

热轧 TC21 板材中 α 相形貌的演变

王临茹^{1,2}, 赵永庆², 周 廉²

(1. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049;

2. 西北有色金属研究院, 西安 710016)

摘 要 研究了具有片层 α 组织 TC21 钛合金在 β 和 $\alpha+\beta$ 相区热轧制后的组织演变规律及其片层组织的球化机制。结果表明: 变形温度及应变对具有片层 α 组织的 TC21 钛合金断裂及球化具有显著影响。当变形温度为 990 °C 时, 在 β 相区发生变形; 当应变不小于 0.51 时, 平行轧向和晶界附近的片层 α 组织首先发生断裂、球化, 晶内片层 α 组织被压弯变形; 当在接近相变点(即 950 °C)变形, 应变达到 0.92 时, 片层 α 组织发生球化; 当在两相区较低温度, 即 910 °C 和 870 °C 变形时, 片层 α 取向杂乱, 且被压弯成“手风琴”状, 未发现球化。TEM 观察分析发现, 具有 α 片层组织的 TC21 钛合金球化过程是一个复杂过程, 首先, 通过动态回复或是晶界滑移使得 α 片层中形成 α/α 界面; 然后, β 相通过亚晶界楔入 α 片层, α 片层解体; 最后, 通过物质末端迁移, 发生球化。

关键词: TC21 钛合金; 板材; 热轧; 组织演变; 球化机制

中图分类号: TG 146.23

文献标志码: A

Evolution of α phase morphology in hot-rolling TC21 titanium alloy plate

WANG Lin-ru^{1,2}, ZHAO Yong-qing², ZHOU Lian²

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Material, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

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

Abstract: The microstructure evolution and mechanisms of globularization of TC21 titanium alloy with lamellar structure were investigated during hot rolling in the β phase and $\alpha+\beta$ phase. The results show that the prominent effect of hot working parameters on the break-up and globularization of TC21 titanium alloy with lamellar structure is found. The α lamellar structure along the paralleling rolling orientation and adjacent grain boundaries is broken up and globularized and the intragranular α lamellar is buckled and kinked when TC21 titanium alloy is processed in β phase region (990 °C) at strain no less than 0.51 and at 950 °C and strain 0.92. When TC21 titanium alloy is deformed at 910 °C and 870 °C, α lamellar is buckled and kinked to become accordion. Then, by TEM analysis, it is found that the mechanism of globularization of TC21 titanium alloy with α lamellar is a comprehensive process that is firstly the formation of α/α interface by dynamic recovery or boundary splitting, secondly the disintegrating of α lamellar due to diffusing, and finally the globularization of α lamellar by termination migration.

Key words: TC21 titanium alloys; plate; hot-rolling; microstructure evolution; globularization mechanism

航空器结构设计准则由过去的静强度设计准则, 转变为损伤容限设计准则, 对钛合金的性能要求也发生了改变, 不但要考虑未损伤材料的静强度、刚度及疲劳等性能, 而且还要考虑已损伤材料的静强度和疲

劳性能。为满足航空、航天工业对钛合金的需求, 2001 年西北有色金属研究院研制了一种新型两相钛合金——TC21 钛合金^[1]。该合金不但具有较高的强度和韧性, 而且具有较低的裂纹扩展速率, 属于第三等级

损伤容限型合金^[2]。

TC21 钛合金目前主要集中于对棒材、锻件的热加工工艺和热处理后的组织与性能匹配关系研究, 结果表明: 近 β 锻造相比 β 锻造可以得到较高的抗拉强度 (1 100 MPa)、较高的伸长率 (9%) 和较高的断裂韧性 ($76 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)^[3]; 而准 β 锻造相比近 β 锻造疲劳裂纹扩展路径曲折, 具有较慢的疲劳裂纹扩展速率^[4]; 棒或锻件经热处理后获得等轴 α 相 (含量为 10%~15%) 转变 β 相的微观组织, 不但具有较高的室温力学性能, 而且也有较高的高温力学性能^[5-6]。目前, 该合金已经成功地用于生产某飞机 70A 模锻件。然而, 对于该合金的板材研究, 未见相关报道。为了进一步扩大该合金的应用范围, 发挥该合金的潜能, 本文作者对 TC21 钛合金板材热加工工艺和变形后的组织及组织演变规律进行研究, 并探讨 TC21 片层组织球化过程及其球化机制。该研究对于揭示 TC21 钛合金变形机理、合理选择热变形工艺参数和优化工艺具有重要的意义。

