

浅析航空用高强 TA18 钛合金管材组织和性能影响因素

张亚峰, 卢晓通, 刘汉源, 余 森, 白 天, 汶斌斌

(西北有色金属研究院 陕西省医用金属材料重点实验室, 陕西 西安 710016)

摘 要: TA18 钛合金凭借优异的综合性能成为航空航天管路系统的首选材料, 虽然中强级别的 TA18 钛合金管材已实现批量化生产及产业化应用, 但随着我国航空工业的快速发展, 对液压管路系统在更高工作压力下服役的安全性和可靠性提出了迫切需求。介绍了 TA18 钛合金的特点以及研发、推广情况, 阐述了材料成分、管坯制备、轧制工艺、热处理对 TA18 钛合金管材质量、组织和性能的影响, 指出了我国在批量化制备高强 TA18 钛合金管材过程中所存在的诸多问题, 并给出了今后的发展方向。

关键词: TA18 钛合金; 化学成分; 管坯; 轧制工艺; 热处理

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2023)06-41-08

Analysis on Influencing Factors of Microstructure and Properties of High-strength TA18 Titanium Alloy Tube Used in Aviation

Zhang Yafeng, Lu Xiaotong, Liu Hanyuan, Yu Sen, Bai Tian, Wen Binbin

(Shaanxi Key Laboratory of Biomedical Metallic Materials, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: TA18 titanium alloy has become the preferred material for aerospace tubing system with its excellent comprehensive performance. Although the medium strength of TA18 titanium alloy tube has achieved mass production and industrial application, with the rapid development of China's aviation industry, there is an urgent need for the safety and reliability of hydraulic pipeline system under higher working pressure. So this paper introduces the characteristics, development and popularization of TA18 titanium alloy, and describes the effects of material composition, tube blank preparation, rolling process and heat treatment on the quality, microstructure and properties of TA18 titanium alloy tube. Finally, many problems in the mass preparation process of high-strength TA18 titanium alloy tubes in China are pointed out, and the future development directions are also provided.

Keywords: TA18 titanium alloy; chemical composition; tube blank; rolling process; heat treatment

航空发动机管路系统是飞机上介质输送和能量传输的重要部分, 管路系统性能好坏直接关乎飞机的整体性能和服役安全。管路系统主要包括引气管路、液压管路、燃油管路等, 通常由管路连接件和导管组成。为了提高先进航空发动机的推重比并同时减少油耗, 各国相继选用低密度、高比强度、耐腐蚀的钛合金材料替代最初设计的不锈钢材料, 从而达到减重的目的^[1-3]。

TA18 钛合金 (Ti-3Al-2.5V) 是在 TC4 钛合金 (Ti-6Al-4V) 的基础上发展而来的低铝当量近 α 型钛合

金, 主要在退火状态下使用, 其密度为 4.47 g/cm^3 , 熔点约为 1704°C , 相变点为 935°C 。该合金在具有较好的机械性能及耐腐蚀性能的同时, 具备优异的冷加工成形性。此外, 相比 TC4 钛合金, 该合金还拥有更为优良的焊接性能。基于以上所述优异性能, TA18 钛合金成为航空航天领域理想的管路系统材料。国外采用 Ti-3Al-2.5V 合金制备的小规格管材已在 F-14、F-15、B-1、Boeing 747 等飞机的管路系统中应用^[4-5]。除此之外, TA18 钛合金管材还广泛应用于卫星、航天飞机等领域^[6]。由于 TA18 钛合金在室温条件下的 α 相比比例远远大于 β 相, 只能通过冷加工变形结合变形后热处理的方式达到强化目的。现有研究表明, 通过控制轧制后的热处理温度和时间, 可以使 TA18 钛合金管材达到中强 ($R_m \geq 620 \text{ MPa}$) 和高强 ($R_m \geq 860 \text{ MPa}$) 2 种不同强度水平^[7]。

收稿日期: 2023-10-17

基金项目: 陕西省财政厅动力专项 (YK22C-1-1); 西安市先进制造业技术攻关项目 (21XJZZ0082)

通信作者: 张亚峰 (1981—), 男, 高级工程师。

20 世纪 70 年代中期以来,国内就开始了对中强 TA18 钛合金的研究,并形成了一套完整的中等强度钛合金管材批量化生产技术,所生产的管材已被国内多家航空部门使用。近年来,随着我国航空航天工业的快速发展,轻量化、高速化、长寿命成为航空航天设备发展的目标,新机设计和重大型号改型对高强度 TA18 钛合金管材国产化的需求日益迫切,加之进口 TA18 钛合金管材由于各种因素受限,国内 611 所、621 所、132 厂、西部钛业有限责任公司、宝钛集团有限公司、西北有色金属研究院等单位围绕高强度 TA18 钛合金管材制备技术和性能评价开展了大量的研究工作,通过攻关取得重大技术突破并实现小批量生产。但后期性能评价结果表明,目前制备的高强度 TA18 钛合金管材仍存在性能稳定性差,强度、塑性与工艺性能不匹配等问题。

针对上述存在的问题,结合多年管材研发及生产经验,从合金成分、管坯制备、轧制工艺、热处理工艺等环节进行分析梳理,以期对初入该行业的技术人员和相关生产单位提供参考,加快高强度 TA18 钛合金管材国产化的应用推广,提高我国航空航天领域装备水平。

1 合金成分

GB/T 3620.1—2016《钛及钛合金牌号和化学成分》中规定了 TA18 钛合金的元素为 Ti、Al、V、C、N、H、O、Fe,不同元素在性能和组织调控中起着不同的作用。

