

热变形 TA15 钛合金的显微组织和室温力学性能

李 萍, 薛克敏, 姚彭彭, 李成铭

(合肥工业大学, 安徽 合肥 230009)

摘 要: 通过等温恒应变速率压缩实验和X射线衍射、电子背散射衍射和透射电镜, 研究了 β 区加热后在不同的变形温度和变形速率下变形水冷后TA15钛合金的微观组织; 通过室温拉伸试验, 对其抗拉强度和延伸率等性能进行了测试。结果表明, 在 $\alpha+\beta$ 两相区压缩变形时, β 转变组织中 α 相产生球化; 水冷后发生 $\beta\rightarrow\alpha'$ 马氏体相变。合金由球化 α 相、片状次生 α 相和针状马氏体 α' 相组成。在 β 相区压缩变形水冷后, 合金主要为针状马氏体 α' 相。在相变点之上或之下的温度区间, 随着变形温度的升高, 合金的抗拉强度降低, 延伸率增加; 在相变点附近的温度过渡区间, 随着变形温度的升高, 合金的抗拉强度略有升高, 延伸率降低。在相变点附近的两相区变形能获得较好的室温强塑性匹配。

关键词: TA15钛合金; 热变形; α 相球化; 相变; 室温力学性能

中图分类号: TG146.2³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)06-1495-05

近 α 型 TA15 钛合金 (Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V) 具有中等室温和高温强度、良好的热稳定性、塑性、锻造工艺性能和焊接性能, 广泛应用于高性能飞机的关键受力构件, 这就要求其产品具有优异的综合性能^[1]。TA15 钛合金对热处理制度不敏感, 其强化机制主要是通过 α 稳定元素 Al 的固溶强化, 因此热变形工艺参数的选择就显得尤为重要。

热变形工艺及随后的冷却速度决定了钛合金发生不同机制的复杂的显微组织演变, 从而影响到力学性能^[2]。目前, 对初始组织为片状或双态组织的 TA15 钛合金热变形组织演变的研究多有报道^[3-5]。对初始组织为等轴状的 TA15 钛合金的热变形行为和微观组织演变的研究多在近 β 温度区间内^[6]。对其在相变点附近的温度区间内热变形后组织性能的全面研究鲜有报道。

本研究通过等温恒应变速率压缩实验, 结合显微组织和室温拉伸性能的测试, 对 β 区加热后在不同的变形温度、变形速率下变形水冷后的初始组织为等轴状的 TA15 钛合金的显微组织演变及其对合金室温拉伸性能的影响进行深入研究。从而为制定其合理的热塑性成形工艺、有效控制产品的组织性能提供依据。

1 实 验

实验所用材料为北京航空材料研究院提供的 TA15 钛合金棒料, 其主要化学成分为(质量分数, %): 6.78Al, 2.31V, 2.0Zr, 1.7Mo, 其余为 Ti。通过差热

分析法 (DSC) 测得该合金的相转变温度约为 990 °C。初始显微组织如图 1 所示, 由等轴状 α 相和 β 转变组织组成, β 相含量约为 8% 左右。

将 TA15 钛合金棒料加工成 $\phi 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的圆柱, 在 Gleeble-1500 型热模拟试验机上进行等温恒应变速率压缩试验, 压下量为 60%, 应变速率分别为 0.01, 0.1 和 1 s^{-1} 。在实验时, 将试样以 10 °C/s 升温到 1200 °C, 保温 5 s, 然后以 5 °C/s 的速度冷却到变形温度 (800~1100 °C, 间隔为 50 °C), 保温 2 s 后进行压缩变形。

将变形后的试样立即水冷淬火。然后用线切割将其沿纵截面剖开。采用 D/MAX2500VL/PC X 射线衍射仪 (XRD) 对合金的相组成进行分析; 采用 JSM-7100F 型热场发射扫描电子显微镜配备的电子背

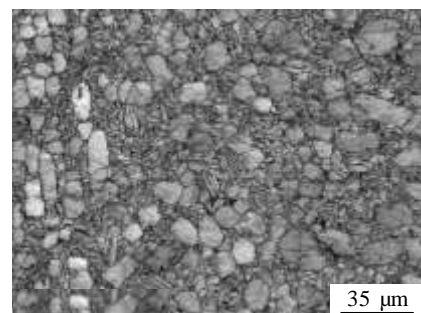


图 1 TA15 钛合金初始显微组织

Fig.1 Original microstructure of TA15 titanium alloy

收稿日期: 2015-07-13

基金项目: 国家自然科学基金 (51175137); 教育部新世纪优秀人才支持计划 (NCET-13-0765); 安徽省自然科学基金 (1308085JGD02)

