

热处理对热等静压态 TC4 合金及其 降温多道次变形微观组织的影响

张治民, 刘海军, 任璐英, 闫江鹏, 王 强, 薛 勇

(中北大学, 山西 太原 030051)

摘 要: 采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机, 在应变速率 $0.001\sim 5\text{ s}^{-1}$ 的条件下对热等静压态 (HIPed) TC4 合金进行降温多道次热压缩实验, 总变形量为 70%。HIPed TC4 合金采用 $935\text{ }^{\circ}\text{C}+60\text{ min}+$ 水冷 (WQ) 固溶处理, 分别在 $520\text{ }^{\circ}\text{C}+4/6\text{ h}+$ 水冷/空冷 (WQ/AC) 和 $560\text{ }^{\circ}\text{C}+4/6\text{ h}+$ 水冷/空冷 (WQ/AC) 下进行时效处理; 降温多道次变形后 HIPed TC4 合金分别在 $945\text{ }^{\circ}\text{C}+60\text{ min}+$ WQ 进行固溶处理和 $560\text{ }^{\circ}\text{C}+6\text{ h}+$ WQ 进行时效处理。结果表明: HIPed TC4 试样组织随着时效温度的升高, 板条状次生 α 相含量减少; 而随着时效时间变长, 等轴 α 相逐渐增多, 组织主要以次生条状的 α 相与等轴 α 相为主。降温多道次变形试样, 在应变速率为 0.1 s^{-1} 时, 合金经过 $950\rightarrow 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 降温多道次变形后再通过固溶-时效处理, 获得了较为理想的三态组织。

关键词: TC4 合金; 多道次变形; 热处理; 组织演变

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)04-1372-07

钛及其合金具有良好的耐高温、耐腐蚀以及高强度等特点, 是航天航空、海洋等行业的理想材料^[1-3], 尤其是锻造态 TC4 钛合金性能优良, 被广泛的应用在军工、宇航、船舶等高端领域。TC4 钛合金是一种两相 ($\alpha+\beta$) 钛合金, 其锻造组织主要为网篮组织、双态组织、等轴组织。现有研究表明^[4]: 通过控制多道次变形参数 (变形道次、变形量、温度) 和热处理参数可以获得三态组织 (等轴 α 相+次生条状 α 相+ β 转变), 其室温强度高于等轴组织, 塑性与热稳定性等轴组织处于同一水平, 高温性能高于双态组织, 断裂性能与疲劳性能均高于双态组织, 能够满足航空航天、国防军工产品的日益增长的技术要求。

粉末冶金 (粉末锻造) 作为一种新型的金属成形技术, 在钛合金复杂构件中得到广泛的应用^[5]。赵瑶^[6]等采用模压和真空烧结制备粉末 TC4 合金, 经 $980\text{ }^{\circ}\text{C}$ 锻造、 $980\text{ }^{\circ}\text{C}$ 固溶、 $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效后, 可得到 α 相尺寸为 $5\text{ }\mu\text{m}$ 左右的等轴组织, 合金的抗拉强度最高达到 1441 MPa , 延伸率最高达 2.9% 。而对于粉末冶金来说, 热等静压 (hot isostatic pressing, HIP) 是一种获得较为理想致密体和粉末冶金的技术, 再加以锻造变形, 通过改变热变形参数 (温度、变形量和应变速率) 以获取高性能的构件。马丽^[7]对 HIP 处理的铸造 TC4 合金

进行研究, 主要对其疲劳强度、疲劳裂纹扩展速率等性能进行了分析和研究。王晗^[8]等探究了固溶-时效对 HIP 制备的 TC4 合金性能的影响, 发现预合金粉末工艺制备的 TC4 粉末钛合金材料力学性能良好, 之后在 $965\text{ }^{\circ}\text{C}$ 固溶+水冷 (water quenching, WQ) 和 $470\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效+空冷 (air cooling, AC) 热处理工艺下, 试样具有优良的力学性能, 适宜冷加工生产。

