

80% 轧制 + 680~750 °C 退火温度： 热轧 TA5 钛合金板材最优 组织和性能

80% Rolling + 680~750 °C Anneal: Hot-rolling the Optimal Structure and Property in TA5 Titanium Sheet

供稿|曲家东, 史大禹, 戴山, 韩启明 / QU Jiadong, SHI Dayu, DAI Shan, HAN Qiming

内容导读

TA5 钛合金是制造船舶的关键材料之一, 其性能优劣直接影响舰船装备的可靠性与寿命。退火温度和热轧变形量这 2 个关键工艺参数对 TA5 板材的微观组织和力学性能有重要影响, 本研究采用不同热轧变形量 (50% 和 80%) 轧制出 TA5 板材, 并对它们进行了一系列不同温度 (600~800 °C) 的退火处理。测试了它们的强度、塑性, 并观察了内部的晶粒结构。结果发现“火候”要恰到好处: 当退火温度在 680~750 °C 这个“黄金区间”时, 材料内部原本被轧制拉长的晶粒会“重组”成细小且均匀的“沙粒状”等轴晶粒 (这是理想的组织状态)。此时, TA5 板材不仅强度达标, 而且韧性 (延伸率) 最好, 综合性能表现最优, 完全满足国家标准 GB/T 3621—2022 的要求。“锤炼”得更充分, 效果更佳: 采用更大的热轧变形量 (80%) 轧制的板材, 其内部的晶粒破碎得更充分。经过上述合适的退火后, 更容易获得均匀细小的等轴晶粒组织, 从而显著提升板材的塑性和韧性。温度过高反变“脆”: 如果把退火温度升得过高 (比如 800 °C), 部分晶粒会像“疯长”一样变得特别粗大, 导致材料内部组织不均匀。这种“异常长大”的晶粒会使材料变“脆” (塑性下降), 性能反而变差。

钛具有密度小、比强度高、耐高温、耐海水腐蚀、无磁性和成形性好等特点, 使得其在军工、医疗、航天等众多领域具有十分广泛的应用。在纯钛的基础上, 增加部分合金元素可制得钛合金, 合金元素起到了强化性能和改善组织的作用, 不仅改善

了纯钛低强度的短板, 还增强了钛材的专项性能, 因此钛合金被誉为“宇航金属”和“海洋金属”^[1]。TA5 钛合金是一种全 α 型钛合金, 其成分为 Ti-4Al-0.005B, 相比纯钛, TA5 的耐蚀性与焊接性更为出色, 被广泛应用于各国的舰船领域。在我国

作者单位: 攀钢沈阳钛金属新材料有限公司, 辽宁 沈阳 110108

的舰船用钛及钛合金体系中,将TA5定义为中强钛合金,是鱼雷发射装置、框架结构件和船舶机械部件的关键材料^[2-3]。

行业内对TA5钛合金的组织与性能进行了相关研究。廖强等^[4]研究了热轧温度对TA5-A钛合金板材组织及拉伸性能的影响,结果表明:在其他条件相同的情况下,随着热轧温度升高,存储于晶粒内部的能量更大。在后续冷却过程中,破碎的细小晶粒更容易继续长大,从而导致板材晶粒尺寸增大,合金强度降低,塑性增加。康聪等^[5]研究了成形及退火温度对TA5棒材显微组织和力学性能的影响,结果表明:TA5合金中存在的微量Fe元素在 α 相中固溶度很小。伴随片状 α 相的生长,Fe元素会析出,从而形成沿特定方向析出的点状 β 相。在相变温度之上热加工成形的棒材,组织存在明显的晶界析出物且晶内分布有沿特定方向析出的点状析出物;相变温度之下热加工成形的棒材,组织以晶内点状析出物为主,伴随少量晶界析出物,且随着退火温度的升高,再结晶体积分数升高,晶粒尺寸增大。

目前,相关TA5钛合金的研究中,对于棒材生产以及热加工温度的研究较多,关于板材生产以及热轧加工率和热处理工艺的研究相对较少。本文研究热处理工艺、热轧加工率与TA5钛合金组织性能间的关系,以期对TA5合金板材生产提供参考。

试验方法

试验采用中铝沈阳有色金属加工有限公司生产的真空自耗炉熔炼的铸锭,在铸锭长度方向的上部(距冒口200 mm)、中部(铸锭1/2位置)、下部(距离底部200 mm位置)3部分分别进行取样,检测其化学成分,铸锭的化学成分(见表1)符合标准GB/T 3620.1—2007《钛及钛合金牌号和化学成分》要求。用金相法测定该合金的相变点温度为988~993℃。铸锭在 β 相区进行锻造开坯,经多次锻造后,采用铣床加工出尺寸为220 mm×1580 mm×2600 mm的板坯。板坯经1780 mm卷轧机进行两次轧制:第一次,在相变点温度以下加热,轧制成40 mm×1580 mm×14300 mm的中间坯,将此中间