1 实验

实验所使用的 TC21 钛合金板坯是由西北有色金属研究院提供的棒材经 β 区改锻而成, 其组织由片层 α 组成, 如图 1 所示。经差热分析测得相变点为 966 $^{\circ}\text{C}$, 其名义化学成分见表 1。本实验采用 650 热轧机对 TC21 钛合金板坯在恒定应变速率下进行轧制。其板坯试样规格为: 长 200 mm, 宽 110 mm, 厚 30 mm, 为消除锻造缺陷, 对其表面进行打磨。实验温度选取 990、950、910 及 870 $^{\circ}\text{C}$, 选取 0.22、0.51 及 0.92 为应变, 共计 12 组实验。采用箱式电阻炉对 TC21 钛合金试样进行加热保温 20 min。为模拟实际的热加工, 冷却方式采用空冷。取典型试样, 分别利用金相显微

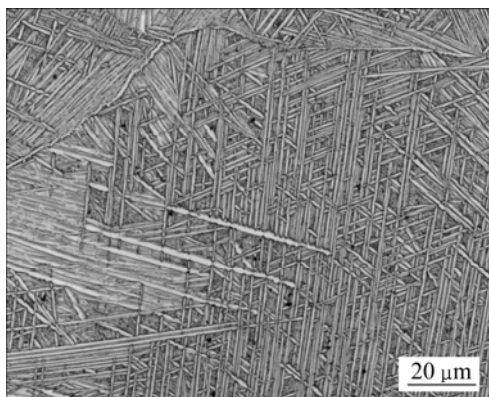


图 1 TC21 钛合金原始板坯的显微组织

Fig.1 Microstructure of as-received TC21 titanium alloy plate

表 1 TC21 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC21 titanium alloy (mass fraction, %)

Al	Sn	Mo	Cr	Zr	Nb
6.29	1.94	2.52	170	1.99	2.03
Si	Fe	O	H	C	
0.10	0.03	0.09	0.001	0.05	

镜(OM)和透射电镜(TEM)进行组织结构分析。

2 结果与分析

2.1 TC21 钛合金组织演变

为了研究热变形对 TC21 钛合金微观组织的影响, 分别对未变形试样加热保温水淬, 保留高温变形时的形貌, 其组织结构如图 2 所示。由图 2 可看出, 温度 870 $^{\circ}\text{C}$ 的微观组织, 片层 α 细长, 其厚度约为 0.6 μm , 片层 α 相体积分数约 50%, 且片层 α 取向杂乱(见图 2(a)); 当温度为 910 $^{\circ}\text{C}$ 时, 片层 α 相形貌、取向相对 870 $^{\circ}\text{C}$ 时的变化不大, 但是其厚度增加, 由 0.6 μm 增至约 1 μm , 体积分数减小到 40% 左右(见图 2(b)); 当温度为 950 $^{\circ}\text{C}$ 时, 片层 α 相变短呈短棒状, 且取向变化少, 晶界不完整, 其厚度减小到 0.6 μm 左右, 其体积分数继续降低至 30% 左右(见图 2(c)); 当变形温度继续升高至超过相变点时, 组织结构基本上由 β 相组成(见图 2(d))。随着变形温度的提高, 片层 α 、 β 相不但体积分数发生变化, 而且其形态和尺寸也发生了变化。这主要是由于随着变形温度的升高, 更多的能量被储存用于相变^[7], 加快了 α 相的扩散、溶解和合并。

