

Ti₃Al-Nb 合金不同组织状态下 拉伸断裂行为显微分析^①

武 英 唐之秀 杨德庄 李道明
(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

摘 要 用透射电镜及备有拉伸装置的 S-570 扫描电镜, 研究了 Ti₃Al-Nb (Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo) (摩尔百分数) 合金在不同热处理制度下的组织形貌以及试样的拉伸断裂过程。结果表明: 合金在 $\alpha_2 + \beta$ 两相区固溶 1 h 水冷处理, 组织由 α_2 相、 B_2 相和 σ 相组成。初生 α_2 相体积分数不同, 合金试样拉伸断裂机制不同, 初生 α_2 相体积分数低时, 变形主要在 B_2 相, 裂纹主要在 B_2 相内形核, 随着 B_2 相的减少, 合金塑性提高。初生 α_2 相体积分数高时, 变形主要在 α_2 相, 裂纹主要萌生于 α_2 相内, 随着 B_2 相的增多, 合金塑性提高。细小的随机分布的针状 α_2 相对合金拉伸断裂行为有良好作用。随固溶温度升高, α_2 相中位错密度逐渐减少, B_2 相中位错密度逐渐增多。

关键词 Ti₃Al-Nb 合金 显微组织 拉伸断裂

Ti₃Al 金属间化合物作为新一代高温合金^[1], 室温下很脆, 几十年来, 研究工作者在合金化等方法上取得了重大进展, 发展了 Ti₃Al-Nb 体系^[2]。Ti₃Al-Nb 合金室温下塑性的提高, 使其有希望成为有实用价值的高温结构材料。国外, 尤其是美国对超 α_2 合金 (Ti-24Al-11Nb) (摩尔百分数) 进行了全面系统的开发研究^[3]。我国在“七·五”期间, 在上述研究的基础上开发了一种含 14% (摩尔分数) Nb 的新合金 (Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo)^[4], 对合金的性能、组织特点也进行了广泛的研究, 尤其是对合金的压缩变形行为、高温蠕变特点研究较多。本文旨在研究不同热处理状态下合金的显微组织以及拉伸变形断裂行为, 进一步认识合金的变形断裂机理, 为克服合金室温塑性低的弱点提供理论依据。

1 试验材料及方法

试验材料为冶金部钢铁研究总院研制的

Ti₃Al-Nb 合金, 合金成份为 Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo (摩尔百分数), 示于附表中。经三次

附表 Ti₃Al-Nb 合金成份

主要元素/摩尔百分数				
Ti	Al	Nb	Mo	V
58.53	24.09	14.10	0.61	2.67
杂质元素/10 ⁻⁴ %				
O	N		H	
1110	54.0		40.5	

自耗电极重熔方法冶炼成合金铸锭。在 1250 ~ 1280 °C 之间锻造成 40 mm 厚的板坯, 然后进行冷轧, 轧制中间的去应力退火温度为 1000 °C, 最后得到 1.7 mm 厚的冷轧薄板。为了获得不同的显微组织, 进行如下热处理: 在 $\alpha_2 + \beta$ 两相区 940、1000、1100 °C 固溶 1 h 水淬 (WQ) 处理, 以获得不同体积分数的初生 α_2 相, 考虑冷却速度的影响, 1000 °C 固溶处理试样分别进行水淬、空冷、炉冷处理。另外, 将 1000 °C, 1 h 试样在 850 °C 进行 24 h 时效处理,

① 收稿日期: 1995-05-26; 修回日期: 1995-10-20 武 英, 男, 28 岁, 博士研究生

随后在空气中冷却。将上述经不同制度处理的 Ti_3AlNb 合金制成透射电镜用金属薄膜样品进行显微组织观察。试样金相腐蚀剂为: 3% HF + 5% HNO_3 + H_2O , 用配有拉伸装置的 S-570 扫描电镜对试样(厚度为 1.28 mm, 见图 1)进行动态拉伸试验, 观察 Ti_3AlNb 合金试样在不同热处理制度下的拉伸断裂行为。

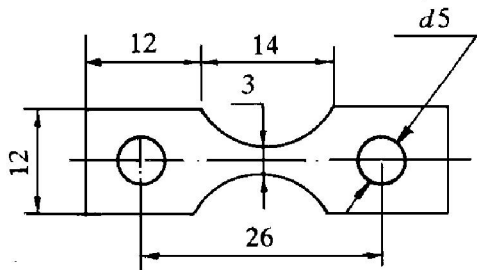


图 1 SEM 动态拉伸试样(单位: mm)

