



冷却速率对 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金 显微组织和拉伸性能的影响

赵洪泽^{1,2}, 卢 斌¹, 杨 锐¹

(1. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016;

2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110016)

摘 要: 对 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金(摩尔分数, %)进行固溶后, 分别以炉冷、空冷、油淬和水淬 4 种不同的冷却速率冷却到室温, 再进行相同的时效处理, 采用扫描电子显微镜(SEM)观察, 发现空冷、油冷和水淬得到的显微组织为在 $B2/\beta$ 相基体上析出弥散分布的 α_2 相(等轴的和针状的)和细小的 O 相板条构成的双态组织, 且发现随冷速增大, 在冷却过程中析出的 α_2 相减少, 保留 BCC 相增加; 炉冷时得到无序的 β 相, 油冷时得到有序的 $B2$ 相; 4 种冷却速率中, 只有炉冷的过程中有 O 相析出; 对不同冷却速率的试样进行性能测试, 发现随冷速的增大, 650 °C 的抗拉强度逐渐增大, 室温的强度和塑性也有上升的趋势。

关键词: Ti₂AlNb 合金; 冷却速率; 显微组织; 拉伸性能

文章编号: 1004-0609(2017)-04-0708-08

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Ti₂AlNb 是 20 世纪 90 年代初发展的一种新型金属间化合物, 因其相结构为正交结构而被命名为 O 相(Orthorhombic), 因此, 以 Ti₂AlNb 相为基的合金又称 O 相合金。Ti₂AlNb 基合金的成分通常在 Ti-(18%~30%)Al-(12.5%~30%)Nb(摩尔分数), 因该合金具有低密度、高比强度、良好的抗氧化性能和高蠕变抗力等优点, 成为 650~750 °C 使用的最具潜力航空发动机材料之一^[1-5]。

在 Ti₂AlNb 合金中, 通常有 O 相(正交结构), $B2/\beta$ 相(体心立方结构), α_2 相(密排六方结构)三相构成, 各个相的含量的多少和尺寸的大小等显微组织的变化, 均可以通过热处理来调整, 而显微组织的变化会显著影响力学性能。KUMPFERT 等^[6]通过研究 Ti-22Al-25Nb 合金在单相区固溶后空冷和水淬的显微组织和维氏硬度, 认为为了获得更高的强度, 固溶后采用更慢的冷却速率似乎更有利; EMURA 等^[7]通过对 Ti-22Al-27Nb 合金研究发现, 在 α_2+B2 两相区固溶后采用更快的冷却速率可以获得更细的显微组织从而获得更高的强度, LUO 等^[8]通过对 Ti-22Al-21Nb-1Ta-1W 合金的研究表明: 在近 β 转变温度固溶后采用不同的冷却速率冷却到室温, 发现冷却速率对该合金的显微组织和力学性能影响显著, 增加冷却速率, 室温屈服

强度迅速降低到最小值, 然后开始增加而伸长率的变化趋势正好相反。ZHANG 等^[9]通过研究 Ti₂AlNb 的高温变形行为和变形机理指出, 显微组织的转变对高温的力学性能有显著影响。王伟等^[10]研究了时效温度对 Ti₂AlNb 基合金显微组织的影响, 指出时效温度会影响显微组织进而影响性能。通过以上分析可以看出, 研究固溶后冷却速率对 Ti₂AlNb 合金显微组织的变化是非常必要的。因此, 本文作者以 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 为实验材料研究了固溶后不同冷却速率的显微组织的变化和时效后的显微组织变化及其对力学性能的影响。

1 实验

实验材料为轧制的直径为 40 mm 的 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 棒材, 用线切割截成长为 60 mm 的短棒, 在精密热处理炉中进行固溶+时效处理, 固溶后分别采用炉冷、空冷、油淬和水淬 4 种不同的冷却速率进行冷却。热处理完后, 先用线切割抽成 d 10.5 mm 的棒, 最终加工成 M10 的拉伸样, 平行段的直径为 5 mm, 长为 25 mm。固溶+时效后均会取 d 10 mm $\times$

8 mm 金相试样, 用岛津 SSX-550 型和 FEI 生产的 INSPECT F50 型扫描电子显微镜(SEM)进行显微组织观察, 用 FEI 生产的 TECNAI 20 电镜进行透射观察。用 Adobe Photoshop 进行相的选取和涂色, 之后用专业的统计软件 Image-Pro Plus 进行相的统计。所用实验材料的成分如表 1 所列。

表 1 所用材料的化学分析和气体分析

Table 1 Chemical and gas analysis of studied alloy

Alloy	Mole fraction/%			Mass fractoin/ 10^{-6}		
	Al	Nb	Mo	O	N	H
Nominal	22	24	0.5	—	—	—
Actual	21.5	23.9	0.51	520	62	17

