

TC25G 钛合金高温变形组织演变及强塑性研究

张晓园^{1,2,3,4}, 刘向宏^{1,2,3}, 杜予暄^{1,2,3}, 李付国⁴, 王凯旋^{1,2,3}, 李少强^{1,2,3}, 杨恬^{1,2,3}

(1. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(2. 特种钛合金制备技术国家地方联合实验室, 陕西 西安 710018)

(3. 西安市特种钛合金制备及仿真技术重点实验室, 陕西 西安 710018)

(4. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

摘要: 对比研究了网篮组织 TC25G 钛合金棒材在不同变形量下的组织演变及其 550 °C 热暴露和蠕变性能变化。结果表明: 随变形量的增加, 合金热暴露后拉伸塑性逐渐增加, 而高温抗蠕变性逐渐减弱, 2 种性能在变形量 100% 时达到良好匹配, 均可满足工程应用要求。变形量的增加对应显微组织中片层 α 相的球化过程, 在片层 α 相充分球化前, 显微组织中多层级结构的界面强化效应使得合金具有良好的高温抗蠕变性; 而 α 相充分球化后, 以等轴组织为主的显微组织使得合金具有较好的塑性。随变形量的增加, 热暴露后拉伸断面切口窝尺寸逐渐变得细小均匀, 且切口窝深度增加, 表明合金热暴露后塑性提升。纳米显微硬度测试结果表明, 合金中初生 α 相的显微硬度高于 β 转变组织, 通过固溶温度调整合金中 α 相的含量和分布, 可提升抗蠕变性, 但其效果不及变形量的调控显著; 为获得最佳的高温强塑性匹配, 可通过控制片层 α 相球化程度来实现。

关键词: TC25G 钛合金; 组织演变; 热稳定性; 抗蠕变性

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4227-11

随着科学技术的迅猛发展, 人类正步入航空航天技术飞速前进和广泛应用的新时代, 对飞行器的性能要求越来越高。其中对于飞机制造而言, 相应地需要发展大推重比和长寿命的发动机。目前, 对发动机材料的主要要求体现在: 耐高温、高比强、抗疲劳、耐腐蚀、长寿命和低成本等。经过近几十年研究, 人们聚焦到了高温钛合金的使用上, 借此减轻航空发动机的重量、提高推重比、并满足苛刻工作环境对性能的需求。为此, 国际上已研制成功了一批可安全用于航空发动机压气机盘以及转子叶片的高温钛合金^[1], 且使用温度还在逐步提高。随着我国航空航天产业的快速发展, 对航空发动机用高温钛合金的需求越来越大, 特别是对高性能高温钛合金以及长寿命高温钛合金的需求最为迫切。TC25G 钛合金作为一种综合性能良好的马氏体型 $\alpha+\beta$ 两相钛合金, 是在 TC25 钛合金基础上为提高合金高温性能和工作寿命而研制的改良型合金, 名义成分为 Ti-6Al-4Mo-4Zr-2Sn-1W-0.2Si。因其具有优越的高温强度和长寿命的特点, 逐渐成为航空发动机用主型高温钛合金材料之一。该合金最高工作温度 500~550 °C, 在该工作温度下合金具有室温性能、

蠕变性能、疲劳性能及断裂韧性等的良好匹配, 通过显微组织和热处理调控可获得较为理想的综合性能。

目前, 国内外学者对钛合金的显微组织演变和高温钛合金的热强性机制及合金冶金与热加工工艺进行了大量研究, 促进了高温钛合金的工程应用。Lutjering^[2]分析了两相钛合金的加工工艺、显微组织和力学性能之间的关系, 指出虽然加工工艺和显微组织都包含了许多变量, 但各种力学性能可以得到优化和平衡。Nag 等^[3]研究了 Ti-5553 合金纳米尺度上的结构和成分变化对 α 相形核和长大过程的影响, 深入分析了固溶、淬火和时效过程对合金显微组织演变的影响, 说明了合金显微强化机制。古一等^[4]研究了 500 °C 不同时间热暴露对 TC11 钛合金组织及性能的影响, 表明经 500 °C 高温长时间热暴露后, 合金室温抗拉强度略微增加, 而塑性明显下降; 合金塑性的降低主要是硅化物和 α_2 相协同作用的结果。Yu 等^[5]研究了热暴露对 Ti600 合金循环变形和断裂行为的影响, 结果表明在热暴露过程中, 由于 α_2 相在初生 α 相中析出且为硬化相, α_2 相的析出可以增加初生 α 相中的裂纹扩展阻力。Ashby^[6]对合金蠕变机制进行了详细的描述, 说明

收稿日期: 2022-12-10

作者简介: 张晓园, 男, 1984 年生, 博士生, 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018, 电话: 029-86514525, E-mail: xhliu@c-wst.com

了合金蠕变过程中的位错滑移和蠕变速率的关系，并建立了经典模型。李学雄等^[7]研究了 TC6 钛合金的高温拉伸蠕变行为，表明 TC6 钛合金的稳态蠕变速率随温度或恒应力的增加而增大，合金在 350~450 °C 范围内的蠕变受位错和扩散双重机制的控制。Ye 等^[8]用拉伸强度极化应力代替传统蠕变模型中的名义应力，得到了能够描述蠕变全过程的新的本构模型，并对 TC11 合金 500 °C 下的蠕变性能进行了评价。Wang 等^[9]在 Ti-5.8Al-3Sn-5Zr-0.5Mo-1.0Nb-1.0Ta-0.4Si-0.2Er 合金中制备了沿 α/β 相界面析出硅化物的三重组织，并研究了该形貌和析出特征对高温钛合金热稳定性和蠕变性能的影响。

上述研究对高温钛合金热暴露过程中析出相的强化作用进行了深入分析，同时对高温蠕变机理及表现形式进行了说明，促进了高温钛合金的快速发展。但是对高温钛合金工程应用的 2 个主要性能，热强性和热稳定性仅进行了孤立的分析，没有将两者结合起来进行系统分析。同时，研究工作的重点在于成分及析出相对性能的影响，而忽略了组织和工艺过程对性能的影响。根据钛合金成分-组织-工艺三者对其性能的综合作用，在合金成分确定的前提下，应对组织和工艺对合金高温性能的影响进行研究，以便于工程应用中对合金性能的调控。基于以上，本研究对确定成分的 TC25G 钛合金高温变形过程中组织-工艺对高温热强性和热稳定性的影响及作用机制进行研究，以期获得最有利于工程应用的高温性能匹配，并确定合理可行的高温变形参数。进而实现合金组织和性能的精细化控制，为 TC25G 钛合金高温使用部件的制备提供理论依据。

