



TA15钛合金两相区热变形过程中 $\alpha \rightarrow \beta$ 动态相变行为及热力学评价

张启飞, 金 淼, 王皓宇, 张禹森, 陈 雷, 郭宝峰

(燕山大学 机械工程学院, 秦皇岛 066004)

摘 要: 将TA15钛合金在Gleeble-3800热模拟试验机上进行热压缩试验, 变形温度为800~980 °C。采用扫描电镜(SEM)分析该合金的微观组织演变规律, 结合微观组织定量结果及流变曲线对TA15钛合金热变形过程中热力学进行评价。结果表明: TA15钛合金在两相区热变形时会发生动态相变。动态相变使真实应力-应变曲线呈现明显的流变软化现象, 造成屈服应力显著高于稳态应力。初生 α 相含量对变形温度及应变敏感。随着变形温度温度的升高或应变的增加, 初生 α 相含量降低甚至完全消失, 表明动态相变会造成TA15钛合金相变点降低。TA15钛合金动态相变是一种应力驱动型相变, 该合金发生动态相变的条件是驱动力克服能量势垒。能量势垒数值上等于最小临界驱动力, 且范围约为70~742 J/mol, 而最大驱动力范围约为507~3306 J/mol。最大/最小临界驱动力、能量势垒均随着变形温度的升高而降低。

关键词: TA15钛合金; 流变软化; 动态相变; 应力驱动型; 热力学评价

文章编号: 1004-0609(2022)-11-3331-10

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 张启飞, 金 淼, 王皓宇, 等. TA15钛合金两相区热变形过程中 $\alpha \rightarrow \beta$ 动态相变行为及热力学评价[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(11): 3331-3340. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-43016

ZHANG Qi-fei, JIN Miao, WANG Hao-yu, et al. Behavior and thermodynamic evaluation of $\alpha \rightarrow \beta$ dynamic transformation in TA15 titanium alloy during hot deformation in two-phase regions[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(11): 3331-3340. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-43016

钛合金作为一种综合性能优异的轻质结构材料, 已广泛应用于航空航天等领域^[1-2]。钛合金一般通过热模锻制成所需构件, 如飞机起落架、承力框等^[3]。钛合金锻件因适用场合不同, 对性能要求也不同。钛合金锻件的使用性能受其微观组织影响, 而微观组织对热加工工艺参数(温度、变形量、变形速率等)十分敏感^[4-6]。因此, 钛合金锻件在成形过程中, 获得满足要求的微观组织显得极其重要。而大多数钛合金锻件形状较复杂且尺寸较大, 其各个部位的变形参数、组织状态等均存在一定差异^[6]。为精准获得钛合金锻件在热变形过程中不同

部位的组织演变和性能变化规律, 一般采用不同的试验方法, 如热压缩、热拉伸及热轧制等试验, 并制定不同热工艺参数对钛合金开展研究。如LI等^[7]采用Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al合金在单相区进行热压缩试验, 获得了该材料的最佳热加工区间及组织演化规律, 结果表明随着耗散效率因子的减小, 变形机制转化规律为: 不连续再结晶→连续再结晶→变形带→流动局部化。JIANG等^[8]研究了Ti-6Al-4V合金的高温拉伸行为、断裂机制及组织演变规律, 结果表明动态球化会造成初始等轴 α 相变为由细长及等轴 α 相混合的双套组织, 该过程分为4步: 亚结

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52075474, 51675467, 51675465); 河北省研究生创新项目(CXZZBS2020049)

收稿日期: 2022-03-14; **修订日期:** 2022-04-12

通信作者: 陈 雷, 教授, 博士; 电话: 13315378836; E-mail: chenlei@ysu.edu.cn

构的形成、亚晶界破碎、 β 相的穿透及取向角转换。SUN 等^[9]采用不同规格的 TA15 钛合金坯料研究近 β 锻造过程中不同加载区域的微观组织演变和力学性能, 结果表明应变历史、保温时间和冷却速度的综合影响会造成方坯及舱壁的不同部位的组织出现差异, 而圆柱形样品因保温时间短和冷却速度快, 减弱了应变历史的影响。

近些年, 相关学者采用钛合金在两相区热变形时发现一种特殊的现象, 即 α 相含量随着变形量的增加而减少, 与此同时 β 相含量增加, 这种 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变被称为动态相变^[10-12]。这种现象在较慢速率下热变形时极为突出, 严重时甚至导致 α 相完全溶解^[12-14]。MATSUMOTO 等^[15-16]以 Ti-6Al-4V 合金进行超塑性变形时发现 β 相在 α 相界面析出, 该过程会提高合金的伸长率, 故他们认为动态相变是一种能够增强超塑性行为的重要调节机制。KOIKE 等^[13, 17]研究发现 Ti-5.5Al-1Fe 合金在超塑性变形时初生 α 相含量随着伸长量的增加而降低, 且在 927 °C 拉伸时, 断口附近的初生 α 相完全溶解。LIN 等^[11]采用 Ti55511 合金进行热压缩试验时也发现了动态相变, 且认为动态相变的驱动力是位错堆积引起的变形储存能^[18]。然而 GUO 等^[19]研究表明变形储存能太少并不能克服抑制动态相变发生的能量势垒, 而是由外加应力诱发 $\alpha \rightarrow \beta$ 动态相变。JI 等^[12]研究了初始等轴 α 相晶粒尺寸对 Ti-6Al-4V 合金热变形中动态相变行为的影响, 结果表明具有较大初生等轴 α 相的样品变形协调能力强且相变驱动力大, 进而在热压缩时会造成初生 α 相完全溶解。张启飞等^[14]基于某 TA15 钛合金航空模锻件出现的低倍粗晶问题, 采用同批次原材料开展热压缩试验, 结果表明由于动态相变的作用使 α 相溶入 β 基体中, 该过程会造成 β 晶粒粗化, 进而导致 TA15 钛合金出现低倍粗晶。

