

热处理对 TC18 粉末合金微观组织及力学性能影响

薛松海^{1,2}, 韩鹏江³, 韩冬¹, 赵军¹, 刘时兵¹, 史昆¹, 姚谦¹, 梅新民¹

(1. 沈阳铸造研究所有限公司 高端装备轻合金铸造技术国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110022)

(2. 机械科学研究总院海西(福建)分院有限公司, 福建 三明 365500)

(3. 空军装备部驻辽阳地区军事代表室, 辽宁 辽阳 111000)

摘要: 采用粉末冶金工艺制备了 TC18 粉末合金, 并基于固溶+时效热处理, 系统地研究了固溶温度对合金微观组织和力学性能的影响。研究表明, 原始态 TC18 粉末合金的微观组织主要由 α 相和 β 相组成。随着固溶温度的增加, 初生 α 相逐渐消失, 次生 α 相发生粗化, 同时相间距增大。由于微观组织的变化, 导致 TC18 粉末合金的强度和硬度随固溶温度的增加先增加后降低, 延伸率则呈现相反趋势。基于以上结果, 进一步讨论和分析了热处理对合金微观组织及力学性能影响的本征关联。

关键词: 粉末冶金; TC18 钛合金; 固溶温度; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TF124; TG166.5

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2021)04-016-07

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of TC18 Powder Alloy

Xue Songhai^{1,2}, Han Pengjiang³, Han Dong¹, Zhao Jun¹, Liu Shibing¹, Shi Kun¹, Yao Qian¹, Mei Xinmin¹

(1. State Key Laboratory of Light Alloy Casting Technology for High-end Equipment, Shenyang Research Institute of Foundry Co., Ltd., Shenyang 110022, China)

(2. Haixi (Fujian) Institute, China Academy of Machinery Science and Technology Co., Ltd., Sanming 365500, China)

(3. Military Representative Office of the Air Force Equipment Department in Liaoyang, Liaoyang 111000, China)

Abstract: TC18 powder alloy was fabricated by powder metallurgy (PM) route. Further, the influence of solution temperature on the microstructure and mechanical properties of the alloy was systematically investigated based on solution treated and aged process. The results show that the microstructure of PM-fabricated TC18 powder alloy consists of α phase and β phase. With increase of solution temperature, the primary α phase gradually disappears, the secondary α phase coarsens, and the phase spacing increases. As a result, the strength and hardness of the TC18 powder alloy first increase and then decrease with increase of solution temperature, while the elongation shows the opposite trend. Based on the above results, the intrinsic connection between the heat treatment and the microstructure and mechanical performance was clarified.

Key words: powder metallurgy; TC18 titanium alloy; solution temperature; microstructure; mechanical property

TC18 钛合金 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe) 作为一种近 β 钛合金, 因其卓越的综合力学性能已经被广泛应用于飞机起落架和机身框架结构中^[1]。已有研究表明^[2-4], 该合金的强化机制主要源于析出强化、

固溶强化及位错强化。此外, 热处理也会显著影响 TC18 钛合金的显微组织及力学性能。例如, Quan 等^[5]研究了近 β 热处理对 TC18 钛合金微观组织的影响, 发现虽然在近 β 热处理过程中初生 α 相的尺寸变化不明显, 但次生 α 相尺寸会显著粗化。Shao 等^[6]系统讨论和分析了 α 相析出行为与 β 晶粒取向之间的关系。结果表明, 在退火冷却过程中, 由于更高的位错储藏能, α 相总是倾向于在具有 Goss 取

收稿日期: 2021-05-07

基金项目: 辽宁省兴辽英才计划项目 (XLYC1808030); 辽宁省科技计划项目 (2019JH1/10100004)

通信作者: 韩冬(1985—), 男, 工程师。

向的 β 晶粒中析出。同时,随着 α 析出相含量的增加,合金的强度显著提高,但塑性急剧降低。此外,侯智敏等^[7]进一步研究了热处理对 TC18 钛合金大块富 α 相区的影响。因此,合理调控热处理制度对 TC18 钛合金力学性能的优化至关重要。

