

热处理对 Ti_2AlNb 合金板材拉伸性能及其均匀性的影响

王子彧^{1,2,3}, 陈志勇^{2,3}, 王清江^{2,3}

(1. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(2. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 研究了热处理对 Ti_2AlNb 合金板材显微组织、拉伸性能及其均匀性的影响。结果表明, O 相尺寸随时效温度升高而增大, 含量基本保持不变。经 960 °C 固溶+850 °C 时效处理后, 板材 O 相 [001]//TD 织构完全消失, 不同方向拉伸性能较为均匀; 两种不同尺寸的 O 相为合金提供了良好的强度和塑性, 室温断后伸长率不低于 10%, 在 750 °C 的高温拉伸条件下合金屈服强度仍能达到 450 MPa 以上。固溶温度和时效温度升高使 O 相尺寸增大, 削弱了界面强化作用, 进而导致板材强度降低。

关键词: Ti_2AlNb 合金板材; 显微组织; 拉伸性能; 织构

中图分类号: TG166.5; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)02-021-08

Effect of Heat Treatment on Tensile Properties and Uniformity of Ti_2AlNb Alloy Plate

Wang Ziyu^{1,2,3}, Chen Zhiyong^{2,3}, Wang Qingjiang^{2,3}

(1. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(2. Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

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

Abstract: The effects of heat treatment on the microstructure, tensile properties, and their uniformity of Ti_2AlNb alloy plates were investigated. The results indicate that the size of the O phase increases with increasing aging temperature, while its content remains essentially unchanged. After solution treatment at 960 °C and aging at 850 °C, the [001]//TD texture of the O phase in the plate completely disappears, resulting in relatively uniform tensile properties in different directions. The O phases with two distinct sizes provide the alloy with a favorable combination of strength and ductility, achieving a room-temperature elongation after fracture of no less than 10%. Furthermore, the alloy retains a yield strength exceeding 450 MPa under tensile conditions at 750 °C. Increasing the solution and aging temperatures leads to coarsening of the O phase, weakening the interfacial strengthening effect and consequently reducing the strength of the plate.

Keywords: Ti_2AlNb alloy plate; microstructure; tensile properties; texture

随着航空航天飞行器向高超声速、长寿命与轻量化方向快速发展, 对高温结构材料提出了更为苛刻的性能要求。传统钛合金在 550 °C 以上高温环境中的抗氧化性与蠕变抗力显著下降, 难以满足新一代发动机热端部件及机身蒙皮的服役需求。 Ti_2AlNb 基合金作为 Ti_3Al 金属间化合物的衍生体系, 因其优异的比强

度、高温(650~750 °C)抗蠕变性能及良好的抗氧化性, 成为极具潜力的轻质高温结构材料^[1-4]。 Ti_2AlNb 合金板材可以用来制造航空发动机的压气机叶片、涡轮盘、燃烧室部件以及高超声速飞行器的外壳和结构部件。这些部件需要长时间在恶劣、复杂的环境下服役, 因而对 Ti_2AlNb 合金板材的显微组织、力学性能及其均匀性提出了严苛的要求。

Ti_2AlNb 合金的微观组织演变高度依赖于热循环和机械变形过程, 其根本原因在于该体系具有复杂的

收稿日期: 2025-07-30

基金项目: 陕西省重点研发计划项目(2024CY-JJQ-71)

通信作者: 王子彧(1998—), 男, 助理工程师。

三元(B2/ β 、O、 α_2 相)相变行为^[5-8]。相组成、相比例、晶粒尺寸及析出形态对 Ti_2AlNb 合金的室温塑性、高温强度及断裂韧性均产生显著影响。热处理作为调控最终性能的核心环节,通过精确控制固溶温度、冷却速率及时效参数,可实现对 O 相板条尺寸、B2 基体连续性 & 界面结构的主动调控,是优化 Ti_2AlNb 合金板材综合性能的关键手段。

尽管对于 Ti_2AlNb 合金相平衡与组织演化机制已有较多研究,但现有成果仍多偏重铸态、锻坯等^[9-16],针对轧制板材在经历大变形量加工后的热处理响应规律缺乏系统性探索。鉴于此,针对热轧态 Ti_2AlNb 合金板材,系统研究了不同固溶+时效处理工艺对其显微组织演变及拉伸性能的影响,旨在建立适用于该合金的热处理优化策略,为航空航天高温构件的材料设计与制造提供理论依据。

1 实验

实验材料为 120 mm 厚 Ti_2AlNb 合金板坯,名义成分为 Ti-22Al-24Nb-0.5Mo(原子分数,%)。板坯在 B2+ α_2 两相区轧制,轧制过程中进行一次割宽换向,最终尺寸为 360 mm×160 mm×30 mm。采用金相法测得板材相转变温度 $T_{B2/B2+\alpha_2}=(1035\pm 5)^\circ C$, $T_{B2+\alpha_2/B2+\alpha_2+O}=(965\pm 5)^\circ C$, $T_{B2+\alpha_2+O/B2+O}=(935\pm 5)^\circ C$ 。

为研究不同热处理工艺对 Ti_2AlNb 合金板材显微组织、拉伸性能及其均匀性的影响,从板材上分别沿轧向和横向切取试块,采用科晶 OTF-1200X 管式炉进行固溶+时效热处理,控温精度 $\pm 5^\circ C$ 。固溶温度在 940~980 $^\circ C$ 区间,时效温度在 760~850 $^\circ C$ 区间,具体热处理工艺如表 1 所示。