Al 是一种最常见的 α 相稳定元素,可降低钛合金的熔点,提高 β 相转变温度,固溶于 α -Ti 形成间隙固溶体,具有显著的固溶强化效果。但是,当 Al 质量分数 $>7\%$ 时会出现脆性 Ti_3X 相,导致材料的机械性能降低^[8]。V 属于 β 相的稳定元素,可以无限固溶于 β 相,无化合物相。随着 V 含量的提高,能急剧降低 Ti 的同素异晶转变温度,提高材料的淬透性,显著改善钛合金的热处理效果^[9]。O、C、N、H、Fe 是钛合金中常见的杂质元素,这些元素是原材料中本身存在或加工过程中带入的,其中 O、N、C、H 4 种杂质元素与 Ti 可形成间隙固溶体,Fe 与 Ti 可形成置换固溶体。Fe 在 α -Ti 中的最大固溶度为 0.5%,590 °C 时会发生共析转变,在一般的热加工和热处理过程中不会产生中间相,且成本低,是一种很有潜力的合金元素^[10]。杂质元素 O、C、N 能提高钛合金的 β 相转变温度,扩大 α 相区,使合金的强度升高,塑性下降^[11]。已有的研究表明,O 元素的加入能够大幅提高钛及钛合金的强度,但过量的 O 又会导致材料的塑性、耐热强度、可焊性和热稳定性等降低^[12-13]。杨英丽等人^[14]制备了不同氧含量的纯钛管材,其性能测试结果表明,O 元素的质量分数在 0.08%~0.13% 范围内可获得强度高、塑性优异的管材。为了保证材料具有足够的塑性

以及韧性,需要严格控制钛合金中的 O 含量。H 是 β 相稳定元素,H 含量过高会导致钛合金在使用过程中出现氢脆现象。H 在 Ti 中的溶解-析出过程是可逆的,一般在 10^{-2} Pa 的真空状态下,热处理温度在 650 °C 以上,保温时间不少于 1 h,可使钛中的 H 含量降低。

为了使 TA18 钛合金管材的强度和工艺性能达到优良匹配,我国科研院所、高校和管材生产企业围绕 Al、V、O、Fe 等元素的含量对 TA18 钛合金进行了成分优化,并开展了轧制、热处理、性能、组织评价研究。马英等人^[15]研究了 TA18 钛合金管材(Al 3.0%~3.1%,V 2.6%~2.7%,Fe 0.14%,O 0.06%)织构与力学性能之间的关系,发现随着管材织构由周向逐渐转变为径向(收缩应变比 $CSR \leq 2.3$)时,管材的强度、延伸率、屈强比也逐渐增大;CSR 值在 1.3~2.5 之间时可获得性能优异的 TA18 钛合金管材。洪权等人^[16]选用经 3 次重熔制备的 TA18 钛合金铸锭(Al 2.98%,V 2.57%,Fe 0.21%,O 0.12%), β 相区锻造后在两相区轧制成 $\phi 30$ mm 棒材,随后采用机加的方法制备管坯,研究了不同 Q 值(管材轧制减壁量与减径量的比值)冷轧对 TA18 钛合金管材织构及力学性能的影响。通过室温拉伸、CSR 值检测和晶体取向分析发现,当 $Q < 1$ 时,管材的强度较高,延伸率和 CSR 值偏低,管材织构的(0002)面几乎垂直于管材径向。陈逸等人^[17]选用北京航空材料研究院提供的 TA18 钛合金管材(Al 3.12%,V 2.66%,Fe 0.16%,O 0.10%),对冷轧管材的微观组织及织构进行了研究,发现轧制后的管材组织为变形态纤维状组织,变形机制以滑移变形为主,晶粒取向与管材径向平行。杨亚社等人^[18]采用 2 种不同成分的 TA18 钛合金管坯(1#: Al 3.0%~3.2%,V 2.30%~2.50%,O 0.07%~0.09%;2#: Al 2.80%~3.0%,V 2.50%~2.70%,O 0.07%~0.08%)进行管材制备,2 种管坯经过相似的大变形量轧制后在相同温度下进行热处理,1#管材的抗拉强度比 2#管材普遍高出 20~60 MPa,而延伸率降低 1%~8%。分析其主要原因是 Al、V 含量存在差异,特别是随着 Al 含量增加以及 V 含量降低,抗拉强度明显增大,延伸率明显降低。但 Al 含量增加会导致 α 固溶体中 Al 元素分布不均匀,塑性下降,Al 含量变化对管材塑性的影响比 V 元素更明显。袁红军等人^[19]对 TA18 钛合金管材冷轧过程中出现大量开裂的问题进行了研究,发现开裂部位 Fe 元素的实测值(0.31%~0.32%)相比正常部位实测值(0.078%~0.082%)偏大,并已超出标准允许的范围,开裂部位 O 元素的实测值(0.10%~0.11%)相比正常部位实测值(0.081%~0.084%)略有增加;用扫描电镜观察管材开裂部位为沿晶界脆性断裂,开裂部位的维氏硬度平均值比正常部位高出 15%。从检测数据和形貌观察可以得出,

加入的 Fe 元素分布不均造成管材开裂的主要原因。

TA18 钛合金管材性能、组织、表面质量均与其化学元素的含量和分布有直接关系。因此,合金熔炼过程的工艺控制非常关键。在制备 TA18 钛合金的过程中除了优选高等级的小颗粒海绵钛和铝钒中间合金等原材料以外,还需要重点控制称料、混料、压制电极、真空熔炼炉漏气率以及成品锭补缩等工艺环节,避免因混料不均或焊接中保护措施不当导致偏析甚至出现氧化物夹杂等。

2 管坯制备方法

无缝钛管坯的制备方法主要有挤压和斜轧穿孔 2 种。挤压和斜轧穿孔与其它热加工方法一样,加工工艺参数包括温度、速度和变形程度。热加工制得的管坯对成品管材的质量、组织和性能尤为关键。合金的热变形行为是热加工的理论基础,掌握合金在高温下的变形行为有利于指导热加工工艺的制定。彭力等人^[20]研究了 TA18 钛合金在变形温度 750~1050 °C、应变速率 0.01~10 s⁻¹、压缩变形量为 50% 条件下的热变形行为。研究表明:当应变速率一定时,峰值应力随着变形温度的升高而逐渐降低;当变形温度一定时,峰值应力随着应变速率的升高而逐渐升高(见图 1);TA18 钛合金合理的热加工工艺参数为变形温度 825~900 °C,应变速率 0.01~0.05 s⁻¹。

