

6-135-140

Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的显微组织和力学性能研究 *

毛 勇^{1,2)} 李世琼¹⁾ 张建伟¹⁾ 彭继华³⁾ 邹敦叙¹⁾ 仲增墉¹⁾

1) 北京钢铁研究总院高温材料研究所 北京 100081

2) 昆明贵金属研究所, 昆明 650221

3) 西南交通大学应用力学系, 成都 610031

摘 要 研究了 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的显微组织和力学性能, 为优化合金的塑性 (特别是室温塑性) 和强度, 采用了多种热机械处理 (TMP) 工艺. 结果表明, 合金显微组织与热机械处理工艺密切相关. 通过热机械处理可有效地控制合金中 α_2 、O 和 B2 相的形貌、分布状况及相对含量. 进而获得了具有高的室温及高温屈服强度和优良塑性的 O 相合金. 在 (α_2 +B2+O) 和 (O+B2) 相区热变形及在 (O+B2) 相区的固溶和时效处理获得的三相复合显微组织具有最佳的力学性能. Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的室温屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 达 1200 MPa, 延伸率达 9.8%, 650 °C 下 $\sigma_{0.2}$ 亦达 970 MPa, 延伸率达 14%.

关键词 Ti₂AlNb(O) 相, 热机械处理, 显微组织, 力学性能

钛合金

中图分类号 TG146.2, TG113.26, TG132.3 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2000)02-0135-06

STUDY ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF Ti-22Al-20Nb-7Ta INTERMETALLIC ALLOY

TG146.23

MAO Yong^{1,2)}, LI Shiqiong¹⁾, ZHANG Jianwei¹⁾, PENG Jihua³⁾, ZOU Dunxu¹⁾, ZHONG Zengyong¹⁾

1) High Temperature Material Research Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081

2) Institute of Precious Metals, Kunming 650221

3) Department of Engineering Mechanics, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031

Correspondent: MAO Yong. Tel: (010) 62181009, Fax: (010) 62183341, E-mail: maoyong@shw.com.cn

Manuscript received 1999-07-26, in revised form 1999-09-12

ABSTRACT Microstructure and mechanical properties of Ti-22Al-20Nb-7Ta intermetallic alloy have been studied. In order to optimize ductility and strength of the orthorhombic alloy, various thermomechanical processing (TMP) were performed. The results indicate that the microstructures of the alloy are strongly dependent on TMP. The morphologies, sizes and volume fractions of α_2 , O and B2 phases in the alloy are controlled well through the optimized TMP. The O-phase alloys in Ta-Al-Nb-Ta system have a good combination of high tensile yield strength and good ductility. The duplex O microstructure with α_2 , O and B2 phases, deforming in (α_2 +B2+O) or (O+B2) phases field and treating in O+B2 phase field, possesses the highest tensile properties. The yield strengths of Ti-22Al-20Nb-7Ta alloy are 1200 MPa and 970 MPa, and the elongations are 9.8% and 14% at room temperature and 650 °C respectively.

KEY WORDS Ti₂AlNb, O phase, thermomechanical processing, microstructure, mechanical property

Ti₃Al 金属间化合物具有较高的高温强度、弹性模量和抗氧化性以及低密度, 加入 β 稳定元素特别是 Nb, 通过引入稳定的塑性 β 相 (或称 B2 相), 并改善合金中 α_2 相的滑移行为, 而明显地改善了 Ti₃Al 基合金的室温塑性和断裂韧性^[1,2]. 在进一步探索 Nb 对 Ti₃Al 基合金中相转变和

力学性能的影响时, Banerjee 等人^[3] 发现了一种新相. 空间群为 *Cmcm*, 有序正交 (Orthorhombic) 结构, 化学计量配比为 Ti₂AlNb, 被称为 O 相. Ti₂AlNb 合金则称为 O 相合金. 随后的研究表明^[4,5]: 这种高 Nb 含量的 O 相合金比低 Nb 含量的 Ti₃Al 基合金具有更高的强度 (特别是屈服强度)、断裂韧性和蠕变抗力.

