



固溶时效工艺对 Ti-6Al-6V-2Sn 钛合金棒材组织及性能的影响

朱宝辉^{1,2}, 曾卫东², 陈林¹, 胡晓晨¹

(1. 宁夏东方钽业股份有限公司 钛材分公司, 石嘴山 753000;
2. 西北工业大学 材料学院, 西安 710072)

摘要: 对 Ti-6Al-6V-2Sn 钛合金棒材进行锻造、固溶及时效处理, 利用光学显微镜、XRD、SEM 及力学性能试验对该合金不同固溶、时效工艺下的显微组织和力学性能进行研究。结果表明: Ti-6Al-6V-2Sn 钛合金锻棒的组织为初生等轴 $\alpha+\beta$ 转变组织, 合金经固溶处理后的组织为初生 α_p 相、马氏体 α' 、 α'' 相和亚稳 β 相, 强度有所降低, 断面收缩率有所上升, 说明固溶处理有一定的软化作用, 但随着固溶温度升高, 强度增加, 塑性下降; 经固溶处理后的棒材在时效处理过程中, 亚稳态组织析出细小弥散的次生 α_s 相, 使合金强度明显强化, 塑性略有降低, 且随着时效温度的升高, 强化效果下降, 塑性随之提高。经过综合比较, 并考虑强塑性的最佳匹配, 可以确定本实验中 Ti-6Al-6V-2Sn 合金固溶时效处理的优化工艺为(880 °C, 1 h, WQ)+(580 °C, 4 h, AC)。

关键词: Ti-6Al-6V-2Sn; 固溶处理; 时效处理; 显微组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2018)-04-0677-08

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Ti-6Al-6V-2Sn(名义成分 Ti-6Al-6V-2Sn-0.5Fe-0.5Cu) 钛合金是在 Ti-6Al-4V 基础上改进而发展的一种富 β 稳定元素的两相高强钛合金^[1-5]。由于其优异的力学性能、耐热性能(400 °C 以下可长期使用)、较好的抗氧化和耐蚀性等特点, 因此被广泛应用于飞机机身、火箭发动机、核反应堆部件以及石油勘探设备等部件^[1-2, 6-8]。该合金具有良好的热加工性能, 可通过熔铸、锻造、轧制等热加工方法制成棒材、薄板、厚板、丝材和挤压型材, 用于飞机大尺寸结构件、燃气涡轮发动机零件等^[1, 9]。特别是近年来在石油钻井上应用逐渐增多, 应用前景非常广阔。

由于合金中增加了 β 相稳定元素, 从而增加了淬透性, 可淬透的厚度一般为 38.1~50.4 mm^[1], 使大截面的零件亦可进行强化热处理, 克服了 Ti-6Al-4V 淬透性低的缺点, 具有较好的热处理强化效果。

本文作者通过研究固溶温度和时效温度对 Ti-6Al-6V-2Sn 钛合金组织和力学性能的影响, 得出了较为优化的固溶时效工艺, 期望能对该合金的生产和推广应用提供一定的参考。

1 实验

实验以一级海绵钛(粒度为 0.83~12.7 mm)、Al-37%Sn 合金(质量分数)、Al-55%V 合金、铜屑、铝豆、铁钉为原料, 目标成分是根据《MIL-T-9047G 钛及钛合金棒(轧制或锻造)和锻坯》标准要求的范围进行配料计算, 混料均匀后进行电极块压制和电极组焊, 采用 3 t 真空自耗电弧炉经过 3 次真空熔炼, 制备的铸锭规格为 d 600 mm 的 3 t 锭型(成分见表 1), 并依据《GB/T 23605-2009 钛合金转变温度 β 测定方法》标准, 采用连续升温金相法测试其相变点为(935±5) °C。铸锭在相变点以上 β 相区($T_\beta+100\sim 200$ °C)进行开坯和 β 锻造, 变形量达到 80%左右转入 $\alpha+\beta$ 相区($T_\beta-30\sim$

表 1 试验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-6Al-6V-2Sn alloy (mass fraction, %)

Al	V	Sn	Cu	Fe	Ti
5.68	5.58	1.96	0.72	0.67	Bal.

基金项目: 宁夏自然科学基金资助项目(NZ14264)

收稿日期: 2017-02-21; 修订日期: 2017-07-22

通信作者: 曾卫东, 教授, 博士; 电话: 029-88494298; E-mail: zengwd@nwpu.edu.cn

70 °C)进行锻造,最后采用径向锻造加工成 d 90 mm 的棒材。

为了考察固溶处理温度对 Ti-6Al-6V-2Sn 钛合金显微组织及力学性能的影响,根据文献[1]推荐的固溶、时效温度范围,本实验设计分别选用了3种温度,详细实验方案见表2。

对合金的锻态和固溶态的显微组织采用 OLYMPUS GX51 金相显微镜进行观察,对固溶态试样的马氏体和时效态的显微组织观察采用 ZEISS Supra 55 扫描电镜进行高倍观察。XRD 采用日本理学 Dmax2200PC 的多晶 X 射线衍射仪测试($K_{\alpha 1}$ 射线, 40 kV, 30 mA, 步长 0.02),扫描角度为 $10^{\circ}\sim 90^{\circ}$,扫描速度为 $8 (^{\circ})/\text{min}$ 。对不同状态的室温拉伸性能试验采用 INSTRON 4505 电子万能试验机进行检测。