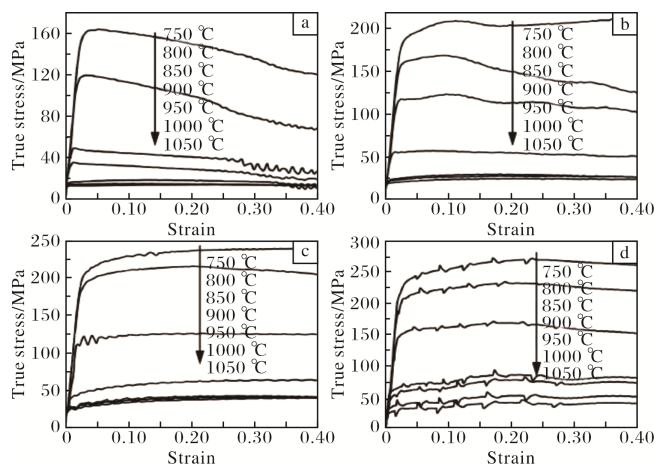


图 1 TA18 钛合金在不同应变速率条件下变形的真应力-应变曲线^[20]

Fig.1 True stress-strain curves of TA18 titanium alloy deformation at different strain rates: (a) $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$

国内普遍采用挤压制坯进行 TA18 钛合金无缝管材的制备。西北有色金属研究院选用正挤压方法开展了 TA18 钛合金管坯的研制,将锻造的成品棒材经钻孔、镗孔处理后进行双包套处理,经电炉加热后涂抹润滑剂,采用 1000 t 卧式挤压机进行挤压,挤压比为 11,挤压速度

为 40~60 mm/s,成功制备出 $\phi 32 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 管坯。在管坯挤压时,金属处于三向压缩的受力状态和两压一拉的变形状态。管坯经过大变形挤压,变形区内部的金属流动平稳,晶粒沿着轴向延伸拉长、破碎,形成明显的非连续流线形组织(见图 2)。这种非连续状组织有利于后续冷加工过程中形成大量细小的晶粒,进而提高管材的强度和塑性^[21]。此外,挤压后的管坯内外表面粗糙,存在细小划伤、裂纹、凹坑等缺陷,后期还需要进行酸洗、内镗外扒处理。

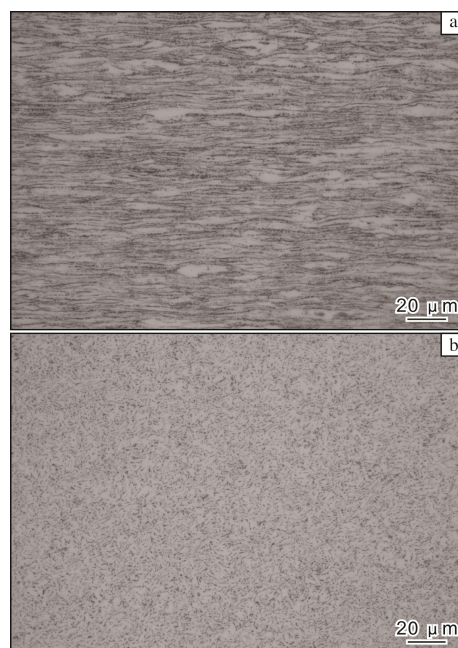


图 2 TA18 钛合金挤压管坯的显微组织

Fig.2 Microstructures of TA18 titanium alloy extrusion tube blank: (a) longitudinal direction; (b) transverse direction

郭获子等人^[22]对满足 AMS 4946 标准要求的进口 TA18 钛合金管材样品进行分析,发现超细晶组织实现了 TA18 钛合金强度和塑性的双重提升,由此可以推断,获得晶粒细小的 TA18 钛合金管坯是解决高性能 TA18 钛合金管材难题的研究方向之一。后期开展了小口径细晶化管坯的制备研究,选用 $\phi 65 \text{ mm}$ 挤压筒将 TA18 钛合金挤压管坯经过紫铜包套后采用短时中频感应加热至 800~845 °C 并保温 5~10 min,涂抹高温润滑剂,放置于立式挤压机上进行挤压,挤压比为 10.7~26.4,挤压速度为 120~150 mm/s,制备出 $\phi(16\sim 25) \text{ mm} \times (3\sim 4.5) \text{ mm}$ 的超细晶管材(见图 3)。采用中频感应短时加热的方法实现了对挤压管坯晶粒尺寸的控制;采用大变形、高速挤压的工艺完成了晶粒的进一步破碎,使晶粒尺寸稳定在 1~4 μm 。上述工艺大幅度减少了后续冷轧道次,降低了材料缺陷的多道次积累,在提高生产效率的同时也提高了管材的成品率。

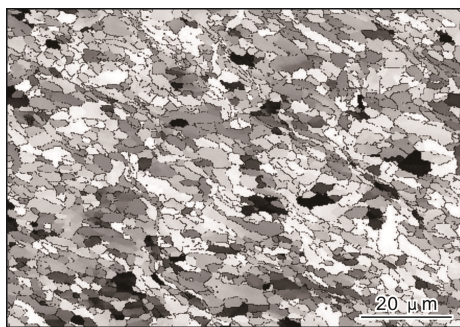
图3 TA18 钛合金挤压管的 SEM 照片^[22]

Fig.3 SEM photograph of TA18 titanium alloy extruded tube

斜轧穿孔法的基本原理是利用沿轧制坯料纵向和横向的拉应力作用,使圆坯轴心区金属产生微裂纹,继而扩展为疏松区,当轴心区金属出现疏松时顶头会及时参与塑性加工过程,从而将实心圆坯直接轧制成毛管^[23]。该方法具有设备投资少、无需包套和润滑、工模具消耗少、成品率高、加工成本低等优点,在纯钛等管坯生产中得到广泛应用^[24]。国内目前关于斜轧穿孔制备 TA18 钛合金管坯的报道及可参考文献较少。李永林等人^[25]为了简化管坯制造流程,提高成材率,采用三辊斜轧穿孔的方法进行了 TA18 钛合金管坯的试制,将 TA18 钛合金铸锭锻造后机加成 $\phi 85 \text{ mm} \times 850 \text{ mm}$ 的棒坯。穿孔顶头为钨顶头,棒坯经过 970°C 中频感应炉加热 5 min 后,一火穿成 $\phi 94 \text{ mm} \times 12 \text{ mm} \times L$ 管坯,变形量为 46%。对管坯取样进行表面质量和显微组织观察发现,斜轧管坯中部比头部和尾部的氧化层厚且显微硬度高,表面无折叠和裂纹,经喷砂酸洗后表面的氧化皮被清除,管坯显微组织主要为变形魏氏组织,另有少量的片状 α 组织。