2 结果与讨论

2.1 轧态和固溶后不同冷却速率的合金显微组织

图 1(a)所示为轧态显微组织, 可以看出, 在 $B2/\beta$

相基体上分布着少量的 α_2 相和细小的 O 相。 α_2 相是在轧制时形成的, 而细小的 O 相是在轧制后冷却过程中形成的。经 980 ℃、2 h(980 ℃处于 α_2+B2 两相区)固溶处理后, 炉冷(见图 1(b))时得到的显微组织为在 $B2/\beta$ 相基体上析出多种相, 如图 1(b)所示。包括粗大的 O 相板条, 等轴的 α_2 相, 粗大的 α_2/O 相(内部为 α_2 相, 外部为 O 相)板条, 空冷(见图 1(c))、油淬(见图 1(d))、水淬(见图 1(e))的组织为 α_2 相(等轴的和针状的)和 $B2$ 相两相组织(深色的为 α_2 相, 浅色的为 $B2$ 相)。轧态组织中存在的细小 O 相消失, 王斌等^[11]也指出在 980 ℃固溶处理后 Ti_2AlNb 合金中的 O 相板条会消失。从图 1 和表 2 对 α_2 相的统计可知, 经 980 ℃, 2 h 固溶处理后 α_2 相的含量要高于轧态的原始组织, 并且原始轧态组织中细小的 O 相板条消失, 表 2 的统计结果显示随冷却速率的增大, α_2 相含量逐渐减少, 其原因在于冷却过程要经过 α_2+B2 两相区、 α_2+O+B2 三相区和 $O+B2$ 两相区, 冷却速率降低, 经过有 α_2 的相区所用的时间相应延长有助于 α_2 相的析出。GOGIA 等^[12]也

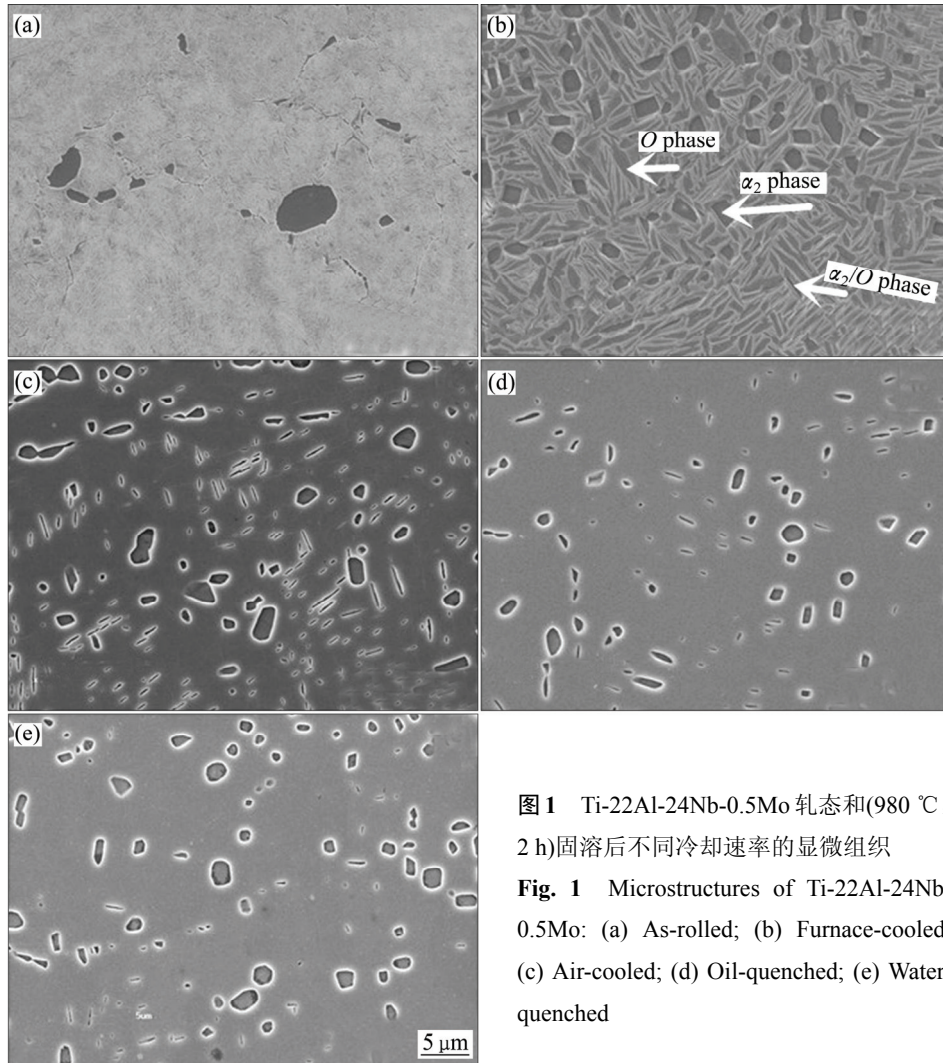


图1 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 轧态和(980 ℃, 2 h)固溶后不同冷却速率的显微组织