作者简介: 李 萍, 女, 1973年生, 博士, 教授, 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230009, 电话: 0551-62901368, E-mail: li_ping@hfut.edu.cn

散射衍射 (EBSD) 系统和 JEM-2100F 型透射电镜 (TEM) 对其显微组织进行分析。

将另一半试样沿纵截面拉伸方向加工成微小拉伸试样 (厚度为 0.5 mm), 在 DEBEN 微型拉伸试验机 (最大拉伸力为 2 kN) 上进行准静态室温拉伸力学性能试验。图 2 所示为初始 TA15 钛合金微小拉伸试样和标准拉伸试样的室温拉伸应力-应变曲线。可以看出, 其强度极限分别约为 823.5 和 827 MPa, 延伸率分别约为 13.5% 和 14.3%, 基本一致, 说明微小拉伸试验是有效的。

2 显微组织分析

2.1 物相分析

TA15 钛合金在加热和冷却过程中发生以同素异构转变为主要形式的相变。在加热至 1200 °C 时, 发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变, 基体组织为单一的 β 相。在随后以较慢的速度冷却至相变点附近变形温度时, 会发生 β 相变生成片状的 β 转变组织 (两相区)^[7] 或保持单一的 β 相 (β 相区)。在变形过程中, 会发生动态回复或动态再结晶、 α 相球化 (两相区)^[8] 等组织演变。而在热变形后快速水冷淬火过程中, 合金中的 α 相得以保留至室温; 而由于合金中 β 稳定元素含量较低 (Mo 当量小于 2.5), β 相发生无扩散马氏体相变生成六方马氏体 α' 相^[9]。

图 3 所示为 TA15 钛合金初始试样和不同工艺参数下热变形水冷后试样的 XRD 图谱。可以看出, 热变形水冷后, 初始 TA15 钛合金中 β 相 (110)、(200) 2 个低指数晶面消失, (211) 晶面依然保留, 显微组织中仍有少量的残余 β 相。另外, 变形前后衍射峰强度发生变化的主要是 (101) 和 (002) 2 个低指数晶面, 其代表次生 α 相或马氏体 α' 相衍射面 (α 相和 α' 相的衍射峰几乎完全重合)。且初始试样 (101) 和 (002)

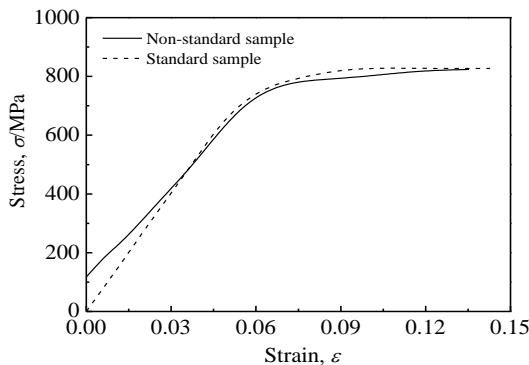


图 2 初始 TA15 钛合金室温拉伸应力-应变曲线

Fig.2 Tensile stress-strain curves of TA15 titanium alloy at room temperature

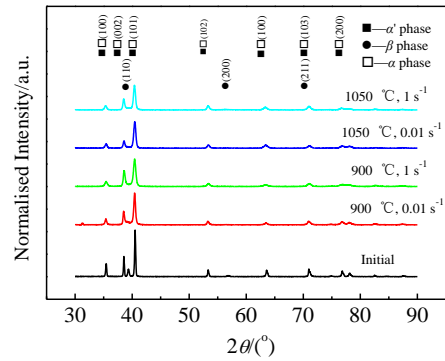


图 3 不同工艺参数热变形水冷后 TA15 钛合金的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of TA15 titanium alloy deformed at different parameters followed by water quenching

2 个衍射峰尖而高, 变形后衍射峰强度明显降低, 表明晶粒发生细化^[10]。

2.2 显微组织演变分析

图 4 所示为 TA15 钛合金经不同变形温度和变形速率热压缩变形后水冷淬火试样显微组织的 EBSD 照片。在 $\alpha + \beta$ 两相区 (900 °C) 进行压缩变形水冷后, 除 β 相发生马氏体相变形成的针状马氏体 α' 相外, 还形成了许多细小的近等轴状的 α 相晶粒。这主要是因为由加热温度冷却到相变点以下温度变形时, 生成的 β 转变组织中片状 α 相发生球化; 且随着应变速率降低, 发生球化的 α 相增多, 细小的等轴晶粒明显增多。此时, 显微组织主要由球化 α 相+次生 α 相+马氏体 α' 组成, 原始的 β 晶界清晰可见。

