

TA15 钛合金近 β 变形三态组织中片状 α 演化规律

马 超, 孙志超, 韩飞孝, 杨 合

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘 要: 近 β 变形+热处理工艺为 TA15 钛合金获得三态组织提供了一种可行途径, 作为三态组织的重要组成部分并决定其损伤容限性能的片状 α 是在近 β 变形和后续热处理共同作用下产生的, 其演化过程十分复杂, 而三态组织对各相特别是片状 α 的含量和形态要求苛刻。本研究采用热模拟压缩实验和定量金相实验研究了不同近 β 变形条件下(变形温度、变形程度和应变速率) TA15 钛合金变形+高低温强韧化热处理(950 °C/100 min/WQ+800 °C/8 h/AC)后微观组织演化行为, 揭示了组织中片状 α 含量和形貌的演化规律; 在此基础上, 以高损伤容限性能为目标, 研究确定了获得满足三态组织要求并具有优异断裂性能的片状 α 近 β 变形条件区间; 实验和理论分析表明: 针对 TA15 钛合金, 在所确定的近 β 变形区间内可以获得性能优异的三态组织。研究结果可为 TA15 钛合金通过近 β 变形工艺获得三态组织和性能优化的片状 α 提供指导。

关键词: TA15 钛合金; 三态组织; 近 β 锻造; 热处理; 片状 α

中图分类号: TG146.2*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)07-1661-07

TA15 钛合金因具有优异的综合力学性能, 在航空、航天、船舶等领域得到广泛应用, 如飞机隔板、机匣等^[1, 2], 作为先进飞机等关键承力构件(如 TA15 大型整体隔板), 因其服役环境恶劣, 不但要求高精度, 更要求具有优异的综合性能(具备好的塑性, 特别是要求具有高的热强性和断裂韧性)。西北工业大学周义刚等^[3]提出了通过近 β 锻造+后续热处理的工艺方法, 可获得由 20% 等轴 α 、50%~60% 片状 α 和 β 转变基体组成的三态组织, 满足了上述力学性能的要求。

三态组织中的等轴 α 与 β 与转变基体没有固定的位相关系, 位错很容易找到可开动的滑移面, 对变形起协调作用, 使三态组织具有较高塑性; 同时三态组织中占总含量 50%~60% 的片状 α , 对钛合金的损伤容限性能(断裂韧性、疲劳裂纹扩展速率和抗蠕变性能等)产生至关重要的作用。文献[4]认为高损伤容限钛合金的力学性能主要取决于片状组织的原始 β 晶粒直径、 α 集束尺寸和片状 α 厚度。李士凯认为 α 集束尺寸的减小导致有效滑移长度的减小, 进而导致屈服应力、延展性能、低周疲劳强度的增加和微裂纹扩展速率的减小; 随片状 α 厚度增加, 断裂韧性增加^[5]。文献[6]证实以粗网篮为基体的双态组织的低周疲劳寿命高于等轴组织, 因为片状 α 的宽长比影响裂纹的扩

展, 当片厚大于某一临界值时, 裂纹难以穿过 α 片而被迫改变方向。文献[7]认为片状 α 尺寸越大, 就越容易使裂纹在扩展过程中发生大角度偏转, 从而吸收较多的能量, 则 K_{IC} 值越高, 并且随片层 α 构成的网篮组织含量的增加其蠕变性能呈现不断提高的趋势。沙爱学等证实随条片 α 厚度的增加, 冲击韧性明显增加^[8]。三态组织中片状 α 之间的 β 转变组织, 使得片状 α 集束尺寸降低为单个次生片状 α 的厚度, 片状 α 的形貌(厚度、含量和混乱程度)将对钛合金的屈服应力、延展性能、低周和高周疲劳性能产生显著影响。因此, 如何实现对片状 α 含量和形貌的控制成为获得高损伤容限的片状 α 组织和综合力学性能优异三态组织的关键。

本研究的钛合金三态组织中片状 α 是在近 β 变形(水冷)和高低温强韧化热处理(如, 950 °C/100 min/WQ + 800 °C/8 h/AC)等复杂热加工条件下产生的, 受到近 β 变形条件和热处理的耦合作用, 使得片状 α 演化复杂, 控制难。不同的近 β 变形历史使得水冷后马氏体中位错密度和储存的畸变能不同, 从而导致后续热处理过程中片状 α 的形貌(厚度、长度和混乱程度)和含量各不相同, 进而将使得三态组织无法获得或力学性能无法满足的要求; 而三态组织对各相