Fig. 1 Microstructures of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo: (a) As-rolled; (b) Furnace-cooled; (c) Air-cooled; (d) Oil-quenched; (e) Water-quenched

指出相变点以上固溶的样品再随后的冷却过程中会有 α_2 相或者 O 相的析出, 而析出的比例有冷却速率和合金的成分决定。4 种冷却速率中只有炉冷样品中有粗大的 α_2/O 相板条析出, 其他 3 种冷却速率的组织为 α_2+B2 两相组成, 均未发现 O 相的析出, 这可能的原因是由于 O 相的析出速度要比 α_2 相的析出速度慢。比较空冷、油冷和水淬的 α_2 相的平均直径和多个采集区域的平均个数可以发现, 随冷却速率的增加, α_2 相的平均直径增大而平均个数减少。根据 SAROSI 等^[13]对 Ti-23Al-21Nb-2Mo-0.35Si 的研究结果认为过快的冷却速率会抑制 α_2 相的析出, 因此根据该研究可以推断: 在本实验中过快的冷却速度也会抑制 α_2 相在冷却过程中的析出, 冷却速率的增大会导致针状 α_2 相(次生 α_2 相)数量的减少, 从而引起 α_2 相的平均直径增大而平均个数减少, 而速度较慢时, 冷却过程中有大量的细小 α_2 相析出, 从而导致平均直径降低; 炉冷时由于冷却速度过慢, 在冷却的过程中一部分 α_2 相与 $B2$ 发生包析反应转变为粗大的 α_2/O 相板条, 而较小的 α_2 相有可能全部转变为 O 相, 使其平均个数降低, 平均直径增大, 通过比较表 2 中不同冷却速率的 α_2 相的统计结果可以发现, 炉冷的 α_2 含量较高、平均直径较大、平均个数较少, 这说明炉冷时的冷却速率有利于 α_2 相的长大。

2.2 不同冷却速率下固溶+时效的合金显微组织

从图 2 的固溶+时效后的显微组织可以看出, 图 2 中深黑色的为 α_2 相, 灰色的为 O 相, 浅色的为 BCC 相, 炉冷+时效得到的为在 $B2/\beta$ 相基体上析出粗大的 α_2/O 相板条(深黑色的为 α_2 相, 边缘为 O 相, 边缘 O 相是 α_2 相与基体 BCC 相发生包析反应生成的, 因 α_2 相与 O 相都为析出相, 所以称为 α_2/O 相板条(如图 2(a)所示))、 O 相板条和等轴状的 α_2 相, 而空冷、油冷和水淬+时效时在 $B2/\beta$ 相基体上析出细小的 α_2/O 相和 O

相板条, 从图 2(b)~(d)可以看出, 细小的 O 相在 BCC 相基体上析出且 BCC 相分布在 O 相之间, 这就避免了 O 相与 O 相相邻, 对于塑性的提高有利。从图 2 和表 2 中可看出, 随着冷却速率的增加, α_2/O 相板条的数量有减少的趋势, 空冷、油淬和水淬后时效时形成的 O 相板条, 在体积分数和分布上均相当, 而炉冷后的 O 相的体积含量远高于其他 3 种冷却速率的, 这说明适当的冷却速率对 O 相的含量有较大的影响。

Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金中含有较高的 β 相稳定元素(Nb、Mo), 导致 β 相变过程缓慢, LEYENS 等^[14]的研究表明即使以 10 K/min 较低的冷却速率缓慢冷却时也足以将高温 $B2$ 相保留下来, 从过饱和的 $B2$ 相中形成 O 相不需要长距离的扩散, 所以在低温时效时会析出非常细小的 O 相板条。本研究显示固溶后在炉冷大约(2.3 K/min)的过程中有大量粗大 O 相板条形成, 而固溶后空冷、油冷和水淬得到的组织中无 O 相形成, 说明这 3 种冷速下高温的 $B2$ 相基本保留下来, 在随后的低温时效过程中 $B2$ 相直接分解为 O 相或 $B2$ 相与 α_2 相发生包析反应生成 O 相, 而炉冷的组织在 780 °C 时效后和时效前比较, 在扫描电镜下看显微组织基本一样。