目前,TC18 钛合金的成形方法主要以锻造加工为主。然而,由于该合金的合金元素含量较高、热加工窗口小^[8],导致其在热加工成形及组织控制上变得困难,很大程度上限制了该合金更为广泛的应用。近些年来,随着粉末冶金工艺和制粉技术的不断完善和提高,粉末冶金热等静压工艺已经被视为一种具有发展潜力的钛合金制备方法。对比传统制备方法,粉末冶金工艺可以实现产品的近净成形,这不仅有效地提高了材料利用率,而且缩短了产品制造周期。据欧洲粉末协会统计^[9],通过优化包套结构设计,部分采用粉末冶金法制备的钛合金构件的材料利用率可高达 90%。重要的是,有研究表明应用粉末冶金工艺制备的钛合金在力学性能上可媲美钛合金锻件产品^[10]。遗憾的是,目前鲜见关于粉末冶金成形 TC18 钛合金热处理工艺的研究报道。因此,本研究首先采用粉末冶金工艺制备 TC18 粉末合金,并基于固溶+时效热处理,进一步探讨固溶温度对该合金微观组织和力学性能的影响,籍此丰富人们对钛合金变形行为及损伤机制的认识,并为低成本制备具有优异综合力学性能的粉末钛合金提供参考。

1 实验

实验用原材料为购自西安欧中材料科技有限公司的 TC18 钛合金粉末,其化学成分见表 1。该合金粉末制备过程:首先通过 3 次自耗熔炼、锻造以及机械加工等工序制备成制粉电极,然后采用等离子旋转电极雾化法制备成合金粉末。图 1 给出了 TC18 钛合金粉末形貌及粒度分布图。如图 1a 所示,TC18 钛合金粉末颗粒具有良好的球形度,无卫星粉和空心粉末。从图 1b 所示的粒度分布看,粉末颗粒粒径在 60~238 μm 之间,平均粒度为 142.6 μm 。

表 1 TC18 钛合金粉末化学成分(w%)

Table 1 Chemical composition of TC18 titanium alloy powders

Al	Mo	V	Cr	Fe	Si	C	Ti
5.31	5.04	4.86	1.02	0.95	0.02	0.01	Bal.

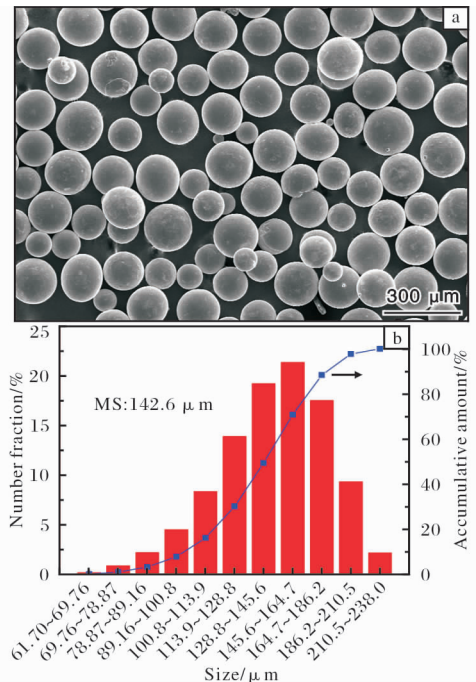


图 1 TC18 钛合金粉末形貌及粒度分布

Fig. 1 SEM image (a) and particle size distribution (b) of TC18 titanium alloy powders

采用热等静压(HIP)制备 TC18 粉末合金。首先将 TC18 钛合金粉末填充至 Q235 材质的包套(包套直径 100 mm,高度 100 mm,壁厚 3 mm)中,然后将装有粉末的包套真空除气封焊,于 $(940 \pm 10)^\circ\text{C}$ 、130 MPa 保温保压 2.5 h 成形。

采用耐驰同步热分析仪对 TC18 粉末合金进行等速升温差热分析,以测量其相变点,升温速率为 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ 。图 2 为通过差示扫描量热法(DSC)得到的 DSC 曲线。由图 2 可知,TC18 粉末合金的 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 相变温度约为 868.5°C 。据此,选取 830、850、890 $^\circ\text{C}$ 3 种固溶温度(涵盖 $\alpha + \beta$ 两相区和 β 单相区),具体热处理工艺见表 2。

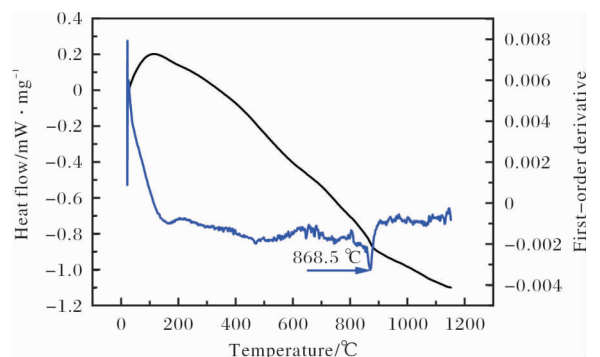


图 2 TC18 粉末合金的 DSC 曲线

Fig. 2 DSC curves of TC18 powder alloy

表2 TC18 粉末合金的热处理工艺

No.	Heat treatment process
1 [#]	830 °C/1 h/AC + 550 °C/4 h/AC
2 [#]	850 °C/1 h/AC + 550 °C/4 h/AC
3 [#]	890 °C/1 h/AC + 550 °C/4 h/AC