坯进行长度4等分剪切,并进行表面抛丸酸洗和修磨处理;第二次,选2块40 mm×1585 mm×3575 mm中间坯,在相变点温度以下加热,分别进行总加工率为50%和80%的轧制,获得20 mm×1585 mm×7150 mm(板材A)和8 mm×1585 mm×17875 mm(板材B)的TA5钛合金板材。按国家标准GB/T 3621—2022要求,在板材A和B上分别取样,取样方向垂直于轧制方向(T方向),将2根试样定义为一组,2个厚度规格的板材分别各取7组试样。同时各保留1组原始试样,将除原始试样外的其余试样在箱式电阻炉内,分别进行600、650、680、720、750和800℃退火2 h后空冷,冷却至室温后,采用万能拉伸试验机和金相显微镜,检测原始试样的热轧冷态和经不同温度热处理后试样的力学性能和金相组织。

表1 TA5铸锭的化学成分(质量分数) %

部位	O	N	H	C	Fe	Al	B
上部	0.09	0.0048	0.0009	0.0069	0.24	4.39	0.0039
中部	0.10	0.0049	0.0008	0.0073	0.25	4.38	0.0034
下部	0.09	0.0049	0.0009	0.0068	0.25	4.38	0.0038

试验结果与分析

退火温度对材料组织和性能的影响

对性能的影响

厚度为8.0 mm试样的热轧硬态以及经不同温度热处理后的力学性能如表2所示。当保温时间和冷却方式相同时,存在如下现象:

(1) 退火温度在650℃及以下时,材料的强度和延伸性能与原始状态基本一致,无显著变化。此时材料的强度满足国标,但延伸率低于GB/T 3621—2022,总体性能不满足国标要求。当退火温度为680~800℃时,材料的强度显著下降,塑性显著提升,材料的总体性能满足国标要求。

(2) 退火温度与材料的强度、塑性存在相关性,但并非完全线性关系。当退火温度达到720℃时,材料的强度降至平稳状态,此后随退火温度的升高,强度基本维持不变;当退火温度达到800℃时,材料的延伸性能较720和750℃存在显著降低。

表 2 8.0 mm 厚 TA5 板材在不同退火温度下的性能

退火温度/℃	抗拉强度, R_m /MPa	屈服强度, R_p /MPa	延伸率, A /%
热轧硬态	837	792	10.5
600	826	772	11.0
650	808	753	11.5
680	739	660	13.5
720	700	613	17
750	691	611	18
800	707	617	15.5
标准要求*	≥685	≥585	≥12

注：表中数据为平均值，*参考GB/T 3621—2022标准要求。

对组织的影响

8.0 mm 厚板材是由 40 mm 厚中间坯经 930 ℃ 加热后轧制而成，其热轧硬态组织如图 1 所示，在该状态下， α 晶粒得到充分拉长破碎，晶粒方向性明显，呈现出明显的加工流线。