在空冷、油淬和水淬的组织中可以看到, 有细小的 O 相板条与细小 $B2$ 相板条交替排布形成粗大 $O/B2$ 相板条, 这就避免了 O 相/ O 相直接相邻, 有利于塑性的提高。由此可看出, 以上的观察是与 LEYENS 等^[14]的研究结果相一致的。

从图 3(a)和(b)中的 A 、 B 选区衍射斑可以看出: 炉冷时形成无序的 β 相, 而油淬时形成有序的 $B2$ 相。BOEHLERT 等^[15]指出 Ti_2AlNb 基合金中 O 相的成分相对固定, 而 BCC 相的成分则与合金的成分以及热处理制度有很大关系, 同时指出在固溶后缓冷的情况下 $B2$ 相会逐渐转变为 O 相, 而导致 $B2$ 相中 Al 含量降低而 Nb 含量升高, 而 Al 含量的降低会倾向于使 BCC

表 2 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 中相的参数

Table 2 Parameters of phases in Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy

Heat treatment	Volume fraction of α_2 , $\phi_{\alpha_2}/\%$	Mean diameter of α_2 , $D_m/\mu m$	Mean number of α_2 , S	Volume fraction of O , $\phi_O/\%$	Volume fraction of $B2$, $\phi_{B2}/\%$
Without heat treatment	0.88	0.6372	77	NA	NA
(980 °C, 2 h, FC)+(780 °C, 24 h, AC)	5.7	1.2070	178	61.3	33.01
(980 °C, 2 h, AC)+(780 °C, 24 h, AC)	5.3	0.9705	222	37.4	57.3
(980 °C, 2 h, OQ)+(780 °C, 24 h, AC)	4.7	1.0274	153	34.4	60.9
(980 °C, 2 h, WQ)+(780 °C, 24 h, AC)	4.0	1.1565	99	33.6	62.4

Note: FC—Furnace cooling; AC—Air cooling; OQ—Oil quenched; WQ—Water quenched; NA—Not available.