表 1 Ti_2AlNb 合金板材热处理工艺

Table 1 Heat treatment schedules of Ti_2AlNb alloy plate

No.	Solution treatment	Aging treatment
1 [#]	940 $^\circ C$ /2 h/AC	800 $^\circ C$ /24 h/AC
2 [#]	960 $^\circ C$ /2 h/AC	850 $^\circ C$ /24 h/AC
3 [#]	980 $^\circ C$ /2 h/AC	760 $^\circ C$ /24 h/AC
4 [#]	980 $^\circ C$ /2 h/AC	780 $^\circ C$ /24 h/AC
5 [#]	980 $^\circ C$ /2 h/AC	800 $^\circ C$ /24 h/AC
6 [#]	980 $^\circ C$ /2 h/AC	850 $^\circ C$ /24 h/AC

从热处理后的试块中心切取标准拉伸试样,试样尺寸如图 1 所示。按照 GB/T 228.1—2021 和 GB/T 228.2—2015 标准在大气环境下进行室温和 750 $^\circ C$ 高温拉伸试验。金相试样经打磨、抛光后,采用蔡司 MERLIN Compact 场发射扫描电镜(SEM)观察显微组织,并用

Image pro plus6.0 软件统计相含量;采用 TESCANMIRA3 扫描电镜配备的 Nordlys Max3 型探头进行 EBSD 分析。

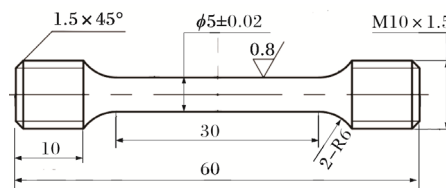


图 1 拉伸试样尺寸示意图

Fig.1 Schematic diagram of tensile specimen dimensions

2 结果与分析

2.1 显微组织

图 2 为轧制态 Ti_2AlNb 合金板材的 SEM 照片。合金中各相因化学成分差异,在扫描电镜下呈现出不同的衬度,其中颜色最深的是 α_2 相,深灰色的是 O 相,颜色最浅的是 B2 相基体。从图 2 可以看到,轧制态 Ti_2AlNb 合金板材的显微组织形貌类似双态组织,但由于轧制变形的原因,本应是等轴状的 α_2 相被拉长。O 相则一部分呈板条状分布在 B2 相基体中,另一部分包绕在 α_2 相周围形成边缘 O 相(rim O)。采用 Nano Measurer 软件进行统计, α_2 相平均尺寸约为 1.57 μm , O 相板条平均长度约为 2.36 μm 。轧态板材中以 O 相(体积分数为 73.01%)为主,少量 α_2 相(体积分数为 4.32%)分布在 B2 相基体中。

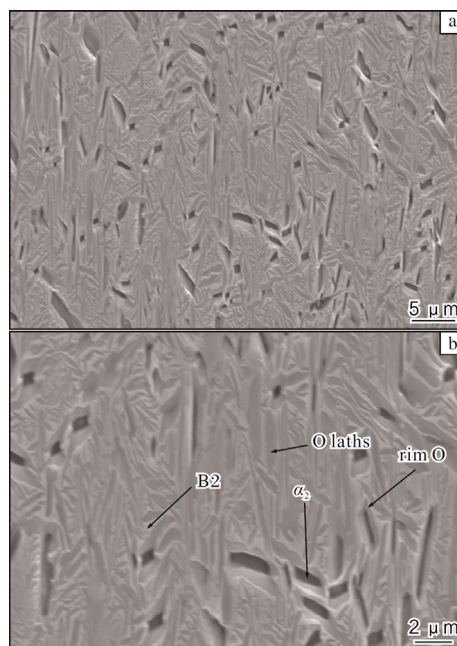


图 2 热轧态 Ti_2AlNb 合金板材的 SEM 照片

Fig.2 SEM micrographs of hot-rolled Ti_2AlNb alloy plate

图3为Ti₂AlNb合金板材经不同温度固溶+时效处理后的SEM照片。板材经940 °C固溶+800 °C时效后， α_2 相(图3a、3b)无论是数量还是尺寸都小于热轧态板材。这是因为尽管940 °C固溶温度处于B2+ α_2 +O相的三相区内，但与B2+O两相区十分接近，在固溶过程

中难以形成大量的 α_2 相颗粒，所形成的 α_2 相也较难长大。此外，940 °C固溶处理时会有O相析出，并在时效过程中长大，一些相邻的O相板条在时效时可能合并成尺寸更大的板条，因此最终获得的组织中存在很多大尺寸的O相板条。

