DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4064

TC18 钛合金大规格棒材热变形行为研究进展

李瑞锋[1,2],张智鑫[1,2],唐　斌[1,2,3],何书林[4],李金山[1,2,3]

(1. 西北工业大学 重庆科创中心,重庆 401135; 2. 重庆三航新材料技术研究院有限公司,重庆 401120; 3. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072; 4. 宝钛集团有限公司,陕西 宝鸡 721014)

摘　要:近年来,随着自由锻造装备大型化的不断发展,航空航天关键结构件用锻件的大型化需求急剧增长,大规格棒材的制备成为了科研及工业化生产的重点工作。TC18 钛合金作为一类高合金化、热变形参数敏感型高强高韧钛合金,已逐步成为航空航天关键装备的核心结构材料,因此,其棒材的大型化成为了近年来研究及生产的重点方向。本文梳理了近年来 TC18 钛合金大规格棒材(ϕ300~ϕ500 mm)生产技术概况,综述了 TC18 钛合金热变形数值模拟的相关研究,分析铸锭熔炼、锻造成型及热处理工艺的现状,总结大规格棒材现存问题及解决方法。最后,展望原材料制备过程今后一段时间的研究重点,结合使用单位对 TC18 钛合金棒材的使用需求,力争在未来打通原材料和成品锻件的全流程制造工艺,实现工艺个性化设计、组织性能定量调控。

关键词:TC18 钛合金;大规格棒材;热变形行为;强塑性匹配

中图分类号:TG146.23　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2024)04-0316-12

Research Progress on the Thermal Deformation Behavior of TC18 Titanium Alloy Large-size Bars

LI Ruifeng[1,2], ZHANG Zhixin[1,2], TANG Bin[1,2,3], HE Shulin[4], LI Jinshan[1,2,3]

(1. Innovation Center NPU Chongqing, Chongqing 401135, China; 2. Sanhang Advanced Materials Research Institute Co., Ltd., Chongqing 401120, China; 3. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 4. Baoti group Co., Ltd., Baoji 721014, China)

Abstract: In recent years, with the continuous development of large-scale free forging equipment, the demand for large-scale forgings for aerospace key structural parts has increased sharply, and the preparation of large bars has become the focus of scientific research and industrial production. TC18 titanium alloy, a type of high-strength and high-toughness titanium alloy with high alloying and thermal deformation parameter sensitivity, has gradually become the core structural material of key aerospace equipment. Therefore, large-scale bars have become a key area of research and production in recent years. In this paper, the methods used to produce large TC18 titanium alloy bars (ϕ300~ϕ500 mm) in recent years are discussed, the related research on the numerical simulation of the thermal deformation of TC18 titanium alloy is summarized, the current situation of ingot melting, forging and heat treatment technology is analysed, and the existing problems and solutions for large bars are summarized. Finally, considering the future research focus of the raw material preparation process, combined with the demand of users for TC18 titanium alloy bars, we will strive to open up the whole process of manufacturing raw materials and finished forgings in the future and realize personalized design of processes and quantitative control of microstructure and properties.

Key words: TC18 titanium alloy; large size bar; thermal deformation behaviour; strength plastic matching

钛合金由于具有耐腐蚀、比强度高等卓越性能被誉为“太空金属”,被广泛应用于航空航天飞机发动机压气机盘、起落架等重要构件的制造中,成为航空航天飞机制造领域的关键材料[1-3]。国外在钛合金

收稿日期:2024-03-27

基金项目:重庆市自然科学基金面上项目(CSTB2023NSCQ-MSX0824);中国博士后科学基金第 73 批面上资助(2023M732851);重庆市技术创新与应用发展专项(CSTB2022TIAD-KPX0032);重庆市博士后研究项目特别资助(2022CQBSHTB1019)

作者简介:李瑞锋,1989 年生,硕士,高级工程师.研究方向为钛合金锻造技术.Email: fengrugby@126.com

通讯作者:张智鑫,1988 年生,博士,副研究员、高级工程师.研究方向为先进金属结构材料及其精确热成形技术.Email: jerry888526@126.com

引用格式:李瑞锋,张智鑫,唐斌,等.TC18 钛合金大规格棒材热变形行为研究进展[J].铸造技术,2024,45(4):316-327.

LI R F, ZHANG Z X, TANG B, et al. Research progress on the thermal deformation behavior of TC18 titanium alloy large-size bars [J]. Foundry Technology, 2024, 45(4): 316-327.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

生产领域很早就有了大的发展，在美国第四代战斗机 F-22 中,钛合金已占机体总质量的 41%,主要应用部位为隔框、主翼梁、后梁、水平尾翼转轴等,其中后机身钛合金用量最多。美国的 SR-72 系列高空高速侦察机中，钛合金所占的比重达 91%[4]。与此同时,民航业钛合金使用频率也越来越高,波音公司 B787 之中的钛合金含量超过 15%,空客 A380 一架就用 65 t,占飞机总质量的 10%,而且采用了全钛挂架[5-6]。此外,飞机起落架也开始使用钛合金,这些起落架中主要使用 BT22 钛合金来替换以往使用的钢材,这种方式能够节省飞机约 250 kg 的重量[7-8]。

BT22 钛合金是 20 世纪 60 年代末前苏联航空材料研究院(ВИАМ)开发的高强高韧钛合金[9],其名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe,国内对应牌号为 TC18。该合金属于过渡型 α+β(马氏体转变温度接近室温)两相钛合金,兼有 α+β 钛合金和 β 钛合金的性能特征[10],可在退火状态或固溶时效状态下使用，在退火状态下的强度水平与 TC4、TC6 等合金固溶时效状态下的强度相当,可达 1 080 MPa,经过强化热处理后,可达 1 350 MPa[2]。TC18 钛合金截面淬透深度高达 250 mm，可用于制造各种高负载承力航空结构件，在 1 105~1 200 MPa 强度水平下使用,锻件截面厚度达到 200 mm 时,仍可充分发挥其性能指标[4]。由于 TC18 钛合金具有淬透性佳、锻透性好和可焊接等综合优势，俄罗斯 Su-27、伊尔 IL-76、IL-86、IL-96，安-124 和图-204 等主干线客机和重型运输机的机体和起落架的大型承力构件和部件中均使用了 TC18 钛合金锻造构件[11]。TC18 钛合金不仅具有较高强度,其韧性和损伤容限性能也极为出色。随着航空航天领域的不断发展,TC18 钛合金在我国航空领域也得到了大量应用，是航空结构用钛合金骨干材料[4-5],主要用于制备大型飞机起落架、机身对接框等主承力结构件典型锻件[12]。

1　TC18 钛合金棒材制备技术现状及问题

TC18 钛合金棒材通常使用状态为退火态,其强化方式为固溶时效。结合作者的研究方向,主要从熔炼技术、热变形行为、锻造技术和热处理工艺 4 个方面对 TC18 合金大规格棒材制备技术及出现的问题作简要概述。

1.1　铸锭熔炼

铸锭熔炼质量是影响其产品加工和使用性能的关键步骤。钛合金的熔炼方法主要有真空自耗熔炼法、非真空自耗熔炼法和电子束熔炼法。目前,应用最广泛且最成熟的熔炼方法为真空自耗熔炼法,其具有相对较低的功率消耗，可以达到相对较高的熔化速度,铸锭真空熔炼原理如图 1 所示。TC18 钛合金中合金元素含量高达 17%(质量分数)[13]，化学成分见表 1。其中高熔点合金占 5%，易偏析合金占 2%,并含有 5%的低熔点合金,容易发生偏析等质量缺陷,因此熔炼工艺的选择非常重要。TC18 钛合金化学成分中的 Al 元素在合金中是唯一的 α 稳定元素,其主要作用可提高钛的 α+β/β 相变点,有固溶强化的作用，可显著提高合金的室温及高温抗拉强度,且对高温塑性影响不大。Mo、V、Cr、Fe 元素在合金中均为 β 稳定元素,其主要作用可降低钛的 α+β/β 相变点，在合金中主要起固溶强化和稳定 β 相的