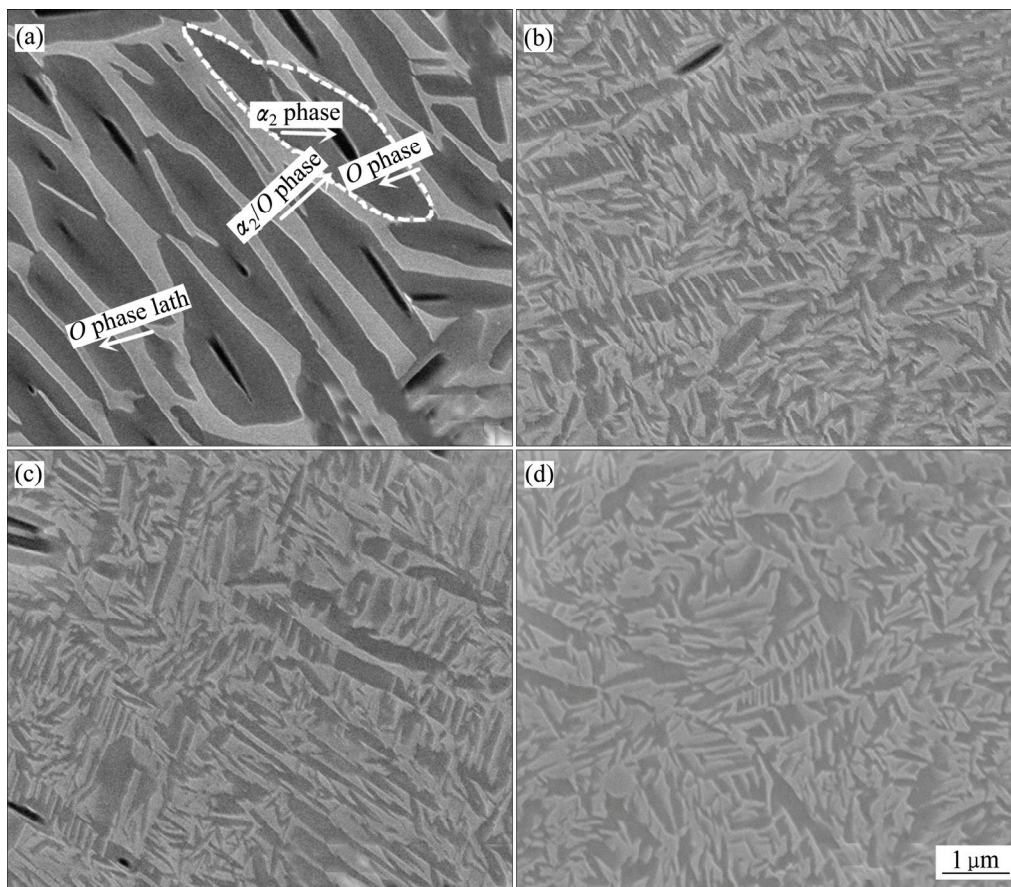


图2 4种冷却速率的固溶+时效的合金显微组织

Fig. 2 Alloy microstructures of four kinds of cooling rate after solution treatment and aging treatment (FC: Furnace cooling AC: Air cooling; OQ: Oil quenched; WQ: Water quenched): (a) (980 °C, 2 h, FC)+(780 °C, 24 h, AC); (b) (980 °C, 2 h, AC)+(780 °C, 24 h, AC); (c) (980 °C, 2 h, OQ)+(780 °C, 24 h, AC); (d) (980 °C, 2 h, WQ)+(780 °C, 24 h, AC)

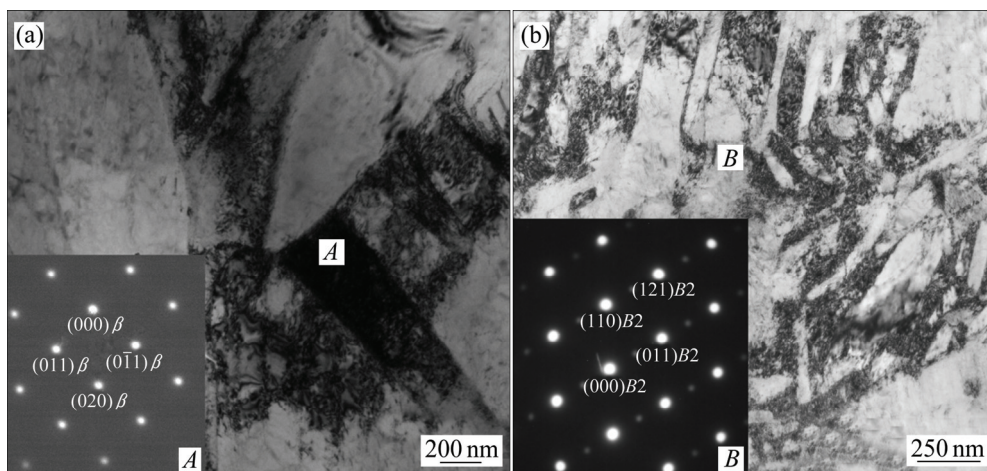


图3 合金的选区衍射斑和透射显微组织

Fig. 3 Selected area diffraction patterns and bright field TEM microstructure: (a) (980 °C, 2 h, furnace cooling)+(780 °C, 24 h, air cooling); (b) (980 °C, 2 h, oil quenched)+(780 °C, 24 h, air cooling)

相有序转变为无序,而在 GOGIA 等^[12]的研究中也指出 BCC 相中 Al 含量的降低会导致其有序向无序的转变。结合表 2 中 *O* 相体积分数的统计,炉冷时有约 60% 的 BCC 相转变为 *O* 相,而 *O* 相的成分相对固定且 Al 的含量要高于 *B2* 相的,因此,在转变的过程中会使 BCC 相中 Al 含量降低,当降低到一定程度时,会促使 BCC 相有序转变为无序。

2.3 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金不同冷却速率后的拉伸性能与其他 Ti₂AlNb 基合金的比较

由表 3 可知^[16-19],室温拉伸强度随冷却速率的增大先增大,后略微降低,在油淬时达到最大;伸长率随冷却速率的增大而降低,空冷和油冷的伸长率差别不大。由表 4 所列可知,随冷却速率的增加,高温抗拉强度也增加,有炉冷到空冷增加较明显,而空冷、油淬和水淬后样品的高温抗拉强度,只是随冷却速率的增加略微增加。总结室温抗拉强度和高温抗拉强度可知,随冷却速率的增加,抗拉强度是逐渐上升的。

拉伸数据与表 2 统计相的结果相联系可以发现这样一种趋势,随 α_2+O 两相的总体积含量的降低,Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金的强度有上升趋势。从炉冷到空冷的强度增加很明显的主要原因是经高温固溶后,炉冷时在 *O+B2* 两相区的中上限区域(850~950 °C)形成粗大的 *O* 相板条组织,使界面强化作用减弱^[14],同时,炉冷过程中 *B2* 相大量转变为 *O* 相,导致 *B2*