板材经不同温度热处理后，获得板材的组织如

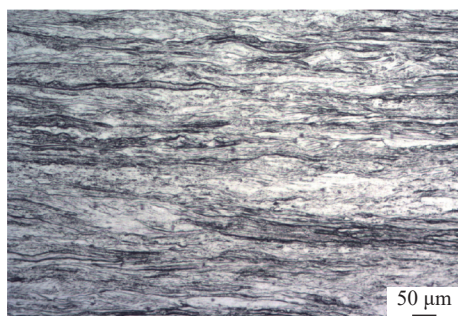


图 1 8.0 mm 厚 TA5 板材热轧后组织形貌图

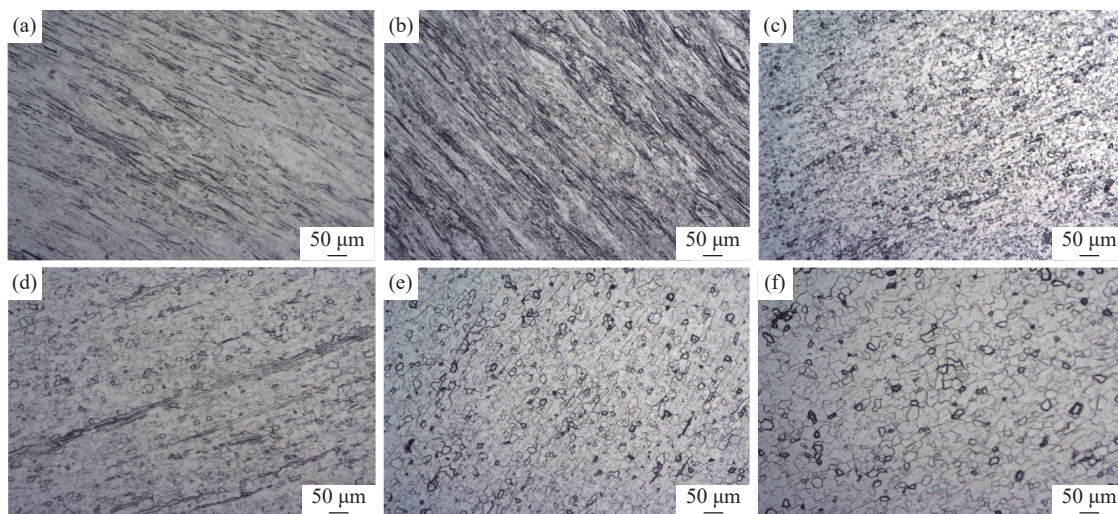


图 2 8.0 mm 厚 TA5 板材不同退火温度下组织状态: (a) 600 ℃; (b) 650 ℃; (c) 680 ℃; (d) 720 ℃; (e) 750 ℃; (f) 800 ℃

图 2 所示。对比图 2(a) 和 2(b) 可以发现，当退火温度为 600~650 ℃ 时，材料内部组织呈拉长的条状 α 相，未出现球状晶粒，晶粒方向表现出明显的择优取向，与原始状态组织形貌基本一致，因此在该温度区间内，材料的性能未发生显著变化。在 680~720 ℃，随着温度的升高，再结晶过程驱动力增强，初生 α 相含量开始增加，原子扩散速度加快，导致再结晶体积分数上升，晶粒尺寸增大，并逐渐球化长大；当退火温度达到 750 ℃ 时，组织进一步均匀球化，开始出现等轴状的再结晶结构。随着晶粒的长大，单位体积内的晶界减少，对于位错的钉扎作用减弱，导致材料的塑性下降；同时，由于晶粒的尺寸均匀化，最终导致塑性有所提升。当退火温度上升至 800 ℃ 时，该温度超过再结晶的最佳温度。根据原子扩散系数公式（如式（1）所示）可知，温度越高，原子扩散系数越大，晶界越容易迁移。少数晶粒突发性地迅速粗化，导致晶粒间的尺寸差异显著增大。在拉伸试样时，尺寸较大的晶粒容易形成应力集中，在晶界位置容易开裂，从而导致板材的塑性降低。综上所述，引起 TA5 钛合金性能变化的根本原因，是组织状态发生变化。

$$D = D_0 \exp(-E_a/kT) \quad (1)$$

式中： D 为原子扩散系数， D_0 为扩散常数， E_a 为原子扩散的激活能， k 为玻尔兹曼常数， T 为温度。

热轧加工率对材料组织性能的影响

采用厚度为 40 mm 的中间坯，经炉卷轧机分别

进行加工率为 50% 和 80% 的轧制, 获得厚度为 20.0 和 8.0 mm 的板材, 轧制工艺如表 3 所示。采用相同的加热温度和轧制道次进行生产; 受加工率影响, 在单位体积状态下, 轧制至同等宽度, 产品厚度越小, 表面积越大, 轧制过程中的降温越显著; 因此, 20 mm 厚板材的终轧温度比 8 mm 厚板材高 50 °C。

表 3 不同厚度 TA5 板材轧制工艺

来料厚度/ mm	成品厚度/ mm	总加工 率/%	加热温 度/°C	轧制 道次	终轧温 度/°C
40	20	50	930	5	780
40	8	80	930	5	730

注: 表中数据为平均值。

对 2 张板材同时进行硬态取样, 并对经过 680 °C 热处理的试样进行力学测试, 获得的力学性能和组织状态如表 4 和图 3 所示。可以发现: (1) 在热轧硬态下, 8.0 mm 厚板材的强度高于 20.0 mm 厚板材的强度, 但延伸率低于 20.0 mm 厚板材; (2) 经过 680 °C 热处理后, 8.0 mm 厚板材的延伸性能均优于 20.0 mm 厚板材。

如图 3(a) 所示, 8.0 mm 厚板材的组织内, α 晶粒得到充分拉长破碎, 晶粒方向性明显, 呈现明显的加工流线。20.0 mm 厚板材的组织内, 晶粒未得到

表 4 不同厚度 TA5 板材力学性能

厚度/ mm	工艺条件	抗拉强度, R_m /MPa	屈服强度, R_p /MPa	延伸率, A /%
8.0	热轧硬态	837	792	10.5
	经 680 °C 热处理	739	660	13.5
20.0	热轧硬态	805	766	12
	经 680 °C 热处理	735	663	12