表2 合金热处理实验

Table 2 Experiment of heat treatment of alloy

Sample No.	Solution treatment	Age treatment
1		540 °C, 4 h, AC
2	860 °C, 1 h, WC	580 °C, 4 h, AC
3		620 °C, 4 h, AC
4		540 °C, 4 h, AC
5	880 °C, 1 h, WC	580 °C, 4 h, AC
6		620 °C, 4 h, AC
7		540 °C, 4 h, AC
8	900 °C, 1 h, WC	580 °C, 4 h, AC
9		620 °C, 4 h, AC

2 结果与讨论

2.1 锻态试样的组织及性能

图1所示为 Ti-6Al-6V-2Sn 合金锻造棒材的低倍组织和显微组织。从图1中可以看出低倍组织的整个横截面均为模糊晶,而且均匀一致,没有目视可见的冶金缺陷和清晰晶粒,参照《GJB 2218-2008 航空用钛及钛合金棒材和锻坯规范》的低倍组织评级标准可以评为1级(其中,1~4级合格)。再结合显微组织分析来看,锻态 Ti-6Al-6V-2Sn 合金的显微组织为典型的 $\alpha+\beta$ 两相组织(即等轴初生 α 相+ β 转变基体),初生 α 相含量约 60%,晶粒尺寸比较细小(接近 10 μm),组织较为均匀,参照《GJB 2218-2008 航空用钛及钛合金棒材和锻坯规范》的显微组织评级标准可以评为2级(其中,1~5级合格)。由此可以说明该合金棒材的组

织均匀,锻造质量较好。另外,从显微组织中发现还有少量的扭转 α 和拉长的 α 相,这可能是因为锻造时变形量较大所引起的初生 α 相的变形拉长。

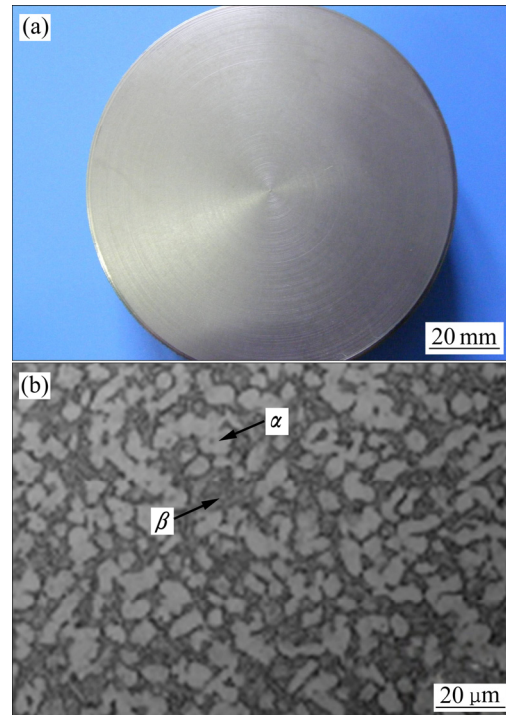


图1 棒材锻态的组织

Fig.1 Structure of forged rods for macrostructure(a) and microstructure(b)

表3所列为合金棒材锻态的拉伸性能。从表3中可以看出,该合金锻态的强度都比较高,达到 1080 MPa 左右。这是因为该合金在 Ti-6Al-4V 的基础上增加了 V 元素的含量,进一步提高了固溶强化效果,而且添加了中性元素 Zr,同时对 α 相和 β 相进行强化,从而明显地提高了 Ti-6Al-6V-2Sn 合金的本身强度^[5, 10-11]。同时,该合金锻态的塑性也比较好,伸长率在 14%左右,断面收缩率在 41%~44%之间。但由于锻态组织不稳定,后续还需要进一步的热处理。从纵向和横向的拉伸性能对比来看,纵向拉伸性能的强塑性均优于横向性能,屈服强度和伸长率差异比较明

表3 合金棒材锻态的拉伸性能

Table 3 Tensile properties of alloy for forged rods

Sample No.	Sample direction	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A_5/\%$	$Z/\%$
1	T	1 062	1 023	13.2	41.4
2	L	1 089	1 051	14.6	44.2

显, 抗拉强度和断面收缩率相差较少。合金锻态的纵向和横向拉伸性能的明显差异说明金属锻造变形的方向性比较强, 轴向变形明显强于横向, 所以纵向性能明显高于横向性能, 表现出明显的各向异性。

2.2 固溶温度对显微组织和拉伸性能的影响

图 2 所示为 Ti-6Al-6V-2Sn 合金棒材锻态与不同温度固溶处理后的显微组织, 图 3 所示为不同温度固溶处理后的 XRD 谱。与锻态比较, 经固溶处理后的初生 α_p 相和转变的 β 相界变得非常不明显, 拉长和扭转的 α_p 相变圆、变小, 比较小的 α 相被溶解消失。这是因为锻态合金在两相区固溶时, 发生了静态再结晶及 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变, 使得等轴化的 α 晶粒通过溶解、球化等过程形成了新的初生 α 相。而初生 α 相的形貌、成分及分布与 α/β 界面能、取向关系和溶质元素的分布有关^[12-13]。