目前对于热等静压态 (hot isostatic pressed, HIPed) TC4 合金主要单一地探究其性能或者显微组织演变, 但是关于 HIP 制备 TC4 钛合金的降温多道次热变形后进行热处理调控显微组织演变的研究鲜见报道, 相关的锻造工艺设计也缺乏相应的理论依据。因此本工作主要研究思路是通过 HIPed TC4 钛合金采用降温多道次热变形+热处理, 进而获得三态组织, 旨在对钛合金复杂构件成形组织的调控提供依据。

1 实 验

HIP 所用 TC4 钛合金粉末是由西安欧中材料公司提供, 其化学组成见表 1。本实验所制 HIPed 试样是在温度为 $920\text{ }^{\circ}\text{C}$, 压力为 120 MPa 保温保压 2 h 后随炉冷却获得, 尺寸为 $\Phi 100\text{ mm}\times 150\text{ mm}$ 。先对 HIPed 试样进行固溶时效处理, 热处理制度如表 2 所示。然

收稿日期: 2019-07-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51675492)

作者简介: 张治民, 男, 1956 年生, 博士, 教授, 中北大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030051, 电话: 0351-3921778, E-mail: zhangzhimin@nuc.edu.cn

表1 粉末 TC4 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 titanium alloy powders ($\omega/\%$)

C	H	O	N	Fe	Al	V	Ti
0.005	0.02	0.44	0.021	0.04	6.06	4.02	Bal.

表2 热等静压试样热处理方案

Table 2 Heat treatment processes of HIPed TC4 alloy

Solution treatment	Aging treatment
935 °C+60 min+WQ	520 °C+4 h+WQ/AC
	560 °C+4 h+WQ/AC
	520 °C+6 h+WQ/AC
	560 °C+6 h+WQ/AC

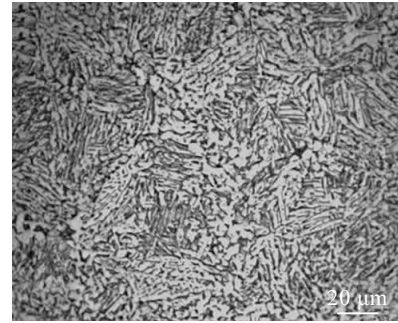


图1 HIPed TC4 合金的显微组织

Fig.1 Microstructure of HIPed TC4 titanium alloy before hot compression deformation

后采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机对 HIPed 试样 ($\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$) 进行降温多次次压缩实验, 实验方案如表 3 所示。再对变形后试样进行固溶 (945 °C+60 min+WQ) 和时效 (560 °C+6 h+WQ) 处理。将试样沿纵向中心剖开, 经机械打磨抛光并用 Kroll 腐蚀剂 (配比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:7, 质量比) 进行侵蚀, 时间为 15~20 s。采用 Zeiss Axio Imager A1m 型金相显微镜观察试样的显微组织。

2 结果与讨论

2.1 固溶时效热处理对 HIPed TC4 合金显微组织的影响

图 1 为 HIPed TC4 合金显微组织。由图 1 可见, HIPed TC4 合金组织主要是由片层状的 α 相和相间的 β 相组成。图 2 展示了 HIPed TC4 合金经固溶时效水冷后显微组织。通过对比发现, 当固溶温度在 935 °C 时, 随着时效温度的升高, 组织有明显的粗化, 同时条状 α 相发生球化, 此时组织主要是由等轴 α 相与次生 α 相构成。随着时效温度从 520 °C 升高到 560 °C 时,

表3 多次次压缩实验方案

Table 3 Multi-pass thermal compression processes of HIPed TC4 alloy

One-pass			Two-pass			Three-pass		
T/°C	$\epsilon/\%$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	T/°C	$\epsilon/\%$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	T/°C	$\epsilon/\%$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$
		0.01			0.01			0.01
1050	20	0.1	1000	30	0.1	950	20	0.1
		5			5			5
		0.01			0.01			0.01
1000	20	0.1	900	30	0.1	800	20	0.1
		5			5			5
		0.01			0.01			0.01
950	20	0.1	900	30	0.1	850	20	0.1
		5			5			5