1 实验

所用材料为西部超导材料科技股份有限公司生产的 TC25G 钛合金棒材，棒材名义成分为 Ti-6Al-4Mo-4Zr-2Sn-1W-0.2Si，采用金相法测得相变点为 970 °C。棒材锻态横截面的显微组织如下图 1 所示，显微组织

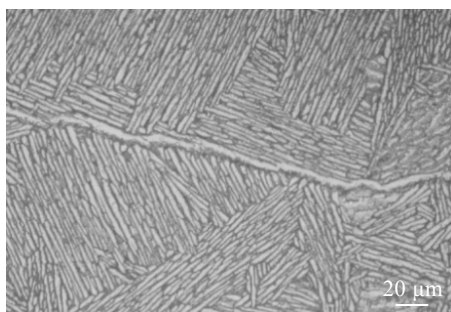


图 1 TC25G 钛合金棒材显微组织

Fig.1 Microstructure of TC25G titanium alloy bar

为网篮组织，其中白色片层为 α 相，相邻片层间黑色部分为 β 相，同一集束内 α 相片层排列整齐，不同集束间 α 相片层分布随机，且存在长条状晶界 α 相。以该棒材为原始材料，在相变点以下 40 °C 分别进行变形量为 30%、70%、100%和 140%的变形，变形完成后取 25 mm 厚试样片，按表 1 的制度完成热处理后进行显微组织和力学性能测试。热稳定性性能测试时先加工标准拉伸样，再经 550 °C 保温 100 h 后空冷，完后进行拉伸性能测试。蠕变性能测试时将标准蠕变试样，在温度 550 °C 下加载 250 MPa 应力，保持 100 h 并测定残余应变变量。每种状态下取 2 根试样进行性能测试，取平均值为测定结果。待性能测试完成后在试样上切取金相样，进行热暴露和蠕变后显微组织观察。在 Zwick/Roll Z330 室温拉伸试验机上进行拉伸性能测试，在 RMT-D10 100KN 高温蠕变持久强度试验机上进行蠕变性能测试，在 JSM-IT700HR 型扫描电镜上进行显微组织和断口形貌观察，并利用 Aztec crystal 附件进行 EBSD 分析，在 Hysitron 型纳米压痕仪上进行显微硬度测试。

2 结果与讨论

2.1 变形量对合金组织和高温性能的影响

2.1.1 变形量对合金高温性能的影响

表 2 是不同变形量下 TC25G 钛合金 550 °C 热暴露

表 1 TC25G 钛合金试样热处理工艺

No.	Deformation degree/%	Heat treatment process
1	30	945 °C/2 h, AC+560 °C/8 h, AC
2	70	945 °C/2 h, AC+560 °C/8 h, AC
3	100	945 °C/2 h, AC+560 °C/8 h, AC
4	140	900 °C/2 h, AC+560 °C/8 h, AC
5	140	920 °C/2 h, AC+560 °C/8 h, AC
6	140	945 °C/2 h, AC+560 °C/8 h, AC

表 2 TC25G 钛合金 550 °C 热稳定和蠕变性能

No.	Deformation degree/%	550 °C/100 h, AC				550 °C/250 MPa/100 h
		R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%	ϵ_p /%
1	30	1146	1007	7.75	9.5	0.118
2	70	1109	1002	5.25	8.5	0.121
3	100	1158	1040	8	17.5	0.1675
6	140	1162	1043	13	31.5	0.1925

性能和蠕变性能测试结果。图 2 是热暴露后塑性和蠕变后残余应变量随变形量变化情况。从图 2 中可以看出,当变形量在 30%和 70%时,合金热暴露后室温拉伸延伸率和断面收缩率变化不大,蠕变后残余应变量基本稳定;当变形量超过 70%后,随变形量的增加,合金热暴露后室温拉伸塑性逐渐增加,蠕变后残余应变量逐渐增加。当变形量由 70%增加到 100%时 2 种性能增加显著,其中热暴露后延伸率从 5.25%增加到 8%,断面收缩率从 8.5%增加到 17.5%,蠕变后残余应变量从 0.121%增加到 0.1675%。按 TC25G 钛合金工程应用要求,合金在变形量为 100%时热暴露塑性和蠕变性能匹配较好,2 种性能均可满足工程应用要求(延伸率不小于 6%,断面收缩率不小于 13%,蠕变残余应变量不大于 0.2%)。当变形量超过 100%后,随变形量的继续增加,合金热稳定后塑性继续增加;蠕变后残余应变继续增加,并接近 0.2%。总体而言,随变形量的增加,合金热暴露后塑性逐渐增加,而抗蠕变性能逐渐减弱;为了获得较好的热暴露塑性和蠕变性能匹配,需要将合金变形量控制在 100%附近。同时,结合表 2 中合金热暴露后拉伸性能可以看出,当变形量在 100%附近时合金热暴露后拉伸强度较高,此时合金具有良好的热暴露强度、塑性和抗蠕变性能匹配。

2.1.2 变形量对合金显微组织的影响

图 3 和图 4 为 TC25G 钛合金不同变形量下锻态和热处理态显微组织形貌。由图 3 中锻态显微组织可以

看出,随变形量的增加合金显微组织中片层 α 相逐渐向短棒状和等轴状 α 相转变。当变形量为 30%和 70%时,显微组织中 α 相以片层状为主,随变形量的增加,

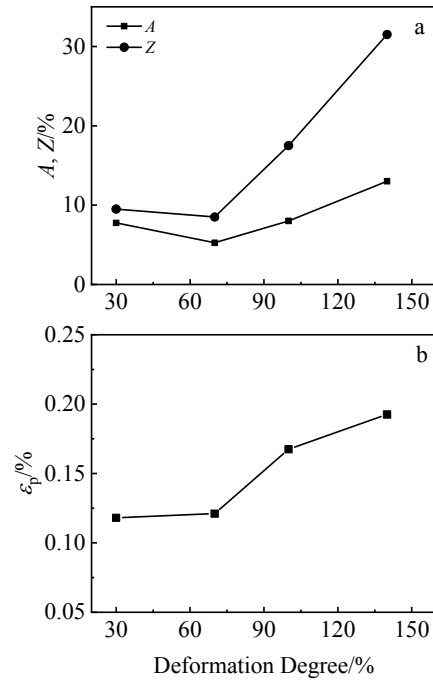


图 2 不同变形量 TC25G 钛合金 550 °C 热稳定和蠕变性能
Fig.2 Thermal stability (a) and creep resistance (b) of TC25G titanium alloy at 550 °C under different deformation degrees

