

加工工艺对 Ti7Al4Mo 合金棒材组织性能和超声声速的影响

李 运¹, 韩飞孝², 秦立东³, 孙小平², 郑念庆², 刘广发², 王凯旋²

(1. 海装广州局, 贵州 贵阳 550016)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司 特种钛合金材料制备技术国家地方联合工程实验室, 陕西 西安 710018)

(3. 首都航天机械有限公司, 北京 100076)

摘要: 为优化 Ti7Al4Mo 合金棒材制备工艺, 对比研究了精锻工艺和热处理对棒材组织、力学性能和超声声速的影响。结果表明: 相同精锻变形温度下, 变形量大的 $\phi 40$ mm 棒材超声声速低于变形量小的 $\phi 60$ mm 棒材, 但强度稍高。随着变形温度的提高, 棒材初生 α 相含量逐渐降低, 但超声声速逐渐提高, 强度先提高后降低。固溶水冷棒材的超声声速低于固溶空冷棒材, 且随着固溶温度和时效温度的升高, 超声声速逐渐提高。随着固溶温度的升高和时效温度的降低, 棒材的强度提高但塑性下降。当热处理制度选用 $(940 \sim 960)^\circ\text{C}/1.5 \text{ h/WQ} + (550 \sim 600)^\circ\text{C}/8 \text{ h/AC}$ 时, Ti7Al4Mo 合金棒材的强度和塑性匹配较好, 且超声声速较高。

关键词: Ti7Al4Mo 合金; 精锻; 热处理; 超声声速

中图分类号: TG316; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2022)06-018-06

Effect of Processing Technologies on Microstructure, Properties and Ultrasonic Velocity of Ti7Al4Mo Alloy Bar

Li Yun¹, Han Feixiao², Qin Lidong³, Sun Xiaoping², Zheng Nianqing², Liu Guangfa², Wang Kaixuan²

(1. Guangzhou Bureau of Naval Equipment Department, Guiyang 550016, China)

(2. National & Local Joint Engineering Laboratory for Special Titanium Alloy Processing Technologies, Western Superconducting Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

(3. Capital Aerospace Machinery Co., Ltd., Beijing 100076, China)

Abstract: In order to optimize the preparation process of Ti7Al4Mo alloy bars, the effects of precision forging process and heat treatment on microstructure, properties and ultrasonic velocity of the bars were comparative studied. The results show that under the same precision deformation temperature, the ultrasonic velocity of $\phi 40$ mm bar which has large deformation is lower than that of $\phi 60$ mm bar which has small deformation, but the strength is slightly higher. With the increase of deformation temperature, the volume fraction of α phase decreases gradually, but the ultrasonic velocity increases gradually, and the strength increases first and then decreases. The ultrasonic velocity of the bar water-quenched after solution treatment is lower than that of the bar air-cooled after solution treatment, and with the increase of solution temperature and aging temperature, the ultrasonic velocity increases gradually. With the increase of solution temperature and decrease of aging temperature, the strength of the bar increases but the plasticity decreases. When the heat treatment is $(940 \sim 960)^\circ\text{C}/1.5 \text{ h/WQ} + (550 \sim 600)^\circ\text{C}/8 \text{ h/AC}$, the strength and plasticity of Ti7Al4Mo bars match well, and the ultrasonic velocity is higher.

Key words: Ti7Al4Mo alloy; precision forging; heat treatment; ultrasonic velocity

Ti7Al4Mo 合金为 $\alpha + \beta$ 两相钛合金, 在国外已

被大量用于制造喷气发动机、导弹及其他武器装备等^[1]。近年来, Ti7Al4Mo 合金在医疗领域也获得应用, 如用来制造医用超声手术刀^[2]。为保证超声手术刀使用的稳定性, 不仅要求材质具有高的力学性

收稿日期: 2022-10-11

基金项目: 陕西省技术创新引导专项(2019CGHJ-21)