等轴 α 相逐渐增加, 晶粒增大, 相应的片层状 α 相减少且粗化较为明显, 同时 β 相的含量减少。随着保温时间变长, 等轴 α 相含量急剧降低, 几乎消失, 而次生 α 相含量增多, 并且在 α 相之间夹杂少量的 β 转变组织。由此可以推断出, 时效时间与时效温度相比, 时效时间对 α 相的影响更大, 文献[9]也得到了同样的现象, 这种现象主要归功于在时效过程中 ω 相为 α 相提供了形核点, 在一定的温度下使得 α 相的占比增大^[10]。图 3 展示了对应的热处理方案空冷后 HIPed TC4 合金的显微组织。通过对比图 3a 与 3c 和 3b 与 3d, 随着时效温度的升高, 条状 α 相发生球化并且部分 α 相粗化, 组织主要由等轴 α 相和次生 α 相组成。由图 3a、3c 可知, 与原始组织相比, 片层状的 α 相减少相对应的等轴 α 相增多; 随着保温时间变长, 由图 3b、3d 可以看出等轴 α 相含量明显减少, 这与对应的固溶时效+WQ 工艺得到的结果一样; 对比图 2 与 3, 冷却速率并没有明显改变组织类型, 只是在温度时间不同时, 随着保温时间变长, 造成次生的 α 相有较多的析出, 空冷状态下晶粒发生粗化。正如研究所述^[11]热处理的钛合金组织, 冷却速率的改变主要对析出 α 相、数量、尺寸有影响; 增加冷却速率使析出的片层 α 相更加细化、弥散化。通过与锻造态钛合金对比发现^[12], 锻造态 TC4 合金组织在经过单相区固溶后空冷, 再经两相区二重热处理后, 空冷后组织由较粗的初生 α 相和次生 α 相组成, 空冷的组织中 α 片层变厚; 而本研究所用的 HIPed TC4 合金经一次热处理后得到了一定比例的等轴 α 相和次生 α 相, 且组织更为细化, 同时更有助于多次次变形获得三态组织。

2.2 固溶处理对热变形 TC4 合金显微组织的影响

图 4 为降温 (1050 °C→1000 °C→950 °C) 三道次变形不同速率下的固溶处理显微组织形貌。组织在固

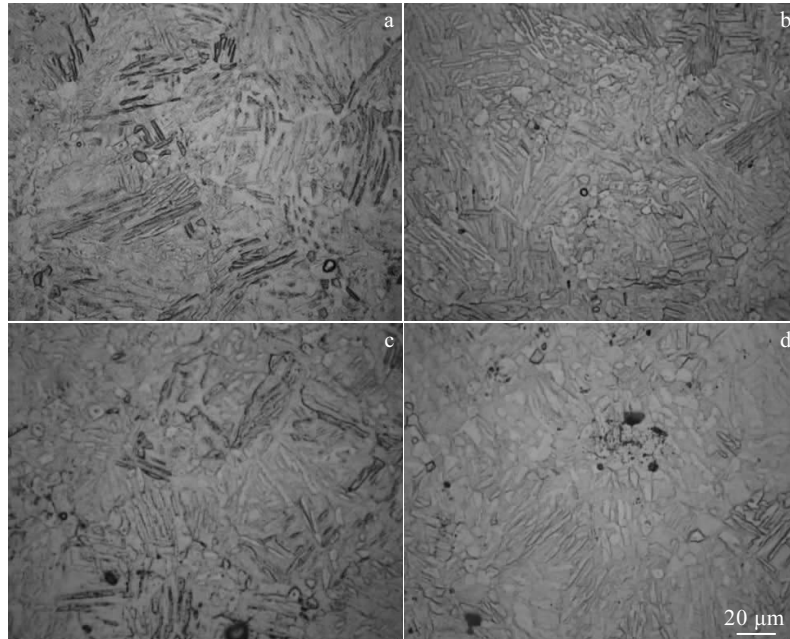


图 2 HIPed TC4 合金经固溶时效水冷后的显微组织

Fig.2 Microstructures of HIPed TC4 titanium alloy after solution and aging treatment: (a) 935 °C/60 min+520 °C/4 h+WQ, (b) 935 °C/60 min+520 °C/6 h+WQ, (c) 935 °C/60 min+560 °C/4 h+WQ, and (d) 935 °C/60 min+560 °C/6 h+WQ

