

β 锻造 Ti-22Al-25Nb 合金的组织转变与拉伸性能

张 艺¹, 刘俊友¹, 张建伟²

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083;

2. 北京钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

摘 要: 采用SEM等方法观察经 β 相区温度锻造的Ti-22Al-25Nb合金在 β 相转变点以下不同热处理过程中的微观组织转变, 测试所得组织状态下的合金拉伸性能。对该合金的微观组织转变规律以及与拉伸性能的关系和机理进行分析。结果表明, 在固溶处理过程中, 组织中原有的 α_2 相颗粒和O相板条因溶解而减少, B2相基体含量相应增大; 固溶处理温度升高可加剧各相含量的变化趋势, 并在这一过程中伴随着B2相的再结晶且 α_2 相和O相的存在对B2相的再结晶有限制作用; 在时效过程中, O相以细小二次板条形式从B2相基体中析出, 或在残留的 α_2 相颗粒周边以块状形式生成。该合金经不同固溶+时效处理后均具有良好的室温及高温拉伸性能; 且因固溶温度升高造成细小O相二次板条含量增多而使合金呈强度升高、塑性下降的趋势, 其中以1 000 °C固溶+800 °C时效处理的状态具有强度和塑性的最佳匹配。

关键词: Ti-22Al-25Nb合金; 组织转变; 固溶温度; 拉伸性能

中图分类号: TB331

文献标识码: A

Microstructure transition and tensile properties of Ti-22Al-25Nb intermetallic alloy forged in β -phase zone

ZHANG Yi¹, LIU Jun-you¹, ZHANG Jian-wei²

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. High Temperature Material Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: Microstructure transition of Ti-22Al-25Nb intermetallic alloy forged in β -phase zone during different heat treatments were observed by SEM, and the tensile properties were also tested. The law of microstructure transition and the relationship between the microstructure and the properties were analyzed. The results show that during the solution process, the content of B2 matrix increases while those of the α_2 phase and the O phase decrease for dissolution; this trend is aggravated with the increase of the solution temperature, going along with the recrystallization of B2 phase. The recrystallization of B2 phase is limited by the existence of α_2 phase and O phase. At the age process, the slender O laths precipitate from the B2 matrix or around the retained α_2 particles in massive form. The alloy has good tensile properties at room or elevated temperature after different heat treatments. With the increase of the solution temperature, the slender secondary O laths increase, which makes the strength increased and the ductility decreased. After 1 000 °C solution +800 °C aging treatment, the alloy has the best combinations of the strength and ductility.

Key words: Ti-22Al-25Nb intermetallic alloy; microstructure transition; solution temperature; mechanical property

Ti₂AlNb 基合金为 20 世纪 90 年代初才开发出的
一类新型金属间化合物材料。以 O 相为主的 Ti₂AlNb

基合金具有较高的高温屈服强度、高断裂韧性、高蠕
变抗力、低的热膨胀系数、无磁性和阻燃性能好等优

点, 在航空航天领域具有广阔的应用前景^[1-4]。为了满足 21 世纪高性能航空发动机涡轮盘材的要求, 近年来 Ti₂AlNb 基合金的研制已成为美国新材料领域的热点之一。Ti₂AlNb 基合金是 Ti-Al 系金属间化合物合金中新开发的一个合金体系, 能在 600~800 °C 范围内长时间使用, 更具实用前景^[5]。Ti-22Al-25Nb 合金是钢铁研究总院在“十五”期间新研制的 Ti₂AlNb 基合金, 这类合金三相区很窄, 其力学性能对工艺和微观组织也异常敏感。目前对 Ti₂AlNb 基合金加工过程、微观组织与性能关系的报道很多^[6-16], 大量研究显示 Ti₂AlNb 基合金的性能与微观组织密切相关。在此, 本文作者系统研究经 β 锻造后的 Ti-22Al-25Nb 合金在不同热处理制度得到不同形貌的 α_2+B2+O 的三相组织与力学性能的变化, 找出三相组织和力学性能变化的内在规律, 从而优化适合经 β 锻造后的合金的热处理工艺, 这对加快 Ti-22Al-25Nb 合金的工程化应用进程具有重要意义。

