

# Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 钛合金固溶-时效过程的析出行为

杨 柳, 王 莹, 林崇智, 江 健, 方 强, 耿乃涛

(攀钢集团研究院有限公司 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

**摘 要:** 对 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 钛合金进行不同工艺的固溶-时效处理。采用扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM) 等方法研究了不同固溶-时效工艺对材料的析出行为和力学性能的影响。结果表明: 经过 980 °C/0.5 h 固溶处理后, 组织中出现了大量亚稳态的马氏体  $\alpha'$  相, 通过随后的时效处理, 将析出不同数量和形态的  $\alpha$  相。随着时效温度升高或时间增长, 析出相数量增多, 形态由无规则聚集态向针状转变, 析出物的尺寸和间距也增大。时效过程中材料析出大量纳米级弥散分布的  $\alpha$  相, 形成的  $\alpha/\beta$  相界面对位错运动起到阻碍作用, 从而提高合金强度。析出相数量越多, 越细小, 强化作用越大。而塑性主要取决于析出相在晶界上的分布形态和数量, 晶界的连续  $\alpha$  相分布会严重损害材料的塑性。

**关键词:** Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al; 固溶-时效处理; 微观组织; 析出强化

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)06-1936-08

$\beta$  型钛合金的冷热加工性能良好, 可通过固溶-时效处理获得较高的力学性能。同时  $\beta$  型钛合金所具有的可热处理强化性和深淬透能力使其逐渐代替了  $\alpha+\beta$  两相钛合金成为大型锻件的主要材料, 在航空航天和民用工业发挥着越来越重要的作用<sup>[1-3]</sup>。

近些年来, 为了弄清固溶-时效处理对  $\beta$  型钛合金性能的影响规律和强化机制, 各国已有大量学者对不同牌号的  $\beta$  型钛合金的微观组织、力学性能变化规律以及析出相的形成过程进行了研究<sup>[4-9]</sup>。时效过程析出相的种类、数量以及分布方式都跟时效工艺密切相关。Nag 等<sup>[10]</sup>采用 TEM、3DAP 等手段对 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe 钛合金时效过程的析出行为进行了纳米尺度上的研究。结果表明, 合金在  $\beta$  相区淬火将会形成亚稳  $\omega$  析出相, 在较低温度下等温退火, 这些  $\omega$  析出相粗化并形成有序成分的  $\omega$  析出相, 伴随着稳定  $\alpha$  相形成。在较高温度下退火, 会使  $\omega$  析出相分解和不同形态的  $\alpha$  相的进一步形成。另一方面, 析出相的含量、形态又对材料的力学性能产生直接的影响, Li 等<sup>[11]</sup>对 Ti-5Al-4Zr-4Mo-2Cr-2Sn-1Fe 钛合金进行不同工艺的热处理。研究发现, 原始组织内的  $\alpha$  板条可以有效提高强度和塑性。在  $\alpha+\beta$  两相区进行固溶处理,  $\alpha$  相的百分比含量下降及球状  $\alpha$  相尺寸增大, 没有导致性能产生明显变化。在  $\beta$  相变点以上长时间固溶后, 破坏应变大幅度下降。 $\alpha+(\alpha+\beta)$  固溶后生成的针状  $\alpha$  相使

强度持续下降, 但对塑性没有造成影响, 经过时效后的试样相比其他试样有更好的压缩性能。时效中析出相的形成是一个复杂的过程。对于析出过程中析出相的形核位置, Ohmori 等<sup>[12]</sup>对 Ti-10V-2Fe-3Al 固溶时效过程进行了研究, 证实了  $\omega$  相为  $\alpha$  相的异质形核提供了核心; Azimzadeh 和 Rack<sup>[13]</sup>对 Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al 进行研究时发现,  $\alpha$  相在  $\omega/\beta$  界面附近一定距离的位置形核。由于  $\omega$  相的析出过程会排斥 Al (Al 是  $\alpha$  相稳定元素但是并非  $\omega$  相的稳定元素), 因此可以帮助  $\alpha$  相在等温时效过程中在  $\omega$  相附近的一个 Al 元素富集的区域形核。

本研究所选用的 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 钛合金是一种新型的  $\beta$  型钛合金, 具有较高的比强度和良好的冷成型性, 经多重时效处理后可获得高的强度及塑韧性, 且具有较好的焊接性能, 目前已经在多个领域获得了广泛的应用<sup>[14]</sup>。为了使该合金获得优异的强/韧性匹配, 对合金进行形变热处理的强/韧化处理, 研究材料微观组织结构以及在时效过程的析出行为, 揭示了时效工艺、析出行为和力学性能三者之间的内在关系和相互影响规律。

## 1 实 验

本研究所选用的材料为锻造态 Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn 钛合金(TB5), 材料的化学成分如表 1。首先将材

收稿日期: 2018-06-12

作者简介: 杨 柳, 男, 1987 年生, 硕士, 副研究员, 攀钢集团研究院有限公司钒钛新材料所, 四川 成都 610300, 电话: 028-83303628, E-mail: yang512liu@126.com

表 1 实验用钛合金化学成分实测结果

Table 1 Test results of chemical composition of titanium alloy for experiment (ω/%)

H	N	O	V	Al	Cr	Fe	Sn	Ti
0.005	0.024	0.154	15.14	2.74	2.56	0.112	1.88	Bal.

