

热处理及预拉伸对 TC4-0.55Fe 合金组织和力学性能的影响

刘思依¹, 张晶棋^{1,2}, 刘博玮^{1,2}, 李鑫^{1,2}, 李峰^{1,2}, 常辉^{1,2}

(1. 南京工业大学 材料科学与工程学院, 江苏 南京 211816)

(2. 南京工业大学 新材料研究院, 江苏 南京 211816)

摘要: 研究了双态组织的 Ti-6Al-4V-0.55Fe(TC4-0.55Fe)钛合金在不同热处理制度(固溶时效、双重退火)下和引入预拉伸后的微观组织及力学性能,并分析了合金显微组织与力学性能之间的联系。发现合金固溶时效和双重退火热处理下随着时效和低温退火温度升高合金中微米级的片层 α 相厚度逐渐增大,强度降低、塑性提高。固溶时效热处理下随着时效温度的升高合金屈服强度从 530 °C 的 873 MPa 左右下降到 590 °C 的 862 MPa 左右,而延伸率提高 3.2%。双重退火热处理试样的屈服强度随着低温退火温度的升高逐步降低,延伸率相比于固溶时效有了很大提高,最好可达到 23.6%。由于固溶时效和双重退火对合金强度提升不明显,时效温度和低温退火温度均为 590 °C 时,屈服强度差别不大,双重退火试样塑性更优于固溶时效,所以针对该温度的双重退火工艺引入预拉伸强化,对合金在固溶处理和低温退火处理中间进行预拉伸。引入预拉伸后,晶粒 α 相发生了明显的变形,形成无沉淀区(PFZ),进一步退火后无沉淀区(PFZ)中析出大量细小的二次 α 相(α_s),引入预拉伸后进行退火可以在提升钛合金屈服强度的同时只降低极少的塑性,其中预拉伸变形 1% 的试样 α_s 含量最高,强度较引入预拉伸前提高 68 MPa,延伸率仅下降 4%,力学性能最优。通过本研究可知,TC4-0.55Fe 钛合金在经过固溶处理后继续进行预拉伸和时效处理,可以有效提升合金的综合力学性能。

关键词: TC4-0.55Fe 钛合金; 热处理工艺; 预拉伸; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)10-3485-10

钛及钛合金具有高比强度、高耐蚀和易变形等优点,广泛应用于航空航天等领域的关键结构件^[1-3]。Ti-6Al-4V ($\alpha+\beta$ 型)钛合金,国内命名为 TC4,由于该合金的加工和使用性能优异,因此被广泛地应用于多个领域,如航空航天领域和石油化工等行业^[4-6]。

钛合金性能与显微组织是密不可分的, α 相是 TC4 合金中关键的强化相,其种类、含量、形状、尺寸、分布对合金的宏观力学性能有较大影响^[7-8]。通过调整热处理制度,对 TC4、TC11 和 TC18 等合金 α 相进行调控,可使合金的强度和塑性均提升至较高水平^[9-11]。两相钛合金最常见的显微组织有 4 种,分别为等轴组织、网篮组织、魏氏组织和双态组织^[12]。双态组织由 $\alpha+\beta$ 两相区热处理获得,其特征为 β 基体均匀分布着初生等轴 α 相和片状的次生 α 相^[13-14]。大量细小弥散的片层 α 相能够提高合金强度^[15]。研究表明,控制热处理工艺进而调整等轴 α 相和片层的次生 α 相

的含量,有助于实现合金较好的综合力学性能^[16]。魏氏组织主要特征则在于原始 β 晶界上有连续分布的 α 层,原始 β 晶粒内有不同取向的片状 α 相^[17-18]。合金的力学性能与片状 α 相的尺寸有很大的关系,当片状 α 相的尺寸粗大时,其性能上就会表现为塑性较大、断裂韧性较高以及强度较低^[19]。因此可以通过调控不同尺寸的片层 α 相来获得高强度、高塑性以及高韧性的匹配^[20]。

在合金预拉伸过程中,由于被强化金属新产生的位错的存在,会造成被强化金属的晶格扭曲以及畸变。伍贵成等人^[21]对 Ti-5.5Al-2Zr-1Mo-2.5V 合金管材预拉伸实验研究发现,在 β 相与片状 α 相及次生 α 相的界面处,发现大量的位错和点阵的畸变,说明这两相间有大量的位错滑移、反应和缠结。

通过对 TC4 添加 Fe 元素改性获得的 TC4-0.55Fe 合金,综合力学性能得到进一步的提升。Liu 等^[22]研

收稿日期: 2022-09-25

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFB3700801); 国家级大学生创新创业训练计划(202110291008Z); 江苏高校优势学科建设工程资助项目

作者简介: 刘思依,男,2001年生,本科生,南京工业大学材料科学与工程学院,江苏南京211816,电话:025-83587270, E-mail: 201921003322@njtech.edu.cn

究了 Fe 微合金化 TC4 钛合金经过不同热处理后的组织特征与拉伸强度、延伸率和断裂韧性的关系。Chen 等人^[23]将 TC4-0.55Fe 合金与其他改性 TC4 合金的力学性能进行对比, 结果表明, TC4-0.55Fe 合金在保持强度、硬度和延伸率等性能的同时, 断裂韧性还得到提高, 具有重要的工程应用潜力。Li 等人^[24]采用热膨胀试验研究了等轴组织、双态组织和层状组织的 TC4-0.55Fe 合金在连续加热过程中的相变, 结果表明, 3 种样品相变曲线均呈 S 型, 说明相变过程受成核和生长的控制。另外他们还研究了 TC4-0.55Fe 合金在连续冷却过程中的相变, 发现随着冷却速率的增加, α 相片层的厚度减小, 强度和硬度增大^[25]。Song 等人^[26]对 TB3 合金固溶后进行预拉伸实验, 选择预拉伸后再进行时效强化, 发现预拉伸产生大量位错, 促进时效过程缺陷处 α 片层的形核析出, 提高了材料的强度。Zhang 等人^[27]研究了预拉伸对 Ti-2.5Cu 合金的 α 相析出行为的影响, 结果表明, 预应变较大程度上加快了沉淀相的析出。然而, 目前对于 TC4-0.55Fe 钛合金热处理工艺、预拉伸强化、组织及性能之间的内在联系和机理的研究较少, 而且这类钛合金的常规热处理(固溶时效)和非常规热处理(双重退火)存在对塑性都有所提升但是对强度提升效果很低的问题。因此, 本工作以 TC4-0.55Fe 合金为研究对象, 研究了不同热处理制度(固溶时效和双重退火)和预拉伸强化对双态组织的 TC4-0.55Fe 合金组织和力学性能的影响并分析合金微观组织与力学性能之间的联系, 以获得 TC4-0.55Fe 合金强度、塑性等综合力学性能匹配, 为该类热处理强化效果不明显的钛合金提供一种新的强化思路。