目前, 关于钛合金动态相变的研究主要集中在 α 相的含量变化, 部分讨论了其热力学变化。针对 TA15 钛合金这方面的研究甚少, 关于其热力学变化分析更是鲜有涉足。而 TA15 钛合金是一种中等强度钛合金, 常用来制成梁、壁板及支撑框等承力结构件。因此, 亟需研究 TA15 钛合金在两相区热变形过程中动态相变对该材料微观组织变化规律的

影响, 分析该过程中热力学变化规律, 为提高钛合金热加工水平提供理论支撑。

1 实验

试验原材料为 d 300 mm 的 TA15 钛合金锻棒, 名义成分为 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V, 相变点约为 995 °C。图 1 所示为 TA15 钛合金的原始组织。由图 1 可知, 该材料微观组织是由含量超过 55% 的等轴初生 α 相与 β 转变组织组成的等轴组织。

在热模拟试验机上进行热压缩试验, 试验方法及试验装置示意如图 2 所示。由图 2(a) 可知, 升温速率为 10 °C/s, 为保证试验前样品的温度均匀性,

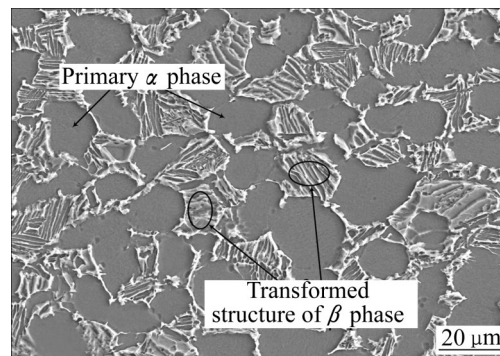


图 1 TA15 钛合金原始组织

Fig. 1 Initial microstructure of TA15 titanium alloy

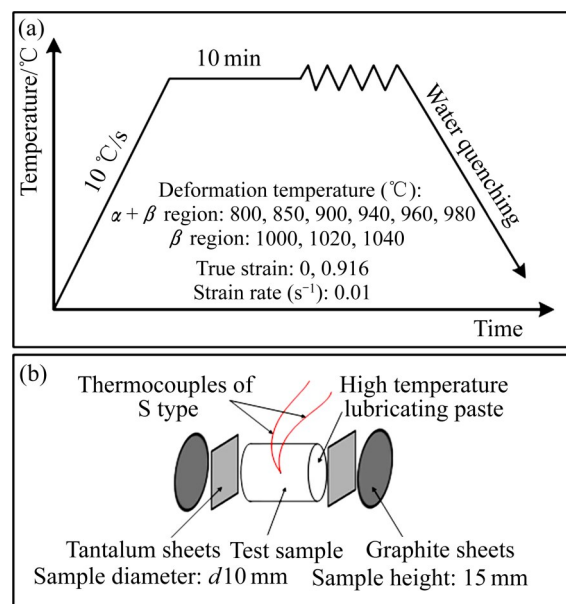


图 2 试验方法及装置示意图

Fig. 2 Graphic illustration of compression tests(a) and schematic diagram of test device(b)

压缩前保温10 min;为获得该材料在相变点以下的组织演变规律,在两相区选取6个变形温度;为获得热变形过程中热力学规律,在单相区选取3个变形温度;真应变分别为0及0.916;应变速率为 0.01 s^{-1} 。

试验样品为 $d 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的小圆棒。试验前在样品两端均匀涂抹高温润滑剂并粘贴0.1 mm厚的钼片及0.1 mm厚的石墨片,目的是降低样品与压头间的摩擦;在样品中部焊接S型Pt/Rh电偶丝是为了接收信号并反馈至计算机,从而控制变形温度,如图2(b)所示。为防止氧气对样品的影响,加热前对工作仓抽真空,随后,注入氩气作为保护气体。样品压缩完毕后,立即水淬。

将压缩后的样品沿压缩方向的中部剖开。在自动磨抛机上研磨处理,随后进行机械化学抛光,抛光试剂是过氧化氢与碱性硅溶胶的混合溶液,其体积比为1:4。获得微观组织前,采用氢氟酸、硝酸及水的混合溶液(体积比为1:6:7)浸蚀约5~15 s。在ZEISS Sigma 500扫描电子显微镜上观察微观组织。所有微观组织均是从样品心部获取,每个样品至少采集3张组织图用于统计分析。使用Photoshop、Image Pro等软件对微观组织中的 α 相标记处理,进而获得 α 相含量。

2 试验结果与分析

2.1 流变曲线及动态软化行为

图3所示为TA15钛合金不同变形条件下真实应力-应变曲线。由图3可知,真实应力-应变曲线均表现出先升高后降低的趋势,且随着变形温度的升高,应力水平逐渐降低。该材料在两相区热变形时,真实应力-应变曲线均呈现出显著的流变软化现象。定义流变软化系数($\Delta\sigma_m$)^[20]如下: $\Delta\sigma_m = (\sigma_{\text{peak}} - \sigma_{\text{steady}}) / \sigma_{\text{peak}}$ 。式中, σ_{peak} 和 σ_{steady} 分别是流变曲线的峰值应力和稳态应力,MPa。取应变为0.916时的应力为稳态应力,采用应变0.2%的偏移规则取屈服应力。图4所示为峰值应力、屈服应力、稳态应力及流变软化系数随温度的变化规律。由图4可知,流变软化系数随变形温度的升高而降低。在相同变形温度下峰值应力最大,屈服应力次之,稳态应力最小。众所周知,合金在高温塑性变