当应变为 0.22 时, TC21 钛合金组织形貌变化不明显, 仅 β 晶粒的尺寸和形状发生变化, 而片层 α 基本与图 1 类似, 没有变形。随着应变的增大, 组织形貌发生较大变化, 图 3 所示为应变为 0.51、不同变形温度下的变形组织形貌。由图 3 可看出, 随着变形温度的升高, 片层 α 含量减少, 片层 α 变形程度降低, 且取向逐渐趋向于轧制方向。当在两相区变形时(见图 3(a)~(c)), 片层 α 尺寸随着变形温度的不同也发生变化——随着温度的增加, 呈现先降低后增加趋势, 与在该变形温度下片层 α 尺寸变化趋势一致; 在 β 区、990 $^{\circ}\text{C}$ 变形时(见图 3(d)), 晶界 α 部分破碎, 靠近晶界的片层 α 断裂、球化。

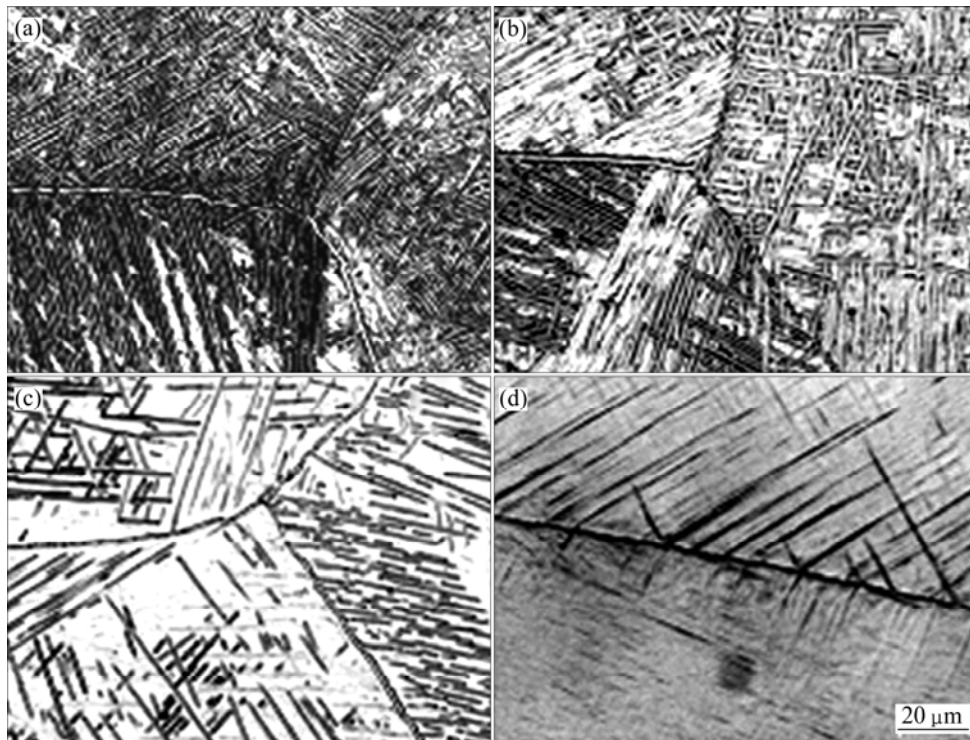


图 2 未变形 TC21 钛合金在不同加工温度时的显微组织

Fig.2 Microstructures of undeformed TC21 titanium alloy at different processing temperatures: (a) 870 °C ; (b) 910 °C ; (c) 950 °C ; (d) 990 °C