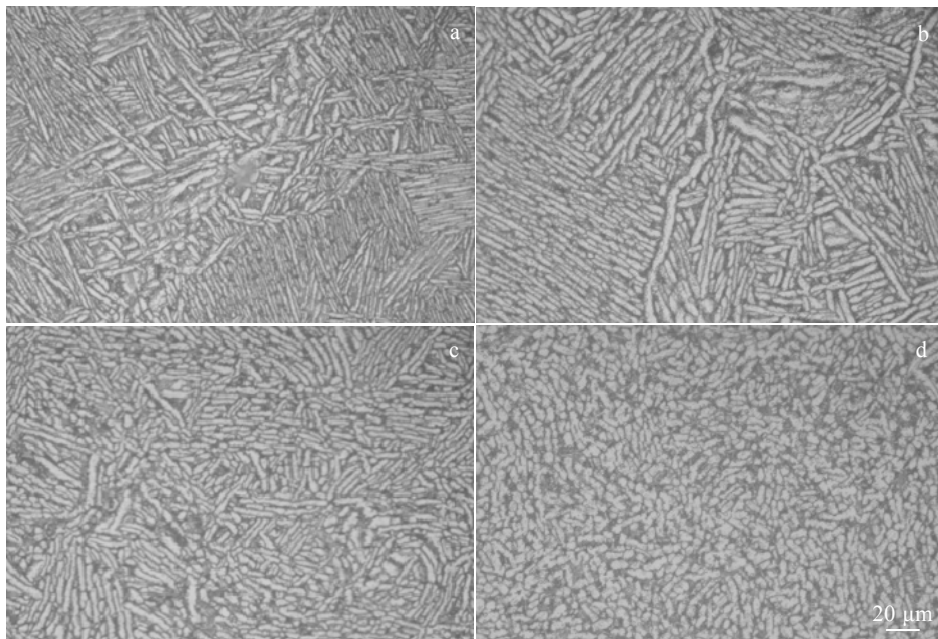


图 3 不同变形量 TC25G 钛合金锻态显微组织

Fig.3 Microstructures of forged TC25G titanium alloy under the deformation degree of 30% (a), 70% (b), 100% (c), and 140% (d)

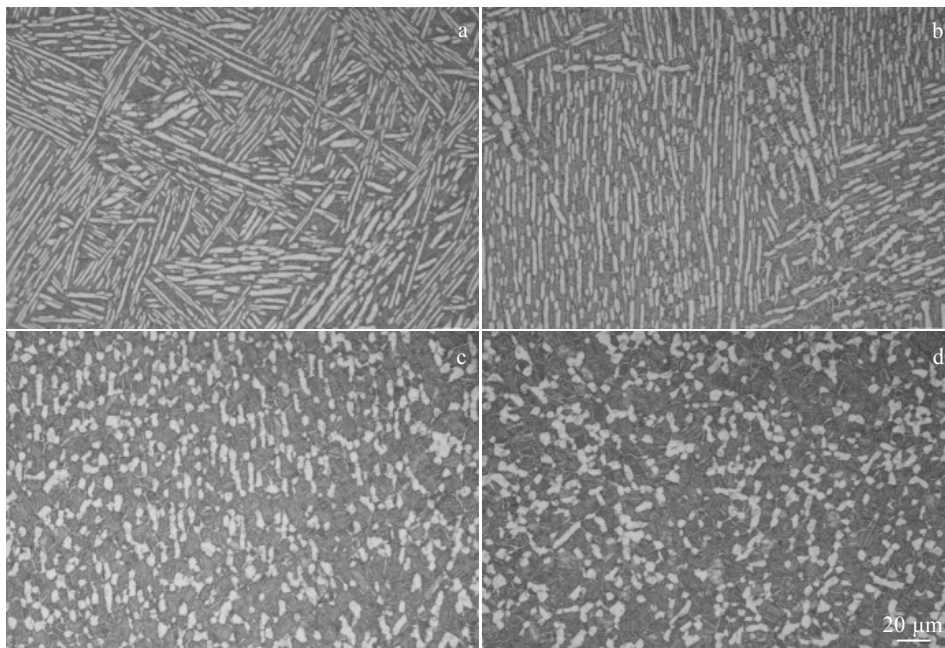


图 4 不同变形量 TC25G 钛合金热处理态显微组织

Fig.4 Microstructures of heat treated TC25G titanium alloy under the deformation degree of 30% (a), 70% (b), 100% (c), and 140% (d)

单一片层沿长度方向被打断。当变形量为 100%时,片层 α 相充分破碎,晶界 α 相消失,合金显微组织以随机分布的短棒状 α 相为主。当变形量继续增加到 140%, α 相进一步破碎,以短棒状和等轴状为主,并呈完全随机分布。随变形量的增加,片层 α 相逐步破碎过程在微观上对应 α 相球化过程。由图 4 中热处理态的显微组织可以看出,经热处理后部分 α 相得以保留,成为初生 α 相;同时因热处理过程中固溶温度高于锻造温度,使得少量 α 相溶解,相变为 β 相。经热处理后,显微组织中保留的初生 α 相形貌仍和热处理前保持一致。以上结果表明,变形量的增加促进了片层 α 相的球化过程,锻态组织经热处理后初生 α 相球化效果有所提升。研究表明, α 相球化主要受界面分离、片层终止转化和显微粗化等因素的作用,其驱动力都是高能态的缺陷,其主要机制是片层终止转化理论^[10-11]。界面分离的发生需要在层状相的厚度方向上具有内部边界^[12],边界可以是在冷或热加工期间引入的、预先存在的晶界或亚晶界或变形带。片层终止转化理论是指大量的片层端部的弯曲表面转变为圆滑的片层表面。在 TC25G 钛合金的变形过程中,当变形量达到 100%时,合金内部因变形引起的缺陷足以驱动 α 相球化过程的发生,片层 α 相发生较为显著的球化,球化过程以界面分离和片层终止转化为主。同时考虑到合金加热温度和变形量的匹配,如果在较高温度加