通信作者: 韩飞孝(1990—), 男, 工程师。

能,同时对声波在材质中的传播速度(即超声声速)也有一定的要求。超声声速是描述超声波在介质中传播特性的基本物理量,与材料的组织形态密切相关,而组织形态除受合金成分影响外,主要由加工工艺(包括变形和热处理)决定。郑念庆等^[3-5]研究了不同热处理条件下 TC4 钛合金显微组织及超声声速的变化情况,时靖等^[6]研究了锻造变形量对 TC4 钛合金锻件组织和超声声速的影响,乔治等^[7]研究了普通退火和固溶+时效处理对 Ti7Al4Mo 合金组织与性能的影响。目前,鲜有关于热变形工艺和热处理工艺对 Ti7Al4Mo 合金组织性能和超声声速影响的综合研究。为此,对比分析了热变形(变形量、变形温度)和固溶+时效处理(固溶温度、固溶后冷却方式、时效温度)对 Ti7Al4Mo 合金棒材组织、力学性能和超声声速的影响,以期合理优化加工工艺,制备出高性能、高超声声速的棒材。

1 实 验

实验材料为经3次真空自耗电弧熔炼(VAR)+多火次墩拔锻造制备的 $\phi 85$ mm Ti7Al4Mo 合金棒坯,其 β 相转变温度为 1020 °C,化学成分如表1所示。棒坯组织为典型的双态组织,由初生等轴 α 相+ β 转变组织组成,初生等轴 α 相含量约为60%。将Ti7Al4Mo 合金棒坯切割成相同长度,按照表2方案进行精锻加工,得到规格分别为 $\phi 40$ mm和 $\phi 60$ mm的棒材。

表1 Ti7Al4Mo 合金棒坯的化学成分(w%)

Table 1 Chemical composition of Ti7Al4Mo alloy billet

Al	Mo	Fe	O	C	N	H	Ti
6.95	4.10	0.25	0.159	0.010	<0.003	0.006	Bal.

表2 Ti7Al4Mo 合金棒材的精锻方案

Table 2 Precision forging schemes of Ti7Al4Mo alloy bar

No.	Finished spec/mm	Deformation pass	Intermediate spec/mm	Temperature /°C	Forging degree/%
1	$\phi 40$	Two pass	$\phi 65$	950	78
2	$\phi 40$	Two pass	$\phi 65$	980	78
3	$\phi 40$	Two pass	$\phi 65$	1000	78
4	$\phi 60$	One pass	—	980	50

从不同规格的 Ti7Al4Mo 合金棒材上切取试样,按照表3方案进行热处理。为更加真实模拟实际生

产情况,进行固溶水冷试验时试样从热处理炉取出到入水过程耗时1 min。

表3 Ti7Al4Mo 合金棒材的热处理方案

Table 3 Heat treatment schemes of Ti7Al4Mo alloy bar

No.	Heat treatment schemes
HT1	900 °C/1.5 h/WQ
HT2	920 °C/1.5 h/WQ
HT3	940 °C/1.5 h/WQ
HT4	960 °C/1.5 h/WQ
HT5	940 °C/1.5 h/AC
HT6	960 °C/1.5 h/AC
HT7	900 °C/1.5 h/WQ + 550 °C/8 h/AC
HT8	920 °C/1.5 h/WQ + 550 °C/8 h/AC
HT9	940 °C/1.5 h/WQ + 550 °C/8 h/AC
HT10	960 °C/1.5 h/WQ + 550 °C/8 h/AC
HT11	940 °C/1.5 h/AC + 550 °C/8 h/AC
HT12	960 °C/1.5 h/AC + 550 °C/8 h/AC
HT13	940 °C/1.5 h/WQ + 510 °C/8 h/AC
HT14	940 °C/1.5 h/WQ + 580 °C/8 h/AC
HT15	940 °C/1.5 h/WQ + 620 °C/8 h/AC