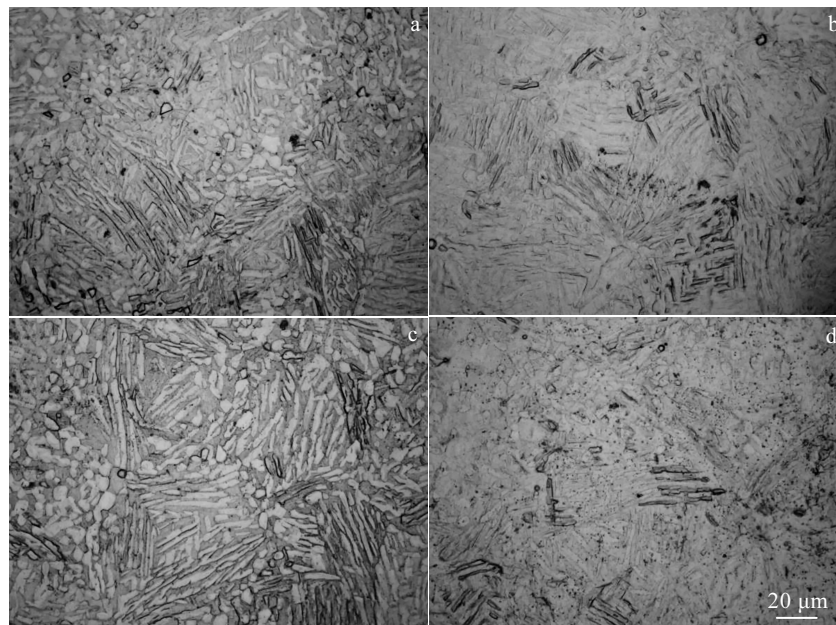


图 3 HIPed TC4 合金经固溶时效空冷后的显微组织

Fig.3 Microstructures of HIPed TC4 titanium alloy after solution and aging treatment: (a) 935 °C/60 min +520 °C/4 h+AC, (b) 935 °C/60 min +520 °C/6 h+AC, (c) 935 °C/60 min +560 °C/4 h+AC, and (d) 935 °C/60 min +560 °C/6 h+AC

溶处理后均为板条状的 α 相与细条状以及针状的 α 相构成网篮组织与魏氏组织。当应变速率为 0.001 s^{-1} 时, 如图 4a 所示, 经大变形后的等轴 β 大晶粒基本消失, 并形成由次生板条状的马氏体 α 相与针状 α 相构成的

魏氏组织结构。当应变速率为 0.1 s^{-1} 时经过固溶处理后, 发现由于大变形残留的条带组织有所保留, 但是并不明显, 由图 4b 可以看出条带状组织晶粒变大, 晶内主要是针状马氏体 α 相构成, 以及板条状的马氏体

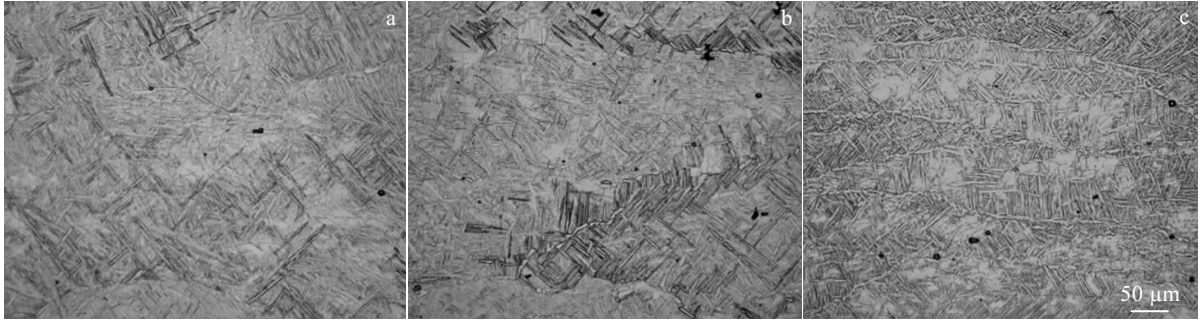


图4 三道次变形(1050 °C→950 °C)试样固溶处理后的显微组织

Fig.4 Microstructures of the samples under three-pass deformation from 1050 °C to 950 °C treated by solution treatment at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, and (c) 5 s⁻¹