近几年来对 O 相合金的研究已成为金属间化合物研究领域一个新的热点. O 相合金中 Ti-22Al-27Nb 合金具有最高的室温屈服强度 (1290 MPa), 但其抗氧化性能和室温塑性 ($\delta=3.5\%$) 还不够理想^[4]. Ta 对稳定 β 相的能

* 国家 863 计划资助项目 715-011-0121

收到初稿日期: 1999-07-26, 收到修改稿日期: 1999-09-12

作者简介: 毛 勇, 男, 1963 年生, 博士生

力与 Nb 相当,而对 Ti-Al-Nb-Ta 合金系中 O 相合金的研究尚未见报道.热机械处理(TMP)把高温下的塑性变形与组织控制结合起来,不仅改变合金的几何尺寸,而且达到改善合金性能的目的,获得比传统热处理更好的效果,使材料的强度和塑性的结合较好,已成为材料强韧化的有力工艺手段.本文将着重研究 Ti-22Al-20Nb-7Ta O 相合金的显微组织和力学性能,并采用热机械处理来优化合金的显微组织,以期获得一种具有高的室温及高温屈服强度和良好室温塑性的新的 Ti-Al-Nb-Ta 系 O 相合金.

1 实验过程

实验用合金材料 Ti-22Al-20Nb-7Ta (原子分数, %,下同)的制备用 99.9(质量分数, %,下同)的 Ti, Al, Nb 和 Ta, 采用冷坩埚真空感应磁悬浮熔炼炉熔炼.为保证铸锭成分的均匀性,每种合金重熔 3 或 4 次.经化学分析铸锭的成分与合金名义成分的一致性较好,且铸锭中气体元素杂质含量(质量分数, %,下同)很低, O 0.05, H 0.003, N 0.008.

铸锭先经过 1200 °C、24 h 均匀化处理,并在 1100—1200 °C β 单相区锻造开坯后,按多种热机械处理工艺分别在 (α_2 +B2), (α_2 +B2+O) 和 (O+B2) 相区轧制成厚 4 mm 的合金板材,其中部分工艺采用了一个特殊的轧前预处理工艺,随后对轧板进行各种固溶和时效热处理.切取经不同热机械处理工艺处理后的合金制成拉伸试样,在 MTS880 试验机上进行室温和高温(650 °C)拉伸试验,测试合金的力学性能.合金的 β 转变温度和相区的划分用金相显微镜和 XRD 分析鉴定.

用 SEM, XRD, TEM 和金相显微镜对经各种 TMP 处理后组织进行形貌观察和相分析,并用 SEM 图像分析仪确定显微组织中 α_2 , B2 和 O 相的相对含量,研究各相的数量对力学性能的影响.用 SEM 观察拉伸试样断口的表面形貌,分析其断裂特征.

2 实验结果

2.1 合金的显微组织

为了确定热机械处理工艺,首先通过对 800—1100 °C 保温 1 h 水淬的样品进行相分析测定合金的 β 转变点并划分其相区.结果表明: Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的 β 转变点为 1080 °C, 1000—1080 °C 为 (α_2 +B2) 两相区, 970—1000 °C 为 (α_2 +B2+O) 三相区, 970 °C 以下为 (O+B2) 两相区. TEM 选区衍射分析确定了有序的 B2 相.

为研究 TMP 对合金显微组织的影响,优化工艺,以期获得高强度和良好室温塑性的最佳匹配,采用了多种分别在 (α_2 +B2), (α_2 +B2+O) 和 (O+B2) 相区热变形和不同变形后热处理的 TMP 工艺,如表 1 所示.由表 1 可见, TMP1 是在 (α_2 +B2) 两相区变形后,经 β 单相区固溶和在 (O+B2) 相区时效. TMP2—6 工艺是在 (α_2 +B2+O) 三相区或 (O+B2) 两相区变形后,分别

在 (α_2 +B2) 或 (O+B2) 相区固溶和时效.研究表明,在 (α_2 +B2+O) 三相区或 (O+B2) 两相区变形前采用一个预热处理工艺更好地改善和控制了轧后组织,合金的显微组织与热机械处理工艺密切相关.