通常条件下, 初生 α 相的形貌在固溶过程中的演变可以描述为等轴 α 相溶解形成椭球状或条状 α 相, 而后 α 相球化分解, 形成弥散、细小的短棒状 α 相, 在球化的同时伴随着粗化的 α 相颗粒在 β 转变组织交界处形成。当 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变时, β 相在晶界处以椭球形状^[14]形核长大。因此, 在固溶初期 β 相含量小, β 稳定元素浓度较高, 相界面处 α 相溶解速率较快, α 晶界收缩并凹陷, 形成椭球状或条状 α 相。随着 β 相的

增多, 不同位向的 β 相相遇形成边界, α 相则聚集于 β 转变组织的交界处。由于平直的 α/β 界面存在 Burgers 取向关系, 溶解速率低于大曲率边界^[12]。因此 α 相曲率较大的端面快速溶解, α 相则分段球化, 形成更加细小、弥散的初生 α 相^[15]。

由于 Ti-6Al-6V-2Sn 富含 β 相稳定元素, 所以水淬后的主要组织是初生 α 相、马氏体 α' 、 α'' 以及亚稳态 β 相^[1]。从图 3 中对比可以看出, 在 3 种温度下固溶处理都存在马氏体 α' 和 α'' , 相对而言 900 °C 时的 α' 稍多一些。从显微组织来看, 随着固溶温度的升高, 组织中等轴初生 α 相数量逐渐减少, 当固溶温度升高到 900 °C 时, 初生 α 相的数量已经小于 20% (见图 2(d)), 即固溶温度越接近相变点, 初生 α 相数量对温度越敏感^[16-17]。

一般情况下, 固溶处理所得亚稳相的时效强化的效果由强到弱的次序是亚稳 β 、 α' (六方马氏体) 和 α'' (斜方马氏体)。这三者之间存在着密切的关系。当 β 稳定性元素含量不大时, 则 β 相的晶格将由体心立方晶格转变为密排六方, 形成 α' 相。若 β 稳定性元素含量较大时, 则 β 相的晶格转变阻力较大, 不能转变为密排六方晶格, 而是转变为斜方晶格, 形成 α'' 相^[18]。这是因为马氏体相变是一种无扩散相变, 是晶体通过切变方式由一种晶体结构转变成另一种晶体结构, 是由界面迁移控制的固态相变。在转变时 β 相中的原子做集

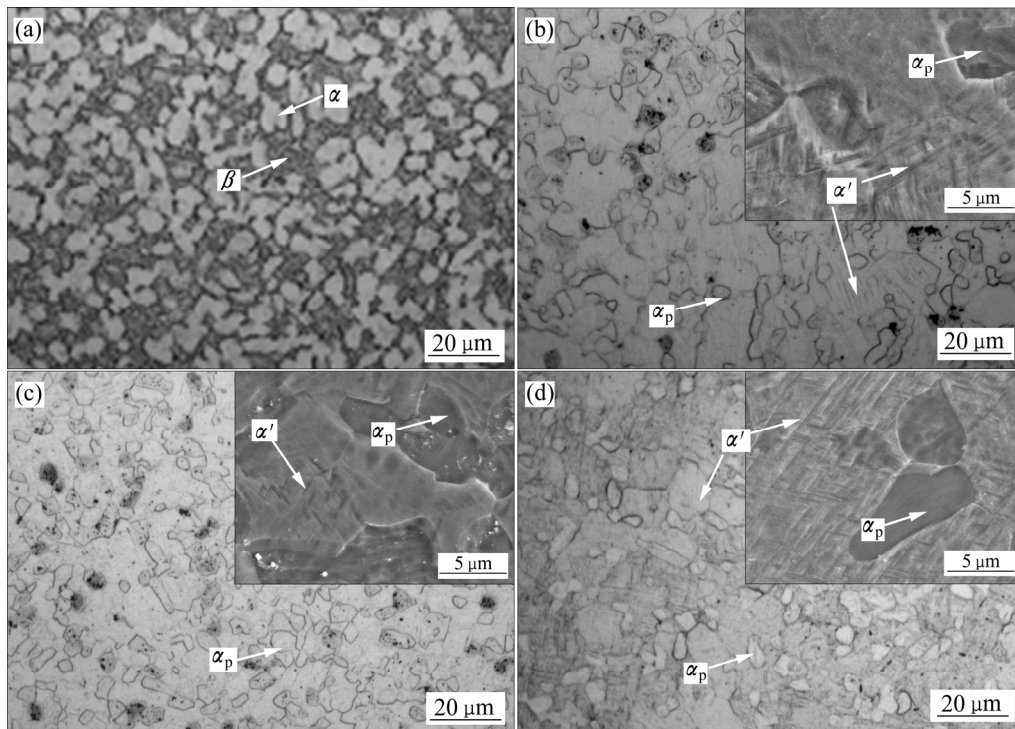


图 2 棒材锻态和不同温度固溶处理的显微组织

Fig. 2 Microstructure of rods for forged and solution treatment in different temperatures: (a) Forged rod; (b) 860 °C; (c) 880 °C; (d) 900 °C