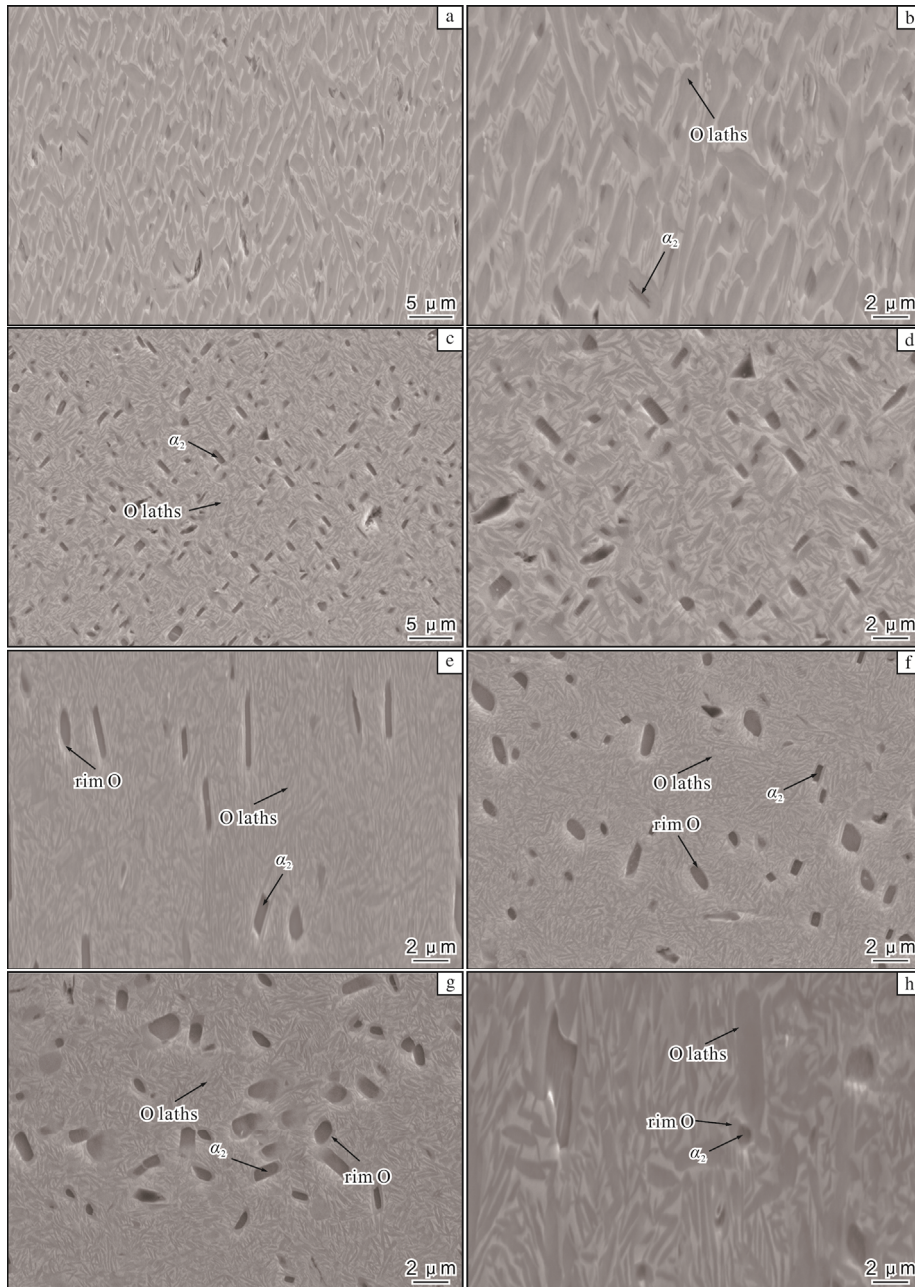


图3 Ti₂AlNb合金板材经不同温度固溶+时效处理后的SEM照片

Fig.3 SEM micrographs of Ti₂AlNb alloy plate after solution and aging treatment at different temperatures: (a, b) 940 °C+800 °C; (c, d) 960 °C+850 °C; (e) 980 °C+760 °C; (f) 980 °C+780 °C; (g) 980 °C+800 °C; (h) 980 °C+850 °C

Ti₂AlNb合金板材经960 °C固溶+850 °C时效后，显微组织中存在两种尺寸的O相(图3c、3d)，一些O相板条较大，平均尺寸约为1.49 μm，是在固溶过程

中析出并在之后的时效处理过程中继续长大形成的；另一些O相较为细小，是在时效过程中直接析出的，平均尺寸约为0.58 μm。

当固溶温度进一步升高到 980 °C，原本因轧制变形而被拉长的 α_2 相开始发生再结晶并逐渐等轴化，O 相板条的尺寸和边缘 O 相的厚度也随着时效温度的升高而增大(图 3e~3h)。图 4 为 Ti_2AlNb 合金板材经不同温度固溶+时效处理后各相含量的统计结果。从图 4 可以看出，O 相含量主要受固溶温度的影响；在相同固溶温度(980 °C)、不同时效温度下，O 相含量变化不大。

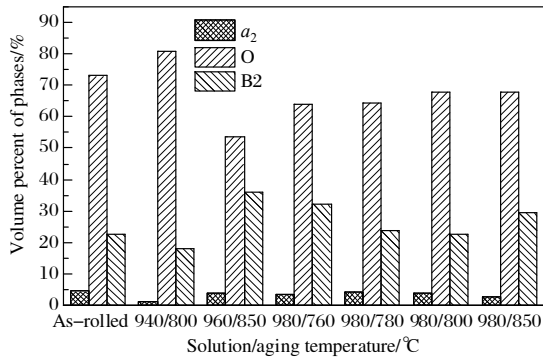


图 4 Ti_2AlNb 合金板材经不同温度固溶+时效处理后的相含量
Fig.4 Phase contents of Ti_2AlNb alloy plate after solution and aging treatment at different temperatures