图 1 为 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的锻态、变形前预处理态和多种 TMP 工艺处理后的显微组织.图 1a 显示了粗大的 β 晶粒锻态组织.经特殊的轧前的预处理得到了均匀的 (O+B2) 相板条组织(见图 1b),在 (α_2 +B2+O) 三相区进行热轧变形时, O 相板条和 B2 基体均参与变形,并发生部分动态再结晶(见图 1d),随后经在 O+B2 两相区的热处理(TMP2)获得了均匀分布在 B2 基体中的细小的 α_2 /O 颗粒与交错排列的非常细小的 O 相板条的 (α_2 +B2+O) 三相复合显微组织(见图 1e),其中 O 相板条的尺寸为 1—2 μm .而经 (α_2 +B2) 固溶和 (O+B2) 两相区时效(TMP3)处理后基体上的 O 相板条尺寸较大约为 3—5 μm (见图 1f), α_2 颗粒的数量亦明显减少.在 β 单相区的固溶处理(TMP1)明显导致显微组织(见图 1c)中 O 相板条粗大,而且残留着原始的 β 晶界(晶粒尺寸为 50—100 μm).

表 1 热机械处理工艺
Table 1 TMP schedule

TMP	Processing temp. (phase field)	Heat treatment (phase field)
1	α_2 +B2	β solution and O+B2 age
2	α_2 +B2+O	O+B2 solution and O+B2 age
3	α_2 +B2+O	α_2 +B2 solution and O+B2 age
4	α_2 +B2+O	O+B2 age
5	O+B2	O+B2 solution
6	O+B2	O+B2 solution and O+B2 age

图 2 为 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金经另外两种热机械处理后得到的显微组织.经 (O+B2) 两相区热轧变形且只在 (O+B2) 两相区固溶处理(TMP5)后得到 (O+B2) 两相等轴组织(见图 2a),细小的 O 相颗粒弥散分布于 B2 基体上, O 相的体积分数为 17%. O 相等轴颗粒的体积分数只决定于固溶温度.经 (O+B2) 相区热轧变形并在 (O+B2) 两相区进行固溶和时效处理(TMP6)得到 (O+B2) 两相的双态组织(见图 2b),显微组织中既有 O 相等轴颗粒又有细小的 O 相板条. O 相等轴颗粒的体积分数依然变化不大,而 B2 基体上的细小的 O 相板条(3—5 μm)在时效处理中析出, O 相总的体积分数达 60%.

图 3 为 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金在 (α_2 +B2+O) 三相区进行热轧变形,并经 (O+B2) 两相区的固溶和时效处理(TMP2)后的 X 射线衍射图.图中标出了合金显微组织中存在的 α_2 , B2 和 O 三个相衍射谱线,可见 O 相的衍射峰最强, α_2 相的衍射峰很弱. SEM 图像分析和 X 射线衍射分析结果表明,该显微组织主要是 B2 和 O 相, α_2 的