1 实 验

实验所用的是轧制态 TC4-0.55Fe 钛合金板材, 首先通过真空自耗电极熔炼方法获得成分均匀的合金铸

锭, 铸锭经扒皮、车冒口之后进行锻造, 最后在两相区进行热轧得到厚度约为 50 mm、双态组织的钛合金板材。轧制后的合金组织如图 1 所示, 由于受到轧制方向和轧制力的影响, 组织在长度方向的尺寸较大, 并且存在较为明显的方向性。合金化学成分如表 1 所示。采用金相法确定合金相转变温度为 $983\pm 5\text{ }^\circ\text{C}$ 。

热处理实验采用的是 Carbolite 标准马弗炉, 不同热处理制度的加热温度、保温时间、冷却方式如图 2 所示。将双态组织的 TC4-0.55Fe 钛合金试样分别采用固溶时效和双重退火 2 种热处理方式, 比较合金的微观组织和力学性能。选取这 2 种热处理制度是为了能够比较在常规和非常规热处理 2 种方式下具有双态组织的 TC4-0.55Fe 钛合金组织和性能的不同并比较得出热处理强化对该合金的效果。其中固溶时效(图 2a)是将试样加热至 $900\text{ }^\circ\text{C}$ 后保温 30 min 后炉冷至室温, 随后分别将试样加热至 $530\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $560\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $590\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 480 min, 最后将样品取出空冷至室温; 双重退火(图 2b)是

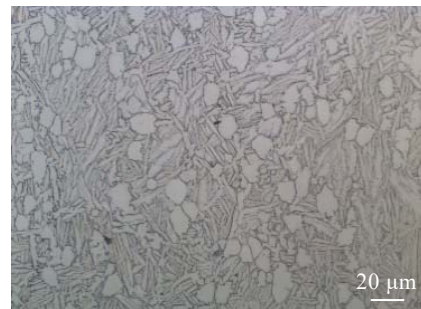


图 1 TC4-0.55Fe 合金轧制态的金相显微组织
Fig.1 OM microstructure of rolled TC4-0.55Fe alloy

表 1 TC4-0.55Fe 合金化学成分

| Table 1 Chemical composition of TC4-0.55Fe alloy (wt%) | | | | | | | |
|--|------|-------|-------|-------|-------|------|------|
| Al | V | Fe | C | N | H | O | Ti |
| 6.18 | 4.14 | 0.540 | 0.025 | 0.021 | 0.001 | 0.12 | Bal. |

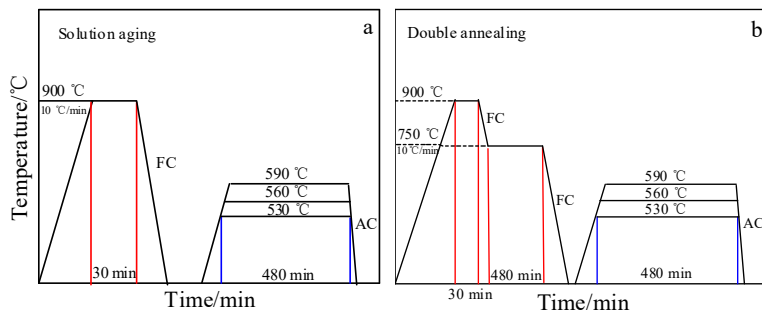


图 2 固溶时效和双重退火热处理制度示意图

Fig.2 Schematic diagrams of different heat treatment processes: (a) solution aging in two-phase zone and (b) double annealing in two-phase zone

试样加热至 900 °C 后保温 30 min 后炉冷至 750 °C，保温 480 min 后炉冷至室温，随后分别将试样加热至 530、560、590 °C 保温 480 min，最后将样品取出空冷至室温。

选取固溶时效和双重退火 2 种热处理中力学性能最佳的一组进行预拉伸强化。为方便说明，第 2 次退火过程称为低温退火。预拉伸处理在第 1 次退火处理之后、低温退火之前进行，如图 3 所示。预拉伸变形采用的应变速率为 $5.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ，采用中断拉伸的方式进行，通过引伸计连接到计算机上进行控制，应变量分别为 0.5%、1% 和 2%。拉伸试样为圆棒状，其直径为 10 mm，在 MTS Landmark 电机液压伺服装置中沿着样品纵向拉伸。

将经过热处理后的试样在砂纸上打磨后抛光，腐蚀液采用 HF+HNO₃+H₂O(体积比 1:2:7)的试剂，通过德国 ZEISS 金相显微镜和 Quanta FEG 250 场发射扫描电子显微镜观察合金的组织，晶粒的厚度采用 Nano Measurer 软件进行统计分析。为了研究 TC4-0.55Fe 合金显微组织与其力学性能间的关系，沿板材轧制方向截取尺寸为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$ ，中间标距为 $\Phi 5 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ 的标准拉伸试样。所有试样的力学性能测试在 MTS Landmark 电机液压伺服系统以 1 mm/s 变形速率进行，对每种处理方式取 3 个试样拉伸，取平均值作为结果。

2 结果与分析

2.1 热处理制度对双态组织合金显微组织和性能的影响

2.1.1 热处理制度对双态组织合金显微组织的影响

不同热处理制度所获得的 TC4-0.55Fe 合金的显微组织如图 4 所示。合金组织表现出双态组织的特征，组织中包含着均匀分布的等轴 α 相，以及大量片状的次生 α 相。随着热处理温度升高，合金中片层状 α 相 (α_{lame}) 逐渐变厚，从 530 °C 时较为细长的片状，明显表现出向厚片状转化的趋势，当温度升高到 590 °C， α 相逐渐变化为短棒状。图 4 中等轴状 α 相 (α_{iso}) 的