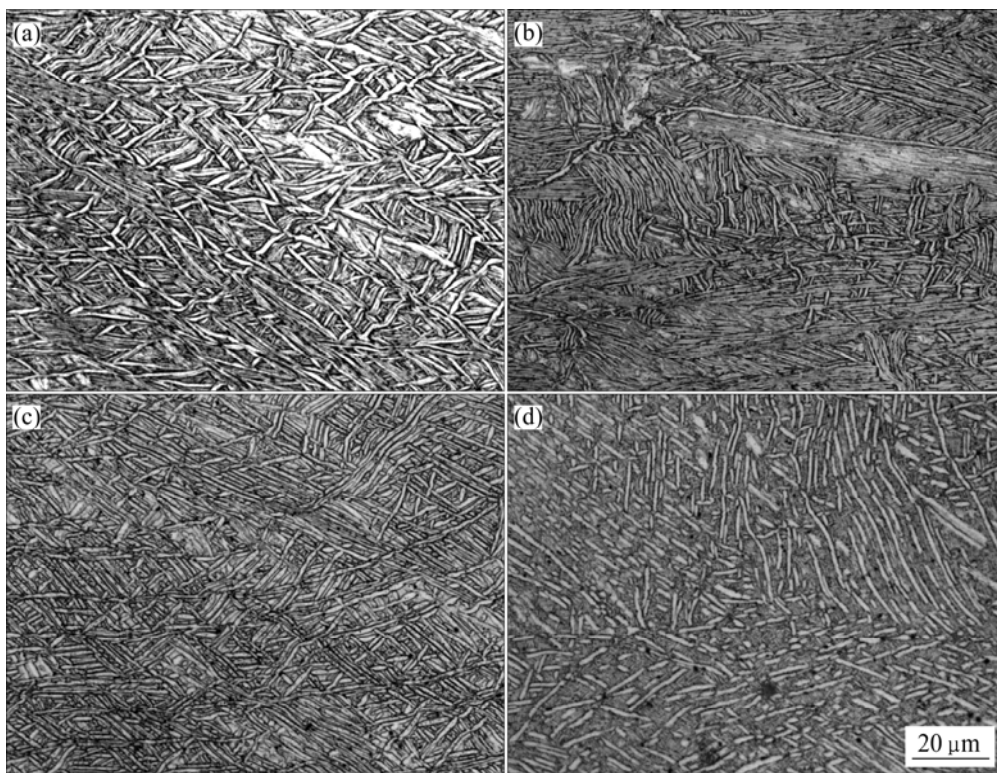


图 3 应变为 0.51、不同变形温度下 TC21 钛合金的显微组织

Fig.3 Microstructures of TC21 titanium alloys at strain of 0.51 and different deformation temperatures: (a) 870 °C ; (b) 910 °C ; (c) 950 °C ; (d) 990 °C

图 4 所示为应变为 0.92、不同变形温度时变形组织形貌。由图 4 可看出,相对于相同温度、应变 0.51 时的组织形貌变形更加剧烈,片层 α 被压成“手风琴”状,平行于金属流动方向的晶界 α 与晶内 α 之间的差异逐渐消失,垂直金属流动方向晶界 α 被压弯,发生断裂(见图 4(a)和(b));晶界 α 破碎靠近晶界且平行于轧向的片层 α 发生断裂、球化,类似于 SEETHARMAN 和 SEMIATIN^[8]的研究结果。但变形温度 990 相对于 950,片层 α 含量降低,片层 α 厚度增加(见图 4(c)和(d))。

由图 3 和 4 可知,随着应变的增加,片层 α 取向由杂乱逐渐向金属流动方向转动,有利于片层 α 断裂、球化,即平行于金属流动方向的片层 α 较易发生断裂,这可能是由于平行于金属流动方向的片层 α 有利于降低分解切应力,进而使得激活滑移系统能量降低^[9],促进片层 α 相断裂、球化。

2.2 片层 α 相球化机制

从图 3 和 4 可知,热轧参数对微观组织演变具有较大影响,特别是对于片层 α 相的球化,低温、小变形量都不利于 TC21 片层 α 相断裂。为深入地研究 TC21 钛合金片层 α 相的球化机制,对热轧后的试样进行了 TEM 观察和分析。

