

# 热处理对激光选区熔化成形高温钛合金组织与力学性能影响

刘意, 蔡雨升, 姜沐池, 杨兴远, 任德春, 吉海宾, 雷家峰

(中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:** 采用激光选区熔化成形技术制备了高温钛合金试样, 利用OM、SEM、XRD和力学拉伸等研究热处理制度对成形高温钛合金显微组织和力学性能的影响。结果表明: 经过固溶热处理后, 成形合金内亚稳态的针状马氏体 $\alpha'$ 转变为 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相; 随着固溶温度的提高 $\alpha$ 相的长宽比减小, 晶界和相界发生断裂, 部分 $\alpha$ 相由板条状断裂成短棒状或等轴状。成形合金的抗拉和屈服强度随热处理温度的升高逐渐下降, 而延伸率逐渐提升。与固溶态相比, 时效热处理后的合金组织内出现第二相, 合金的室温抗拉和屈服强度明显提高, 而延伸率下降。时效温度对合金的室温和高温拉伸性能影响不大, 经945 °C/2 h/AC、700 °C/8 h/AC的固溶加时效热处理后, 成形合金具有较好的综合力学性能。

**关键词:** 激光选区熔化; 热处理; 高温钛合金; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)07-1828-10

## 1 引言

随着航空航天等装备性能的提升及对轻量化的需求, 对钛合金部件的服役温度要求逐渐由300 °C提高到了600~650 °C。目前, 在500 °C使用的较为成熟的钛合金牌号有TA15、BT20等, 在600 °C使用的牌号主要有IMI834、Ti1100、BT36等<sup>[1-4]</sup>。随着高温钛合金的持续发展, 逐渐形成了Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si系近 $\alpha$ 型合金体系。近 $\alpha$ 型高温钛合金凭借其良好的高温强度、热稳定性、抗蠕变等优点, 被广泛应用于航空航天、海洋舰船等领域, 如航空发动机的压气机轮盘和叶片等部位<sup>[5-9]</sup>。但高温钛合金存在着机械加工性能差和成形难的问题, 尤其是随着零部件趋向于高集成度、高复杂性的发展, 高温钛合金的加工难题成为限制装备发展的关键因素。

近年来, 激光选区熔化(selective laser melting, SLM)成形技术作为一种增材制造技术在金属材料成形领域迅速发展, 其以高能激光束为热源, 通过逐层扫描堆积的方式直接成形近完全致密的复杂结构和形状的三维金属零件。同时, 与传统成形方式相比SLM还具有无模具、周期短、加工量少等优点, 为难加工、难成形金属构件的制备提供了新方法和新思路<sup>[10-15]</sup>。但由于其超快速熔化和凝固的成形特点, 易产生应力大、强度高、塑性低等问题, 合理的热处理是快速凝固成形高温钛合金组织与性能调控的关键, 也成为目前的研究热点。

张方等人<sup>[7]</sup>研究激光立体成形Ti60合金, 发现试样原始显微组织由大量沿着 $\beta$ 晶界向晶内生长的 $\alpha$ 板条束和少量板条间 $\beta$ 组成, 不同沉积层之间存在着明显的层带组织。Deng等人<sup>[6]</sup>研究了激光定向能量沉积Ti60合金的柱状晶向等轴晶转变, 成功在Ti60合金中生成了近等轴 $\beta$ 晶粒, 降低了合金的各向异性。冉江涛等<sup>[17]</sup>采用SLM成形TA32钛合金, 研究了工艺参数对表面粗糙度、相对密度和维氏硬度的影响, 结果表明表面粗糙度、相对密度和维氏硬度受激光输入能量的影响较为显著, 成形的最佳能量密度范围为45~75 J·mm<sup>-3</sup>。郭明海等<sup>[18]</sup>采用SLM技术成形TA15钛合金, 研究了热处理对组织和拉伸性能的影响。结果表明, 随着退火温度的提高, 合金的强度降低, 塑性提高。

目前, 增材制造高温钛合金的相关研究主要集中在工艺参数和固溶热处理调控等方面, 尚未开展固溶时效热处理后成形高温钛合金组织及力学性能的研究, 缺乏基础性能数据, 无法实现工程化应用。因此, 本研究对SLM成形近 $\alpha$ 高温钛合金的固溶加时效热处理制度进行研究, 分析不同热处理制度对成形合金组织及力学性能的影响, 为SLM成形高温钛合金的工程化应用提供数据和理论支撑。

## 2 实验

实验材料为雾化法制备的球形Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si

收稿日期: 2024-07-28

基金项目: 国家自然科学基金(52205431); 中国科学院创新交叉团队项目(JCTD-2020-10)

作者简介: 刘意, 男, 1997年生, 硕士生, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83970131, E-mail: liuyi@imr.ac.cn

系高温钛合金,粉末粒度 $\leq 53 \mu\text{m}$ ,粉末形貌见图1所示,粉末的球形度高,具有良好的流动性,合金粉末的主要化学成分如表1所示。SLM成形前,对粉末进行真空干燥处理,避免因粉末受潮影响成形合金的性能。

采用的成形设备为型号S210SLM成形设备,成形过程中采用纯氩作为保护气氛,成形合金的直径 $\Phi$ 为6 mm,按GB 6397-86《金属拉伸试验试样》的规定加工成拉伸试样后进行拉伸性能测试。根据金相法测定本文制备合金的 $\beta$ 转变温度在1005~1010  $^{\circ}\text{C}$ 之间,基于相变温度选择固溶热处理制度为925、935、945、955、965、975、

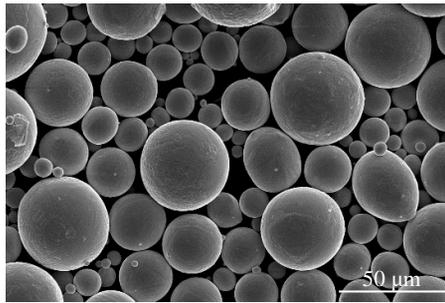


图1 高温钛合金粉末形貌

Fig.1 Morphology of high temperature titanium alloy powder

表1 合金粉末的主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of alloy powder (wt%)

Al	Mo	Nb	Si	Sn	Ta	Ti
5.67	0.51	0.56	0.29	3.84	0.32	Bal.