采用 Rigaku-D/max-A 型 XRD 衍射仪对 TC18 粉末合金进行物相分析, 利用 ZEISS Axio Vert A1 型光学显微镜和 ZEISS EVO/MA 25 型扫描电镜 (SEM) 观察和分析材料的微观组织。金相样品经打磨、抛光后, 用 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{CH}_3\text{CH}(\text{OH})\text{COOH}) = 1:3:7$ 的腐蚀液浸蚀约 5 min。采用 DDL300 型电子万能试验机进行室温拉伸实验, 其中拉伸试样直径为 6 mm, 标距为 36 mm。采用 WE-2005 型显微硬度计测定热处理前后 TC18 粉末合金的显微硬度。

2 结果与讨论

2.1 TC18 粉末合金微观组织

图 3 给出了热等静压态 TC18 粉末合金的微观组织。由图 3a 可见, 经热等静压后, 粉末合金组织中未见未闭合孔洞缺陷, 显示出极高的致密度。TC18 粉末合金平均晶粒尺寸约为 130 μm , 与粉末原始尺寸较为接近。放大观察可见, 原始 β 晶粒的晶界处分布着大量连续的具有一定片层厚度的初生 α 相 (图 3b)。研究表明^[11], 这些 α 相的形成可以有效钉扎晶界, 进而阻碍晶粒在 HIP 过程中进一步长大。这也解释了为什么当前研究中 TC18 粉末合金的晶粒尺寸接近粉末原始尺寸。因此, 采用 HIP 方式制备的粉末合金的晶粒尺寸主要取决于原始粉末尺寸。

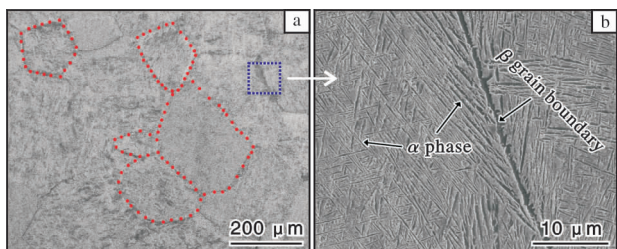


图3 热等静压态 TC18 粉末合金的原始组织形貌

Fig. 3 Original microstructures of as-HIPed TC18 powder alloy: (a) 100 \times ; (b) 2000 \times

值得注意的是, 对比晶界处的初生 α 相, 晶内形成的初生 α 相在片层厚度上要小的多。这些长针

状的 α 相彼此间或平行, 或互成 60° 夹角, 以“V”字型的形式分布于 β 晶粒内。综上可见, 在热等静压过程中, 晶界应该是 α 相优先形核位置。事实上, α 相的析出过程本质上是形核和长大的过程, 其形核位置、速率和生长速率与合金成分和冷却速率有关^[12]。当冷却速率很慢时, 由于较低过冷度和较高的形核势垒, α 相倾向于在缺陷密度较高的晶界处析出, 随后向晶内长大, 形成平直 α 相; 相反, 当冷却速率较快时, 晶内可能成为 α 相优先形核位置。在当前研究中, TC18 合金粉末在 $(940 \pm 10)^\circ\text{C}$ (β 相区) 下进行烧结, 基体已经充分再结晶形成具有适当尺寸的 β 相。接下来, 在随炉冷却过程中, 大角晶界作为优先形核位置开始析出 α 相, 并缓慢长大; 在空冷过程中, 冷却速率增加, 晶内 α 相形核成为主导形核机制, 形核密度显著提高, 进而导致细小晶内 α 相形成。

图 4 给出了热等静压态 TC18 粉末合金的 XRD 图谱。由图 4 可见, TC18 粉末合金的物相主要由 α 相和 β 相组成, 这与图 3 中微观组织的观察结果相一致。对比 β 相, α 相具有更高的衍射峰强度, 表明合金中 α 相所占的体积分数较大。