在不同规格的 Ti7Al4Mo 合金棒材横向 $R/2$ 处切取金相试样,经磨抛后采用腐蚀剂(HF、HNO₃、H₂O 体积比为1:3:6)进行浸蚀。采用蔡司 Axio Vert. A1 倒立式显微镜进行显微组织观察,采用 Image-Pro Plus 5.0 图像分析软件分析初生 α 相含量(5个不同视场的平均值)。在热处理后的棒材横截面 $R/2$ 处沿纵向切取拉伸试样,采用 Zwick Z330 试验机进行室温拉伸性能测试,每组测试3个试样,取平均值。采用 CL400 型超声脉冲反射仪测量棒材 $R/2$ 处的超声声速,至少测试3个不同位置,取平均值作为测量结果。

2 结果与分析

2.1 热变形对棒材的影响

2.1.1 变形量

图1是980 °C两火精锻 $\phi 40$ mm和一火精锻 $\phi 60$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材的显微组织。从图1可以看出,2种规格棒材的显微组织均为由一定量初生 α 相+ β 转变组织组成的双态组织,但 α 相的含量、尺寸及分布有一定差异。 $\phi 40$ mm 棒材的初生 α

相含量不足 40%，尺寸偏小， $\phi 60$ mm 棒材的初生 α 相含量超过 50%，尺寸偏大。这是由于 2 种规格棒材的热变形过程不同导致的。精锻过程持续时间长，棒材在锻造过程中有一定的温降，且变形量越大，变形道次越多，温降越明显。 $\phi 40$ mm 棒材精锻时的累积变形量达到 78%，大量的初生 α 相在锻造过程中被压扁、拉长甚至破碎，导致 α 相尺寸稍小于累计变形量只有 50% 且精锻过程持续时间短的 $\phi 60$ mm 棒材。 $\phi 40$ mm 棒材为两火精锻成形，第 1 火精锻至 $\phi 65$ mm 后回温至 $980\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，导致精锻得到的细小 α 相转变为高温 β 相，进而使第 2 火精锻后初生 α 相含量低于 $\phi 60$ mm 棒材。

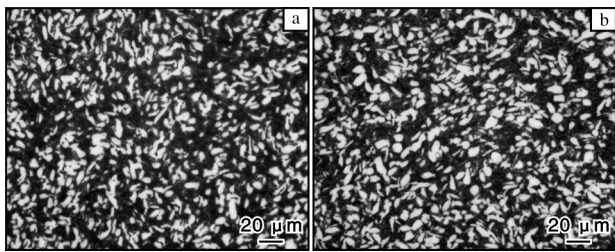


图 1 980 $^{\circ}\text{C}$ 精锻不同规格 Ti7Al4Mo 合金棒材的显微组织
Fig. 1 Microstructures of different specification Ti7Al4Mo alloy bars precision forged at $980\text{ }^{\circ}\text{C}$: (a) $\phi 40$ mm; (b) $\phi 60$ mm

图 2 是 980 $^{\circ}\text{C}$ 精锻不同规格 Ti7Al4Mo 合金棒材经 HT10 工艺热处理后的显微组织。与图 1 锻态组织相比，经固溶 + 时效处理后 2 种规格棒材的扁平状初生 α 相转变为等轴状且分布均匀性提高，这是热处理过程中 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变和再结晶的共同结果。此外，由于固溶温度低于精锻温度，组织具有遗传性，故热处理后 $\phi 40$ mm 棒材的初生 α 相含量要稍低于 $\phi 60$ mm 棒材。

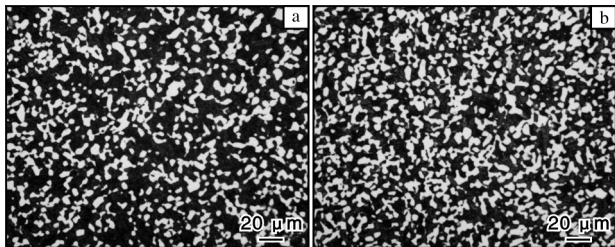


图 2 980 $^{\circ}\text{C}$ 精锻不同规格 Ti7Al4Mo 合金棒材经 HT10 工艺热处理后的显微组织

Fig. 2 Microstructures of different specification Ti7Al4Mo alloy bars precision forged at $980\text{ }^{\circ}\text{C}$ after HT10 process heat treatment: (a) $\phi 40$ mm; (b) $\phi 60$ mm