在 β 区 (1050 °C) 压缩变形水冷后, 高温相变形成的平直的 β 相晶界可以明显看到, 针状马氏体 α' 相集束在 β 晶内具有不同的取向, 形成典型的网篮状组织。随着应变速率的降低, 马氏体 α' 相较为粗大。表明在相变点以上的温度变形时, 变形速率越慢, β 晶粒尺寸相对越大; 水冷后, β 相发生马氏体相变生成的 α' 集束尺寸也越大。

进一步的 TEM 分析 (见图 5) 可以看出, 在相变点以下 900 °C 和变形速率为 0.01 s⁻¹ 的条件下进行热变形水冷后, 贯穿整个片层宽度的亚晶将片状 α 相分隔开, 最终导致 α 相等轴化, 表明 α 相球化主要是由动态再结晶引起的; 且优先出现在原始 β 晶粒边界附近和不同取向的 α 片状集束之间。另外, 由于晶界和位错等缺陷处合金元素的扩散速度较快, 因而 β 相沿片状 α 相内的亚晶界楔入^[11], 使片状 α 相分离, 最终趋于等轴化。而在相变点以上 1050 °C 和变形速率为 1 s⁻¹ 的条件下进行热变形水冷后, 显微组织几乎完全为 β 相转变生成的针状 α' 集束。

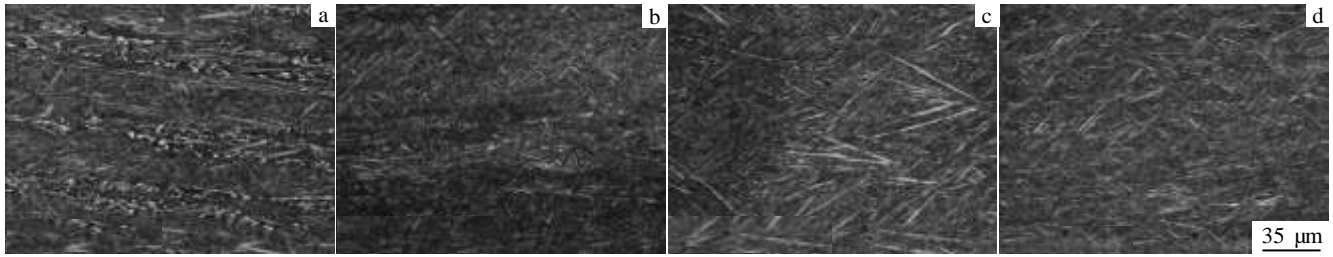


图 4 不同工艺参数热变形水冷后 TA15 钛合金显微组织的 EBSD 照片

Fig.4 EBSD images of TA15 titanium alloy deformed at $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$, $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a); $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$, $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b); $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$, $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ (c); and $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$, $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ (d) followed by water quenching

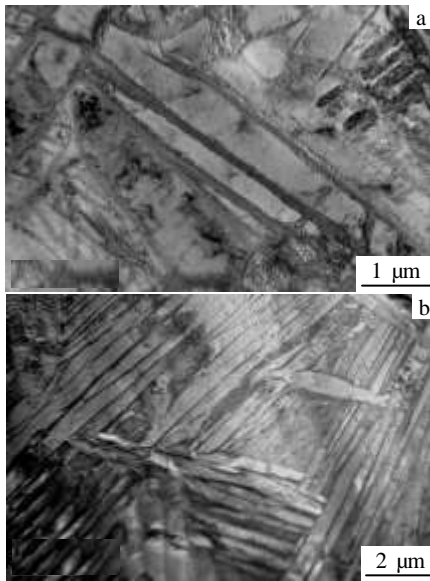


图 5 不同工艺参数热变形水冷后 TA15 钛合金显微组织的 TEM 照片

Fig.5 TEM images of TA15 titanium alloy deformed at $\dot{\epsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$, $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a) and $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$, $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b) followed by water quenching

图6所示分别为相应条件下TA15钛合金热压缩变形水冷后显微组织中晶粒尺寸分布图。可以看出，随着应变速率由 0.01 s^{-1} 增加至 1 s^{-1} ，小于 $5\text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒所占的比例分别由 81.11% 增加至 84.02% （ $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）和由 78.46% 增加至 82.53% （ $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）。由此表明，在 $\alpha+\beta$ 两相区（ $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）压缩变形水冷后，细晶所占的比例高于 β 相区（ $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ）。结合显微组织的照片可以看出，此温度下球化的 α 相和针状马氏体 α' 相尺寸相对较小。而变形速率较大时，晶粒生长不充分，导致 β 相晶粒细化。在冷却速率相同的条件下， β 相转变生成的 α' 相的尺寸也较小^[12]，因此细晶所占的比例增加。