充分破碎, 呈大小不一的晶粒状态 (如图 3(b) 所示)。造成此种情况的原因, 一方面是热轧加工率不足, 致使原始 α 晶粒未得到充分破碎; 另一方面是终轧温度相对较高, 板材在冷却中发生了动态再结晶, 轧制破碎的小晶粒再次长大, 导致加工硬化减弱。因此, 在原始状态下, 8.0 mm 厚板材的强度高于 20.0 mm 厚板材。

经过 680 °C 热处理后, 8.0 mm 厚板材的晶粒为球状等轴晶, 20.0 mm 厚板材的晶粒是条状晶粒 (见图 3(c) 和 3(d))。相比之下, 8.0 mm 厚板材的晶粒尺寸更为均匀, 因此其塑性更优。

此情况表明, 除了热处理工艺外, 热轧加工率对 TA5 板材的力学性能也存在影响, 热轧加工率越高, 晶粒破碎越充分; 在相同温度下, 再结晶的驱动力越强, 再结晶过程越容易开动, 越容易形成等轴晶, 从而改善材料的延伸性能。

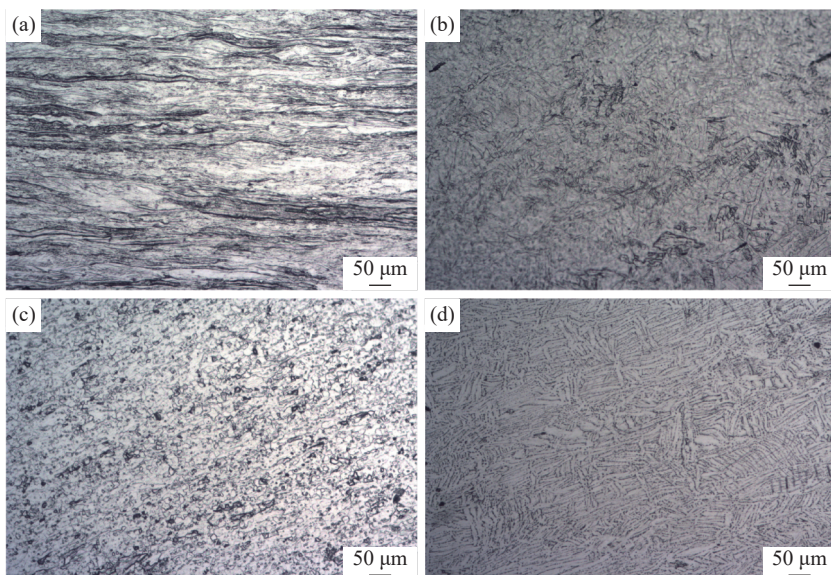


图 3 经不同轧制率轧制后板材热轧硬态和经退火处理后组织形貌: (a) 8.0 mm 厚板坯热轧硬态; (b) 20.0 mm 厚板坯热轧硬态; (c) 8.0 mm 厚板坯经 680 °C 热处理; (d) 20.0 mm 厚板坯经 680 °C 热处理

结束语

(1) 热处理工艺和热轧加工率的变化, 均对 TA5 板材的力学性能产生影响, 热处理工艺更倾向于改善材料的强度, 热轧加工率更偏向于改善材料的塑性。

(2) 在热轧总加工率为 80% 的状态下, 退火温度在 680~750 °C 范围内时, 材料经退火后可获得细小均匀的等轴晶粒。在此工艺条件下, 材料的组织状态最佳, 综合性能最优。

(3) 高温退火会导致 TA5 晶粒的异常长大, 从而引起塑性显著下降, 选择再结晶退火温度时, 应尽量避免高于 750 °C。

参考文献

[1] 辛社伟, 刘向宏, 张思远, 等. 钛合金低成本化技术的研究与

发展. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(11): 3

[2] 海敏娜, 黄帆, 王永梅. 浅析钛及钛合金在海洋装备上的应用. 金属世界, 2021(5): 16

[3] 南榕, 蔡建华, 杨健, 等. 钛及钛合金腐蚀行为研究进展. 钛工业进展, 2023, 40(5): 40

[4] 廖强, 谢文龙, 曲恒磊, 等. 热轧温度对 TA5-A 钛合金板材组织及拉伸性能的影响. 热加工工艺, 2012, 41(16): 50

[5] 康聪, 李进元, 任驰强, 等. 成形及退火温度对 TA5 钛合金显微组织和力学性能的影响. 湖南有色金属, 2021, 37(1): 50

作者简介: 曲家东 (1990—), 男, 辽宁省沈阳市人, 生产技术管理, 2013 年毕业于辽宁科技大学材料成型及控制工程专业。主要研究方向: 钛及钛合金冷、热轧板卷质量控制。发表实用新型专利 3 项, 获得辽宁省质量科技成果三等奖 1 项, 编制企业内控标准、工艺规程、工序质量标准等技术质量文件多项。通信地址: 辽宁省沈阳市苏家屯区桂花街 358 号; E-mail: windowsqjd@outlook.com。