相减少,GOGIA 等^[12]认为 *B2* 相的强度高于 *O* 相或者 α_2 相,因此这两者的共同作用导致炉冷的强度明显降低;而空冷、油淬、水淬后的拉伸强度增加的原因可能与 *B2* 相的含量有关,由于在 980 °C 固溶随后空冷、油冷和水淬的过程中无 *O* 相的形成,*O* 相主要为 780 °C 时效过程中析出,经观察和统计发现,这 3 种冷却速率的 *O* 相在形态和大小基本相同,而抗拉强度随冷却速率的增加有增加的趋势,根据表 2 的统计结果随冷却速率的增加 *B2* 相的含量是增加的,GOGIA 等^[12]指出 *B2* 相的强度要高于 α_2 相或者 *O* 相,因此随冷却速率的增加,*B2* 相含量增加,从而引起抗拉强度的增加;另一原因可能与 α_2 相的分布有关,并且在室温拉伸断口的纵剖面观察时发现裂纹主要在 α_2 相集中的地方开裂,在其他研究中,文献[15]中也指出, α_2 相相邻的地方为裂纹源,对强度和塑性均有害,因此,认为在 *O* 相和 *B2* 相基本不变的情况下减少 α_2 相有助于拉伸性能的提高,在 BOEHLERT 等^[20]的研究中也指出 α_2 相减少,尤其是减少 α_2/α_2 相界,可以不降低强度而塑性显著提高。通过以上分析 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金的强度和塑性会受相的体积分数、相的尺寸、相的分布、相的形状等影响,同时还会受晶粒尺寸和变形条件(温度、变形速率、变形量)的影响,在本实验中材料的晶粒尺寸和变形条件相同,所以考虑冷却速率对该合金强度和塑性的影响时可以不考虑。

表 3 Ti₂AlNb 基合金的室温拉伸性能^[16-19]

Table 3 Room temperature tensile properties of Ti₂AlNb alloy^[16-19]

Material	Heat treatment	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation rate/%
Ti-22Al-24Nb-0.5Mo	H1	827	972	17.5
Ti-22Al-24Nb-0.5Mo	H2	1078	1174	14.3
Ti-22Al-24Nb-0.5Mo	H3	1135	1229	14.5
Ti-22Al-24Nb-0.5Mo	H4	1128	1221	13.3
Ti-22Al-25Nb ^[16]	H5	975	1116	10.5
Ti-22Al-25Nb ^[17]	H6	1080	1150	6
Ti-22Al-27Nb ^[18]	H7	1290	1415	3.5
Ti-22Al-20Nb-7Ta ^[18]	H8	1200	1320	9.8
Ti-21Al-29Nb ^[19]	H9	803	868	1.6

H1: (980 °C, 2h, FC)+(780 °C, 24 h, AC); H2: (980 °C, 2 h, AC)+(780 °C, 24 h, AC); H3: (980 °C, 2 h, OQ)+(780 °C, 24 h, AC); H4: (980 °C, 2 h, WC)+(780 °C, 24 h, AC); H5: (940 °C, 1 h, WQ)+(800 °C, 12 h, AC); H6: (960 °C, 1.5 h, OQ)+(780 °C, 12 h, AC); H7: 1050 °C rolled, (825 °C, 1 h, air cooling); H8: In three phases deformation, in *O+B2* solution-treatment and aging; H9: Cooling from 1005 °C to 855 °C by 10 °C/min heat preservation for 8 h, then, cooling to 650 °C by 1 °C/min and cooling to room temperature.

表4 Ti₂AlNb 基合金的 650 °C 拉伸性能Table 4 650 °C tensile properties of Ti₂AlNb alloy

Material	Heat Treatment	Yield Strength/MPa	Tensile Strength/MPa	Elongation rate /%
Ti-22Al-24Nb-0.5Mo	H1	605	685	27.3
Ti-22Al-24Nb-0.5Mo	H2	800	940	21
Ti-22Al-24Nb-0.5Mo	H3	830	955	21.5
Ti-22Al-24Nb-0.5Mo	H4	848	978	21.5
Ti-22Al-25Nb ^[16]	H5	830	906	15
Ti-22Al-27Nb ^[18]	H7	—	1120	5
Ti-22Al-20Nb-7Ta ^[18]	H8	970	1090	14
Ti-21Al-29Nb ^[19]	H9	537	657	5.2

H1: (980 °C, 2 h, FC)+(780 °C, 24 h, AC); H2: (980 °C, 2 h, AC)+(780 °C, 24 h, AC); H3: (980 °C, 2 h, OQ)+(780 °C, 24 h, AC); H4: (980 °C, 2 h, WC)+(780 °C, 24 h, AC); H5: (940 °C, 1 h, WQ)+(800 °C, 12 h, AC); H6: (960 °C, 1.5 h, OQ)+(780 °C, 12 h, AC); H7: 1050 °C rolled, (825 °C, 1 h, air cooling); H8: In three phases deformation, in *O*+*B2* solution-treatment and aging; H9: Cooling from 1005 °C to 855 °C by 10 °C/min heat preservation for 8 h, then, cooling to 650 °C by 1 °C/min and cooling to room temperature.