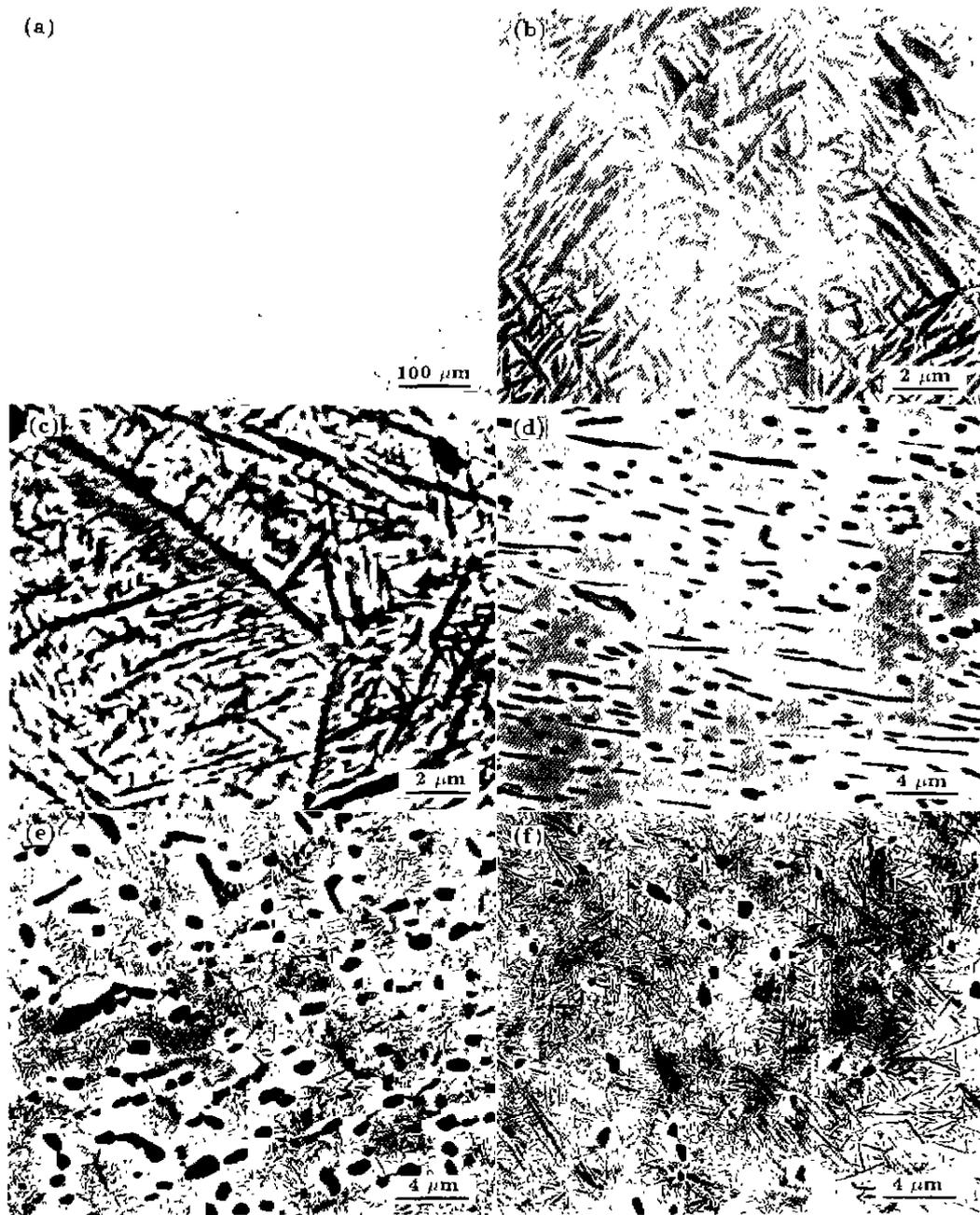


图 1 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金锻态、变形前预处理态、轧态和多种 TMP 工艺后的显微组织

Fig.1 Microstructures of Ti-22Al-20Nb-7Ta alloy

- (a) after forging (b) heat treated structure before rolling
 (c) β solution and O+B2 age after α_2 +B2 rolling (d) after rolling in α_2 -B2+O three-phase field
 (e) O+B2 solution and O+B2 age after rolling in α_2 +B2+O three-phase field
 (f) α_2 +B2 solution and O+B2 age after rolling in α_2 +B2+O three-phase field

含量在 5% 以下, 而 O 相的体积分数近 70%. B2, α_2 和 O 相的晶格常数测定为: B2, bcc, $a=0.326\text{nm}$; α_2 , hcp, $a=0.57\text{ nm}$, $c=0.48\text{ nm}$; O, orthorhombic, $a=0.608\text{ nm}$, $b=0.964\text{ nm}$, $c=0.466\text{ nm}$.

2.2 合金的力学性能

Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金经各种热机械处理后的室温和高温 (650 °C) 力学性能结果列于表 2. 为对比其性能, 表 2 中还列出了 Ti-22Al-24Nb-3Ta 和 Ti-22Al-27Nb 合金