2.2.1 片层 α 相中 α/α 的亚晶界面形成

图 5 所示为具有片层 α TC21 钛合金经温度为

990、应变为 0.92 热变形后的 TEM 像。TEM 观察表明:变形片层 α 内出现等轴或近等轴位错胞状结构。由图 5 可看出,TC21 钛合金属于高层错能合金,形变的主要机制是滑移,在形变时位错因交互作用而群集成高密度的组态——三维形态近似等轴的位错胞状结构(见图 5(a)),胞内位错稀疏,而胞与胞之间则是由位错缠结构成漫散胞壁(如图 5(a)中箭头所示),这种组织结构是由于高温时未及时发生充分回复,快速冷却而保留下的,属于亚晶形成的前期孕育阶段。图 5(b)和(c)则是典型的动态回复的结果,在回复过程中,胞内位错逐渐减少,胞壁的位错重新排列和抵消,使胞壁减薄而逐渐变锋锐,最终转化为亚晶。当片层 α 厚度为 500 nm 左右,即与位错胞尺寸相当时,在片层 α 厚度方向由 1 个位错胞组成,又由于高温回复多边形过程,散漫的胞壁逐渐平直形成亚晶界,将片层 α 分割成“竹节状”,如图 5(b)所示。从图 5(c)中可以看出,当片层 α 厚度增至 1 100 nm 左右时,片层 α 厚度方向由几个亚晶粒组成。钛合金属于高层错合金,在高温变形过程中动态回复过程往往比动态再结晶过程快^[6],因而 TC21 钛合金片层 α 中 α/α 亚晶界主要以动态回复形式形成。SESHACHARYULU 等^[10-12]在对超低碳 Ti-6Al-4V 合金的热变形研究后,认为 Ti-6Al-4V 合金 α 片层的球化过程是一种动态再结晶,片层 α 经较大变形后,其内部再发生剪切变形,沿着剪切线形成位错,随后由于动态回复形成亚晶界。在本次实验

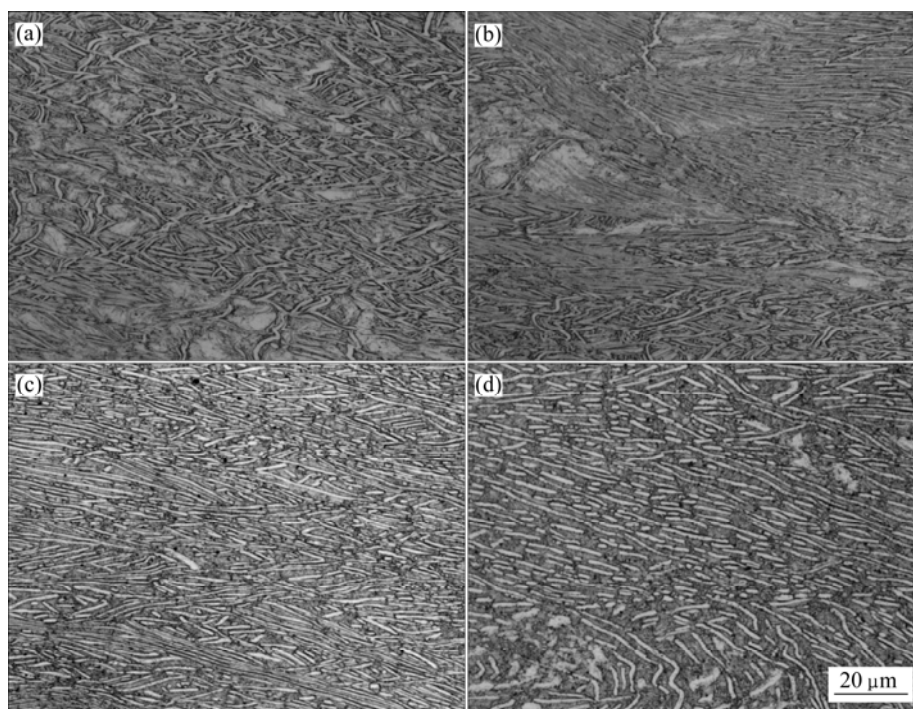


图 4 应变为 0.92、不同变形温度下 TC21 钛合金的显微组织

Fig.4 Microstructures of TC21 titanium alloy at strain of 0.92 and different deformation temperatures: (a) 870 °C; (b) 910 °C; (c) 950 °C; (d) 990 °C