2.2 拉伸性能均匀性

前期研究表明，单向轧制的 Ti_2AlNb 合金板材存在强烈织构，室温下沿纵向拉伸时其屈服强度仅为横向的 76%，相对差异率($R = \frac{|R_{p0.2,TD} - R_{p0.2,RD}|}{R_{p0.2,RD}} \times 100\%$)达到 24%；在高温条件下由于锥面滑移系的启动，横纵向强度差异有所减弱^[17]。换向轧制可以避免板材沿单一方向持续变形产生强烈的形变织构，为此对换向轧制 Ti_2AlNb 合金板材进行不同方向拉伸性能测试，评估其拉伸性能均匀性，并选择典型状态板材进行织构表征，进一步分析织构对板材拉伸性能均匀性的影响。图 5 为 Ti_2AlNb 合金板材经不同固溶+时效处理后的横

纵向屈服强度相对差异率。从图 5 可以看出，换向轧制板材的拉伸性能均匀性得到明显改善。沿不同方向拉伸时屈服强度的最大相对差异率为 6.99%(940 °C固溶+800 °C时效)，这一差异值远低于前期工作中单向轧制板材的强度差异^[17]；屈服强度的最小相对差异率仅为 0.95%(960 °C固溶+850 °C时效)，几乎没有方向性。表明换向轧制板材经不同工艺热处理后，不同方向的屈服强度差异明显降低。因此，换向轧制和热处理可以显著改善 Ti_2AlNb 合金的各项异性和组织均匀性。

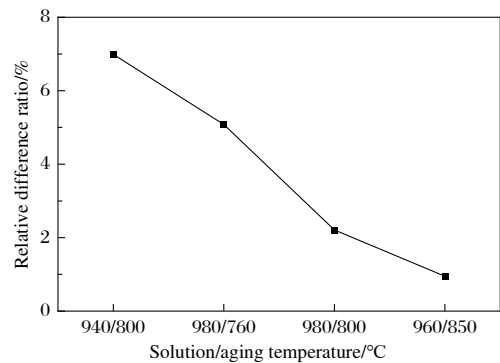


图 5 Ti_2AlNb 合金板材经不同温度固溶+时效处理后的横纵向屈服强度相对差异率
Fig.5 Relative difference ratio in yield strength between transverse and longitudinal directions of Ti_2AlNb alloy plate after solution and aging treatment at different temperatures

研究表明， Ti_2AlNb 合金板材拉伸性能的各向异性是由 α_2 相的 T 型织构和 O 相的[001]/TD 取向引起的^[17]，因此选择 940 °C固溶+800 °C时效和 960 °C固溶+850 °C时效两种不同状态的换向轧制板材进行 EBSD 分析，研究不同织构对板材拉伸性能均匀性的影响。图 6 为 940 °C固溶+800 °C时效处理后， Ti_2AlNb 合金板材的 α_2 相极图。从图 6 可以看出，经固溶+时效处理后，板材中 α_2 相仍存在强烈的 T 型织构，但从相含

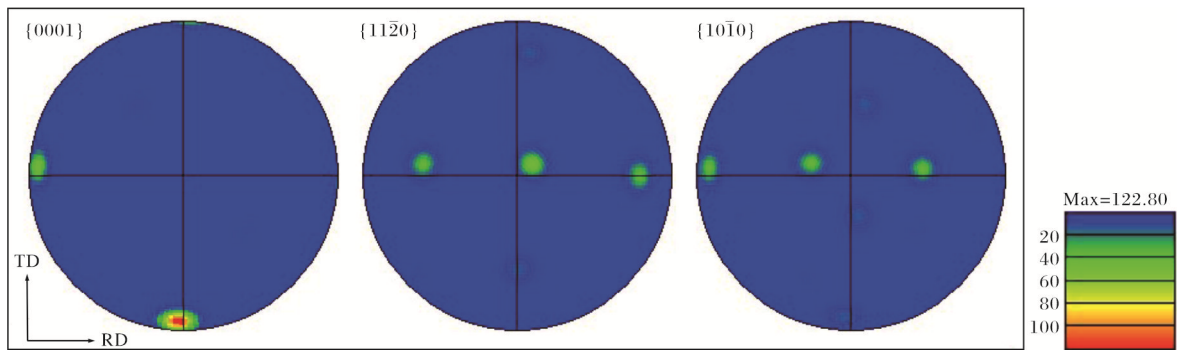


图 6 Ti_2AlNb 合金板材经 940 °C固溶+800 °C时效处理后的 α_2 相极图

Fig.6 Pole figures of α_2 phase in Ti_2AlNb alloy plate after solution at 940 °C and aging at 800 °C

量(图4)可以看到, 940 °C固溶+800 °C时效处理后, 板材中的 α_2 相含量非常少, 即使 α_2 相表现出强烈的 T 型组织, 其拉伸性能均匀性仍优于单向轧制的板材。此时板材拉伸性能的各向异性主要是由 O 相组织导致的。

图7和图8是940 °C固溶+800 °C时效处理后,

Ti₂AlNb合金板材的O相反极图和晶体取向图。从图7和图8可以看出, 仍有一部分O相具有[001]//TD的取向特点, 但这些O相数量较少, 占显微组织的8.17%, 所有O相的13.44%。因此, Ti₂AlNb合金板材横向与纵向的屈服强度差异较小。