α 相夹杂其中, 主要附着在晶界附近, 并且条状 α 相宽度有所增大。有研究者指出这一变化主要是因为热变形后马氏体在两相区保温时, 马氏体组织可以直接分解成粗大的 α 片层组织^[12]。随着应变速率增大为 5 s⁻¹ 时, 如图 4c, 固溶处理后组织形貌依然呈现条带状, 有一些细小的次生 α 晶粒附着在晶界处, 晶粒内主要是由条状的 α 相交错组成, 形成网篮组织。

图 5 是在不同应变速率下经过降温(1000 °C→900 °C→800 °C)三道次变形后固溶处理的显微组织形貌。通过对比发现, 3 个应变速率下变形固溶处理后均含有细小的等轴晶。研究表明^[13]: 当变形温度较高时, 变形后的显微组织出现了等轴现象; 随着温度的降低, 低于 900 °C 时等轴化逐渐降低。在本研究中, 如图 5a 所示, 当应变速率为 0.001 s⁻¹ 时, 经过固溶处理后长条状扭折的组织以及具有压缩的条带状形貌组织消失, 条带状组织被球化并随机分散。随着应变速率的增大, 从图 5b 中看出, 均匀的条带组织由于固溶处理发生再结晶, 对比低应变速率下的组织看出, 此时的

等轴晶粒含量较少且分布随机, 短条状的 α 相发生粗化, 同时含有少量的 β 转变组织板条状的 α 相夹杂其中。当应变速率为 5 s⁻¹ 时, 如图 5c, 经过固溶处理后, 由 α 相镶边形成的组织晶界由于固溶处理发生球化; 条带组织以及晶内的针状马氏体消失。

图 6 为在两相区不同应变速率下降温(950 °C→900 °C→850 °C)三道次变形后经过固溶处理的显微组织形貌。研究表明^[14]在缓慢的变形过程中, 粗大的层状 α 相首先分解成细小的层状(或粉碎)结构, 然后在高温下进一步生长, 变成等轴和球状的颗粒。在本研究中, 当应变速率为 0.001 s⁻¹ 时, 由图 6a 可以看出, 经过固溶处理后再结晶形成细小等轴晶, 同时扭折的条带形貌并没有完全消失, 有一定的保留。随着应变速率的增大(如图 6b), 在变形中产生的等轴 α 组织占比急剧减少, 同时包含次生的条状 α 组织, 并夹杂少量的 β 转变组织。当应变速率为 5 s⁻¹ 时, 从图 6c 看出, 细长的条带组织消失不见, 针状马氏体也因为固溶处理发生转变。

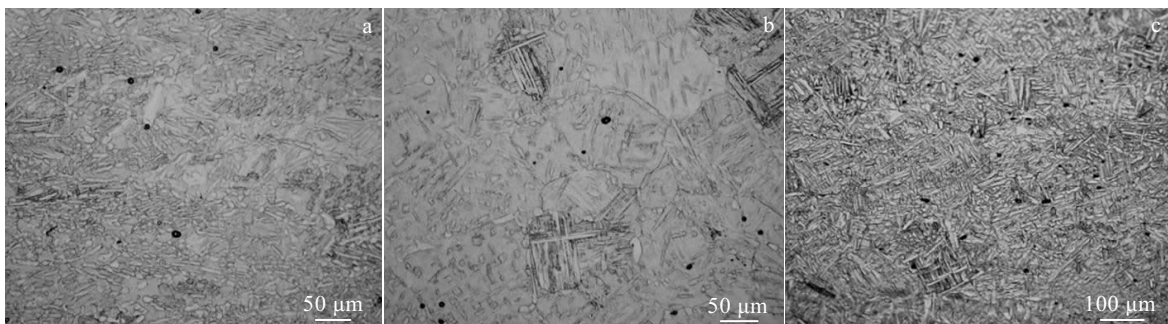


图5 三道次变形(1000 °C→800 °C)试样固溶处理后的显微组织

Fig.5 Microstructures of the samples under three-pass deformation from 1000 °C to 800 °C treated by solution treatment at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, and (c) 5 s⁻¹