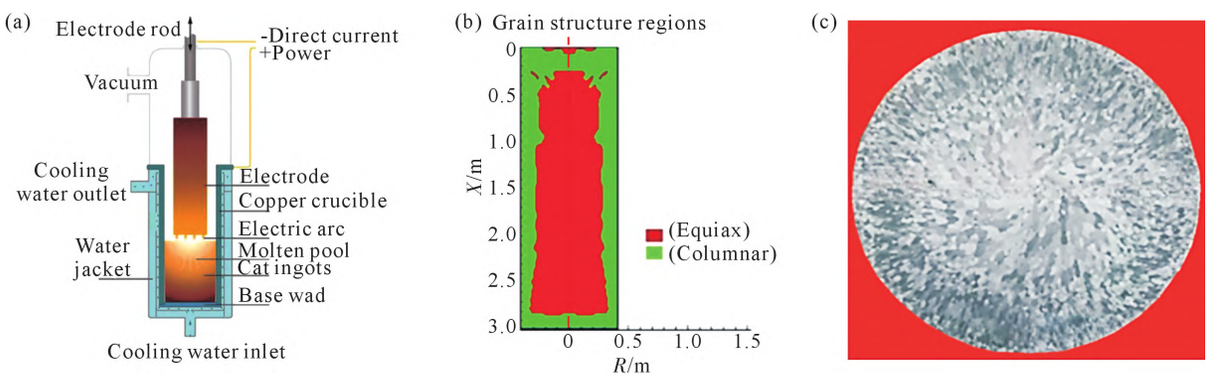

图 1　TC18 钛合金 ϕ820 mm 铸锭真空自耗电弧熔炼及晶型分布:(a) 真空熔炼原理示意图;(b) 晶型分布统计;(c) 铸锭横切面铸态组织[15]

Fig.1　Crystal distribution of ϕ820 mm ingot of TC18 titanium alloy processed by vacuum arc melting: (a) schematic diagram of vacuum melting; (b) statistical analysis of crystal distribution; (c) as-cast microstructure of transverse section of ingot[15]

表 1　TC18 钛合金化学元素含量

Tab.1 Chemical element content of the TC18 titanium alloy

(mass fraction/%)

Element	Al	Mo	V	Cr	Fe	C	Si	Zr	O	N	H	Total
Content	4.5~5.9	4.0~5.5	4.0~5.5	0.5~2.0	0.5~1.5	≤0.15	≤0.15	≤0.30	≤0.20	≤0.05	≤0.15	≤0.30

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

作用,使合金热处理强化效应显著提高,同时提高合金的淬透性[14]。这些元素的结晶特性不同,给合金的熔炼和合金成分均匀性控制带来极大困难。依据结晶偏析理论和 VAR 熔炼的特征,随着铸锭尺寸的增大,铸锭化学成分偏析性和波动范围也相应增大[13]。

采用 VAR 熔炼方式熔炼的 TC18 钛合金铸锭,其凝固组织中存在典型的三晶区:表面细晶区、柱状晶区及中心等轴晶晶区,如图 1 所示[15]。TC18 钛合金中 Al 元素具有较高的饱和蒸气压,在真空熔炼中易挥发损失,在配比时应考虑损失量。同时,该合金含有难熔元素 Mo 及易偏析元素 Cr、Fe,对于高熔点的 Mo 合金元素,采用中间合金方式加入,均有效降低了单独添加纯金属的熔点和密度,保证了熔炼过程时中间合金与基体材料的同时熔化,可提高化学成分均匀性;Mo 元素密度大,混料过程易形成下沉,需保证配料精度及过程稳定性,才能显著提高原材料分布均匀性;针对 Fe 容易偏析的特点,采用高纯 Fe 和高纯 Al 感应熔炼制备的 AlFe 中间合金方式加入,可有效降低单独添加纯金属的熔点和密度,保证了熔炼过程中间合金与基体材料的同时熔化,提高化学成分均匀性;针对 Cr 偏析倾向大的特点,需要采用特殊的 VAR 熔炼工艺,控制熔池形态、熔池深度,降低偏析倾向,从而确保化学成分的均匀性。根据钛及钛合金熔化电流的经验公式及实际生产经验的积累,TC18 钛合金的铸锭熔炼次数应不少于三次,一般为一次小电流、二次大电流、三次适当电流。随着航空、航天装备大型化的需求,飞机结构零件用 TC4 合金及高强钢逐渐被高强度、高韧性的 TC18 钛合金所替代,大型 TC18 钛合金锻件也成为了研制重点。为了更好地匹配 TC18 钛合金大型锻件的生产需求,锻件用原材料棒材也由前期稳定生产的 ϕ150~ϕ300 mm 增大至 ϕ400~ϕ500 mm,相应的铸锭也由 ϕ620 mm 增大至 ϕ820 mm。目前,直径为 ϕ820 mm 重量为 6.5~6.8 t 的铸锭成为主流锻棒原材料生产用锭型。彭强[15]研究认为 TC18 钛合金在熔炼过程中有如下几个关键控制点:①压制电极原料选择时使用高等级小粒海绵钛和小粒度尺寸均匀的中间合金,其中金属 Cr 的粒度应控制在 3 mm 以内;②单块电极混料均匀、电极焊接质量及各道工序加强防护,能够降低 α 缺陷;③采用“一小二大三适中”的工艺,可有效降低高密夹杂;④以 A1-Mo 二元合金、三元含 Fe 中间合金或四元中间合金等作为添加剂,对原料进行均匀化处理,可获得成分均匀、满足要求的大规格TC18 铸锭。

1.2 热变形行为

针对 TC18 钛合金的热变形数值模拟研究,大量研究工作对象主要侧重于锻件,热变形过程参数设定也均为模锻环境。目前对 TC18 钛合金热变形行为开展了较多的研究工作,主要利用热模拟试验机进行等温恒应变速率的压缩试验,测试不同温度、应变速率下的应力应变曲线,计算激活能,观察热机械过程中的组织转变规律,建立本构方程和加工图。通过实验的物理模拟,构建成型过程本构关系,获得反映材料热加工过程中流动应力与热力学参数 (如应变量、应变速率和变形温度)之间的关系,从而为后续数值模拟和设备吨位选择提供依据。Su 等[16]将相变、DRV、DRX、片层 α 相球化、晶粒尺寸的变化耦合到基于物理机制的 ISV 模型中,成功预测了TC18 合金在不同应变速率下的热压缩行为。范彩霞[17]研究了 TC18 钛合金两相区和单相区的组织演变规律,计算了各自的形变激活能。祖利国[18]、陈缇萦[19]、陈涛等[20]都以双曲正弦模型建立本构方程;基于动态材料模拟构造了加工图。李礼[21]用双曲正弦模型建立本构方程并开展了模锻的数值模拟工作。贾宝华等[22]基于 J-C 模型对 TC18 合金动态本构方程进行构建,如式(1)所示[22],结果表明模型拟合度良好。

$$\sigma=1\,060\left[1+0.046\,4\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{0.033}\right)\right]\left[1-\left(\frac{T-298}{1\,653}\right)^{0.85}\right] \tag{1}$$

式中,σ 为应力;$\dot{\varepsilon}$为应变率;T 为热力学温度。

邢飞[23]除了建立本构方程和加工图,还引入材料加工硬化率 θ,确定了动态再结晶临界应变和临界应力,建立了动态再结晶临界应变模型。蔺永诚等[24]开展了 TC 系列钛合金锻造及组织性能调控工艺研究,当初始组织为 β 相并在 β 相区热变形时,建议应变速率控制在 0.001~0.200 s^{-1} 内;当初始组织为双态组织并在 α+β 相区热变形时,建议热变形温度控制在 730~760 ℃内,应变速率的范围应为 0.001~0.010 s^{-1},否则,易引起微观组织出现局部流动现象,甚至影响构件性能,如图 2 所示。雷雨等[25]研究了热变形中 TC18 钛合金本构关系及第二类再结晶全图,结合本构方程对流变应力的预测以及 TC18 中 α 晶粒的第二类再结晶全图,认为当加工温度为 820~850 ℃、应变速率为 1 s^{-1}、应变量为 0.3~0.4 时,获得的 α 晶粒细小弥散,α 相含量适中,流变应力在 150~200 MPa,如图 3 所示。