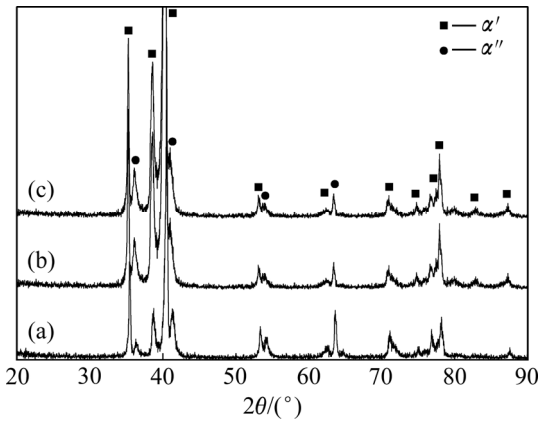


图3 不同温度固溶处理的XRD谱
Fig. 3 XRD pattern of rods for solution treatment at different temperatures: (a) 860 °C, 1 h, WQ; (b) 880 °C, 1 h, WQ; (c) 900 °C, 1 h, WQ

体的、有规律的迁移，迁移距离较大时，形成 α' ，迁移距离较小时形成斜方 α'' 相，也可以将 α'' 相视为 β 相与 α' 相的中间相。从晶体结构来看， α'' (斜方结构) 相是 β 相 (体心立方) 和 α' 相 (六方结构) 的过渡相，从体心立方更容易切变为斜方结构；从冷却的角度来看，无论是 α' 相还是 α'' 相，都是由高温下的 β 相转变而来的，一般固溶处理都能达到这个温度^[19]。

图4所示为合金棒材固溶处理后的拉伸性能。经比较发现，当固溶温度较低时，固溶态的强度比锻态的有所下降，伸长率基本不变，断面收缩率有所提高。说明合金棒材经过固溶水淬后可以达到固溶的作用，为时效做准备；同时，当固溶温度较低时，由淬火所得到的马氏体确实有一定的软化作用。因为当固溶温度较低时，淬火所得的马氏体以斜方 α'' 相居多，根据文献[18]可以判断斜方马氏体 α'' 相本身具有一定的软化作用。

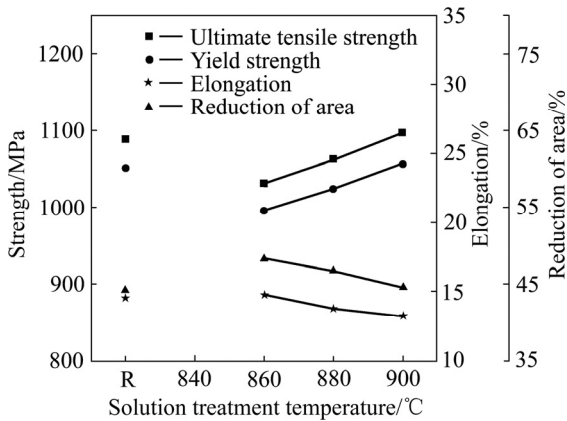


图4 锻态及不同温度固溶处理后的拉伸性能
Fig. 4 Tensile properties of Ti-662 alloy rods of forged and as-solution treated

从图4显示的趋势来看，随着固溶温度的提高，强度逐渐升高的同时断面收缩率随之下降，而伸长率也略有下降的趋势。这是因为当固溶温度较低时，组织中的等轴 α 相数量较多， β 相比较少， β 稳定性元素含量较高，所以水淬时 β 相转变为斜方马氏体 α'' 相。当固溶温度提高时，组织中的等轴 α 相数量逐渐减少， β 相数量随之增加， β 稳定性元素含量降低，所以水淬时 β 相转变为六方马氏体 α' 相。而六方马氏体 α' 相的硬度略高 α 固溶体^[18]，所以当固溶温度提高时，随着马氏体 α' 相的增加强度有所提高，软化作用消失。

2.3 时效温度对组织和性能的影响

图5所示为固溶态试样在不同温度下时效后的显微组织照片，所有试样均是在 880 °C 固溶 1 h 后水冷至室温后进行时效处理的。从图5中可以看出，合金

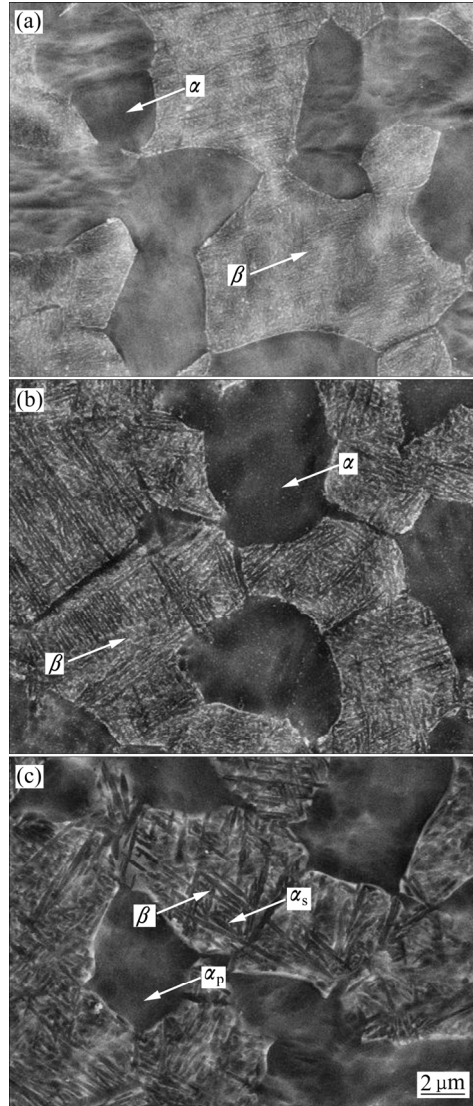


图5 不同温度时效的钛合金棒材显微组织
Fig. 5 Microstructures of Ti alloy rods aged in different temperatures: (a) 540 °C; (b) 580 °C; (c) 620 °C

