

Ti-1300 合金室温变形行为研究

万明攀^{1,2}, 赵永庆³, 曾卫东¹, 蔡 钢²

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 贵州大学, 贵州 贵阳 550025)

(3. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 利用 OM 和 TEM 系统研究了 Ti-1300 合金的室温变形行为。结果表明: Ti-1300 合金在不同温度下进行固溶处理后进行拉伸变形, 在应力-应变曲线上没有出现双屈服的现象; Ti-1300 合金因含有较多的 β 稳定元素引起 β 相的稳定性增加, 在室温变形机制主要是位错滑移和孪生; 塑性变形过程中位错将产生滑移、缠结和割阶等交互作用, 随着塑性变形量增加 10%, Ti-1300 合金的显微硬度约增加 210 MPa。

关键词: Ti-1300 合金; 室温变形; 位错滑移; 变形机制

中图分类号: TG146.2³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)10-2519-04

亚稳 β 钛合金因具有高的比强度、深的淬透性、优良的耐腐蚀能力和冷成型性能在航空航天领域应用越来越广泛^[1-4]。从 β 相区淬火冷却时它能够获得 100% 的 β 相, 表现良好的室温塑性变形能力。亚稳 β 钛合金的变形方式有位错的滑移、孪生变形及应力/应变诱发马氏体^[5,6]。而合金的变形方式又取决于化学成分、合金的稳定性、晶粒尺寸、组织结构和应变速率等因素^[7-9]。同时, 钛合金的塑性变形机制对冷加工特性、次生 α 相的沉淀行为和最终的力学性能都有很大的影响。研究表明^[10,11]当钛合金以位错滑移方式变形时, 会表现出高的屈服强度和较小的伸长率; 相反, 以孪生和应力/应变诱发马氏体相变变形的钛合金表现出较低的屈服强度, 并具有更高的应变硬化和延展性。O. P. Karasevskaya 等^[5]研究表明亚结构决定了亚稳 β 钛合金冷加工性能, 在晶粒度较高的 Ti-15-3 和 TIMETAL-LCB 合金在变形过程因晶粒间相互协调性好, 内应力低, 表现出良好的冷加工塑性; 而在 VT22 和 TC6 变形过程中因产生应力诱发相变而产生了多相组织和高的内应力, 表现出差的冷加工性能。因此, 有必要系统地研究亚稳 β 钛合金的室温变形机制。

Ti-1300 合金是由西北有色金属研究院近年开发的一种新型近 β 高强高韧钛合金。研究表明, Ti-1300 钛合金具有比强度和韧性优于 Ti-1023 合金^[12,13]。大多数的研究都集中在该合金的热变形行为和热处理对 Ti-1300 钛合金力学性能影响^[14,15]。然而, 作为一种新开发的合金, 关于 Ti-1300 合金室温变形机制鲜有报道。本实验

系统研究 Ti-1300 合金室温变形机制, 以期 Ti-1300 合金的冷加工和进一步性能研究提供理论依据。

1 实 验

实验材料为西北有色金属研究院真空自耗电弧炉 3 次熔炼的 Ti-1300 合金铸锭, 经开坯、锻造、轧制得到 $d=12$ mm 棒材。通过金相法测得合金的 β 转变温度为 (830 ± 5) °C。采用线切割的方法从合金棒材上取长度为 90 mm 的试样, 并置于箱式电阻炉中, 分别在 760, 790, 820, 850, 890, 950 °C 保温 1 h, 然后水冷(water cooling, WC), 并机加工为 $\Phi 6$ mm \times 40 mm 的拉伸试样, 在 Instron 8501 万能试验机上进行拉伸试验, 拉伸夹头移动速率为 1 mm/min。试样拉断后, 将断口处取下镶嵌, 然后磨制成金相试样。金相试样通过磨制、抛光, 采用 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:2:5$ 配比溶液进行腐蚀, 在 Leica DMI5000M 金相显微镜上进行观察分析显微组织, 并通过 Image-pro-plus 6.0 软件统计分析显微组织。并选出 850 °C 固溶处理的试样, 在颈缩部分沿截面方向分别切取 5 个薄片样品, 先将其制成金相样品观察组织, 并测试显微硬度。然后再磨制成厚度为 50~70 μm 样品, 再经离子剪薄, 在 Tecnai G2 F20 透射电子显微镜上观察和分析微观组织结构。