TC18 钛合金的流变应力在变形初期随着应变的增加而迅速增大;在相同应变速率的条件下,合金的流变应力随变形温度升高而减小;在相同变形温

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

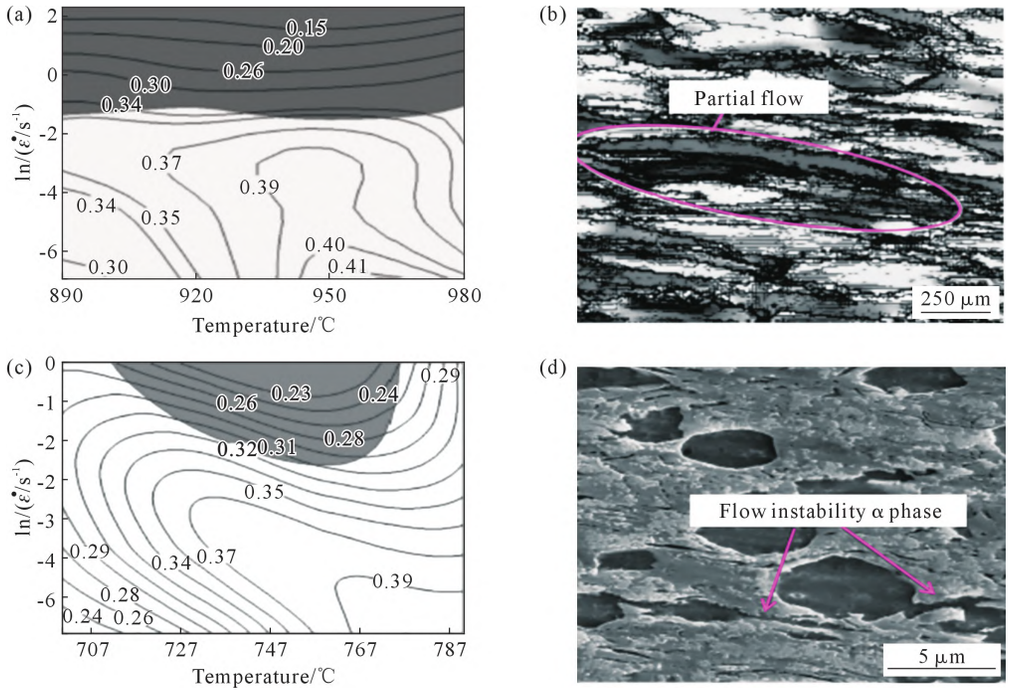

图 2 TC18 钛合金的热加工图与流动失稳组织：(a) β 相区变形的热加工图；(b) β 相区变形的流动失稳组织–初始组织为片层组织；(c) α+β 相区变形的热加工图–初始组织为双态组织；(d) α+β 相区变形的流动失稳组织–初始组织为双态组织[24]

Fig.2 Hot working maps and flow instability structures of TC18 titanium alloy: (a) hot processing diagram for the initial structure of β phase deforming in the β phase region; (b) flow instability structure for the initial structure of β phase deforming in the β phase region; (c) hot processing diagram for the initial bi-state structure deforming in the α+β phase region; (d) flow instability structure for the initial bi-state structure deforming in the α+β phase region[24]

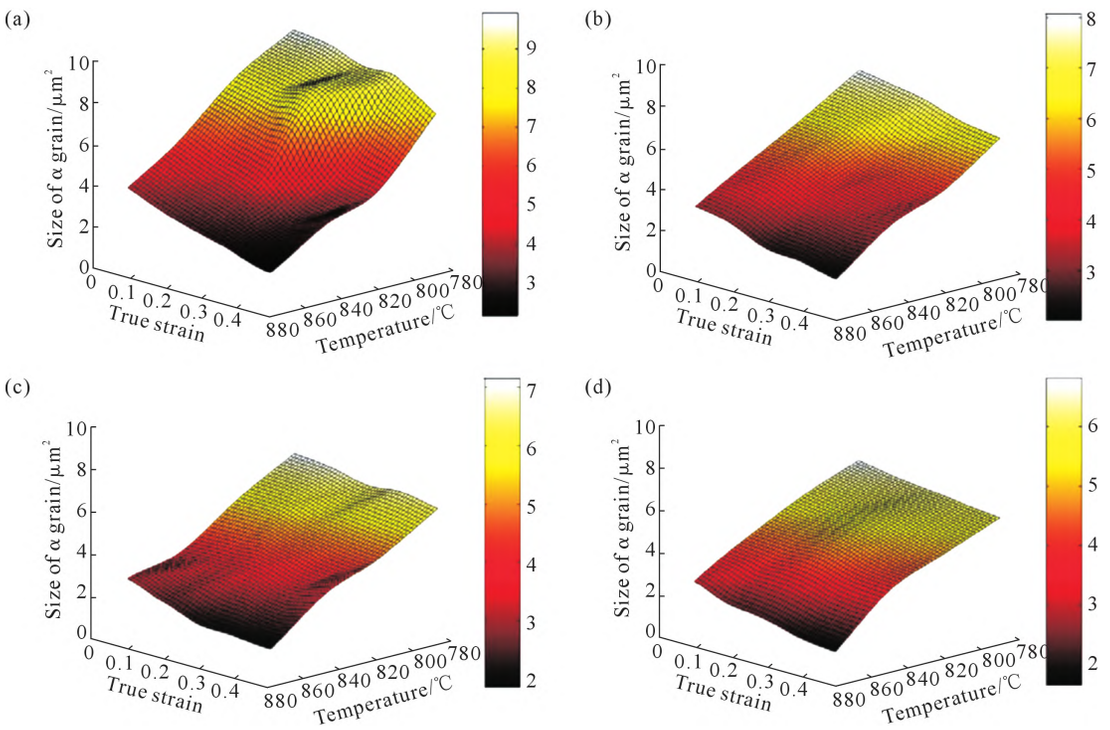

图 3 不同应变速率下 TC18 合金 α 晶粒的第二类再结晶全图：(a) 0.01 s^{-1}; (b) 0.1 s^{-1}; (c) 1 s^{-1}; (d) 10 s^{-1}[25]

Fig.3 Secondary recrystallization maps of the α grains of the TC18 alloy at different strain rates: (a) 0.01 s^{-1}; (b) 0.1 s^{-1}; (c) 1 s^{-1}; (d) 10 s^{-1}[25]

度的条件下，合金的流变应力随应变速率的增大而增大。固溶态的 TC18 合金加工温度范围较宽，只有加工温度低于 800 ℃和变形速率大于 0.1 s^{-1} 的区域为失稳变形区。另外，于兰兰等[26]采用热模拟实验方法研究 Ti55511 合金的热变形行为与组织演变，结果表明 Ti55511 合金组织对温度敏感性较高，α 相形貌控制主要在 α+β 两相区变形完成，且在变形程度为 60%~90%之间存在着晶粒明显细化的临界变形量。Li 等[27]利用热模拟实验机研究了不同 α 片层厚度下变形行为，对于峰值应力而言，粗针 α 组织

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

合金的峰值应力最高,等轴α组织合金的峰值应力最低,纯β组织和细针α组织合金位于中间,且纯β组织合金的峰值应力大于细针α组织合金。Xiao等[28]建立了一种基于位错密度的模型,成功预测了TC18合金热变形过程中的流变应力以及球化行为。Su等[29]将相变、DRV、DRX、片层α相球化、晶粒尺寸的变化耦合到基于物理机制的ISV模型中,成功预测了TC18合金在变应变速率下的热压缩行为。以上热变形行为的变形温度范围为700~950 ℃、应变速率范围为0.001~50.000 s^{-1},变形量大于50%,均没有涉及到开坯锻造的工艺(开坯锻造的温度最高1 150 ℃)。目前的研究内容主要集中在单道次压缩变形模拟,多道次变形、连续的热加工过程的热模拟实验研究较少。对于模锻前端的棒材原材料制备过程,包括铸锭开坯锻造、中间锻造和棒材的成品锻造等过程的热变形数值模拟研究报道也相对较少。

1.3 锻造成型

钛合金的组织和力学性能主要取决于热加工工艺。就TC18合金棒材的生产来说,主要包括变形温度、变形程度和变形速度3方面,而变形温度是决定锻件组织和力学性能的主要因素之一。TC18合金棒材通常采用高温–低温–高温多道次锻造工艺进行锻造,该工艺涉及单相区和两相区变形。在锻造成形前,通过不同的锻造工艺对单相区或两相区进行预处理,以获得不同的显微组织。

一般而言,在β相区锻造时,几乎所有的α相都转变为β相,并形成典型的网篮组织。在α+β相区锻造时,α相通常呈等轴状并被拉长,形成典型的双态组织,这是动态回复和再结晶共存的结果[30]。虽然TC18钛合金在高温下(830~850 ℃)和室温下β相的体积分数分别为70%~80%和60%,但其力学性能主要受α相形态的影响[31]。一般而言,TC18合金棒材在锻造过程中,心部由层片状初生α相组成,边部由球状初生α相组成。层片状初生α+β相的强度略高于球状α+β相,但其塑性和抗冲击性能略低于球状α+β相[32]。此外,锻造过程中边缘温度低于中心温度,导致加工硬化效应明显。变形温度和变形程度决定α和β两相的比例和形态分布,变形程度越大,β相晶粒越细小弥散。因此,为获得组织均匀综合性能良好的组织,应首先采用β锻造,使β相得到有效的破碎,随后在相变点以下锻造时,控制α+β相区变形量,使得α相的比例和形态分布在一个合适的范围内,从而获得力学性能良好匹配的组织[33]。