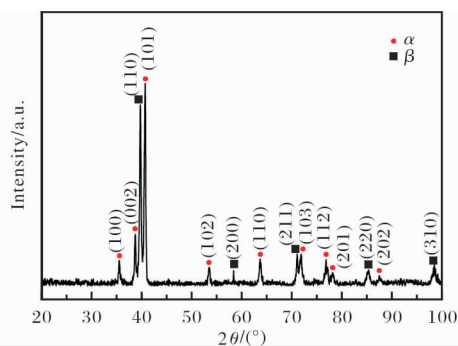


图4 热等静压态 TC18 粉末合金的 XRD 图谱

Fig. 4 XRD spectra of as-HIPed TC18 powder alloy

2.2 热处理对微观组织和力学性能的影响

图 5 给出了不同工艺热处理后 TC18 粉末合金的金相照片。由图 5 可见, 随着固溶温度增加, β 晶粒平均尺寸有所增加。此外, 当固溶温度增加到 890°C 时, 晶粒内部可观察到 α 相。但仅通过光学显微镜不能清晰地观察到 α 相的具体特征, 故图 6 进一步给出了 SEM 照片。

由图 6 可见, TC18 粉末合金经 830°C 固溶 + 时效热处理后, 由于固溶温度低于相变点, 基体中仍残留部分 HIP 过程中形成的初生 α 相 (图 6a、6b)。

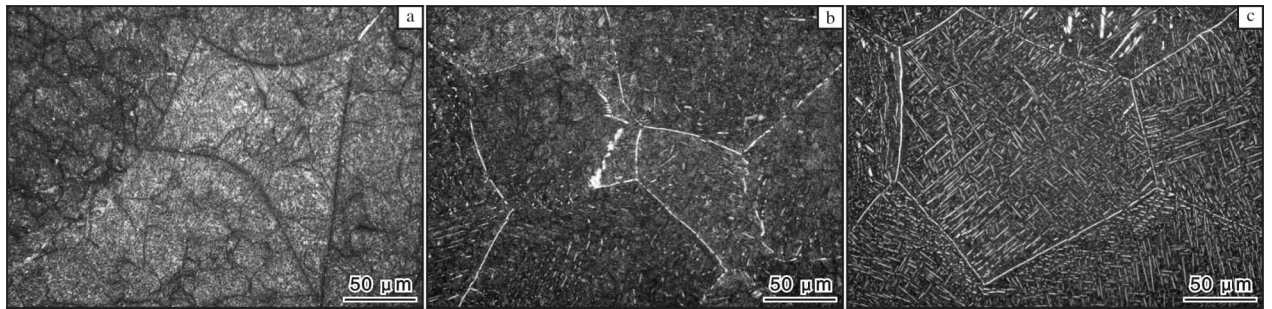


图 5 不同工艺热处理后 TC18 粉末合金的金相照片

Fig. 5 OM photographs of TC18 powder alloy after different heat treatments: (a) 1# process; (b) 2# process; (c) 3# process

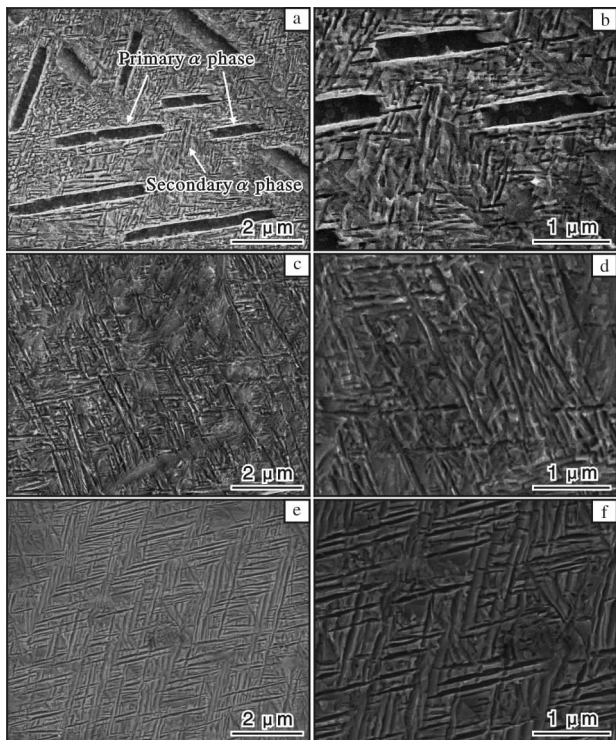


图 6 不同工艺热处理后 TC18 粉末合金的 SEM 照片

Fig. 6 SEM microstructures of TC18 powder alloy after different heat treatments: (a, b) 1# process; (c, d) 2# process; (e, f) 3# process