2 实验结果与讨论

Ti_3AlNb 合金经不同热处理制度进行组织分析及拉伸试验, 结果表明, 合金的典型组织由有序的 α_2 相、 B_2 相和 σ 相组成。固溶温度不同, 初生的 α_2 相体积分数不同, 合金变形、裂纹萌生部位、断裂行为相差很大, 而且以魏氏体形式分布的针状 α_2 相大小、取向对合金的断裂行为有重要影响。

2.1 $\alpha_2 + \beta$ 两相区 940、1000、1100 °C 固溶 1 h 水淬(WQ) 处理试样

2.1.1 940 °C, 1 h/WQ 试样

Ti_3AlNb 合金经 940 °C, 1 h 处理的典型透射组织形貌如图 2 所示, 电子衍射分析表明图中白色条状晶粒具有有序密排六方结构, 即 α_2 相, 图中相应给出了 α_2 相 $Z = [0001]$ 方向衍射斑点。其中 α_2 相多呈板条状, 数量约占合金 90% (体积分数) 以上(截线法确定), α_2 相的析出是因为合金冷轧中间的去应力退火采用的温度为 1000 °C, 这相当于合金已经经过了长时间的固溶处理, 所以以后的处理温度低于 1000 °C 时, 实际上进行的是时效过程, 导致板条状 α_2 相的出现。该合金在 940 °C 固溶态下裂

纹的萌生、扩展、连结过程如图 3 所示, 此状态下初生 α_2 相体积分数较高, 在外力作用下, 试样首先发生塑性变形, 当变形积累到一定程度时产生微裂纹, 微裂纹大多萌生于 α_2 内部以及 α_2/B_2 相界面处。图 3(a) 示出了裂纹形核于等轴 α_2 晶粒与基体 B_2 相界面。继续增大外力, 裂纹开始扩展, 如图 3(b) 所示, 穿过针状 α_2 相, 可见针状 α_2 相对裂纹扩展阻碍作用不大, 裂纹扩展方向基本与滑移方向平行。主裂纹萌生后, 二次裂纹大都终止于等轴状 α_2 相界面。进一步增大外力时, 裂纹连结到一起。由于此状态试样的塑性较差 ($\delta = 2.2\%$), 裂纹的亚稳扩展阶段很短, 所以很难跟踪裂纹萌生断裂的全部过程。裂纹沿曲折的途径穿过分布较密的针状 α_2 相。大量的裂纹在亚稳扩展阶段后, 立即进入失稳而致断裂。另外, 由于主承载面上同时有大量的裂纹进入失稳状态, 使得宏观断口比较平直。

2.1.2 1000 °C, 1 h/WQ 试样

试样经 1000 °C, 1 h/WQ 处理的透射电镜组织如图 4 所示, 由于固溶温度适中, 等轴状的 α_2 相与基体 B_2 相是两个主要存在相。其中白色大块状为 α_2 相, 内部存在高密度位错的