无论采用何种热加工方式制备管坯,工艺设计和过程控制都至关重要,需要在研究和生产中不断摸索、总结,优化工艺参数、设备运行参数和工装模具配合,以提高管坯的内外表面质量、减少缺陷、保证壁厚的均匀性,防止管坯内部组织晶粒粗大,影响后续管材轧制的质量和力学性能。

3 轧制工艺

目前,应用最广泛、最具有代表性的管材冷轧方法是周期式冷轧管法,根据轧机所具有的轧辊以及轧槽的结构形式,分为两辊式冷轧管法和多辊式冷轧管法。管坯大变形轧制一般是在两辊轧管机上进行,减壁量和减径量较大,生产效率高。管材后期精轧是在多辊轧管机上进行,精度高,变形均匀,但生产效率低。管材轧制的重要参数主要包括变形量 (ϵ) 和 Q 值,目前公开的文献主要是围绕变形量、 Q 值、组织对 TA18 钛合金管

材组织、性能的影响开展研究的^[26-29]。

管材轧制时变形量的大小主要依据材料的塑性而定。南莉等人^[30]选用 TA18 钛合金管坯,设计了 23%、30%、44%、51%、68%、80% 6 种变形量的轧制工艺,选取不同变形量管材硬态 (Y) 试样和冷轧变形管材在 700°C 下保温 90 min 进行热处理后的退火态 (M) 试样,进行了室温拉伸性能测试和显微组织分析。从拉伸性能 (图 4) 发现硬态管材的强度均随着变形量的增大而逐渐升高;当变形量 $\leq 44\%$ 时,管材的延伸率变化不明显;当变形量 $> 44\%$ 时,管材的延伸率随着变形量的增大而下降;当变形量为 80% 时,管材拉伸发生脆性断裂。6 种不同变形量的管材经过 700°C 退火后,管材性能波动范围较小,只有变形量为 23% 的管材退火态塑性略低,主要是由于管材轧制时变形量小,造成组织内部畸变储能较小,退火处理时组织回复和再结晶的驱动力较小所致。

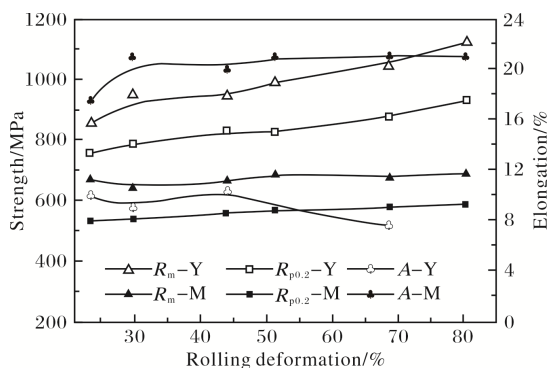
图4 TA18 钛合金管材室温拉伸性能随轧制变形量的变化曲线^[30]

Fig.4 Curves of room temperature tensile properties vs. rolling deformation of TA18 titanium alloy tubes

图5为经过不同变形量轧制后硬态 TA18 钛合金管材纵向显微组织。从图 5 可以看出,管材经过小变形量轧制后,晶粒破碎不明显,显微组织主要由 α 等轴晶和弥散分布的晶间 β 相组成。随着轧制变形量的增大,晶粒沿轧制方向变形拉长、破碎,变形流线逐渐明显,晶界逐渐模糊。

廖强等人^[31]选用 $\phi 45 \text{ mm} \times 7 \text{ mm}$ TA18 钛合金管材在两辊轧管机上进行 50% 变形量的轧制和三辊轧管机上进行 35% 变形量的轧制对比。管材经过 50% 变形量轧制后的抗拉强度为 940、945 MPa,延伸率为 8.0%、7.8%;经过 35% 变形量轧制后的抗拉强度为 870、880 MPa,延伸率为 14.5%、14.7%。大变形量冷轧会导致 TA18 钛合金管材内部产生大量的缺陷、位错和残余应力,加工硬化明显,管材强度提高,延伸率降低。