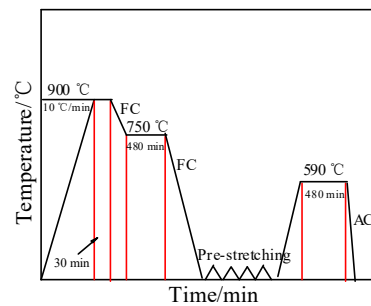


图 3 双重退火+预拉伸强化过程示意图

Fig.3 Schematic diagram of double annealing and pre-stretching process

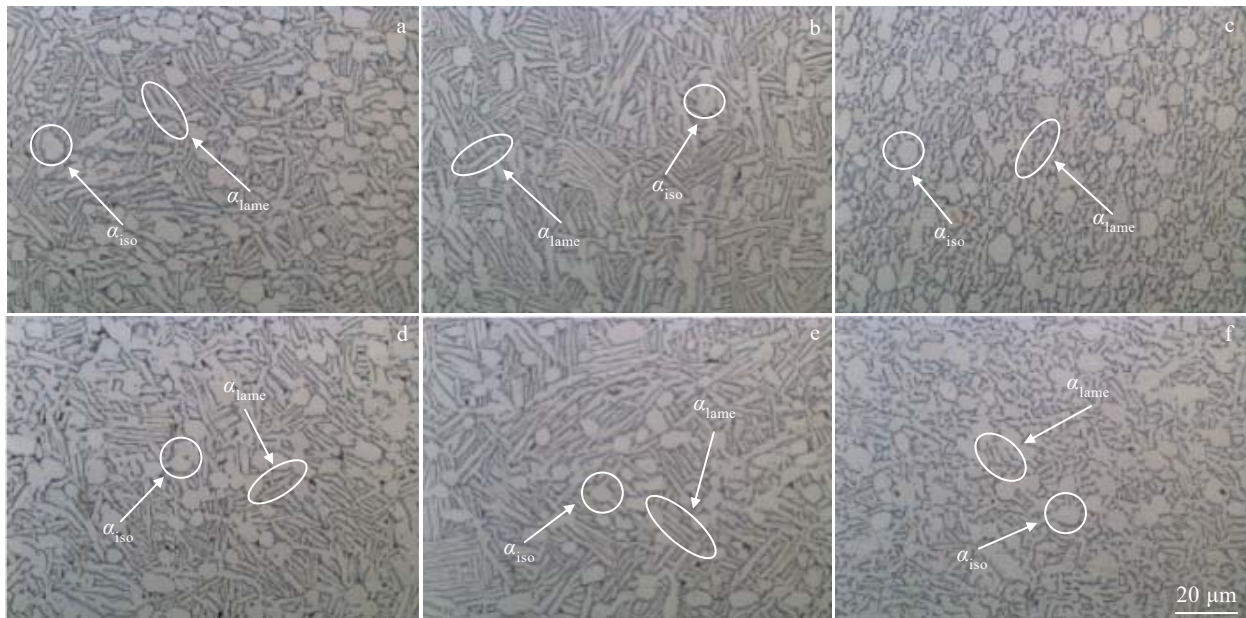


图 4 双态组织 TC4-0.55Fe 合金不同热处理制度下的显微组织

Fig.4 Microstructures of TC4-0.55Fe alloy after solution aging treatment at solution temperature of 900 °C and aging temperature of 530 °C (a), 560 °C (b), and 590 °C (c); microstructures of TC4-0.55Fe alloy after double annealing treatment at second annealing temperature of 530 °C (d), 560 °C (e), and 590 °C (f)

尺寸变化不明显，而片状的次生 α 相 (α_{lamellar}) 尺寸却变化比较显著。

2 种热处理下双态组织中次生 α_{lamellar} 相片层厚度分布情况如图 5 所示，2 种热处理下 α_{lamellar} 相片层厚度分布都呈现出正态分布趋势，平均厚度如表 2 所示。发现 2 种热处理制度下片状 α_{lamellar} 相厚度会随热处理温度升高而增大，固溶时效下片层 α_{lamellar} 相厚度由时效温度 530 °C 的 2.11 μm 增加到 590 °C 的 2.59 μm ，双重退火下由低温退火温度 530 °C 时的 2.65 μm 增加到 590 °C 时的 2.83 μm 。次生片层 α_{lamellar} 相厚度逐渐增加，主要是由于随着热处理温度升高，会促进细条状次生 α_{lamellar} 相通过相界的迁移发生合并长大。当低温退火温度达到 590 °C 时，更低温退火下较薄的片状 α_{lamellar} 相已经

逐渐转变为板条状。

2.1.2 热处理制度对双态组织合金力学性能的影响

合金经过固溶时效和双重退火的力学性能结果如表 3 所示，合金都表现出相似的强度和塑性变化规律，即随着热处理温度的逐渐升高，合金的强度逐渐降低，而合金塑性逐渐升高。对比 2 种热处理工艺的力学性能可知，固溶时效试样的强度比双重退火高，在 590 °C 时效后合金的屈服强度达到 862 MPa，抗拉强度 897 MPa，而塑性（延伸率和收缩率）则相对较低，分别为 17.6%和 29.4%。双重退火试样强度略有下降，在 590 °C 双重退火屈服强度为 846 MPa，而延伸率达到 23.6%，与 590 °C 固溶时效相比，屈服强度下降了 16 MPa，延伸率增加了 6%。所以 590 °C 双重退火的