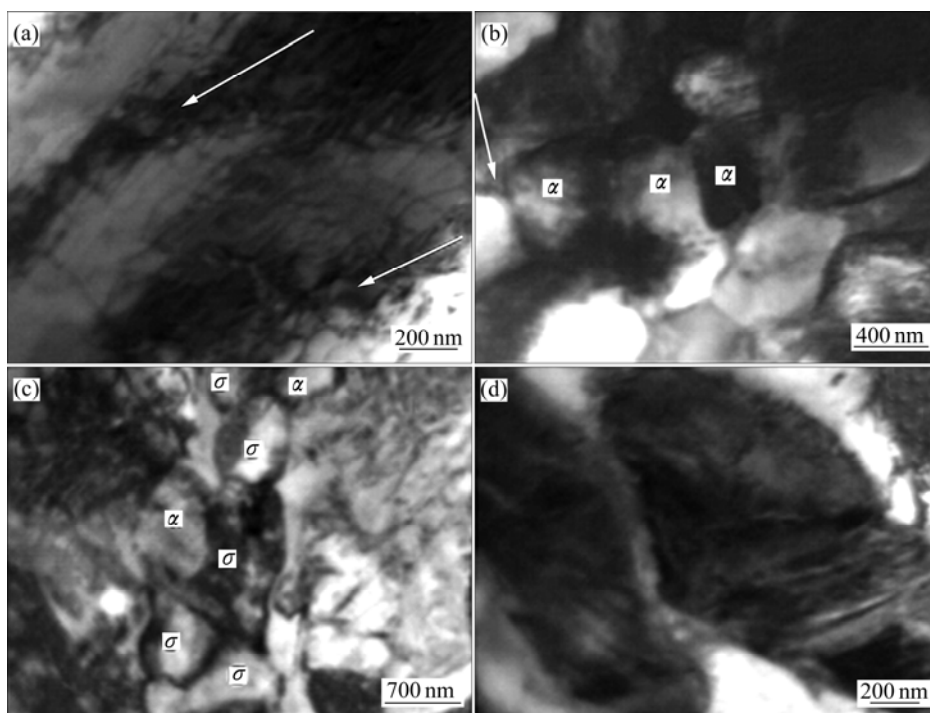


图 5 TC21 钛合金经温度为 990 、应变为 0.92 变形后的 TEM 像

Fig.5 TEM images of deformed TC21 titanium alloy at temperature of 990 and strain of 0.92: (a) Dislocation cell; (b), (c) Sub-structure in α lamellae; (d) Shearing along sub-structure

中, 具有片层 α 的 TC21 合金热轧变形中没有发现 SESHACHARYULU 等^[10-12]所描述动态再结晶现象。

TC21 钛合金片层 α 相中 α/α 亚晶界面形成的另一种形式是通过晶界滑移形成, 如图 5(d)所示, 当 α 片层内的位错不均匀分布时, 该片层发生剪切^[6], 部分晶界发生滑移和错移, 形成亚晶界; 从图 5 可以看出, 片层 α 在较大变形条件下发生剪切和错移。