料进行单道次热轧变形后淬火, 热轧变形量 50%, 加热温度 780 °C。然后进行不同工艺的固溶-时效处理 (见图 1), 固溶温度 980 °C, 保温 30 min。时效温度分别为 420、480、540 和 600 °C, 时效时间分别为 2、4 和 8 h。

对金相试样进行磨抛后, 采用成分为 HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=1:3:16 的混合腐蚀液进行浸蚀, 随后进行金相组织分析。采用成分为高氯酸和无水乙醇(体积比为 1:9) 的电解液对试样进行抛光, 电解抛光时间 20~35 s。在配有 SEM-EBSD 系统的 JSM-7001F 型场发射扫描电镜上进行 SEM 和 EBSD 的分析。采用 Tescan F20 场发射透射电镜进行 TEM 分析, 加速电压 200 kV。采用 Instron5569 电子拉伸试验机, 按 GB/T228 对试样进行力学性能测试。

## 2 结果与讨论

### 2.1 固溶处理后的微观组织与结构

图 2 为经过固溶处理后试样的金相组织。可以清楚看到, 固溶后的组织已经完全等轴化, 晶粒尺寸介于 80~100 μm, 等轴的 β 晶粒内部出现有较多的颗粒状析出物, 弥散分布在晶粒内部。

为了能够更清楚地观察到组织内析出物的形态以及种类, 采用透射电镜对该状态下的试样进行分析, 结果如图 3。钛合金自高温快速冷却(淬火)时, β 相将向马氏体 α'、ω 以及过冷 β 等亚稳相转变。冷却速度大于 200 °C/s 时, 试样组织表面出现浮凸, 显微

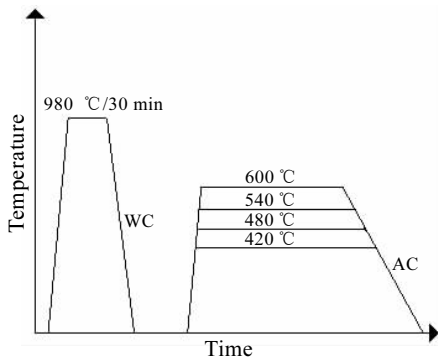


图 1 试样的固溶时效工艺示意图

Fig.1 A schematic diagram of the solid solution and aging process of the sample

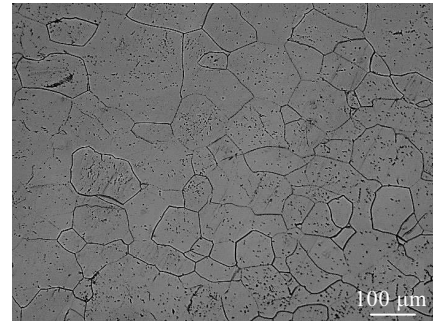


图 2 980 °C/30 min+水冷处理后试样的金相组织  
Fig.2 Metallographic structure of the sample after solid solution at 980 °C for 30 min and water-cooling

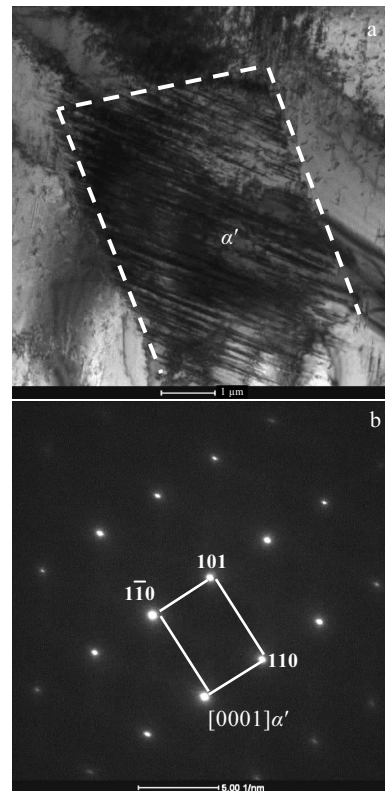


图 3 980 °C/30 min+水冷处理后试样的 TEM 照片及 SAED 花样  
Fig.3 TEM image (a) and selected area electron diffraction pattern of the [0001] (b) of the sample after solid solution at 980 °C for 30 min and water-cooling

组织中出现具有密排六方结构的针状马氏体 α'相, 这种相内部具有大量细孪晶以及高密度位错的特征。从图 3a 中可以看到, 试样组织中的析出物宽度大约 2 μm, 内部出现有大量细孪晶以及高密度的位错, 因此可以初步推断该析出相为密排六方的马氏体 α'相。针对该位置的析出物进行选区电子衍射, 对获得的衍射

