1 h+炉冷焊缝的SEM像。SEM像结果表明:尽管焊缝的成分和基体亚稳 β 相尺寸分布不均,但退火时析出的片层 α 相的尺寸和分布相差不大。图6(a)显示在500℃退火尽管消除了焊缝中的针状组织,但没有形成可见的片层 α 相,表明基体 β 相仍然处于亚稳态,所以退火后接头的拉伸强度得到提高,但其仍处于较低水平。图6(b)显示在550℃退火后,焊缝中析出了长度约为几微米,厚度为几十纳米的极细小 α 相片层。细小的 α 相片层对焊缝的塑性和强度都有利,因此接头的拉伸强度达到最大值1223 MPa,硬度也很大提高。图6(c)显示在600℃退火后焊缝中的 α 相片层组织明显粗化,片层 α 相的长度约为10 μm,宽度约为100 nm。 α 相粗化使接头的拉伸强度降低为1185 MPa,但硬度达到最大值510HV。图6(d)显示在650℃退火后焊缝的片层 α 相更粗化,接头的拉伸强度进一步降为1155 MPa,硬度也随之下降。综上所述可知,接头的强度和硬度取决于微观组织,消除亚稳相,析出细小 α 相可以有效提高接头的拉伸强度和硬度。

2.5 接头的拉伸断口分析

图7所示为NTWJ和经不同温度退火1 h后炉冷接头的室温拉伸断口形貌。NTWJ的断裂位置在焊缝中央,图7(a)显示NTWJ的拉伸断面上存在河流花样

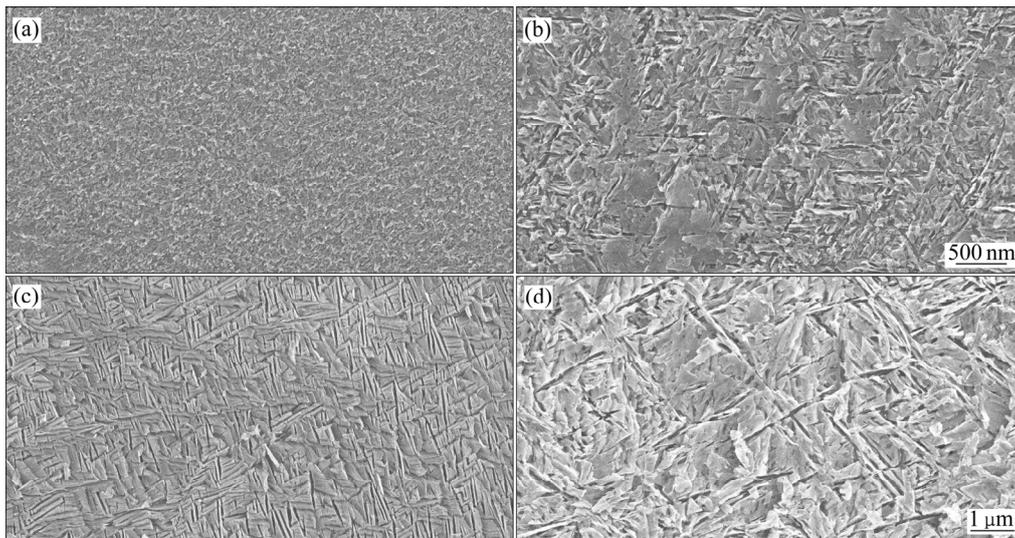


图 6 不同温度退火 1 h 后炉冷焊缝的 SEM 像

Fig. 6 SEM images of welded seams annealed at different temperatures for 1 h following furnace cooling: (a) 500 °C; (b) 550 °C; (c) 600 °C; (d) 650 °C