经 HT10 工艺热处理后的力学性能和超声声速 (v_{ultrason})。从表 4 可以看出，2 种规格棒材的力学性能都满足 AMS4970L 要求 ($R_m \geq 1103\text{ MPa}$, $R_{p0.2} \geq 1034\text{ MPa}$, $A \geq 8\%$, $Z \geq 15\%$)， $\phi 40$ mm 棒材的强度高于 $\phi 60$ mm 棒材，但塑性偏低。这是因为 $\phi 40$ mm 棒材锻后初生 α 相含量低，大量的 α 稳定元素在固溶 + 时效处理时以极细小的次生 α 相析出，起到了弥散强化的效果，导致棒材的强度高但塑性偏低； $\phi 60$ mm 棒材的初生 α 相含量高，固溶 + 时效处理时析出的细小次生 α 相含量低，因而其强度偏低、塑性较高。经固溶 + 时效处理后， $\phi 40$ mm 棒材的超声声速达到 6179 m/s ，但低于 $\phi 60$ mm 棒材 (6205 m/s)。这是因为超声波的传播速度和介质的弹性模量是呈正相关的。一方面钛合金 α 相属于密排六方结构，其本身弹性模量要高于体心立方结构的 β 相，故声波在 α 相的传播速度要高于 β 相。 $\phi 40$ mm 棒材的初生 α 相含量低于 $\phi 60$ mm 棒材，故声波的传播速度慢。另一方面，在相同精锻温度下， $\phi 40$ mm 棒材的变形量大，其纵向 α 相的拉长程度高于 $\phi 60$ mm 棒材，导致其纵向的弹性模量低于 $\phi 60$ mm 棒材，超声波的传播速度慢。

表 4 980 $^{\circ}\text{C}$ 精锻不同规格 Ti7Al4Mo 合金棒材经 HT10 工艺热处理后的力学性能及超声声速

Table 4 Mechanical properties and ultrasonic velocity of different specification Ti7Al4Mo alloy bars forged at $980\text{ }^{\circ}\text{C}$ after HT10 process heat treatment

Specification /mm	v_{ultrason} /m \cdot s $^{-1}$	Room temperature tensile properties			
		R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%
$\phi 40$	6179	1348	1177	10.5	33
$\phi 60$	6205	1284	1151	12.5	41

2.1.2 变形温度

图 3 是经 950、980、1000 $^{\circ}\text{C}$ 精锻的 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经 HT10 工艺热处理后的显微组织，其对应的室温拉伸性能和超声声速见表 5。从图 3 可以看出，不同温度精锻的棒材经固溶 + 时效处理后均为双态组织，初生 α 相等轴性良好，但相含量有所差异。950 $^{\circ}\text{C}$ 精锻棒材经热处理后的 α 相含量在 50% 以上，980 $^{\circ}\text{C}$ 时降低为约 40%，1000 $^{\circ}\text{C}$ 时降低为 30% 以下，说明精锻温度对 Ti7Al4Mo 合金棒材显微组织中 α 相含量影响显著。从表 5 可以看出，随着精锻温度的升高，Ti7Al4Mo 合金棒材强度

