

锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴及片层组织 高温拉伸性能及组织演变

曹小平¹, 张树玲², 张长江¹, 张树志¹

(1. 太原理工大学, 山西 太原 030024)

(2. 宁夏大学, 宁夏 银川 750021)

摘要: 等轴 γ 晶粒和 α_2/γ 片层是 beta-gamma TiAl 合金的 2 种主要变形组织形态。研究了锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴组织及片层组织的高温拉伸性能及组织演变。结果表明: 拉伸温度对 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金的力学性能和显微组织有显著的影响。在相同温度下, Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴组织的抗拉强度和屈服强度略高于片层组织, 而延伸率相差不大。随拉伸温度的升高, 合金的抗拉强度和屈服强度逐渐减小, 而延伸率迅速增大。对于等轴组织, 提高温度, 等轴 γ 晶粒被拉长, 发生完全的动态再结晶, 从而细化合金的显微组织。对于片层组织, α_2/γ 片层的分解和 γ 板条的再结晶程度随拉伸温度的升高而增大。Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金的初脆转变温度在 750~800 °C 之间。

关键词: TiAl 合金; 微观组织演变; 高温拉伸; 机械性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)07-2346-06

TiAl 合金由于其密度低、高温强度高、抗氧化和蠕变性能好等特点, 在航空航天和汽车工业中作为高温结构材料的应用日益广泛^[1-3]。然而, 低温延性和较差的热加工性严重限制了实际工程应用^[4,5]。最近, β 相凝固 TiAl 合金因为更好的热加工性, 已经引起了研究人员的兴趣^[6,7]。通过添加 β 相稳定元素, 比如 Nb^[8], V^[9], Cr^[10], Mn^[11]和 Mo^[12], 获得了晶体结构无序的 β 相。无序的 β 相, 可以提供更多独立的滑移系统确保变形过程, 进而提高 beta-gamma TiAl 合金的热加工性^[13-15]。

不同温度的热变形工艺可以得到不同的微观组织。在 $\beta+\gamma$ 两相区热变形, TiAl 合金的显微组织由 β 相和等轴的 γ 晶粒组成^[16]。然而, 在 $\alpha+\beta+\gamma$ 三相区热变形, 微观组织中出现 α_2/γ 片层。变形态的 TiAl 合金一般由细小晶粒的再结晶区和一些残余的 α_2/γ 片层组成^[17,18]。等轴的 γ 晶粒和 α_2/γ 片层是 beta-gamma TiAl 合金的 2 种主要组织。

传统 TiAl 合金中, 近 γ 等轴组织具有较好的塑性, 强度较低。而片层组织具有高的强度, 但塑性较差^[19]。Beta-gamma TiAl 合金近 γ 等轴组织含有大量 β 相, 体积分数与 γ 相相当, 而其片层组织除了含有传统的 α_2/γ

片层, 还有大量的 β/γ 片层。因此, beta-gamma TiAl 合金的等轴组织和片层组织不仅组织形态与传统 TiAl 合金不同, 其力学性能也会有显著的不同。

然而, 对 beta-gamma TiAl 合金等轴组织和片层组织高温性能的比较尚未系统的研究。高温拉伸过程中微观组织演化规律成为影响力学性能的关键。本研究制备了成分为 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y(原子分数, %) 的合金, 并在 1200 °C 以及 1250 °C 下高温锻造, 制备出等轴组织和片层组织。系统研究了 2 种组织的高温力学性能及拉伸过程中组织演化规律, 分析组织演化对力学性能的影响。

1 实验

采用非真空自耗电弧熔炼法制备了名义成分为 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 的钢锭, 将铸锭在 1250 °C /170 MPa 下通入氩气进行热等静压 4 h 以消除铸件缺陷。采用电火花线切割工艺在铸锭上切割出直径为 60 mm、长度为 80 mm 的圆柱形坯料。坯料分别在 1200 °C (试样 I) 和 1250 °C (试样 II) 下等温锻造, 变形量为 75%, 应变率为 0.02 s⁻¹。热锻后, 变形坯料空冷。拉伸试样标距部分横截面尺寸为 5 mm×2 mm, 长度 20