收稿日期: 2014-07-16

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(“973”计划)(2010CB731701); 国家自然科学基金重点/面上项目(50935007, 51275560); 教育部“新世纪优秀人才支持计划(NCET-12-0468); “111”引智计划(B08040)

作者简介: 马 超, 男, 1985 年生, 硕士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88460212, E-mail: zcsun@nwpu.edu.cn

特别是片状 α 的含量和形态要求极为苛刻，因而迫切需要研究探明近 β 变形和后续热处理中片状 α 的演化规律。

Weixin Yu 等研究了 Ti-6Al-4V 两相区锻造(空冷)时变形参数对次生片状 α 形态和含量影响，发现随变形程度的增大，次生条片 α 轴比减小，含量增大；随变形温度的升高次生条片 α 含量增大^[9]。D. He 等研究了 TA15 钛合金在 β 相区变形(1050 °C)，应变速率和冷却方式对伯氏取向关系和组织形态的影响，发现随冷却速率的增加，条片 α 变细变短；随应变速率的增加，条片 α 的长度增加^[10]。T. Seshacharyulu 等研究了应变速率对 Ti-6Al-4V 合金 β -(α + β)转变机制和微观组织形态的影响，发现在低应变速率($<0.1 \text{ s}^{-1}$)下，形成条片 α ；在高应变速率($1\sim 100 \text{ s}^{-1}$)下，形成等轴 α ^[11]。P. Wanjara 研究了等温变形对近 α 钛合金 IMI834 微观组织演化的影响，在应变速率 $1\sim 0.001 \text{ s}^{-1}$ ，随应变速率的降低和温度的升高， β 晶粒再结晶尺寸增加^[12]。上述对于片状组织演化研究主要集中在 β 单相区变形和热处理，或在两相区变形片层组织的球化机制等方面，而近 β 相区变形条件对钛合金热处理后片状 α 演化规律，特别是针对三态组织形成过程中条片 α 的演化和控制尚缺乏认识。

因此，本研究拟通过热模拟压缩试验和定量金相试验，探明不同近 β 变形对高低温强韧化热处理后 TA15 钛合金中片状 α 演化规律，确定获得满足三态组织力学性能要求的合理的片状 α 成形区间。本研究将为通过近 β 变形工艺获得性能优异的三态组织提供依据。

1 实 验

试验用原材料为上海宝钢特殊钢分公司提供的尺寸为 380 mm×170 mm×80 mm 的 TA15 钛合金扁材，炉号为 243-0500，相变点为 990 °C。扁材原始组织为等轴组织(图 1)，通过定量测量其平均晶粒直径为 8.2 μm ，平均晶粒面积为 55.2 μm^2 ，含量约为 52%，平均轴比为 2.0。

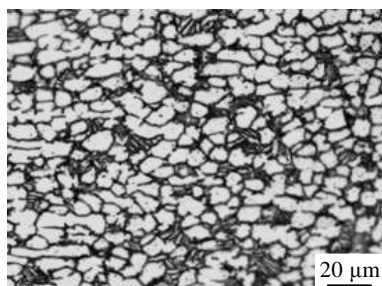


图 1 原始扁材微观组织

Fig.1 Microstructure of original blank^[13]

将扁材加工成 $\Phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的圆柱体试样，在 Gleeble-3500 热模拟试验机进行压缩试验，压缩结束后立即水冷。热模拟压缩试验中变形温度分别为：965，970，975，980 °C；变形程度分别为：20%，35%，50%，65%；应变速率分别为：0.01，0.1， 1 s^{-1} ，试样排序 1-48 号(如表 1 所示^[13])。后续热处理制度：高低温强韧化处理(950 °C/100 min/WQ+800 °C/8 h/AC)。根据体视学原理^[14]，利用 Image-Prop Plus 5.0 图像分析软件，不同视场片状 α 平均厚度来表征片状 α 厚度，用体积分数来表征片状 α 含量，完成定量金相分析试验。

2 结果与分析

2.1 近 β 变形温度对片状 α 含量和形貌的影响

图 2a、2b、2c、2d 分别对应根据方案 5、17、29、41 变形并经过 950 °C/100 min/WQ +800 °C/8 h AC 热处理后的微观组织。图 3 和图 4 分别为不同变形温度下片状 α 的厚度和含量。由图 2 和图 4 可以看出随近 β 变形温度的升高，片状 α 含量明显增加，长度也由 7.32 μm 增加到 11.28 μm ；一方面是因为随着变形温度的升高，组织中初始等轴 α 的含量降低^[15]，初始等轴 α 的含量与条状 α 的含量成反相关系，经过热处理后组织中片状 α 的含量明显提高；另一方面由于近 β 温度较高，在变形过程中发生了动态再结晶，且变形温度越高， β 相动态再结晶越充分^[16]，使得 β 相中位错密度减少，片状 α 形核后便迅速长大，由于厚度方向与 β 相的界面为半共格界面^[17]，厚度方向增大的速率远小于长度方向的增大速率，所以片状 α 随温度的升高长度增加。