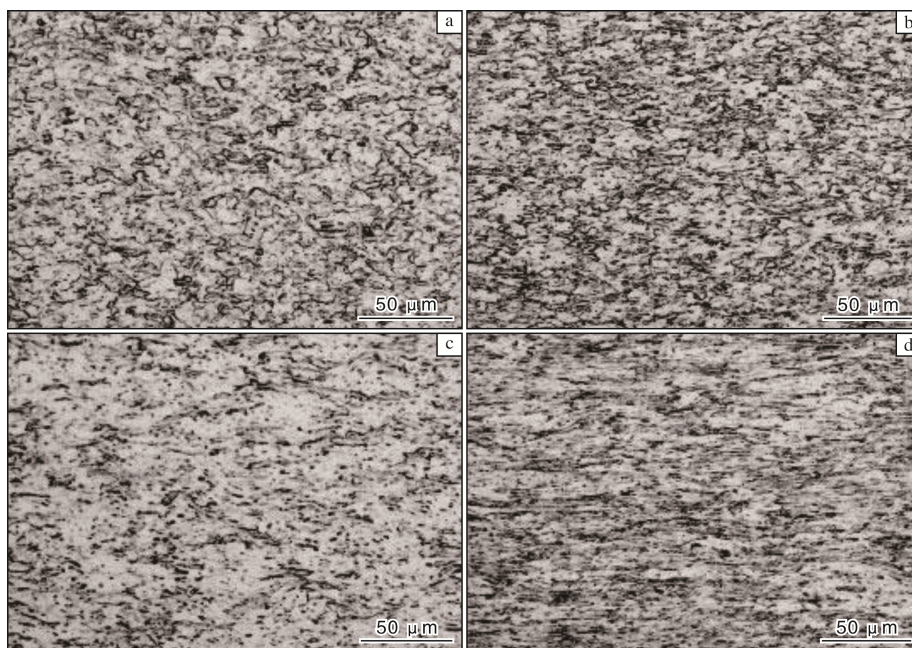
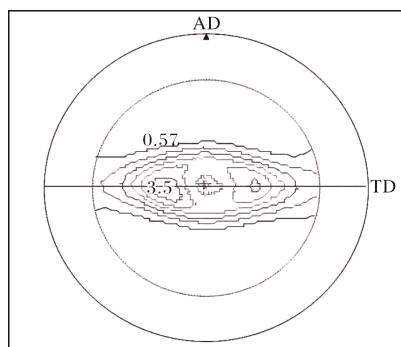
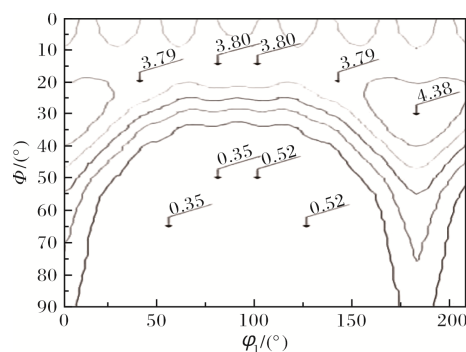
图5 经不同变形量轧制后硬态 TA18 钛合金管材的纵向显微组织^[30]

Fig.5 Longitudinal microstructures of TA18 titanium alloy tubes in hard state under different rolling deformations: (a) 23%; (b) 44%; (c) 51%; (d) 80%

Q 值也是管材冷轧变形的重要参数。洪权等人^[16]选用 $\phi 16 \text{ mm} \times 1.5 \text{ mm}$ 的 TA18 钛合金管坯, 通过冷轧加工获得 $\phi 12 \text{ mm} \times 0.9 \text{ mm}$ 管材。对不同 Q 值轧制管材的微观组织结构进行表征发现: 当 TA18 钛合金管材 $Q > 1$ 时, 管材 (0002) 面极图密度极值点织构强度等级达到 3.5 (图 6); 从取向分布函数 (ODF) 截图 (图 7) 中可以发现, 管材密度极值点织构强度等级达到 4.38, 管材径向压力占优势, 形成与管材径向平行的 [0002] 织构, 此时管材的综合性能较好, 满足 AMS 4946 标准要求。杨亚社等人^[18]通过超声检测缺陷反射波值的大小, 研究了 Q 值变化对轧制后管材表面质量的影响。结果表明, 当 $Q > 1.14$ 时, 管材经过 38% 变形量的轧制后均产生了表面裂纹; 当 Q 值在 0.53~1.14 之间时, 管材经过 55% 变形

图6 TA18 钛合金管材的(0002)极图($Q > 1$)^[16]Fig.6 Pole figure (0002) of TA18 titanium alloy tube ($Q > 1$)图7 TA18 钛合金管材的 ODF 截图($\phi_2=0, Q > 1$)^[16]Fig.7 ODF section figure of TA18 titanium alloy tube ($\phi_2=0, Q > 1$)

量的轧制后未见裂纹。可见, 在一定变形范围内, TA18 钛合金冷轧管材的表面质量与 Q 值关系密切。

管材轧制产生的应力和应变随轧制工艺而变化, 轧制工艺决定了管材的组织类型和分布, 不同的组织会影响材料的拉伸性能和工艺性能。在轧制过程中, 管材由于受到轴向压应力和径向拉应力的作用, 呈现出更为复杂的微观组织结构演变。陈逸等人^[17]研究了 TA18 钛合金管材冷轧变形过程中的微观组织及织构演变, 发现管材轧制的初始阶段, 变形以棱柱滑移为主, 随着轧制变形量的增大, 依次被基面滑移、棱锥滑移替代, 管材中的织构以棱锥织构为主。李兴荣等人^[32]将国内外 $\phi 6 \text{ mm}$ TA18 钛合金冷轧管材的组织类型和强度进行了对比, 发现国内外 TA18 钛合金管材的组织类型基本相似, 主织

构的(0002)面与管材径向夹角均为 24° ，晶向 $[10\bar{1}0]$ 与管材轴向平行，且在(0002)面都存在2个明显的密度极值点，国产管材织构强度等级达到3.45，进口管材织构强度等级达到3.40。然而，在 $(10\bar{1}0)$ 面国产管材织构强度等级达到2.69，进口管材织构强度等级达到3.40(图8)。不同产地 $\phi 6$ mm TA18 钛合金管材的 ODF 截图(图9)也能反映出国产管材织构强度弱于进口管材，造成织构强度差距较大的原因是管材轧制时形成的织构受 Q 值的影响：当 $Q>1$ 时，管材径向压力占优势，形成径向织构；当 $Q<1$ 时，管材切向压力占优势，形成切向织构；当 $Q=1$ 时，径向与切向压力相当，织构随机分布。织构强度差距较大的另一个原因是国产管材冷轧变形量相对较小。管材织构强度直接影响管材的 CSR 值，管材织构强度高，对应的 CSR 值也高，因此可以通过测

定 TA18 钛合金管材的 CSR 值得到其径向和周向的变形性能。

在高强度 TA18 钛合金管材的实际生产过程中，单道次轧制变形量过小，管材的强度提升幅度有限，且晶粒得不到充分的破碎；单道次轧制变形量过大，由于受材料本身塑性极限的限制，可能出现管材轧裂或轧机抱死的情况。同时还需要考虑管材轧制时的减径量和减壁量，形成较理想的织构类型，以保证管材轧制变形硬态的室温拉伸性能远高于高强度 TA18 钛合金管材的指标，为后期热处理留有一定的性能调整空间。