收稿日期: 2019-07-18

基金项目: 国家自然科学基金项目(51604191, 51504153, 51604159); 山西省自然科学基金(201701D221075); 太原理工大学青年专项基金(2015QN014)

作者简介: 曹小平, 男, 1994 年生, 硕士生, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: xiaopingcao1994@163.com

mm, 沿垂直于锻饼的锻造方向进行线切割。采用 Instron 5500R 试验机, 在 750~850 °C 范围内, 应变率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 进行高温拉伸试验。试样断裂后, 迅速空冷至室温。在拉伸试样的断口附近切取组织样品并机械抛光。采用扫描电子显微镜(SEM)和透射电子显微镜(TEM)对其显微组织进行分析。采用 X 射线衍射(XRD)仪, 步长为 0.02° , 在 $20^\circ \sim 90^\circ (2\theta)$ 范围内进行相分析。晶粒的尺寸通过 Image Pro Plus (IPP) 软件统计。

2 结果与讨论

2.1 初始组织

Zhang^[12] 等人研究发现, 在 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金的凝固路径中, 1200 °C 位于 $\beta+\gamma$ 两相区, 而 1250 °C 属于 $\alpha+\beta+\gamma$ 三相区。图 1 为 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金在 1200 和 1250 °C 热锻后的微观组织。由图 1a 可知, 试样 I 的微观组织是由 β 和 γ 相组成。大量细小的尺寸为 8 μm 左右的等轴 γ 晶粒的出现, 说明试样 I 发生了完全的动态再结晶(DRX)。然而, 如图 1b 所示, 试样 II 的微观组织由残余 α_2/γ 层片(20 μm 左右), β/γ 片层, 再结晶 γ 晶粒和 β 相组成。细小的 DRX γ 晶粒分布在片层的边界。试样 II 的 DRX γ 晶粒的含量和组织的均匀程度都低于试样 I。特别说明: 试样 I 为等轴组织, 试样 II 为片层组织。

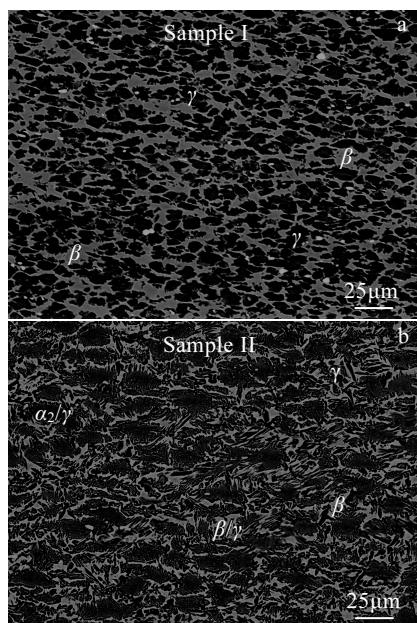


图 1 75%变形量的 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金锻态组织
Fig.1 Microstructures of the hot forged Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y alloy with 75% deformation at different forging temperatures: (a) 1200 °C and (b) 1250 °C

2.2 拉伸性能

图 2 是锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴及片层组织在应变率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 不同温度下的拉伸曲线。如图 2a 和 2b 所示, 温度从 750 °C 增加到 850 °C, 等轴组织和片层组织的抗拉强度和屈服强度逐渐降低, 而延伸率显著提高。金属材料在高温拉伸变形过程中, 加工硬化和动态软化相互竞争。750 °C 时, 试样在屈服之前就断裂失效。说明合金在 750 °C 拉伸时, 加工硬化起主导作用, 动态软化对试样变形的影响可以忽略。800 °C 时, 试样在屈服以后, 变形抗力保持恒定。说明 800 °C 变形时加工硬化和动态软化处于平衡状态。而在 850 °C 时, 试样屈服后, 其变形抗力随应变逐渐降低, 表明动态软化起主导作用。