表 1 热模拟压缩试验编号

Table 1 Test number of compression tests^[13]

Deformation temperature/°C	Deformation degree/%	Strain Rate/s ⁻¹	No.
965	20	0.01, 0.1, 1	1, 2, 3
965	35	0.01, 0.1, 1	4, 5, 6
965	50	0.01, 0.1, 1	7, 8, 9
965	65	0.01, 0.1, 1	10, 11, 12
970	20	0.01, 0.1, 1	13, 14, 15
970	35	0.01, 0.1, 1	16, 17, 18
970	50	0.01, 0.1, 1	19, 20, 21
970	65	0.01, 0.1, 1	22, 23, 24
975	20	0.01, 0.1, 1	25, 26, 27
975	35	0.01, 0.1, 1	28, 29, 30
975	50	0.01, 0.1, 1	31, 32, 33
975	65	0.01, 0.1, 1	34, 35, 36
980	20	0.01, 0.1, 1	37, 38, 39
980	35	0.01, 0.1, 1	40, 41, 42
980	50	0.01, 0.1, 1	43, 44, 45
980	65	0.01, 0.1, 1	46, 47, 48

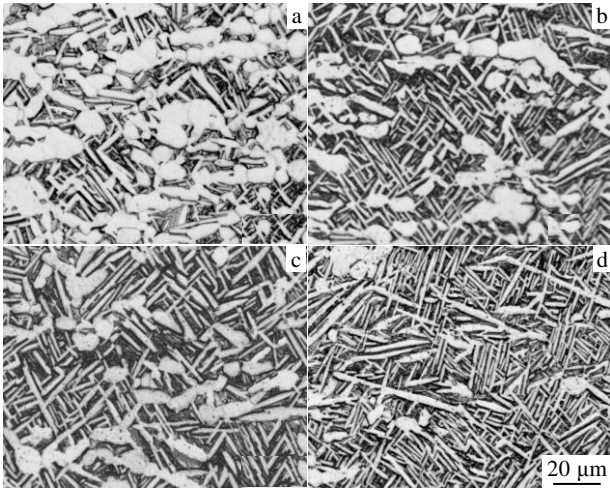


图 2 不同温度变形+950 °C/100 min/WQ +800 °C/8 h/AC 热处理后微观组织

Fig.2 Microstructures after deformation at different temperatures and 950 °C/100 min/WQ +800 °C/8 h/AC: (a) 965 °C, 35%, 0.1 s⁻¹; (b) 970 °C, 35%, 0.1 s⁻¹; (c) 975 °C, 35%, 0.1 s⁻¹; (d) 980 °C, 35%, 0.1 s⁻¹

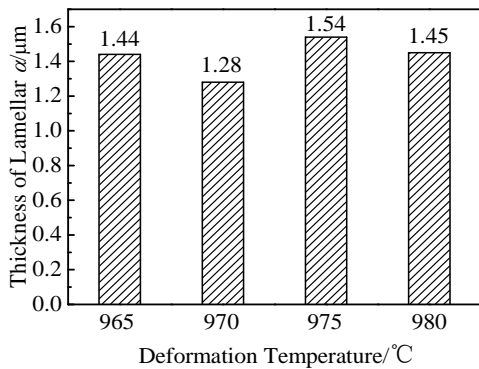


图 3 不同变形温度条件下片状 α 平均厚度

Fig.3 Average thickness of lamellar α at different deformation temperatures

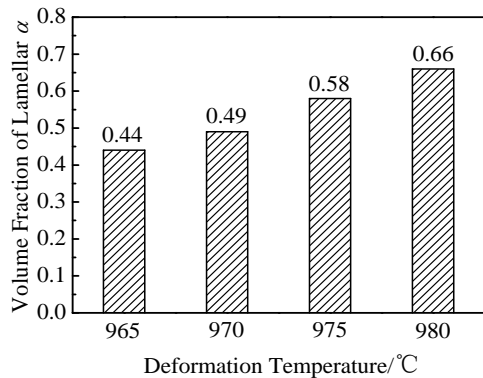


图 4 不同变形温度条件下片状 α 平均含量

Fig.4 Average volume fraction of lamellar α at different deformation temperatures