花样进行标定, 结果如图 3b。通过对标定结果的结构参数进行对比分析, 可以确定该析出相为  $\alpha'$  相。由此可以知道, 轧制试样通过 980 °C/0.5 h 固溶后水淬, 组织中出现有大量亚稳态的马氏体  $\alpha'$  相, 由于该相是一种置换式的过饱和固溶体, 因此对合金的强化效果不明显。通过后期的时效处理, 这种亚稳相将会逐步分解消失。

## 2.2 时效处理对析出行为的影响

### 2.2.1 时效温度对析出行为的影响

将固溶+淬火的试样在 420、480、540 和 600 °C 下时效 8 h 后, 获得的金相组织如图 4。经过不同温度时效后的组织在晶粒尺寸上没有发生明显变化, 但是在析出物的数量和分布上有较大差别。420 和 480 °C 条件下保温 8 h 后, 通过金相组织都观察不到明显的析出物存在, 但是 480 °C 的晶界较 420 °C 有明显粗化的迹象。当温度升高到 540 和 600 °C 后, 通过金相组织已经可以观察到大量的析出物形成, 相比而言, 600 °C 时晶粒内部的析出物更均匀, 但是尺寸较大。采用 EBSD 的方法对 600 °C/8 h 时效的试样进行物相鉴别, 结果如图 5。大量颗粒状的析出物弥散分布在  $\beta$  晶粒内部, 从相分布图的统计结果来看, 析出物的总量约 20%, 其中绝大多数析出物为六方晶系的  $\alpha$  相, 晶界上分布有少量未能鉴别的相 (图 5 中白色区域)。

由于时效过程的析出物通常都是纳米级析出, 因此需要采用 SEM 和 TEM 在更高的放大倍数下才能对

析出物的形态进行观察, 同时利用 TEM 的选区电子衍射, 可以对析出物的物相进行衍射花样的标定, 从而判断不同时效条件下析出物的种类。

从高倍的 SEM 形貌照片中可以观察到, 经过 420 °C/8 h 的时效后, 固溶状态下的  $\alpha'$  相已经完全发生了分解, 如图 6a 所示, 该条件下组织内能观察到有非常细小的析出物, 尺度小于 100 nm, 采用 SEM 无法清楚观察到析出物的形貌。当时效温度提高到 480 °C 后, 组织内的析出物明显长大, 主要以颗粒状的聚集形态交错分布。随着温度的进一步提高, 析出物也从颗粒状长大成片层状和针状, 如图 6c, 当温度提高到 540 °C 时, 析出物的尺寸已经达到 200 nm 以上。当温度升高到 600 °C 时, 能够观察到组织内部结构进一步粗化, 如图 6d, 但是通过 SEM 已经无法分辨出析出物的具体形态, 需要采用 TEM 对析出物进行进一步观察。

420 °C 时效 8 h 后组织的 TEM 形貌如图 7a, 可以明显观察到一条宽度大约为 50 nm 的晶界, 晶界上的  $\alpha$  相最先析出。因为在时效过程中合金元素在不断扩散, 当扩散到晶界处时受到阻碍, 于是在晶界上形成元素富集区, 给析出相提供了形核点。晶粒内部可以观察到的已经完成形核-析出-长大过程的析出物并不多, 大部分区域内仍然分布有较多的位错, 而析出相还未完全形核。通过对形核长大的析出物进行衍射花样标定, 选取  $[\bar{1}13]$   $\beta$  面为入射面, 从图 7b 的衍射花

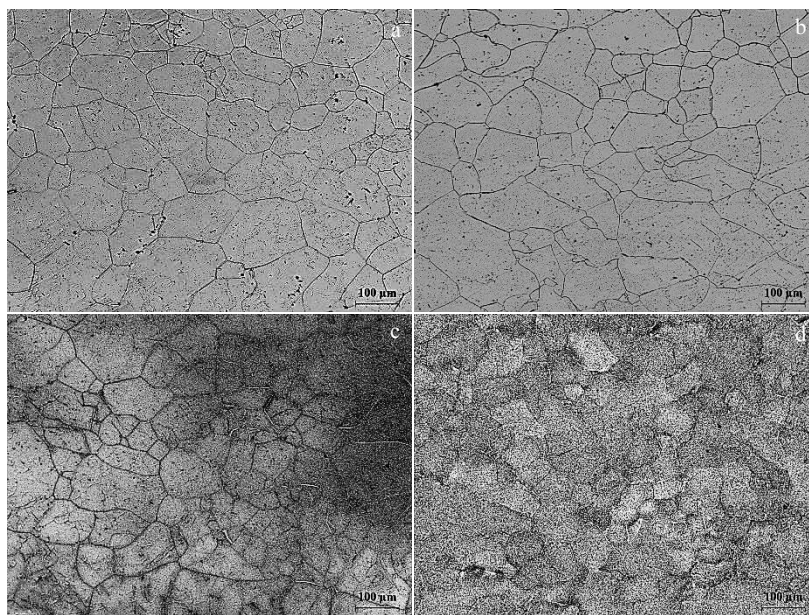


图 4 不同时效温度下保温 8 h 后的金相组织

Fig.4 Metallographic images of the samples at different aging temperatures for 8 h: (a) 420 °C, (b) 480 °C, (c) 540 °C, and (d) 600 °C