表 1 是锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金在不同条件下的拉伸性能。在 750 °C 时, 等轴组织的抗拉强度(σ_b)为 560 MPa, 没有延伸率。需要说明的是, 试样在 750 °C 下的断裂机理为典型的沿晶断裂, 如图 3a 所示。在 800 °C 时, 等轴组织的断裂延伸率提高到 22.8%, 而 σ_b 和屈服强度(σ_s)分别降低到 492 MPa 和 438 MPa。以上的研究表明, Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金的韧脆转变温度(DBTT)在 750~800 °C 之间。

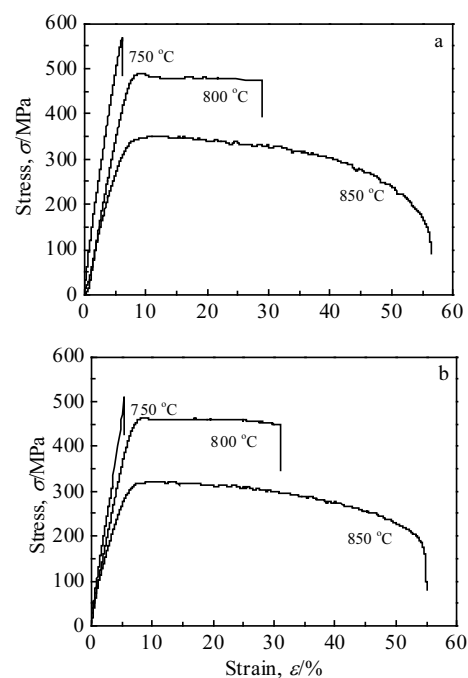


图 2 在应变速率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 、不同温度下锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金的拉伸曲线

Fig.2 Tensile curves of as-forged Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y alloy at different temperatures and a constant strain rate of $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$: (a) equiaxed microstructure and (b) lamellar microstructure

850 °C 时，等轴组织的延伸率迅速增加到 53.4%，而 σ_b 和 σ_s 分别降低到 350 MPa 和 303 MPa。片层组织的 σ_b 、 σ_s 和延伸率可以观察到同样的变化趋势。与等轴组织相比，片层组织的 σ_b 和 σ_s 有所下降，但延伸率变化不大。在一定温度下，同一种成分的 TiAl 合金，全片层组织的锯齿形界面的啮合作用，导致全片层组织的强度和蠕变抗力高于 TiAl 合金其他 3 种组织(近片层、双态组织、近 γ 组织)^[20,21]。文中合金等轴组织的高温强度略高于片层结构，它可以由以下 2 方面来解释：(1) 等轴组织晶粒尺寸较小，起到细晶强化作用，随着温度的升高，热激活作用增加，晶界运动能力增强，强化效果逐渐减弱。(2) 这里的层组织，实际上其 α_2/γ 片层晶团含量较低，体积分数小于 60%，因此片层对组织的强化作用较弱。2 种因素的作用下，相同温度的等轴组织强度总是略高于片层组织强度。

2.3 断口形貌

图 3 是锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金在 750~850 °C 拉伸后试样的断口形貌。在 750 °C，如图 3a 所示，等轴组织合金的断口是典型的沿晶断裂。因为等轴组织的微观组织中有大量的等轴状 γ 晶粒，断裂时裂纹通常会绕过而不是穿过 γ 晶粒。但从图 3d 可以看出，片层组织的合金断口存在典型的沿晶断裂和穿晶断裂 2 种模式。试样断裂时，微裂纹尺寸越小，合金的断裂强度越高。片层内部的大裂纹(穿晶断裂)也可以解释片层组织合金断裂强度较低的原因。800 °C 时，从图 3b 和 3e 可以看出，等轴组织和片层组织合金的断口都呈现出沿晶断裂和韧窝 2 种模式。大量小韧窝的出现，说明试样发生了明显的塑性变形，断裂时属于韧性断裂。这说明在 1200 和 1250 °C 锻造时 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金的 DBTT 处在 750~800 °C 之间。从图 3c 和 3f 可看出，在 850 °C 时，等轴组织和片层组织的合金断口形貌为大量的韧窝，属于韧性断裂。相比 800、850 °C 时韧窝的数量增多和深度增加可反应出锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金较高的延伸率(等轴 53.4%，片层 51.2%)。