由图 3 可知变形温度为 965、970、975、980 °C 时, 片状 α 平均厚度分别为 1.44、1.28、1.54、1.45 μm 。可见, 近 β 变形温度并不是影响片状 α 厚度的主要因素。由图 4 可知, 当变形温度为 965、970、975、980 °C 时, 热处理后片状 α 含量分别为 44%、49%、58%、66%, 在近 β 温度范围内变形, 变形温度每增加 5 °C, 片状 α 含量约增加 5%~8%。

2.2 变形量对片状 α 含量和形貌的影响

图 5a、5b、5c、5d 分别对应根据试验方案 15、18、21、24 变形并经过 950 °C/100 min/WQ +800 °C/8 h AC 热处理后的微观组织。图 6 和图 7 分别为不同变形量条件下片状 α 的厚度和含量。由图 5 和图 7 可以看出, 片状 α 含量和混乱程度随变形量的增加而增大。这主要因为随变形量的增加, 变形中储存的变形能和 β 相中的晶体缺陷密度增加^[16], 位错和晶界提供了大量的片状 α 形核中心, 在随后的热处理中片状 α 含量有所增加, 且分布更加混乱。

由图 6 可知, 随变形量的增加, 片状 α 的平均厚度减小, 主要是因为随变形量的增加, β 相中的晶体缺陷密度增加, 导致片状 α 的形核率增加, 而在相同变形时间内形核率的大小决定片状 α 厚度, 可以认为片状 α 的形核率和厚度存在反比关系^[18]。

2.3 应变速率对片状 α 形貌和含量的影响

图 8a、8b、8c 分别对应根据试验方案 31、32、33 变形并经过 950 °C/100 min/WQ +800 °C/8 h/AC 热处理后的微观组织。图 9 和图 10 分别为不同应变速率

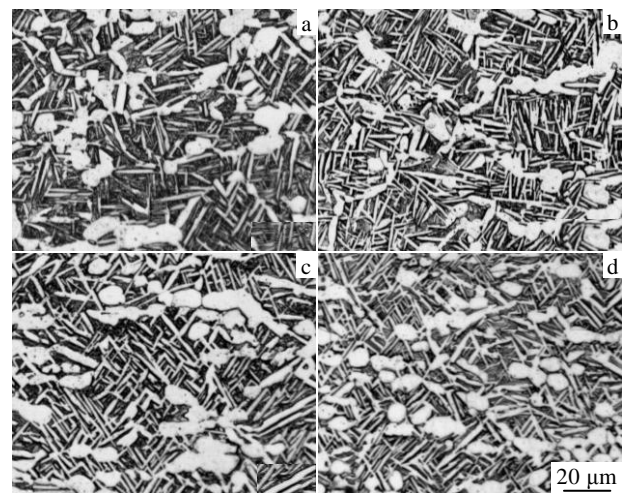


图 5 不同变形量变形+950 °C/100 min/WQ +800 °C/8 h/AC 热处理后微观组织

Fig.5 Microstructures after deformation with different degrees and 950 °C/100 min/WQ +800 °C/8 h/AC: (a) 970 °C, 20%, 1 s⁻¹; (b) 970 °C, 35%, 1 s⁻¹; (c) 970 °C, 50%, 1 s⁻¹; (d) 970 °C, 65%, 1 s⁻¹