2 结果与分析

2.1 应力应变曲线

图 1 为 Ti-1300 合金分别在温度为 760, 790, 820,

收稿日期: 2014-12-12

基金项目: 陕西省重大科技成果转化引导专项 (2012KTCG04-04); 陕西省重点科技创新团队项目 (2012KCT-23)

作者简介: 万明攀, 男, 1982 年生, 博士生, 贵州大学材料与冶金学院, 贵州 贵阳 550025, E-mail: mm.mpwan@gzu.edu.cn

850, 890 和 950 °C 保温 1 h, 然后水冷, 再加工为拉伸试样, 通过拉伸试验获得的工程应力-应变曲线。由图 1 中可以看出, 所有工程应力-应变曲线都比较光滑, 没有出现“双屈服”的现象。由此可以判断在 Ti-1300 合金经上述温度固溶处理后, 在拉伸变形过程中, 没有应力/应变诱发马氏体的产生^[9]。每种状态的应力-应变曲线都有对应的屈服强度与抗拉强度, 且随固溶温度的增加, 合金的抗拉强度与屈服强度逐渐降低; 而当固溶温度为 850 °C 时, Ti-1300 合金表现出最好的塑性。从拉伸试样断口处的显微组织可以看出, 固溶温度为 760 和 790 °C 时, 因低于 β 转变温度 (830 °C), 在显微组织中还存在未溶解的 α 相, 因 α 相为 hcp 结构, 滑移系较少, α 相的变形能力低于 β 相, 并能阻碍位错在 β 相中滑移, 所以表现出高的强度, 在显微组织中观察不到明显变形特征, 只是晶粒形状发生了变化。另外, Ti-1300 合金在固溶处理过程中, α 相和 β 相的膨胀系数不同导致在 α/β 界面上存在残余应力, 使其此时变形主要以在 β 相中滑移为主^[4]。而当固溶温度高于 β 转变温度 (830 °C) 时, 合金的显微组织全部由等轴的 β 相组成, 只是随固溶温度的升高晶粒快速长大, 导致 Ti-1300 合金经 950 °C 固溶处理后, 抗拉强度和屈服强度明显下降。从显微组织来看, 在基体组织中发现明显的滑移特征, 在 β 晶粒内部有大量的滑移线 (如图 2c、2d 所示)。从图还可以看到, 与晶粒较大的组织相比, β 晶粒尺寸较小组织内的滑移特征更不均匀, 在有的晶粒内部滑移线多, 而有的晶粒内部滑移特征不明显 (如图 2c 所示)。这是因为当 β 晶粒尺寸较小时, 晶粒之间取向差较大, 在变形过程中部分晶粒需要做较大程度变形或偏转才能协调整体变形^[16], 而晶粒较大时, 变形过程中多数晶粒都进行协调变形。

2.2 显微组织观察

图 3 是 Ti-1300 合金试样经 850 °C 固溶处理, 然后

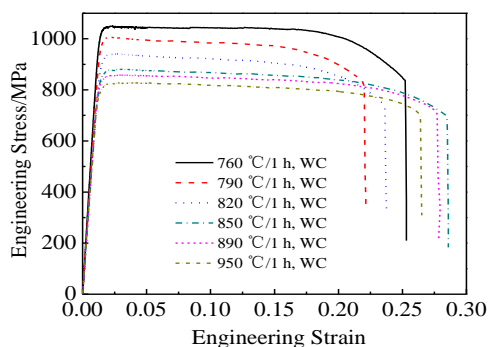


图 1 Ti-1300 合金在固溶处理后的应力-应变曲线

Fig.1 Engineering stress vs. engineering strain curves of Ti-1300 alloys after solution treatment at different temperatures