对比图 3 可见，此时初生 α 相明显粗化。随着固溶温度升高，初生 α 相逐渐消失，意味着 HIP 过程中形成的初生 α 相具有较高的固溶温度敏感性。定量统计的结果也进一步支持了该结论。采用 Photoshop 和 Image-J 软件对 3 种热处理工艺下 TC18 粉末合金显微组织中的初生 α 相进行了统计。结果表明，随着固溶温度的升高，初生 α 相体积分数急剧下降，由 830 $^{\circ}\text{C}$ 时的 36.74% 减少到 850 $^{\circ}\text{C}$ 时的 0.89%，890 $^{\circ}\text{C}$ 时初生 α 相消失不见。上述现象的产生可归因于温度升高诱发 α 相热稳定性降低。

此外，固溶温度也会显著影响固溶-时效热处理后新生成的次生 α 相的形貌、含量及分布。由于固溶后空冷和随后时效处理的原因，图 6 中 3 种热处理条件下 β 晶粒上均弥散镶嵌着大量的次生 α 相。仔细观察可见，在 830 $^{\circ}\text{C}$ 固溶+时效处理时，次生 α 相存在 2 种形态：均匀细小的短片状 α 相和细针状的 α 相(图 6b)。2 种结构纵横交错，使得 α 相的取向变得十分复杂。固溶温度增加到 850、890 $^{\circ}\text{C}$ 时，次生 α 相主要呈现片层状特征，且体积分数显著增加(图 6d、6f)。这些次生 α 相之间彼此交错，互呈 60 $^{\circ}$ 夹角，形如“轮胎花纹”。

图 7 给出了 TC18 粉末合金中次生 α 相片层宽度与固溶温度的关系曲线。从图 7 可以看出，随着固溶温度的增加，次生 α 相平均片层宽度由 0.046 μm 增加到 0.09 μm ，呈现显著粗化的趋势。上述变化本质上与次生 α 相的相变驱动力改变有关^[13]。固溶温度为 830 $^{\circ}\text{C}$ 时，初生 α 相的存在导致残余 β 相中的 β 稳定元素增多。受此影响， β 相变得稳定，进而导致次生 α 相在随后时效析出过程中的相变驱动

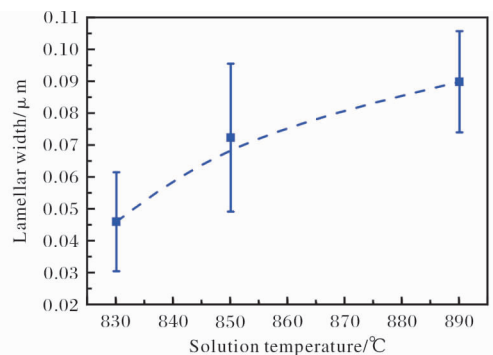


图 7 TC18 粉末合金中次生 α 相片层宽度与固溶温度的关系曲线

Fig. 7 Relationship curve between lamellar width of secondary α phase and solution temperature of TC18 powder alloy

力降低,因此次生 α 相的平均尺寸比较小。相反,随着固溶温度接近(或超过)相变点,初生 α 相基本消失, β 稳定元素大量溶解到基体中,使次生 α 相的相变驱动力变大,析出的次生 α 相粗化。此外,较高的固溶温度也在随后的空冷过程中延长了次生 α 相的长大周期,这进一步促进了次生 α 相的长大。

图8给出了不同工艺热处理后TC18粉末合金的XRD图谱。由图8可见,经不同工艺热处理后,TC18粉末合金均由 α 相和 β 相组成,这与图6中SEM的表征结果相一致。不同温度固溶+时效处理的XRD图谱中,所有相的衍射峰分布相似。就峰强度而言, α 相衍射峰较强,其中 $\alpha_{(101)}$ (对应的 2θ 角约为 40.17°)最强,表明组织中 α 相占据主导。

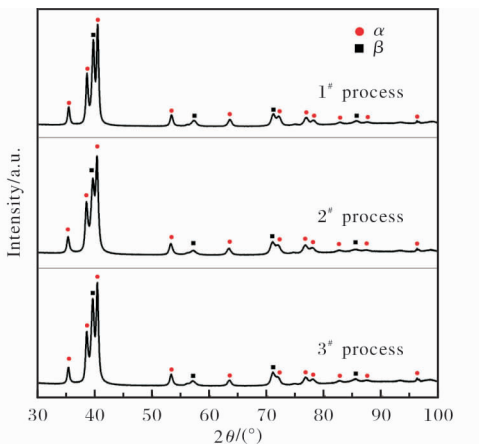


图8 不同工艺热处理后TC18粉末合金的XRD图谱
Fig. 8 XRD patterns of TC18 powder alloy after different heat treatments