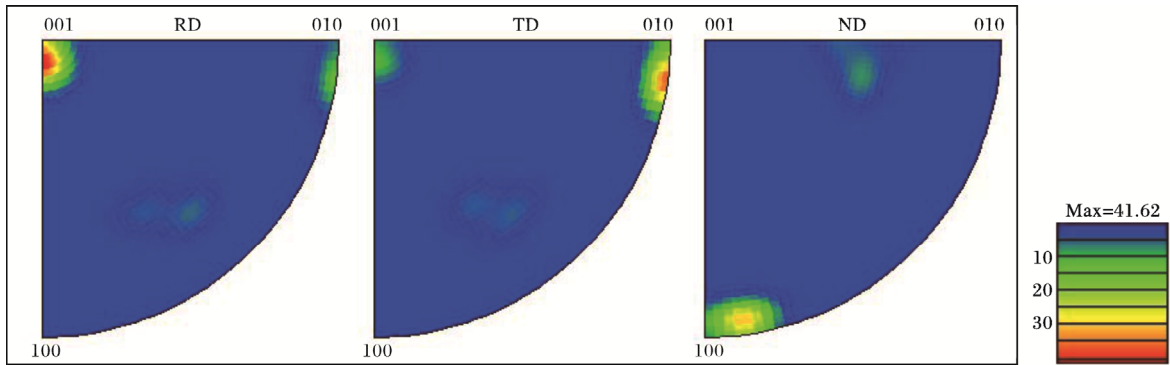


图7 Ti₂AlNb合金板材经940 °C固溶+800 °C时效处理后的O相反极图

Fig.7 Inverse pole figures of O phase in Ti₂AlNb alloy plate after solution at 940 °C and aging at 800 °C

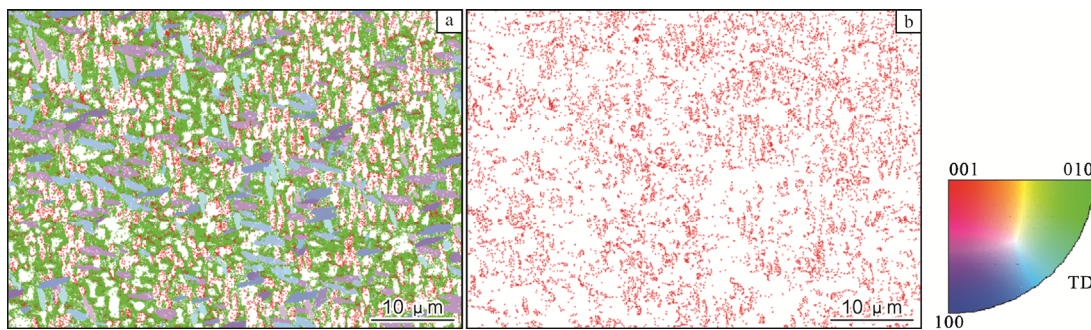


图8 Ti₂AlNb合金板材经940 °C固溶+800 °C时效处理后的O相晶体取向图

Fig.8 Crystal orientation maps of O phase in Ti₂AlNb alloy plate after solution at 940 °C and aging at 800 °C: (a) O phase with all orientations; (b) O phase with [001]//TD orientation

图9为Ti₂AlNb合金板材经960 °C固溶+850 °C时效处理后的 α_2 相极图。从图9可以看出, 板材经960 °C

固溶+850 °C时效处理后, α_2 相取向明显不同, 其晶体学c轴与板材的横向和纵向均近似成45°角。当 α_2 相晶

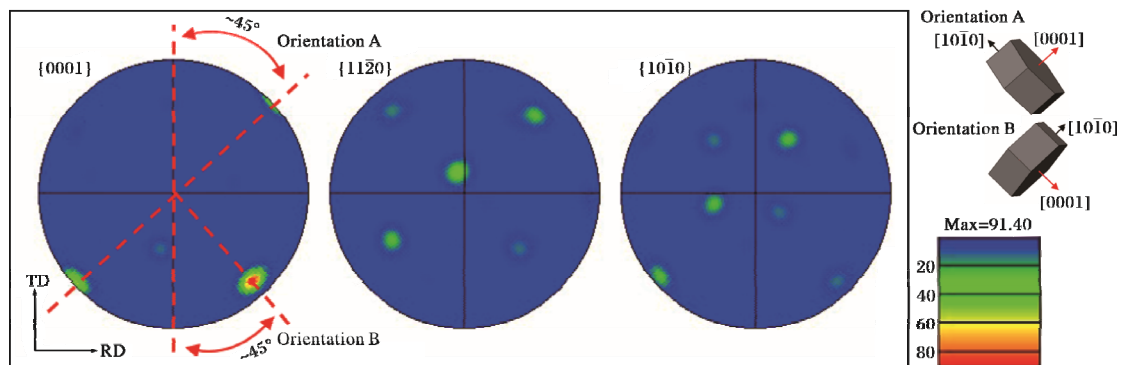


图9 Ti₂AlNb合金板材经960 °C固溶+850 °C时效处理后的 α_2 相极图

Fig.9 Pole figures of α_2 phase in Ti₂AlNb alloy plate after solution at 960 °C and aging at 850 °C