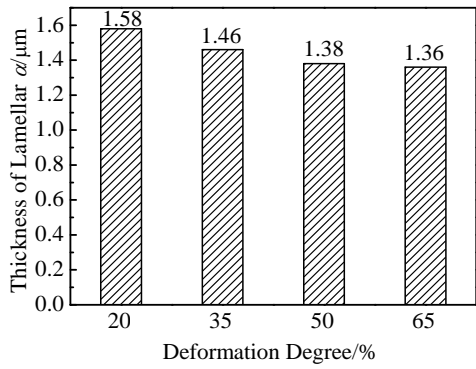


图 6 不同变形量条件下片状 α 平均厚度

Fig.6 Average thickness of lamellar α under different deformation degrees

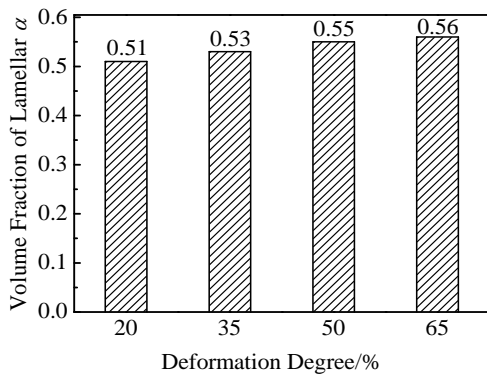


图 7 不同变形量条件下片状 α 平均含量

Fig.7 Average volume fraction of lamellar α under different deformation degrees

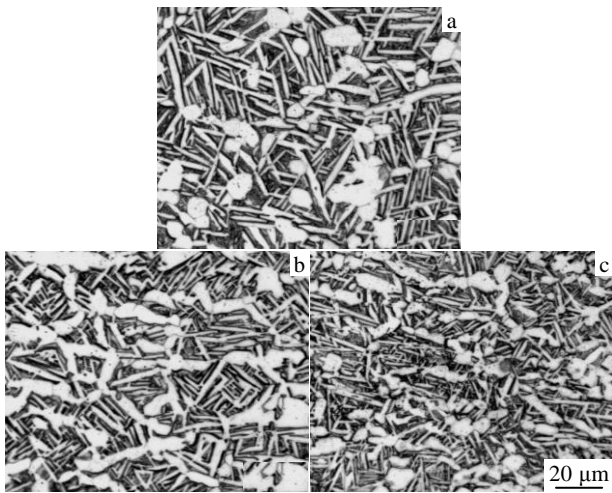


图 8 不同应变速率变形+950 °C/100 min/WQ+800 °C/8 h/AC 热处理后微观组织

Fig.8 Microstructures after deformation at different strain rates and 950 °C/100 min/WQ+800 °C/8 h/AC: (a) 975 °C, 50%, 0.01 s⁻¹; (b) 975 °C, 50%, 0.1 s⁻¹; (c) 975 °C, 50%, 1 s⁻¹

下片状 α 的厚度和含量。由图 8 和图 9 可以看出随应变速率的增加, 片状 α 厚度减小, 长度由 9.82 μm 减小到 6.27 μm , 数量增加。随着应变速率的增加, β 相中的位错密度和晶体缺陷增加, 为片状 α 在 β 晶界和 α 晶界形核提供了良好的条件, 在后续的热处理过程中片状 α 核心在 β 晶粒内部生长, 片状 α 数量明显增加, 而片状 α 的生长最终贯穿整个 β 晶粒或与其他部位生长的片状 α 接触, 所以片状 α 的长度变短。由图 10 可以看出, 片状 α 的含量随应变速率的增加变化不大。

2.4 满足三态组织要求的性能优异的片状 α 成形区间

三态组织对各相的含量和形貌要求苛刻, 文献 [3, 19]证实, 片状 α 含量在 50%~60%时, 钛合金能够在不降低稳定性的前提下, 提高材料的高温性能、低周疲劳性能和断裂韧性, 在改善性能的同时提高使用温度。为此首先将片状 α 含量 50%~60%作为目标值。图 11 为通过近 β 锻造+后续热处理获得的钛合金组织中片状 α 的含量。可见, 变形温度为 965 °C 时片状 α 含量大多集中在 40%~50%之间; 970 °C 时片状 α 含量大多集中在 42%~53%之间; 975 °C 时片状 α 含量大多