时效后的组织为初生 α 相和 β 转变组织, 并且在 β 转变组织中有不同程度的析出 α 相。其中, 图 5(a) 中的 α 相析出非常细小, 也比较均匀; 图 5(b) 中的 α 相析出有所长大, 但也比较均匀; 图 5(c) 中析出的 α 相则明显长大、变粗, 并分布不均匀。说明随着时效温度的升高, 析出相 α 逐渐长大、变粗, 而且分布均匀性变差。图 5(a) 中的析出 α 相比较细小、模糊, 几乎没有差异, 这是因为时效的相对温度较低, 固溶处理得到的亚稳定 β 相在时效过程中缺乏分解的驱动力, 形成的析出相比较少^[19]。所以, 图 5(a) 中的组织形态在显微组织中变化不明显。当随着时效的不断进行, 次生 α 相不断析出、长大合并, 并随着时效温度的升高, 强化次生 α 相的数目逐渐增多并粗化, 同时弥散度也变小了。

时效过程主要是对 β 转变组织中的次生 α_s 相的形态和数量产生影响。钛合金时效的主要目的是要在亚稳定 β 相或马氏体相中弥散析出细小的条状 α 相, 从而使合金得到强化。这种强化是由于淬火时形成的亚稳定相继续分解造成的。亚稳态组织在时效时的分解包含马氏体相和亚稳态 β 相的分解。其中, 亚稳态 β 相分解时其强化效果最大。时效时在 β 相内析出足够的弥散 α 相, 并随着时效温度降低析出的 α 相更细小更弥散, 从而获得更好的强化效果。马氏体相的分解, 是在 α 相的基体中有 β 相的析出, 基体 α 成分接近反应达到平衡时的 α 相的成分。亚稳态 β 相的分解, 是由于 Ti-6Al-6V-2Sn 中包含较多的 β 稳定性元素, 分解平衡时的相组织是 $\alpha+\beta$, 进一步起到强化作用^[20]。

合金固溶时效后的拉伸性能见表 4, 图 6 所示为试样时效温度从 540 °C 到 620 °C 的室温拉伸性能曲线。从图 6 中可以看出, 当固溶温度为 860 °C 时, 抗拉强度和屈服强度均随着时效温度的升高而明显下

降, 断面收缩率相应随之上升, 但伸长率却是略有上升之后又开始下降。当固溶温度为 880 °C 时, 趋势与 860 °C 基本相近。当固溶温度为 900 °C 时, 强度仍是随着时效温度的升高而下降, 而且下降趋势更为明显, 断面收缩率和伸长率均相应随之上升, 塑性增加也比较明显。从图 6 中对比可以看出, 当固溶温度相同时, 随着时效温度的升高, 强化效果减弱, 塑性(断面收缩率)有一定程度的增加; 当时效温度相同时, 随着固溶温度的升高, 强化效果增加, 同时塑性有所下降。也就是说, 对于既定的固溶处理来说, 时效温度越低强化效果越好; 当时效温度相同时, 固溶温度越高, 时效强化效果越明显。时效温度较低时, 次生 α_s 相呈弥散的针状析出而且细小、弥散度大, 因而强化效果增加, 而温度过高时, 针状 α 有较大的驱动力通过扩散使相界发生迁移, 变为尺寸较大的片状 α 相, 从而强化效果反而下降^[21]。

Ti-6Al-6V-2Sn 合金具有良好的淬透性, 淬透截面厚度一般为 38.1~50.8 mm。厚度不超过 38.1 mm 的材料强化热处理后, 其抗拉强度不小于 1173 MPa; 厚度为 38.1~76.2 mm 的材料强化热处理后, 其抗拉强度不小于 1104 MPa, 而对于厚度在 76.2~101.6 mm 之间的材料强化热处理后, 其抗拉强度不小 1035 MPa^[1]。本实验采用的棒材规格为 d 90 mm, 正常的抗拉强度水平应不小于 1035 MPa, 但由于技术协议要求较高, 抗拉强度的下限超出正常要求约 85 MPa, 这就对材料的热处理提出了更高的要求。

对于 Ti-6Al-6V-2Sn 合金而言, 一般推荐的固溶处理温度为 (885 ± 4) °C。但实际上固溶处理制度需要根据工厂加工产品的种类而定, 比如厚度小于 3.175 mm 的薄板可以在 830~871 °C 范围内固溶处理(5~15 min); 棒材、锻件和挤压制品可在 843~899 °C 范围内固溶处