体学 c 轴平行于横向时, 板材倾向于在横向上表现出更高的拉伸强度; 当 c 轴平行于纵向时, 板材则倾向于在纵向表现出更高的拉伸强度^[17-19]。卡恩斯系数(Kearns factor, F_x 、 F_y 和 F_z)常被用于确定六方结构中晶面相对于样品参考方向(如板材的轧向、横向和法向)织构强度的加权平均值。

Ti_2AlNb 合金板材经 940 °C 固溶+800 °C 时效和 960 °C 固溶+850 °C 时效两种不同工艺热处理后, 采用 HKL Channel5 软件计算了其 α_2 相 {0001} 晶面的卡恩斯系数, 如图 10 所示。从图 10 可以看出, 板材经 940 °C 固溶+800 °C 时效后, α_2 相 {0001} 晶面的 F_y 明显大于 F_x , 表明 α_2 相的 c 轴更倾向于与板材的横向平行。这一特点在图 6 的 {0001} 极图中也有所体现。板材经 960 °C 固溶+850 °C 时效后, α_2 相 {0001} 晶面的 F_x 和 F_y 数值近似相等, 由此可以推测, 在沿板材不同方向加载的条件下, 柱面滑移系启动的难易程度相似。对 α_2 相柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系的施密特因子进行计算, 结果见表 2。从表 2 可以看出, 沿板材不同方向加载时, 施密特因子平均值相差不大, 进一步证实了上述猜想。图 11 为 Ti_2AlNb 合金板材经 960 °C 固溶+850 °C 时效后的 O 相反极图, 表 3 为经计算得到的 O 相柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系施密特因子。从图 11 和表 3 可以看出, 板材经 960 °C 固溶+850 °C 时效处理后, O 相中的 [001]//TD 织

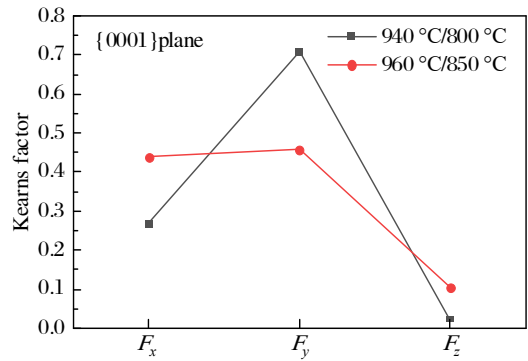


图 10 Ti_2AlNb 合金板材经不同工艺热处理后 α_2 相 {0001} 晶面的卡恩斯系数

Fig.10 Kearns factor values of {0001} plane of α_2 phase in Ti_2AlNb alloy plate after different heat treatments

表 2 Ti_2AlNb 合金板材经 960 °C 固溶+850 °C 时效处理后 α_2 相柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系施密特因子

Table 2 Average Schmid factors of α_2 phase prism $\langle a \rangle$ slip system in Ti_2AlNb alloy plate after solution at 960 °C and aging at 850 °C

Loading direction	Average Schmid factor
RD	0.255
TD	0.263

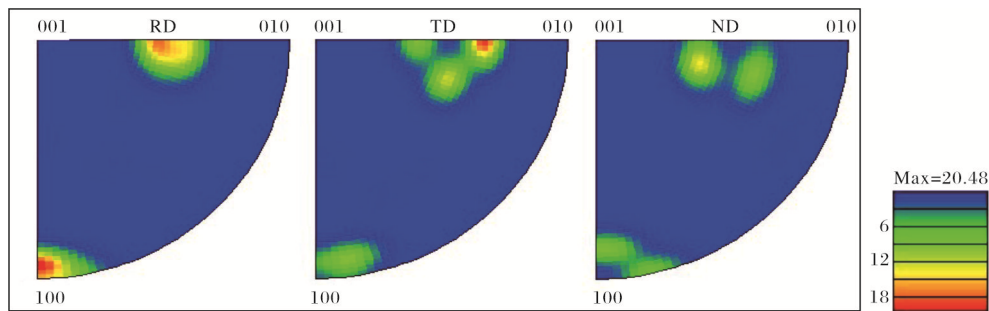


图 11 Ti_2AlNb 合金板材经 960 °C 固溶+850 °C 时效后的 O 相反极图

Fig.11 Inverse pole figures of O phase in Ti_2AlNb alloy plate after solution at 960 °C and aging at 850 °C

表 3 Ti_2AlNb 合金板材经 960 °C 固溶+850 °C 时效处理后 O 相柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系施密特因子

Table 3 Average Schmid factor of O phase prism $\langle a \rangle$ slip system in Ti_2AlNb alloy plate after solution at 960 °C and aging at 850 °C

Slip system	Loading direction	Average Schmid factor
{010} $\langle 100 \rangle$	RD	0.099
	TD	0.063
{110} $\langle 1\bar{1}0 \rangle$	RD	0.315
	TD	0.324

构已完全消失, O 相的柱面 $\langle a \rangle$ 滑移系施密特因子不再表现出方向性。

综上所述, α_2 相 [0001] 晶向的取向改变和 O 相 [001]//TD 织构的消失, 使得经 960 °C 固溶+850 °C 时效处理的 Ti_2AlNb 合金板材的室温拉伸强度呈现出良好的均匀性。

2.3 热处理对拉伸性能的影响

图 12 为 Ti_2AlNb 合金板材经不同工艺热处理后的室温与 750 °C 高温拉伸性能。在室温条件下, 960 °C 固溶+850 °C 时效和 980 °C 固溶+850 °C 时效处理后的样