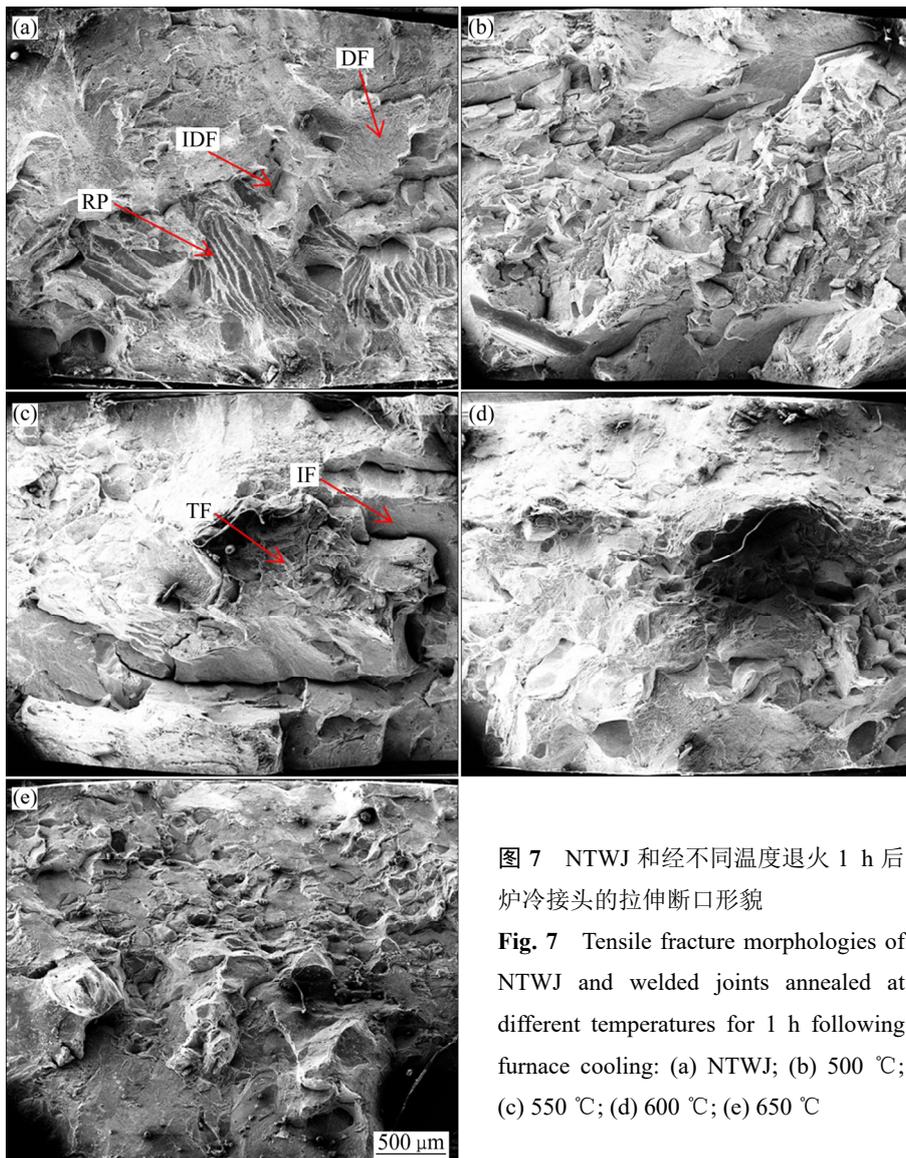


图 7 NTWJ 和经不同温度退火 1 h 后炉冷接头的拉伸断口形貌

Fig. 7 Tensile fracture morphologies of NTWJ and welded joints annealed at different temperatures for 1 h following furnace cooling: (a) NTWJ; (b) 500 °C; (c) 550 °C; (d) 600 °C; (e) 650 °C

(RP)、韧窝(DF)及沿晶韧窝(IDF)。断裂方式理解为焊缝首先在河流花样处发生解理, 应力集中使裂纹扩展, 撕裂基体 β 相, 产生韧窝。裂纹扩展时, 如果沿晶断裂所需能量低于穿晶断裂, 就形成沿晶韧窝。NTWJ焊缝的粗大晶粒和其中部大量的透镜状 α'' 相是造成解理的原因。在500℃退火消除了焊缝中的 α'' 相, 因此, 图7(b)所示断口中河流花样消失, 退火后亚稳 β 相为焊缝基体, 其断裂形成大量韧窝。由于焊缝晶粒粗大, 不能协调变形, 最后两个 β 相晶粒在晶界处剪切断裂。图7(c)显示在550℃退火接头焊缝中部的等轴晶区同时出现沿晶断裂(IF)和穿晶断裂(TF), 同时柱状晶区沿垂直于载荷的晶界断裂。图7(d)和(e)显示在600℃和650℃退火后焊缝断口没有塑性断裂的宏观特征, 而且存在大量岩石状花样, 为纯粹的脆性断裂^[15-18]。综上所述可知, 断口反映出焊缝的塑性很低, 主要原因是NTWJ焊缝中的 α'' 相在很低的应力下发生解理, 应力集中造成撕裂, 削弱了NTWJ焊缝的塑性。对于HTWJ焊缝, 柱状晶的晶界垂直于拉伸试验载荷和焊缝粗大原始 β 相晶粒间不能协调变形导致拉伸时发生沿晶断裂使焊缝塑性降低。因此, 提高接头的塑性需要消除亚稳相, 缩小或消除焊缝中的柱状晶区, 细化焊缝基体 β 相晶粒。