热并进行变形,可以减小合金中 α 相球化的临界变形量,加快 α 相球化过程的进行。但较高的加热温度会引起 α 相的长大及粗化,即 α 相球化中的显微粗化,进而引起合金性能的变化。为此,在合金高温变形过程中需合理设置加热温度和变形量,实现 α 相的球化,同时避免 α 相长大及粗化。以上显微组织中片层 α 相随变形量的变化表明,在相变点以下 40 °C 加热并变形时,当变形量达到 100%时 TC25G 钛合金可获得较好的 α 相球化效果;此后再经过固溶处理后 α 相球化效果进一步提升,可获得均匀细小的短棒状或等轴状初生 α 相显微组织。

结合图 2 中合金高温性能的变化,当变形量超过 70%后合金热稳定后塑性和蠕变后残余应变逐渐增加,当变形量达到 100%时合金 2 种性能实现较好匹配。合金高温性能的变化和显微组织随变形量的变化存在对应关系^[13-14],基于以上对变形量为 70%和 100%的显微组织变化进行深入分析。

2.2 高温变形中的组织演变及对断裂过程的影响

2.2.1 高温变形中的组织演变

根据变形量对合金组织和高温性能的影响结果,对合金在变形量 70%和 100%时的组织变化进行深入分析。图 5 为合金热处理态的 SEM 组织。从图 5 中可以看出,变形量 70%时合金显微组织中存在大量长条状次生 α 相,且沿平行于初生 α 相方向分布。大部分

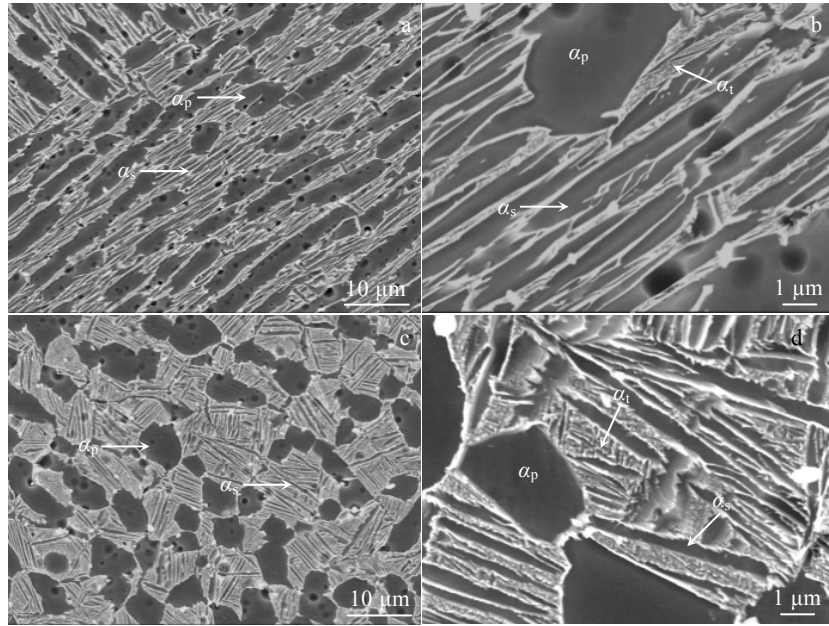


图 5 TC25G 钛合金热处理态 SEM 组织

Fig.5 SEM microstructures of heat treated TC25G titanium alloy under the deformation degree of 70% (a-b) and 100% (c-d)

长条状次生 α 相间隔较小, 在少量间隔较大区域的基体中析出针状三次 α 相。变形量 100% 时合金显微组织中次生 α 相以集束形式分布, 同一集束内部次生 α 相平行排列, 不同集束间分布杂乱。同时, 次生 α 相数量减少, 在间隔较大的次生 α 相之间区域的基体中析出大量针状三次 α 相。以上结果表明变形量的变化将引起后续热处理过程中次生 α 相形貌的变化。在固溶过程中 α 相内 Al 当量相对较高的部分得以保留, 而和 β 相相邻的 α 相因其内部 Al 当量相对较低, 优先发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变。在固溶后的冷却过程中, 随温度的降低, 此时在 β 相中会发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变, 进而形成片层状的次生 α 相。当变形量为 70% 时, 因合金内部畸变能低, $\beta \rightarrow \alpha$ 转变时 α 相优先在 β 相中 Al 当量相对较高的区域发生, 这些区域大多平行于初生 α 相方向, 因而形成的次生 α 相呈平行于初生 α 相分布。当变形量为 100% 时, 合金内部变形充分, 高温固溶时, 因高温消除了次生 α 相的定向形核和长大障碍, 平行排列的次生 α 相集束明显增多, 部分次生 α 相集束呈 60° 夹角或等边三角形。

对热暴露和蠕变后试样进行显微组织观察, 如图 6 和图 7 所示。从图 6 和图 7 中可以看出, 经热暴露或蠕变后, 合金显微组织变化不大, 显微组织形貌和热处理态基本一致, 表明热暴露或蠕变过程对合金中初生 α 相和次生 α 相形态无影响, 仅在基体上析出的针状三次 α 相数量增加。这是因为合金热暴露和蠕变

过程相当于长时间时效, 在这一过程中合金内部会发生缓慢的 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变, 这一相变优先在 β 稳定元素富集区发生, 最终在 β 基体中析出针状三次 α 相^[15]。

2.2.2 组织演变对断裂过程的影响

图 8 为变形量 70% 和 100% 时合金热暴露后拉伸试样断口形貌。由图 8a、8b 可以看出, 当变形量为 70% 时, 试样断口高低起伏大, 断口表面存在少量韧窝, 韧窝尺寸较大且较浅, 表明合金的塑性变形较小, 且微观变形不均匀。由图 8c、8d 可以看出, 当变形量为 100% 时, 试样断口平整, 断口上分布着大量韧窝, 韧窝尺寸小, 且韧窝较深, 表明合金塑性变形大且微观变形均匀。2 种变形量下微观断口形貌均表现出不同程度的韧性断裂特征, 断口上分布有韧窝和撕裂棱; 而且韧窝里均匀分布着第二相质点, 说明合金发生了微孔聚集断裂; 出现比较明显的撕裂棱, 表明拉伸断裂前经过了塑性变形。总体而言, 随着变形量的增加, 合金断口韧窝尺寸逐渐变得细小均匀, 且韧窝深度增加, 这些特征表明合金塑性提升, 断口形貌特征和热暴露后塑性测试结果一致。表明变形量的增加有利于提升合金热暴露后塑性, 当变形量达到 100% 时合金可获得较好的塑性。