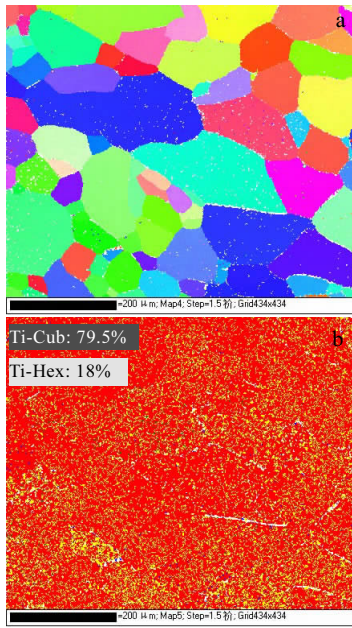


图 5 600 °C/8 h 时效后组织的取向成像图和相分布图  
Fig.5 Orientation imaging (a) and phase distribution (b) of the sample after aging at 600 °C for 8 h

样上可以确定,除了β基体的衍射花样外,还出现有另外一套析出相的衍射花样,通过标定可以确定,该条件下的析出相为 $[1\bar{2}1\bar{3}]\alpha$ 相。从衍射花样上可以看出,析出的α相与β基体仍然具有共格关系,二者的

Burgers 取向关系为:  $(110)_\beta // (0\bar{1}11)_\alpha$ , α相的花样出现在  $1/2\{\bar{2}1\bar{1}\}_\beta$  面上。同时还可以注意到,α相衍射花样的强度很弱,也表明了该时效条件下α析出相的量较少,而且是以一种无规则的聚集形态存在。

通过对 540 °C/8 h 时效后的组织进行 TEM 形貌观察,如图 8a,可以看出,该时效条件下已经可以清楚地分辨出单个析出相的针状形态和分布位置,不再以无规则的聚集形态弥散分布。表明析出相的形态正在经历从无规则的聚集形态向针状形态的转变过程。针状析出相互交错,均匀地分布在组织内部,并且都具有一定的取向关系。针状物宽度 100~150 nm,长度 500 nm,相互平行的相邻针状析出物的间距为 400~500 nm。选取相同的 $[\bar{1}21\bar{3}]\beta$ 面为入射面,获得的衍射花样如图 8b。通过标定获得了与 420 和 480 °C 相同的结果,析出相为 $[1\bar{2}1\bar{3}]\alpha$ 。表明随着温度的继续升高,析出相的种类仍然没有发生变化,而在形态上出现了较大的差异。

随着温度的进一步升高,晶粒内部析出相的形态和分布也都随之发生明显变化。当时效温度升高到 600 °C 时,如图 9a,可以清晰地看到,析出相已经具有典型的针状形态,相比于 540 °C 时的析出相,该温度条件下针状物宽度没有十分明显的变化,但是部分析出相的长度已经达到 1 μm 左右,而且同样大小的视场范围内能观察到的析出相的数量减少,表明针状析出物的间距增大,平均间距超过 1 μm。对该视场内的析出相进行选区电子衍射,获得的衍射花样如图 9b。

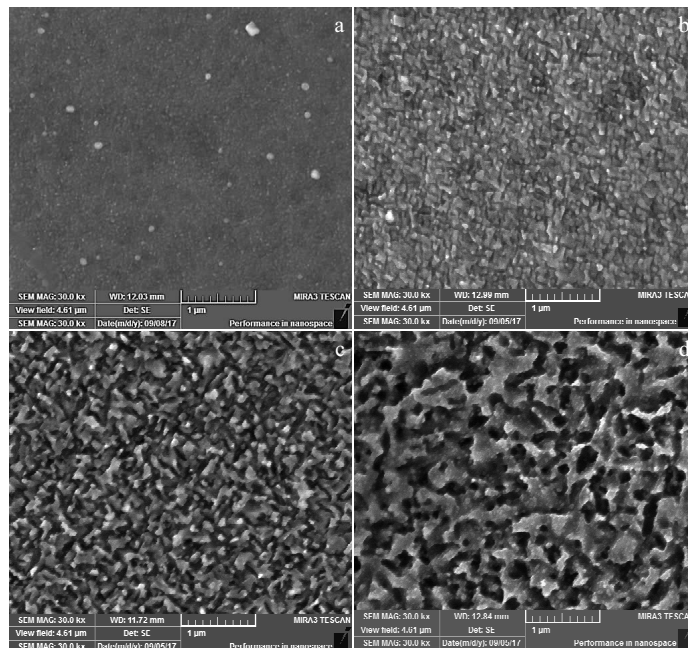


图 6 不同温度时效 8 h 后组织内析出相的 SEM 形貌

Fig.6 SEM morphologies of the samples at different aging temperatures for 8 h: (a) 420 °C, (b) 480 °C, (c) 540 °C, and (d) 600 °C