3 结论

1) NTWJ焊缝正面和背面存在垂直于母材的柱状晶, 焊缝两侧的晶粒向中心生长, 生长方向与焊接方向约成45°角, 焊缝中部为等轴晶。NTWJ焊缝侧部Mo、Nb含量高, 中部Al、V含量高, $[Mo]_{eq}$ 在6.5~11之间变化。

2) NTWJ焊缝的基体为 β 相, 在其中部存在大量透镜状 α'' 相, 拉伸时 α'' 相发生解理, 使NTWJ的强度和塑性都很低。在500℃退火后 α'' 相消失, 但没有析出片层 α 相, 因此, 尽管接头强度显著增加, 但仍处于较低水平。在550℃退火后形成了大量极细小片层 α 相, 接头强度达到最高值1223 MPa。在600℃和650℃退火后 α 相片层粗化, 接头强度下降, 断口显示为脆性断裂。

3) 提高接头的强度和塑性需要缩小, 甚至消除焊缝中的柱状晶区, 细化焊缝基体 β 相, 消除亚稳相和析出细小 α 相片层。

REFERENCES

[1] SUN J F, ZHANG Z W, ZHANG M L, JIANG F C, DING M

H. Microstructure evolution and their effects on the mechanical properties of TB8 titanium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 63: 769-774.

[2] GU K X, ZHAO B, WENG Z J, WANG K K, CAI H K, WANG J J. Microstructure evolution in metastable β titanium alloy subjected to deep cryogenic treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 723:157-164.

[3] 周伟, 辛社伟, 葛鹏, 李倩, 陈军. TB8钛合金板材再结晶动力学[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(6): 1531-1533.

ZHOU Wei, XIN She-wei, GE Peng, LI Qian, CHEN Jun. Recrystallization kinetics of TB8 titanium alloy plate[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(6): 1531-1533.

[4] KARPAGARAJ A, SIVA SHANMUGAM N, SANKARANARAYANASAMY K. Some studies on mechanical properties and microstructural characterization of automated TIG welding of thin commercially pure titanium sheets[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 640: 180-189.

[5] YANG X W, LI W Y, LI H Y, YAO S T, SUN Y X, MEI L. Microstructures and microhardness for sheets and TIG welded joints of TA15 alloy using friction stir spot processing[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28(1): 55-65.

[6] YAN G X, TAN M J, CRIVOI A, LI F, KUMAR S, CHIA C H N. Improving the mechanical properties of TIG welding Ti-6Al-4V by post weld heat treatment[J]. Procedia Engineering, 2017, 207: 633-638.

[7] 张利军, 周中波, 常辉, 薛祥义, 白钰, 王幸运, 刘娟. 高钼含量 β 型钛合金的偏析行为及预防措施[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(8): 2206-2212.

ZHANG Li-jun, ZHOU Zhong-bo, CHANG Hui, XUE Xiang-yi, BAI Yu, WANG Xing-yun, LIU Di. Segregation behavior and prevention measures of beta titanium alloy with high molybdenum content[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(8): 2206-2212.

[8] LIU G H, LI X Z, SU Y Q, LIU D M, GUO J J, FU H Z. Microstructure, microsegregation pattern and the formation of B_2 phase in directionally solidified Ti-46Al-8Nb alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 541: 275-282.

[9] JONES N G, DASHWOOD R J, JACKSON M, DYE D. β phase decomposition in Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr[J]. Acta Materialia, 2009, 57(13): 3830-3839.