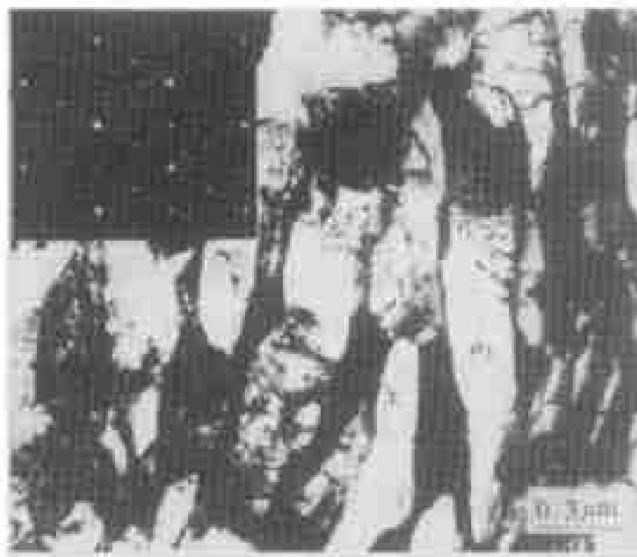


图 2 Ti_3AlNb 合金经 940 °C, 1 h/WQ 处理的 TEM 照片和 $Z_{\alpha_2} = [0001]$ 方向衍射斑点



图3 940 °C, 1 h/WQ 试样中裂纹的萌生、扩展、连结过程

(a) —裂纹形核于 α_2/B_2 相界面; (b) —裂纹扩展

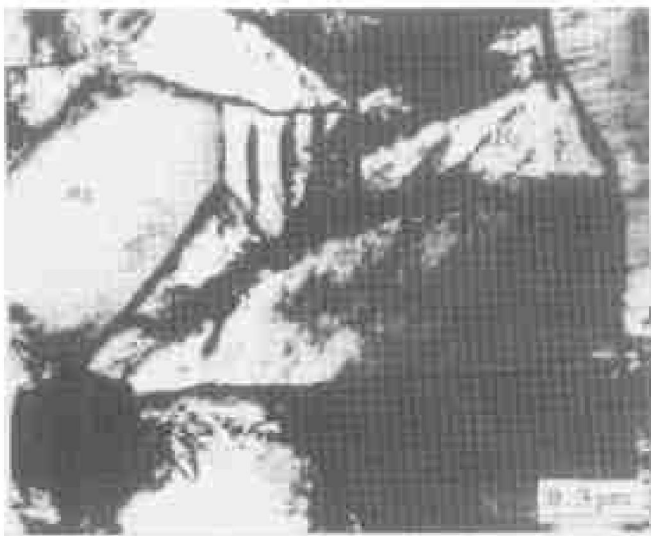


图4 Ti_3AlNb 合金经 1000 °C, 1 h/WQ 处理的 TEM 照片

大块是 B_2 相。图 5 示出了 Ti_3AlNb 合金 1000 °C 固溶态试样动态拉伸的裂纹萌生、扩展、连结过程。此试样中初生 α_2 相体积分数比较适中, 约为 30%。当给试样施加外力拉伸时, 首先发生塑性变形, 积累到一定程度后, 试样萌生微裂纹, 如图 5(a) 所见, 裂纹萌生于等轴 α_2 晶粒与基体 B_2 相界面处, 这是因为体心立方的 B_2 相塑性变形能力比密排六方的 α_2

相强, 滑移系也多, 两相结构上的差异, 使得在拉应力的作用下 α_2/B_2 界面发生应力集中, 所以裂纹多形核于 α_2/B_2 相界面。增加外力, 裂纹长大如图 5(b), 主裂纹扩展过程中既可穿过等轴 α_2 晶粒, 也可绕过 α_2 晶粒, 并在主裂纹周围 α_2 相界面引发二次裂纹, 一般等轴 α_2 相对裂纹具有良好的阻碍作用, 观察试样整个拉伸过程, 可见裂纹扩展主要是沿 α_2/B_2 相界面。此状态试样塑性较好 ($\delta = 5.9\%$), 裂纹的亚稳扩展阶段持续较长, 使宏观断口变得参差不齐。

2.1.3 1100 °C, 1 h/WQ 试样

试样经 1100 °C, 1 h/WQ 固溶处理, 组织由大量 B_2 相组成, 由于固溶温度较高, 所以 α_2 相和 σ 相数量很少, 图 6 显示了这种组织结构分析结果的细节。其中, 大的晶粒是由具有 CsCl 结构的等轴 B_2 相组成, 电子衍射分析表明, 它们具有有序体心立方结构。此状态试样中初生 α_2 相体积分数很低, 约为 4.5%。图 7 示出了 Ti_3AlNb 合金 1100 °C 固溶态试样动态拉伸的裂纹萌生、扩展、断裂过程。观察表明, 试样几乎不经过什么塑性变形就萌生裂纹, 萌生部位多在基体 B_2 相上沿滑移带方向, 如图 7