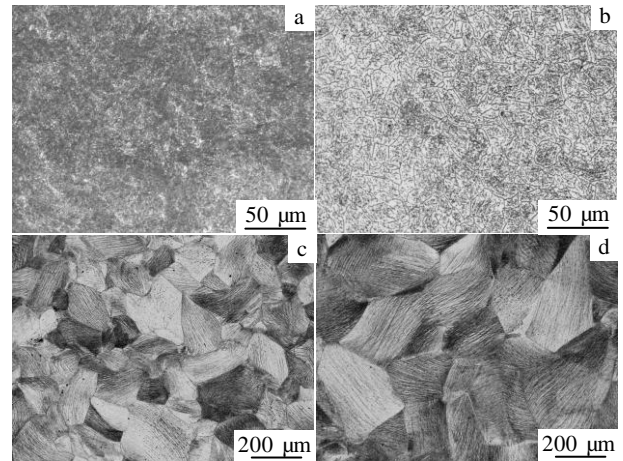


图 2 Ti-1300 合金拉伸试样断口处的显微组织

Fig.2 Optical microstructures of near fracture for Ti-1300 alloys:

(a) 760 °C, (b) 790 °C, (c) 890 °C, and (d) 950 °C

通过拉伸试验, 从试样颈缩区域沿着截面方向切取不同变形量样品的显微组织。由图 3 可以看出, 在受到外力作用后, 内部组织都发生了变形, 在基体 β 晶粒内分布了滑移线。随着变形量的增大, 滑移特征越明显, 在 β 晶粒内的滑移线越多, 并且越密; 当变形量不大时, 在有些 β 晶粒内部分布滑移线多, 而有的晶粒内部则很少, 甚至没有, 表现得不均匀。

当 Ti-1300 合金试样经 850 °C 固溶处理后获得全部的等轴 β 相, 经软件统计得到平均晶粒尺寸为 85.6 μm 。根据滑移的临界分切应力 τ_k 计算公式:

$$\tau_k = \frac{F}{A_0} \cos \phi \cos \lambda \quad (1)$$

式中, F 为轴向拉力, A_0 为圆柱形单晶体的截面积, ϕ 为滑移面法线与外力 F 中心轴的夹角, λ 为滑移方向与外力 F 的夹角。

由此可知, 对于单个晶粒来讲, 要在一定晶面和晶向上发生滑移, 对分切应力的大小以及与滑移方向和滑移面夹角需要满足特定条件。在 Ti-1300 合金中, 每个 β 晶粒的取向不一样, 在变形过程中, 有些晶粒处于软取向, 有利于滑移的进行; 而有些晶粒处于硬取向, 不利于滑移的发生。

同时, 当一个晶粒满足了滑移条件后, 但它的变形还受到周围晶粒约束, 从而增加了变形的复杂性。也就是说整个变形不是一个 β 晶粒的变形, 而是需要它周围晶粒协同作用来完成, 甚至是全部晶粒参与。从显微组织中可以看到在有些 β 晶粒内, 滑移线有明显扭转特征。除了滑移特征以外, 在有些 β 晶粒内部也可以观察到孪晶的特征 (如图 3 所示)。

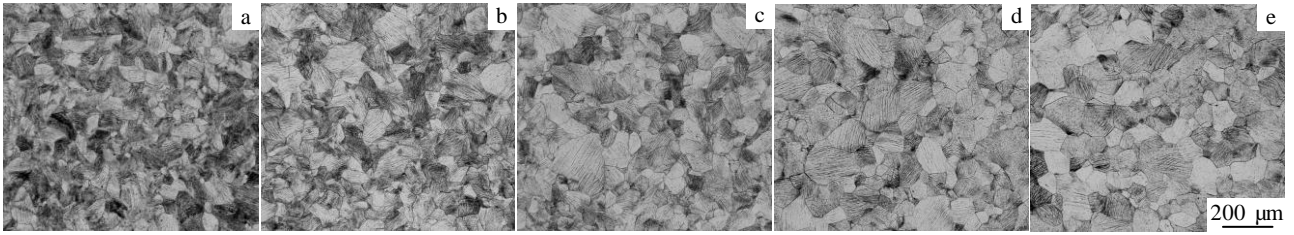


图 3 Ti-1300 合金经 850 °C 固溶处理后的变形组织

Fig.3 Optical microstructures of Ti-1300 alloys deformed after solution treatment at 850 °C: (a) 55%, (b) 41%, (c) 36%, (d) 25%, and (e) 23%