985、995和1015  $^{\circ}\text{C}$ ,保温2 h后空冷(AC),时效热处理制度为680、700和720  $^{\circ}\text{C}$ 保温8 h后空冷(AC)。使用型号为Axio Observer 3 materials金相显微镜(OM)、TESCAN MIRA3扫描电子显微镜(SEM)对不同热处理后样品的显微组织进行观察。利用型号为RigakuUltima IV的X射线衍射仪(XRD)进行物相分析。采用型号为INSTRON 5982的电子万能试验机按GB/T 228《金属材料拉伸实验》进行室温、高温拉伸性能测试。

### 3 结果与分析

#### 3.1 元素分布及相组成

图2为成形态样品的EDS元素面分布。从图2中可以看出,SLM成形态高温钛合金样品内的元素分布较为均匀,不存在元素偏析现象,表明可以通过增材制造的方式制备成分均匀的复杂结构高温钛合金构件。

图3为SLM成形高温钛合金原始状态下横纵截面的金相显微组织。SLM成形时,熔池内粉末经过超快速熔化和凝固,凝固速率可达 $10^7 \text{ K/s}$ ,因此SLM成形高温钛合金的显微组织与传统工艺得到的显微组织差别很大。从图3a中可以看出,在成形态显微组织的横截面上存在一道道的熔池线,熔池线间整齐排列着等轴状晶粒。从纵截面(图3b)可以看到等轴状晶粒实际上是沿成形方向外延生长的 $\beta$ 柱状晶,柱状晶宽度约 $100 \mu\text{m}$ 。晶粒内为纵横交错的、与柱状晶晶界成 $45^{\circ}$ 夹角的针状马氏体 $\alpha'$ <sup>[19]</sup>。在快速冷却的过程中晶粒内组织来不及发生相转变,因此以针状马氏体 $\alpha'$ 的形态保留了下来, $\alpha'$ 在柱状晶

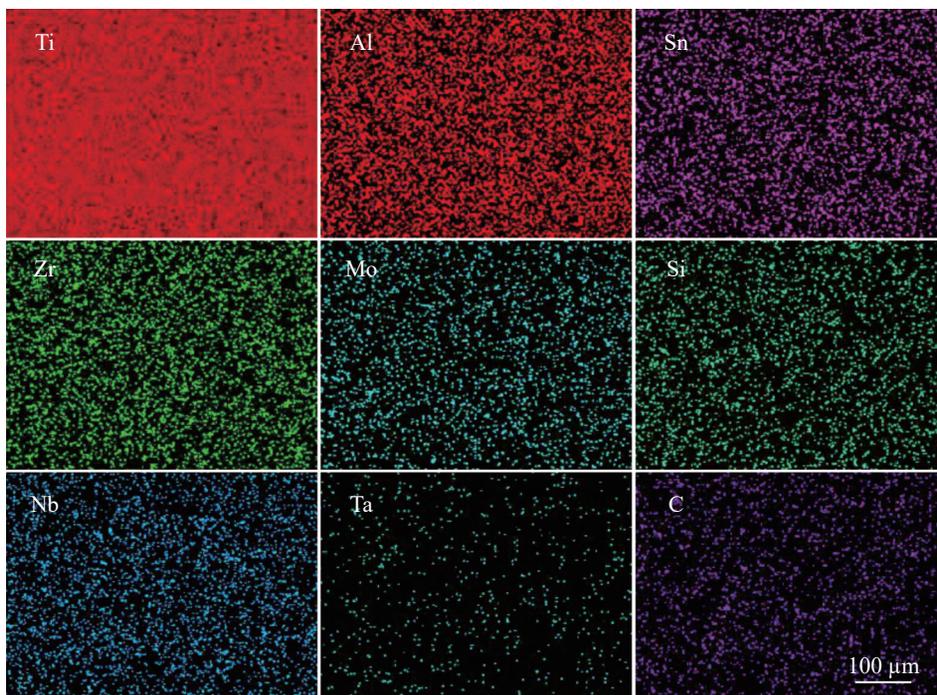


图2 SLM成形态样品的EDS元素面分布

Fig.2 EDS element mappings of SLMed sample

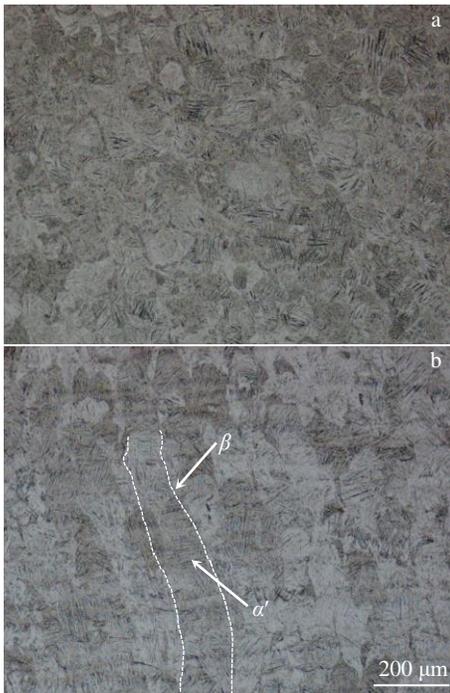


图3 SLM成形高温钛合金原始状态下横纵截面的金相组织  
Fig.3 Original OM microstructures of cross section (a) and longitudinal section (b) of high-temperature titanium alloy formed by SLM

内形核并快速长大至晶界处。同时还有部分次级  $\alpha'$  垂直或平行于初级  $\alpha'$  生长<sup>[20]</sup>。

图4为成形高温钛合金经不同温度固溶热处理后的XRD图谱。如图4所示,成形态中只有  $\alpha'$  衍射峰,成形态中组织由于快冷凝固的原因来不及发生相变,全部转变成了针状马氏体  $\alpha'$ 。即高温钛合金中的Al、Mo、Zr、Sn等多种合金元素在熔池凝固过程中合金元素固溶到  $\beta$  相中,由于冷却速度快, $\beta \rightarrow \alpha$  相转变受阻,当温度降到  $M_s$  马氏体转变温度时,固溶在体心立方  $\beta$  相中的合金元素已