1 实验

1.1 实验材料

采用真空自耗-凝壳-自耗工艺制备出实验用 Ti-22Al-25Nb 合金锭。合金的实际化学成分分析结果见表 1, 所得合金锭首先在 B2 单相区底部温度进行开坯锻造, 然后在 β 转变温度且靠近 $\alpha_2+\beta$ 两相区上端温度附近进行板坯成型锻造, 总变形量为 50%。实验所用样品采用电火花线切割的方式, 从锭子中获得。

表 1 Ti-22Al-25Nb 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-22Al-25Nb alloy (mole fraction, %)

| Al | Nb | Ti | O | N | H |
|------|------|------|----------------------|---------------------|--------------------|
| 22.3 | 25.7 | Bal. | 430×10^{-4} | 52×10^{-4} | 9×10^{-4} |

1.2 初始组织

锻造板坯的原材料组织为 α_2+B2+O ^[14-15] 三相共存, 颜色最深呈黑色的为 α_2 相, 呈灰色的为 O 相, 颜色最浅的为 B2 相。B2 相为该组织的基体相, 原始 β 晶界已基本被破碎, 只有少量不完整的 β 晶界残留。残留的 B2 相晶界上有不连续的比晶内板条粗大的 α_2 相颗粒和长棒分布, B2 相晶粒内弥散分布的 α_2 相呈

板条状, α_2 相的体积分数小于 5%。O 相则以较小尺寸的板条形式存在于 B2 相基体之中。Ti-22Al-25Nb 合金的显微组织形貌如图 1 所示。

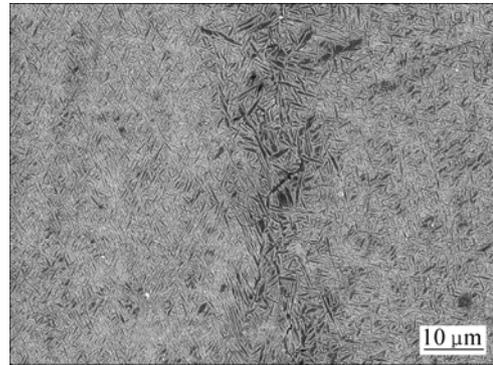


图 1 Ti-22Al-25Nb 合金的显微组织形貌

Fig.1 Microstructure of Ti-22Al-25Nb alloy

1.3 实验方法

用金相法测定了实验用材料的相变点, β 转变温度为 1 040 °C。热处理实验在马弗炉中完成, 采用的热处理制度如表 2 所列。对试样分别进行组织观察和力学性能测试。拉伸实验在 INSTRON 实验机上进行, 通过光学显微镜和 JSM-6480LV 扫描电镜对样品进行微观组织的观察和分析。用 SEM 观察拉伸试样断口的表面形貌, 分析其断裂特征。

表 2 Ti-22Al-25Nb 合金的热处理工艺

Table 2 Heat treatment processes of Ti-22Al-25Nb alloy

| Solution | | Cooling treatment | Aging treatment | |
|----------------|----------|-------------------|-----------------|--------|
| Temperature/°C | Time/min | | Temperature/°C | Time/h |
| 960 | 30 | Oil quenching | — | — |
| 960 | 30 | Oil quenching | 800 | 24 |
| 980 | 30 | Oil quenching | — | — |
| 980 | 30 | Oil quenching | 800 | 24 |
| 1 000 | 30 | Oil quenching | — | — |
| 1 000 | 30 | Oil quenching | 800 | 24 |
| 1 020 | 10 | Oil quenching | — | — |
| 1 020 | 30 | Oil quenching | 800 | 24 |