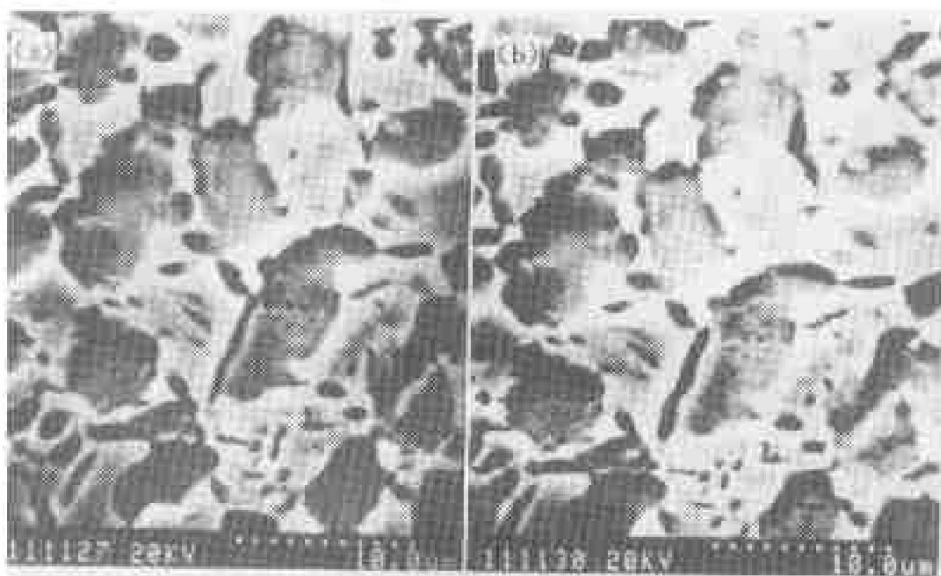


图5 1000 °C, 1h/WQ 试样中裂纹的萌生、扩展、连结过程

(a) —裂纹形核于 α_2/B_2 相界面; (b) —裂纹扩展

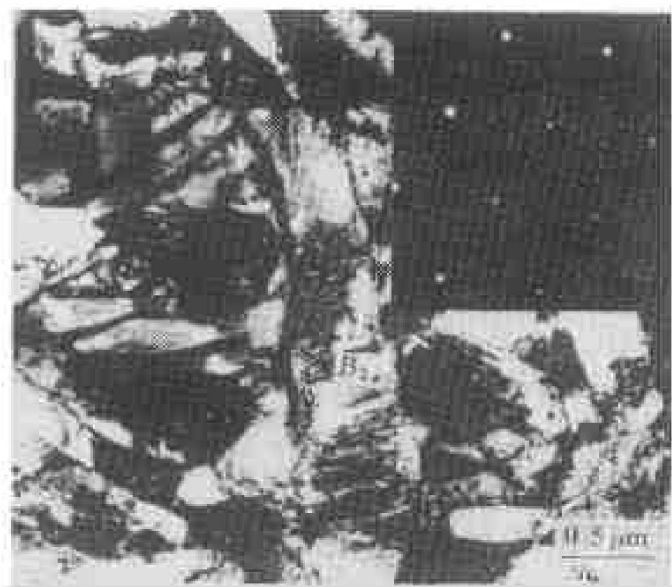


图6 Ti_3AlNb 合金经 1100 °C, 1h/WQ

处理的 TEM 照片和 $Z_{B_2} = [111]$ 方向衍射斑点

(a) 所示, B_2 相上分布着较宽的滑移带, 由于此状态试样塑性很差 ($\delta = 0.6\%$), 裂纹萌生后, 马上扩展至断裂, 如图 7(b) 所示, 裂纹扩展方向与拉伸轴方向垂直。

2.2 Ti_3AlNb 合金在 1000 °C 固溶 1h 以后不同速度冷却的试样

合金在 1000 °C 固溶 1h 后进行空冷和炉冷处理, 这两种状态与水淬试样相比初生 α_2 相较多, 裂纹多在等轴 α_2 内部形核, 扩展断裂

过程与 940 °C, 1h/WQ 试样相似。图 8 示出了炉冷试样断裂后, 断口边缘低倍下的形貌, 可见裂纹扩展时穿过 α_2 晶粒。

2.3 Ti_3AlNb 合金 1000 °C, 1h/WQ + 850 °C, 24h/AC 试样

合金时效态试样受外力拉伸时, 裂纹萌生扩展过程也与 940 °C, 1h/WQ 试样相似。由于二次针状 α_2 相的大量存在, 裂纹大多是外力作用使针状 α_2 相断裂而产生的, 另外, 还有产生于 α_2/B_2 相界面与初生 α_2 相内部的。裂纹扩展时由能量最低原理, 选择消耗能量较低的途径扩展, 这样穿过二次针状 α_2 晶粒就成为最佳途径, 大量裂纹进入失稳阶段而致断裂, 产生平直的宏观断口。