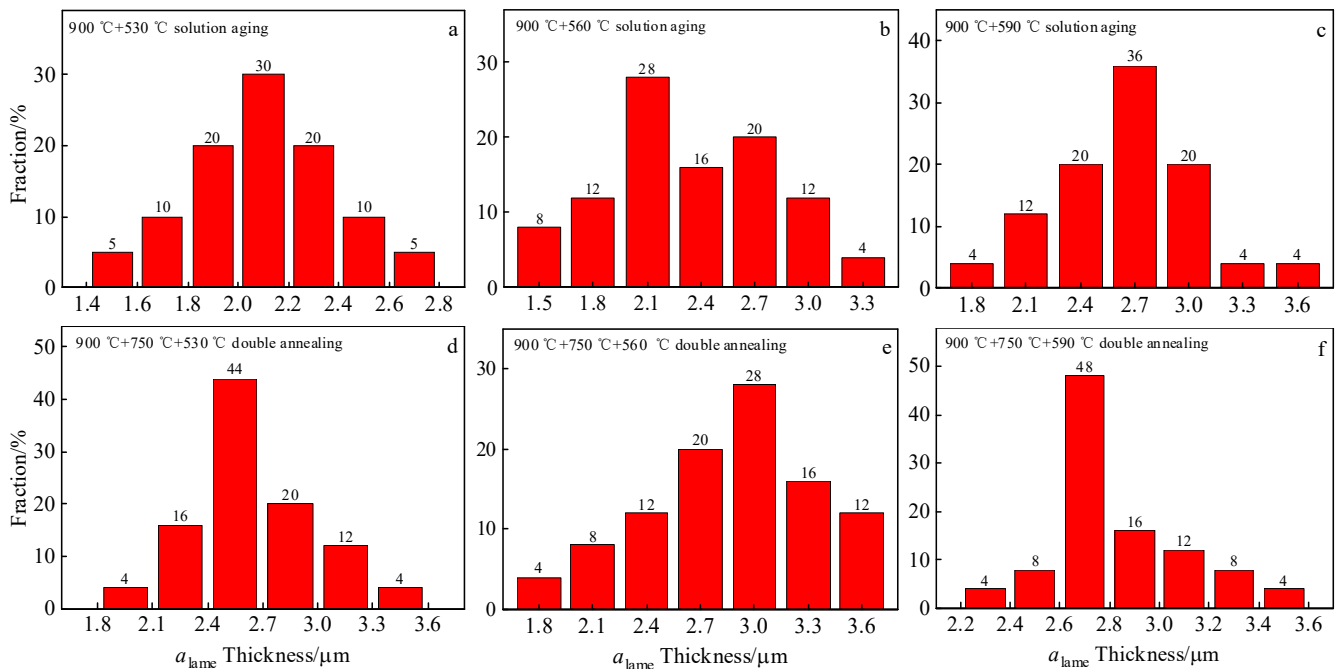


图 5 双态组织 TC4-0.55Fe 合金不同热处理制度下片层 α_{lamellar} 相厚度分布

Fig.5 Lamellar α_{lamellar} phase thickness distributions of TC4-0.55Fe alloys with duplex microstructure after different heat treatments: (a-c) solution aging and (d-f) double annealing

表 2 双态组织 TC4-0.55Fe 合金不同热处理制度下片层 α 相平均厚度

Table 2 Average thickness of lamellar α phase in TC4-0.55Fe alloy with duplex microstructure after different heat treatments

| Treatment | 530 °C | 560 °C | 590 °C |
|---|--------|--------|--------|
| Solution aging/°C | 530 | 560 | 590 |
| α_{lamellar} thickness/ μm | 2.11 | 2.31 | 2.59 |
| Double annealing/°C | 530 | 560 | 590 |
| α_{lamellar} thickness/ μm | 2.65 | 2.81 | 2.83 |

热处理样品具有优异的综合力学性能。合金的力学性能的变化往往和微观组织有着密切联系。导致这种变化趋势的原因主要是，双重退火热处理过程中冷却时间和时效时间的增加使得合金中的片层状 α_{lamellar} 相的厚度也随之增大（表 2），组织形貌的变化对力学性能造成相应的影响。

图 6 为双态组织的 TC4-0.55Fe 合金在 590 °C 固溶时效和双重退火后试样的拉伸断口 SEM 形貌。由图可以看出，固溶时效后试样拉伸断口的韧窝较浅，双重退火后断口的韧窝较深，尺寸更大，颈缩现象更加明

表 3 双态组织的 TC4-0.55Fe 合金不同温度下固溶时效和双重退火热处理后的拉伸性能

Table 3 Tensile properties of TC4-0.55Fe alloy with duplex microstructure after solution aging and double annealing at different temperatures

| Heat treatment | Temperature/°C | Tensile strength/MPa | Yield strength/MPa | Elongation/% | Shrinkage/% |
|------------------|----------------|----------------------|--------------------|--------------|-------------|
| Solution aging | 530 | 912±4 | 873±8 | 14.4 | 25.3 |
| | 560 | 907±6 | 868±7 | 15.6 | 26.7 |
| | 590 | 897±2 | 862±4 | 17.6 | 29.4 |
| Double annealing | 530 | 904±3 | 867±3 | 22 | 32.8 |
| | 560 | 898±4 | 858±3 | 22.8 | 34.4 |
| | 590 | 892±9 | 846±6 | 23.6 | 36 |

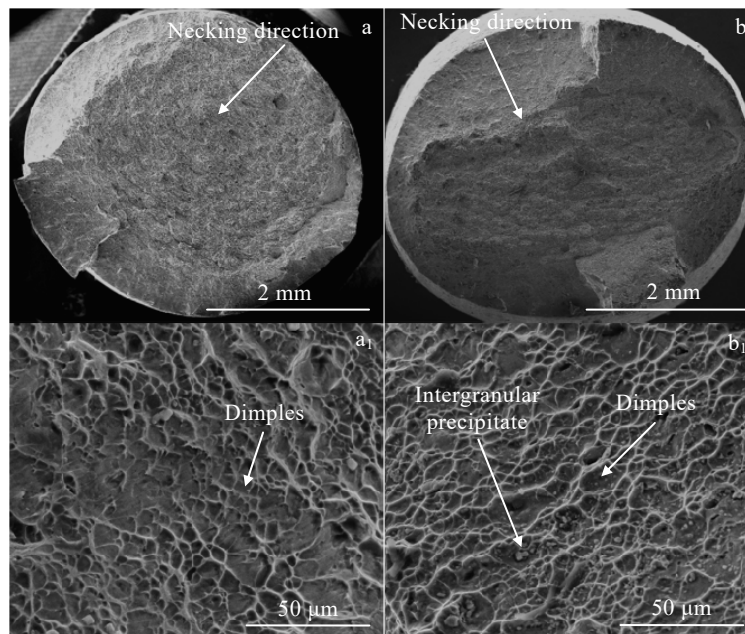


图 6 TC4-0.55Fe 合金在 590 °C 下固溶时效和双重退火后断口 SEM 形貌

Fig.6 Fracture SEM morphologies of TC4-0.55Fe alloy after solution aging (a, a₁) and double annealing (b, b₁) at 590 °C

显。这说明经过双重退火热处理后的合金塑性更好，这与表 3 中合金力学性能结果是相吻合的。结合图 4c 和图 4f 可知，由于时效温度和低温退火温度的提高，合金中片层状 α_{lame} 相逐渐变厚， α_{lame} 相逐渐变化为短棒状，减少了组织中的晶界，使得位错滑移更加容易，塑性得到相应的提高。双重退火中这一现象更加明显，在图 6 的断口形貌中，则反映出更多的晶内沉淀相。

2.2 预拉伸对 TC4-0.55Fe 钛合金显微组织的影响

从表 3 可以看出，2 种热处理方式下随着温度变化抗拉强度在 900 MPa 左右变化、屈服强度在 860 MPa 左右变化。这表明无论是固溶时效的时效温度还是低温退火的温度的调整都无法使钛合金强度有很大的改变。虽然固溶时效和双重退火对强度影响不大，但是就塑性来说，590 °C 双重退火塑性最好。通过先前的调研可知，预拉伸可以增加组织中的位错从而达