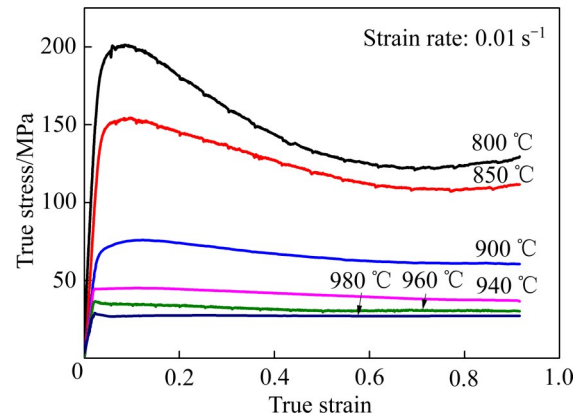


图3 TA15钛合金不同变形温度下真实应力-应变曲线
Fig. 3 True stress-strain curves of TA15 titanium alloy under different deformation temperatures

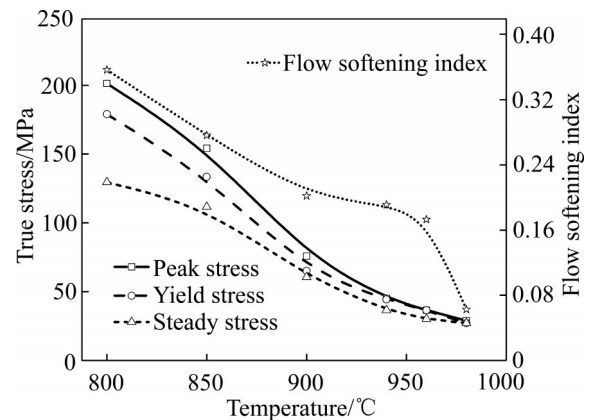


图4 峰值应力、屈服应力、稳态应力及流变软化系数随温度的变化规律
Fig. 4 Variation of peak stress, yield stress, steady stress and flow softening index with deformation temperature

形过程中,由于变形晶粒一直存在,无论多么充分的再结晶也不可能完全消除材料的加工硬化,即原则上真实应力-应变曲线的屈服应力应一直低于稳态应力^[10]。而TA15钛合金在不同温度下热变形时稳态应力均明显低于屈服应力(见图4),这种异常现象表明动态回复、动态再结晶可能并不是造成曲线出现流变软化的主要原因。表1所列为TA15钛合金高温变形过程中产生的变形热。由表1可知,变形热随温度的升高呈降低趋势,且其值远小于与之对应的变形温度,故变形热造成的影响可以忽略不计^[19]。因此,TA15钛合金在热变形过程中必然存在除动态回复、动态再结晶外的其他软化机制。研究表明^[20-21],前述的额外软化机制是由于该材料热变形时发生了动态相变,导致较硬的 α 相转变为

表1 变形热随变形温度的变化规律

Table 1 Variation of temperature rise with deformation temperature

Deformation temperature/°C	Temperature rise/°C
800	8.2
850	6.3
900	3.3
940	2.3
960	1.4
980	1.2

较软的 β 相, 进而造成真实应力-应变曲线出现明显的流动软化现象。

2.2 微观组织分析

图5所示为未变形时不同温度下的微观组织。由图5可知, 初生 α 相尺寸及含量随温度的降低而逐渐增加。图6所示为真实应变为0.916时不同变形温度下的微观组织。由图6可知, 初生 α 相含量及尺寸均与变形温度呈反比。随着变形温度的升高, 初生 α 相含量及尺寸均逐渐减小且其形态趋于等轴化。值得注意的是, 当变形温度为960 °C时, 与图5(e)对比可知, 初生 α 相明显减少, 如图6(e)所示。当变形温度升高至980 °C时, 初生 α 相已完全消失如图6(f)所示, 而试验材料的相变点为995 °C。由表1可知, 该材料在980 °C热变形时的温升仅为1.2 °C, 并未进入单相区。因此, 表明

TA15钛合金在热变形时发生了动态相变, 且动态相变使该材料相变点降低^[12-13, 19], 造成该材料在高于960 °C热变形时初生 α 相接近甚至完全消失, 该现象在Ti-6Al-4V^[12]、Ti-5.5Al-1Fe^[13]等钛合金中也被发现。JI等^[12]认为Ti-6Al-4V合金因发生了动态相变, 使初生 α 相完全溶解, 进而造成该合金相变点下降约45 °C。KOIKE等^[13]表明Ti-5.5Al-1Fe合金在超塑性变形时发生了动态相变, 使断口附近初生 α 相完全消失, 导致该合金相变点降低约70 °C。而针对TA15钛合金, 以0.01 s⁻¹的应变速率进行热变形时, 相变点下降约35 °C。

图7所示为TA15钛合金热变形后初生 α 相含量的变化规律。由图7(a)所示, 变形温度越高初生 α 相含量越低。在相同的变形温度下, 应变0时的初生 α 相含量明显高于应变0.916时的含量。定义应变0时的初生 α 相含量与应变0.916时含量的差值为消耗量, 消耗量与应变0时初生 α 相含量的比值为消耗率。图7(b)所示为不同温度下初生 α 相消耗量及消耗率。由图7(b)中柱形图及实线可知, 随着变形温度的升高, 变形过程中被消耗的初生 α 相含量呈现出先升高后降低的趋势。在960 °C时, 初生 α 相消耗量达到最大值, 约0.20。与变形温度低于960 °C的初生 α 相消耗量相比, 变形温度高于960 °C的初生 α 相的消耗量下降较快。初生 α 相消耗率与变形温度呈正相关, 其值随变形温度的增加而增加, 且在980 °C时达到最大值100%, 如图7(b)