从以上分析可以看出, α_2 相体积分数不同, 则试样变形断裂行为是截然不同的。 α_2 相体积分数高时(图 3), 裂纹多形核于 α_2 相内部(初生 α_2 相和二次 α_2 相)以及 α_2/B_2 相界面。此时 B_2 相中位错密度很低, 而 α_2 相中位错密度很高如图 9(a) 所示, 根据 X 光技术所得到的计算值为 $4.8 \times 10^{10} \text{ cm}^{-3}$ 。试样受拉时, 剪切 α_2 晶粒所需的剪切力总是能够在 B_2 相中裂纹萌生之前达到极限。这样, 随着塑性相 B_2 相体积分数的增加, 材料塑性将升高。 α_2 相体积分数适中时(图 5), B_2 相中存在高密度的位

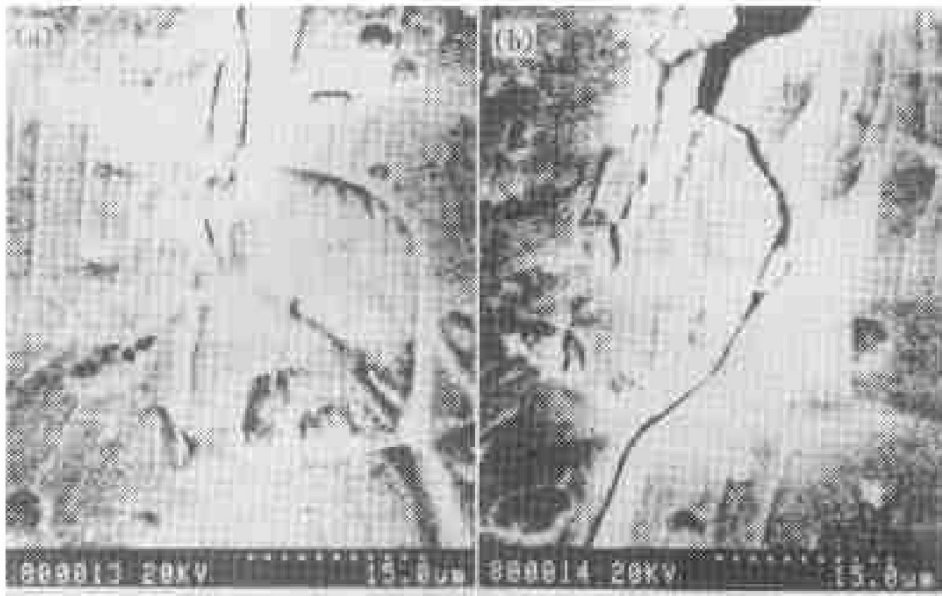


图7 1100 °C, 1h/WQ 试样中裂纹的萌生、扩展、连结过程

(a) —基体 B_2 相中滑移带; (b) —裂纹扩展连结

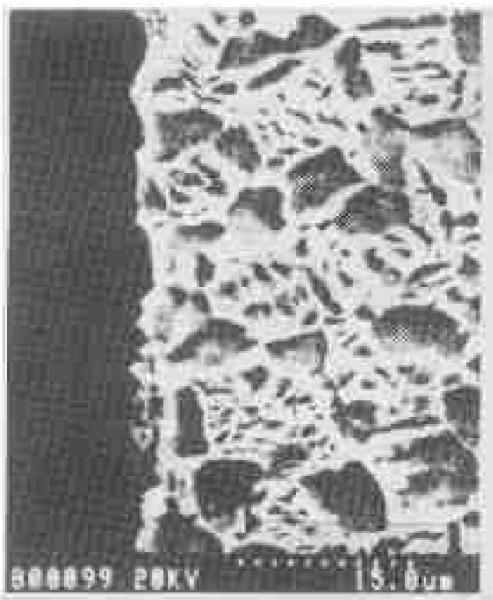


图8 1000 °C, 1h/FC 断口边缘形貌

错, 为 $1.3 \times 10^{11} \text{ cm}^{-3}$, 而且滑移带在滑移过程中, 相互之间可以穿过而不改变滑移特征, 如图 9(b) 所示。 α_2 相体积分数低时(图 7), B_2 相中滑移带密集, 位错密度特别高, 如图 9(c) 所示, 为 $2.1 \times 10^{11} \text{ cm}^{-3}$ 。滑移带内部聚集了很高的应变。只有 B_2 相密集而粗大的滑移带贯穿等轴 α_2 晶粒时, 这些 α_2 晶粒才断裂。此时 α_2 晶粒扮演的只是部分地不让等轴 B_2 相中滑移带穿过 α_2 相的角色, 有时阻碍滑移带的穿过, 有时滑移带又穿过 α_2 相^[5]。因此, 增加