图 4 是 Ti-1300 合金试样经 850 °C 固溶处理后变形量为 13% 和 46% 的 TEM 照片。通过图片看到 2 种状态下亚结构组织。当变形量为 13% 时, Ti-1300 合金中的 β 晶粒被滑移线分为“长条形”的区域, 并存在孪晶的特征(如图 4a、4b 所示)。同时, 通过观察晶粒内部亚结构, 观察到大量位错在外力作用下发生滑移, 并出现位错缠结, 形成“胞状组织”, 有的地方还形成了“位错墙”。当变形量为 46% 时, β 晶粒被滑移线分为更细、更密的“长条形”区域, 还出现了纤维组织, 并在微观组织中出现大量的位错缠结和孪晶结构(如图 4c、4d 所示)。在 2 种情况下都没有出现 α' 或 α'' 相。这与前面拉伸试验的结果一致, 变形过程中未产生应力/应变诱发马氏体。这是由于在 Ti-1300 合金中加入了大量的 Mo、V 等 β 稳定元素, 从而抑制了应力/应变诱发马氏

体产生。文献[5]报道钛合金的室温变形行为与稳定性有一定关系。钛合金稳定性可以用“钼当量”来衡量, 根据“钼当量”的计算方法(质量分数):

$$\text{MoE} = 1.0\% \text{Mo} + 0.67\% \text{V} + 1.53\% \text{Mn} + 0.44\% \text{W} + 1.6\% \text{Cr} + 0.28\% \text{Nb} + \dots \quad (2)$$

根据上述公式, 计算出 Ti-1300 合金的“钼当量”约为 12.3, 高于 Ti1023 合金的“钼当量”。所以, Ti-1300 合金在固溶状态下的室温变形机制主要是位错的滑移和孪生变形为主。

2.3 力学性能

图 5 为 Ti-1300 合金试样经 850 °C 固溶处理后变形量与维氏硬度之间关系图。从图可以看出, 变形量每增大 10%, 显微硬度就提高约 210 MPa。根据前面的分析, Ti-1300 合金在 850 °C 固溶处理后进行室温变形, 它的主要机制为位错滑移和孪生变形方式。随着变形量的增大, 位错在外力作用下, 发生位错增殖; 同时, 晶粒内部的位错发生交互作用, 如缠结与割阶的机率都会增大。位错密度与切应力之间关系式可表达如下:

$$\tau = \tau_0 + \alpha G b \rho^{1/2} \quad (3)$$

式中, τ_0 是在位错密度比较低时的固有强度, α 为经验常数, G 为切变模量, b 为位错的柏氏矢量, ρ 为位错密度。根据上述公式, 可知随着位错密度的增大, 位错滑

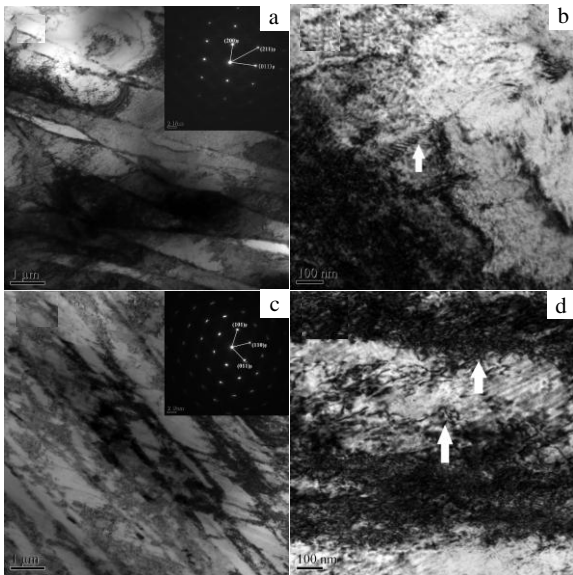


图 4 Ti-1300 合金经 850 °C 固溶处理后变形量为 13% 和 46% 的 TEM 照片

Fig.4 TEM micrographs of samples after tensile deformation with the reduction of 13% (a, b) and 46% (c, d)