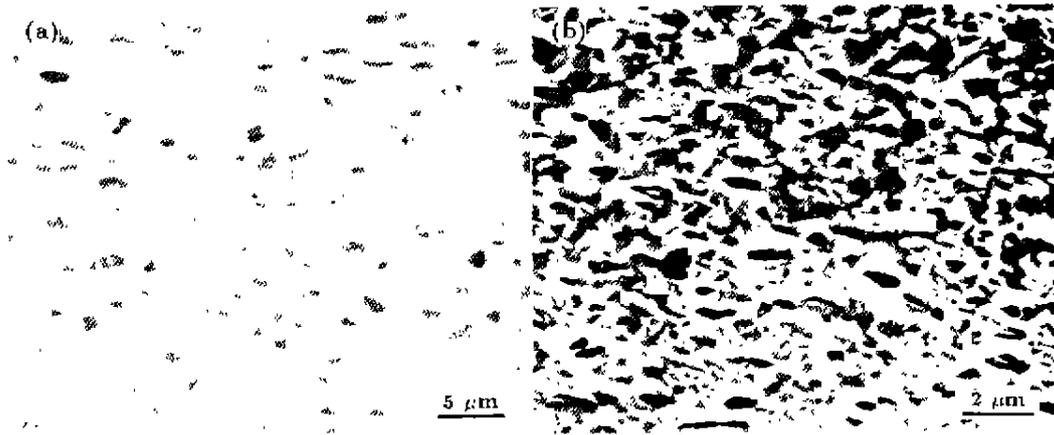


图 2 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金经过 (O+B2) 两相区热变孔和 (O+B2) 两相区处理后的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti-22Al-20Nb-7Ta alloy

(a) O+B2 solution after rolling in O+B2 two-phase field

(b) O+B2 solution and O+B2 age after rolling in O+B2 two-phase field

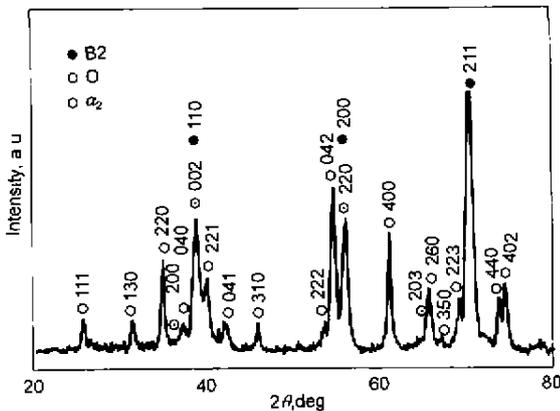


图 3 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的 X 射线衍射图

Fig.3 X-ray diffraction pattern for Ti-22Al-20Nb-7Ta alloy after rolling in α_2 +B2+O phase field followed by O+B2 solution and O+B2 age

(美国研制的 O 相合金) 的力学性能。由表 2 可见, Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金经 (α_2 +B2+O) 三相区进行热轧变形, 并在 (O+B2) 两相区进行固溶和时效处理 (TMP2) 得到的组织具有很高的室温及高温强度和优良的塑性。其室温屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 达到 1260 MPa, 延伸率 δ_5 为 9.8%, 650 °C 下 $\sigma_{0.2}$ 高达 970 MPa, 延伸率 δ_5 达 14%。合金经 (α_2 +B2+O) 三相区热轧变形, 并在 (O+B2) 两相区直接进行时效处理 (TMP4) 得到的组织具有最高的室温拉伸强度 $\sigma_b=1340$ MPa, $\sigma_{0.2}=1210$ MPa 和高温塑性 δ_5 高达 21%, 但高温强度却稍差一些。对 Ti-22Al-20Nb-7Ta 和 Ti-22Al-20Nb-3Ta 合金经 (O+B2) 两相区变形和 (O+B2) 两相区处理得到的等轴显微组织具有最高的室

温塑性, 且室温强度也较高。而经 β 单相区或 (α_2 +B2) 两相区的固溶处理 (TMP1 和 TMP3) 均导致合金的室温强度和塑性明显下降。与国外研制的 O 相合金相比, 经 TMP2 处理后的 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金, 其屈服强度与之相当, 而延伸率却远远好于美国研制的 Ti-22Al-27Nb 合金 (室温 R.T. 下 $\delta=3.5\%$, 650 °C 下仅 $\delta_5=5\%$)^[4,5]。

图 4 所示为 Ti-22Al-27Nb 合金的室温拉伸试样断口 SEM 形貌。经 (α_2 +B2+O) 三相区进行热轧变形, 并在 (O+B2) 两相区进行固溶和时效处理 (TMP2) 得到的组织, 其拉伸断口为韧性断裂的特征, 断口形貌为大量的小韧窝 (见图 4a), 而经 β 单相区固溶处理 (TMP1) 过的合金其拉伸断口为沿晶脆性断裂 (见图 4b)。

3 讨论

气体杂质元素 O, H, N 等对 O 相合金中 α_2 , O 和 B2 各相之间的转变及合金的力学性能有较大的影响。O 是 α_2 相稳定元素, O, N 等虽对合金的强度有利, 但明显地提高合金的脆性。所以 O 相合金的强韧化要求合金中气体杂质元素含量较低, 本研究采用的磁悬浮熔炼技术保证了铸锭中较低的 O, H, N 含量和成分的均匀性, 为该合金的强韧化打下了良好的基础。