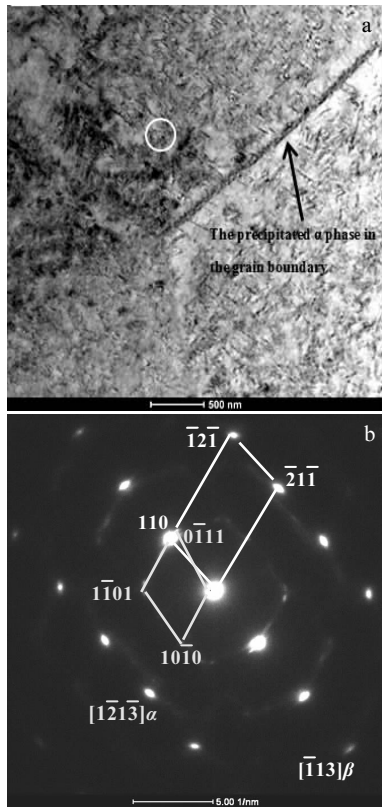


图 7 420 °C 时效 8 h 后组织的 TEM 形貌及析出物的选区电子衍射花样

Fig.7 TEM morphology (a) and SAED pattern of precipitates (b) of the sample after aging at 480 °C for 8 h

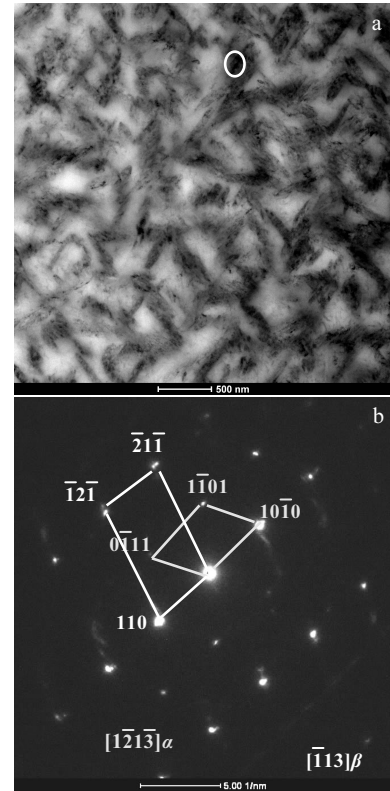


图 8 540 °C 时效 8 h 后组织的 TEM 形貌及析出物的选区电子衍射花样

Fig.8 TEM morphology (a) and SAED pattern of precipitates (b) of the sample after aging at 540 °C for 8 h

通过标定可以确定析出相仍然为 $[1\bar{2}1\bar{3}]_{\alpha}$ ，表明温度升高到 600 °C 时，析出相的种类仍然没有发生变化，但是析出相的衍射花样点强度明显增强，说明  $\alpha$  相的分布间距虽然变大，但是所占比例在升高，因此从另一方面反映出单个  $\alpha$  析出相发生了长大和粗化。

### 2.2.2 时效时间对析出行为的影响

600 °C 下时效 2 h 后晶粒内部的析出相形态如图 10a 所示。可以观察到大量灰色呈针状平行排列的析出相，同时还可以看到  $\beta$  基体内还存在有大量颜色较深的区域。这些区域为高密度位错区，在时效过程中，位错可以为析出相提供形核核心，因此 2 h 的时效时间并没能使析出相完全形核。延长时效时间，将会有更多的析出相以位错为形核核心析出。当时效时间增加到 4 h 时，可以从图 10b 中看到， $\beta$  基体内的位错已经大幅度减少，析出相明显增多，交错分布在  $\beta$  基体组织中。通过对析出相的衍射花样标定（图 10d），析出相仍然为与  $\beta$  基体具有 Burgers 取向关系为 $(110)\beta // (0\bar{1}11)\alpha$  的 $[1\bar{2}1\bar{3}]_{\alpha}$  相。随着时效时间的进一步增长，位错不断扩散和湮灭，析出相在形核位置不断析出，直到达到

最终平衡状态。当时效时间增加到 8 h 后，可以看到（见图 10c）， $\beta$  基体内的位错已经完全消失，晶粒内部可以清晰观察到在三个方向平行排列分布的  $\alpha$  析出相。

时效时间除了对晶粒内部析出相的形态、分布有影响外，对晶界上的析出相也有明显的影响。由于晶界对热处理过程中位错的迁移以及合金元素的扩散都有阻碍作用，因此晶界是一个具有较高能量和较多形核核心的区域，析出相在时效过程中会首先在晶界上形核析出。另一方面，也正是因为晶界的阻碍作用，限制了析出相的长大过程，因此从图 11a 中可以看到，经过 4 h 时效后，晶界处的析出相尺寸比晶内的小很多，密集排列分布在晶界上。随着时效时间增长，晶界上的析出相开始向晶内生长，并且生长过程中与晶界保持着严格的取向关系（见 11b）。同时还可以注意到，晶界上析出相并不是同时向两侧晶粒内部生长，而是都向同一侧晶粒内部平行排列向内生长，进一步证明了析出相的长大实质是一个扩散-位移-相变过程。