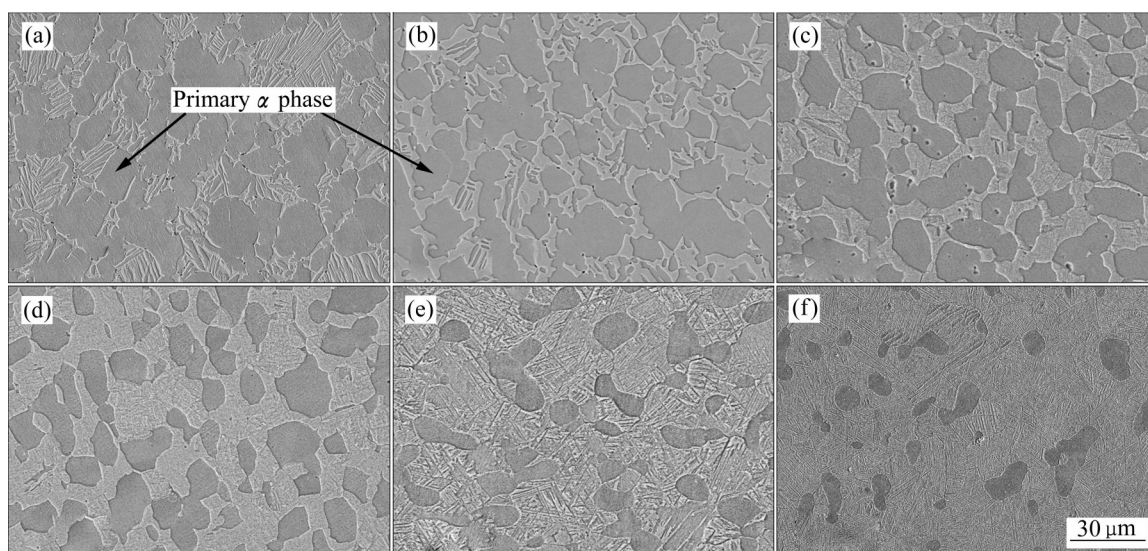


图5 TA15钛合金真实应变为0时不同温度下的微观组织

Fig. 5 Microstructures of TA15 titanium alloy with true strain of 0 at different temperatures: (a) 800 °C; (b) 850 °C; (c) 900 °C; (d) 940 °C; (e) 960 °C; (f) 980 °C

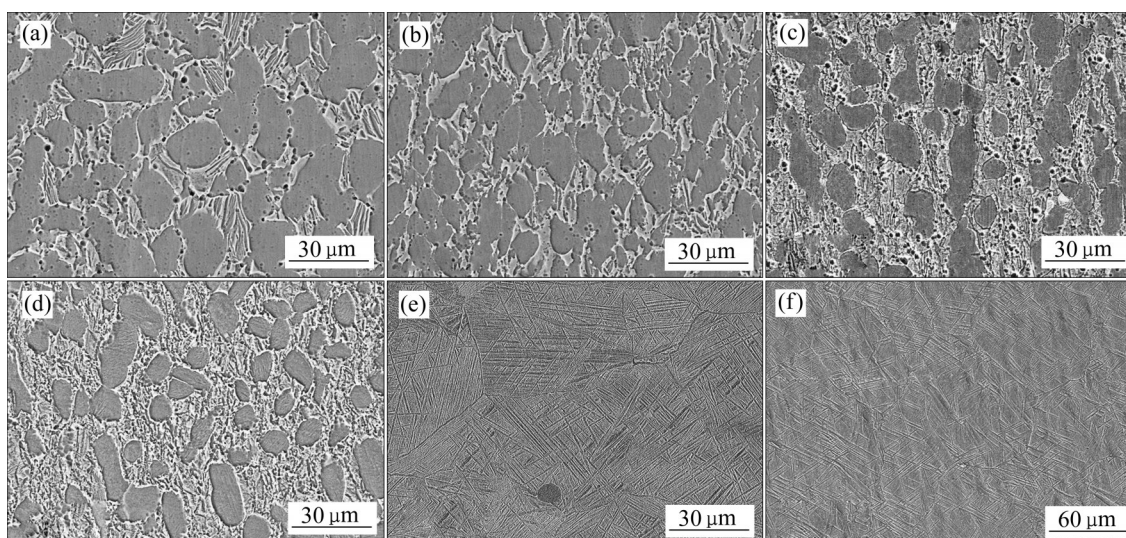


图 6 TA15 钛合金真实应变为 0.916 时不同变形温度下的微观组织

Fig. 6 Microstructures of TA15 titanium alloy with true strain of 0.916 at different temperatures: (a) 800 °C; (b) 850 °C; (c) 900 °C; (d) 940 °C; (e) 960 °C; (f) 980 °C