2.3 热处理对TC18粉末合金力学性能的影响

图9给出了HIP态以及经不同热处理后TC18粉末合金的硬度和强度。由图9可见,对比HIP态,固溶-时效处理后的TC18粉末合金具有更高的强度和硬度。随着固溶温度的升高,合金强度和硬度呈现先增大后降低的趋势,850℃固溶+时效后合金的抗拉强度和维氏硬度(HV)达到最高,分别为1473、4670 MPa。研究表明^[14],大多数金属材料的抗拉强度通常与硬度之间具有正相关关系。本研究中也观察到此趋势,如图10所示。由图10可见,TC18粉末合金的抗拉强度 R_m 随着维氏硬度HV的增加而增加,其关系可近似表达为:

$$R_m = -1601.22 + 0.65HV \quad (1)$$

然而,此时TC18粉末合金的延伸率变化规律与合金强度和硬度的变化趋势相反,即随着固溶温度增加,延伸率先降低后增加,如图11所示。虽然850℃固溶+时效后合金强度较高,但塑性较差;890℃固溶+时效后,合金强度略有下降,但维持了一定的塑性,即抗拉强度为1330 MPa,延伸率维持在7.9%。

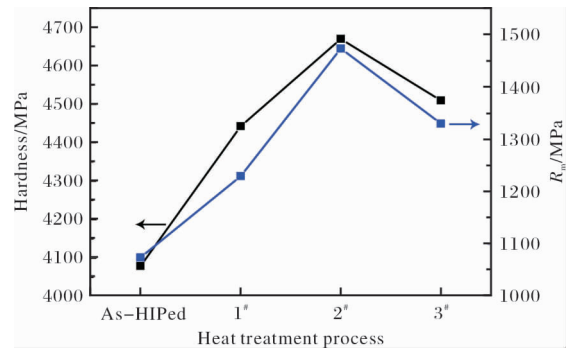


图9 不同工艺热处理后TC18粉末合金的硬度和强度
Fig. 9 Strength and hardness of TC18 powder alloy after different heat treatments

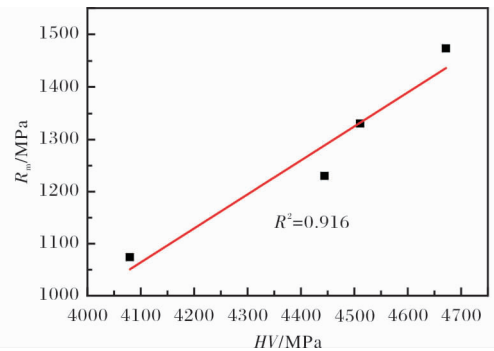


图10 TC18粉末合金维氏硬度与抗拉强度的关系
Fig. 10 Relationship between Vickers hardness and tensile strength of TC18 powder alloy

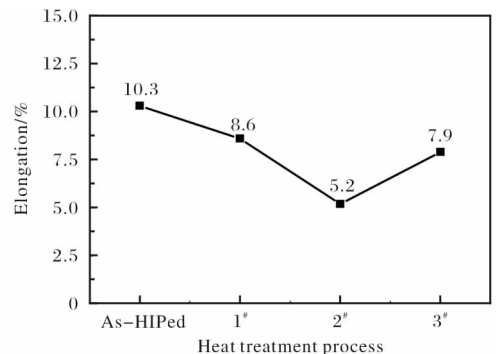


图11 不同工艺热处理后TC18粉末合金的延伸率
Fig. 11 Elongation of TC18 powder alloy after different heat treatments

事实上, 金属材料的强度(或硬度)在本质上反映了材料内部位错滑移的阻力^[15]。换句话说, 在材料内部, 阻止位错滑移的障碍越多, 相应的强度(或硬度)越高。因此, 对于钛合金而言, 其强度(或硬度)在很大程度上取决于 α 析出相的数量、尺寸及形貌等。Devaraj 等^[16]在研究中提出, 钛合金强度与初生 α 相和次生 α 相之间可近似表达为:

$$\sigma \propto \frac{K_p}{l_p} + \frac{K_s}{l_s} \quad (2)$$

式中: σ 为合金强度, K_p 和 K_s 分别为初生 α 相和次生 α 相的泰勒因子常数, l_p 和 l_s 分别为初生 α 相和次生 α 相的片层间距。如图6所示, 830 °C 固溶 + 时效处理后, 合金中既残留少量初生 α 相又存在细小的次生 α 相。这些次生 α 相彼此纵横交错, 构成了对位错滑移的强烈阻碍, 因此有利于提高合金的强度。此外, 次生 α 相的片层间距极小, 平均尺寸约为 0.046 μm 。由公式(2)可见, 初生 α 相和次生 α 相的片层间距越小, 合金强度越高。因此, 830 °C 固溶 + 时效后合金的强度(或硬度)高于热处理前 HIP 态 TC18 粉末合金的强度(或硬度)。当固溶温度增加到 850 °C 时, 合金组织中的初生 α 相几乎全部消失, 此时弥散分布的次生 α 相成为合金强度(或硬度)的主要来源。尽管此时, 次生 α 相片层间距有所增加, 约为 0.072 μm , 但相比于初生 α 相, 次生 α 相更有利于提高合金强度(或硬度), 因此更多次生 α 相的形成不仅可以很好地弥补因片层间距增加所导致的强度降低, 而且还会进一步提升合金的强度(或硬度)。然而, 当固溶温度提高到 890 °C, 次生 α 相片层间距显著增大, 平均达到 0.09 μm , 这导致合金强度出现了一定程度的下降。

应该指出, 尽管次生 α 相的析出有效提高了合金的强度, 但由于其对位错滑移的阻碍, 使得位错的可滑移距离严重压缩, 导致 TC18 粉末合金的塑性呈现出与强度变化相反的趋势。事实上, 这也是金属材料为什么普遍存在强-韧化倒置关系的原因, 即材料的强化需要消除位错或阻碍位错运动, 但材料的塑性却是建立在位错增殖和滑移的基础上^[17]。

为进一步探究微观组织对拉伸性能的影响, 图12给出了不同热处理工艺下, TC18 粉末合金的拉伸断口形貌。HIP 态 TC18 粉末合金的拉伸断口形貌呈现典型的韧窝断裂特征, 显示出较好的塑性。然而, 不同温度固溶 + 时效处理后的 TC18 粉末合金的拉伸断口形貌则以脆性穿晶断裂为主, 与塑性的降低相

对应。这主要是因为固溶 + 时效处理后合金组织中析出大量的次生 α 相, 裂纹直接沿次生 α 相边界形成并扩展, 造成塑性降低。对比 850 °C 固溶 + 时效处理后合金的拉伸断口, 890 °C 固溶 + 时效后试样的拉伸断口在局部位置可观察到韧窝断裂特征, 意味着塑性出现回升。这可能与次生 α 相的粗化有关。总之, 以上断口形貌特征的观察结果进一步印证了热处理对 TC18 粉末合金塑性的影响规律。

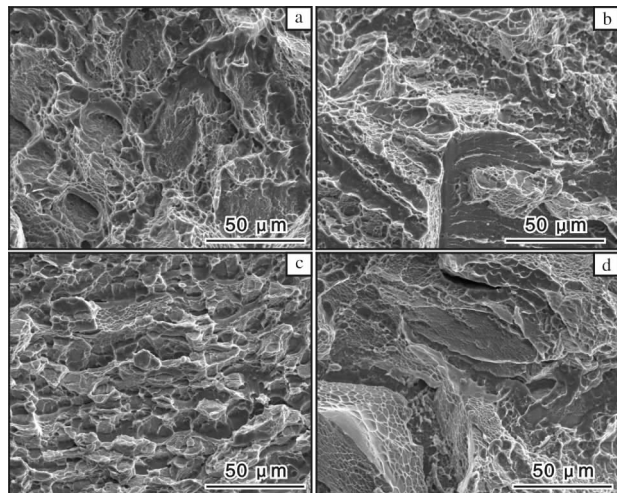


图12 不同工艺热处理后 TC18 粉末合金的拉伸断口形貌
Fig. 12 Fracture morphologies of TC18 powder alloy after different heat treatments: (a) as-HIPed; (b) 1[#] process; (c) 2[#] process; (d) 3[#] process

3 结论

(1) 采用粉末冶金工艺制备的 TC18 粉末合金的组织由 α 相和 β 相组成, 其晶粒尺寸主要取决于原始粉末颗粒尺寸。这主要是因为热等静压过程中, 原始 β 晶粒的边界处会析出初生 α 相, 从而形成对晶界的钉扎作用。

(2) TC18 粉末合金经(830 ~ 890) °C/1 h/AC + 550 °C/4 h/AC 热处理后均析出次生 α 相。随着固溶温度的增加, 初生 α 相逐渐消失, β 稳定元素随之溶入基体, 导致次生 α 相的形变驱动力增大, 进而造成次生 α 相粗化, 同时相间距增大。

(3) TC18 粉末合金经 890 °C/1 h/AC + 550 °C/4 h/AC 热处理后具有较好的综合力学性能, 抗拉强度为 1330 MPa, 延伸率为 7.9%, 维氏硬度 HV 为 4510 MPa。