α_2 相体积分数, 合金塑性提高。 α_2 相体积分数适中时(图 5), 则结合上述两者长处, 使合金具有良好的塑性。

在比较慢的冷却速度试样以及时效态试样中, α_2 相体积分数高, 存在以魏氏体形式分布的针状 α_2 相。此时, 试样的断裂过程中针状 α_2 相大小和取向起着关键作用。炉冷试样(图 8), 针状 α_2 相晶粒随机分布, α_2 细小, 相互之间存在不同取向, 裂纹形成后, 由于 α_2 板条细小和方向的随意性, 扩展所需能量会更多^[6]。因此, 炉冷试样的塑性($\delta = 2.1\%$)比空冷试样($\delta = 0.7\%$)和时效态试样($\delta = 1.1\%$)都要高。

3 结论

(1) Ti_3AlNb 合金经 $\alpha_2 + \beta$ 两相区固溶处理后, 典型组织由 α_2 相、 B_2 相和 σ 相组成。

(2) Ti_3AlNb 合金初生 α_2 相体积分数不同时, 拉伸变形断裂方式不同。 α_2 相体积分数高时, 裂纹主要形核于 α_2 相内部, 增加 B_2 相, 合金塑性提高。 α_2 相体积分数低时, 裂纹主要形核于 B_2 相, 增加 α_2 相, 合金塑性提高。这说明 α_2 、 B_2 相之间存在最佳配比, 可使合金塑性达到最高。