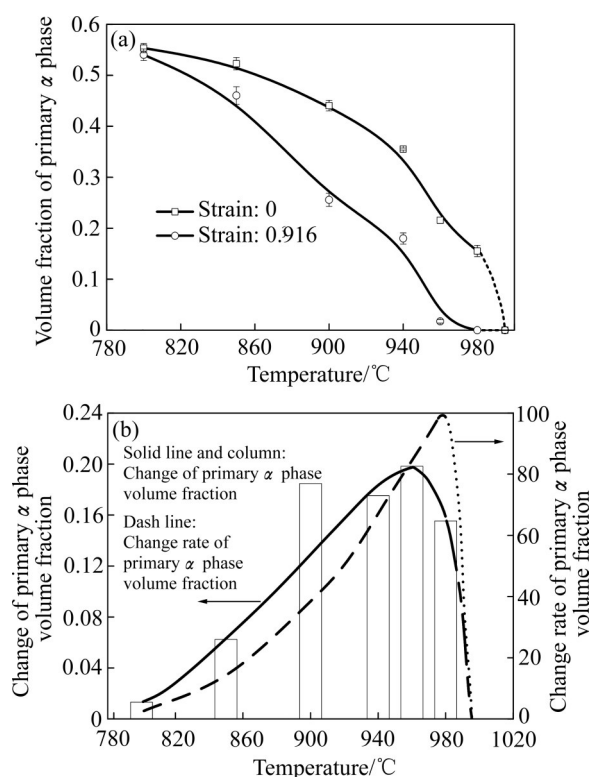


图 7 TA15 钛合金热压缩后初生 α 相含量的变化规律

Fig. 7 Variation of volume fraction of primary α phase in TA15 titanium alloy after hot compression: (a) Statistics of volume fraction of primary α phase at different temperatures and strains; (b) Change and change rate of primary α phase at different temperatures

中虚线所示, 表明该条件热变形后无初生 α 相, 如图 6(f) 所示。

3 动态相变的热力学分析

合金的动态相变会造成该合金偏离当前变形温度下的平衡状态, 其必要条件是热力学驱动力高于能量势垒^[19]。目前有两种较成熟的理论用于描述动态相变模型^[22], 如图 8 所示。一是应变驱动模型, 本质上是由变形储存能作为驱动力; 二是应力驱动模型, 是由机械激活及变形储存能协同驱动, 其中, 机械激活是作用在 α 相上的应力与 β 相屈服应力间的差值^[19]。

针对应变驱动模型, 钛合金在热变形时变形储存能增加, 造成 α 相中吉布斯能高于 β 相, 如图 8(a) 所示, 进而诱发动态相变。然而, 该模型并不适用于描述钛合金动态相变行为, 其主要原因两点: 一是无法解释低应变下如何启动动态相变, 因变形量较小, 位错密度相对较低, 即变形储存能较小而无法触发动态相变^[12, 19]; 二是钛合金在热变形后持续保温一段时间会造成新形成的 β 相逆变回 α 相, 这种逆相变受扩散控制^[23], 而该模型也无法解释 $\alpha \rightarrow \beta$ 动态相变与 $\beta \rightarrow \alpha$ 逆相变的转变速率间的差异^[22, 24]。

在应力驱动模型中, 变形过程中的机械激活和变形储存能均是动态相变的驱动力, 如图 8(b) 所示, 而变形储存能远小于需要克服的能量势垒, 故

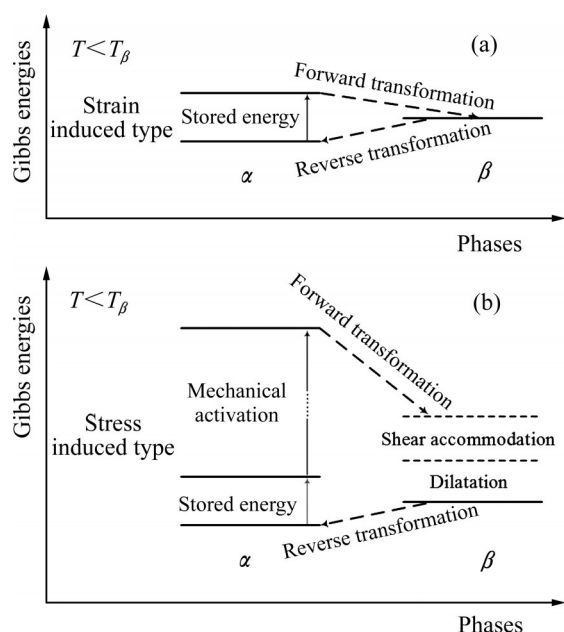


图8 钛合金动态相变模型

Fig. 8 Models of dynamic transformation in titanium alloy: (a) Strain induced type; (b) Stressed induced type

其对动态相变的影响可以忽略不计^[19, 25]。针对本文所研究的TA15钛合金,在获得机械驱动力前,需要先确定钛合金启动动态相变的临界驱动力应力(W_{DF}),该状态下的临界驱动力为最小临界驱动力,其数值上等于阻碍钛合金发生动态相变的能量势垒(W_{EB})^[26],见式(1):

$$W_{DF} = W_{EB} \quad (1)$$

为统一单位,利用摩尔质量与密度进行换算^[10],可得TA15钛合金中1 MPa=1 MJ/m³≈10.7853 J/mol。由钛合金应力驱动模型可知,当 β 相屈服时启动动态相变^[26],此时临界驱动力 W_{DF} 可以表示为:

$$W_{DF} = \sigma_{\alpha-CS} - \sigma_{\beta-YS} \quad (2)$$

式中: $\sigma_{\alpha-CS}$ 为作用在 α 相上的临界应力; $\sigma_{\beta-YS}$ 为该变形温度下 β 相的屈服应力。钛合金在两相区热变形时, β 相的屈服应力 $\sigma_{\beta-YS}$ 采用0.2%偏移规则法并由单相区屈服应力外推获得^[27]。图9所示为TA15钛合金在单相区热变形时的流变曲线。表2所列TA15钛合金在两相区热变形时 β 相屈服应力。

钛合金动态相变的能量势垒 W_{EB} 分为三部分^[19, 26]: α 相与 β 相间化学吉布斯自由能差值(ΔG)、克服 α 相转变为 β 相的晶格膨胀功(W_{LD})及晶格切变