2.3 合金高温强塑性匹配分析与讨论

2.3.1 界面对强塑性的影响

图 9 为变形量 70% 和 100% 时合金热处理态的 EBSD 分析结果。从图 9 中可以看出, 在变形量 70%

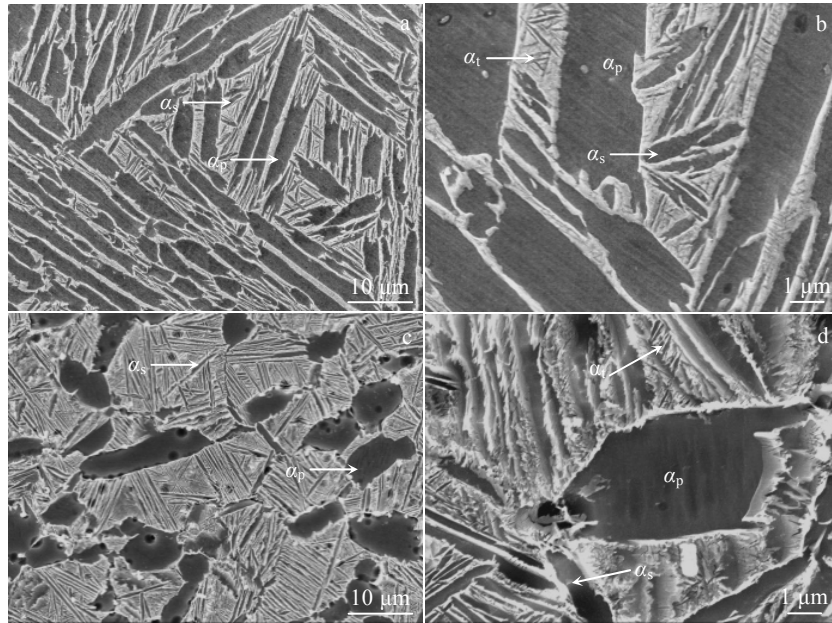


图 6 TC25G 钛合金热暴露后 SEM 组织

Fig.6 SEM microstructures of TC25G titanium alloy after thermal exposure under the deformation degree of 70% (a-b) and 100% (c-d)

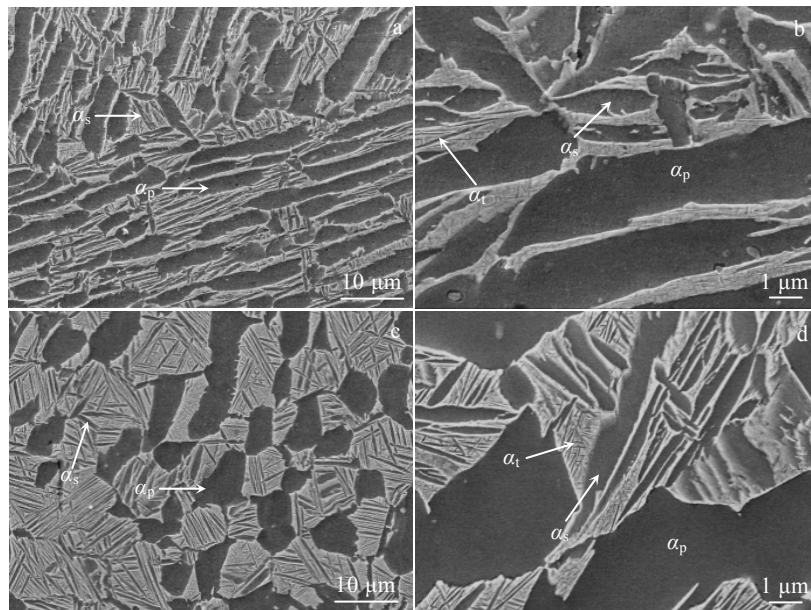


图 7 TC25G 钛合金蠕变后 SEM 组织

Fig.7 SEM microstructures of TC25G titanium alloy after creep under the deformation degree of 70% (a-b) and 100% (c-d)

时显微组织中平行排布的片层状初生 α 相取向接近, 在 β 基体上形成的次生 α 相, 其取向接近于临近的初生 α 相。当变形量增加到 100%, 固溶时 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变使得初生 α 相的含量降低, 且初生 α 相取向随机杂乱, β 相的含量则逐渐增加, β 转变组织中的次生 α 相分布随机且取向杂乱。

图 10 和图 11 为变形量 70%和 100%时合金热处理态和 500 °C/250 MPa/100 h 蠕变后显微组织中大小角度界面统计对比图。从图 10 中可以看出, 变形量 100%时合金热处理态显微组织中较大角度界面 ($>10^\circ$) 数量多于 70%变形量时。同时根据图 11 统计结果可知, 随变形量增加, 热处理态合金内部小角度界面占

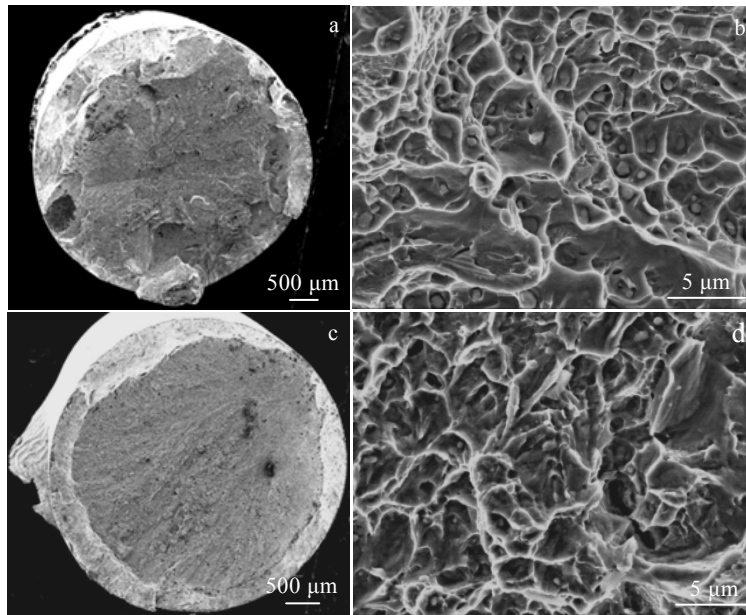


图 8 不同变形量 TC25G 钛合金断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of TC25G titanium alloy under the deformation degree of 70% (a-b) and 100% (c-d)