4 热处理工艺

随着管材冷轧变形量的增大，变形抗力也逐渐变大，为了避免变形程度达到或超过材料自身塑性极限而出现变形困难或管材轧裂等情况，需要通过热处理对中间过程轧制变形产生的内应力进行释放，以便消除加工硬化，恢复材料的塑性。成品管材经过冷轧后，通过控制热处理温度和保温时间，可以得到中强($R_m \geq 620$ MPa)和高强($R_m \geq 860$ MPa)2种不同强度等级的 TA18 钛合金管材。齐元昊等人^[33-34]通过热处理发现，当退火温度低于 550°C 时，TA18 钛合金管材的再结晶程度极低；在 $550\sim 650^\circ\text{C}$ 之间退火时，管材的力学性能发生明显变化； 700°C 退火时管材发生完全再结晶。为了提高 TA18 钛合金管材的强度，采用成品规格与前一道次连轧的工艺，随后采用 $470^\circ\text{C}/90$ min 去应力的热处理制度，使管材内部保留变形组织和高密度位错，以保证 TA18 钛合金管材力学性能达到高强指标要求。罗登超等人^[35]选用经 65% 变形量冷轧后的 TA18 钛合金管材进行 380、470、550、600、700、750 $^\circ\text{C}$ 6 种不同温度的退火处理，发现退火温度为 380、470 $^\circ\text{C}$ 时，管材的抗拉强度和硬态相比有小幅降低，伸长率小幅增长，显微组织与加工态相比未发生明显变化，依然存在明显的变形流线和拉长破碎的晶粒，只是将轧制产生的内应力部分释放，加工硬化效果减弱。退火温度在 470~550 $^\circ\text{C}$ 时，管材的性能变化不明显，基本维持在一个水平，主要是因为内应力得到充分释放，加工态组织未发生再结晶。从图 10 可以看出，退火温度在 380~550 $^\circ\text{C}$ 时，管材的力学性能满足 TA18 钛合金高强要求；退火温度在 600~750 $^\circ\text{C}$ 时，管材的抗拉强度降幅较大，延伸率大幅增长。从退火后的显微组织(图 11)可以看出，随着退火温度的升高，管材冷轧变形流线逐渐消失，组织中出现再结晶到完全再结晶， α 晶粒逐渐等轴化并充分长大。在再结晶退火过程中，TA18 钛合金管材的基面织构变化不明显，但 $(10\bar{1}0)$ 和 $(11\bar{2}0)$ 晶面的织构变化表明，高温退火会使晶粒绕自身 c 轴旋转 30° ，从 $\langle 10\bar{1}0 \rangle // \text{RD}$ 的形变织构转变为 $\langle 11\bar{2}0 \rangle // \text{RD}$ 的再结晶退火织构^[36]。

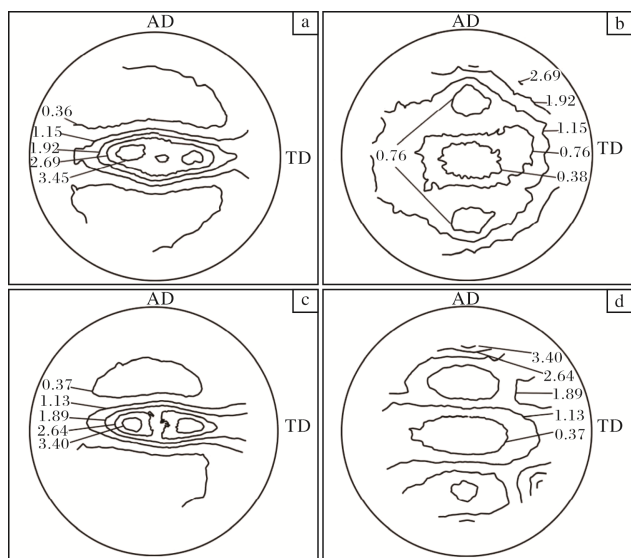


图8 不同产地 $\phi 6$ mm TA18 钛合金管材的(0002)、 $(10\bar{1}0)$ 极图^[32]

Fig.8 Pole figures of (0002) and $(10\bar{1}0)$ of $\phi 6$ mm TA18 titanium alloy tubes from different origins: (a, b) domestic; (c, d) foreign

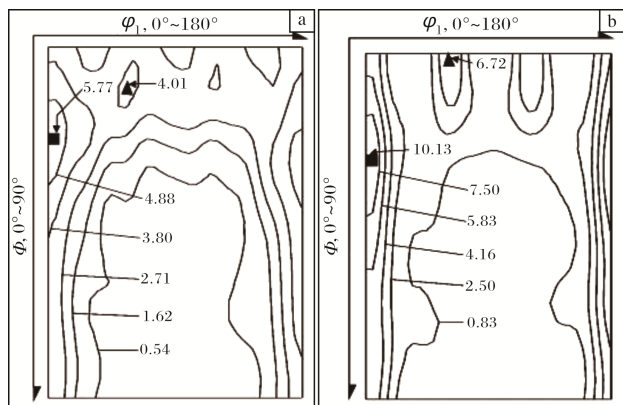


图9 不同产地 $\phi 6$ mm TA18 钛合金管材的 ODF 截图($\phi_2=0$)^[32]

Fig.9 ODF section figures ($\phi_2=0$) of $\phi 6$ mm TA18 titanium alloy tubes from different origins: (a) domestic; (b) foreign

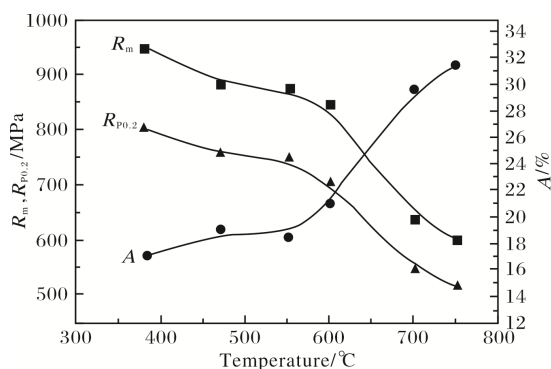
图 10 退火温度对 TA18 钛合金管材力学性能的影响^[35]