表 4 是 980 $^{\circ}\text{C}$ 精锻不同规格 Ti7Al4Mo 合金棒材

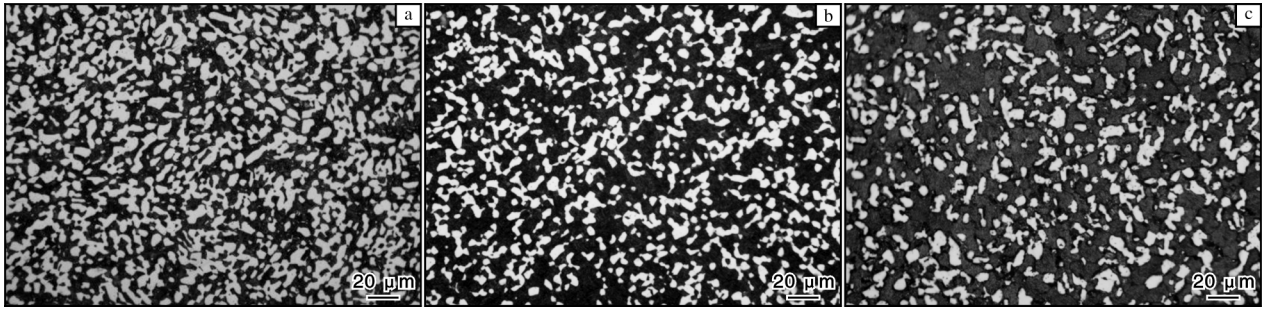


图3 不同温度精锻的 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经 HT10 工艺热处理后的显微组织

Fig. 3 Microstructures of $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo alloy bars precision forged at different temperatures and after heat treatment by HT10 process: (a) 950 °C; (b) 980 °C; (c) 1000 °C

表5 不同温度精锻的 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经 HT10 工艺热处理后的力学性能及超声声速

Table 5 Mechanical properties and ultrasonic velocity of $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo alloy bars precision forged at different temperatures and after heat treatment by HT10 process

Temperature /°C	$v_{ultrason} / m \cdot s^{-1}$	Room temperature tensile properties			
		R_m / MPa	$R_{p0.2} / MPa$	$A / \%$	$Z / \%$
950	6169	1308	1120	13.5	34
980	6179	1348	1177	10.5	33
1000	6210	1265	1100	15.0	34

呈现出先升高后降低的趋势，这主要与初生 α 相和次生 α 相的含量有关。Ti7Al4Mo 合金的 β 稳定元素含量高，其强化方式主要是固溶 + 时效处理强化，一般来说时效过程中弥散析出的次生 α 相含量越高强度越高，但初生 α 相的含量对强度也有一定的影响。当因初生 α 相含量降低造成的强度损失大于次生 α 相析出造成的强度增加时，棒材的整体强度会有所下降，故精锻温度为 980 °C 时 Ti7Al4Mo 合金棒材的强度最高。

从表 5 还可以看出，随着精锻温度的升高， $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材的超声声速逐渐提高，从 950 °C 时的 6169 m/s 提高到 1000 °C 时的 6210 m/s，这主要与棒材组织中初生 α 相的含量和纵向 α 相取向有关。增加 α 相含量会提高棒材的超声声速，但精锻造成的纵向 α 相取向增强会导致弹性模量降低，进而使超声声速降低^[8]，Ti7Al4Mo 合金棒材最终的超声声速是二者综合作用的结果。随着精锻温度的升高，Ti7Al4Mo 合金棒材的 α 相含量降低，其超声声速理应逐渐降低，但由于精锻温度的升高降低了纵向 α 相的取向性，因而弹性模量增大，导

致其纵向超声声速提高且提高幅度大于因 α 相含量降低造成的超声声速降低，从而导致 Ti7Al4Mo 合金棒材的超声声速随着精锻温度的升高也逐渐升高。

2.2 热处理对棒材的影响

2.2.1 固溶处理

图 4 是 980 °C 精锻的 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经不同工艺固溶处理后的显微组织，对应的超声声速如表 6 所示。从图 4 可以看出，固溶水冷棒材