### 2.3 时效过程 $\alpha$ 相的析出机理

固溶+淬火后的组织内部观察到弥散分布有大量

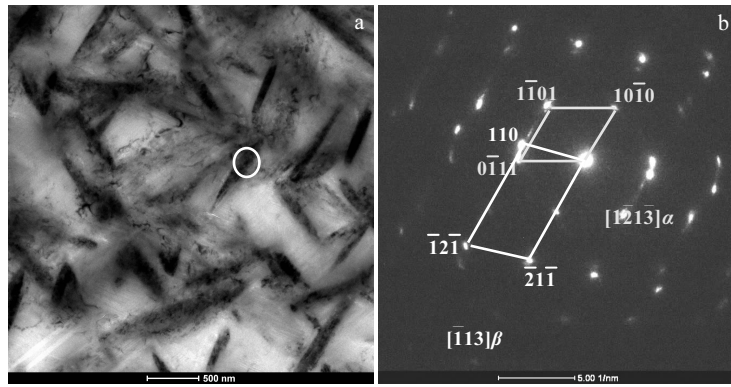


图 9 600 °C 时效 8 h 后组织的 TEM 形貌及析出物的选区电子衍射花样

Fig.9 TEM morphology (a) and SAED pattern of precipitates (b) of the sample after aging at 600 °C for 8 h

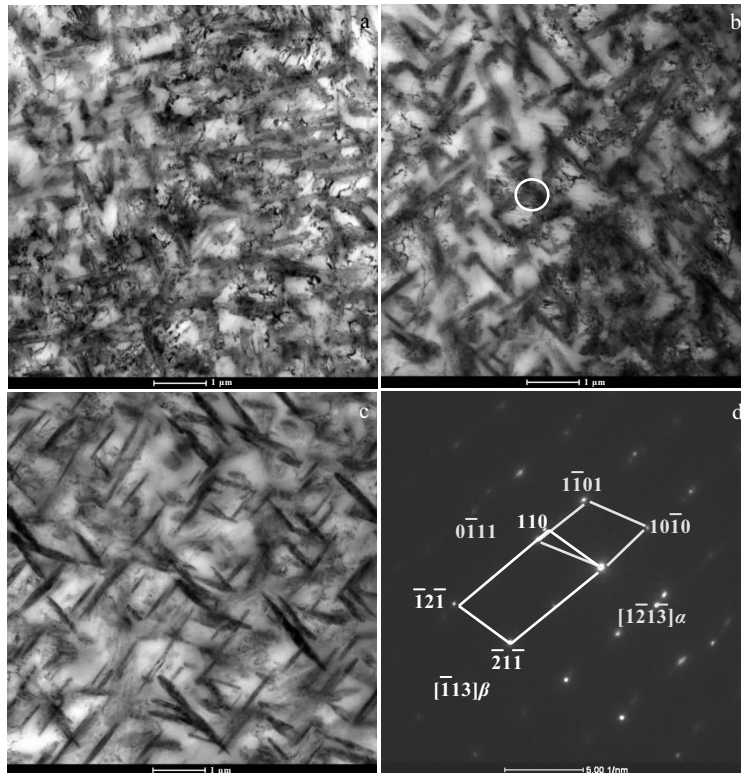


图 10 600 °C 时效不同时间后组织内析出相的 TEM 形貌

Fig.10 TEM morphologies of the precipitated phase in the sample aged at 600 °C for different holding time: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 8 h; (d) SAED pattern of the white ring in Fig.10b

的六方马氏体  $\alpha'$  相。在时效过程中,  $\alpha'$  相将会逐步分解。从得到的结果来看, 420 °C/8 h 的时效过程后,  $\alpha'$  相仍然还未完全分解, 如图 6a, 因此需要更长的时效时间或更高的时效温度来使这种亚稳相发生完全分解, 以便为后期  $\alpha$  相的析出提供形核条件。时效过程中,  $\alpha'$  相以哪种方式分解主要取决于  $\alpha'$  的成分, 热处理条件及合金元素的性质等。本研究所选用的 TB5 钛

合金, V 元素含量较高 (15%), V 是一种  $\beta$  稳定元素, 可以降低  $\beta \rightarrow \alpha$  转变温度。因此在时效过程中, V 元素很容易在亚稳的  $\alpha'$  相附近富集, 从而抑制了  $\alpha'$  相直接向  $\alpha$  相转变。加热过程合金元素会不断扩散, 不同种类合金元素在不同的相中的扩散速度都有差别, 因此对于 TB5 钛合金中的合金元素, 由于同时存在  $\beta$  稳定元素 V、Cr 和  $\alpha$  稳定元素 Al, 因此扩散过程很容易出