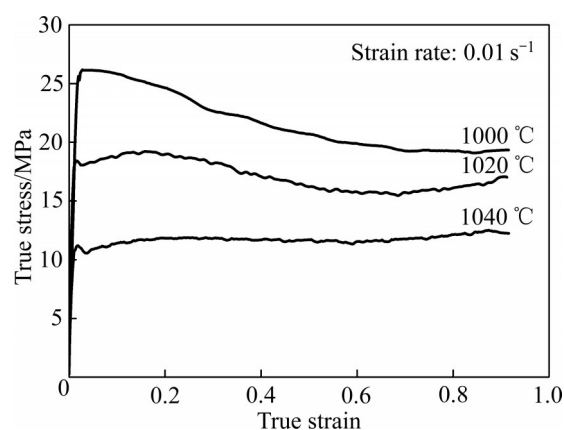


图9 TA15钛合金在单相区热变形时的流变曲线

Fig. 9 Flow curves of TA15 titanium alloy during hot deformation in single-phase region

表2 TA15钛合金在两相区热变形时 β 相屈服应力

Table 2 β phase yield stress of TA15 titanium alloy during hot deformation in two-phase region

Deformation temperature/°C	β phase yield stress/MPa
800	31.6
850	28.5
900	25.7
940	23.6
960	22.6
980	21.6

功(W_{LS}), 见式(3)~(5):

$$W_{EB} = \Delta G + W_{LD} + W_{LS} \quad (3)$$

$$W_{LD} = \lambda \times \sigma_{\alpha-CS} \times \varepsilon_{DS} \quad (4)$$

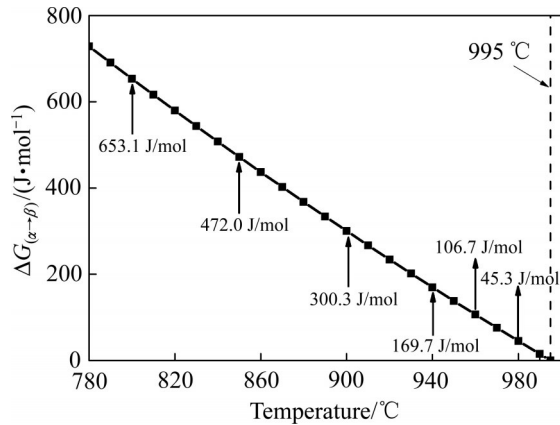
$$W_{LS} = m \times \sigma_{\alpha-CS} \times \varepsilon_{SS} \quad (5)$$

式中: λ 为取向因子; m 为施密特因子。因文中研究临界状态,故施密特因子取最大值0.5,其中 $\lambda = \sqrt{m}$ 。 ε_{DS} 和 ε_{SS} 分别为 α 相转变为 β 相时晶格的膨胀应变和切应变,前者取值约为1.7%,后者取值约为0.14^[26]。吉布斯自由能差值 ΔG 可以由ThermoCalc计算获得,结果见图10。

联立式(1)~(5)可得作用在 α 相上临界应力为:

$$\sigma_{\alpha-CS} = \frac{\Delta G + \sigma_{\beta-YS}}{1 - (\lambda \times \varepsilon_{DS} + m \times \varepsilon_{SS})} \quad (6)$$

表3所列TA15钛合金在两相区热变形时施加在 α 相上的临界应力。由表3可知,随着变形温度的升高,作用在 α 相上的临界应力逐渐降低。将表中数值代入式(1)~(5)并结合表2可得图11。由图11可知,随着变形温度的升高,临界驱动力 W_{DF} 或

图 10 不同温度下 α 相与 β 相间化学吉布斯自由能差值Fig. 10 Chemical Gibbs free energy difference between α and β phases under different temperatures表 3 施加在 α 相上的临界应力(或功)Table 3 Critical stress (or work) applied on α phase

Deformation temperature/°C	Critical stress/MPa	Critical work/(J·mol ⁻¹)
800	100.4	1082.8
850	78.8	849.9
900	58.3	628.8
940	42.8	461.6
960	35.4	381.8
980	28.1	303.1

能量势垒 W_{EB} 、膨胀功 W_{LD} 及剪切调节功 W_{LS} 均呈现出下降的趋势。当 TA15 钛合金在 980 °C 热变形时临界驱动力最小约为 70 J/mol; 在 800 °C 热变形时临界驱动力最大约为 742 J/mol。不同温度范围内临界驱动力最大值是其最小值的约 10 倍, 表明在相对较低的变形温度下需要更大的机械驱动力触发动态相变^[20]。两相间吉布斯自由能差值 ΔG 最大, 膨胀功 W_{LD} 最小, 剪切调节功 W_{LS} 介于它们之间, 如图 11 所示。

钛合金启动动态相变时作用 α 相上的临界应力与此 β 相上所受应力(即 β 相屈服应力)组成的实际流动应力称为宏观临界应力 $\sigma_{\alpha-AS}$ ^[26]。由混合物法则可得宏观临界应力 $\sigma_{\alpha-AS}$ 为:

$$\sigma_{\alpha-AS} = \sigma_{\alpha-CS} \times f_{\alpha} + \sigma_{\beta-YS} \times f_{\beta} \quad (7)$$

式中: f_{α} 与 f_{β} 分别是 α 相和 β 相的体积分数, 且 $f_{\alpha} + f_{\beta} = 1$ 。图 12 所示为 TA15 钛合金不同变形温度下的宏观临界应力和峰值应力。由上文可知, 钛合金宏