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、尺寸和含量对热加工和热处理的历史非常敏感^[6,7]。结合上述的实验结果, 对合金的显微组织、热机械处理和力学性能之间的关系分析可见: 热变形温度和变形后的热处理 (包括固溶和时效处理), 均对合金中的主要相 α_2 , O 和 B2 的形貌、尺寸和含量产生很大的影响, 进而明显地改变合金的力学性能。

表 2 O 相合金的力学性能
Table 2 Mechanical properties of the orthorhombic alloys

Alloy	TMP	R. T.			H. T. (650 °C)		
		σ_{b1} , MPa	$\sigma_{0.2}$, MPa	δ_f , %	σ_{b1} , MPa	$\sigma_{0.2}$, MPa	δ_f , %
Ti-22Al-20Nb-7Ta	1	964	917	3			
	2	1320	1200	9.8	1090	970	14
	3	1125	1010	4.5			
	4	1340	1210	10	1020	830	21
	5	1130	1110	12	1002	820	8
Ti-22Al-24Nb-3Ta	5	1110	1100	14	996	817	10.1
	6	1189	1127	10			
Ti-22Al-27Nb(USA) ^[4]	1050 °C extrusion +(815 °C, 1 h, A.C.)	1415	1290	3.5		1120	5

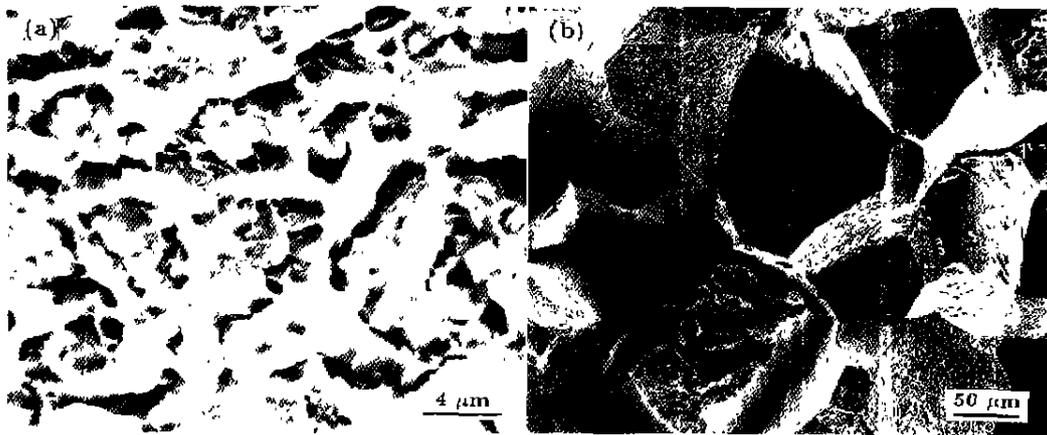


图 4 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的室温拉伸断口扫描电镜像
Fig.4 The SEM fractographs of tensile samples at R. T. for Ti-22Al-20Nb-7Ta
(a) with TMP2 treatment (b) with TMP1 treatment

(1) 在温度较高的区 (α_2 +B2) 相区变形和在 β 单相区或 (α_2 +B2) 相区的固溶处理 (如 TMP1 和 TMP3), 形成或保留了较大的 β 晶粒, 并导致时效处理时 O 相板条尺寸明显粗大, 而显著地降低了合金的强度和塑性。

(2) 在 (α_2 +B2+O) 三相区和 (O+B2) 相区变形, 并结合变形前的预处理, 可使合金中的 α_2 和 O 相随 B2 基体一同参与变形, 这一方面更好地协调了各相之间的变形和有利于 α_2 和 O 相的再结晶, 使合金的显微组织更加细小和均匀; 另一方面使变形后得到的具有高畸变能的组织可以在随后的热处理中更好地加以利用。

(3) 在 (O+B2) 两相区的固溶处理中 B2, α_2 与 O 相之间发生块状转变^[6], 从而获得了等轴组织, 该组织具有最佳的室温塑性, α_2 /O 相的数量主要由随固溶温度变化, 固溶态组织中 O 相的体积分数为 30% 时 (TMP5), 其性能最好。