由于TC18钛合金对锻造工艺非常敏感,在热加工过程中很难精确控制其微观组织和织构的演变。在2010年以前,国内主流的自由锻造设备镦粗压力一般不大于4 500 t,因此研制棒材规格也相对较小,主要为ϕ150~ϕ300 mm。随着自由锻造及模锻装备吨位的提升,加之构件的大型化需求,近些年,TC18钛合金棒材主要研制目标为空烧低倍合格、强韧性匹配良好的ϕ400~ϕ500 mm规格,用以匹配大型化的模锻构件。在大规格棒材生产过程中,由于高合金化坯料的加热参数、锻造设备及工艺匹配性与常规工艺存在一定的差异,导致在棒材制备过程中出现了一些异常组织。

图4为TC18钛合金ϕ400 mm棒材低倍组织形貌图[34]。其中图4a~d均为棒材经自由锻造后,截取横向低倍试样片,经β区整体空烧处理后得到的组织。图4a与b表现出的现象为分层组织,马宏刚等[34]研究认为这种组织是由于棒材加热时,在经过不均匀的锻造加工变形后产生宏观组织分层,这类分层现象的形状随锻造工艺变形方法不同而发生变化,分层主要出现在棒材横截面的1/4R~1/2R处,这种分层组织的不同区域主化学成分无显著差异,空烧低倍组织分层是α相的溶解不均匀的宏观表象。上述问题通过适当延长锻坯的加热保温时间确保大规格锻坯充分加热到温,并选择适当的β相区热处理参数,确保锻造过程稳定一致,有利于α相的充分溶解。图4c与d为棒材不同区域出现的“黑斑”组织,但出现的位置恰好相反。大量研究表明,“黑斑”组织的本质为细小的、未再结晶的小角度晶界的亚晶晶粒,如图5所示。张慧[35]及Huang等[36]研究了图4c出现的原因为棒材边缘部位变形量较大,位错畸变能较高,心部变形量较小,位错畸变能较低,当温度达到相变点以上时,中心部位再结晶不完全,含有大量残余位错等晶体缺陷,使得冷却过程中析出大量α相。此外,由于钛合金散热性能较差,导致大尺寸预制棒材中心部分在热变形或热处理后冷速较慢,大量次生α相充分析出,所以心部出现“黑斑”组织。同时,笔者在生产过程中发现,大规格棒材在成形火次生产时,如果终锻温度较低(一般低于750 ℃)仍继续锻造,对称锻造区域与其它未变形区域的变形抗力不同,加之变形温度较低,导致内部储能存在差异,β相区热处理后将会产生如图4d所示的对称“黑斑”组织。笔者在工作中发现采用900 ℃保温30 min,然后水冷的热处理工艺可以有效消除TC18钛合金组织中因锻造变形区域再结晶不完全而引起的“黑斑”。侯智敏等[37]为了探究热处理是否能够消

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

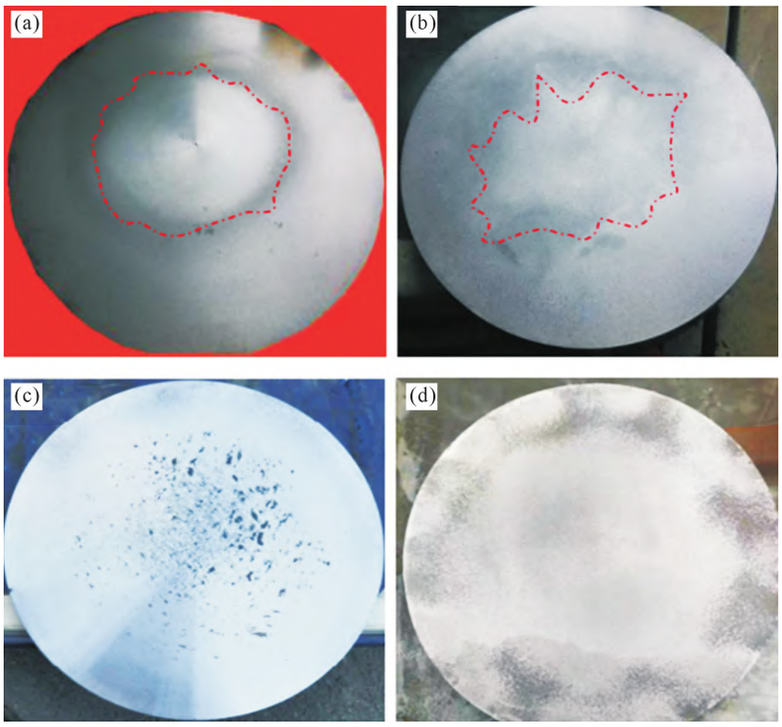

图 4　TC18 钛合金 ϕ400 mm 棒材 β 区热处理后低倍组织：(a~b) 分层组织；(c~d) “黑斑”组织[34]

Fig.4　Macrostructure of TC18 titanium alloy ϕ400 mm bar after heat treatment in the β zone: (a~b) hierarchical structure; (c~d) “black spot” structure[34]

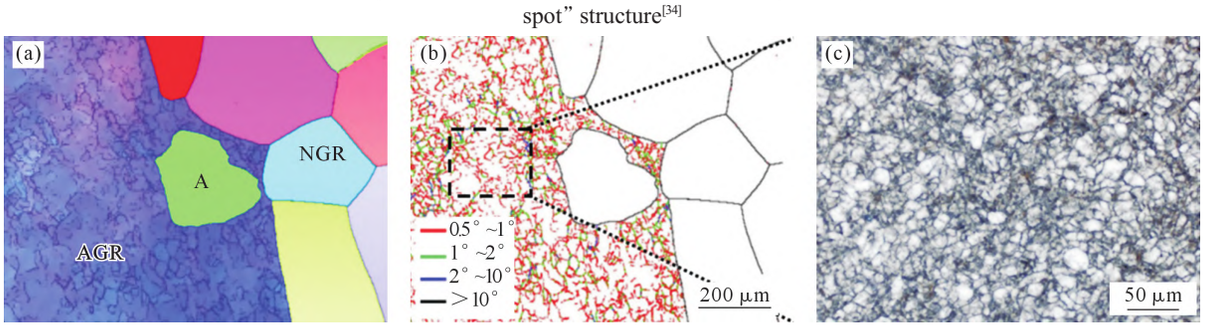

图 5　TC18 合金热处理过程中“黑斑”内部晶粒分布图：(a) 晶粒取向图；(b) 晶界角度分布图；(c) 光学显微镜下“黑斑”中的超细 β 颗粒[36]

Fig.5　Grain distribution of “black spots” in the TC18 alloy during heat treatment: (a) grain orientation diagram; (b) angular distribution of grain boundaries; (c) ultrafine β particles in “black spots” under an optical microscope[36]

除 TC18 钛合金中的大块富 α 相，制定了高温固溶+常规固溶时效的热处理工艺，结果表明，在常规固溶时效处理前，先进行 1 150 ℃的高温固溶处理能够有效的改善 TC18 钛合金中的“黑斑”异常。张慧[35]研究发现，随热处理温度升高，晶粒发生回复或再结晶，“黑斑”逐渐减小最后完全消失，905 ℃热处理时晶粒取向各异，有更多随机分布的晶粒取向，无明显织构晶粒。温度对于晶界迁移率的影响较大，温度升高时晶界迁移加速，随着温度升高至 905 ℃，晶粒长大加速，进而导致再结晶织构含量增加，热处理诱发了再结晶织构含量增加，表现为热处理后无明显“黑斑”存在，如图 6 所示。

1.4　热处理工艺

TC18 钛合金的相变点为(870±20) ℃，再结晶温度范围为 500~770 ℃，通常其棒材及锻件均在退火状态下使用。为了保障合金具有良好的强度和塑性匹配，常常需要将锻造后的 TC18 合金棒材或锻件进行热处理。TC18 钛合金常用的热处理方法有两阶段退火、普通退火、固溶时效和去应力退火四种，如图 7 所示。目前国际上应用最广泛的是由俄罗斯OCT1 标准推荐的两阶段退火工艺，部分文献中也叫做双重退火。即在 820~850 ℃温度范围内，保温1~3 h，随炉冷却至 740~760 ℃，保温 1~3 h，空冷，然后加热至 500~650 ℃，保温 2~6 h，空冷，各阶段热处理温度按数值大小分别称为高温段、中温段、低温段[38]。

钛合金在两相区变形的过程通常会涉及到相变、β 基体动态再结晶、α 相析出、α 相球化等一系列复杂的微观组织演变，极大地影响了其流变行为以及后续的力学性能[39]。近年来，国内外学者对钛合金热变形微观组织演变进行了大量的研究。权浩[40]系统研究了 TC18 钛合金的双重退火工艺中各个阶段的温度、保温时间以及保温方式等对组织的影响