2 结果及分析

2.1 Ti-22Al-25Nb 合金固溶处理后的组织

固溶温度对 Ti-22Al-25Nb 合金显微组织的影响如图 2 所示。当固溶温度为 960 °C 时, 合金是一种全板

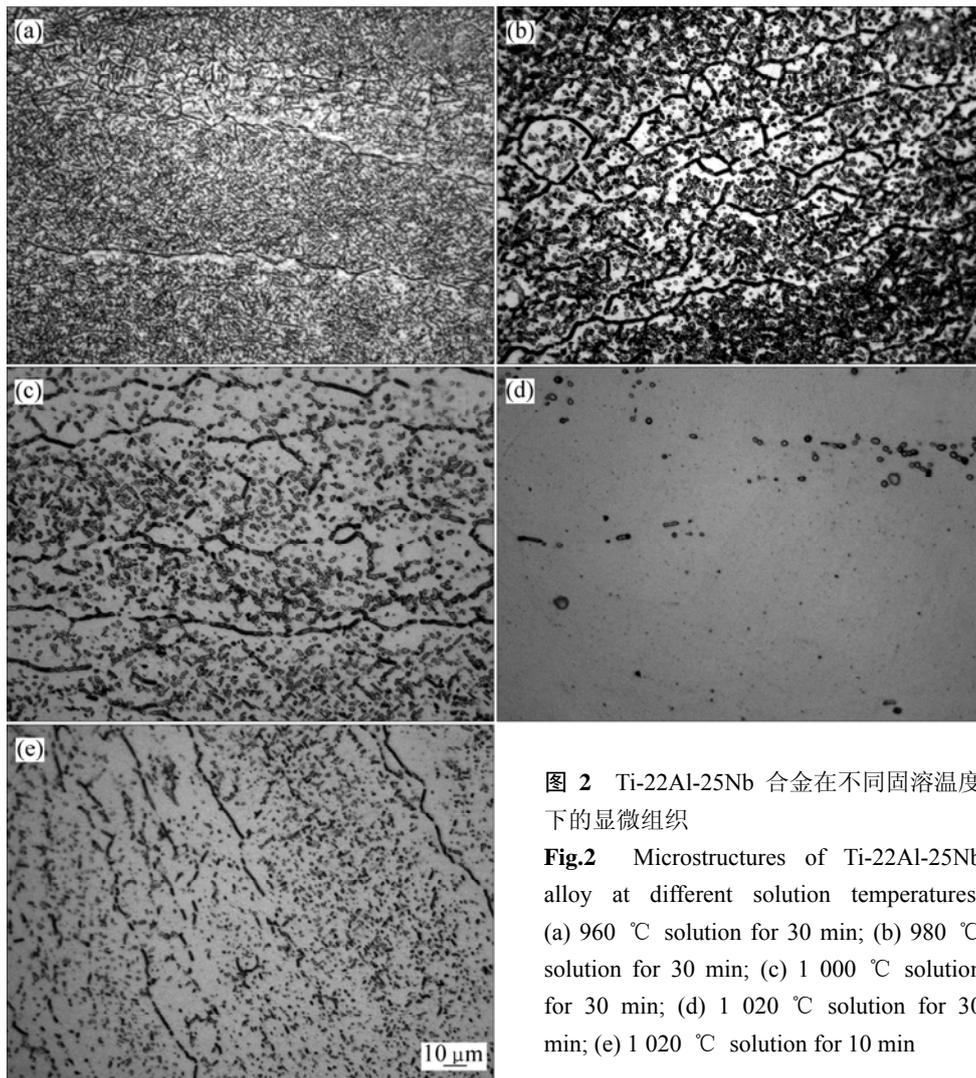


图 2 Ti-22Al-25Nb 合金在不同固溶温度下的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti-22Al-25Nb alloy at different solution temperatures: (a) 960 °C solution for 30 min; (b) 980 °C solution for 30 min; (c) 1 000 °C solution for 30 min; (d) 1 020 °C solution for 30 min; (e) 1 020 °C solution for 10 min

条组织(见图 2(a)), 其组织形态为 $B2$ 相基体上分布着大小基本均匀 α_2/O 相的板条, α_2 相板条主要聚集在原始的 $B2$ 相晶界上, $B2$ 相晶粒大小在 200 μm 以上。当固溶温度从 960 $^{\circ}\text{C}$ 上升到 980 $^{\circ}\text{C}$ 时, 初生 α_2 相数量在减少, 且板条状的 α_2/O 相已经演变成颗粒和短棒状, $B2$ 相在 α_2/O 相颗粒较少的地方形成一个个小的晶粒, 呈项链状分布, 晶粒尺寸在 10~30 μm 之间(见图 2(b))。随着固溶温度的继续上升, 初生 α_2/O 相含量继续减少, $B2$ 相的项链状分布更加明显且沿着一个方向排列。在 1 020 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 30 min 后, α_2/O 相含量已经非常少了。伴随着 α_2/O 相颗粒的急剧减少, $B2$ 相基体组织也发生明显的变化, 等轴化的 $B2$ 相大晶粒清晰可见, 尺寸都在 100 μm 以上。在 1 020 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 10 min 和在 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 30 min 时, 试样在微观组织上差别不大。