2.4 微观组织演变

图 4 是锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴及片层组织在应变速率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ，不同温度拉伸测试后的微观组织。如图 4a~4c，等轴组织的合金拉伸后由 γ 晶粒和块状的 $\beta/\text{B2}$ 相组成。与锻态(图 1a)相比，等轴组织的合金在 750 °C 时， γ 晶粒的平均尺寸由锻态的 8 μm 减小到 6 μm (图 4a)。在 800 °C 时， γ 晶粒沿拉伸方向拉长变形，同时一些长条状的 γ 晶粒破碎成小的 γ 晶粒。从图 4b 可以看出，出现了较多尺寸大约在 2 μm 的 DRX γ 晶粒。当温度升高到 850 °C 时，DRX γ 晶粒的尺寸增加到 3 μm 。从图 4c 可发现，DRX γ 晶粒在 850 °C 时比 800 °C 分布更均匀。

如图 4d~4f 所示，与锻态(图 1b)相比，片层组织的 TiAl 合金在拉伸时，大量 α_2/γ 片层消失，残余片层的尺寸减小。同时存在大量的 γ 板条和条状的 $\beta/\text{B2}$ 晶粒，而且片层组织的 TiAl 合金中，其 $\beta/\text{B2}$ 相的体积分数比等轴组织 TiAl 合金的多。片层结构的 TiAl 合金在 750 °C 拉伸时，其组织中存在少量的残余 α_2/γ 片层，大量的 γ 板条沿拉伸方向排列(图 4d)。800 °C 时，从图 4e 发现，片层沿拉伸方向分解。 γ 板条破碎，并且发生动态再结晶。同时 $\beta/\text{B2}$ 晶粒由于变形也被拉长。如图 4f，温度升高到 850 °C 时，残余片层基本消失，但细小的再结晶 γ 晶粒增多，分布也比较均匀。与此同时， $\beta/\text{B2}$ 晶粒进一步被拉长。

图 5 是锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴及片层组织在 800 °C 拉伸测试后的 TEM 照片。从图 5a 可以看到，大量的位错缠结在 γ 晶粒的内部和晶界处，同时在 γ 晶粒的晶界处形成了大量细小的再结晶 γ 晶粒。然而，如图 5b 所示，片层组织的合金拉伸后会残留 α_2/γ 片层，同时细小的 DRX γ 晶粒从破碎的 γ 板条中生成。如图 5a 所示， γ 晶粒中的位错通过滑移和攀移将原来的 γ 晶粒分解成许多的亚晶。 γ 晶粒的亚晶界不断合并和长大形成了新的 DRX γ 晶粒。由图 5b 说明，试样 II 中的 α_2/γ 片层在破碎分解的过程中， γ 板条会有明显的粗化。粗化的 γ 板条断裂后有利于 DRX γ 晶粒的形核与长大。

表 1 不同温度下锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of as-forged Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y alloy at different temperatures

Temperature, <i>T</i> /°C	Equiaxed microstructure			Lamellar microstructure		
	Elongation, $\delta/\%$	Tensile strength, σ_b/MPa	Yield strength, σ_s/MPa	Elongation, $\delta/\%$	Tensile strength, σ_b/MPa	Yield strength, σ_s/MPa
750	-	560	-	-	519	-
800	22.8	492	438	24.8	463	395
850	53.4	350	303	51.2	321	292