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

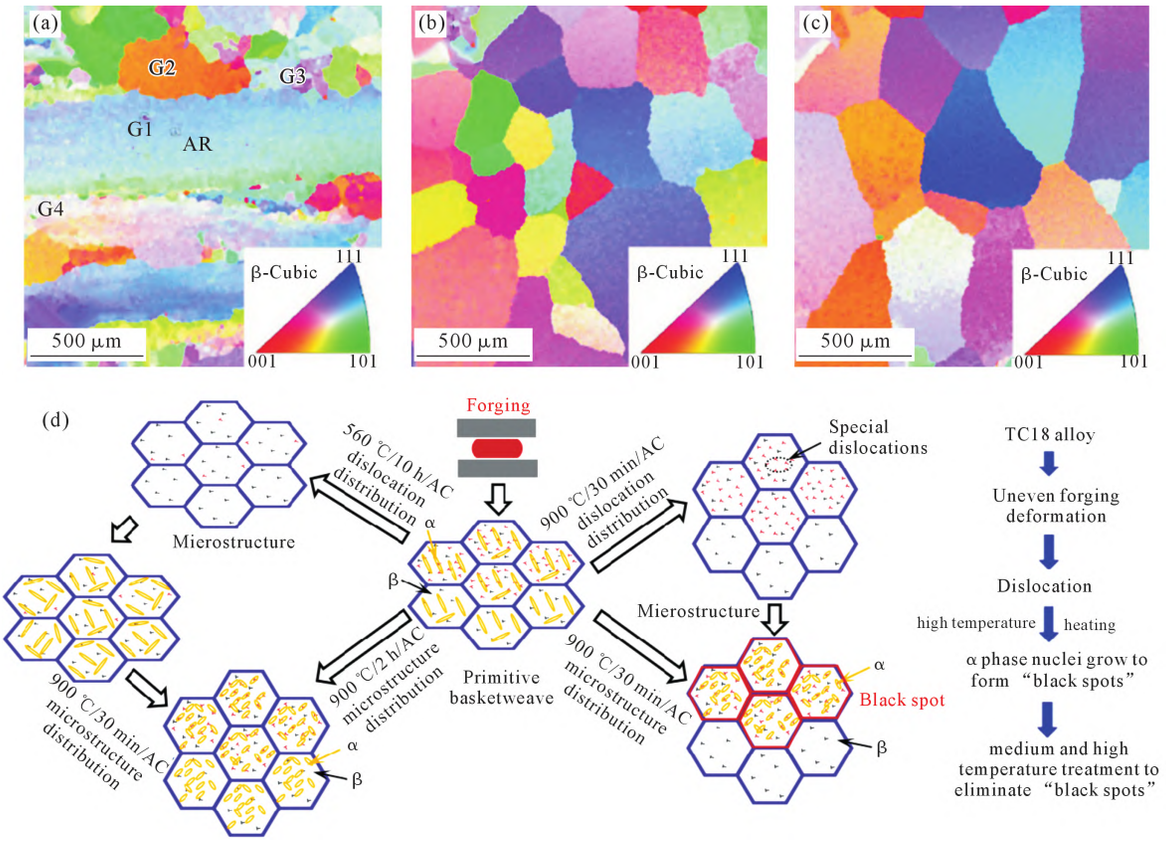

图 6 TC18 合金不同温度空烧后晶粒分布图及"黑斑"形成及消除基理图:(a) 805 ℃; (b) 855 ℃; (c) 905 ℃; (d) 基理图[35]

Fig.6 Grain distribution formation and elimination of "black spots" in TC18 alloy after heating at different temperatures: (a) 805 ℃; (b) 855 ℃; (c) 905 ℃; (d) formation mechanism and elimination[35]

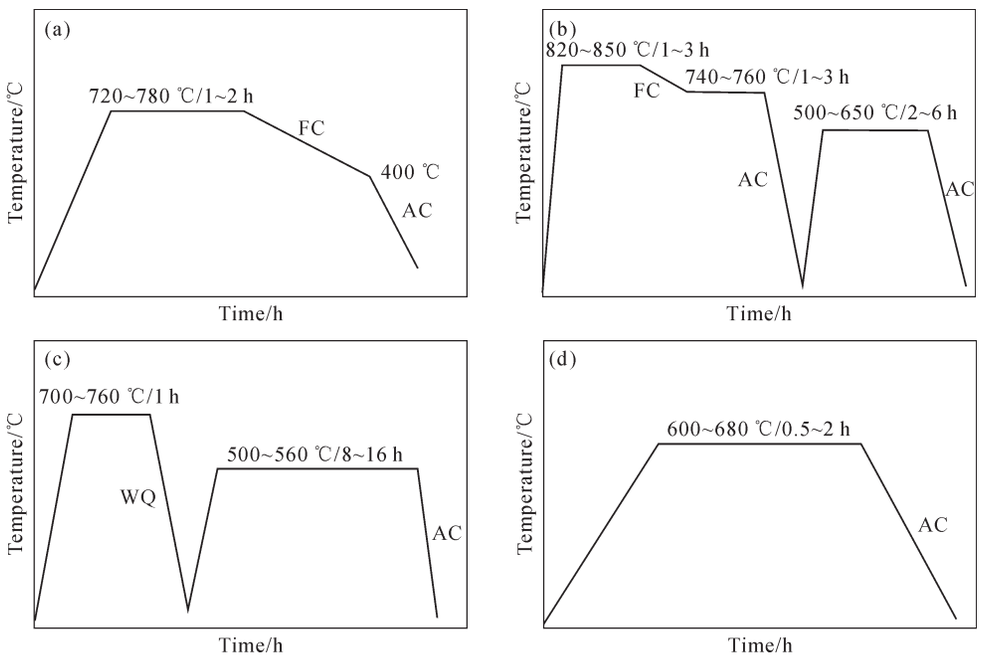

图 7 TC18 钛合金常用的 4 种热处理方法:(a) 普通退火;(b) 两阶段退火;(c) 固溶时效;(d) 去应力退火

Fig.7 Four common heat treatment methods for TC18 titanium alloy: (a) ordinary annealing; (b) double annealing; (c) solution and aging; (d) stress relief annealing

规律,其研究表明在高温和中温阶段,冷却速率显著影响从 β 相基体中析出的次生 α 相大小,而在低温保温阶段, 空冷和水冷对 α 相大小几乎没有影响。付士军[41]采用正交回归设计方法,研究了 TC18 钛合金的组织特征在不同高温温度和低温温度下的区别,其研究结果表明,高温段温度越高,初生 α 相的

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

形态逐渐由等轴状过渡到短棒状；低温段温度越高，组织中次生α相的弥散度越大。刘继雄[42]研究了加热温度和保温时间对TC18合金初生α相等轴化速度的影响，认为提高两相区的保温温度和延长两相区的保温时间均有利于加快等轴化速度。李佳潼[43]分析了TC18钛合金分别在相变点温度上下进行保温时等轴α相的尺寸变化，其认为等轴α相的尺寸会随着温度的升高而增大。与李佳潼的研究结果不同，王大宏[44]在研究固溶温度对TC18钛合金初生α相的影响时发现，随着固溶温度升高，初生α相尺寸逐渐变小，且含量也会降低。同时，大量的研究结果都表明[45]，在TC18钛合金的固溶时效过程中，随着固溶温度的升高，组织中初生α相的含量下降，次生α相含量增加；随着时效温度的升高，组织中次生α相含量不断降低，但尺寸有长大趋势。高温处理阶段主要影响初生α相的组织形态，而次生α相的组织形态主要与低温处理阶段的保温温度有关。此外，Orlova等[46]对TC18钛合金时效过程中的组织析出特点进行了研究，发现当温度高于500 ℃时，TC18钛合金可以不经由ω相而直接析出针状的时效α相，同时还发现时效α相会优先在晶界上形核，然后才会在晶内形核。与Orlova的研究结果类似，赵炎[47]在探究不同时效温度对TC18钛合金组织的影响规律时也发现在500 ℃以下，组织中会先析出ω相，而在500 ℃到相变点的温度范围内，则直接在β相基体上析出片层状的次生α相。