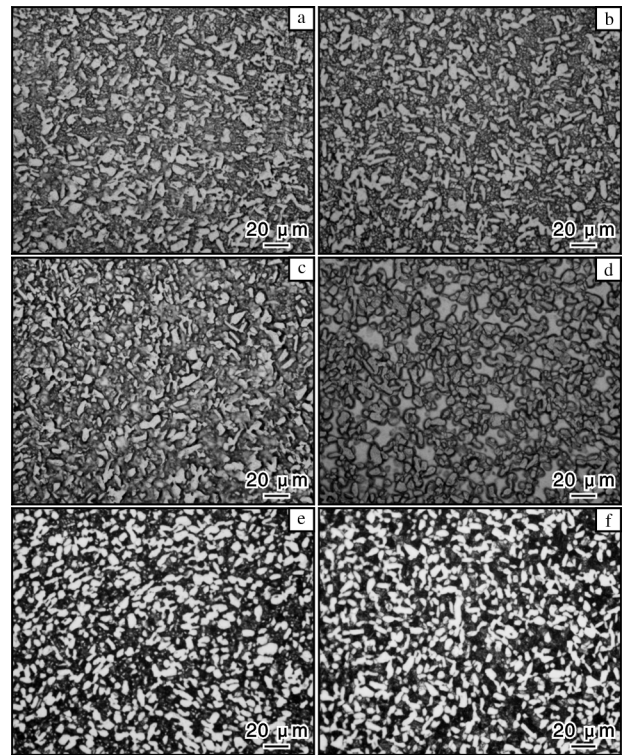


图4 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经不同工艺固溶处理后的显微组织

Fig. 4 Microstructures of $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo alloy bars after different solution treatments: (a) HT1; (b) HT2; (c) HT3; (d) HT4; (e) HT5; (f) HT6

表 6 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经不同工艺固溶处理后的超声声速

Table 6 Ultrasonic velocity of $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo alloy bars after different solution treatments

No.	$v_{\text{ultrason}}/\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	No.	$v_{\text{ultrason}}/\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$
HT1	5953	HT4	6048
HT2	5965	HT5	6114
HT3	6010	HT6	6137

由一定量的大小不一的初生 α 相 + 过冷马氏体组成, 固溶空冷棒材由一定量的初生 α 相和少量呈点状或短棒状次生 α 相以及残留 β 相组成。从表 6 可以看出, 固溶水冷棒材的超声声速远低于固溶空冷棒材。这是由于钛合金自高温快速冷却时, β 相可转变为六方晶格的中间过渡相, 即六方马氏体、斜方马氏体或过冷 β 相^[9], 其弹性模量随着晶格致密度的降低而降低, 从而导致固溶水冷棒材的超声声速低于固溶空冷棒材。在相同固溶冷却方式下, 精锻温度越高, Ti7Al4Mo 合金棒材固溶处理后的超声声速也越高, 这与其组织遗传性有关。

图 5 是 980 °C 精锻的 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经不同工艺固溶 + 时效处理后的显微组织, 其对应的室温拉伸性能和超声声速见表 7。从图 5a ~ 5c 和图 5e 可以看出, 当固溶温度为 900 ~ 940 °C 时, 棒材由大小不一的初生 α 相 + 弥散分布的次生 α 相 + 残余 β 相组成; 当固溶温度达到 960 °C 时, 精锻形成的点状初生 α 相全部转变为 β 相, 导致整体初生 α 相含量降低, 次生 α 相含量升高, 如图 5d、5f 所示。

与表 6 中经固溶处理的棒材相比, 表 7 中经固溶 + 时效处理的棒材超声声速明显提高, 这是因为时效过程中, 马氏体逐渐分解, 析出了弥散分布的次生 α 相, 导致整体的弹性模量升高, 超声声速提高。棒材经固溶水冷 + 时效处理后的超声声速低于经固溶空冷 + 时效处理的棒材, 这可能与马氏体在时效过程中未完全转变有关。

从表 7 中的力学性能可以看出, 固溶水冷 + 时效处理的 Ti7Al4Mo 合金棒材室温拉伸强度远高于固溶空冷 + 时效处理棒材, 且固溶温度越高, 强度越大, 但对应的塑性越差。(900 ~ 960) °C 固溶水冷 + 550 °C/8 h/AC 时效热处理后强度和塑性都满足 AMS4970L 要求; (940 ~ 960) °C 固溶空冷 + 550 °C/8 h/AC 时效热处理后, 塑性较高, 但屈服强度低于 AMS4970L 要求。