(4) 在 (O+B2) 相区固溶时效处理时得到的是多相复合组织 (如 TMP2, TMP4 和 TMP6), 它可以进一步改善合金的综合力学性能, 时效过程中主要发生了 B2 向 (O+B2) 相的分解反应, O 相呈片状自 B2 基体上析出, 形成 O 相板条, 细小的 O 相板条对合金的强度和塑性的贡献最大, 固溶时形成的 O 相颗粒 (或称初生 O 相) 的百分含量为 15% 左右 (TMP2), 细小的 O 相板条的体积分数为 50% 时, 获得了最佳的综合性能。

关于 O 相合金中其他合金元素的加入对合金的力学性能和显微组织的影响方面的研究不是太多, 合金元素 V, Mo 和 Si 对合金的力学性能的影响已有一些报道^[8,9], 如 V 的加入可以提高合金的室温拉伸塑性而对合金的强度不利, 但其作用的机制不太清楚, 通过对 Ti-Al-Nb-Ta 和 Ti-Al-Nb 系 O 相合金的力学性能的对比如研究^[10], 已经发现 Ta 对 O 相合金有复合强化作用, Ta 可部分取代 Nb, 可细化

B2 晶粒和时效过程中自 B2 基体上析出的 O 相板条, 进一步的加入对合金的强度和塑性均是有利的, 协调 B2 和 α_2 与 O 相的滑移行为. 优化的热机械处理工艺是获得合金强韧化的有利手段.

4 结论

(1) Ti-Al-Nb-Ta 系 O 相合金具有优良室温塑性及高的屈服强度, Ta 的加入对 O 相合金的强度和塑性均是有利的.

(2) 合金显微组织与热机械处理工艺 (TMP) 密切相关, 热机械处理可有效地控制合金中 α_2 、O 和 B2 相的形貌, 分布状况及相对含量, 进而获得具有高的室温及高温屈服强度和优良塑性的 O 相合金.

(3) 通过在 (O+B2) 相区热变形及在 (O+B2) 相区的固溶处理获得的等轴组织, 具有良好的室温塑性, 且 O 相颗粒的体积分数为 30% 时效效果最好.

(4) 在 (α_2 +B2+O) 和 (O+B2) 相区热变形及在 (O+B2) 相区的固溶和时效处理获得的三相复合显微组织具有最佳的综合力学性能. Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的室温屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 达 1200 MPa, 延伸率达 9.8%, 650 °C 下 $\sigma_{0.2}$ 高达 970 MPa, 延伸率达 14%.

参考文献

- [1] Blackburn M J, Smith M P. *AFML-TR-78-18* USA, 1978
- [2] Blackburn M J, Smith M P. *AFML-TR-92-4086*, USA, 1982
- [3] Banerjee D, Gogia A K, Nandy T K, Joshi V A. *Acta Metall*, 1988, 36: 871
- [4] Rowe R G. In: Kim Y W, Boyer R R eds, *Microstructure/Property Relationships in Titanium Aluminides and Alloys*, TMS-AIME, Warrendale PA, 1991: 387
- [5] Rowe R G, Konitzer D G, Woodfield A P, Chesnut J C. In: Johnson L A, Pope D P, Stiegler J O eds, *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys-IV*, Mater Res Soc Proc V213, MRS, Pittsburgh PA, 1991: 703
- [6] Banerjee D, Gogia A K, Muraleedharan K, Mishra R S. In: Darolia R, Lewandowski J J, Liu C T, Martin P, Miracle D B, Nathal M V eds, *Structural Intermetallics*, TMS, Warrendale PA, 1993: 19
- [7] Ward C H. *Int Mater Rev*, 1993; 38: 79
- [8] Muraleedharan K, Nandy T K, Banerjee D. *Intermetallics*, 1995, 3: 187
- [9] Nesbitt J A, Vinarcik E J, Barrett C A, Doychak J. *Mater Sci Eng*, 1992; A153: 561
- [10] Mao Y, Li S Q, Zhang J W, Peng J H, Zou D X, Zhong Z Y. *Intermetallics (Proceedings of the IUMRS-ICAM'99 Symposium D)*, 1999 (in press)