2.2.2 片层 α 相解体及球化过程

α 片层断裂及球化是一个复杂的过程, 目前, 对于球化机制并没有统一的模型。WESS 等^[13]和 STEFANSSON 等^[14]提出了晶界分离模型, SESHACHARYULU 等^[10-12]提出了动态再结晶模型, POTHS 等^[15]认为该过程类似于几何动态再结晶^[16-17]模型。本文作者观察到片层 α 相解体及球化过程与 WESS 等^[13]提出的晶界分离模型类似。首先, 由于剪切力或动态回复, 形成亚晶界; 然后, 在亚晶界(α/α)和相界(α/β)张力的共同作用下, 在 α/α 和 α/β 交汇处形成热凹槽(如图 5(b)箭头所示), 由于热凹槽的存在, 使得三叉点的二面角 2θ 小于 180° , 使平直的晶界变为锯齿状(见图 5(b)和(c))。热凹槽(锯齿)的形成过程可用示意图 6 表示, 其形成原因可以用式(1)表示:

$$\frac{\gamma_{\alpha/\alpha}}{\gamma_{\alpha/\beta}} = 2 \cos \theta \quad (1)$$

式中: $\gamma_{\alpha/\alpha}$ 和 $\gamma_{\alpha/\beta}$ 分别表示 α/α 界面能和 α/β 界面能; 2θ 是二面角。一般地, $\gamma_{\alpha/\beta}$ 为恒定值, $\gamma_{\alpha/\alpha}$ 越大则二面角越小, 形成的锯齿越深(热凹槽越深); 当亚晶界大于 15° 后, $\gamma_{\alpha/\alpha}$ 值与晶界角大小无关, 即靠增大晶界角促使 α/α 界面分离作用是很有限的。但是, 由于锯齿的存在, 使得三叉点处的二面角 2θ 小于 π , 然后晶界滑移产生。当界面能较高时, 晶界滑移产生; 反之, 当界面能较低时, 晶界滑移驱动力小, 故物质迁移起主导作用。

在 TEM 观察中, 并未发现晶界滑移, 因而在该实验条件下, α/α 界面分离以物质迁移为主。由于热凹槽的存在, 在近邻或远离热凹槽处形成化学势梯度, 该梯度的存在驱使物质发生迁移, 进而远离热凹槽, 故二面角进一步减小, β 相楔入加深, 最终穿过 α 片

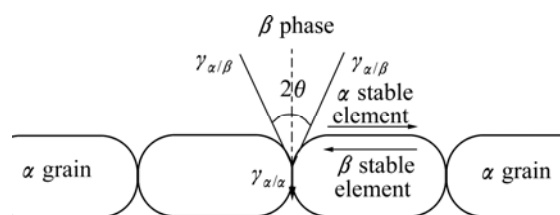


图 6 三叉点处界面和亚晶面张力平衡图

Fig.6 Surface tension balance of interphase interface and sub-boundary

层。当变形温度较高时,元素扩散速率大,故在较高温度,更易发现 α 片层发生断裂、球化。

3 结论

1) 加工温度、变形量对具有片层 α 的 TC21 钛合金组织有显著影响:当加工温度为 990 °C、应变不小于 0.51 时,片层 α 相发生断裂、球化;当应变为 0.92,加工温度不小于 950 °C 时,片层 α 相发生断裂、球化;当变形温度低于 910 °C 时,片层 α 相发生弯曲、扭折。

2) 片层 α TC21 钛合金球化过程通过动态回复或是晶界滑移使得片层 α 中形成 α/α 界面;在高温时,由于相界面表面张力与亚晶界表面张力作用,在 α/α 界面和 α/β 界面交汇处形成热凹槽, β 相沿热凹槽楔入片层 α ,片层 α 解体;通过物质末端迁移,发生球化。