图 3 所示为在 β 转变点以下不同温度固溶并在 $O+B2$ 相区(800 $^{\circ}\text{C}$)时效后的显微组织。由图可知, 合

金显微组织最大特征是以 O 相板条为主, 它是一种以 O 相为主的多相复合组织, 其中黑色的为 α_2 相, 灰色的为 O 相, 白色的为 $B2$ 相。在 960 $^{\circ}\text{C}$ 固溶+时效后的显微组织与固溶组织相比, 总体形貌无明显变化, 只在 $B2$ 相基体上析出了十分细小的针状 O 相。析出的次生 O 相排列杂乱无章, 尺寸都在 1 μm 以下, 而初生的 O 相板条呈魏氏体分布, 板条长度约为 3~5 μm , 宽度在 1 μm 左右(见图 3(a))。在 980 $^{\circ}\text{C}$ 固溶+时效后的显微组织中, 析出的次生 O 相较 960 $^{\circ}\text{C}$ 时的大大增多, 且其初生 O 相与次生 O 相尺寸相差不大, 难以区分, 两者排列混乱无章。 $B2$ 相晶界上的初生 α_2 相颗粒呈不连续分布, 且四周被次生 O 相包围, 晶内的初生 α_2 相板条四周也被次生的 O 相所包围。1 000 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 020 $^{\circ}\text{C}$ 固溶并时效后的合金在微观形貌上变化不大, 只在次生的 O 相板条的大小和体积分数上有细微差别, 相对而言, 1 020 $^{\circ}\text{C}$ 固溶并时效后的显微组织中 O 相体积分数更大。

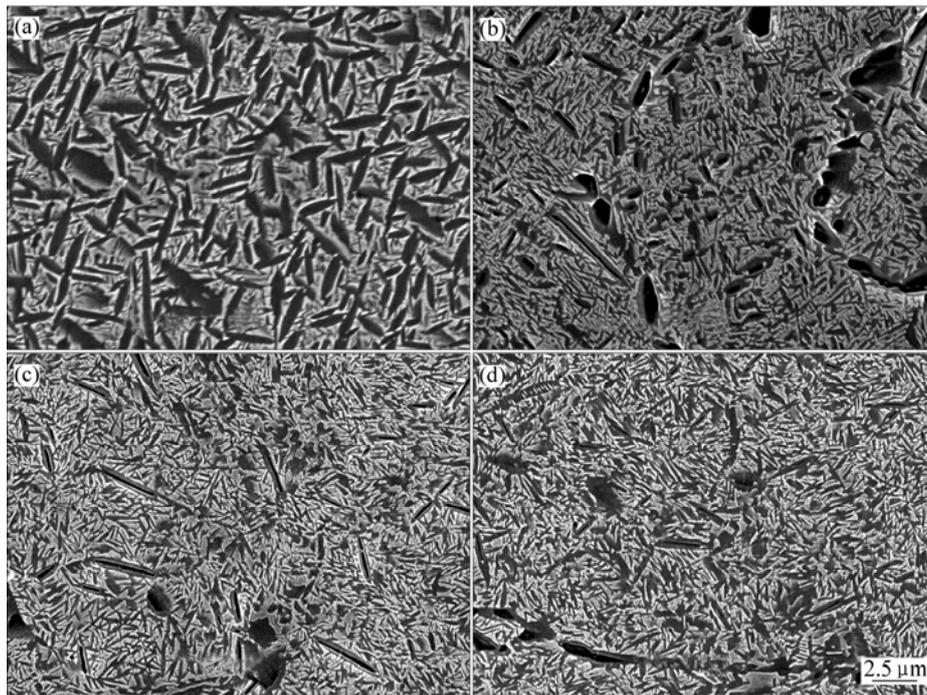


图 3 Ti-22Al-25Nb 合金在不同热处理条件下的显微组织

Fig.3 Microstructures of Ti-22Al-25Nb alloy at different heat treatments: (a) 960 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC; (b) 980 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC; (c) 1 000 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC; (d) 1 020 °C, 10 min, OC+800 °C, 24 h, AC