无法通过扩散相变快速析出,只能以切变的形式转变成亚稳结构的密排六方的针状  $\alpha'$  相<sup>[21]</sup>。

经过固溶热处理后, $\alpha'$  相转变成  $\alpha$  相。仅在部分固溶温度较低(温度范围 925~955 °C)的样品中发现了很微弱的  $\beta$  衍射峰(图 4a),说明成形合金中  $\beta$  相含量较少。当固溶温度位于  $\alpha + \beta$  两相区的高温区及  $\beta$  单相区后,随着热处理温度升高, $\alpha$  相不断转变为  $\beta$  相。但是,当样品采用空冷方式冷却时,由于冷速较慢, $\beta$  相有充足的时间转变为  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织,使组织接近于平衡态,所以冷却后样品内的  $\beta$  相的含量依旧很少(图 4b)<sup>[22]</sup>。因此,高温固溶热处理后在 XRD 图谱上没有特别明显的  $\beta$  衍射峰。

### 3.2 固溶热处理对组织的影响

图5和图6为固溶热处理后 SLM 成形高温钛合金的横截面和纵截面金相显微组织。与 SLM 成形态组织(图3)相比,可以看到经过固溶热处理之后熔池线消失(图5a和图6a)、 $\beta$  柱状晶晶界减弱,成形态中的针状马氏体  $\alpha'$  消失,这与图4中 XRD 检测结果相符合。

在固溶温度为 925~955 °C (图 5a~5d、图 6a~6d) 时,组织内的  $\alpha$  相和  $\beta$  相虽在一定程度上有粗化现象发生,但相比于 965~995 °C (图 5e~5h、图 6e~6h) 热处理而言粗化程度很小,这是温度较低时固溶热处理温度还没有达到使组织快速粗化的最低要求<sup>[21]</sup>。当固溶温度超过 955 °C 后,组织内的  $\alpha$  相迅速粗化,同时晶界处的  $\alpha$  相开始断裂,使晶界不再完整,由原始的长条状断裂成多段的短棒状,部分短棒状的晶界  $\alpha$  相粗化成等轴状的晶界  $\alpha$  相<sup>[23-24]</sup>。同时在不同温度的金相显微组织中均有少量的  $\alpha$  相团聚(图 5~图 6)。第二相在固溶体中的溶解度  $C_r$  和第二相半径  $r$  之间存在关系式<sup>[21]</sup>:

$$\ln \frac{C_r}{C_\infty} = \frac{2M\sigma}{RT\rho} \quad (1)$$

式中, $C_r$  代表第二相半径为  $r$  时的溶解度; $C_\infty$  代表第二相半径无穷大时的溶解度; $M$  代表第二相的相对分子量;

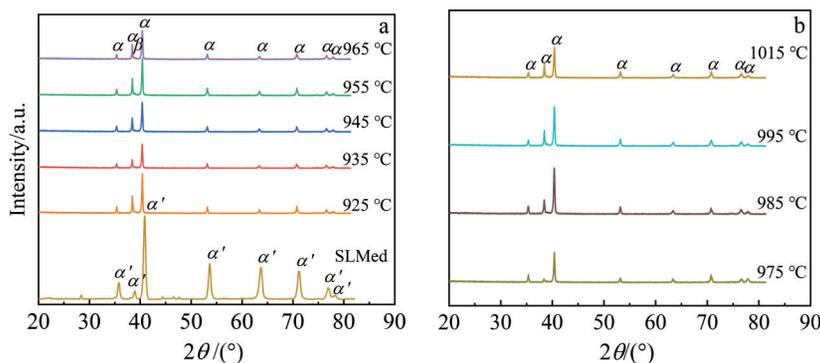


图4 成形高温钛合金经不同温度固溶处理后的XRD图谱

Fig.4 XRD patterns of high-temperature titanium alloy formed by SLM after solid solution at different temperatures: (a) SLMed and 925~965 °C and (b) 975~1015 °C

$\sigma$ 代表单位面积具有的界面能; $R$ 代表气体常数; $T$ 代表绝对温度; $\rho$ 代表第二相的密度。

根据公式(1),第二相的半径越小,其溶解在基体内的溶解度就越大。 $\alpha$ 相的尖角曲率半径逐渐减小,溶解度就会逐渐增大,而其附近的基体内部 $\alpha$ 相稳定元素含量就会增多;在 $\alpha$ 相长度方向上曲率半径越大,溶解度就越小,而其附近的基体内部 $\alpha$ 相稳定元素含量就会减少,由此在SLM成形高温钛合金基体内部形成了元素含量的浓度梯度。

当晶界 $\alpha$ 相较长时, $\alpha$ 相的各个部位的曲率半径不同,溶解度不同,曲率半径大的部位继续长大,曲率半径小的部位将被溶解,所以导致较长的晶界 $\alpha$ 相断裂成多段短棒状的 $\alpha$ 相,并且一部分继续粗化成等轴状<sup>[21,25]</sup>。

另外在固溶热处理升温 and 保温的过程中,SLM成形高温钛合金元素通过扩散作用由高浓度向低浓度转变,针状 $\alpha'$ 相转变成的针状 $\alpha$ 相,且长宽比减小,而部分针状 $\alpha$ 相尺寸本就很小,加上合金元素的扩散作用,使很少部分针状 $\alpha$ 相转变成具有团块状形貌的 $\alpha$ 相。同时该公式也解释了当温度在925~955 °C时的 $\alpha$ 相粗化程度低于965~995 °C的原因。

不同固溶处理后SLM成形高温钛合金样品的SEM组织如图7和图8所示。在SEM图像下,可以清晰地看见黑色为 $\alpha$ 相、白色为 $\beta$ 相,随着热处理温度的升高, $\alpha$ 相的长度减小,宽度增加,长宽比减小, $\beta$ 相呈条带状分布