表 4 合金固溶时效后的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of aged rods

Sample No.	Solution treatment	Age treatment	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A_5 /%	Z /%
1-1		540 °C, 4 h, AC	1 183	1 128	12.2	42
1-2	860 °C, 1 h, WQ	580 °C, 4 h, AC	1 119	1 063	14.0	47
1-3		620 °C, 4 h, AC	1 078	1 014	14.5	53
2-1		540 °C, 4 h, AC	1 225	1 163	11.0	41
2-2	880 °C, 1 h, WQ	580 °C, 4 h, AC	1 166	1 104	14.0	45
2-3		620 °C, 4 h, AC	1 114	1 054	14.6	51
3-1		540 °C, 4 h, AC	1 262	1 205	9.2	36
3-2	900 °C, 1 h, WQ	580 °C, 4 h, AC	1 226	1 169	10.5	39
3-3		620 °C, 4 h, AC	1 161	1 102	12.0	42
Agreement requirements			$\geq 1 120$	$\geq 1 050$	≥ 10	≥ 25

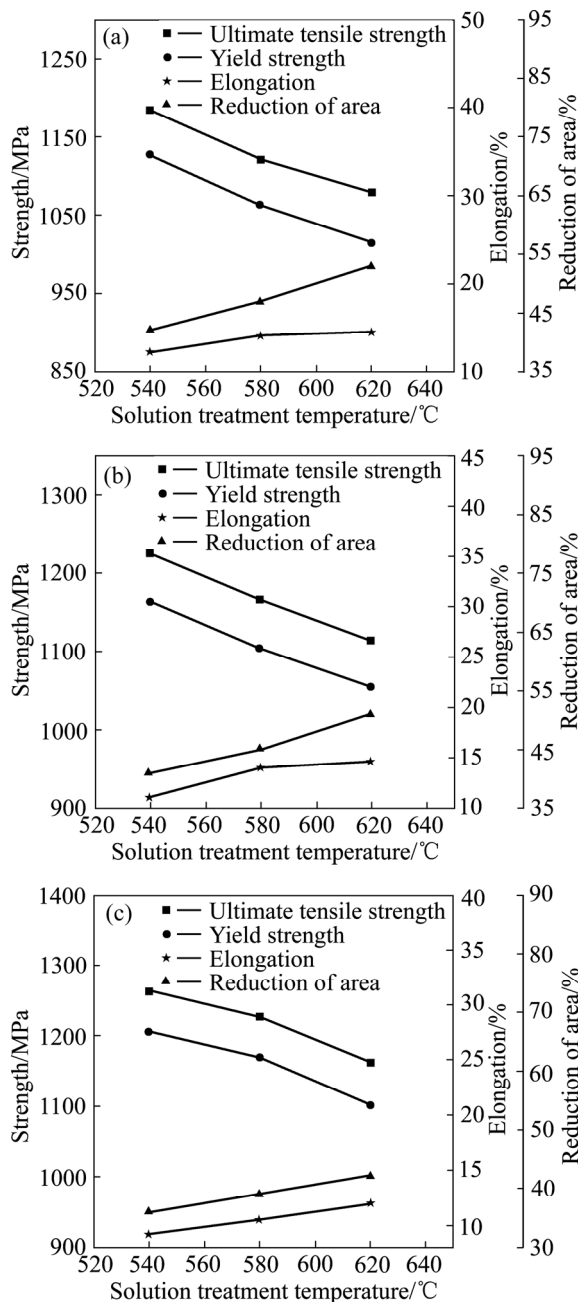


图6 时效温度对不同固溶温度处理试样拉伸性能的影响
 Fig. 6 Effect of aged temperature on tensile properties of sample solution-treated at different temperatures: (a) 860 °C; (b) 880 °C; (c) 900 °C

理(60 min)。对于各种各样的制品及其应用而言, 885 °C 仍然是一个较好的固溶温度。在该温度下固溶, 显微组织中可得到约 30% 的初生 α , 其余为 β 相^[1]。文献[21]表明, 等轴组织中初生 α 的含量在大于 20% 时, 断面收缩率始终保持在 40% 以上, 如含量再增加, 室温拉伸塑性, 特别是断面收缩率将不会有太大的变化, 此时反而会影晌别的性能的发挥。因此, 通过提

高固溶温度, 将等轴组织中初生含量控制在 20%~30% 左右较为合适, 此时合金的 β 转变组织较多, 可以析出更多的次生 α 相, 进一步提高强化效果。所以, 固溶温度选择 880 °C 比较合适。

时效制度是根据所要求的强度水平来选择的。通常采用低的时效温度(482~538 °C)得到较高的强度和较低的塑性; 高的时效温度(538~649 °C)则得到较低的强度和较高的塑性。一般情况下, 对于 Ti-6Al-6V-2Sn 合金零件所推荐的时效热处理制度为(538~621 °C, 4~8 h, AC)^[1]。为了控制次生 α_s 析出细小、弥散, 避免过分粗大影响强化效果, 考虑强塑性的最佳匹配, 选择中等温度的时效温度比较合适。所以, 时效温度选择 580 °C 比较好。