品均具有良好的强塑性匹配,但在 750 °C高温下,980 °C固溶+850 °C时效处理样品的屈服强度低于 450 MPa,而经 960 °C固溶+850 °C时效处理后仍然能够表现出良好的强度和塑性,平均屈服强度在 450 MPa 以上,断后伸长率也不低于 10%。这是因为样品经 960 °C固溶+850 °C时效处理后,一些 O 相的尺寸相对较大,之间又存在一些细小的 O 相板条,这些细小的 O 相板条将粗大的 O 相隔离开,既提高了塑性,又能保证一定的强度,因此 Ti₂AlNb 合金板材具有良好的强塑性匹配。

一般认为, O 相在 Ti₂AlNb 合金中起强化作用,然而经 940 °C固溶+800 °C时效后,合金中的 O 相含量

最高(图 4),但其强度低于其他制度热处理后的试样。这是由于 940 °C固溶+800 °C时效处理后, O 相板条相对更为粗大,一方面根据 Hall-Patch 关系^[15]可知,晶粒尺寸越大,材料强度越低;另一方面则是由于大尺寸的 O 相板条导致 O 相与 B2 相间的界面减少,削弱了界面强化作用,合金最终呈现出较低的强度。此外,由于 O 相中 Al 元素含量高于 B2 相,大量 O 相析出会导致 Al 元素从 B2 相基体向 O 相转移,从而降低 B2 相的强度^[20]。

图 13 为 Ti₂AlNb 合金板材在固溶温度 980 °C下经不同温度时效后的室温和 750 °C高温拉伸性能。

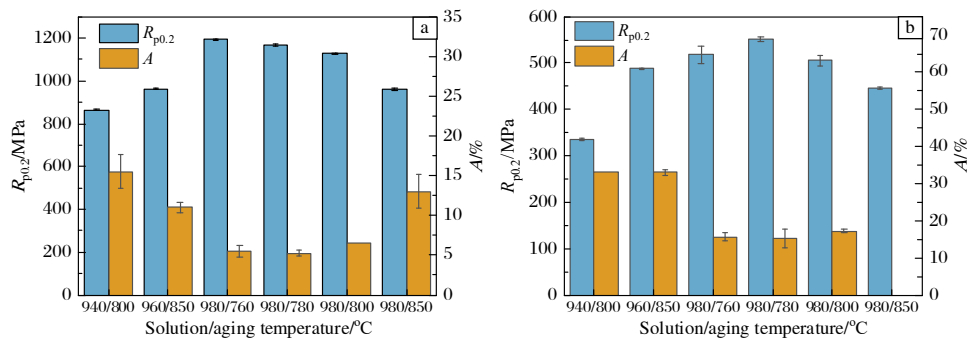


图 12 Ti₂AlNb 合金板材经不同工艺热处理后的室温与 750 °C高温拉伸性能

Fig.12 Tensile properties of Ti₂AlNb alloy plate after different heat treatments: (a) room temperature; (b) 750 °C

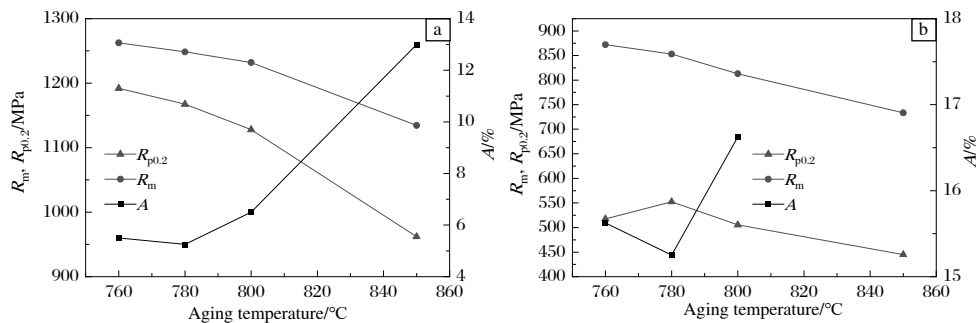


图 13 Ti₂AlNb 合金板材经不同温度时效后的拉伸性能

Fig.13 Tensile properties of Ti₂AlNb alloy plate after aging at different temperatures: (a) room temperature; (b) 750 °C

从图 13 可以看到,随着时效温度的升高,其室温和高温抗拉强度均呈现下降趋势;室温下断后伸长率大致随着时效温度升高而增大。

图 14 为 Ti₂AlNb 合金板材在固溶温度 980 °C下经不同温度时效后,其 O 相板条及边缘 O 相的尺寸统计结果。从图 14 可以看出,随着时效温度的升高, O 相板条的尺寸增大,分布在 α_2 相周围的边缘 O 相的厚度也随之增加,而时效温度对 O 相含量的影响很小(图 4)。因此,随着时效温度升高所产生的拉伸性能变化主要是受到 O 相尺寸的影响。根据 Hall-Patch 关系, O 相板条尺寸的增加会引起合金强度下降,断后伸长率增大。此外, O 相与 B2 相具有较好的相容性,更厚的边缘 O 相