表2中列出了几种典型的热处理工艺对应的ϕ400 mm棒材的室温力学性能，钛合金的力学性能与其复杂的微观组织存在密切联系。因为钛合金在热变形的过程中微观组织会发生改变，导致其最终的力学性能的变化。因此，探索钛合金组织与性能之间的关系，对钛合金的热变形工艺的优化以及微观组织的调控具有重要的作用。潘素平[48]和李少强等[49]研究了TC18合金典型的两种组织，即片层组织和双态组织的室温拉伸和冲击断裂路径，结果显示，双态组织中球状的α_P相与β相显著不同的塑性变形特征，其界面处容易形成微裂纹，并通过微裂纹桥接的方式最终导致合金发生断裂。片层组织合金中GBs处粗大的片状α_L相在室温拉伸过程中对合金中的位错运动起到了显著的阻碍作用，导致合金具有较高的强度，如图8所示。张永强等[50]发现，适量的等轴α相和均匀的组织有利于提高TC18钛合金的塑性，粗大的β晶粒、细长的片状α相和连续完整的晶界α相会恶化合金的塑性；细小次生α相有利于提高合金的强度；较厚的片层α相、α集束有利于提高合金的断裂韧性。官杰[51]通过正交试验系统研究了两阶段退火工艺中3个阶段的温度对TC18钛合金性能的影响，发现合金的强度主要取决于时效前合金组织中亚稳定β相的含量以及次生α相的含量和形态；合金的塑性和冲击性能则主要受初生α相的含量和形态控制。而邓喆[52]同样采用正交试验研究了固溶时效过程中的5个工艺因素对TC18钛合金性能的影响，结果表明，合金的强度主要受固溶冷却方式和时效温度的影响，而合金塑性的影响因素主要是固溶温度、固溶冷却方式和时效温度。韩栋等[53]发现两阶段退火不仅能够使TC18钛合金具有优异的强塑性匹配，还能够保障其具有优异的断裂韧性。同晓乐[54]研究了固溶温度对TC18钛合金性能的影响，结果表明，合金的强度会随着固溶温度的升高增大，而塑性会下降。乔恩利[55]研究了时效温度对TC18钛合金性能的影响，研究结果表明，随着时效温度升高，合金的强度下降，而塑性升高。此外，张永强等[56]研究了TC18钛合金在双重退火热处理和β热处理工艺下的性能区别；研究结果表明，β热处理会产生典型的“β脆”现象，从而使合金的塑性达不到技术要求；相比而言，双重退火是更加合适的工艺。张乐等[57]也发现TC18钛合金在不同的热处理方式下性能差异较大；发现强化热处理和等温退火不能使合金兼顾强度和塑性，而相比之下，2阶段退火和600 ℃时效可以使合金具有较好的强度和塑性。

表2　TC18合金典型热处理工艺对应的性能
(数据来源于重庆三航新材料技术研究院有限公司产品实测)
Tab.2　The properties of the TC18 alloy corresponding to typical heat treatment processes

Heat treatment process	Tensile strength R_m/MPa	Yield strength $R_{p0.2}$/MPa	Elongation A/%	Reduction Z/%	Impact toughness αku/(J·cm^{-2})	Fracture toughness K_{IC}/(MPa·m$^{1/2}$)	Remarks
835 ℃/2 h·FC to 750 ℃/2 h·AC+610 ℃/6 h·AC	1 143	1 070	16	27	31	78	
	1 100	1 052	13	31	30	81	
905 ℃/2 h·AC+750 ℃/2 h·AC+570 ℃/6 h·AC	1 205	1 190	7	12	42	72	ϕ400 mm transverse
	1 225	1 200	5	11	38	71	
780 ℃/2 h·WC+530 ℃×6 h·AC	1 300	1 250	6	21	17	49	
	1 230	1 220	8	25	22	52	

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

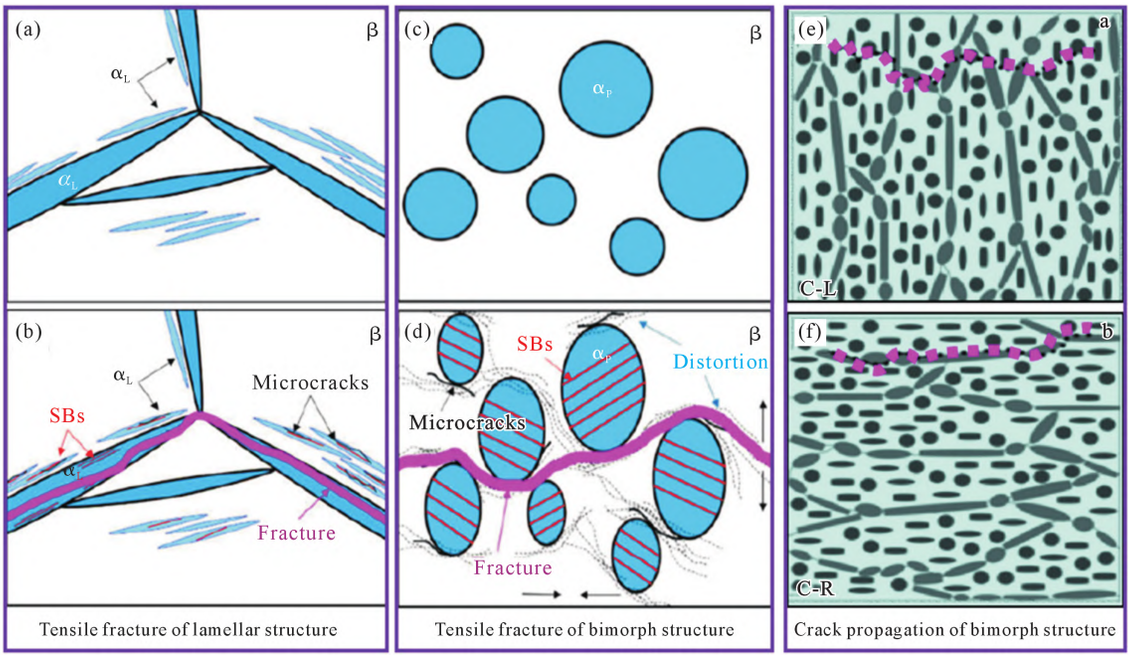

图 8 TC18 合金室温拉伸及冲击断裂过程演变机制：(a) 原始片层组织；(b) 片层组织断裂路径；(c) 原始双态组织；(d) 双态组织断裂路径；(e) 双态组织 C-L 裂纹扩展路径；(f) 双态组织 C-R 裂纹扩展路径[49]

Fig.8 Tensile and impact fracture mechanism of the TC18 alloy at room temperature: (a) original lamellar structure; (b) fracture path of the lamellar structure; (c) original bimodal structure; (d) fracture path of the bimodal structure; (e) C-L crack propagation path of the bimodal structure; (f) C-R crack propagation path of the bimodal structure[49]

2 问题及解决方法

2.1 成分均匀性调控问题

我国 TC18 合金铸锭熔炼方式目前主要采用真空电弧熔炼，锭型相对较小，一般为 3~5 t，熔炼过程设备自动化控制技术相对较低。随着 TC18 合金航空航天大型构件需求的不断增长，铸锭锭型的大型化已是必然趋势。TC18 合金由于合金化程度较高，成分控制范围较窄，成分均匀性控制难度较大。随着铸锭锭型的增大，结晶过程中铸锭底部至顶部行程较长，合金成分均匀性控制难度加大，易偏析元素偏析风险增大。结合 TC18 合金自身的特点，压制电极时选择高等级小粒度海绵钛及尺寸均匀的中间合金，并采用“一小二大三适中”的 3 次熔炼方式，可获得成分均匀、满足要求的大规格 TC18 铸锭。

2.2 棒材低倍组织“黑斑”问题

“黑斑”组织的本质为细小的、未再结晶的小角度晶界的亚晶晶粒。TC18 合金棒材热加工过程属于非连续性锻造，成品棒材尺寸大型化随之带来的是其锻造火次多，工艺参数变化大，工艺一致性控制难度大。另外，TC18 合金属于亚稳定的 β 型两相钛合金，相变过程较为复杂，针对目前存在的空烧分层、伪晶、“黑斑”、组织不均匀等问题，需要进一步梳理并分析影响因素，充分利用模拟等科学手段与现场经验相结合，严格控制棒材终锻温度与锻造时长，研究影响因素的合理波动范围，降低锻造不均匀程度。

2.3 棒材性能强韧性匹配问题

在常规材料中，材料的强度和韧性指标的调配动作是相互矛盾的，对于高强高韧 TC18 合金，该问题显得更为突出。随着棒材直径的增大，变形后其组织与小规格棒材相比，晶粒尺寸及相尺寸相对较大，从而导致棒材强度较低。为了提高强度，采用一系列热处理工艺后，提高强度的同时，棒材的韧性会受到相应的影响，还会带来如内应力、热处理不稳定等问题。因此，棒材强韧性的问题应该在锻造工艺设计中充分考虑，通过统计及控制棒材热锻后晶粒尺寸及相尺寸，将一般晶粒尺寸控制在 150~200 um 为最佳，再通过合适的热处理工艺调控相尺寸及相比例，可保证棒材的强韧性匹配更加稳定。