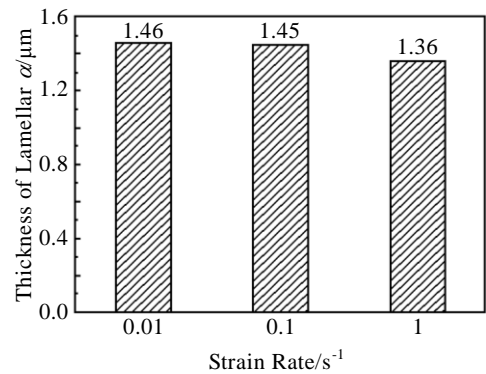


图 9 不同应变速率条件下片状 α 平均厚度

Fig.9 Average thickness of lamellar α at different strain rates

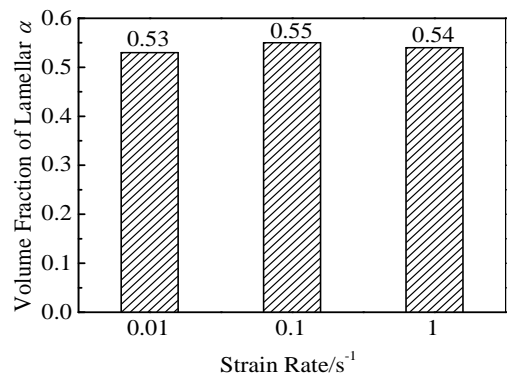


图 10 不同应变速率条件下片状 α 平均含量

Fig.10 Average volume fraction of lamellar α at different strain rates

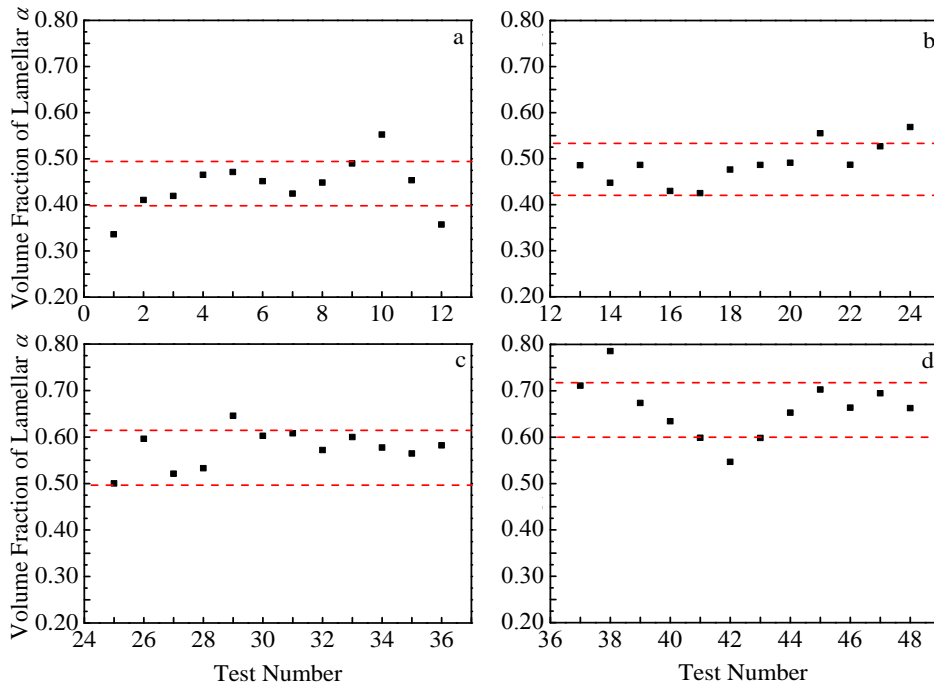


图 11 不同实验方案下片层 α 含量

Fig.11 Volume fraction of lamellar α : (a) No.1~No.12 at 965 °C; (b) No.13~No.24 at 970 °C; (c) No.25~No.36 at 975 °C; (d) No.37~No.48 at 980 °C

集中在 50%~60% 之间; 980 °C 时片状 α 含量大多集中在 60%~72% 之间。通过分析发现满足片状 α 含量的合理近 β 变形温度区间为 970~975 °C; 结合变形量和应变速率对片状 α 厚度、长度和混乱程度的影响, 确定了合理的变形量区间为 50%~60%, 应变速率区间为 0.01~0.1 s⁻¹。

图 12 为采用本研究所确定成形区间 (变形温度: 970~975 °C; 变形量: 50%~60%; 应变速率: 0.01~0.1 s⁻¹) 试验获得的钛合金微观组织, 定量金相测量表明: 组织由含量为 15%~20% 等轴 α 、45%~65% 的片状 α 和 β 转变组织构成, 满足三态组织对各相组分的要求。同时可以看出该成形区间内获得的三态组织中片状 α 分布混乱, 这种大量网篮交织的片状 α 不仅会增加相界面, 导致裂纹路径曲折、分枝多, 具有好的断裂韧性; 而且能提高钛合金的强度和抗蠕变能力。这是由于片状 α 的混乱交织, 使得裂纹不能像在等轴组织中那样平直地穿过 β 转变基体中的魏氏 α 相, 只能沿着 α/β 相界面扩展或穿过集束 α ; 若 α 集束的位相与主裂纹扩展方向相近, 裂纹沿 α 片间通过; 若 α 集束的位向与主裂纹走向不一致, 裂纹穿过集束, 但裂纹扩展至集束边界, 产生停滞效应或被迫改变方向^[16]。这表明: 本区间内获得的片状 α 的性能较优, 使得三态组织具有较高的损伤容限性能 (断裂韧性、抗疲劳裂纹扩展速率)。