通过表 3 和表 4 可以发现, 在 Ti₂AlNb 合金中加入少量的 Mo 是很有益的, 原因在于 Mo 相对于 Nb 来说为强 β 稳定元素, 在相同工艺和热处理条件下, Mo 的加入使 *B2*/ β 相的含量增多, *B2*/ β 相的为体心立方结构, 其本征塑性要高于有序正交结构的 *O* 相和密排六方结构的 α_2 相, 所以 Mo 的加入会明显提高塑性; 另外 Mo 的加入使合金的显微组织更细^[21], 界面强化作用增强, 使含 Mo 合金的强度高于未含 Mo 合金的。

3 结论

1) Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金固溶后以炉冷、空冷、油淬和水淬 4 种不同的速率冷却到室温, 随冷却速率的增大, α_2 相的含量降低, 而降低 α_2 相的含量, 有利于该合金的拉伸性能提升。

2) Ti-22Al-24Nb-0.5Mo 合金经相同温度固溶后, 炉冷+时效后的显微组织为在 β 相基体析出粗大的 α_2 /*O* 相板条、*O* 相板条和等轴状的 α_2 相; 以空冷、油淬和水淬 3 种不同的速率冷却到室温, 再经相同的时效处理, 得到的显微组织为在 *B2*/ β 相基体上析出弥散分布的 α_2 相(等轴的和针状的)和细小的 *O* 相板条组成的多相显微组织。

3) 980 °C, 2 h 固溶后, 冷却速率的不同会引起 BCC 相有序性的变化, 炉冷时得到无序的 BCC 相, 而油淬后得到的是有序的 BCC 相。

4) 随冷速的增大, 650 °C 的抗拉强度逐渐增大,

室温的强度和塑性也有上升的趋势。

REFERENCES

- [1] 张建伟, 李世琼, 梁晓波, 程云君. Ti₃Al 和 Ti₂AlNb 基合金的研究与应用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s336-s341.
ZHANG Jian-wei, LI Shi-Qiong, LIANG Xiao-bo. Research and application of Ti₃Al And Ti₂AlNb based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s336-s341.
- [2] 王 新, 卢 斌, 王娟华, 王 俭, 王红武, 陈永辉. 退火态 Ti₂AlNb 合金板材的超塑性变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s289-s292.
WANG Xin, LU Bin, WANG Juan-hua, WANG Jian, WANG Hong-wu, CHEN Yong-hui. Superplastic deformation behavior of annealed Ti₂AlNb alloy sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s289-s292.
- [3] QIN Chun, YAO Ze-kun, LI Yu-zhi, NING Yong-quan, GUO Hong-zhen. Effect of hot working on microstructure and mechanical properties of TC11/Ti₂AlNb dual-alloy joint welded by electron beam welding process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(11): 3500-3508.
- [4] ZHANG Tie-bang, HUANG Gang, HU Rui, LI Jin-shan. Microstructural stability of long term aging treated Ti-22Al-26Nb-1Zr orthorhombic titanium aluminide[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(8): 2549-2555.
- [5] 李贝贝, 王 斌, 李 萍, 刘雨生, 薛克敏. Ti₂AlNb 基合金固态扩散链接工艺[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(3): 662-667.
LI Bei-bei, WANG Bin, LI Ping, LIU Yu-sheng, XUE Ke-min.