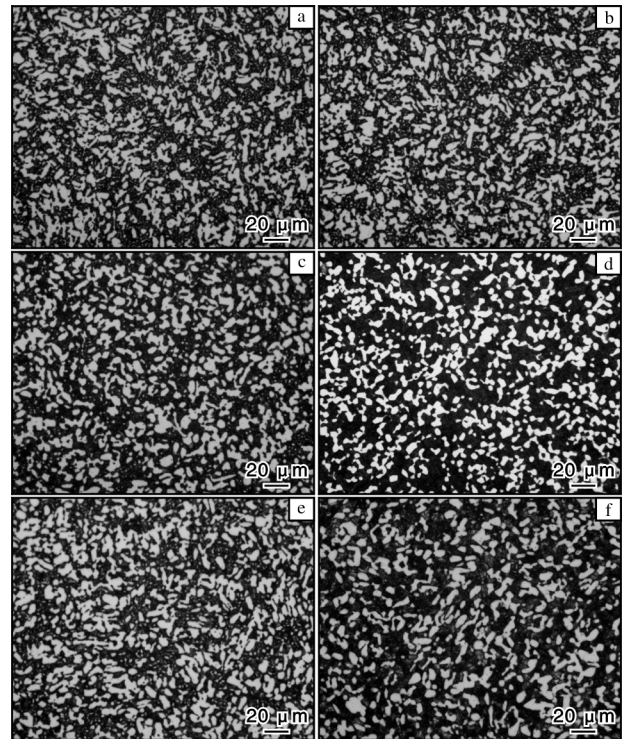


图 5 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经不同工艺固溶 + 时效处理后的显微组织

Fig. 5 Microstructures of $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo alloy bars after different solution and aging treatments: (a) HT7; (b) HT8; (c) HT9; (d) HT10; (e) HT11; (f) HT12

表 7 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经不同工艺固溶 + 时效处理后的力学性能及超声声速

Table 7 Mechanical properties and ultrasonic velocity of $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo alloy bars after different solution and aging treatments

No.	$v_{\text{ultrason}}/\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	Room temperature tensile properties			
		R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$
HT7	6163	1241	1084	15.5	39
HT8	6172	1262	1101	13.5	37
HT9	6175	1325	1138	12.5	34
HT10	6179	1348	1177	10.5	33
HT11	6185	1143	1024	19.0	43
HT12	6190	1124	998	20.5	45

对于 Ti7Al4Mo 合金棒材, 为保证强度和塑性均满足 AMS4970L 要求且保持高的超声声速, 建议固溶温度在 940 ~ 960 °C 之间, 冷却方式选用水冷。

2.2.2 时效处理

图 6 是 980 °C 精锻的 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经 940 °C/1.5 h/WQ 固溶 + 不同时效处理后的显

显微组织, 其对应的室温拉伸性能和超声声速如表 8 所示。

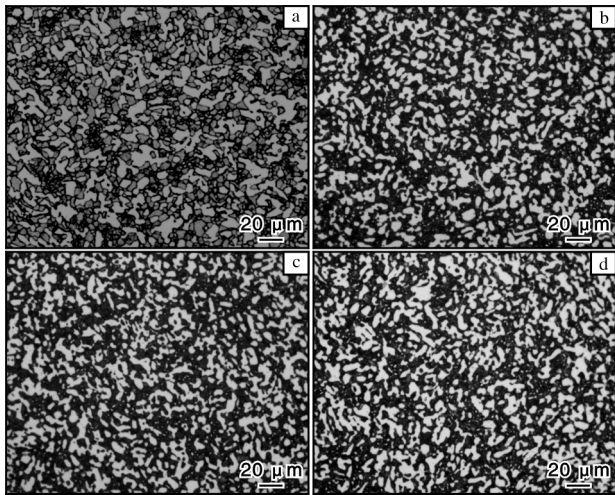


图 6 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经不同工艺时效处理后的显微组织

Fig. 6 Microstructures of $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo alloy bars after different aging treatments: (a) HT13; (b) HT9; (c) HT14; (d) HT15

表 8 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材经不同工艺时效处理后的力学性能及超声声速

Table 8 Mechanical properties and ultrasonic velocity of $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo alloy bars after different aging treatments