3 结语与展望

TC18 钛合金作为高强高韧近 β 型两相钛合金，是“十三五”期间我国多种型号飞机起落架、机身对接框等主承力结构件大量选用的主干材料。由于该合金属于过渡型(马氏体转变温度接近室温)两相钛合金，在多火次的热加工变形时，各阶段变形过程中晶粒组织的多晶结构变形受变形参数的影响会产生非常大的不均匀性。目前 TC18 钛合金大规格棒材(尺寸 ϕ300 mm 以上)的制备过程存在铸锭成分均匀性稳定性控制难度大，棒材锻造火次多、过程复杂，产品批次质量不稳定等问题，因原材料棒材的组织不均匀而导致锻件工艺性能出现波动的问题也时

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

有发生。对于因原材料组织遗传致使锻件性能波动的问题,从以下几个方面深入研究。

(1)结合TC18钛合金铸锭熔炼过程的模拟参数,将实际经验与模拟数据进行对照并加以修正,确保锻造棒材用铸锭成分均匀,各元素含量在较小的范围内波动。

(2)参照锻件锻造过程的模拟工作,将采集的自由锻造参数整合,通过棒材锻造数值模拟,探究TC18钛合金大规格棒材自由锻造组织不稳定的参数影响规律。

(3)根据下游单位对TC18钛合金棒材的使用需求,打通原材料和成品锻件的全流程制造工艺,实现工艺个性化设计、组织性能定量调控。

参考文献:

[1] BOYER R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry[J]. Materials Science and Engineering: A, 1996, 213(1-2): 103-114.

[2] ZHU C P, PENG G S, LIN Y C, et al. Effects of Mo and Cr contents on microstructures and mechanical properties of near β-Ti alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 825: 141882.

[3] MOISEYEV V N. 钛合金在俄罗斯飞机及航空航天上的应用[M]. 董宝明,张胜,郭德伦,等译. 北京:航空工业出版社, 2008.
MOISEYEV V N. Titanium alloys: Russian aircraft and aerospace applications[M] . DONG B M, ZHANG S, GUO D L, et al translate. Beijing: Aviation Industry Press, 2008.

[4] 朱知寿. 新型航空高性能钛合金材料技术研究与发展[M]. 北京:航空工业出版社,2013.
ZHU Z S. Research and development of new-brand titanium alloys of high performance for aeronautical applications[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2013.

[5] 黄旭,朱知寿,王红红. 先进航空钛合金材料与应用[M]. 北京:国防工业出版社,2012.
HUANG X, ZHU Z S, WANG H H. Advanced aeronautical titanium alloys and applications[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2012.

[6] DONG R F, LI J S, FAN J K, et al. Precipitation of α phase and its morphological evolution during continuous heating in a near β titanium alloy Ti-7333[J]. Materials Characterization, 2017, 132: 199-204.

[7] 叶勇,王金彦. 钛合金的应用现状及加工技术发展概况[J]. 材料导报,2012, 26(S2): 360-363.
YE Y, WANG J Y. An overview on application status and processing technology development of titanium alloy[J]. Materials Reports, 2012, 26(S2): 360-363.

[8] 韩栋,张鹏省,毛小南,等. BT22钛合金及其大型锻件的研究进展[J]. 材料导报,2010, 24(3): 46-50.
HAN D, ZHANG P S, MAO X N, et al. Research progress of BT22 titanium alloy and its large forgings[J]. Materials Reports, 2010, 24(3): 46-50.

[9] 魏寿庸,王鼎春,雷家峰. BT22及其改进型钛合金[J]. 中国钛业,2007, 3: 21-27.
WEI S Y, WANG D C, LEI J F. BT22 and its improved titanium alloy[J]. China Titanium Industry, 2007, 3: 21-27.

[10] PAULISOVA E A. 钛合金金相学[M]. 陈石卿译. 北京:国防工业出版社,1986.
PAULISOVA E A. Metallography of titanium alloy[M]. CHEN S Q translate. Beijing: National Defence Industry Press, 1986.

[11] 付伟东. 航空工业中钛合金锻造工艺分析及应用[J]. 现代商贸工业,2010, 22(8): 292-293.
FU W D. Analysis and application of titanium alloy forging process in aviation industry[J]. Modern Business Trade Industry. 2010, 22(8): 292-293.

[12] 李超. Ti-55511合金的热变形行为及晶粒细化研究[D]. 长沙:中南大学,2013.
LI C. Research of deformation behaviour and grain refinement in Ti-55511 alloy[D]. Changsha: Central South University, 2013.

[13] 乔璐,陈战乾,毛玲玲,等. TC18钛合金铸锭生产工艺[J]. 中国有色金属学报,2010, 20(S1): 761-764.
QIAO L, CHEN Z Q, MAO L L, et al. Melting process of TC18 titanium alloy ingot[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 761-764.

[14] 张尧武,曾卫东,史春玲,等. 真空去应力退火对TC18钛合金残余应力及组织性能的影响[J]. 中国有色金属学报,2011, 21(11): 2780-2785.
ZHANG Y W, ZENG W D, SHI C L, et al. Influence of vacuum stress relieving annealing on residual stress and microstructure properties of TC18 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(11): 2780-2785.

[15] 彭强. 大规格BT22(Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe)钛合金铸锭生产工艺研究[D]. 西安:西安建筑科技大学,2021.
PENG Q. Study on the production process of large size BT22 (Ti-5AI-5Mo-5V-1Cr-1Fe) titanium alloy ingot[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2021.

[16] SU G, YUN Z, LIN Y C, et al. Microstructure evolution and a unified constitutive model of Ti-55511 alloy compressed at stepped strain rates[J]. Materials, 2021, 14(22): 6750.

[17] 范彩霞. TC18钛合金高温压缩热变形行为研究[D]. 北京:北京科技大学,2008.
FAN C X. Research on high temperature compression hot deformation behavior of TC18 titanium alloy[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2008.

[18] 祖利国. Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe近β钛合金的热变形行为及加工图研究[D]. 长沙:中南大学,2012.
ZU L G. Hot deformation behavior and processing map of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[D]. Changsha: Central South University, 2012.

[19] 陈缇蒙. TC18钛合金的高温变形与蠕变行为研究[D]. 长沙:中南大学,2012.
CHEN T Y. Research on high temperature deformation and creep behavior of TC18 titanium alloy[D]. Changsha: Central South University, 2012.

[20] 陈涛. TC18钛合金热变形行为与热处理数值模拟 [D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2013.
CHEN T. The study of hot deformation behavior and numerical

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

simulation of heat treatment of TC18 titanium alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013.

[21] 李礼. TC18 钛合金本构关系及其盘件等温模锻的仿真应用[D]. 长沙：中南大学，2013.
LI L. Constitutive relationship of TC18 titanium alloy and its application in isothermal die forging of disc component using finite element method[D]. Changsha: Central South University, 2013.

[22] 贾宝华，刘思勇，李革，等. 基于 J-C 模型的 TC18 钛合金动态本构方程构建[J]. 钛工业进展，2018, 35(5): 24-27.
JIA B H, LIU S Y, LI G, et al. Establishment of dynamic constitutive equation for TC18 titanium alloy based on J-C model[J]. Titanium Industry Progress, 2018, 35(5): 24-27.

[23] 邢飞. TC18 钛合金的高温变形行为与微观组织演变研究[D]. 重庆：重庆大学，2013.
XING F. Studyon high temperature deformation behavior and evolution of the microstructure of TC18 titanium alloy[D]. Chongqing: Chongqing University, 2013.

[24] 蔺永诚，肖逸伟，丁永峰，等. TC 系列钛合金锻造及组织性能调控工艺研究进展[J]. 锻压技术，2021, 46(9): 22-32.
LIN Y C, XIAO Y W, DING Y F, et al. Research progress on forging and control technology of microstructure and performance for TC series titanium alloys[J]. Forging & Stamping Technology, 2021, 46(9): 22-32.

[25] 雷雨，徐念澳，张晨洁，等. 热变形中 TC18 钛合金本构关系及第二类再结晶全图研究[J]. 稀有金属材料与工程，2020, 49(12): 4192-4198.
LEI Y, XU N A, ZHANG C J, et al. Constitutive relation and secondary recrystallization maps of the TC18 titanium alloy during hot deformation[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(12): 4192-4198.

[26] 于兰兰，毛小南，赵永庆，等. 热变形行为与 BT22 钛合金的组织演变[J]. 稀有金属材料与工程，2007(3): 505-508.
YU L L, MAO X N, ZHAO Y Q, et al.Isthermal behavior and microstructure evolution of BT22 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007(3): 505-508.

[27] LI C, ZHANG X Y, LI Z Y, et al. Hot deformation of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near β titanium alloys containing thin and thick lamellar α phase[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 573: 75-83.

[28] XIAO Y W, LIN Y C, Jiang Y Q, et al. A dislocation density-based model and processing maps of Ti-55511 alloy with bimodal microstructures during hot compression in α+β region[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 790: 139692.