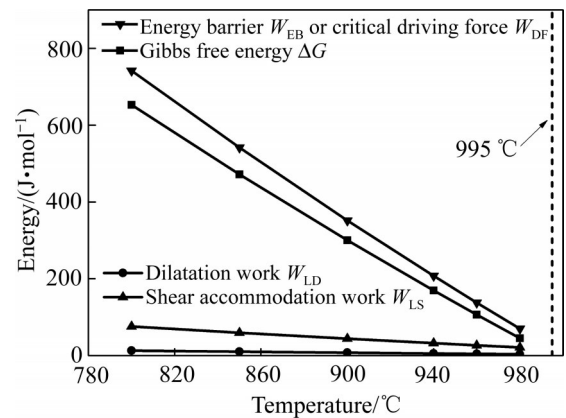


图 11 TA15 钛合金不同温度下能量变化

Fig. 11 Energy variation of TA15 titanium alloy at different temperatures

观临界应力是启动动态相变的最小应力。由图 12 可知, 随着变形温度的升高, 宏观临界应力逐渐减小, 且宏观临界应力值介于作用在 α 相上的临界应力与 β 相屈服应力之间。与流变曲线中的峰值应力相比可知, 宏观临界应力低于峰值应力, 该现象进一步增加钛合金热变形时发生动态相变的可能性。

若假设宏观临界应力 $\sigma_{\alpha-AS}$ 等于峰值应力, 此时峰值应力为启动动态相变所需的最大宏观临界应力^[19]。由式(2)及(7)可得最大临界驱动力 $W_{DF}^{\max}$:

$$W_{DF}^{\max} = \sigma_{\alpha-CS}^{\max} - \sigma_{\beta-YS} = \frac{\sigma_{\alpha-AS}^{\max} - \sigma_{\beta-YS}}{f_{\alpha}} \quad (8)$$

图 13 所示为 TA15 钛合金两相区热变形时发生动态相变的最大/最小临界驱动力。由图 13 可知, TA15 钛合金在不同变形温度下启动动态相变的最

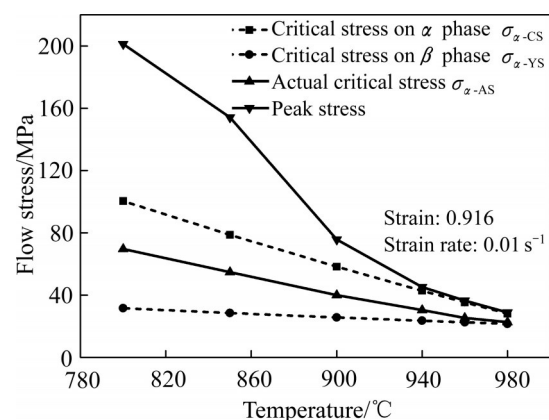


图 12 变形温度对 TA15 钛合金宏观临界应力和峰值应力的影响

Fig. 12 Effect of deformation temperature on macroscopic critical and peak stresses

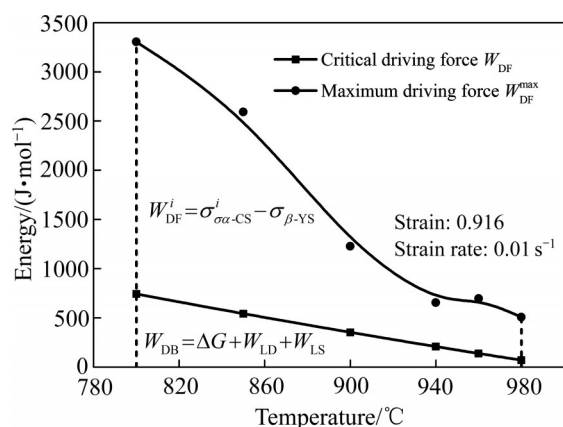


图 13 TA15 钛合金不同温度下最大/最小临界驱动力

Fig. 13 Maximum and minimum critical driving forces of TA15 titanium alloy under different temperatures

大/最小临界驱动力均随着变形温度的升高而降低。与最小临界驱动力相比, 最大临界驱动力明显高于最小临界驱动力, 其范围约为 507~3306 J/mol。由式(3)可知, 最小临界驱动力等于能量势垒, 故能量势垒一直低于最大驱动力, 如图 13 所示。然而, 钛合金动态相变并不是在每个温度下都能发生, 有研究表明^[27], 钛合金存在一个启动动态相变的最低温度点。由本节热力学分析及图 7 可知, 该温度点低于 800 °C, 其具体数值有待深入研究。

4 结论

1) TA15 钛合金在 800~980 °C 以 0.01 s⁻¹ 的应变速率热变形时会发生动态相变。动态相变造成真实应力-应变曲线出现明显的流变软化, 且流变软化系数随温度升高而降低。

2) 初生 α 相含量对变形温度及应变敏感。随着变形温度温度的升高或应变的增加, 初生 α 相含量降低, 甚至完全消失, 是由于材料在热变形时发生了动态相变, 且动态相变会造成 TA15 钛合金相变点下降。初生 α 相消耗量呈偏正态分布, 随着变形温度的升高, 消耗量先增加后减小, 其中在 960 °C 达到最大值约 0.20。与低于 960 °C 相比, 高于 960 °C 时初生 α 相的消耗量快速下降。初生 α 相的消耗率随变形温度的增加而增加, 且在 980 °C 时达到最大值 100%。

3) 钛合金动态相变是应力驱动型相变。临界驱动力数值上等于能量势垒, 其范围约为 70~742

J/mol。最大临界驱动力明显高于能量势垒, 其的范围约 507~3305 J/mol。最大/最小临界驱动力、能量势垒均是随着变形温度的升高而降低。

4) 钛合金动态相变的研究目前十分匮乏, 其机制也不明确。而变形参数(变形前保温时间、温度、应变速率及应变等)、组织形态(等轴状、层状等)、变形方式(压缩、拉伸、扭转等)等因素对动态相变的影响仍需探索, 故研究钛合金动态相变行为及明确其的深层机制具有重要意义。借助动态相变制定更加合理的热加工工艺, 能够为提高钛合金热加工水平提供理论支撑。