在 $\alpha$ 相两侧形成了“ $\alpha$ 相- $\beta$ 相- $\alpha$ 相”的类似于三明治的结构。同时随着温度的升高 $\beta$ 相含量减少, $\beta$ 转变组织增多,与XRD的检测结果(图4)相符。在升温和保温的过程中,随着温度的升高, $\alpha$ 相转变为 $\beta$ 相增加,但在随后的空冷过程中,由于冷速较慢, $\beta$ 相有足够的时间发生相变,转变为 $\beta$ 转变组织,所以在较低温度区间可以看见 $\beta$ 相,反而在较高温度区间观察不到 $\beta$ 相。

### 3.3 固溶热处理对力学性能的影响

图9为SLM成形高温钛合金拉伸试样的成形态和不同固溶热处理的室温拉伸性能。由图9可知,SLM成形态试样的强度最高,但延伸率最低。固溶热处理后,SLM成形高温钛合金样品抗拉强度和屈服强度逐渐降低(图9a、9c),延伸率则是先增加后降低再增加(图9b、9c)。

SLM成形高温钛合金样品经过固溶热处理后强度明显降低,延伸率大幅提升。这是由于成形态中的针状马氏体 $\alpha'$ 受热转变成了 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相(图4~图8)。针状马氏体 $\alpha'$ 的消失、固溶度的下降、样品内部的残余应力得到释放,都是使成形态样品强度大幅下降,延伸率提升的原因。本实验所用合金为近 $\alpha$ 型合金,平衡组织内的 $\beta$ 相含量很少(图4),所以强度与延伸率的变化基本取决于 $\alpha$ 相的大小及形态。固溶热处理温度在925~995 °C时样品的强度之所以随着温度的增加而一直降低,是因为随着温度升高,组织内 $\alpha$ 相逐渐粗化,长宽比逐渐降低, $\alpha$ 相对组



图5 不同固溶温度下SLM成形高温钛合金横截面金相组织

Fig.5 OM images of cross section of high-temperature titanium alloy formed by SLM at different solid temperatures: (a) 925 °C, (b) 935 °C, (c) 945 °C, (d) 955 °C, (e) 965 °C, (f) 975 °C, (g) 985 °C, (h) 995 °C, and (i) 1015 °C

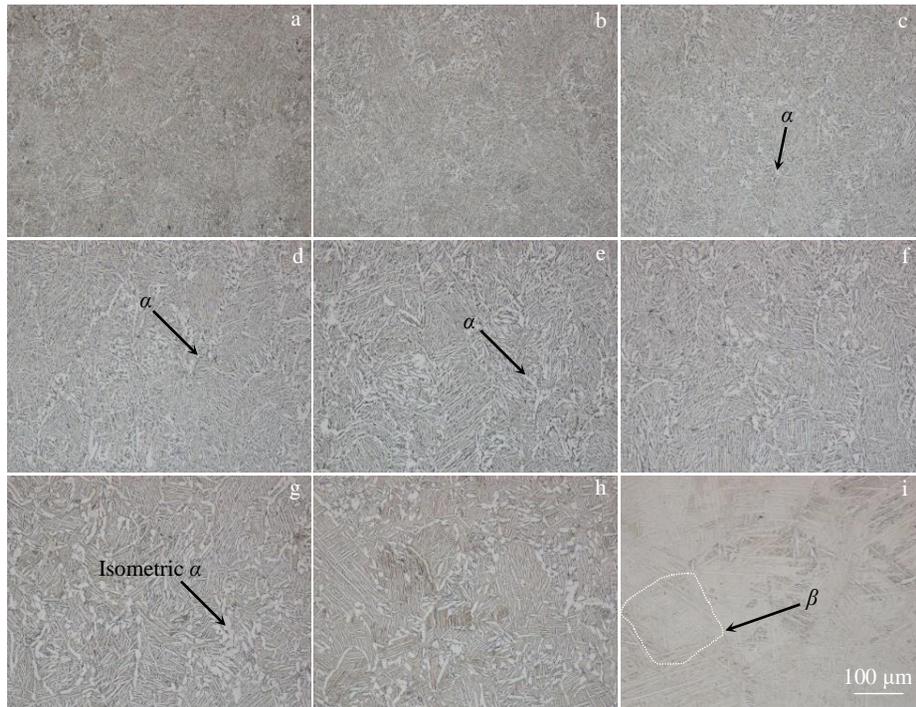


图6 不同固溶温度下 SLM 成形高温钛合金纵截面金相组织

Fig.6 OM images of longitudinal section of high-temperature titanium alloy formed by SLM at different solid temperatures: (a) 925 °C, (b) 935 °C, (c) 945 °C, (d) 955 °C, (e) 965 °C, (f) 975 °C, (g) 985 °C, (h) 995 °C, and (i) 1015 °C