到强化效果，所以选取塑性最佳的双重退火工艺对其固溶之后组织进行预拉伸后再进行低温退火，从而探究预拉伸对强度的强化效果和对塑性的影响。

图 7 为合金经过 900 °C 保温 30 min 后炉冷至 750 °C，保温 480 min 后炉冷至室温后（第 1 次退火处理之后）再进行预拉伸后的显微组织，对比图 4 的显微组织，可以发现预拉伸后 α 相明显变细，等轴 α 相变得更小，片层 α 相变得更加细长。而且经过预拉伸后，钛合金组织产生一定残余应力，随着变形程度的增加，在一定程度上破碎了较大的等轴 α 相，如图 7c 所示。预拉伸后的显微组织中，存在着明显的无沉淀区（PFZ），PFZ 是由 β 相形成元素的弱扩散性导致的^[23]，TC4-0.55Fe 合金是含有 β 相形成元素的钛合金，所以在固溶热处理之后组织会形成 PFZ 区域。微观 PFZ 区域主要特征就是细长，面积不大，这就导致

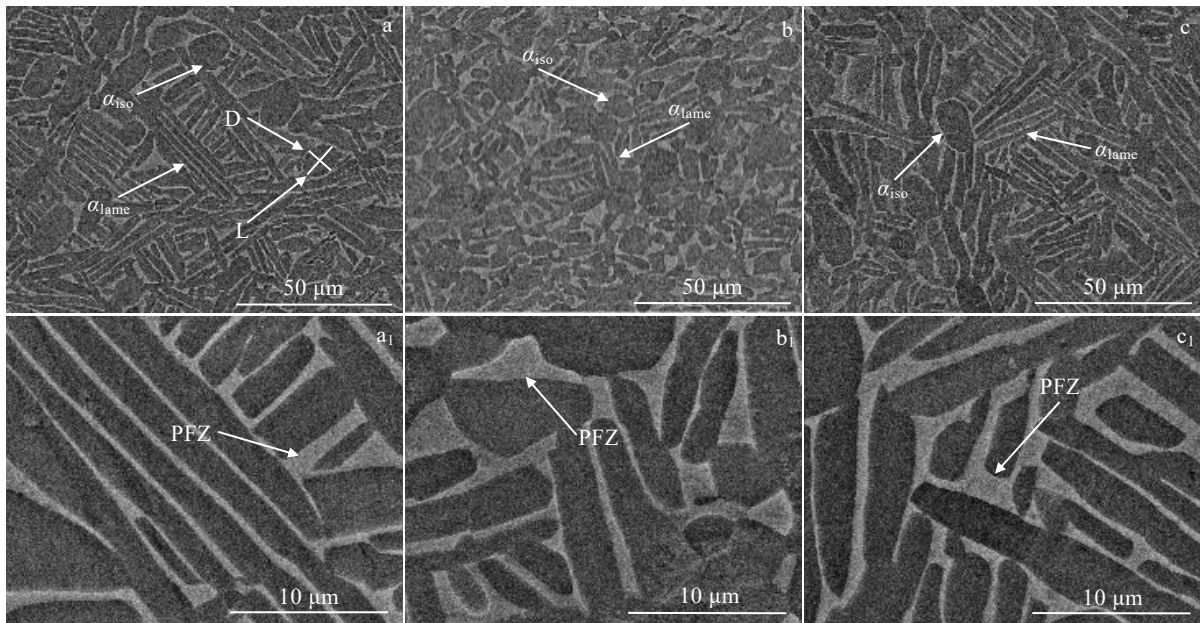


图 7 双态组织 TC4-0.55Fe 合金经过不同应变量预拉伸后的显微组织

Fig.7 Microstructures of TC4-0.55Fe alloys after pre-stretching with different deformations: (a, a₁) 0.5%, (b, b₁) 1.0%, and (c, c₁) 2.0%

变形量的不同不会对 PFZ 区域特征有很大影响。由于 PFZ 比 α 相强度低，拉伸时优先变形，因此对断裂相关性能产生影响。滑移产生的晶界位错堆积和应力集中可使 PFZ 产生早期的屈服而发生塑性变形，从而形成微裂纹，导致钛合金强度性能的下降^[28-29]。但是，预拉伸使得该试样组织发生形变，引入大量的位错及层错，导致钛合金相界面含量增大，界面能增大，合金位错滑移受阻，这将有利于提升其屈服强度。

TC4-0.55Fe 合金经过不同变形量预拉伸后的 α 相长径比分布如图 8 所示，即经过 α 相内部的最长一条直径 L 和与它相垂直的最长直径 D 之比（如图 7a 所

标注）。 α 相长径比用来讨论组织变化这一概念在 Qi 等人^[30]研究钛合金在热处理过程中显微组织的演变的讨论中有所运用。由图 8 可以发现预拉伸变形量为 1%的组织中，长径比为 1~2 之间的 α 相占比最多，达到 48%，这说明该组织中的等轴 α 相最多；同时变形量 2%时长径比为 8~18 的 α 相占比为 50%。预拉伸变形量为 2%的试样的 α 相是 3 种变形量中最细长的，这说明变形量对 α 相长径比有一定的影响。

2.3 预拉伸强化及低温退火后 TC4-0.55Fe 合金显微组织

对比图 4d~4f 和图 9 显微组织，两者都是采用了

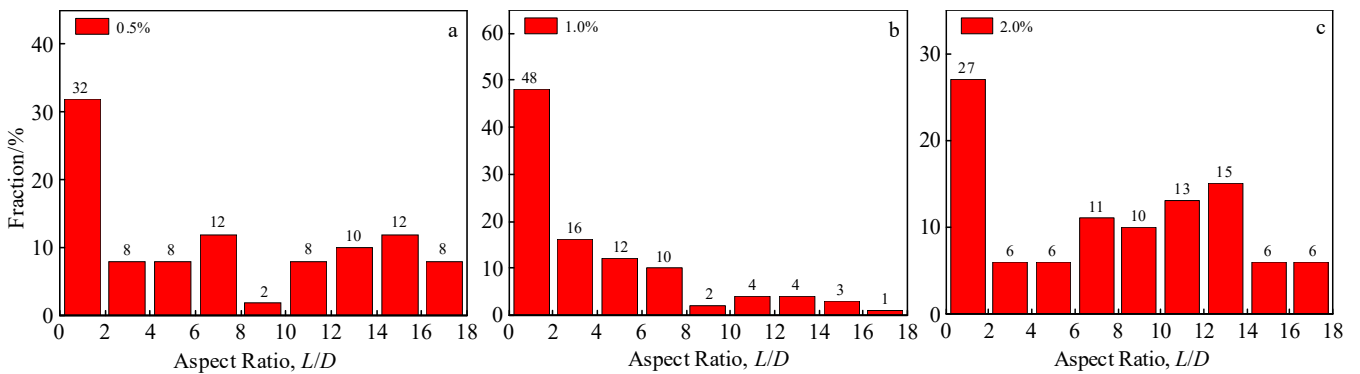


图 8 双态组织 TC4-0.55Fe 合金经过预拉伸后的 α 相长径比分布图

Fig.8 Distribution diagrams of α phases length-diameter ratio (L/D) of TC4-0.55Fe alloy with duplex microstructure after pre-stretching of deformation of 0.5% (a), 1.0% (b), and 2.0% (c)