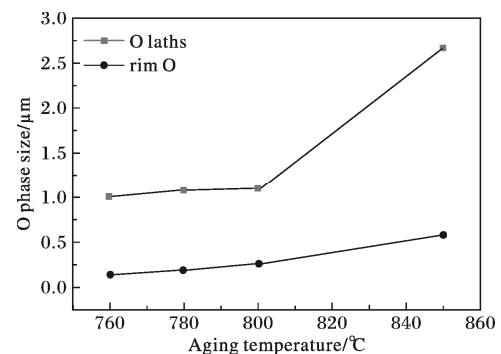


图 14 Ti₂AlNb 合金板材经不同温度时效后的 O 相尺寸
Fig.14 Size of O phase in Ti₂AlNb alloy plate after aging at different temperatures

可以更好地协调 α_2 相与 B2 相的变形, 避免位错大量塞积在 α_2 相周围, 从而提高 Ti_2AlNb 合金的变形能力, 使其呈现出更高的断后伸长率。

3 结 论

(1) Ti_2AlNb 合金板材在 980 °C 固溶温度下经不同温度时效后, O 相含量基本保持不变, 但尺寸随时效温度升高而增大。

(2) Ti_2AlNb 合金板材中 O 相尺寸和含量的改变对拉伸性能的影响显著。O 相尺寸增大削弱了界面的强化作用, 含量增加降低了 B2 相中 Al 元素的含量, 板材强度降低。

(3) 换向轧制板材经不同工艺热处理后, 不同方向的屈服强度差异明显降低, 室温下横向与纵向拉伸强度相对差异率最低为 0.95%, 最高为 6.99%。换向轧制和热处理可以显著改善 Ti_2AlNb 合金的各向异性 and 组织均匀性。

(4) Ti_2AlNb 合金板材经 960 °C 固溶+850 °C 时效后呈现出良好的强塑性匹配, 这主要得益于形成了粗大 O 相板条间分布着细小 O 相板条的结构。

参考文献 References

- [1] 郭和平, 曾元松, 李志强. O 相合金 Ti_2AlNb 的超塑性研究进展[J]. 航空制造技术, 2009(10): 64-67.
- [2] 曹京霞, 许剑伟. (α_2 +O+B2)三相 Ti_3Al 基合金的微观组织与力学性能[J]. 钛工业进展, 2008, 25(5): 15-19.
- [3] 薛晨. 等温锻造 Ti-22Al-25Nb 合金的显微组织演变与力学性能研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2014.
- [4] 王永. Ti_2AlNb 基合金的合金化、热加工及力学性能研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2011.
- [5] 徐帅. Ti-Al-Nb 三元系相平衡以及典型相变的研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2019.
- [6] 李萍, 丁瑞东, 张勇强, 等. O 相对 Ti_2AlNb 合金拉伸性能影响的分子动力学模拟[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(6): 1701-1708.
- [7] Goyal K, Sardana N. Mechanical properties of the Ti_2AlNb intermetallic: a review[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2021, 74(8): 1839-1853.
- [8] Banerjee D, Gogia A K, Nandi T K, et al. A new ordered orthorhombic phase in a $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$ alloy[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(4): 871-882.
- [9] 何永胜, 胡锐, 罗文忠, 等. 热处理对近 β 锻造的多元 Ti_2AlNb 基合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(11): 3460-3467.
- [10] Ayadh W, Denand B, Halkoum A, et al. Effect of prior α_2 phase on precipitation kinetics of O-phase in advanced Ti_2AlNb alloy[J]. Acta Materialia, 2023, 252: 118930.
- [11] Li N, Zhao Z B, Sun H, et al. Effects of heat treatment on microstructure evolution and mechanical properties of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 857: 144052.
- [12] Shagiev M R, Galeev R M, Valiakhmetov O R, et al. Improved mechanical properties of Ti_2AlNb -based intermetallic alloys and composites[J]. Advanced Materials Research, 2008, 59: 105-108.
- [13] Yang Z Y, Zhang H M, Ju S L, et al. Mechanisms of the preferential cleavage of Ti_2AlNb -based alloy: the influence of grain size and local plasticity[J]. Materials Science and Engineering A, 2023, 867: 144741.
- [14] 尹续臣, 陈志勇, 王清江, 等. 退火处理对粉末冶金 Ti_2AlNb 合金电子束焊接接头显微组织和拉伸性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(8): 2293-2300.
- [15] Wang W, Zeng W D, Xue C, et al. Microstructural evolution, creep, and tensile behavior of a Ti-22Al-25Nb (at%) orthorhombic alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 603: 176-184.
- [16] Zhang P H, Zeng W D, Jia R C, et al. Tensile behavior and deformation mechanism for Ti-22Al-25Nb alloy with lamellar O microstructures[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 803: 140492.
- [17] 王子彧, 陈志勇, 王新, 等. Ti_2AlNb 薄板的织构及其对拉伸性能各向异性的影响[J]. 金属学报, 2025, 61(11): 1625-1637.
- [18] Zhang P H, Zeng W D, Zhang F, et al. In-situ investigation of tensile anisotropy mechanism in an advanced Ti_2AlNb -based alloy associated with CRSS ratio and damage model[J]. Materials Science and Engineering A, 2024, 890: 145894.
- [19] Rollett A D, Smith P R, James M R. Texture and anisotropy of Ti-22Al-23Nb foil[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 257(1): 77-86.
- [20] 赵洪泽. TAN-2 合金的组织与性能优化和环境适应性研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2018.