2.2 合金的拉伸性能

表 3 和 4 所列是合金室温和 650 °C 的拉伸性能数据。从表中数据可以看出, 随着固溶温度的升高, 抗拉强度和屈服强度是逐渐增加的, 而室温塑性是逐步降低的。室温时的拉伸性能与高温时相似, 但高温时塑性较室温时塑性有所升高, 而强度则有所下降。其中在 960 °C 固溶加时效处理后, 合金的室温和 650 °C 伸长率均为最大, 达到了 15% 和 16%, 而屈服强度偏低, 只有 905 MPa 和 715 MPa。当固溶温度上升到 1 000 °C 时, 屈服强度为 1 090 MPa, 抗拉强度为 1 220 MPa, 伸长率为 8%, 达到了性能的最佳匹配。

表 3 Ti-22Al-25Nb 合金在室温下的拉伸性能

Table 3 Mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloys at room temperature

| Heat treatment | $\sigma_{0.2}$ /MPa | σ_b /MPa | δ /% |
|---------------------------------------|---------------------|-----------------|-------------|
| 960 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC | 905 | 1 060 | 15 |
| 980 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC | 975 | 1 110 | 9 |
| 1 000 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC | 1 090 | 1 220 | 8 |

1 020 °C, 10 min, OC+800 °C, 24 h, AC 1 160 1 230 6.5

表 4 Ti-22Al-25Nb 合金在 650 °C 的拉伸性能

Table 4 Mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloys at 650 °C

| Heat treatment | $\sigma_{0.2}$ /MPa | σ_b /MPa | δ /% |
|---------------------------------------|---------------------|-----------------|-------------|
| 960 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC | 715 | 825 | 16 |
| 980 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC | 780 | 900 | 11 |
| 1 000 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC | 900 | 1 010 | 8.7 |
| 1 020 °C, 10 min, OC+800 °C, 24 h, AC | 930 | 1 030 | 7.8 |

合金在 1 020 °C 固溶 10 min 加时效处理后, 合金的屈服强度为 1 160 MPa, 而室温伸长率只有 6.5%。因此对 1 000 °C 固溶加时效后的组织, 又进行了更高温度的性能测试(见表 5)。在 750 °C 和 800 °C 时, 合金高温伸长率达到了 12.5% 和 20%, 同时其强度都还在 600 MPa 以上, 表现出了良好的高温性能, 具体数据如表 5 所列。

2.3 断口形貌

热处理后试样的显微组织存在差异, 使得材料在

拉伸时的裂纹形核和扩展方式不同,这是影响材料塑性

表5 经1 000 °C固溶+时效后的Ti-22Al-25Nb合金在高温下的拉伸性能

Table 5 Mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloys after 1 000 °C solution+800 °C aging treatment

| Temperature/°C | $\sigma_{0.2}$ /MPa | σ_b /MPa | δ /% |
|----------------|---------------------|-----------------|-------------|
| 650 | 900 | 1010 | 8.7 |
| 750 | 770 | 900 | 12.5 |
| 800 | 610 | 775 | 20 |
| 900 | 300 | 400 | |

性等性能的主要因素,其差异更直观地表现在拉伸后的断口形貌上。经960 °C固溶加时效处理的合金,其拉伸断口呈韧性断裂特征,断口面上有大量的细小韧窝(见图4(a))和细微的分层现象。经1 000 °C固溶加时效后的拉伸断口(见图4(b))具有明显的分层现象、韧性脊和较深的二次裂纹,且出现二次裂纹的地方与析出的 α_2 相的边界重合。