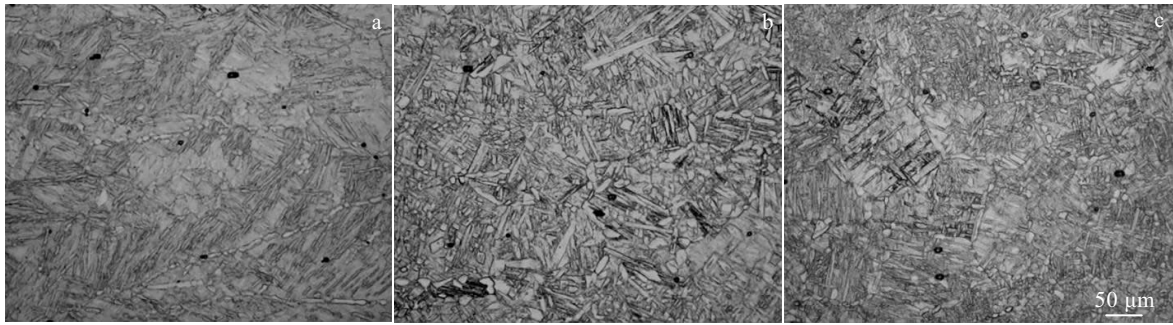


图 6 三道次变形 (950 °C→850 °C) 试样固溶处理后的显微组织

Fig.6 Microstructures of the samples under three-pass deformation from 950 °C to 850 °C treated by solution treatment at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, and (c) 5 s⁻¹

2.3 时效处理对热变形 TC4 合金显微组织的影响

图 7 为不同应变速率下降温三道次 (1050 °C→1000 °C→950 °C) 时效处理后的显微组织形貌。从图 7 可以看出, 经过时效处理之后, 当应变速率为 0.001 与 0.1 s⁻¹ 时, 固溶后产生的马氏体 α 相以及少量的亚稳态 β 相通过弥散析出不同程度的条状 α 相, 最终冷却后获得相对稳定的 α+β 相。通过观察发现组织中都有片层或针状组织 α 生成。这种组织的出现是在固溶保温后水淬得到的亚稳 β 相及马氏体 α 分解所得到的^[15]。当应变速率为 5 s⁻¹ 时, 如图 7c 依然残留有热变形后的条带组织, 并伴随有晶界。同时也有晶界球化形成细小等轴组织附着在原来的晶界处。同时与较低速率下比较发现, 晶内次生 α 相组织明显增多, 分布占比增大。这主要是因为低应变速率下变形后组织经过固溶处理后得到的亚稳定 β 相在时效过程中缺乏分解驱动力, 所以产生的次生 α 相相对较少^[16]。

图 8 为不同应变速率下降温三道次 (1000 °C→900 °C→800 °C) 变形后时效处理的显微组织形貌。当应

变速率为 0.001、0.1 s⁻¹ 时, 从图 8a、8b 中看出, 夹杂少量针状 α 相, 这是由于在快速水冷时 β 相分解发生马氏体相变而析出。随着应变速率的增大, 等轴 α 相含量有所下降, 但是尺寸增大, 平均尺寸约为 12 μm, 这主要由时效处理时次生 α 相在初生 α 相的基础上长大, 使得最终保留的 α 相变大^[17]。如图 8c, 当应变速率增大为 5 s⁻¹ 时, 观察发现次生条状的 α 相含量增多且长宽比变大, 片层间的间距也有所增大。

一般来说, 通过调控热处理温度来控制等轴 α 相和条状 α 相的比例可以获得较为理想的三态组织^[18,19]。当热变形温度区间为 950 °C→900 °C→850 °C 的合金经过时效处理后, 其显微组织形貌如图 9 所示。当应变速率为 0.001 s⁻¹ 时, 时效处理后组织中细小等轴 α 晶粒增加并形成团簇, 次生针状 α 相析出量也相应增加。由此可以推断出, 这种组织的形成是通过固溶后亚稳定相 β 以及残留的次生 α 相析出得到的。张贵华^[16]对拉伸变形 (950 °C、60%) 后经三重热处理的 TC4-DT 合金进行显微组织分析, 并得到了较为理想的三态组织。



图 7 三道次变形 (1050 °C→950 °C) 试样时效处理后的显微组织

Fig.7 Microstructures of the samples under three-pass deformation from 1050 °C to 950 °C treated by aging treatment at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, and (c) 5 s⁻¹