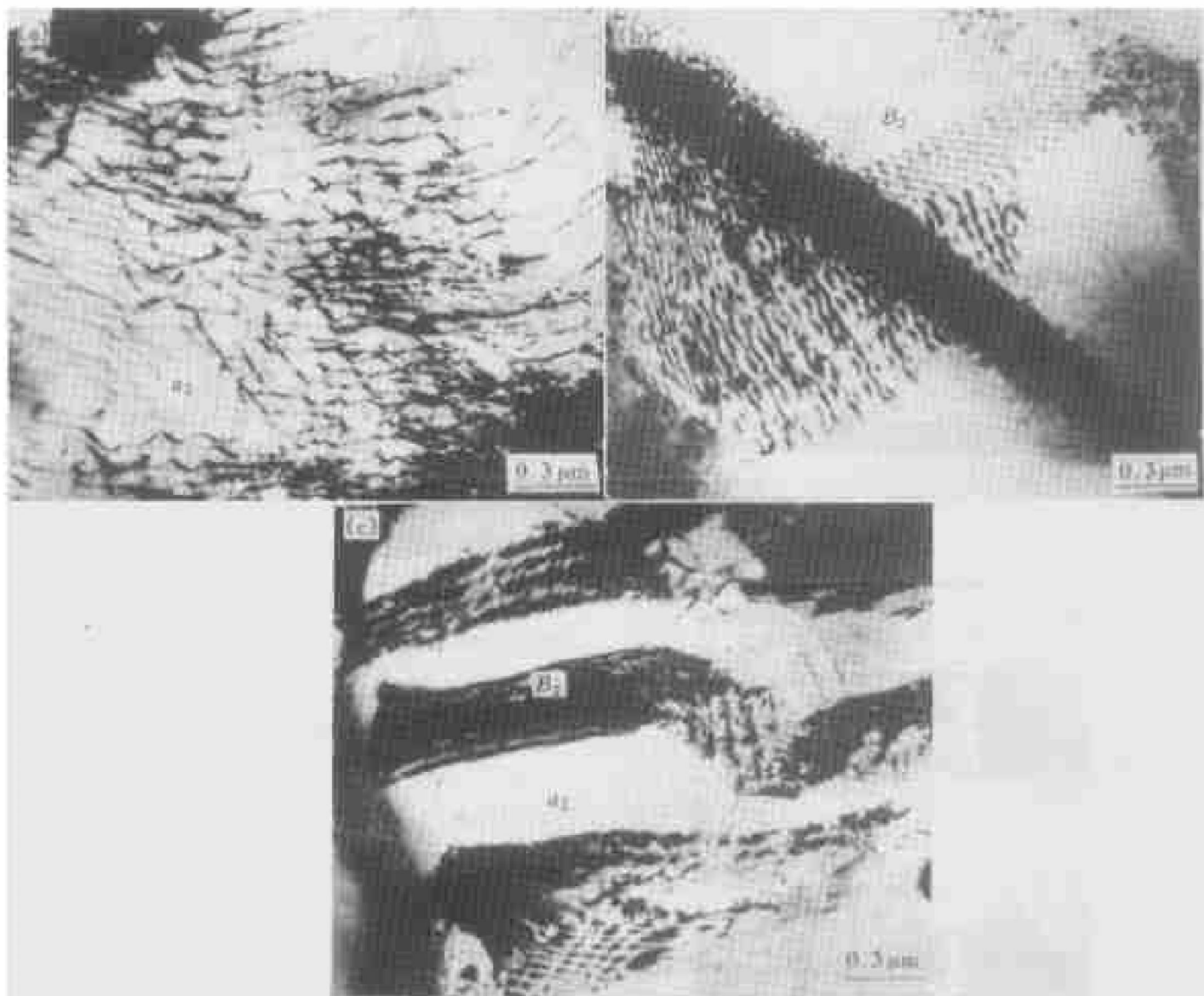


图9 位错分布

(a) $-940\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h/WQ 试样 α_2 相中位错分布; (b) $-1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h/WQ 试样 B_2 相中位错分布;

(c) $-1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 h/WQ 试样 B_2 相中位错分布

(3) 针状 α_2 相大小和取向对试样断裂过程有重要影响。随机分布的针状 α_2 相对合金性能具有良好作用。

(4) 随着固溶温度的升高, α_2 相中位错密度逐渐减少, B_2 相中位错密度逐渐提高。

参考文献

- 1 仲增墉. 材料科学进展, 1990, (2): 132.
- 2 Kim Nack J, Kim J Y, Cho W S. Metall Trans A, 1993,

24A: 1785- 1793.

- 3 Gogia A K, Banerjee D, Nandy T K. Metall Trans A, 1990, 21A: 609- 625.
- 4 王 斌等. 见: 全国首届高温结构金属间化合物学术讨论会论文集. 北京: 机械工业出版社, 1992: 158.
- 5 Lukasak D A, Koss D A. Metall Trans A, 1990, 21A: 135 - 143.
- 6 Chan K S. Metall Trans A, 1990, 21A: 2687- 2699.

MICROSCOPIC ANALYSIS ON TENSILE FRACTURE BEHAVIOR OF $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$ ALLOY WITH VARIOUS MICROSTRUCTURES

Wu Ying, Tang Zhixiu, Yang Dezhuang, Li Daoming
*School of Materials Science and Engineering,
Harbin Institute of Technology, Harbin 150001*

ABSTRACT The microstructure and the tensile fracture behavior of $\text{Ti}_{24}\text{Al}_{14}\text{Nb}_{3\text{V}-0.5\text{Mo}}$ (mole percent) alloy under different heat treatment conditions were studied by TEM and by means of S-570 SEM with tensile apparatus. The main results are as follows. The microstructure of the alloy consists of α_2 , B_2 and σ -phase when the alloy is solution heated at $940\sim 1100\text{ }^\circ\text{C}$ for 1 h. The tensile fracture mechanisms of $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$ alloy vary with the primary α_2 -phase volume fraction. Deformation and microcrack nucleation mainly lie in B_2 -phase when α_2 -phase volume fraction is low and the ductility increases with decreasing B_2 -phase volume fraction. Deformation and microcrack nucleation mainly happen within α_2 -phase when α_2 -phase volume fraction is high and the ductility increases with increasing B_2 -phase volume fraction. Fine α_2 plates with random orientations tend to improve the ductility of $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$ alloys in tension. As the solution temperature rises, the dislocation density decreases for α_2 -phase, but increases for B_2 -phase.

Key words $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$ alloy microstructure tensile fracture

(编辑 彭超群)