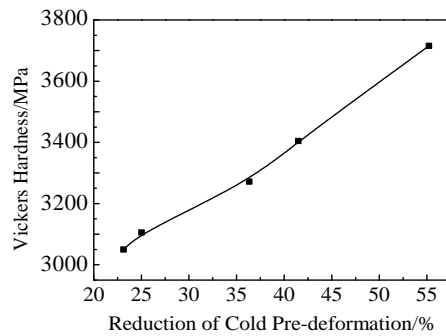


图 5 变形量对 Ti-1300 合金显微硬度的影响

Fig.5 Effect of reduction of cold pre-deformation on Vickers hardness of Ti-1300 alloy

移需要的切应力也相应增大。也就是说,位错运动的难度就增加,从而表现出显微硬度增加,体现出“形变硬化”效应。

3 结 论

1) Ti-1300 合金在不同状态下的工程应力-应变曲线都没有出现“双屈服”的现象,说明在拉伸变形过程中没有产生应力/应变诱发马氏体。

2) Ti-1300 合金在室温下的变形机制主要是以位错滑移和孪生方式为主。

3) 随变形量的增加, Ti-1300 合金的显微硬度逐渐增大,具有明显的“形变硬化”效应。

参考文献 References

- [1] Christoph Leyens, Manfred Peters. *Titanium and Titanium Alloys*[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co KGaA, 2003
- [2] Ivasishin O M, Markovsky P E, Semiatin S L *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2005, A405: 296
- [3] Bouyer R R. *Materials Science and Engineering*[J], 1996, A213: 103
- [4] Karasevskaya O P. *Materials Science and Engineering*[J], 2003, A354: 121
- [5] Karasevskaya O P, Ivasishin O M, Semiatin S L *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2003, A354(1-2): 121
- [6] Wyatt Z, Ankem S. *Journal of Materials Science*[J], 2010, 45(18): 5022
- [7] Weiss I, Semiatin S L. *Mater Sci Eng*[J], 1998, A243: 46
- [8] Grosdidier T, Roubaud C, Philippe M J *et al. Scripta Materialia*[J], 1997, 36: 21
- [9] Grosdidier T, Philippe M J. *Materials Science and Engineering* [J], 2000, A 291: 218
- [10] Hanada S, Izumi O. *Met Trans*[J], 1987, 18A: 265
- [11] Ishiyama S, Hanada S. *The Sumimoto Search*[J], 1993, 54: 41
- [12] Zhao Yongqing(赵永庆), Hong Quan(洪权) *et al. Metallograph of Titanium and Titanium Alloy*(钛合金的金相图谱)[M]. Changsha: Central South University Press, 2011
- [13] Ge Peng(葛鹏), Zhou Wei(周伟), Zhao Yongqing(赵永庆). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, S1: 1068
- [14] Zhao Yinghui(赵映辉), Ge Peng(葛鹏), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(1): 46
- [15] Wen Jianhong(汶建宏), Ge Peng(葛鹏), Yang Guanjun(杨冠军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(8): 1490
- [16] Hu Gengxiang(胡庚祥), Cai Xun(蔡珣). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 2001

Ambient Temperature Deformation Behavior of Ti-1300 Alloy

Wan Mingpan^{1,2}, Zhao Yongqing³, Zeng Weidong¹, Cai Gang²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwest Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Guizhou University, Guiyang 550025, China)

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

Abstract: The deformation behavior of Ti-1300 alloy has been investigated using optical microscope (OM) and transmission electron microscope (TEM) at ambient temperature. The results show that the tensile stress-strain curves of Ti-1300 alloys solution treated at different temperatures don't present a double yield effect. The Ti-1300 alloy contains a great deal of β stable elements, thus increasing the stability of β phase of this alloy for restraining stress/strain induced transformation. Therefore, the deformation mechanism of Ti-1300 alloy is mainly dislocation slip and twinning at room temperature. With the increase of the plastic deformation of 10%, the micro-hardness of Ti-1300 alloy increases by about 210 MPa. It can be attributed to the dislocation glide, dislocation tangles and their interaction in the plastic deformation process of Ti-1300 alloys.

Key words: Ti-1300 alloy; ambient temperature deformation; dislocation glide; deformation mechanism

Corresponding author: Zhao Yongqing, Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86266577