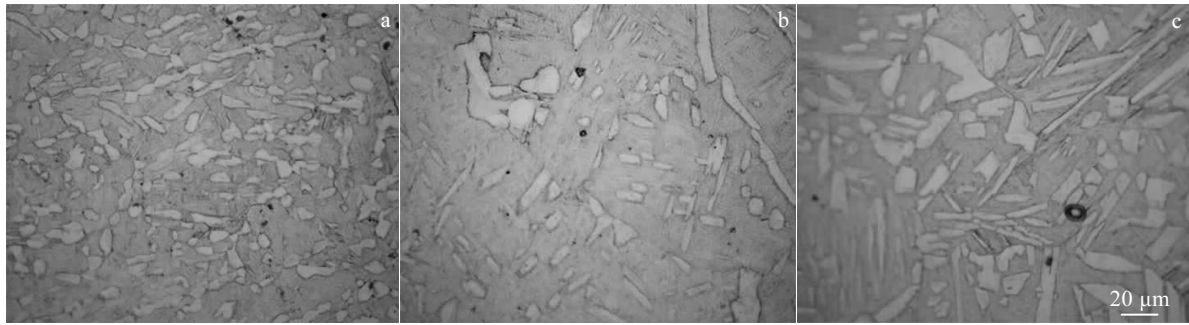


图8 三道次变形(1000℃→800℃)试样时效处理后的显微组织

Fig.8 Microstructures of the samples under three-pass deformation from 1000 °C to 800 °C treated by aging treatment at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, and (c) 5 s⁻¹



图9 三道次变形(950℃→850℃)试样时效处理后的显微组织

Fig.9 Microstructures of the samples under three-pass deformation from 950 °C to 850 °C treated by aging treatment at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.1s⁻¹, and (c) 5 s⁻¹

而本研究中,随着应变速率增大到 0.1 s⁻¹时,可以看出此时的显微组织主要是由等轴 α 相+次生条状 α 相+ β 转变相构成(三态组织)。其时效处理后的显微组织与固溶处理后的组织(如图 6b)对比发现,短棒状的 α 相因时效作用,部分转变为次生 α 相并沿着 α 相长大,成为条状 α 相。由此推断出经过时效处理后析出的部分组织由短棒状转化为次生条状 α 相,使次生条状 α 相增多且更为均匀。余新平^[20]对 TC21 钛合金在准 β 相区热变形后研究退火温度对合金组织演变的影响规律,并得出 TC21 合金经 560 °C 第二次退火后,在基体上析出相对细小的针状次生 α 相且组织更加均匀。当应变速率为 5 s⁻¹时,从图 9c 中看出细小的等轴 α 相含量相比低速率下的组织含量较多。而相比于固溶处理后的组织(如图 6c),时效处理后针状 α 相数量有所减少,同时部分晶粒有所长大,残留的晶界 α 相完全消失。由此,可以推断出时效过程主要影响的是 β 转变组织析出的 α 相的数量与形貌^[11]。

3 结 论

1) HIPed TC4 合金试样在固溶处理条件相同下,当时效处理为快速水冷,时效时间为 4 h 时,板条状次生 α 相随着温度的升高略有减少;而随着时效时间变长,出现等轴 α 相,并且随着温度升高,板条状 α 相含量降低,以次生条状的 α 相与等轴 α 相为主。

2) HIPed TC4 合金经过降温(950 °C→900 °C→850 °C)多道次热变形变形,以及在 935 °C/60 min 固溶+560 °C/6 h 时效处理+水冷热处理后,组织主要由少量再结晶形成的细小等轴晶和短棒状 α 相组织组成,短棒状 α 相在时效处理后转变为次生条状 α 相,针状 α 相数量有所减少,时效过程主要影响的是 β 转变组织析出的 α 相的数量与形貌;而当应变速率为 0.1 s⁻¹时,变形后的合金经过固溶-时效处理后获得较为理想的三态组织(等轴 α 相+次生条状 α 相+ β 转变相)。