综合以上分析, 可以认为 Ti-6Al-6V-2Sn 合金的固溶时效热处理的优化工艺为(880 °C, 1 h, WQ)+(580 °C, 4 h, AC)。

3 结论

1) 当固溶温度较低时, 淬火所得的马氏体以斜方 α'' 相居多, 具有一定的软化作用, 强度比锻态的有所下降, 断面收缩率有所提高。当固溶温度提高时, 组织中的等轴 α 相数量逐渐减少, β 相数量随之增加, 淬火所得的马氏体以六方 α' 相为主, 软化作用消失, 强度随之上升。

2) 合金时效后的组织为初生 α 相和 β 转变组织, 并且在 β 转变组织中有不同程度的析出 α 相。当时效温度较低时, α 相析出非常细小, 也比较均匀, 随着时效温度的升高, 析出相 α 逐渐长大、变粗, 强化效果下降。对于既定的固溶处理制度来说, 时效温度越低强化效果越好; 当时效温度相同时, 固溶温度越高, 时效强化效果越明显。

3) 为了考虑强塑性的最佳匹配, 综合分析表明, 本实验中 Ti-6Al-6V-2Sn 合金的固溶时效热处理的优化工艺为(880 °C, 1 h, WQ)+(580 °C, 4 h, AC)。

REFERENCES

- [1] WOOD R A, FAVOR R J. 钛合金手册[M]. 刘静安, 吴煌良, 姚毅中, 译. 重庆: 科学技术文献出版社重庆分社, 1983: 75-86.
- WOOD R A, FAVOR R J. Handbook of titanium alloy [M]. LIU Jing-an, WU Hang-liang, YAO Yi-zhong, transl. Chongqing: Chongqing branch of Science and Technology Literature Press,

- 1983: 75-86.
- [2] 《稀有金属加工手册》编写组. 稀有金属材料加工手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1984: 87.
- Rare Metal Process Handbook Compiling Group. Rare metal process handbook[M]. Beijing: Metallurgy Industrial Press, 1984: 87.
- [3] 刘华, 邓超, 张娜, 文娜, 谢强. 熔炼工艺对 TC10 铸锭中 Cu 含量的影响[J]. 特钢技术, 2013, 19(2): 35-37.
- LIU Hua, DENG Chao, ZHANG Na, WEN Na, XIE Qiang. Effect of melting process on Cu content in TC10 ingot[J]. Special Steel Technology, 2013, 19(2): 35-37.
- [4] 胡晓晨, 朱宝辉, 范存莹, 刘彦昌, 胡革全, 邓淑萍, 赵春梅. Ti-662 合金棒材偏析组织的分析和判定[J]. 钛工业进展, 2014, 31(2): 28-31.
- HU Xiao-chen, ZHU Bao-hui, FAN Cun-ying, LIU Yan-chang, HU Ge-quan, DENG Shu-ping, ZHAO Chun-mei. Analysis and judgment of segregation in Ti-662 alloy bars[J]. Titanium Industry Progress, 2014, 31(2): 28-31.
- [5] BOYER R, WELSCH G, COLLINGS E W. Materials properties handbook: Titanium alloys[M]. Flevoland: ASM, 1994: 637-666..
- [6] 陈睿博, 朱宝辉, 赵洪章, 刘彦昌, 胡晓晨, 王益, 许道玉. Ti-662 钛合金热处理工艺[J]. 金属热处理, 2013, 38(3): 97-99.
- CHEN Rui-bo, ZHU Bao-hui, ZHAO Hong-zhang, LIU Yan-chang, HU Xiao-chen, WANG Yi, XU Dao-yu. Heat treatment process of Ti-662 titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2013, 38(3): 97-99.
- [7] 胡晓晨, 陈林, 朱宝辉, 陈睿博, 刘彦昌, 赵洪章, 王莉, 郑爱国. 变形方式和热处理工艺对 Ti-662 合金棒材组织和性能的影响[J]. 钛工业进展, 2013, 30(2): 17-20.
- HU Xiao-chen, CHEN Lin, ZHU Bao-hui, CHEN Rui-bo, LIU Yan-chang, ZHAO Hong-zhang, WANG Li, ZHENG Ai-guo. Effect of deformation mode and heat treatment on microstructures and mechanical properties of Ti-662 alloy rod [J]. Titanium Industry Progress, 2013, 30(2): 17-20.
- [8] 朱宝辉, 陈林, 胡晓晨, 曾卫东, 刘彦昌, 范存莹. Ti-662 钛合金棒材的组织性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(S1): s41-s45.
- ZHU Bao-hui, CHEN Lin, HU Xiao-chen, ZENG Wei-dong, LIU Yan-chang, FAN Cun-ying. Microstructure and properties of Ti-662 alloy bars[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(S1): s41-s45.
- [9] 周元忠. TC10 钛合金热稳定性研究[D]. 西安: 长安大学, 2013: 12-14.
- ZHOU Yuan-zhong. Study on thermal stability of TC10 titanium alloy[D]. Xi'an: Chang'an University, 2013: 12-14.
- [10] 张喜燕, 赵永庆, 白晨光. 钛合金及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 67-78.
- ZHANG Xi-yan, ZHAO Yong-qing, BAI Chen-guang. Titanium alloy and its application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 67-78.
- [11] 邢淑仪, 王世洪. 铝合金和钛合金[M]. 北京: 机械工业出版社, 1987: 140-170.
- XING Shu-yi, WANG Shi-hong. Aluminum alloy and titanium alloy[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1987: 140-170.
- [12] 张尚洲, 王青江, 李阁平, 刘羽寅, 李东. 高温钛合金 Ti-60 热处理窗口与性能的关系[J]. 金属学报, 2002, 38(S1): s70-s73.
- ZHANG Shang-zhou, WANG Qing-jiang, LI Ge-ping, LIU Yu-yin, LI Dong. Correlation between heat-treatment windows and mechanical properties of high-temperature titanium alloys Ti-60[J]. Acta Metall Sinica, 2002, 38(S1): s70-s73.
- [13] 杨义, 徐锋, 黄爱军, 李阁平. 全片层 BT18Y 钛合金在 $\alpha+\beta$ 相区固溶时的显微组织演化[J]. 金属学报, 2005, 41(7): 713-720.
- YANG Yi, XU Feng, HUANG Ai-jun, LI Ge-ping. Evolution of microstructure of full lamellar titanium alloy BT18Y solutionized at $\alpha+\beta$ phase field[J]. Acta Metall Sinica, 2005, 41(7): 713-720.
- [14] SEWARD G G E, CELOTTO S, PRIOR D J, WHEELER J, POND R C. In situ SEM-EBSD observations of the hcp to bcc phase transformation in commercially pure titanium[J]. Acta Materialia, 2004, 52(4): 821-832.
- [15] 孙峰, 李金山, 寇宏超, 唐斌, 常辉, 蔡建明, 周廉. Ti60 钛合金 α 相溶解动力学及固溶组织特征[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s437-s441.
- SUN Feng, LI Jinshan, KOU Hongchao, TANG Bin, CHANG Hui, CAI Jian-ming, ZHOU Lian. α phase solution kinetics and solution microstructure characteristics of Ti60 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s437-s441.
- [16] 王金友, 葛志明, 周彦邦. 航空用钛合金[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1985: 1-10.
- WANG Jin-you, GE Zhi-ming, ZHOU Yan-bang. Aerial titanium alloy[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1985: 1-10.
- [17] 冯亮, 曲恒磊, 赵永庆, 李辉, 陈军. 固溶温度对 TC21 钛合金组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(S3): s341-s343.
- FENG Liang, QU Heng-lei, ZHAO Yong-qing, LI Hui, CHEN Jun. Effect of solution temperature on microstructure and mechanical properties of TC21 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(S3): s341-s343.
- [18] 张翥, 王群骄, 莫畏. 钛的金属学和热处理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 46-220.
- ZHANG Zhu, WANG Qun-jiao, MO Wei. Titanium metallography and heat treatment[M]. Beijing: Metallurgical