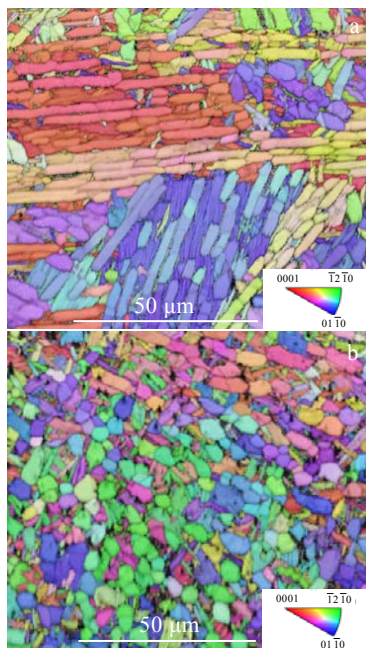


图 9 TC25G 钛合金热处理态组织 EBSD (IPF)图

Fig.9 EBSD (IPF) images of TC25G titanium alloy after heat treatment under the deformation degree of 70% (a) and 100% (b)

比逐渐减小,当变形量 100%时,合金内部小角度界面占比降至 12.5%。不同变形量下,经蠕变变形后合金内部小角度界面比例均下降。

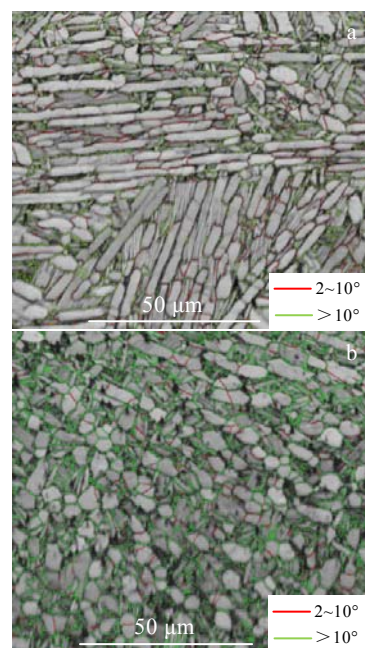


图 10 TC25G 钛合金热处理态大小角度界面统计

Fig.10 Grain boundaries of TC25G titanium alloy after heat treatment under the deformation degree of 70% (a) and 100% (b)

研究表明,网篮组织中形成的片层 α 相与 β 相遵守 Burgers 取向关系, α 与 β 相为半共格关系,扩散速率小,因此回复造成的位错攀移速率低;而双态组织

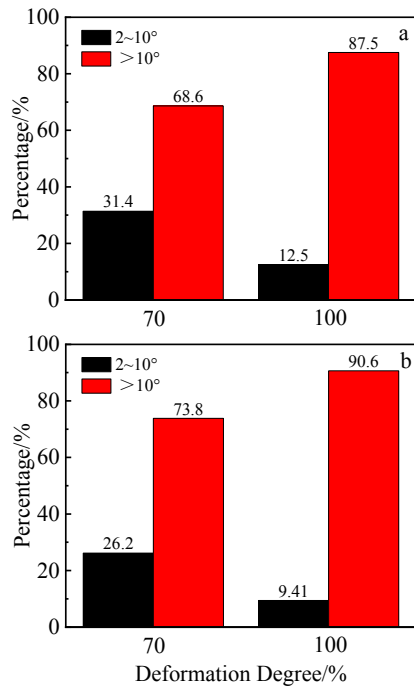


图 11 TC25G 钛合金热处理态和蠕变后大小角度界面比例
Fig.11 Percentage of grain boundaries of TC25G titanium alloy after heat treatment (a) and creep (b)

和等轴组织，初生 α 相与邻近的 β 相没有取向关系，界面是非共格的，位错回复更快，位错攀移速率高，导致高的蠕变变形速率^[16-17]。因此，在变形量 70% 时合金组织中保留的原始 α 相集束内部各相取向接近，各相间以半共格关系的小角度界面为主，因而使得合金具有优异的高温蠕变抗力。而变形量 100% 时合金组织以短棒状或等轴状初生 α 相为主，各相之间以大角度界面为主，因此具有较弱的高温蠕变抗力。同时，金属的高温蠕变变形主要由晶界的滑动和晶内的位错攀移和滑移组成，在高温蠕变变形过程中，部分位错在小角度界面处聚集，进而使得界面处原子排列更加杂乱，逐渐转变为大角度界面。而大角度界面比例的增加又利于后续的蠕变变形，反复循环使得蠕变后试样显微组织中小角度界面比例减小。

同时，对图 9a 中的显微组织进行深入分析发现，合金的显微组织具有多层次结构，尺寸从大到小依次为原始 β 晶粒、 α 相片层集束、 α 相片层块、 α 相片层。其中一个原始 β 晶粒被划分为若干具有相同惯习面但取向不同的 α 相片层集束，每个集束进一步细分为取向相似的 α 相片层块，而片层块又是由若干 α 相片层组成。集束是原始 β 晶粒中具有相同惯习面的片层集团，而块是相同惯习面下具有相同取向的片层集团，集束和块对原始 β 晶粒存在一定的依赖性^[18]。其中片

层界面是小角度界面，原始 β 晶界、集束和块是大角度界面。图 9a 中的界面分布和以上结论一致，其中 α 相片层间以小角度界面为主。基于以上，对合金内部界面强化进行分析，界面强化对强度的贡献包含了原始 β 晶粒、 α 相片层集束、 α 相片层块的共同作用，强度的改变主要来自于原始 β 晶粒、 α 相片层集束、 α 相片层块的变化，是三者共同作用的结果。当变形量为 70% 时，合金中显微组织的多层次结构决定了其具有较好的强化效果。随着变形量增加到 100%，显微组织中多层次结构因 α 相片层的破碎逐渐减弱直至消失，显微组织以等轴组织为主，此时合金表现出较好的塑性^[19-20]。为此，对应合金变形量由 70% 增加到 100% 过程中显微组织的变化，合金热暴露后塑性和蠕变后残余应变量随之明显提升。以上结果表明，TC25G 钛合金可通过变形量的控制调控合金显微组织形貌，进而获得最优的高温力学性能匹配。