图 13 和表 2 分别为周义刚^[3]、朱景川^[20]、王宝善^[21]和郭双双^[22]通过不同热加工工艺获得的三态组织和综合力学性能。对比发现获得的三态组织 (图 12) 和图 13 中的组织形态相似, 且三态组织中片状 α 的含量和混乱程度大于图 13b 和图 13c 的微观组织。研究证明: 通过近 β 锻造获得的片状 α 含量较高, 且片状

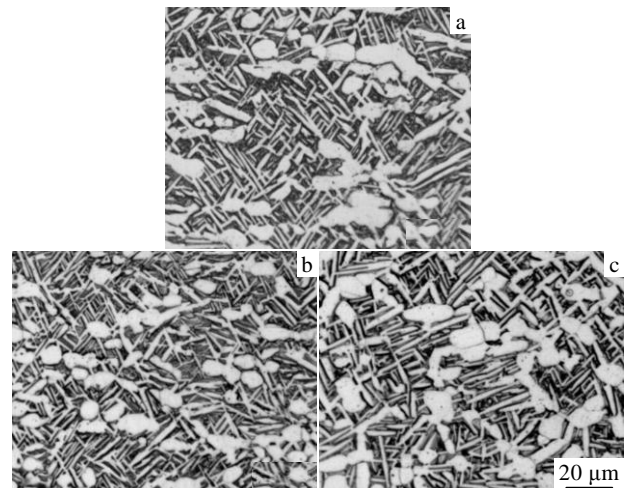


图 12 不同近 β 变形+950 °C/100 min/WQ +800 °C/8 h/AC 热处理后微观组织

Fig.12 Microstructures after different near β deformations and 950 °C/100 min/WQ +800 °C/8 h/AC: (a) 970 °C, 65%, 0.01 s⁻¹; (b) 970 °C, 65%, 0.1 s⁻¹; (c) 975 °C, 65%, 0.01 s⁻¹

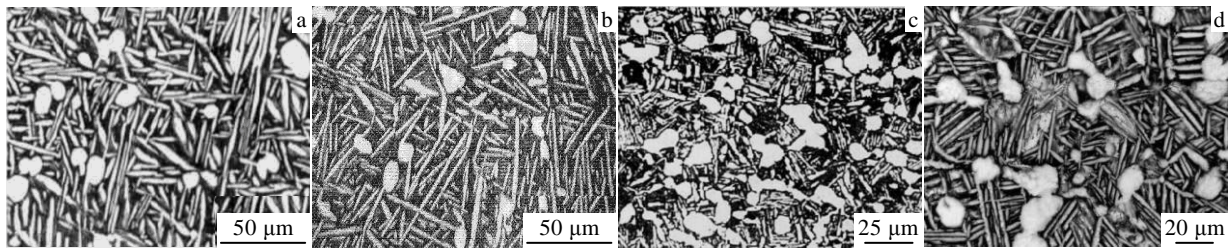


图 13 不同热加工工艺获得的三态组织

Fig.13 Tri-modal microstructures from different processes^[3,20,21,22]

表 2 不同热加工工艺获得三态组织的综合力学性能

Microstructure	Room-temperature strength, R_m /MPa	High-temperature (500 °C) strength, R_m /MPa	Elongation Z/%	Impact toughness/ J cm ⁻²	Fracture toughness/ MPa m ^{1/2}
Fig.13a ^[3]	1098	774	16.8	-	88.6
Fig.13b ^[20]	1105	753	15.96	45.44	-
Fig.13c ^[21]	935-980	645~660	14~16	-	84.4~97.7
Fig.13d ^[22]	937	525	21.9	43.3	95.15

α 更加混乱、交织，大幅度提高了钛合金的室温、高温强度和高温持久性能^[23]。通过对比组织形貌（图 12 和图 13）和综合力学性能（表 2），可知，在所得成形区间（变形温度：970~975 °C；变形量：50%~60%；应变速率：0.01~0.1 s⁻¹）内形成的三态组织综合力学性能优异。

3 结 论

1) 近 β 变形温度对片状 α 形貌和含量有明显影响：随着变形温度的提高，片状 α 长度增加。变形温度每增加 5 °C，片状 α 含量约增加 5%~8%。

2) 随变形量的增大，片状 α 含量有增加趋势，片状 α 分布更加混乱，片状 α 厚度减小。

3) 随应变速率的增大，片状 α 厚度和长度均减小，片状 α 数量增多，但片状 α 含量变化不大。

4) 确定了获得满足三态组织要求并具有优异断裂性能的片状 α 近 β 变形条件区间为：变形温度 970~975 °C，变形量 50~65%，应变速率 0.01~0.1 s⁻¹。

参考文献 References

[1] Li Xingwu(李兴无), Sha Aixue(沙爱学), Zhang Wangfeng(张旺峰). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2003, 20(4-5): 90

[2] Wang Jinyou(王金友), Ge Zhiming(葛志明), Zhou Yanbang(周彦邦). *Aeronautical Titanium Alloys*(航空用钛合金)[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1985

[3] Zhou Yigang(周义刚), Zeng Weigong(曾卫东), Yu Hanqing

(俞汉清). *Engineering Science*(中国工程科学)[J], 2001, 3(5): 61.