双重退火，不同的是后者在两次退火之间引入了预拉伸，组织上明显的差异就是 PFZ 区中出现细小的析出相。对比图 7 及图 9，预拉伸后合金组织产生大量的位错及层错，而这些晶格缺陷在后续低温退火期间为 α 相提供形核位点，促使二次 α 相 (α_s) 快速形核，数量增大^[31]。预拉伸的引入在钛合金内部产生残余应力，预拉伸后继续进行低温退火，不仅可以消除残余应力，同时引入的缺陷会成为原先的 PFZ 中 α_s 相形核的位点， α_s 相增大了 α 相与 β 相的相界面，使位错滑移受阻，在损失少量塑性的条件下大幅提升合金的屈服强度。有研究发现^[20]，低温退火有利于组织变得更加均匀， α 相与 β 相的相界面增多，导致位错滑移的

阻碍越大，强度提升也越明显。

图 10 为 TC4-0.55Fe 合金经过预拉伸和低温退火后的 α 相长径比。通过对比图 8 和图 10 可以看出，3 种变形量下低温退火前长径比 1~2 的 α 相占比分别为 32%，48%和 27%，低温退火后的相应占比变为 20%，42%和 18%；而长径比在 8~10 的 α 相占比由低温退火前的 2%，2%和 10%，变为低温退火后的 9%，3%和 13%。这说明通过低温退火处理可以细化组织，并使其 α 相更加细长。

2.4 预拉伸及低温退火对 TC4-0.55Fe 合金力学性能影响

预拉伸的过程中导致组织变形，产生了残余应力，

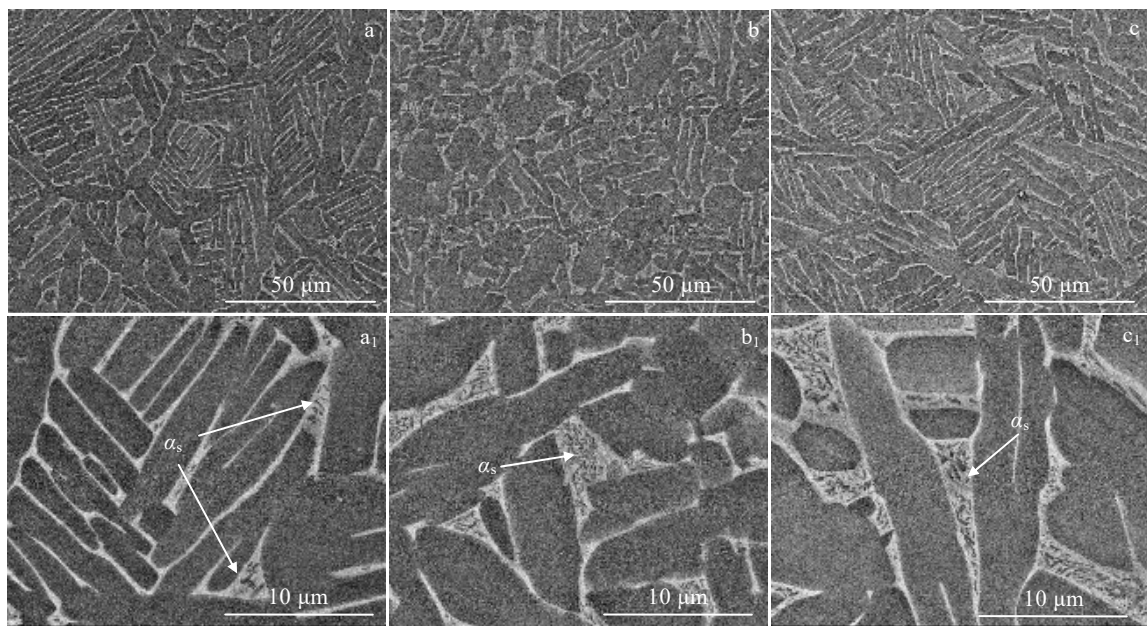


图 9 双态组织 TC4-0.55Fe 合金经过预拉伸和低温退火后的显微组织

Fig.9 Microstructure of TC4-0.55Fe alloy with duplex microstructure after pre-stretching of 0.5% (a, a₁), 1.0% (b, b₁), and 2.0% (c, c₁) deformation followed by low temperature annealing

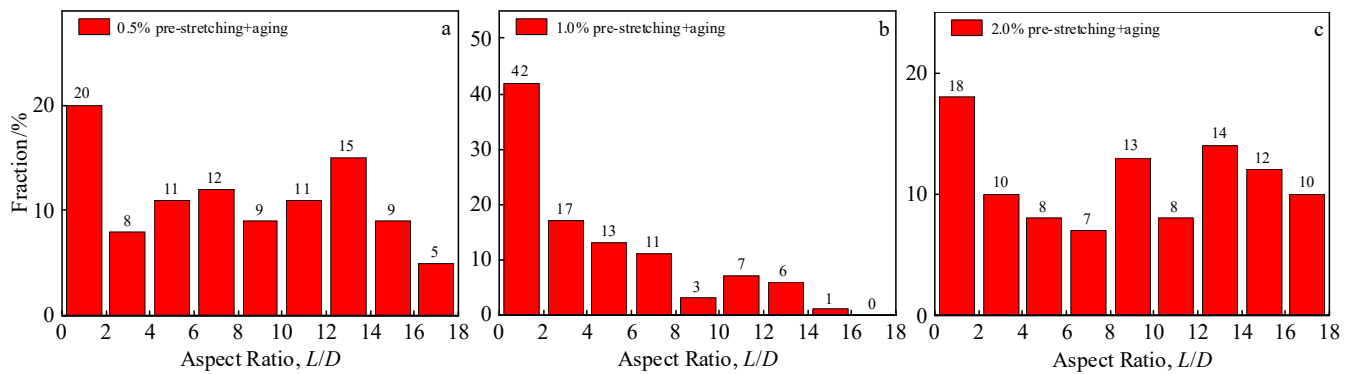


图 10 TC4-0.55Fe 合金经过预拉伸和低温退火后的 α 相长径比分布

Fig.10 Distribution diagrams of α phases length-diameter ratio (L/D) of TC4-0.55Fe alloy with duplex microstructure after pre-stretching of 0.5% (a), 1.0% (b), and 2.0% (c) deformation and low temperature annealing