2.3.2 显微硬度对强塑性的影响

图 12 为变形量 140% 时合金热处理态试样的纳米压痕测试曲线。从图 12 中可以看出，在卸载后，材料表现出明显的永久性变形和一定的弹性恢复，其中在最大载荷的保载阶段，蠕变是材料最主要的变形机制^[21]。表 3 为测试所得的显微组织的表观弹性模量和压痕硬度值。由图 12 和表 3 的结果可知，合金中初生 α 相显微硬度高于 β 转变组织，显微硬度的差异表明初生 α 相具有较高的变形抗力。根据晶体结构，塑性变形的容易程度按密排六方 (hcp)、体心立方 (bcc) 再到面心立方 (fcc) 的顺序逐渐增大。其中具有 hcp 结构的 α -Ti 的塑性变形能力低于具有 bcc 结构的 β -Ti。滑移系的个数，对于 hcp 结构而言一般为 3，而对于 bcc 结构而言为 12。同时，塑性变形所需的能量还直接取决于最小滑移距离，在 hcp 结构中，最小滑移距

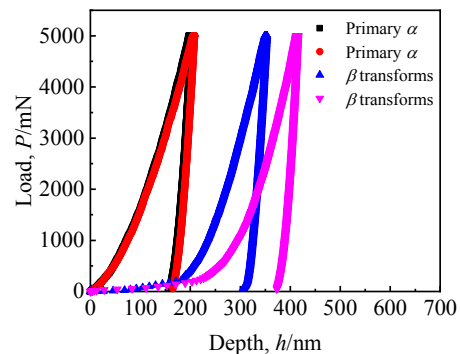


图 12 TC25G 钛合金纳米压痕测试曲线
Fig.12 Nano-indentation curves of TC25G titanium alloy after heat treatment under deformation degree of 140%

表 3 TC25G 钛合金显微组织表观弹性模量和压痕硬度值
Table 3 Elastic modulus and indentation hardness of TC25G titanium alloy

Test point	Phase	E_r /GPa	H /GPa
1	Primary α	166	4.87
2	Primary α	150	4.62
3	β transforms	88	1.62
4	β transforms	89	1.15

离 $b_{\min}=1a$, 而 bcc 结构 $b_{\min}=0.87a$, 所以, bcc 晶格的塑性变形能力优于 hcp 晶格^[22]。因此可知因晶体结构上的差异, 使得合金中 α 相的塑性变形能力低于 β 相。同时, 因合金中添加有大量合金元素, 合金元素引起的固溶强化效果一定程度上减少了两相之间的强度差异, 但整体上仍是 α 相的塑性变形能力低于 β 相。

图 13 为变形量 140% 时合金不同温度固溶时效后

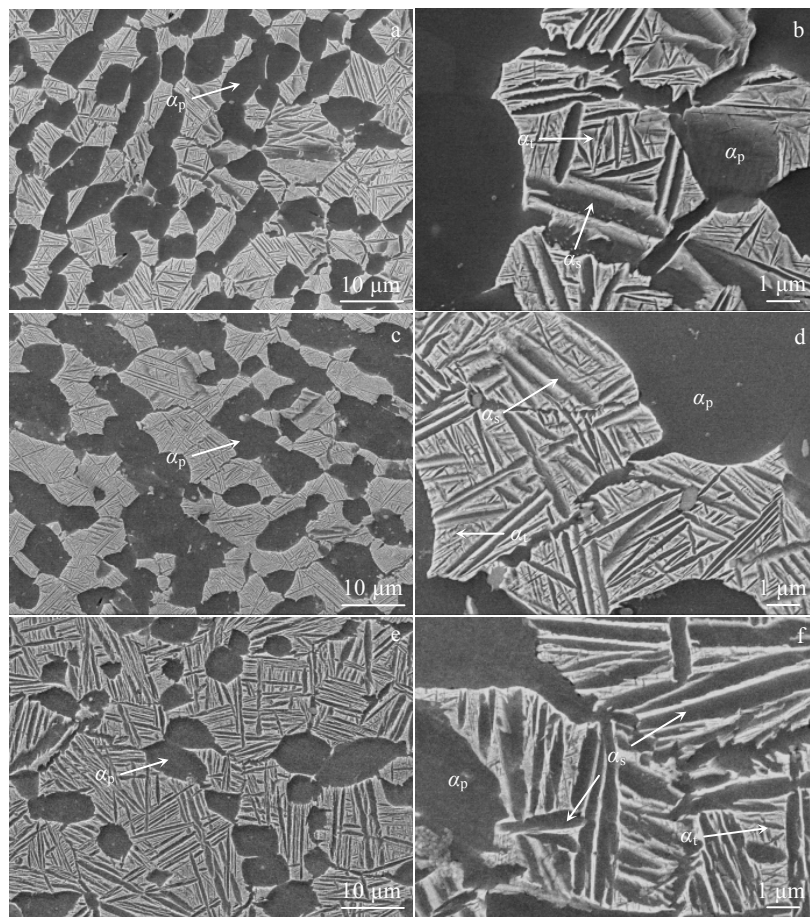


图 13 不同温度热处理后 TC25G 钛合金显微组织

Fig.13 SEM microstructures of TC25G titanium alloy after heat treatment at different temperatures under deformation degree of 140%: (a-b) 900 °C, (c-d) 920 °C, and (e, f) 945 °C

的显微组织形貌。从图 13 中可以看出, 随固溶温度由 900 °C 升高至 945 °C, 合金中初生 α 相含量减少, 同时 β 转变组织中的次生 α 相片层变长变宽。图 14 为合金固溶时效后的蠕变性能测试结果。由图 14 中可以看出, 随固溶温度由 900 °C 升高至 945 °C, 蠕变后残余应变由 0.6605% 降低到 0.1925%, 表明这一过程中合金抗蠕变性能显著提升。抗蠕变性能提升的主要原因在于, 一方面, 随着初生 α 相含量的减少, β 转变组织中的次生 α 相片层变长, 使得界面滑动对总的蠕变变形起的作用相应减小。另一方面, 根据合金元素

的再分配, 在相变点以下固溶处理时, 随着次生 α 相的长大, α 稳定元素, 如 Al、O 在其中富集, 将进一步提升次生 α 相的硬化效果, 进而提升合金的变形抗力。以上两方面原因使得随固溶温度升高, 合金的抗蠕变性能逐渐提升。