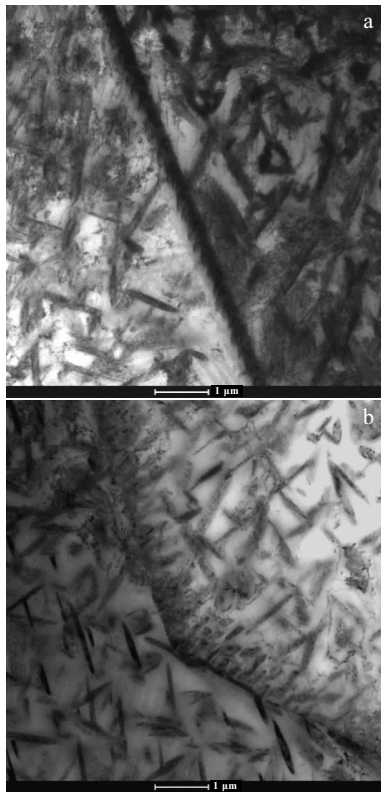


图 11 600 °C 时效不同时间后晶界附近析出相的 TEM 形貌

Fig.11 TEM morphologies of precipitated phase near grain boundary aged at 600 °C for different holding time: (a) 4 h and (b) 8 h

现元素分割的现象，出现元素的富化区和贫化区。关于钛合金中的元素分割现象，Nag 等<sup>[10]</sup>在针对 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe 钛合金的析出行为研究中作了深入分析，研究了既包含  $\beta$  稳定元素 Mo、V 又包含  $\alpha$  稳定元素 Al 的 Ti-5553 钛合金中  $\alpha$  相在晶内形核起到的作用，采用 3DAP 研究了固态相变阶段  $\alpha$  和  $\beta$  相中元素的分割。正是这种元素分割现象的出现，促使了后期  $\alpha$  相的形核析出。

本研究中固溶后淬火的  $\beta$  基体的晶体中具有较高的畸变能，处于一种亚稳状态，在没有  $\beta$  稳定元素的条件下，后期的时效过程中，将会发生  $\beta$  亚稳  $\rightarrow \alpha$  相变。但是由于 TB5 钛合金中含有大量  $\beta$  稳定元素，因此抑制了这种相变过程。时效过程中随着  $\alpha'$  的分解，使晶体中出现元素分割现象，形成  $\beta$  稳定元素的富化区和贫化区，在  $\beta$  稳定元素的贫化区， $\alpha$  相便会在  $\alpha'$  分解过程中产生的形核核心位置形核，并且随着时效时间的增长逐步长大。

### 2.4 时效工艺对材料力学性能的影响

当试样经过 420 °C/8 h 的时效处理后，较固溶态

的试样，强度虽然有所下降，但是塑性有了大幅度的提升，如图 12 所示。因为时效过程中组织中的内应力逐渐释放，同时马氏体  $\alpha'$  相发生分解，另一方面， $\alpha$  析出相数量还较少，析出相的弥散强化效果还不明显，共同导致强度下降塑性大幅度提升的结果。在 420~540 °C 的温度区间内，材料的强度随着时效温度的升高不断升高，在 540 °C 时强度达到最大值，抗拉强度达到 1497 MPa，屈服强度达到 1378 MPa。主要原因是  $\alpha$  析出相的量不断增多，形态从无规则的聚集形态转变为针状形态，针状的析出相对位错的钉扎作用更为显著，使得细小的纳米级析出相的强化效果提高。塑性方面，时效温度从 420 °C 提高到 480 °C 的过程中，伸长率从 8.4% 下降到 7.3%，出现了小幅度的下降；而温度从 480 °C 提高到 540 °C 的过程中，伸长率又出现了大幅度的提升，从 7.3% 增加到 9.8%。导致这一趋势的主要原因是晶界上析出相的数量和形态，晶界上连续的  $\alpha$  相对塑性有极为不利的影响， $\alpha$  相为密排六方结构，滑移系较少，塑性较差，相对于基体  $\beta$  相， $\alpha$  相为硬相，连续地分布在晶界上，很容易导致沿晶开裂；540 °C 时塑性提高，得益于晶界  $\alpha$  析出相开始向晶内生生长，形成了较多分支的晶界  $\alpha$  相，这种形态的  $\alpha$  相更容易分割运动中的位错，促使位错滑移更远的距离，提高了材料的宏观塑性。

随着时效温度进一步提高到 600 °C 时，材料的强度开始下降，而塑性继续升高。原因是 600 °C 时晶内弥散分布的纳米级  $\alpha$  析出相开始粗化，并且  $\alpha$  析出相之间的距离变大，这些都会影响析出强化效果，使得材料强度下降。另一方面，晶内位错进一步减少的同时，晶界  $\alpha$  相继续向晶内生生长，片层状的晶界  $\alpha$  相之间的距离变大，长度变长，使得晶界上的  $\alpha$  相比例越来越少，进而使宏观塑性进一步提高。