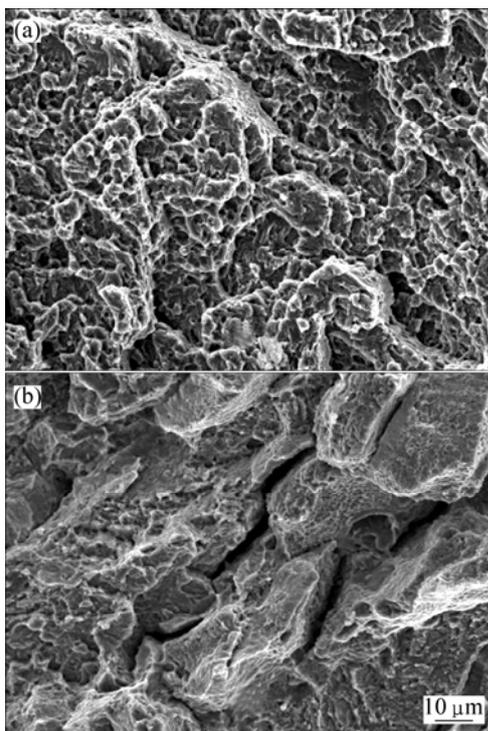


图4 Ti-22Al-25Nb合金的室温拉伸断口形貌

Fig.4 SEM fractographs of tensile samples at room temperature for Ti-22Al-25Nb: (a) 960 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC; (b) 1 000 °C, 30 min, OC+800 °C, 24 h, AC

3 讨论

已有的研究表明, O 相合金中的相平衡和相转变比较复杂, α_2 、 O 和 $B2$ 的形貌、尺寸和含量对热处理工艺非常敏感。

1) 所有的固溶处理都是在相变点(1 040 °C)以下进行的,所以 α_2 相没有完全转变成 $B2$ 相而是被保留下来了,并且固溶温度越高,初生的 α_2/O 相发生相变反应转变为 $B2$ 相也越多, $B2$ 相的体积分数也越大。960 °C固溶时, $B2$ 相晶粒尺寸在200 μm 以上,固溶温度提高20 °C后,出现了晶粒尺寸为10~30 μm 的 $B2$ 相等轴晶粒,这种细小的 $B2$ 相晶粒是由原始 $B2$ 相再结晶形成的。由于残留的 α_2/O 相仍保持着沿原始 $B2$ 相晶界排列的特征,再结晶 $B2$ 相晶粒在长大过程中晶界的迁移方向主要被残留的 α_2/O 相限制在一个方向上,因此再结晶 $B2$ 相等轴颗粒主要沿着一个方向呈链状分布。随着 α_2/O 相的基本溶解消失,这种 $B2$ 相晶界迁移不再受方向限制,所以在1 020 °C保温30 min后,等轴 $B2$ 晶粒的尺寸都在100 μm 以上。 $B2$ 相晶粒的大小除了取决于固溶温度外,还决定于保温时间。因此在1 020 °C保温10 min时,其 $B2$ 晶粒还未来得及长大,其尺寸大小还维持在10~30 μm 。

2) 在时效过程中主要有以下相变发生:一是 $B2$ 相向($O+B2$)相的分解, O 相呈魏氏体板条状自 $B2$ 相基体上析出,形成细小的次生 O 相板条;二是 α_2 相向($O+\alpha_2$)相的分解,主要是以沿着初生 α_2 颗粒周围析出的方式进行的。

3) 不同的热处理(包括固溶和时效处理)工艺所造成的微观组织的差异会直接影响合金的力学性能。在固溶+时效后,析出的次生 O 相的体积分数增大将导致合金屈服强度上升、塑性降低,这是由于次生的细小 O 相强化了基体 $B2$ 相所致。初生 O 相的形状和大小也会影响合金的拉伸性能。在960 °C固溶+时效后,初生 O 相为板条状且板条长度在3~5 μm 之间,宽度在1 μm 左右,其室温塑性达到15%。初生 α_2 相和 O 相的含量的减少使合金拉伸性能呈现屈服强度上升、塑性降低的趋势。

4 结论

1) 经960 °C、30 min、OC+800 °C、24 h、AC处理的合金为不同尺寸的板条复合组织,其塑性最好,室温伸长率达到15%,但是屈服强度一般。但1 000 °C、30 min、OC+800 °C、24 h、AC处理的合金具有较好的性能匹配,其室温屈服强度为1 090 MPa,室温伸长率为8%;高温屈服强度为900 MPa,高温伸