3 室温力学性能

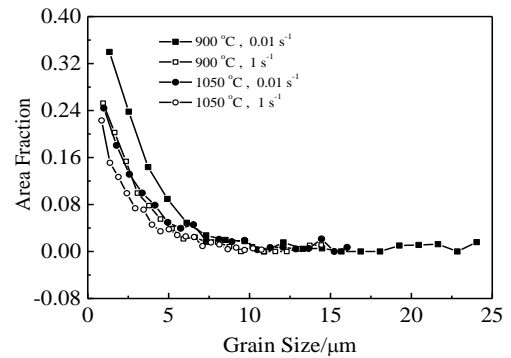


图 6 TA15 钛合金热变形水冷后晶粒尺寸分布

Fig.6 Grain size statistical variation of TA15 titanium alloy deformed at different parameters followed by water quenching

钛合金等轴组织具有优异的塑性变形及抗疲劳裂纹萌生能力，片状组织具有良好的断裂韧性和抗蠕变性能，而双态组织具有优良的综合性能^[13]。图 7 所示为在不同的工艺参数下热压缩变形水冷后 TA15 钛合金的室温拉伸力学性能。可以看出，随着变形温度升高至相变点以上，合金的拉伸强度呈“W”形状趋势变化，而延伸率的变化与之相反。

在相变点以下的温度范围内（ $800, 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ），随着变形温度的升高，变形后TA15钛合金的室温抗拉强度降低，延伸率增加。变形温度越低， β 转变组织越多，生成的次生 α 相含量越多，对合金的强化有一定作用。而且， $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 与TA15钛合金的再结晶开始温度相当，变形过程中将发生少量再结晶，合金组织中仍残留着大量的位错堆积等缺陷。 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形时，再结晶程度提高，对组织中的位错堆积等缺陷的消除有积极的作用；又因为次生 α 相含量相对较少，其强化作用减弱。尽管合金中大量的 β 相在随后水冷过程中转变成针状 α' 相，一定程度上提高了合金的强度，但强化效果不明显^[14]，因此相变强化作用小于再结晶软化作用。在

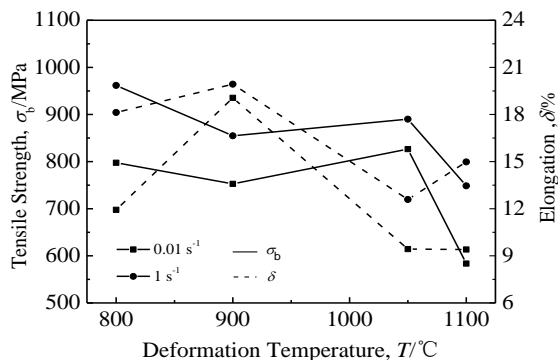


图 7 不同变形条件下 TA15 钛合金的室温拉伸性能

Fig.7 Room-temperature tensile properties of TA15 alloy deformed under different conditions

合金性能上主要体现为强度的降低和塑性的提高，延伸率由初始的13%左右提高至19%左右。

在相变点以上的温度范围内（1050，1100 °C），随着变形温度的升高，变形后 TA15 钛合金的室温抗拉强度下降、延伸率略有增加。在当前的温度下变形时，合金中基本上为单一 β 相。尽管其层错能较高，高温变形时也能发生动态再结晶^[15]。且随着温度的升高，动态再结晶相对明显，消耗了材料内部的位错密度，组织残余应力消除得较为彻底。但此时材料的延伸率基本上低于初始延伸率，这与其显微组织主要是 β 相转变生成的针状 α' 相、抵抗裂纹萌生的能力相对较小有关。目前，国内外多采用 β 相区热加工工艺以提高 TA15 钛合金损伤容限性能。

而在相变点温度过渡区间，随着变形温度的升高，变形后TA15钛合金的抗拉强度略有增大，延伸率大大减小。在α+β两相区变形水冷后，合金组织中除含有针状α'相外，还含有等轴α相，增强了抵抗裂纹萌生的能力，有利于钛合金塑性的提高^[16]。而在β相区变形水冷后，合金组织中基本为针状α'相，抵抗裂纹萌生的能力较低，因此塑性降低明显。由于此时针状α'相含量大于α+β两相区，提高了合金抵抗裂纹扩展能力，因此强度和断裂韧性略有增大^[17]。由此表明，在α+β两相区变形可以提高合金的抗拉强度和塑性等综合性能。