[4] Cao Chunxiao(曹春晓). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(s): 4

[5] Li Shikai(李士凯), Hui Songxiao(惠松晓) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(5): 786

[6] Zhou Yigang(周义刚), Zhang Baochang(张宝昌). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 1989, 110(1): A61

[7] Hong Quan(洪权), Zhang Zhenqi(张振祺), Yang Guanjun(杨冠军). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(s): 135

[8] Sha Aixue(沙爱学), Li Xingwu(李兴无), Chu Junpeng(褚俊鹏) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2006, 30(1): 26

[9] Yu Weixin, Li M Q, Luo Jiao. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010(527): 4210

[10] He D, Zhu J C, Zaefferer S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 549: 20

[11] Seshacharyulu T, Dutta B. *Scripta Materialia*[J], 2002, 46(9): 673

[12] Wanjara P, Jahazi M, Monajati H et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 416: 300

[13] 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

[14] Wang Kaixuan(王凯旋), Zeng Weidong(曾卫东), Shao Yitao

- (邵一涛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(3): 398
- [15] Xiong Aiming(熊爱明), Chen Shenghui(陈胜晖), Huang Weichao(黄维超) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(6): 447
- [16] Li Ping(李萍), Xue Kemin(薛克敏), Lü Yan(吕炎) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(2): 145
- [17] Wang Gang(王刚), Xu Dongsheng(徐东生), Yang Rui(杨锐). *Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 2009, 58(s1): 343
- [18] Zhichao Sun, Shuangshuang Guo, He Yang. *Acta Materialia* [J], 2013, 61: 2057
- [19] Zhou Yigang(周义刚), Zeng Weidong(曾卫东), Li Xiaoqin(李晓芹) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 35(1): 45
- [20] Zhu Jingchuan(朱景川) *et al.* *China Patent*, 200910073419.9 (中国国家专利)[P]. 2010
- [21] Wang Baoshan(王宝善), Ma Wenge(马文革), Liu Guangyi(刘广义) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(Suppl.): 385
- [22] Guo Shuangshuang(郭双双). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2013
- [23] Zhang Lijun(张利军), Tian Junqiang(田军强), Chang Hui(常辉). *Forging Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2010, 35(4): 38

Evolution Mechanism of Lamellar α in Tri-Modal Microstructure of TA15 Ti-Alloy during Near β Deformation

Ma Chao, Sun Zhichao, Han Feixiao, Yang He

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

Abstract: Near- β deformation combined with subsequent heat treatment process provides a possible way to obtain the tri-modal microstructure for TA15 Ti-alloy. As an important component of tri-modal microstructure, the evolution of lamellar α , which determines damage tolerance properties, is complex and difficult to control in the process of near β deformation and subsequent heat treatment. At the same time, the tri-modal microstructure has strict requirements on the composition and morphology of final microstructure, especially on lamellar α . In this paper the microstructure evolution behavior of TA15 Ti-alloy after deformation and 950 °C, 100 min, WQ+800 °C, 8 h, AC under different deformation conditions (deformation temperature, deformation degree and strain rate) were investigated via the thermal simulation test and metallographic test. The evolution mechanism of lamellar α in tri-modal microstructure was revealed. Based on the obtained results, taking high damage tolerance as target, the reasonable range of near β deformation condition were determined to obtain lamellar α possessing excellent fracture toughness and microstructure meeting requirement of tri-modal microstructure. Experimental and theoretical analyses show that for TA15 Ti-alloy the tri-modal microstructure of excellent performance could be obtained within the deformation condition range. The results can provide a guide for obtaining the tri-modal microstructure and excellent lamellar α via near- β deformation processing.

Key words: TA15 alloy; tri-modal microstructure; near β forging; heat treatment; lamellar α

Corresponding author: Sun Zhichao, Ph. D., Professor, School of Materials Science, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88460212, E-mail: zcsun@nwpu.edu.cn