Fig.10 Effect of annealing temperature on mechanical properties of TA18 titanium alloy tube

对于高强度 TA18 钛合金管材而言,在成品规格管材冷轧后,为了避免最终热处理导致组织中出现再结晶和织构类型转变,退火温度一般不宜太高。周大地等人^[37]对去应力退火过程中的显微组织与织构演变进行了研究,发现冷轧 TA18 钛合金管材在 500 °C 退火时仍处于初次再结晶的形核阶段,组织中仍保留着大量的变形特征,有极少再结晶晶粒出现,形成的织构是沿横向倾斜的双峰基面织构。有学者认为,这种双峰基面织构是柱状滑移和锥面 $\langle c+a \rangle$ 滑移共同作用的结果^[38]。在保温过程中,TA18 钛合金(0001)晶面织构类型没有发生明显变化,但随着保温时间的延长,初次再结晶程度增加,(0001)纤维织构减弱, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 纤维织构增强。

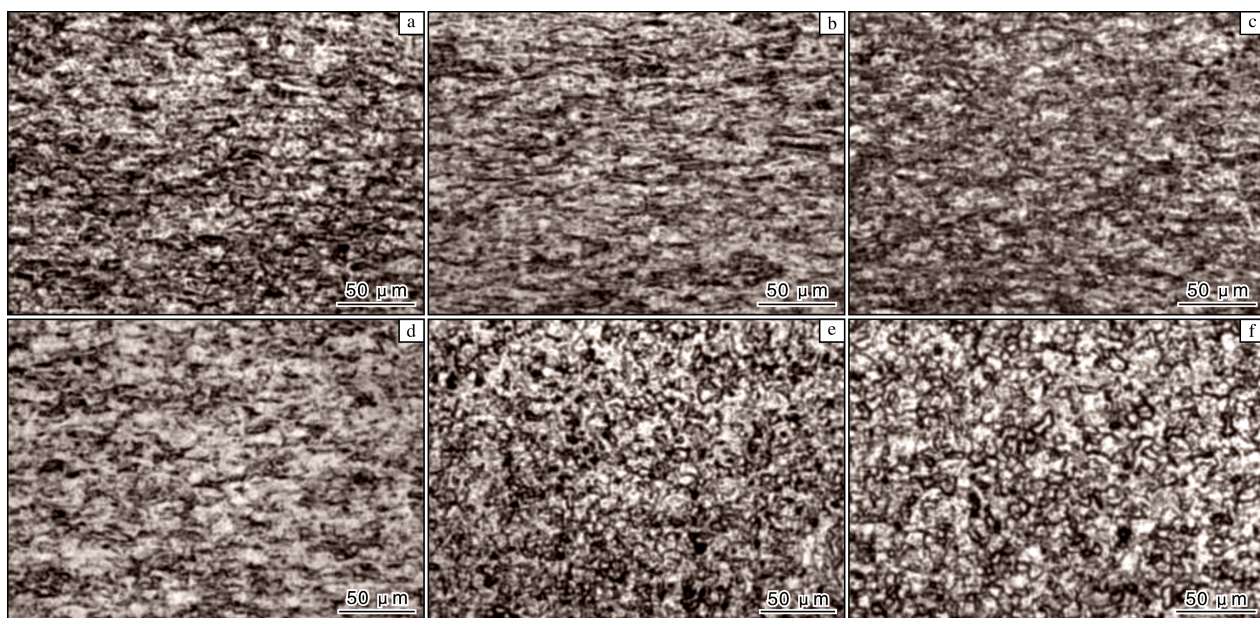
图 11 TA18 钛合金管材经不同温度退火后的显微组织^[35]

Fig.11 Microstructures of TA18 titanium alloy tubes after annealing at different temperatures:

(a) 380 °C; (b) 470 °C; (c) 550 °C; (d) 600 °C; (e) 700 °C; (f) 750 °C

5 结束语

为了提高飞机的整体性能,达到减重、降耗和节能的目的,国外航空管路系统经历了 21、28、35 MPa 不同压力等级的升级换代,高强级 Ti-3Al-2.5V 合金管材也得到了广泛的应用。但目前国内飞机液压管路系统仍主要使用传统的不锈钢管材,高强度 860 MPa 等级的 TA18 钛合金管材研发和应用研究起步较晚。在国内高校、科研院所、生产和使用单位的共同努力攻关下,虽然 TA18 钛合金管材的研发、性能评价、应用以及标准制定等方面已取得阶段性成果,但与国外相比仍存在一定的差距。因此,为了使 TA18 钛合金管材在国内飞机和发动机上得到广泛应用,实现由点到面大跨度发展,

必须着重解决管材制备过程中的关键工艺以及管材评价等问题。钛合金无缝管材从原料到成品加工工序多,生产周期长,要达到高强级别的 TA18 钛合金管材力学性能和工艺性能的良好匹配,需要整体考虑,重点关注以下 4 个方面: ① 在铸锭制备时选择杂质含量少的原材料,混料均匀,控制熔炼过程以获得成分均匀、无偏析、无夹杂的优质铸锭至关重要; ② 合理控制热加工工艺参数,包括管坯挤压温度、挤压比、速度以及使用的润滑剂等,要保证制备的管坯内、外表面质量高,壁厚尺寸偏差小,避免有污染层和缺陷的管坯投入到冷轧工序; ③ 制定管材轧制工艺时应确保单道次变形量在 35% 以上,同时还需要兼顾管材减径量和减壁量,使管材形成较理想的织构类型; ④ 消除应力的退火温度应低于