而低温退火可以有效消除残余应力，同时等轴组织逐渐减少，片状组织增加，有利于强度提升。预拉伸中产生的缺陷可以成为新的 α_s 相的形核位点， α_s 相数量越多， α 与 β 相相界面越多，位错滑移的阻力越大，对钛合金强度的提升越大。 α_s 相的生成大量减少了 PFZ 的存在，从而减轻了 PFZ 对合金强度的影响。从表 4 可以得出，预拉伸应变量为 1% 随后低温退火的试样强化效果最佳。预拉伸 1% 后低温退火，合金的屈服强度 (914 MPa, 19.6%) 比双重退火热处理的

表 4 TC4-0.55Fe 合金以不同应变量预拉伸及低温退火后的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of TC4-0.55Fe alloy with duplex microstructure after pre-stretching of different deformation and low temperature annealing

| Deformation/ % | Tensile strength/MPa | Yield strength/MPa | Elongation/ % | Shrinkage/ % |
|-------------------|-------------------------|-----------------------|------------------|-----------------|
| 0.5 | 932±3 | 869±4 | 20.9 | 30.3 |
| 1.0 | 952±6 | 914±5 | 19.6 | 28.4 |
| 2.0 | 956±1 | 892±3 | 17.8 | 26.3 |

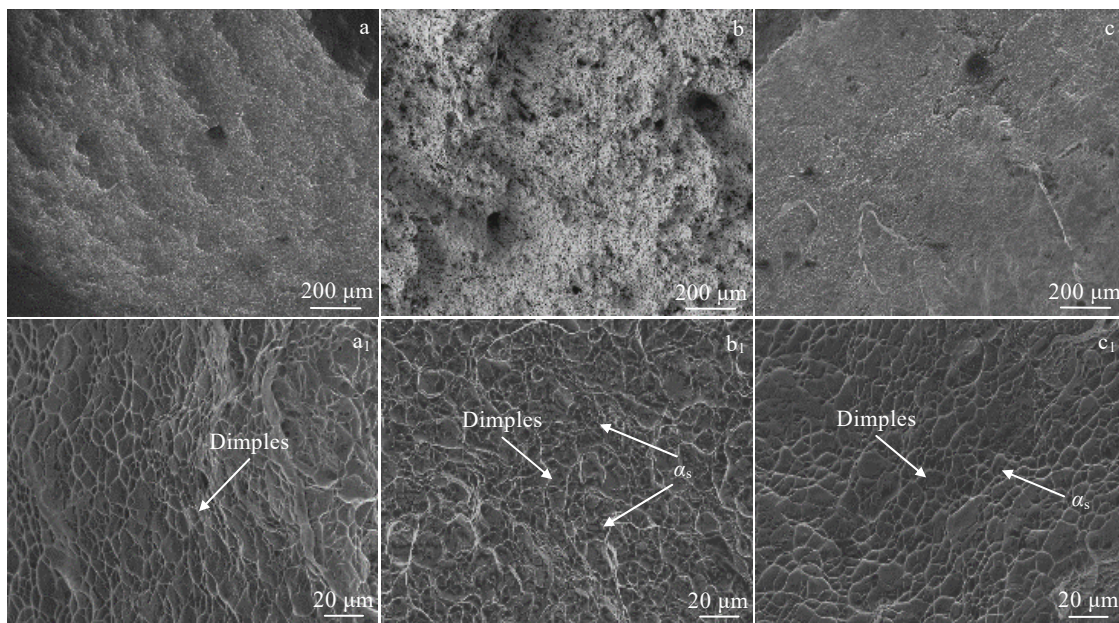


图 11 双态组织 TC4-0.55Fe 合金经过预拉伸和低温退火后断口 SEM 形貌

Fig.11 Fracture SEM morphologies of TC4-0.55Fe alloy with duplex microstructure after pre-stretching of 0.5% (a, a₁), 1.0% (b, b₁), and 2.0% (c, c₁) deformation and low temperature annealing

(846 MPa, 23.6%) 提高了 68 MPa，延伸率只下降了 4%。随预拉伸的变形量增大，退火后抗拉强度呈现出上升的趋势，但是这也会使得晶界更容易阻碍位错运动，导致塑性有一定程度的损失。而且继续增加预拉伸应变量对组织的强化效果有限，可以明显看出在变形量达到 2% 时预拉伸强化效果已经很小，抗拉强度比变形量为 1% 时仅仅提高了 4 MPa。对比表 3 和表 4 的力学性能可以明显看出，双重退火+预拉伸无论在塑性还是强度上都是要优于传统的固溶时效，其次与双重退火比较，在牺牲少量的塑性同时提高了材料的强度，解决了传统热处理难以提高该钛合金强度的问题。

图 11 为双态组织的 TC4-0.55Fe 合金经过预拉伸及低温退火后的断口 SEM 形貌。在图 11b 中可以观察到 1% 变形量试样断口韧窝中存在大量呈椭球形状的 α_s ，这些新生成的 α_s 相可以提高 α 相与 β 相的相界面

数量，导致位错滑移受到更大的阻碍，使得塑性少量下降的同时，提高了钛合金强度。变形量 0.5% 试样中未观察到明显的 α_s (图 11a)，变形量 2% 试样中的 α_s 相 (如图 11c) 含量比 1% 变形量的少。图 11 中不同预拉伸应变量下 TC4-0.55Fe 合金拉伸断口微观组织反映出的规律与表 4 中合金力学性能的结果是相吻合的，1% 变形量试样退火后的强度最高。

3 结 论

1) 比较双态组织的 TC4-0.55Fe 合金固溶时效和双重退火 2 种热处理后显微组织，发现随着热处理时效温度或低温退火温度升高，片层状次生 α 相通过相界迁移发生合并长大， α 相厚度明显增加，当温度达到 590 °C 时，逐渐变为短棒状。