[10] REN L, XIAO W L, HAN W Z, MA C L, ZHOU L. Influence of duplex ageing on secondary α precipitates and mechanical properties of the near β -Ti alloy Ti-55531[J].

- Materials Characterization, 2018, 144: 1–8.
- [11] XU T W, KOU H C, LI J S, ZHANG F S, FENG Y. Effect of phase transformation conditions on the microstructure and tensile properties of Ti-3Al-15Mo-3Nb-0.2Si alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2015, 24(8): 3018–3025.
- [12] YAN M, LUO S D, SCHAFFER G B, QIAN M. TEM and XRD characterisation of commercially pure α -Ti made by powder metallurgy and casting[J]. Materials Letters, 2012, 72: 64–67.
- [13] GU K X, ZHAO B, WENG Z J, WANG K K, CAI H K, WANG J J. Microstructure evolution in metastable β titanium alloy subjected to deep cryogenic treatment[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 723: 157–164.
- [14] 陈 威, 孙巧艳, 肖 林, 孙军, 葛 鹏. 时效工艺对 Ti1023 合金微观组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(4): 708–714.
CHEN Wei, SUN Qiao-yan, XIAO Lin, SUN Jun, GE Peng. Influence of aging process on microstructure and mechanical properties of Ti1023 alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(4): 708–714.
- [15] 钟群鹏, 赵子华. 断口学[M]. 北京: 教育出版社, 2006: 214–222.
ZHONG Qun-peng, ZHAO Zi-hua. Fractography[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 214–222.
- [16] LU J W, ZHAO Y Q, GE P, NIU H Z, ZHANG Y S, ZHANG W, ZHANG P X. Microstructure and mechanical properties of new high strength beta-titanium alloy Ti-1300[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 621: 182–189.
- [17] SADEGHPOUR S, ABBASI S M, MORAKABATI M, BRUSCHI S. Correlation between alpha phase morphology and tensile properties of a new beta titanium alloy[J]. Materials and Design, 2017, 121: 24–35.
- [18] LI D R, WANG K, YAN Z B, CAO Y, MISRA R D K, XIN R L, LIU Q. Evolution of microstructure and tensile properties during the three-stage heat treatment of TA19 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 716: 157–164.

Microstructure and property of TB8 sheets TIG welded seam

MA Quan, CAO Di

(School of Mechanical and Electrical Engineering, Baoji University of Arts and Sciences, Baoji 721004, China)

Abstract: TB8 titanium alloy sheets were welded by tungsten inert gas welding (TIG) with TC4 wire as filler metal, and the joints were annealed respectively at 500, 550, 600, 650 °C for 1 h following furnace cooling for postwelded heat treatment. The ultimate tensile strength and HV hardness of welded joints with different postwelded heat treatment were tested at ambient temperature. The macrostructures of non-heat-treated welded joint(NTWJ) were observed by OM, and the microstructure and fractograph of welded seams were studied by SEM. The composition distribution of welded seam in NTWJ was analyzed by EDS, and the metastable phases were studied by TEM. The results indicate that the welded seam in NTWJ shows as-cast structure with heterogeneity in composition, with $[Mo]_{eq}$ of 6.5–11, and matrix is composed of coarse metastable β phases. Cleavage of α'' phase in middle part of welded seam in NTWJ during tensile test occurs, the joint brittle fracture from the center of welded seam. The α'' phase disappear from welded joint annealed at 500 °C, but no laminar α phases are precipitated. When welded joint is annealed at 550 °C, fine laminar α phases precipitating from matrix β phases made the strength of welded joint reach the maximum value of 1223 MPa. When welded joints are annealed at 600 °C and 650 °C, the laminar α phases are coarsened, as a result, the ultimate tensile strengths decrease and the fractographs show completely brittleness.

Key words: TB8 alloy; TIG; welded joint; tensile strength; welded seam; metastable phase

Foundation item: Projects(2018JM5142) supported by the Nature Basic Research Plan in Shaanxi Province, China

Received date: 2018-12-06; **Accepted date:** 2019-04-02

Corresponding author: MA Quan; Tel: +86-917-3364295; E-mail: 3345883588@qq.com

(编辑 李艳红)