550 °C, 保温时间不少于 30 min, 使管材内部保留变形组织和高密度位错。

参考文献 References

- [1] 李俊升. 28MPa 导管连接件标准研究[J]. 航空标准化与质量, 1999(4): 5-7.
- [2] Adib A M L, Baptista C A R P, Barboza M J R, et al. Aircraft engine bleed system tubes: material and failure mode analysis[J]. Engineering Failure Analysis, 2007, 14(8): 1605-1617.
- [3] 江志强, 杨合, 詹梅, 等. 钛合金管材研制及其航空领域应用的现状与前景[J]. 塑性工程学报, 2009, 16(4): 44-50 + 84.
- [4] Lütjering G, Williams J C. Titanium[M]. Berlin: Springer, 2007: 1-19.
- [5] Leyens C, Peters M. Titanium and Titanium Alloy[M]. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003: 336.
- [6] 杨建朝, 席锦会, 杨亚社, 等. 航空航天用 TA18 钛合金管材的研发及应用[J]. 钛工业进展, 2014, 31(4): 6-10.
- [7] 张旺峰, 李艳, 王玉会, 等. Ti-3Al-2.5V 钛合金管材研究进展[J]. 材料导报, 2011, 25(12): 133-137.
- [8] 吴继红, 祖小涛. 新型钛合金 Ti-2Al-2.5Zr 研究现状[J]. 材料导报, 2004, 18(6): 15-18.
- [9] 谭树松, 张海南, 樊爱民. 有色金属材料学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1993: 89-90.
- [10] 毛成亮, 赵彬, 贾蔚菊, 等. Fe 元素含量对钛合金性能的影响[J]. 钛工业进展, 2019, 36(2): 42-46.
- [11] 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: 38-41.
- [12] 吴清枝, 李佐臣, 王为民. 氧对 Ti-75 合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 1995, 24(1): 28-32.
- [13] 窦永庆. 钛合金铸锭中间元素氧的控制[C]//第五届全国钛合金学术交流会文集. 沈阳: 辽宁省金属学会, 1984: 42-48.
- [14] 杨英丽, 卢亚锋, 郭获子, 等. 氧含量及轧制工艺对纯钛管材性能的影响[J]. 钛工业进展, 2011, 28(5): 27-30.
- [15] 马英, 佟学文, 徐哲, 等. Ti-3Al-2.5V 管材织构与力学性能之间的关系初探[J]. 轻工设计, 2011(5): 2-3.
- [16] 洪权, 戚运莲, 赵彬, 等. 不同 Q 值冷轧对 TA18 钛合金管材织构及力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2016, 33(2): 16-19.
- [17] 陈逸, 李金山, 孙峰, 等. 冷轧 TA18 管材变形过程中微观组织及织构[J]. 塑性工程学报, 2012, 19(1): 35-39.
- [18] 杨亚社, 杨永福, 罗登超, 等. 航空用 TA18 管材加工工艺研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(3): 625-628.
- [19] 袁红军, 李永林, 赵洪章, 等. TA18 钛合金管冷轧开裂原因分析[J]. 热加工工艺, 2014, 43(23): 163-165.
- [20] 彭力, 姜健, 罗小峰, 等. TA18 钛合金热变形行为及热加工图研究[J]. 钢铁钒钛, 2022, 43(6): 45-50.
- [21] 席锦会, 杨亚社, 南莉, 等. 航空导管用 TA18 钛合金管材研制[J]. 钛工业进展, 2011, 28(5): 34-37.
- [22] 西北有色金属研究院. 一种 TA18 钛合金小口径超细晶挤压管的制备: CN115846456A[P]. 2023-03-28.
- [23] 杨守山. 有色金属塑性加工学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1982.
- [24] 吕培成. 三辊斜轧穿孔法生产纯钛管的工艺研究[J]. 稀有金属材料与工程, 1985, 14(3): 11-17.
- [25] 李永林, 袁红军, 朱宝辉, 等. TA18 钛合金斜轧管坯组织与性能研究[J]. 钛工业进展, 2014, 31(5): 23-27.
- [26] 雷江, 马小菊, 尉北玲, 等. 冷轧生产 TA18 钛合金小规格厚壁管材加工工艺研究[J]. 钛工业进展, 2012, 29(1): 36-38.
- [27] 朱康平, 杨亚社, 席锦会. Q 值及变形量对中强钛合金冷轧管材表面质量的影响[J]. 钛工业进展, 2012, 29(4): 31-34.
- [28] 刘凡, 李赟, 王文睿, 等. TA18 钛合金管材织构对环向拉伸性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(6): 2011-2016.
- [29] 杨磊, 惠松骁, 叶文君, 等. TA18 钛合金管材织构的测试与 EBSD 分析[J]. 稀有金属, 2011, 35(6): 928-933.
- [30] 南莉, 杨亚社, 齐元昊, 等. 航空用高强 TA18 钛合金管材的轧制工艺[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(1): 166-170.
- [31] 廖强, 曲恒磊, 杨亚社, 等. 冷轧道次变形率对 TA18 钛合金管材组织与拉伸性能的影响[J]. 钛工业进展, 2012, 29(1): 26-28.
- [32] 李兴荣, 张晖, 张旺峰, 等. 小口径 TA18 航空钛合金管材织构测定与分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(7): 1243-1246.
- [33] 齐元昊, 杨亚社, 南莉, 等. 高强 Ti-3Al-2.5V 合金管材的组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2011, 31(11): 1062-1065.
- [34] 齐元昊, 杨亚社, 南莉, 等. 火次变形量及退火温度对 Gr.9 合金管材组织与性能的影响[J]. 钛工业进展, 2012, 29(3): 29-31.
- [35] 罗登超, 南莉, 杨亚社, 等. 退火温度对 TA18 管材性能和组织的影响[J]. 热加工工艺, 2012, 41(20): 206-208.
- [36] Tenckhoff E, Rittenhouse P L. Annealing textures in zircaloy tubing[J]. Journal of Nuclear Materials, 1970, 35: 14.
- [37] 周大地, 曾卫东, 徐建伟, 等. 冷轧钛管在退火过程中的显微组织与织构演变[J]. 稀有金属, 2019, 43(5): 470-475.
- [38] Ballinger R G, Lucas G E, Pelloux R M. The effect of plastic strain on the evolution of crystallographic texture in Zircaloy-2[J]. Journal of Nuclear Materials, 1984, 126(1): 53-69.