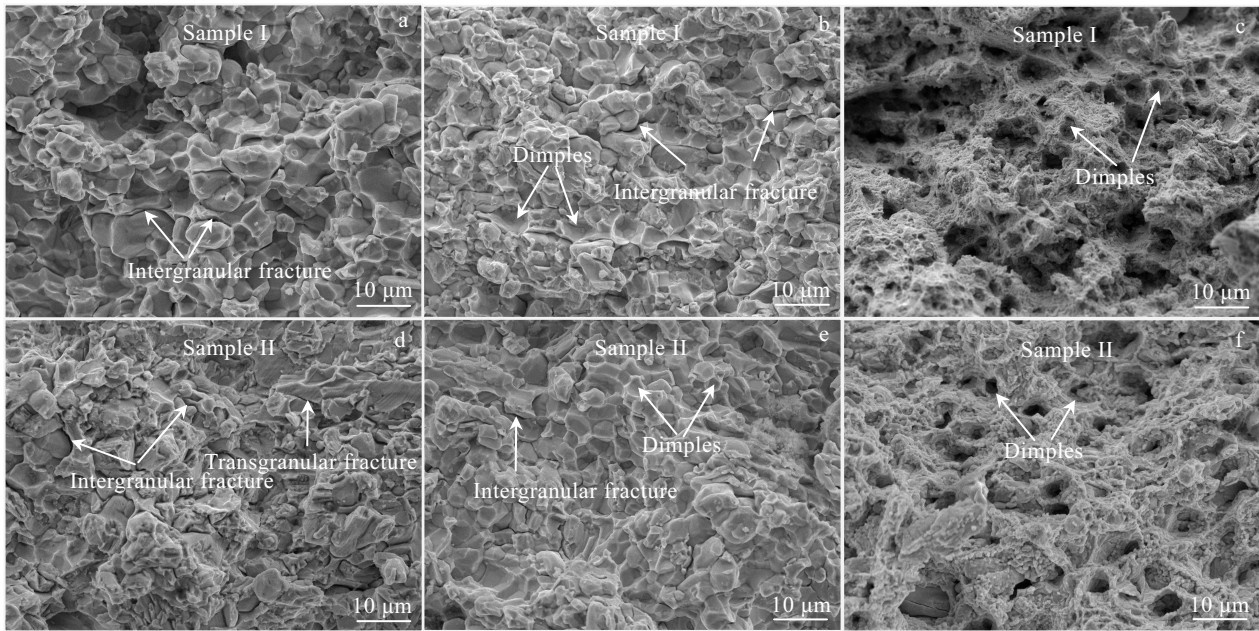


图 3 锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴组织和片层组织在不同温度拉伸测试后的断口形貌

Fig.3 Fracture surface morphologies of the as-forged Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y alloy with equiaxed(a~c) and lamellar(d~f) microstructures after tensile tests at different temperatures: (a, d) 750 °C; (b, e) 800 °C; (c, f) 850 °C