另外，变形后 TA15 钛合金的抗拉强度和延伸率基本上随着应变速率的增大而增大。在较大的应变速率下，变形中的动态回复过程受到了抑制，动态再结晶也来不及充分进行，合金中将保留更多的位错和变形亚晶，且晶粒来不及长大，因而室温抗拉强度增大。而且，变形速率的增加为获得细小错乱的网篮组织创造了条件，从而也有利于合金拉伸性能的改善。

4 结 论

1) β 区加热后，在相变点以下 α+β 两相区变形时，TA15 钛合金发生了部分 β→α 相变，生成片状 β 转变组织，同时发生了以动态再结晶和 β 相楔入 α 相亚晶界为主要机制的 α 相球化；水冷后 β 相组织发生了 β→α' 马氏体相变，合金主要由球化 α 相、次生片状 α 相和针状马氏体 α' 相组成。在相变点以上 β 相区变形时，组织基本为单一的 β 相，水冷后合金主要为针状马氏体 α' 相。

2) 在相变点以下和相变点以上温度附近范围内热压缩变形水冷后，TA15 钛合金的室温抗拉强度随温度的升高降低；在相变点温度过渡区间，室温抗拉强度随温度的升高而略有增大。延伸率的变化趋势与之相反。而随变形速率的增大，TA15 钛合金的抗拉强度和延伸率均增大。在相变点附近的两相区变形可以提高合金的抗拉强度和塑性等综合性能。

参考文献 References

[1] Fan X G, Yang H, Gao P F. *J Mater Sci*[J], 2011, 46: 6018
 [2] Chen H Q, Cao C X. *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2012, 22: 503
 [3] Wu C B, Yang H, Fan X G *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2011, 21: 1963
 [4] Zhang Wangfeng(张旺峰), Li Xingwu(李兴无), Ma Jimin(马济民) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 38(s): 158
 [5] Ouyang Delai(欧阳德来), Lu Shiqiang(鲁世强), Cui Xia(崔霞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(2): 325
 [6] Gao Yang(郜阳), Sun Zhichao(孙志超), Yang He(杨合). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 951
 [7] Sun Z C, Guo S S, Yang H. *Acta Materialia*[J], 2013, 61: 2057
 [8] Zhrebtsov S V, Murzinova M A, Klimova M V *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2013, 563: 168
 [9] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2013, 30(4): 1
 [10] Huang R, Han Y. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 554: 1
 [11] Wu C B, Yang H, Fan X G *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2011, 21: 1963

- [12] Shao Hui(邵晖), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2012, 41(7): 1313
- [13] Zhu Jingchuan(朱景川), He Dong(何东), Yang Xiawei(杨夏炜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(2): 382
- [14] Zhang Wangfeng(张旺峰), Wang Yuhui(王玉会), Li Yan(李艳) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010(S), 20: 523
- [15] Tian Xingyu(田宇兴), Li Shujun(李述军), Hao Yulin(郝玉林) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(7): 837
- [16] Singh N, Singh V. *Mater Sci Eng A*[J], 2007, 485(1-2): 130
- [17] Cao Jingxia(曹京霞), Fang Bo(方波), Huang Xu(黄旭) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2004, 28(2): 362

Microstructure and Mechanical Properties of Hot Deformed TA15 Titanium Alloy at Room Temperature

Li Ping, Xue Kemin, Yao Pengpeng, Li Chengming

(Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: Near α TA15 titanium alloy with initial equiaxed microstructure was β heated and then water quenched. Afterwards, the microstructure evolution of the samples during isothermal compression at different deformation temperatures and strain rates was investigated using X-ray diffraction (XRD), electron backscatter diffraction (EBSD) and transmission electron microscopy (TEM) analysis. The tensile strength and elongation were measured by conducting micro-tensile tests. The results show that α phase globularization occurs when the alloy is deformed in $\alpha+\beta$ temperature range. High temperature β phase transforms into martensite α' after water cooling. The alloy is composed of equiaxed α , lamellar secondary α and acicular martensite α' . When the alloy is compressed in β temperature range, the microstructure is basically acicular martensite α' phase. In the temperature ranges below or above phase transformation point, with the increasing of temperature, the tensile strength decreases and the elongation increases. But in the temperature range around phase transformation point, with the increasing of temperature, the tensile strength increases slightly and the elongation decreases. In the two-phase region near phase transition point, better strength and plasticity can be obtained.

Key words: TA15 titanium alloy; hot deformation; α globularization; phase transformation; mechanical property

Corresponding author: Li Ping, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, Tel: 0086-551-62901368, E-mail: li_ping@hfut.edu.cn