参考文献 References

- [1] Yuan Baoguo, Wang Yujie, Zheng Yubin *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(6): 1486
- [2] Wang Min, Zhou Jianxin, Yin Yajun *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 721: 320
- [3] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李健明) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(2): 280
- [4] Sun Zhichao, Liu Lei, Yang He. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(15): 5112
- [5] Zhang Xuhu(张绪虎), Xu Guihua(徐桂华), Sun Yanbo(孙彦波). *Aerospace Materials and Technology*(宇航材料工艺)[J], 2016, 46(6): 6
- [6] Zhao Yao(赵瑶), He Yuehui(贺跃辉), Jiang Yao(江堉) *et al.* *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2009, 27(2): 108
- [7] Ma Li(马丽). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Xi'an Technological University, 2010
- [8] Wang Han(王晗), Li Junchu(黎俊初), Zhang Guoguang(张国光) *et al.* *Journal of Nanchang Institute of Aeronautical Technology, Natural Sciences Edition*(南昌航空工业学院学报, 自然科学版)[J], 2007, 21(1): 57
- [9] Du Zhaoxin, Xiao Shulong, Xu Lijuan *et al.* *Materials and Design*[J], 2014, 55: 183
- [10] Kim Y, Kim E P, Song Y B *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 603: 207
- [11] Zhao Yongqing(赵永庆), Xin Shewei(辛社伟), Chen Yongnan(陈永楠) *et al.* *New Alloy Materials-Titanium Alloy*(新型合金材料-钛合金)[M]. Beijing: China Rail Way Publishing House, 2017: 27
- [12] Zhu Liwei(祝力伟), Wang Xinnan(王新南), Zhu Zhishou(朱知寿). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2012, 29(1): 9
- [13] Liu Wanying, Lin Yuanhua, Chen Yuhai *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(3): 634
- [14] Xu Jianwei(徐建伟). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2017
- [15] He L J, Dehghan-Manshadi A, Dippenaar R J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 549: 163
- [16] Zhang Guihua(张贵华). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2015
- [17] Xu Jian(徐坚), Wang Wenyan(王文焱), Zhang Haoyin(张豪胤) *et al.* *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2014, 24(5): 29
- [18] Gan Zhanghua(甘章华), Liang Yu(梁宇), Wang Jinlin(王锦林) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2014, 39(9): 36
- [19] Han Lei(韩磊). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2009
- [20] Yu Xiping(余新平). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2015

Effect of Heat Treatment on Microstructure of Hot Isostatic Pressed TC4 Alloy and Its Multi-Pass Deformation

Zhang Zhimin, Liu Haijun, Ren Luying, Yan Jiangpeng, Wang Qiang, Xue Yong
(North University of China, Taiyuan 030051, China)

Abstract: The multi-pass thermal compression experiments of hot isostatic pressed (HIPed) TC4 titanium alloy were carried out on the Gleeble-1500D thermal simulator at strain rate of $0.001\sim 5\text{ s}^{-1}$, and the total deformation was 70%. The HIPed TC4 titanium alloy was treated by solution treatment of $935\text{ }^{\circ}\text{C}+60\text{ min}+\text{water quenching}$, and then by aging treatment of $520\text{ }^{\circ}\text{C}+4/6\text{ h}+\text{water quenching/air cooling}$ and $560\text{ }^{\circ}\text{C}+4/6\text{ h}+\text{water quenching/air cooling}$. After multi-pass deformation, the samples were treated by solution treatment at $945\text{ }^{\circ}\text{C}+60\text{ min}+\text{water quenching}$ and aging treatment at $560\text{ }^{\circ}\text{C}+6\text{ h}+\text{water quenching}$. The results show that the content of secondary α phase of HIPed TC4 titanium alloy decreases with the increase of aging temperature, while the equiaxed α phase increases in amount with the increase of aging time, and the microstructure mainly consists of secondary strip α phase and equiaxed α phase. Meanwhile, the ideal tri-modal microstructure (equiaxed α phase+secondary strip α phase+ β transformation phase) of HIPed TC4 titanium alloy can be obtained by solution and aging treatment during multi-pass deformation at the deformation temperature from $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ to $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ and strain rate of 0.1 s^{-1} .

Key words: TC4 titanium alloy; multi-pass deformation; heat treatment; microstructural evolution

Corresponding author: Xue Yong, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, P. R. China, E-mail: yongxue395@163.com