[29] SU R, LI J, KOU H, et al. Precipitation behavior of α phase during aging treatment in a β-quenched Ti-7333[J]. Materials Characterization, 2018, 140: 275- 280.

[30] 周元忠. TC10 钛合金热稳定性能研究[D]. 西安：长安大学，2013.
ZHOU Y Z. Study on thermal stability of TC10 titanium alloy[D]. Xian: Chang'an University, 2013.

[31] 蔡雨升. 电子束快速成型 TC18 拉伸变形行为及变形机制的研究[D]. 沈阳：沈阳理工大学，2013.
CAI Y S. Electron beam rapid prototyping TC18 tensile deformation behavior and deformation mechanism of the research[D]. Shenyang: Shenyang Ligong University, 2013.

[32] 李超. Ti-55511 合金的热变形行为及晶粒细化研究[D]. 长沙：中南大学，2013.
LI C. Research of deformation behaviour and grain refinement in Ti-55511 alloy[D]. Changsha: Central South University, 2013.

[33] SUN Y, FENG X Y, HU L X, et al. Characterization on hot deformation behavior of Ti-22Al-25Nb alloy using a combination of 3D processing maps and finite element simulation method[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 753: 256- 271.

[34] 马宏刚，刘继雄，李海峰，等. TC18 钛合金棒材 β 区热处理低倍分层现象[J]. 金属世界，2016(5): 27-31.
MANG H G, LIU J X, LI H F, et al. Macrostructure layer phenomenon of β heat treatment of TC18 titanium alloy bar[J]. Metal World, 2016(5): 27-31.

[35] 张慧. Ti-55511 合金黑斑缺陷调控及微观组织演变机理[D]. 西安：西安理工大学，2022.
ZHNAG H. Black spots regulation and microstructure evolution mechanism of Ti-55511 alloy[D]. Xian: Xi'an University of Technology, 2022.

[36] HUANG S S, MA Y J, ZHANG S L, et al. Nonuniform recrystallization and growth behavior of β grains dominated by grain misorientation and interfacial energy in metastable β titanium alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49: 6390-6400.

[37] 侯智敏，赵永庆，张鹏省，等. 热处理对 TC18 钛合金大块富 α 相区的影响[J]. 钛工业进展，2014, 31(3): 18-21.
HOU Z M, ZHAO Y Q, ZHANG P S, et al. The effect of heat treatment on large dimension of α -rich region of TC18 titanium alloy [J]. Titanium Industry Progress, 2014, 31(3): 18-21.

[38] 卢凯凯，段启辉，王成长. TC18 钛合金大规格棒材生产工艺概述[J]. 世界有色金属，2016(16): 63-64.
LU K K, DUAN Q H, WANG C Z. Research on production of large TC18 titanium alloy bar[J]. World Nonferrous Metals, 2016 (16): 63-64.

[39] SUN S Y, LV W J. Microstructure and mechanical propreties of TC18 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(5): 1138-1141..

[40] 权浩. TC18 钛合金热处理过程组织演变行为研究[D]. 成都：成都理工大学，2014.
QUAN H. Study on the transformation of microstructure during heat treatment process of TC18[D]. Chengdu: Chengdu University of Technology, 2014.

[41] 付士军. 热处理温度对 TC18 钛合金组织和性能的影响[J]. 热加工工艺，2015, 44(24): 219-221.
FU S J. Effect of heat treatment temperature on microstruture and mechanical properties of TC18 Ti alloy[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(24): 219-221.

[42] 刘继雄，马宏刚，李巍，等. 两相区热处理制度对 TC18 钛合金等轴化规律的影响[J]. 金属热处理，2015, 40(5): 77-81.
LIU J X, MA H G, LI W, et al. Effect of heat treatment in two-phase region on equiaxed structure evolution of TC18 alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2015, 40(5): 77-81.

[43] 李佳潼，刘冉，朱远志，等. TC18 钛合金热处理过程中 α 相的等轴化行为[J]. 金属热处理，2018, 43(8): 60-64.
LI J T, LIU R, ZHU Z Y, et al. Isomerization behavior of α phase

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

during heat treatment of TC18 titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43(8): 60-64.

[44] 王大宏，孙先成，王铮，等. 固溶温度对 TC18 钛合金组织与力学性能的影响[J]. 热处理技术与装备，2018, 39(3): 25-30.
WANG D H, SUN X C, WANG Z, et al. Influence of solid solution temperature on microstructure and mechanical properties of TC18 titanium alloy [J]. Heat Treatment Technology and Equipment, 2018, 39(3): 25-30.

[45] 王琛，徐栋，陈力. 热处理对 TC18 钛合金组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理，2018, 43(9): 186-190.
WANG C, XU D, CHEN L. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC18 titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43(9): 186-190.

[46] ORLOVA L M, LEMESH A D, BELOZUB G P, et al. Metallographic study of β-solid solution decomposition for titanium alloy VT22[J]. Metal Science and Heat Treatment, 1986, 28: 73-77.

[47] 赵炎. TC18 钛合金在等温和连续冷却过程中的相变[D]. 沈阳：中国科学院金属研究所，2009.
ZHAO Y. Phase transformation of TC18 titanium alloy during isothermal and continuous cooling[D]. Shenyang: Institute of metal research, Chinese Academy of Sciences, 2009.

[48] 潘素平. Ti-55511 合金疲劳和应力松弛过程中的组织演变和性能衰减[D]. 长沙：中南大学，2022.
PAN S P. Microstructure evolution and mechanical property decay in Ti-55511 alloy during fatigue and stress relaxation[D]. Changsha: Central South University, 2022.

[49] 李少强，陈威，查友，等. TC18 合金大型锻棒冲击韧性的横纵向差异研究[J]. 稀有金属材料与工程，2021, 50(3): 911-917.
LI S Q, CHEN W, ZHA Y, et al. Difference between transverse and longitudinal impact toughness of TC18 alloy large-scale forging rods [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50 (3): 911-917.

[50] 张永强，郭鸿镇，孙红兰，等. 热处理对 TC18 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺，2012, 41(6): 147-149.
ZHANG Y Q, GUO H Z, SUN H L, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC18 alloy[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(6): 147-149.

[51] 官杰，刘建荣，雷家峰，等. TC18 钛合金的组织和性能与热处理制度的关系[J]. 材料研究学报，2009, 23(1): 77-83.
GUAN J, LIU J R, LEI J F, et al. The relationship of heat treatment microstructures-mechanical properties of the TC18 titanium alloy [J]. Chinese Journal of Materials Research, 2009, 23(1): 77-83.

[52] 邓喆，张晓泳，李志友，等. 固溶–时效对 TC18 钛合金显微组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报，2014, 35(8): 23-30.
DENG Z, ZHANG X Y, LI Z Y, et al. Effect of solution and aging treatment on microstructure and mechanical properties of TC18 titanium alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2014, 35(8): 23-30.

[53] 韩栋，张鹏省，毛小南，等. 两种典型热处理工艺对 TC18 钛合金组织性能的影响[J]. 钛工业进展，2009, 26(6): 23-26.
HAN D, ZHANG P S, MAO X N, et al. Effects of two typical heat treatment on microstructure and properties of TC18 titanium alloy [J]. Titanium Industry Progress, 2009, 26(6): 23-26.

[54] 同晓乐，马元杰，王田，等. 固溶温度对 TC18 钛合金棒材组织性能的影响[J]. 中国钛业，2018(1): 33-34.
TONG X L, MA Y J, WANG T, et al. Effect of solution temperature on microstructure and properties of TC18 titanium alloy bar [J]. China Titanium Industry, 2018(1): 33-34.

[55] 乔恩利，冯永琦，李渭清，等. 时效温度对 TC18 钛合金组织性能的影响[J]. 有色金属加工，2014, 43(1): 7-8.
QIAN E L, FENG Y Q, LI W Q, et al. Effects of aging temperature on TC18 microstructure properties[J]. Nonferrous Metals Processing, 2014, 43(1): 7-8.

[56] 张永强，郭鸿镇，刘瑞，等. TC18 合金 β 相区等温锻造显微组织和力学性能[J]. 稀有金属材料与工程，2013, 42(3): 634-638.
ZHANG Y Q, GUO H Z, LIU R, et al. Microstructure and mechanical properties of β isothermal forged TC18 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(3): 634-638.

[57] 张乐，刘莹莹，史晓楠，等. TC18 钛合金的显微组织及拉伸性能[J]. 材料热处理学报，2017, 38(6): 54-60.
ZHANG L, LIU Y Y, SHI X N, et al. Microstructure and tensile properties of TC18 titanium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2017, 38(6): 54-60.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net