由以上结果可知, TC25G 钛合金高温变形时变形量对合金显微组织形貌的影响最终将影响到合金高温抗蠕变性能, 当变形量超过合金中片层 α 相球化所需的临界变形量后, 合金塑性显著提升, 通过后续的热处理调控很难将合金高温抗蠕变性能提升到临界变形

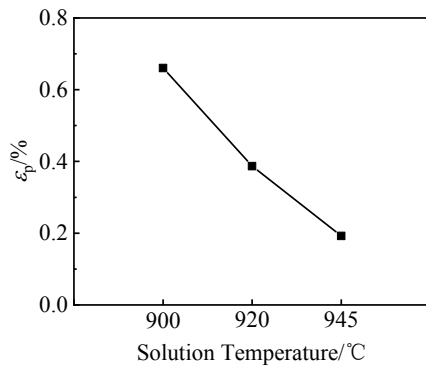


图 14 不同温度热处理后 TC25G 钛合金抗蠕变性能

Fig.14 Creep resistance property of TC25G titanium alloy after heat treatment at different temperatures

量对应组织所具有的抗蠕变性能水平。

3 结 论

1) 随变形量的增加, 合金热暴露后塑性逐渐增加, 而高温抗蠕变性逐渐减弱, 2 种性能在变形量 100% 时达到良好匹配, 均可满足工程应用要求。

2) 变形量的增加对应显微组织中片层 α 相的球化过程, 在片层 α 相充分球化前, 显微组织中多层级结构的界面强化效应使得合金具有良好的高温抗蠕变性; 而 α 相充分球化后, 等轴组织为主的显微组织使得合金具有较好的塑性。

3) 随变形量的增加, 合金高温抗蠕变性逐渐减弱, 通过后续的热处理过程可以适当提升抗蠕变性能, 但很难达到同一水平。为获得最佳的高温强塑性匹配, 可通过控制变形过程中的片层 α 相球化程度来实现。

参考文献 References

[1] Yang Haitao(杨海涛), Bao Chunling(包春玲), Yao Qian(姚谦) et al. *Collected Papers of China Foundry Congress 2013* (2013 中国铸造活动周论文集)[C]. Jinan: CMES, 2013: 1

[2] Lutjering G. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243: 32

[3] Nag S, Banerjee R, Srinivasan R et al. *Acta Materialia*[J], 2009, 57: 2136

[4] Gu Yi(古一), Qi Yanling(戚延龄), Xia Changqing(夏长清) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(4): 8

[5] Yu T, Wang L, Zhao Y Q et al. *International Journal of*

Fatigue[J], 2012, 35: 31

[6] Ashby M F. *Surface Science*[J], 1972, 31: 498

[7] Li Xuexiong(李学雄), Xia Changqing(夏长清), Qi Yanling(戚延龄) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(9): 4

[8] Ye W M, Hu X T, Song Y D. *Journal of Mechanical Science and Technology*[J], 2020, 34(6): 2317

[9] Wang T B, Li B L, Wang Z Q et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 731(25): 12

[10] Qi Min(齐敏), Ma Yingjie(马英杰), Huang Sensen(黄森森) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(3): 997

[11] Wu C B, Yang H, Fan X G et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(9): 1963

[12] Fan X G, Yang H, Yan S L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 533(25): 1

[13] Lutjering G, Williams J C, Gysler A. *Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys*[M]. Berlin: Springer, 2009

[14] Gil F J, Manero J M, Ginebra M P et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 349: 150

[15] Zhang Xiao(张潇), Chen Lijia(陈立佳), Zhao Zibo(赵子博) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 322

[16] Mishra H, Ghosal P, Nandy T K et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 399: 222

[17] Duan Rui(段锐), Zhang Hua(张华), Cai Jianming(蔡建明) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(1): s11

[18] Lu Yemao(卢叶茂), Liang Yilong(梁益龙), Long Shaolei(龙绍楮) et al. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2018, 32(12B): 4339

[19] He D, Zhu J C, Zaefferer S et al. *Materials and Design*[J], 2014, 56: 937

[20] Stella P, Giovanetti I, Masi G et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 567: 134

[21] Meng Longhui(孟龙晖), Yang Yinfei(杨吟飞), He Ning(何宁). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(3): 617

[22] Leyens C, Peters M. Translated by Chen Zhenhua(陈振华). *Titanium and Titanium Alloys*(钛与钛合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 4

Microstructure Evolution and Mechanical Property of TC25G Titanium Alloy During High Temperature Deformation

Zhang Xiaoyuan^{1,2,3,4}, Liu Xianghong^{1,2,3}, Du Yuxuan^{1,2,3}, Li Fuguo⁴,
Wang Kaixuan^{1,2,3}, Li Shaoqiang^{1,2,3}, Yang Tian^{1,2,3}

(1. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

(2. National & Local Joint Engineering Laboratory for Special Titanium Alloy Processing Technologies, Xi'an 710018, China)

(3. Xi'an Key Laboratory of Special Titanium Alloy Processing and Simulation Technologies, Xi'an 710018, China)

(4. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Microstructure evolution of TC25G titanium alloy bar with basket microstructure after different deformation degrees was studied and the changes of its thermal stability and creep resistance at 550 °C were compared. The results show that the tensile plasticity after thermal exposure increases and the creep resistance decreases with the increase in deformation degree. The plasticity and creep resistance match well at 100% deformation degree and can meet the requirements of engineering application. The increase in deformation degree corresponds to the spheroidizing process of lamellar α phase. Before the lamellar α phase is fully spheroidized, the interface strengthening effect of multi-layer structure makes the alloy have good creep resistance at high temperature. However, after α -phase spheroidization, the alloy has better plasticity because of the microstructure dominated by equiaxed microstructure. With the increase in deformation degree, the size of the fracture dimples becomes smaller and more uniform, and the dimple depth increases, which indicates that the plasticity after thermal exposure increases. The results of nano-hardness test show that the microhardness of primary α phase is higher than that of β transforms, and the creep resistance can be improved by adjusting the content and distribution of α phase in the alloy by solution temperature. The extent of lamellar α phase spheroidization can be controlled to obtain the best matching of strength and plasticity at high temperature.

Key words: TC25G titanium alloy; microstructure evolution; thermal stability; creep resistance

Corresponding author: Liu Xianghong, Ph. D., Professor, Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, P. R. China, Tel: 0086-29-86514525, E-mail: xhliu@c-wst.com