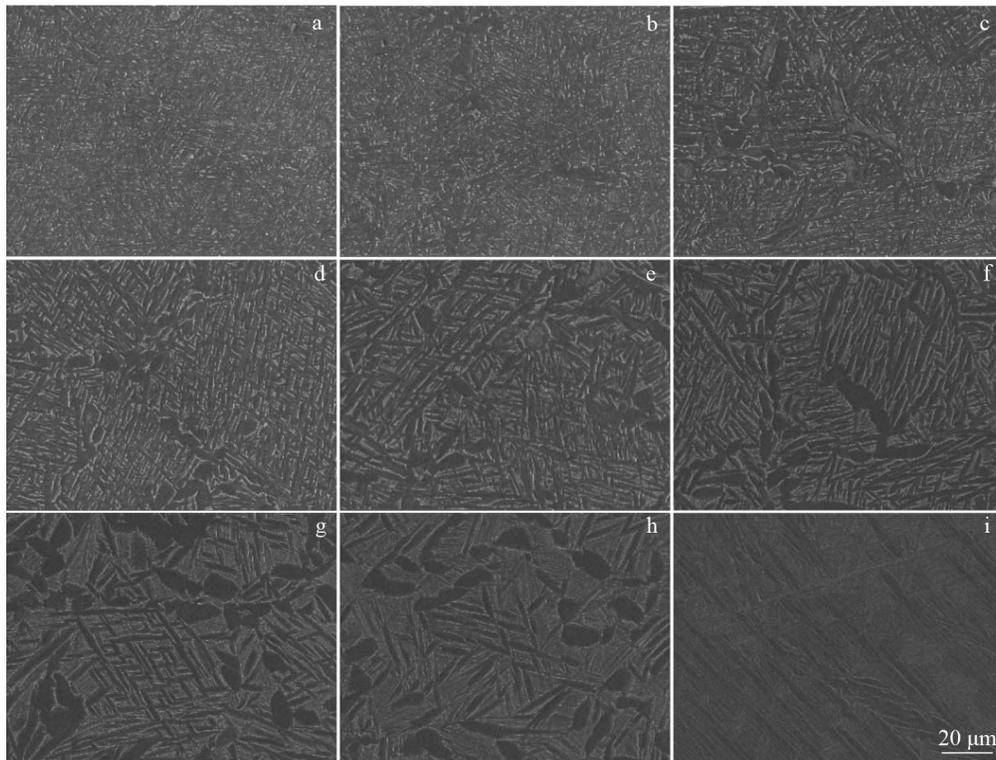


图7 不同固溶温度下 SLM 成形高温钛合金横截面 SEM 组织

Fig.7 SEM microstructures of cross sections of high-temperature titanium alloy formed by SLM at different temperatures: (a) 925 °C, (b) 935 °C, (c) 945 °C, (d) 955 °C, (e) 965 °C, (f) 975 °C, (g) 985 °C, (h) 995 °C, and (i) 1015 °C

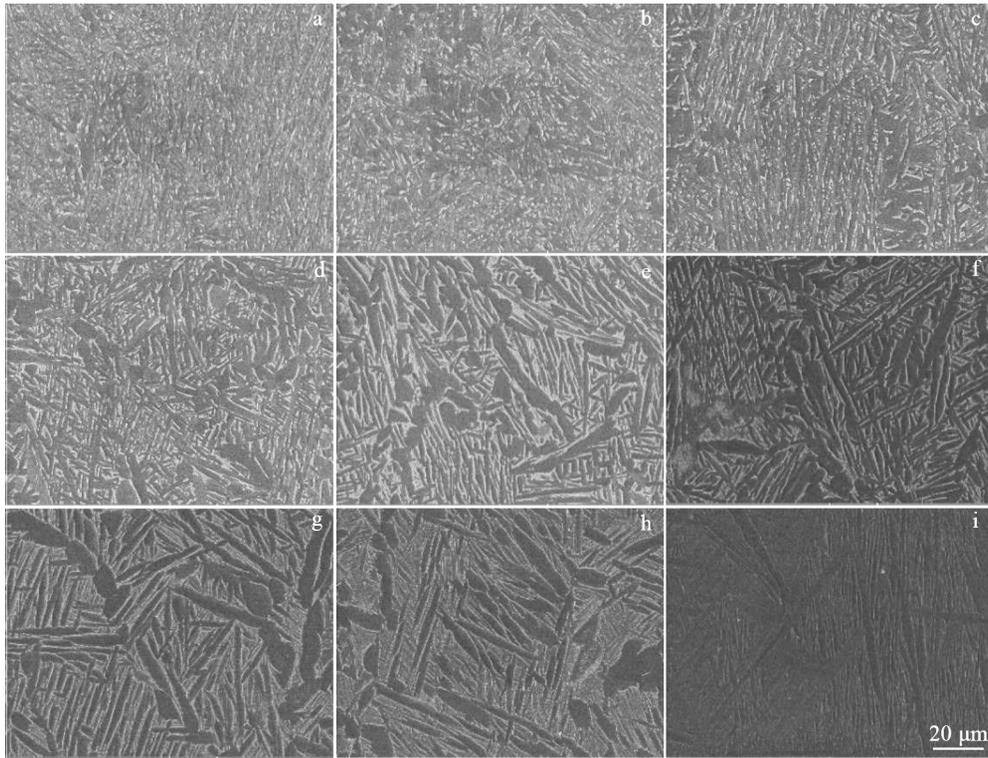


图8 不同固溶温度下SLM成形高温钛合金纵截面SEM组织

Fig.8 SEM microstructures of longitudinal sections of high-temperature titanium alloy formed by SLM at different temperatures: (a) 925 °C, (b) 935 °C, (c) 945 °C, (d) 955 °C, (e) 965 °C, (f) 975 °C, (g) 985 °C, (h) 995 °C, and (i) 1015 °C

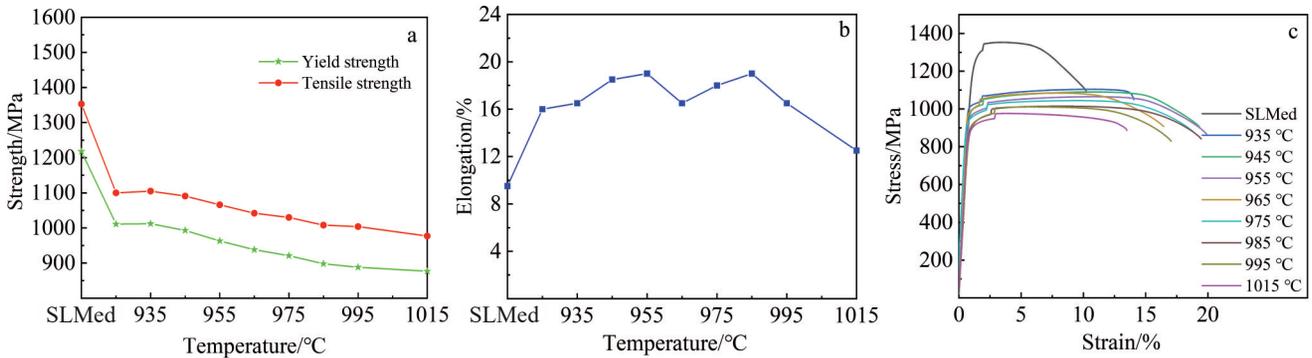


图9 不同固溶热处理下SLM成形高温钛合金的力学性能

Fig.9 Mechanical properties of high-temperature titanium alloy formed by SLM under different solution heat treatments: (a) strength, (b) elongation, and (c) stress-strain curves

织的强化作用逐渐减弱,所以强度逐渐下降(图5~图9)。当温度为1015 °C(图5i、6i)时,此时固溶热处理温度位于 $\beta$ 单相区,合金内部由网篮组织变为魏氏组织,组织的变化使得样品强度大幅降低。