- Solid diffusion bonding of Ti_2AlNb -based alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(3): 662–667.
- [6] KUMPFERT J, LEYENS C. Microstructure evolution, phase transformations and oxidation of an orthorhombic titanium aluminide alloy[C]// International Symposium on Structural Intermetallics. USA: Seven Springs, 1997: 895–904.
- [7] EMURA S, ARAOKA A, HAGIWARA M. B2 grain size refinement and its effect on room temperature tensile properties of a Ti-22Al-27Nb orthorhombic intermetallic alloy[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(5): 629–634.
- [8] LUO D, CUI Y Y, YANG R. Effects of cooling rate on the microstructure and room temperature tensile properties of orthorhombic Ti-22Al-21Nb-1Ta-1W alloy[J]. Materials Science Forum, 2005, 475: 817–820.
- [9] ZHANG Qin-chai, CHEN Ming-he, WANG Hui, WANG Ning, OUYANG Jin-dong, LI Xin-xiao. Thermal deformation behavior and mechanism of intermetallic alloy Ti_2AlNb [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(3): 722–728.
- [10] 王伟, 曾卫东, 江悦, 李冬, 郑友平, 梁晓波. 热处理对 Ti_2AlNb 合金显微组织及力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2015, 32(1): 16–19.
- WANG Wei, ZENG Wei-dong, JIANG Yue, LI Dong, ZHENG You-ping, LIANG Xiao-bo. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti_2AlNb alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2015, 32(1): 16–19.
- [11] 王斌, 张凯峰, 蒋少松, 林鹏, 周文龙. 固溶温度对 Ti_2AlNb 基合金组织演变的影响[J]. 航空材料学报, 2015, 35(3): 7–12.
- WANG Wei, ZHANG Kai-feng, JIANG Shao-song, LIN Peng, ZHOU Wen-long. Effect of solution treatment temperature on microstructural evolution of Ti_2AlNb -based alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2015, 35(3): 7–12.
- [12] GOGIA A K, NANDY T K, BANERJEE D, CARISEY T, STRUDEL J L, FRANCHET J M. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti-Al-Nb system[J]. Intermetallics, 1998, 6(7/8): 741–748.
- [13] SAROSI P M, JONES I P, PARTRIDGE A. Thermal processing of an orthorhombic (Ti_2AlNb) based alloy[J]. Structural Intermetallics, 2001, 755(4): 301–310.
- [14] LEYENS C, PETERS M. 钛与钛合金[M]. 陈振华, 等, 译. 北京: 化学工业出版社, 2005: 52–78
- LEYENS C, PETERS M. Titanium and titanium alloys[M]. CHEN Zhen-hua, trans. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 52–78
- [15] BOEHLERT C J, MAJUMDAR B S, SEETHARAMAN V, MIRACLE D B, Part I. The microstructural evolution in Ti-Al-Nb O+BCC orthorhombic alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(9): 2305–2323.
- [16] WANG W, ZENG W D, XUE C, LIANG X B, ZHANG J W. Designed bimodal size lamellar O microstructures in Ti_2AlNb based alloy: Microstructural evolution, tensile and creep properties[J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 618: 288–294.
- [17] XUE C, ZENG W D, WANG W, XUE C, LIANG X B, ZHANG J W. The enhanced tensile property by introducing bimodal size distribution of lamellar O for O+B2 Ti_2AlNb based alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2013, 587: 54–60.
- [18] 毛勇, 李世琼, 张建伟, 彭继华, 邹敦叙, 仲增墉. Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的显微组织和力学性能研究[J]. 金属学报, 2000, 36(2): 135–140.
- MO Yong, LI Shi-qiong, ZHANG Jian-wei, PENG Ji-hua, ZOU Dun-xu, ZHONG Zeng-yong. Study on microstructure and mechanical properties of Ti-22Al-20Nb-7Ta intermetallic alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2000, 36(2): 135–140.
- [19] COWEN C J, BOEHLERT C J. Microstructure, creep, and tensile behavior of a Ti-21Al-29Nb(at.%) orthorhombic+B2 alloy[J]. Intermetallics, 2006, 14(4): 412–422.
- [20] BOEHLERT C J, MAJUMDAR B S, EYLON D. Cmmc 96-Proceedings of the First International Conference on Ceramic and Metal Matrix Composites[C]// FUENTES M, MARTINEZESNAOLA J M, DANIEL A M. Pts 1 and 2, Clausthal Zellerfe: Trans Tech Publications, 1997: 843
- [21] 卢斌, 杨锐. Mo 对 Ti_2AlNb 基合金显微组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程(增刊), 2008, 37(3): 61–63.
- LU Bin, YANG Rui. Influence of Mo on microstructure and mechanical of Ti_2AlNb based alloy[J]. Rare Metal Mater and Eng(suppl), 2008, 37(3): 61–63.

Effect of cooling rate on microstructure and tensile properties of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy

ZHAO Hong-ze^{1,2}, LU Bin¹, YANG Rui¹

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

Abstract: The effect of cooling rate on the microstructure and tensile properties of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo (mole fraction, %) alloy was studied. Cooling from 980 °C to room temperature was arranged by four kinds of rate, including furnace cooling, air cooling, oil quenched and water quenched, and then followed by the same aging treatment. The results show that the multiphase structure consists of dispersively distributed α_2 (equiaxed and acicular) phase, fine O phase and $B2/\beta$ phase matrix by air cooling, oil quenching and water quenching. The volume fraction of α_2 phase reduces and the volume fraction of BCC phase increases with increasing the cooling rate. The disorder β phase is formed at furnace cooling, the order $B2$ phase is obtained at oil quenched. The strength at 650 °C increases with the cooling rate increasing, which is similar to that at room temperature.

Key words: Ti₂AlNb alloy; cooling rate; microstructure; tensile property

Received date: 2016-02-29; **Accepted date:** 2016-06-17

Corresponding author: LU Bin; Tel: +86-24-23971961; E-mail: blu@imr.ac.cn

(编辑 王 超)