REFERENCES

- [1] 赵永庆,曲恒磊,冯亮,杨海英,李辉,张颖楠,郭红超,黄定坤. 高强高韧损伤容限型钛合金 TC21 研制[J]. 钛工业进展, 2004, 21(1): 22–24.
ZHAO Yong-qing, QU Heng-lei, FENG Liang, YANG Hai-ying, LI Hui, ZHANG Ying-nan, GUO Hong-chao, HUANG Ding-kun. Research on high strength, high toughness and high damage-tolerant titanium alloy-TC21[J]. Titanium Industry Progress, 2004, 21(1): 22–24.
- [2] 曹春晓. 选材判据的变化与高损伤容限钛合金的发展[J]. 金属学报, 2002, 38(S): 4–11.
CAO Chun-xiao. Change of material selection criterion and development of high damage-tolerant titanium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(S): 4–11.
- [3] QU Heng-lei, ZHOU Yi-gang, ZHOU Lian. Relationship among forging technology, structure and properties of TC21 alloy bars[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2005, 15(5): 1120–1124.
- [4] 王新南,朱知寿,董路,周宇,周晓虎,俞汉清. 锻造工艺对 TC4-DT 和 TC21 损伤容限型钛合金疲劳裂纹扩展速率的影响[J]. 稀有金属快报, 2008, 27(7): 12–16.
WANG Xin-nan, ZHU Zhi-shou, TONG Lu, ZHOU Yu, ZHOU Xiao-hu, YU Han-qing. The influence of forging processing on fatigue crack propagation rate of damage-tolerant titanium alloy[J]. Rare Metals Letters, 2008, 27(7): 12–16.
- [5] 陈军,曲恒磊,赵永庆,冯亮,李辉. TC21 合金锻件的显微组织和性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(S3): 307–310.
CHEN Jun, QU Heng-lei, ZHAO Yong-qing, FENG Liang, LI Hui. The microstructure and properties of TC21 titanium alloy forging[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(S3): 307–310.
- [6] 张利军,田军强,周中波,寇宏超,朱知寿. 热处理制度对 TC21 钛合金锻件组织及力学性能的影响[J]. 中国材料进展, 2009, 28(9/10): 84–87.
ZHANG Li-jun, TIAN Jun-qiang, ZHOU Zhong-bo, KOU Hong-chao, ZHU Zhi-shou. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical performances of TC21 titanium alloy forgings[J]. Materials China, 2009, 28(9/10): 84–87.
- [7] ZONG Y Y, SHAN D B, LU Y. Microstructural evolution of a Ti-4.5Al-3Mo-1V alloy during hot working[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41(12): 3753–3760.
- [8] SEETHARAMAN V, SEMIATIN S L. Effect of the lamellar grain size on plastic flow behavior and microstructure evolution during hot working of a gamma titanium aluminide alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2002, 33: 3817–3830.
- [9] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, WEISS I. Flow behavior and globularization kinetics during hot working of Ti-6Al-4V with a colony alpha microstructure[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 263(2): 257–271.
- [10] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, MORGAN J T, MALAS J C, FRAZIER W G. Hot deformation mechanisms in ELI grade Ti-6Al-4V[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(3): 283–288.
- [11] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIERAND W G, PRASAD Y V R K. Hot deformation and microstructural damage mechanisms in extra-low interstitial(ELI) grade Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 279(1/2): 289–299.
- [12] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIERAND W G, PRASAD Y V R K. Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti-6Al-4V with lamellar starting structure[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 325(1/2): 112–125.
- [13] WESS I, FROES F H, EYLON D, WELSCH G E. Modification of alpha morphology in Ti-6Al-4V by thermomechanical processing[J]. Metallurgical Transactions A, 1986, 17(11): 1935–1947.
- [14] STEFANSSON N, SEMIATIN S L, EYLON D. The kinetics of static globularization of Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(11): 3527–3534.
- [15] POTHS R M, ANGELL G B, WYNNE P, RANINFORTH W M, SEMIATIN S L. Effect of strain reversal on the dynamic spheroidization of Ti-6Al-4V during hot deformation[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(9): 2993–3001.
- [16] SOLBERG J K, MCQUEEN H J, RYUM N, NES E. Influence of ultra-high strains at elevated temperatures on the microstructure of aluminium[J]. Phils Mag A, 1989, 60: 447–471.
- [17] BLUM W, ZHU Q, MERKEL R, MCQUEEN H J. Geometric dynamic recrystallization in hot torsion of Al-5Mg-0.6Mn (Al5083)[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 205: 23–30.

(编辑 李艳红)