SLM成形高温钛合金样品在925~955 °C固溶热处理时延伸率增加,而在965 °C固溶热处理时下降的原因是:当温度为925~955 °C时,组织内部存在大量的 $\alpha$ 相和

少量的 $\beta$ 相, $\beta$ 相作为塑性相,对延伸率的提升起到促进作用,并与 $\alpha$ 相的粗化共同作用使延伸率随热处理温度升高而增加。但当温度提高到965 °C时,组织内几乎不再存在 $\beta$ 相,而 $\alpha$ 相粗化后尺寸又低于975 °C时的 $\alpha$ 相尺寸,所以导致在965 °C时延伸率偏低。当温度为975~995 °C时,部分 $\alpha$ 相转变为 $\beta$ 转变组织, $\alpha$ 相的长宽比进一步减小,长大为短棒状或球状,组织内相界减少对位错运

动阻力减少,协调效果增加,延伸率提升。当温度到 1015 °C(图 5i,6i)时,此时位于 $\beta$ 单相区合金由网篮组织变为魏氏组织,组织内存在大量的 $\alpha$ 板条集束,位错运动的阻力增加,协调变形能力大幅下降,延伸率下降。

### 3.4 时效热处理对组织的影响

图 10 为固溶热处理后(945 °C/2 h/AC)SLM 成形高温钛合金经过不同时效热处理后的显微组织。固溶加时效热处理后 SLM 成形高温钛合金主要由 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相组成,与固溶态组织相比在进行时效处理后合金内部出现了大量的分布在相界、晶界附近的尺寸很小的“孔洞”。随着时效温度的升高,组织内 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相无明显变化,“小孔”的数量、尺寸也无太大变化,“小孔”可能为时效过程中出现的析出相,在腐蚀过程中掉落而留下。

### 3.5 时效热处理对力学性能的影响

图 11 为固溶热处理后(945 °C/2 h/AC)SLM 成形高温钛合金经过不同时效热处理后的室温与 600 °C 高温拉伸性能。从图 11a 可以看出与只有固溶处理的样品相比,固溶加时效后样品的抗拉强度和屈服强度得到了大幅提高,而延伸率略有下降。

力学性能发生变化的主要因素为经过时效处理,细小 $\beta$ 相以及析出第二相分布在 $\alpha$ 相的周围(图 10),在位错滑移路径形成钉扎效果,阻止位错滑移的进行,从而提高了样品的抗拉强度和屈服强度;但是时效处理后相界增多,对滑移的阻力增大,能够迅速在相界和晶界处产生位错塞积,促进拉伸过程中孔洞和裂纹的过早形成,降低了延伸率。

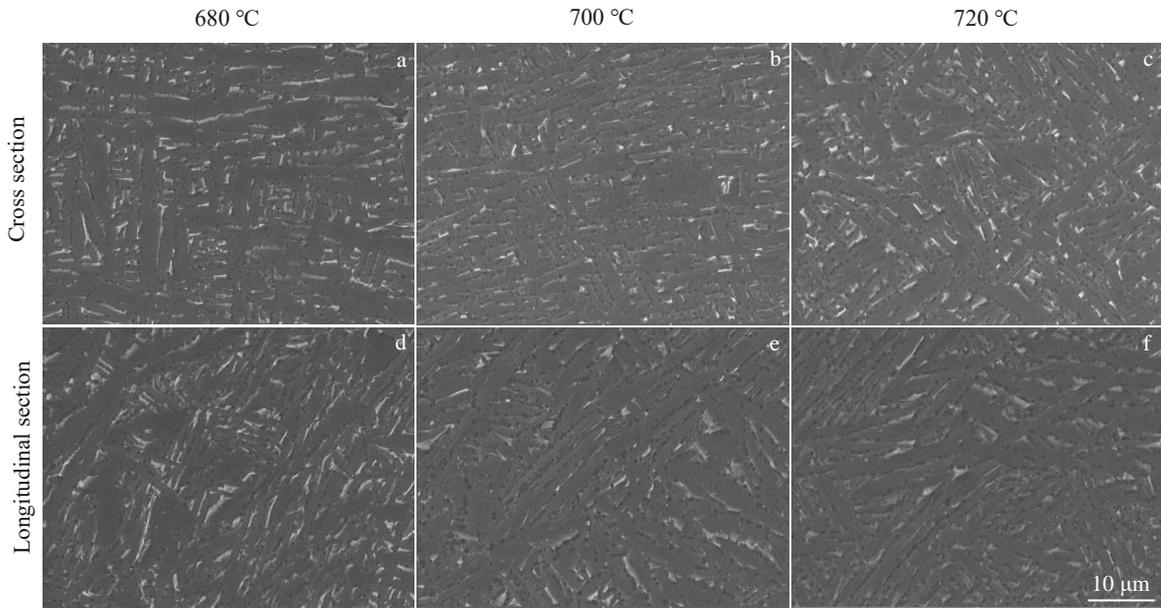


图 10 不同时效温度下 SLM 成形高温钛合金横纵截面 SEM 组织

Fig.10 SEM microstructures of cross section and longitudinal section of high-temperature titanium alloy formed by SLM at different aging temperatures

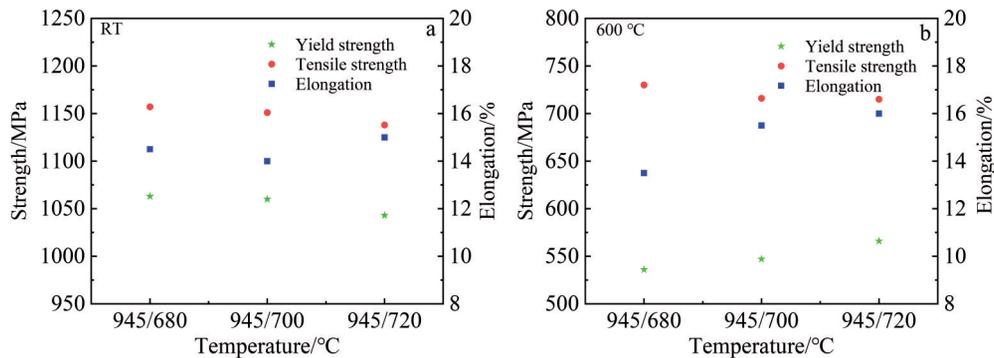


图 11 不同时效温度下 SLM 成形高温钛合金的拉伸性能

Fig.11 Tensile properties of high-temperature titanium alloy formed by SLM at the aging temperature of RT (a) and 600 °C (b)