(4) 经固溶 + 时效处理后, TC18 粉末合金的拉伸断口均以脆性穿晶断裂为主, 与其塑性降低相对应。

参考文献 References

- [1] 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): 24-28.
- [2] Sun S Y, Lv W J. Microstructure and mechanical properties of TC18 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(5): 1138-1141.
- [3] 邱保安, 王晓晖, 蒋晓虎. 固溶及时效温度对 TC18 组织性能的影响[J]. 电子机械工程, 2018, 34(1): 61-64.
- [4] 高志刚, 郭鸿镇, 苗小浦, 等. 协同 K-M 和 E-M 准则的 TC18 钛合金高温变形加工硬化行为[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(S2): 223-229.
- [5] Quan H, Qiu K H, Huang D M, et al. Effect of near β heat treatment process on microstructure of TC18 alloy [J]. Applied Mechanics and Materials, 2014, 483: 110-114.
- [6] Shao H, Shan D, Wang K X, et al. Massive α precipitation selectivity and tensile fracture behavior of TC18 alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 797: 10-17.
- [7] 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.
- [8] Nie X A, Hu Z, Liu H Q, et al. High temperature deformation and creep behavior of Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 613: 306-316.
- [9] 郭瑞鹏, 张静, 徐磊, 等. Ti-5Al-2.5Sn ELI 粉末合金的力学性能及叶轮零件的制备[J]. 材料研究学报, 2018, 32(5): 333-340.
- [10] Xu L, Guo R P, Bai C G, et al. Effect of hot isostatic pressing conditions and cooling rate on microstructure and properties of Ti-6Al-4V alloy from atomized powder [J]. Journal Materials Science and Technology, 2014, 30(12): 1289-1295.
- [11] 王鹏宇, 张浩宇, 张志鹏, 等. 固溶温度对亚稳 β 钛合金 Ti-4Mo-6Cr-3Al-2Sn 的组织 and 拉伸性能的影响[J]. 材料研究学报, 2020, 34(6): 472-480.
- [12] 李佳潼. 固溶-时效对热轧态 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金 α 相析出长大行为的影响[D]. 北京: 北方工业大学, 2018.
- [13] Song Z Y, Sun Q Y, Xiao L, et al. Precipitation behavior and tensile property of the stress-aged Ti-10Mo-8V-1Fe-3.5Al alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 4111-4114.
- [14] Zhang P, Li S X, Zhang Z F. General relationship between strength and hardness[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 529: 62-73.
- [15] Ritchie R O. The conflicts between strength and toughness [J]. Nature Materials, 2011, 10: 817-822.
- [16] Devaraj A, Joshi V V, Srivastava A, et al. A low-cost hierarchical nanostructured beta-titanium alloy with high strength[J]. Nature Communications, 2016, 7: 11176.
- [17] 韩冬. 短程有序对高层错能 Cu-Mn 合金单向和疲劳变形行为及微观变形机制的影响[D]. 沈阳: 东北大学, 2020.

行业动态

西北院生物所在医用金属材料表面去合金
活化领域取得重大突破

随着人体硬组织病变、损伤、缺损临床修复病例逐年剧增, 硬组织植入类医疗器械得到广泛应用。钛及钛合金由于自身无毒、质轻、耐腐蚀、生物性能优异的特性, 已经成为临床治疗的首选材料。但钛及钛合金缺乏生物活性, 通常需要通过表面改性处理赋予植入体诱导组织快速愈合并实现长期稳定服役。传统表面改性技术通常是在植入物表面形成一层“加法”涂层, 涂层与基体之间存在界面, 且涂层在手术过程中或服役时可能会松动或剥落, 进而影响植入体治疗效果甚至导致手术失败。

西北有色金属研究院生物材料研究所近年来在医用金属材料表面“减法”涂层改性领域开展了大量研究工作。首次采用表面去合金化技术在高强度低模量新型近 β 型 Ti-Zr-Mo-Sn-Nb(TLM) 钛合金表面原位制备出分级微纳多孔结构, 并实现微米孔的可控制备。通过调控合金原始显微组织控制表面分级多孔特征, 分级微纳多孔表面具有较大的比表面积以及优异的亲水性, 体外细胞实验结果显示细胞增殖及分化能力显著提升, 并具有诱导细胞定向生长的功能。

相关研究成果以题为“An In Vitro Evaluation of the Hierarchical Micro/Nanoporous Structure of a Ti3Zr2Sn3Mo25Nb Alloy after Surface Dealloying”发表在国际知名期刊 ACS Appl. Mater. Interfaces (JCR 和中科院均为 1 区, 2021 影响因子 9.229), 生物所研究生王岚为文章第一作者, 周廉院士、余森教授为通讯作者。

(王岚)