2) 合金经过固溶时效和双重退火后强度和塑性

随温度的变化规律一致。固溶时效热处理下随着时效温度的升高合金屈服强度从 530 °C 的 873 MPa 左右下降到 590 °C 的 862 MPa 左右, 而延伸率从 14.4% 上升到 17.6%。在双重退火热处理下随着低温退火温度的升高, 合金的屈服强度从 530 °C 时的 867 MPa 下降到 590 °C 时的 846 MPa 左右; 而合金的延伸率从 22% 上升到 23.6%。在 590 °C 下, 双重退火后合金的屈服强度相比于固溶时效只下降了约 16 MPa, 延伸率却提高了 6% 左右。TC4-0.55Fe 合金在两相区进行双重退火热处理, 能够在保证合金强度的同时, 获得高塑性, 达到最佳综合力学性能。

3) 预拉伸后试样显微组织中无沉淀区, α 相发生变形, 进行低温退火强化后 α 相变得更加细长, 无沉淀区中析出大量细小的二次 α 相 (α_s)。预拉伸 1% 及低温退火可有效提高 590 °C 双重退火试样强度, 屈服强度提高了 68 MPa, 而延伸率下降了 4% 左右。

参考文献 References

- [1] Wu B Y, Xiong S B, Guo Y Q *et al. Materials Letters*[J], 2019, 248: 134
- [2] Gurel S, Yagci M B, Bal B *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2020, 254: 123 377
- [3] Nirmal K, Jagadesh T. *Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 46: 4702
- [4] Cui C X, Hu B M, Zhao L C *et al. Materials & Design*[J], 2011, 32(3): 1684
- [5] Wang N, Chen Y N, Zhang L *et al. Materials*[J], 2019, 12(23): 3884
- [6] Yang Haiou(杨海鸥), Wang Jian(王建), Zhou Yinghui(周颖惠) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2018, 32(11): 1884
- [7] Cui S W, Shi Y H, Zhang C S. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(2): 416
- [8] Li J N, Li J S, Qi W J *et al. Vacuum*[J], 2019, 168:108 812
- [9] Wang Y F, Chen R, Cheng X *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 403
- [10] Deng Zhe(邓喆), Zhang Xiaoyong(张晓泳), Li Zhiyou(李志友) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2014, 35(8): 23
- [11] Li Yuhai(李玉海), Zuo Baiqiang(左柏强), Cai Yusheng(蔡雨升) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(5): 1864
- [12] Zhang Shuangyin(张霜银), Lin Xin(林鑫), Chen Jing(陈静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(7): 1263
- [13] Barriobero-Vila P, Requena G, Schwarz S *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 95: 90
- [14] Jiang X J, Chen G Y, Men X L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 767: 617
- [15] Ding Can(丁灿), Wang Changliang(汪常亮), Li Feng(李峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(3): 962
- [16] Raghunathan S L, Stapleton A M, Dashwood R J *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55(20): 6861
- [17] Zhang Y, Xin R L, Guo B Q *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 177: 111 162
- [18] Bhattacharyya D, Viswanathan G B, Fraser H L. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(20): 6765
- [19] Ma Y J, Youssef S S, Feng X *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(11): 2107
- [20] Guo P, Zhao Y Q, Zeng W D. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2015, 44(2): 277
- [21] Wu Guicheng(伍贵成), Liu Huiqun(刘会群), Feng Chun(冯春) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2022, 32(3): 741
- [22] Liu Y W, Chen F W, Xu G L *et al. Metals*[J], 2020, 10(7): 854
- [23] Chen F W, Gu Y L, Xu G L *et al. Materials & Design*[J], 2020, 185: 108 251
- [24] Li X, Zhu Q S, Liu S N *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 18: 1704
- [25] Li X, Zhu Q S, Liu S N *et al. Materials Science and Technology*[J], 2022, 38(17): 1543
- [26] Song Z Y, Sun Q Y, Xiao L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 691
- [27] Zhang L C, Ding X M, Ye W *et al. High Temperature Materials and Processes*[J], 2018, 37(5): 487
- [28] Zhang T M, Huang H L, Hosseini S R E *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 835: 142 624
- [29] Lütjering G, Albrecht J, Sauer C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 468–470: 201
- [30] Qi M, Ma Y J, Yang J *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 188: 111 884
- [31] Fu Yanyan(付艳艳), Song Yueqing(宋月清), Hui Songxiao(惠松骁) *et al. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2009, 33(1): 92

Effect of Heat Treatment and Pre-stretching on Microstructure and Mechanical Properties of TC4-0.55Fe Alloy

Liu Sinong¹, Zhang Jingqi^{1,2}, Liu Bowei^{1,2}, Li Xin^{1,2}, Li Feng^{1,2}, Chang Hui^{1,2}

(1. College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

(2. Tech Institute for Advanced Materials, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

Abstract: This paper investigated the effects of different heat treatment processes (solution aging and double annealing) and pre-stretching on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V-0.55Fe (TC4-0.55Fe) alloy with duplex microstructure, and the relationship between its microstructure and mechanical properties were discussed. The TC4-0.55Fe alloy microstructures and mechanical properties after solution aging and double annealing were compared, it is found that the thickness of the lamellar α phase gradually increases with the increase in aging and low temperature annealing temperature, which leads the strength of the alloy decreases and the plasticity increases. Under the solution aging treatment, the yield strength of the alloy decreases from 873 MPa at 530 °C to 862 MPa at 590 °C and the elongation increases by 3.2%. The yield strength of the double annealing heat treated sample decreases gradually with the increase in the low temperature annealing temperature, but the elongation has been greatly improved compared with the solution aged, and the best is 23.6%. Because the strength of TC4-0.55Fe alloy is not significantly improved by solution aging and double annealing, the plasticity of the double annealing sample is better than that of the solution aging when the aging and low temperature annealing temperature is 590 °C, so the double annealing process at 590 °C is selected to combine the pre-stretching strengthening, the pre-stretching is introduced between the solution and low temperature annealing. After the introduction of pre-stretching, the α phase deformation is obvious, and the precipitation-free zone (PFZ) forms. A large amount of fine secondary α phases (α_s) are precipitated in the PFZ after annealing. The annealing after the pre-stretching can improve the yield strength of TC4-0.55Fe alloy and only reduce plasticity little. Among them, the sample with 1% pre-stretching deformation has the highest content of α_s phase, the field strength is increased by 68 MPa compared with that of the double annealing, and the elongation is only decreased by 4%, the comprehensive mechanical properties are the best. According to this study, it can be concluded that the comprehensive mechanical properties of TC4-0.55Fe titanium alloy can be improved by pre-stretching and aging strengthening after solution.

Key words: TC4-0.55Fe titanium alloy; heat treatment; pre-stretching; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Li Feng, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, Tel: 0086-25-83587270, E-mail: fli@njtech.edu.cn