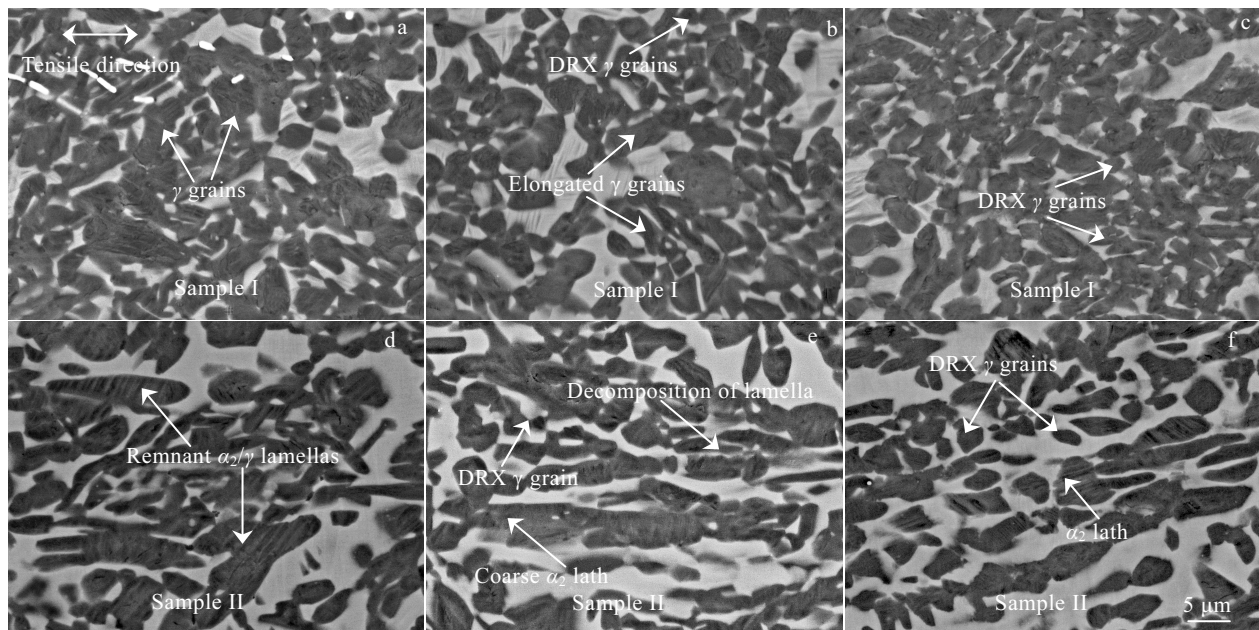


图 4 锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴组织和片层组织在应变速率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 不同拉伸温度下的显微组织

Fig.4 Microstructures of as-forged Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y alloy with equiaxed (a~c) and lamellar microstructure (d~f) after tensile tests at different temperatures with a constant strain rate of $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$: (a, d)750 °C, (b, e) 800 °C, and (c, f) 850 °C

当拉伸温度高于 DBTT (800 °C) 时, 等轴组织 TiAl 合金发生塑性变形, 导致微观组织改变, 可以看到 γ 晶粒被拉长 (图 4b)。晶粒内的位错运动, 如位错的攀移、滑移等被激活, 晶界处堆积的位错消失 (图 5a)。此时试样局部的

应力集中减弱, 总的应变增大。在达到临界应变后, 变形 γ 晶粒发生动态再结晶。温度从 800 °C 升高到 850 °C 时, 在拉应力和热作用的共同影响下, 再结晶 γ 晶粒会长大。可以解释再结晶 γ 晶粒的尺寸在 850 °C 时大于 800 °C。

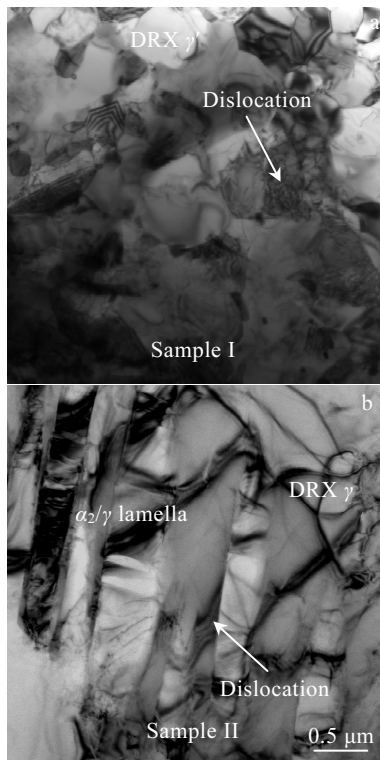


图 5 锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴组织和片层组织在 800 °C 拉伸试验后的 TEM 照片

Fig.5 TEM images of as-forged Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y alloy with equiaxed (a) and lamellar (b) microstructure after tensile test at 800 °C

与锻态组织（图 1b）相比，片层组织合金中 α_2/γ 片层大幅减少，而 β 相增多。可能的原因是，拉伸变形时，发生了 cellular 反应， $\alpha_2+\gamma\rightarrow\beta+\gamma$ 。Wallgram^[22] 等人研究发现，cellular 反应不仅受化学成分不平衡影响，还受 α_2/γ 片层中储存的大量界面能的影响。高温拉伸变形时，片层内部不仅有 α_2/γ 界面能存在，还有外力做功保留的存储能。能量升高，而稳定性降低，导致片层发生分解。由于 α_2 相的层错能高于 γ 相，所以 α_2 相在变形后容易发生动态回复，动态再结晶比 γ 相要困难^[23]。因此在 800 °C 时， α_2/γ 片层破碎分解， γ 板条发生动态再结晶。850 °C，片层合金的变形程度增加，显微组织更均匀，DRX γ 晶粒更多。从前面的分析，可以看出：锻态 Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴及片层组织在拉伸过程中组织演变的主要原因是 γ 晶粒和 γ 板条的动态再结晶。

3 结 论

1) 相同温度下，Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金等轴组织的抗拉强度和屈服强度略大于片层组织。

2) Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金的韧脆转变温度在 750~800 °C 之间。

3) Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y 合金的等轴组织和片层组织在拉伸过程中，组织演变的主要原因是 γ 晶粒和 γ 板条的动态再结晶。

参考文献 References

- [1] Wu X, Hu D, Loretto M H. *Journal of Materials Science*[J], 2004, 39(12): 3935
- [2] Kim Y W. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 192: 519
- [3] Wu Xinhua. *Intermetallics*[J], 2006, 14: 1114
- [4] Kim Y W. *JOM* [J], 1995, 47(7): 39
- [5] Kim Y W. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 1999, 9(S1): 298
- [6] Takeyama M, Kobayashi S. *Intermetallics*[J], 2005, 13(9): 993
- [7] Jin Y G, Wang J N, Yang J et al. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(2): 113
- [8] Liu B, Liu Y, Li Y P et al. *Intermetallics*[J], 2011, 19(8): 1184
- [9] Su Yongjun, Kong Fantao, Chen Yuyong et al. *Intermetallics* [J], 2013, 34: 29
- [10] Shao G, Tsakiroopoulos P. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(14): 3671
- [11] Tetsui T, Shindo K, Kobayashi S et al. *Scripta Materialia*[J], 2002, 47(6): 399
- [12] Zhang S Z, Song Z W, Han J C et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2018, 34: 1196
- [13] Clemens H, Chladil H F, Wallgram W et al. *Intermetallics*[J], 2008, 16(6): 827
- [14] Niu H Z, Chen Y Y, Xiao S L et al. *Intermetallics*[J], 2012, 31: 225
- [15] Tetsui T, Shindo K, Kobayashi S et al. *Intermetallics*[J], 2003, 11(4): 299
- [16] Cui Ning, Kong Fantao, Wang Xiaopeng et al. *Materials and Design*[J], 2016, 89: 1020
- [17] Niu H Z, Kong F T, Chen Y Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(42): 10 179
- [18] Gao Shubo, Xu Xiangjun, Shen Zhengzhang et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 677: 89
- [19] Clemens H, Kestler H. *Advanced Engineering Materials*[J], 2000, 2(9): 551
- [20] Rao K T V, Kim Y W, Muhlstein C L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 192-193: 474

- [21] Kim Y W. *Intermetallics*[J], 1998, 6(7-8): 623
- [22] Wallgram W, Schmölzer T, Cha L *et al. International Journal of Materials Research*[J], 2009, 100: 1021
- [23] Schwaighofer E, Clemens H, Lindemann J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 614: 297

Tensile Properties and Microstructural Evolution of Hot Forged Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y Alloy with Equiaxed and Lamellar Microstructure During High Temperature Tension

Cao Xiaoping¹, Zhang Shuling², Zhang Changjiang¹, Zhang Shuzhi¹

(1. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Ningxia University, Yinchuan 750021, China)

Abstract: The equiaxed γ grains and α_2/γ laminae are the two main deformed microstructure of beta-gamma TiAl alloy. In this paper, mechanical properties and microstructural evolution of hot forged Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y alloy with equiaxed and lamellar microstructures were studied under high temperature tension. The results show that tensile temperature has a significant effect on the mechanical properties and microstructures of Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y alloy. At the same temperature, the tensile strength and yield strength of the TiAl alloy with equiaxed microstructure are slightly greater than those of lamellar structure; however the elongation difference is not significant. With the increase of tensile temperature, the tensile strength and yield strength of TiAl alloy decrease gradually, while the elongation increases significantly. For equiaxed microstructure, when increasing tensile temperature, the equiaxed γ grains are elongated and complete dynamic recrystallization occurs to refine the microstructure of the TiAl alloy. For lamellar microstructure, the degree of decomposition of α_2/γ laminae and recrystallization of γ laths increase with the increase of tensile temperature. The ductile brittle transition temperature of Ti-44Al-4Nb-4V-0.3Mo-Y alloy is between 750~800 °C.

Key words: TiAl alloy; microstructural evolution; high temperature tension; mechanical properties

Corresponding author: Zhang Shuzhi, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-6010022, E-mail: shuzhizhang@outlook.com