长率高达8.7%。

2) 在固溶过程中, $B2$ 相将发生再结晶, 演变成等轴晶粒。固溶温度升高将导致初生 α_2/O 相的减少和 $B2$ 相基体的相对增加。

3) 合金在 $O+B2$ 相区时效处理时, 会在 $B2$ 基体上析出很细的次生的 O 相板条, 能大大强化 $B2$ 基体相, 但同时降低合金的室温塑性。

REFERENCES

- [1] BANEJEE D, GOFIA A K, NANDI T K, JOSHI V A. A new ordered orthorhombic phase in Ti3Al-Nb alloy[J]. Acta Metall, 1988, 36: 871-882.
- [2] GOGIA A K, NANDY T K, BANERJEE D. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti-Al-Nb system[J]. Intermetallics, 1998, 6(7/8): 741-748.
- [3] CHU F, MITCHELL T E, MAJUMDAR B, MIRACLE D, NANDY T K, BANERJEE D. Elastic properties of the O phase in Ti-Al-Nb alloys[J]. Intermetallics, 1997, 5(2): 147-156.
- [4] 司玉峰, 孟丽华, 陈玉勇. Ti₂AlNb 基合金的研究进展[J]. 宇航材料工艺, 2006, 3: 10-13.
SI Yu-feng, MENG Li-hua, CHEN Yu-yong. Research development of Ti₂AlNb-based alloy[J]. Aerospace Materials and Technology, 2006, 3: 10-13.
- [5] 刘治华. Ti-Al 系金属间化合物合金高温氧化性能及其防护涂层研究[D]. 北京: 北京工业大学, 2004: 8.
LIU Zhi-hua. Study on high temperature resistance and surface coating of Ti-Al intermetallic compound based alloys[D]. Beijing: Beijing University of Technology, 2004: 8.
- [6] GOGIA A K, NANDY T K, BANERJEE D, CARISEY T, STRUDEL J L, FRANCHET J M. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloy in the Ti-Al-Nb system[J]. Intermetallics, 1998, 6: 741-748.
- [7] 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.
MAO 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.
- [8] LI Shi-qiong, MAO Yong, ZHANG Jian-wei, LI Jun-tao, CHENG Yun-jun, ZHONG Zeng-yong. Effect of microstructure on tensile properties and fracture behavior of intermetallic Ti₂AlNb alloys[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2002, 12(4): 582-586.
- [9] CHENG Yun-jun, LI Shi-qiong, LIANG Xiao-bo, ZHANG Jian-wei. Effect of deformed microstructure on mechanical properties of Ti-22Al-25Nb alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006(S3): 2058-2061.
- [10] TANQ F, HAQIWARA M. Tensile properties and creep behavior of a new Ti-Al-Nb intermetallic alloy with an $O+\alpha_2$ microstructure[J]. Physical Metallurgy and Materials Science, 2003, 34(3): 633-643.
- [11] TANG F, HAGIWARA M. Effect of compositional modification on ductility of $B2$ phase in Ti-Al-Nb intermetallic alloy[J]. Journal of Materials Research, 2002, 17(10): 2611-2614.
- [12] NANDY T K, BANERJEE D. Creep of orthorhombic phase based on the intermetallic Ti₂AlNb [J]. Intermetallics, 2000, 8: 915-928.
- [13] MAO Yong, HAGIWARA M. Tensile properties and creep behavior of compositional modified orthorhombic Ti₂AlNb alloys[J]. Materials Science Forum, 2007, 539-543(2): 1549-1552.
- [14] 葛景岩, 顾可民, 张 松, 艾素华. 显微组织对 Ti₃Al 基金属间化合物拉伸性能的影响[J]. 沈阳工业大学学报, 1997, 19(2): 92-94.
GE Jing-yan, GU Ke-min, ZHANG Song, AI Su-hua. Influence of microstructure on tensile properties of intermetallic compound based Ti₃Al[J]. Journal of Shenyang Polytechnic University, 1997, 19(2): 92-94.
- [15] 艾素华, 关少轩, 冯泽民, 葛景岩. 显微组织对 Ti₃Al-Nb 系合金疲劳裂纹扩展行为的影响[J]. 金属学报, 1995, 31(4): 183-190.
AI Su-hua, GUAN Shao-xuan, FENG Ze-min, GE Jing-yan. Effect of microstructure on fatigue crack growth of Ti₃Al-Nb alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1995, 31(4): 183-190.
- [16] GERMAN L, BANERJEE D, GUEDOU J Y, STRUDEL J L. Effect of composition on the mechanical properties of newly developed Ti₂AlNb-based titanium aluminide[J]. Intermetallics, 2005, 13: 920-924.

(编辑 何学锋)