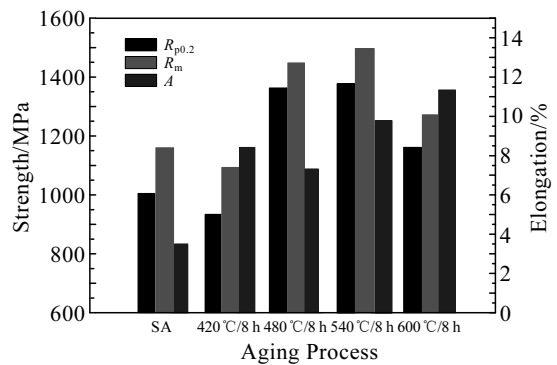


图 12 时效温度对材料力学性能的影响

Fig.12 Effect of aging temperature on mechanical properties of materials

### 3 结 论

1) 经过 980 °C/0.5 h 固溶水淬后, 组织中出现了大量亚稳态的马氏体  $\alpha'$  相, 通过后期的时效处理, 这种亚稳相逐步分解消失。

2) 在 420、480、540、600 °C 下分别进行 2、4 和 8 h 的时效处理, 组织中都有  $\alpha$  相析出。随着时效温度升高或时间增长, 析出相数量增多, 形态由不规则聚集态向针状转变, 析出物的尺寸和间距也增大。

3) 采用 540 °C/8 h 的时效工艺可以获得材料强度和塑性的最佳匹配, 抗拉强度 1497 MPa, 屈服强度 1378 MPa, 伸长率 9.8%。

4) Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 钛合金时效过程中析出大量纳米级弥散分布的  $\alpha$  析出相, 形成的  $\alpha/\beta$  相界面对位错运动起到阻碍作用, 从而提高合金强度。析出相数量越多, 越细小, 强化作用越大。而塑性主要取决于析出相在晶界上的分布形态和数量, 晶界的连续  $\alpha$  相分布会严重损害材料的塑性。

#### 参考文献 References

- [1] Gerday A F, Bettaieb M B, Duchene L *et al.* *Acta Materialia*[J], 2009, 57(17): 5186
- [2] Liu C M, Tian X J, Tang H B *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 572: 17
- [3] Srinivasu G, Natraj Y, Bhattacharjee A *et al.* *Material Design*[J], 2013, 47: 323
- [4] Wei Yanguang(魏衍广), Tao Haiming(陶海明), Chen Haishan(陈海珊). *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2010, 34(1): 6
- [5] Chou Yingkai, Tsay Leuwen, Wang Yingchiao. *Applied Mechanics and Materials*[J], 2013, 378: 82
- [6] Chen Yuyong, Du Zhaoxin, Xiao Shulong. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 586: 588
- [7] Wang Zhe(王哲), Wang Xinnan(王新南), Zhu Liwei(祝力伟) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(5): 1
- [8] Wang Qingrui, Sha Aixue, Wu Guoqing. *Procedia Engineering* [J], 2012, 27: 840
- [9] Hua Ke, Li Jinshan, Kou Hongchao *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 671: 381
- [10] Nag S, Banerjee R, Srinivasan R *et al.* *Acta Materialia*[J], 2009, 57(7): 2136
- [11] Li C, Chen J, Li W *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 684: 466
- [12] Ohmori Y, Ogo T, Nakai K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 312(1-2): 182
- [13] Azimzadeh S, Rack H J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1998, 29(10): 2455
- [14] Boyer R R, Briggs R D. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14(6): 681

## Precipitation Behavior of Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn Alloy During Solution and Aging Heat Treatment

Yang Liu, Wang Ying, Lin Chongzhi, Jiang Jian, Fang Qiang, Geng Naitao  
(State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization,  
Pangang Group Research Institute Co., Ltd, Panzhihua 617000, China)

**Abstract:** The effects of solution and aging process on the precipitation behavior and mechanical properties of Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy were investigated by scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that there are a large number of metastable martensite  $\alpha'$  phases in the microstructure after solution treatment at 980 °C/0.5 h. After the subsequent aging treatment, the precipitates with different quantities and morphology are formed. With the increase of aging temperature or time, the number of precipitates increases, the morphology changes from irregular aggregation to acicular, and the size and spacing of precipitates also increase. During the aging process, a large number of nano dispersed  $\alpha$  phases are precipitated, and the formation of the  $\alpha/\beta$  phase interface hinders the dislocation movement, thus increasing the strength of the alloy. The more and smaller the precipitated phase is, the better the strengthening effect. The plasticity depends mainly on the distribution and number of precipitates on grain boundaries. The continuous distribution of  $\alpha$  phase at grain boundary will seriously damage the plasticity of the material.

**Key words:** Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al; solution and aging process; microstructure; precipitation strengthening

Corresponding author: Yang Liu, Master, Associate Researcher, Panzhihua Iron and Steel Group Research Institute Co., Ltd, Chengdu 610300, P. R. China, Tel: 0086-28-83303628, E-mail: yang512liu@126.com