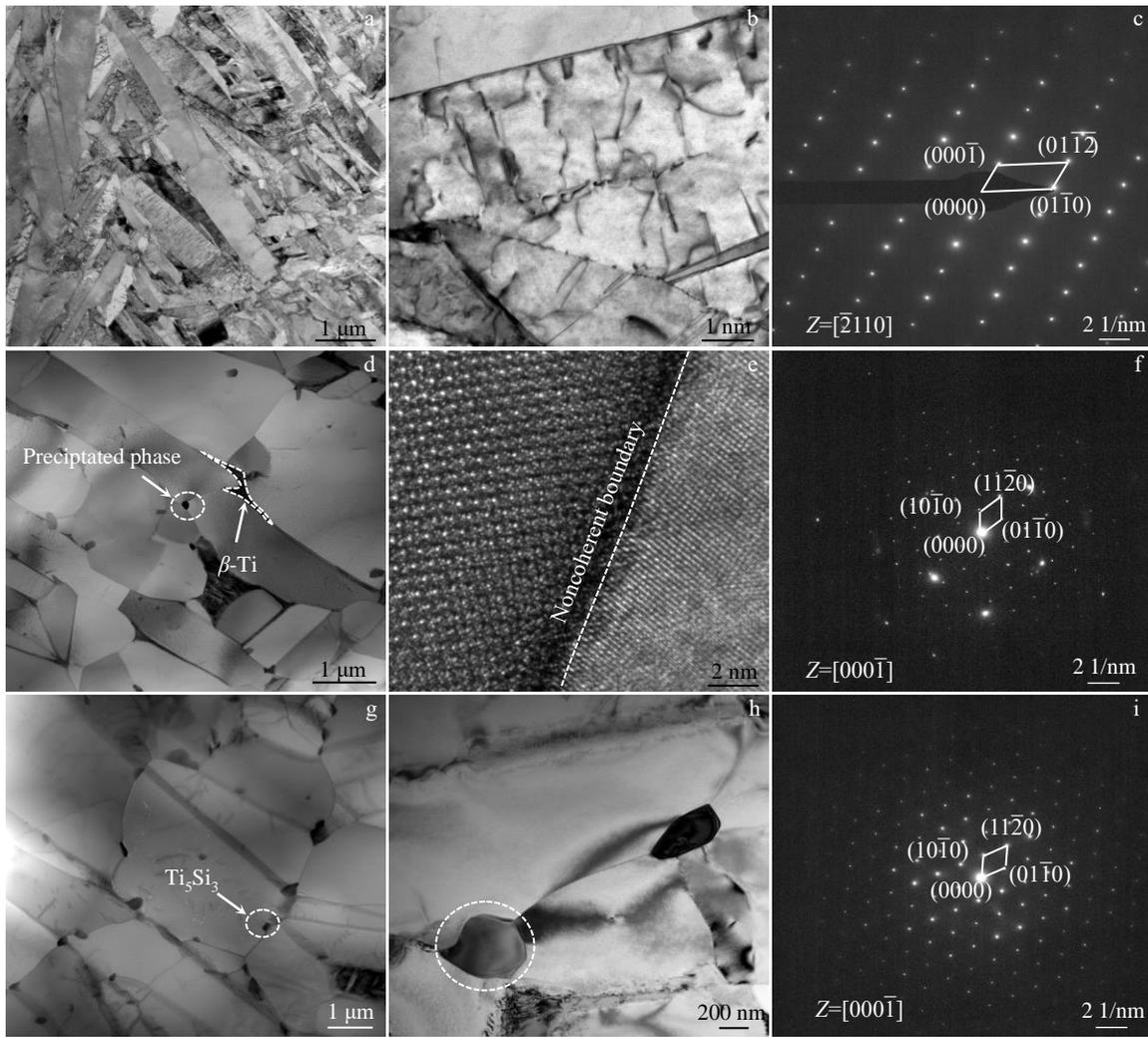


图12 SLM成形高温钛合金 TEM组织分析

Fig.12 TEM microstructure analysis of high-temperature titanium alloy formed by SLM: (a–c) SLMed; (d–f) solid solution; (g–i) aging; (a–b, d, g–h) low magnification bright field (BF) images; (e) high-resolution TEM (HRTEM) image; (c, f, i) FFT images

为了进一步分析热处理对SLM成形高温钛合金组织与性能的影响,对成形态样品、固溶(945 °C/2 h/AC)和时效(945 °C/2 h/AC+700 °C/8 h/AC)后的样品进行TEM分析,其结果如图12所示。结果表明,成形态试样有SLM成形工艺快速冷却得特点,基体主要由马氏体组成(图12a),没有明显的析出相存在,在马氏体板条内部观察到明显位错存在(图12b),对其进行衍射分析确定其为 $\alpha'$ 相(图12c)。固溶处理后的显微组织如图12d~12f所示,可以看到时效后的样品中 $\alpha$ 板条内部位错消失,在 $\alpha$ 板条界面处观察到少量析出相,同时在 $\alpha$ 板条间隙观察到晶间 $\beta$ 相生成(图12d),对析出相进行高分辨分析可以发现析出相以基体呈半宫格关系,对其进行衍射分析确定析出相为 $Ti_5Si_3$ ,固溶后的样品 $\alpha$ 板条内部位错消失,同时可以观察到较成形态样品 $\alpha$ 板条明显粗化,因此固溶后的样品延伸率明显增加。

对固溶后的样品进行时效处理,时效后的样品其显微组织如图12g~12i所示,可以看到时效后的样品 $\alpha$ 板条界面处的析出相明显增多(图12g),对其进行高倍观察结果表明时效处理后的样品与固溶处理后样品为同一析出相均为 $Ti_5Si_3$ 相,析出相的增多导致时效后样品强度的提高,在变形过程中析出相发挥钉扎作用,位错在析出相周围堆积,导致强度提高。