- Industry Press, 2009: 46–220.
- [19] 赵永庆, 陈永楠, 张学敏, 曾卫东, 王 磊. 钛合金相变及热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012: 15–137.
- ZHAO Yong-qing, CHEN Yong-nan, ZHANG Xue-min, ZENG Wei-dong, WANG Lei. Titanium alloy phase transformation and heat treatment[M]. Changsha: Central South University Press, 2012: 15–137.
- [20] 莫 畏. 钛[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008: 664–668.
- MO Wei. Titanium [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008: 664–668.
- [21] 张 民. 热处理对 TC21 钛合金组织和性能的影响[D]. 西安: 西北工业大学, 2004: 1–14.
- ZHANG Min. The influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of TC21 titanium alloy[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2004: 1–14.

Influences of solution and aging treatment process on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-6V-2Sn titanium alloy rods

ZHU Bao-hui^{1,2}, ZENG Wei-dong², CHEN Lin¹, HU Xiao-chen¹

(1. Titanium Product Plant, Ningxia Orient Tantalum Industry Co., Ltd., Shizuishan 753000, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The influences of solution and aging treatment process on microstructure and properties of Ti-6Al-6V-2Sn alloy rods were investigated by using optical microscope (OM), XRD, scanning electron microscopy (SEM) and mechanical properties test. The results show that the as-forged microstructures of Ti-6Al-6V-2Sn alloy rods are fine isothermal primary α and transition β phases. After solution treatment, the microstructure is mainly composed of isothermal primary α_p , martensite α' , α'' and metastable β phases. The strength decreases, but the reduction of area increases, which indicates that the solution treatment has a softening effect. With the rise of solution temperature, the strength increases subsequently, and the plasticity decreases. And fine dispersion secondary α_s phase precipitates from the metastable structures after aging treatment process, the alloy can be strengthened significantly with slightly reduced plasticity. And with the aging temperature increases, the strengthening effect is reduced, and the plasticity increases. Through comprehensive comparison, considering the best match of the strength and plasticity, it can be determined that the optimization solution and aging treatment process of Ti-6Al-6V-2Sn alloy in this experiment is (880 °C, 1 h, WQ)+(580 °C, 4 h, AC).

Key words: Ti-6Al-6V-2Sn; solution treatment; aging treatment; microstructure; mechanical property

Foundation item: Project(NZ14264) supported by the Natural Science Foundation of Ningxia, China

Received date: 2017-02-21; **Accepted date:** 2017-07-22

Corresponding author: ZENG Wei-dong; Tel: +86-29-88494298; E-mail: zengwd@nwpu.edu.cn

(编辑 王 超)