No.	v_{ultrason} / $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$	Room temperature tensile properties			
		R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%
HT13	6158	1398	1142	8.5	21
HT9	6175	1325	1138	12.5	34
HT14	6179	1277	1080	12.8	38
HT15	6183	1200	1004	15.6	44

随着时效温度的升高, 初生等轴 α 相的含量没有明显差异, 但细小的次生 α 相逐渐长大(图 6), 棒材的超声声速也逐渐提高(表 8)。这是因为时效温度的提高导致马氏体分解出的次生 α 相含量逐渐增多, 整体弹性模量逐渐提高, 超声波传播速度加快。从表 8 中的力学性能可以看出, 随着时效温度的升高, 棒材强度逐渐下降, 塑性逐渐提高。时效温度为 510 $^{\circ}\text{C}$ 时, 棒材屈服强度最高, 达到 1142 MPa, 但延伸率最低, 仅为 8.5%, 处于 AMS4970L 标准下限水平。当时效温度提高到 620 $^{\circ}\text{C}$ 时, 棒材塑性达到最高, 但屈服强度仅有 1004 MPa, 已不满足 AMS4970L 标准要求。因此, Ti7Al4Mo 合金棒材的

时效热处理制度非常关键, 建议选用(550 ~ 600) $^{\circ}\text{C}$ / 8 h/AC 时效处理, 此时超声声速也能保持在较高水平。

3 结 论

(1) 变形量和精锻温度对 Ti7Al4Mo 合金棒材的组织 and 超声声速有着显著影响。随着精锻温度的升高, 棒材 α 相含量逐渐降低, 超声声速逐渐提高, 强度先提高后降低。相同精锻温度下, 精锻变形量大的 $\phi 40$ mm Ti7Al4Mo 合金棒材超声声速低于变形量小的 $\phi 60$ mm 棒材, 但强度稍高。

(2) Ti7Al4Mo 合金棒材固溶水冷后的超声声速低于固溶空冷后, 且随着固溶温度和时效温度的升高, 超声声速逐渐提高。随着固溶温度的升高和时效温度的降低, 棒材的强度提高但塑性下降。

(3) 热处理制度选用(940 ~ 960) $^{\circ}\text{C}$ / 1.5 h/WQ + (550 ~ 600) $^{\circ}\text{C}$ / 8 h/AC 时, Ti7Al4Mo 合金棒材的强度和塑性匹配较好且超声声速较高。

参考文献 References

- [1] 申华丰. β 固溶对 Ti-7Al-4Mo 合金热轧棒材扭转断口形貌的影响[J]. 上海有色金属, 1980, 1(4): 26-33.
- [2] 石晓艳, 侯峰起, 袁思波, 等. 一种医用超声刀 Ti7Al4Mo 钛合金丝材及其制备方法: CN114480916A [P]. 2022-05-13.
- [3] 郑念庆, 杨晋, 王建国, 等. Ti6Al4V 合金显微组织对超声声速结果的影响[J]. 金属热处理, 2015, 40(8): 59-63.
- [4] 刘俐. 钛合金显微组织对其超声参量及耐蚀性能的影响[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2011.
- [5] 阮雪茜, 林鑫, 黄春平, 等. TC4 激光立体成形显微组织对超声参量的影响[J]. 中国激光, 2015, 42(1): 130-134.
- [6] 时靖, 刘柯, 郭冠华, 等. 锻造参数对 TC4 锻件的组织和超声声速的影响[J]. 无损检测, 2017, 39(10): 24-27.
- [7] 乔治, 刘奎生, 赖运金, 等. 热处理对 Ti-7Al-4Mo 合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2011, 36(4): 69-72.
- [8] Humbert M, Moreau A, Uta E. Analysis of backscattered ultrasound amplitude of Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.3Si samples in terms of their microstructures and local textures[J]. Acta Materialia, 2009, 57(3): 708-714.
- [9] 李长富. Ti-(3.5-4.5)Al-(3.5-5.5)Mo 钛合金中 $\beta \rightarrow \beta''$ 马氏体相变研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2011.