SLM成形高温钛合金样品经过固溶加时效热处理后室温拉伸性能可高于锻件的相应性能指标,600 °C高温拉伸性能的抗拉强度和延伸率高于锻件的相应性能指标,但屈服强度略低于锻件的相应性能指标。同时,不同时效温度下的样品拉伸性能虽有所区别,但整体保持一致,变化不明显,说明在该温度区间时效温度的变化对样品拉伸性能影响不大。因此,综合考虑高低温力学性能,SLM成形高温钛合金的固溶加时效热处理制度为

945 °C/2 h/AC+700 °C/8 h/AC。

## 4 结论

1) 固溶热处理后 SLM 成形高温钛合金针状马氏体  $\alpha'$  转变为  $\alpha+\beta$  相。随着温度升高  $\alpha$  相长宽比减小。晶界、相界面部分板条状  $\alpha$  转变为短棒状或等轴状, 部分  $\alpha$  相在溶质扩散的作用下变成了团块状。

2) SLM 成形高温钛合金成形态样品随着固溶处理温度的升高, 屈服强度和抗拉强度逐渐降低, 延伸率呈现先增加后降低再增加的变化趋势。

3) SLM 成形高温钛合金经固溶加时效热处理后, 显微组织主要由  $\alpha$  和  $\beta$  相组成, 随时效温度的升高没有明显变化。

4) SLM 成形高温钛合金经固溶加时效热处理后与固溶处理样品相比, 合金的抗拉强度和屈服强度明显提高, 延伸率有所下降。

### 参考文献 References

- [1] Wang Boya(王博雅), Luo Yumeng(骆雨萌), Liu Rui(刘睿) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(6): 1517
- [2] Jiang Muchi(姜沐池), Ren Dechun(任德春), Zhao Xiaoyu(赵晓彧) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(4):1455
- [3] Wang Qingjiang(王清江), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨锐). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 1
- [4] Yang Xingyuan(任德春), Jiang Muchi(姜沐池), Liu Yi(刘意) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(12):4125
- [5] Cai Jianming(蔡建明), Huang Xu(黄旭), Cao Chunxiao(曹春晓) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(11): 1893
- [6] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [7] Zhang Fang(张方), Chen Jing(陈静), Xue Lei(薛蕾) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(3): 452
- [8] Luo Wenzhong(罗文忠), Sun Feng(孙峰), Zhao Xiaohua(赵小花) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(12): 3967
- [9] Cao Jingxia(曹京霞), Mi Guangbao(弭光宝), Cai Jianming(蔡建明) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2018, 35(1): 1
- [10] Zong Xuwen, Zhang Jian, Fu Hanguang. *Materials Testing*[J], 2021, 63(1): 10
- [11] Ren Dechun, Li Shujun, Wang Hao *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 285
- [12] Liu Yujing, Ren Dechun, Li Shujun *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 32: 101060
- [13] Gu Dongdong(顾冬冬), Zhang Hongmei(张红梅), Chen Hongyu(陈洪宇) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2020, 47(5): 32
- [14] Wang Di, Wu Shibiao, Fu Fan *et al. Materials & Design*[J], 2017, 117: 121
- [15] Olakanmi E O, Cochrane R F, Dalgarno K W. *Progress in Materials Science*[J], 2015, 74: 401
- [16] Deng Mengcheng, Sui Shang, Yao Bo *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 101: 308
- [17] Ran Jiangtao(冉江涛), Jiang Fengchun(姜凤春), Chen Zhuo(陈卓) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2022, 46(1): 47
- [18] Guo Minghai(郭明海), Gao Peibao(高佩宝), Liu Bin(刘斌) *et al. Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2021, 31(2): 78
- [19] 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
- [20] Zhang Shaochi(张少驰), Sun Zhonggang(孙中刚), Liang Zulei(梁祖磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3234
- [21] Guo Yanwu(郭彦梧). *Research on the Process Performance of Laser Selective Forming TA15 Titanium Alloy*(激光选区熔化成形 TA15 钛合金工艺性能研究)[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2019
- [22] Yu Bingbing(于冰冰), Chen Zhiyong(陈志勇), Li Jinwei(李晋炜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 166
- [23] Huang Yu(黄瑜), Chen Jing(陈静), Zhang Fengying(张凤英) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(12): 2146
- [24] Jiang Shuai(蒋帅), Li Huaixue(李怀学), Shi Zhiqiang(石志强) *et al. Infrared and Laser Engineering*(红外与激光工程)[J], 2015, 44(1): 107
- [25] Chen Jing, Zhang Rui, Zhang Qiang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(3): 548

## Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of High-Temperature Titanium Alloy Formed by Laser Selective Melting

Liu Yi, Cai Yusheng, Jiang Muchi, Yang Xingyuan, Ren Dechun, Ji Haibin, Lei Jiafeng

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** High temperature titanium alloy was prepared by selective laser melting (SLM). The effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of the alloy was studied via OM, SEM, XRD and mechanical tensile. The results show that the metastable acicular martensite  $\alpha'$  is transformed into  $\alpha$  phase and  $\beta$  phase after solid solution heat treatment. With the increase in solution temperature, the ratio of length to width of  $\alpha$  phase decreases, and fracture occurs along the grain boundary and phase boundary, and some  $\alpha$  phase breaks from strips to short rods or equiaxed grains. The tensile strength and yield strength of the formed alloy decrease gradually with the increase in heat treatment temperature, while the elongation increases. Different from the case of the solid solution state, the second phase appears in the microstructure of the alloy after aging heat treatment, which leads to a significant increase in tensile strength and yield strength at room temperature, accompanied by a decrease in elongation. The aging temperature has little effect on the tensile properties of the alloy at room temperature and high temperature. After the solution of 945 °C/2 h/AC and aging heat treatment of 700 °C/8 h/AC, the alloy demonstrates good comprehensive mechanical properties.

**Key words:** selective laser melting; heat treatment; high-temperature titanium alloy; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Ji Haibin, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83970131, E-mail: hbji@imr.ac.cn