REFERENCES

- [1] 杨 锐, 马英杰, 雷家峰, 等. 高强韧钛合金组成相成分和形态的精细调控[J]. 金属学报, 2021, 57(11): 1455-1470.
YANG Rui, MA Ying-jie, LEI Jia-feng, et al. Toughening high strength titanium alloys through fine tuning phase composition and refining microstructure[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(11): 1455-1470.
- [2] 赵秦阳, 陈永楠, 徐义库, 等. 钛合金材料低成本化制备技术进展与展望[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 3127-3140.
ZHAO Qin-yang, CHEN Yong-nan, XU Yi-ku, et al. Progress and prospects of cost-effective manufacturing technologies for titanium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(11): 3127-3140.
- [3] 王鼎春. 高强钛合金的发展与应用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 958-963.
WANG Ding-chun. Development and application of high strength titanium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 958-963.
- [4] 董显娟, 胡生双, 徐 勇, 等. β 转变组织 TA15 钛合金的流动软化行为[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(4): 858-867.
DONG Xian-juan, HU Sheng-shuang, XU Yong, et al. Flow softening behavior of TA15 titanium alloy with beta transformed microstructure[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(4): 858-867.
- [5] LIN Y C, JIANG X Y, SHUAI C J, et al. Effects of initial microstructures on hot tensile deformation behaviors and fracture characteristics of Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 711(10): 293-302.
- [6] GAO P F, YANG H, FAN X G, et al. Prediction of tri-modal microstructure under complex thermomechanical processing history in isothermal local loading forming of titanium

- alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(11): 2423–2433.
- [7] LI C, HUANG L, ZHAO M, et al. Hot deformation behavior and mechanism of a new metastable β titanium alloy Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al in single phase region[J]. Materials Science and Engineering A, 2021, 814(6): 141231.
- [8] JIANG Y Q, LIN Y C, JIANG X Y, et al. Hot tensile properties, microstructure evolution and fracture mechanisms of Ti-6Al-4V alloy with initial coarse equiaxed phases[J]. Materials Characterization, 2020, 163: 110272.
- [9] SUN Z C, ZHANG J, YANG H, et al. Effect of workpiece size on microstructure evolution of different regions for TA15 Ti-alloy isothermal near- β forging by local loading[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 222: 234–243.
- [10] JONAS J J, ARANAS C, FALL A, et al. Transformation softening in three titanium alloys[J]. Materials & design, 2017, 113: 305–310.
- [11] LIN Y C, HUANG J, HE D G, et al. Phase transformation and dynamic recrystallization behaviors in a Ti55511 titanium alloy during hot compression[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 795: 471–482.
- [12] JIN X K, GUO B Q, JIANG F L, et al. Accelerated flow softening and dynamic transformation of Ti-6Al-4V alloy in two-phase region during hot deformation via coarsening α grain[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 36: 160–166.
- [13] KOIKE J, SHIMOYAMA Y, OHNUMA I. Stress-induced phase transformation during superplastic deformation in two-phase Ti-Al-Fe alloy[J]. Acta Materialia, 2000, 48(9): 2059–2069.
- [14] 张启飞, 金淼, 陈雷, 等. 近 α 型钛合金航空锻件宏观清晰晶形成机理及预测模型[J]. 机械工程学报, 2021, 57(8): 133–145.
- ZHANG Qi-fei, JIN Miao, CHEN Lei, et al. Formation mechanism and prediction model of macro clear grains in near α titanium alloy aviation forgings[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(8): 133–145.
- [15] MATSUMOTO H, VELAY V, CHIBA A. Flow behavior and microstructure in Ti-6Al-4V alloy with an ultrafine-grained α -single phase microstructure during low-temperature-high-strain-rate superplasticity[J]. Materials & Design, 2015, 66: 611–617.
- [16] MATSUMOTO H, YOSHIDA K, LEE S H, et al. Ti-6Al-4V alloy with an ultrafine-grained microstructure exhibiting low-temperature – high-strain-rate superplasticity[J]. Materials Letters, 2013, 98: 209–212.
- [17] KOIKE J, SHIMOYAMA Y, OKAMURA T, et al. Superplasticity assisted by stress-induced phase transformation in Ti-5.5Al-1Fe alloy[J]. Materials Science Forum, 1999, 304-306: 183–188.
- [18] LI K, YAND P. Strain-induced α -to- β phase transformation during hot compression in Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(2): 296–304.
- [19] GUO B, SEMIATIN S L, LIAND J, et al. Opposing and driving forces associated with the dynamic transformation of Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2018, 45: 1450–1454.
- [20] GUO B, SEMIATIN S L, JONAS J J. Dynamic transformation during the high temperature deformation of two-phase titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 761: 138047.
- [21] ARANAS C, FOUL A, GUO B, et al. Determination of the critical stress for the initiation of dynamic transformation in commercially pure titanium[J]. Scripta Materialia, 2017, 133: 83–85.
- [22] JONAS J J, GHOSH C. Role of mechanical activation in the dynamic transformation of austenite[J]. Acta Materialia, 2013, 61(16): 6125–6131.
- [23] JI X, YU H, GUO B, et al. Post-dynamic α to β phase transformation and reverse transformation of Ti-5Al-3V alloy after hot deformation in two phase region[J]. Materials & Design, 2020, 188: 108466.
- [24] GHOSH C, ARANAS C, JONAS J J. Dynamic transformation of deformed austenite at temperatures above the Ae3[J]. Progress in Materials Science, 2016, 82: 151–233.
- [25] GHOSH C, BASABE V V, JONAS J J, et al. The dynamic transformation of deformed austenite at temperatures above the Ae3[J]. Acta Materialia, 2013, 61(7): 2348–2362.
- [26] GUO B, SEMIATIN S L, JONAS J J, et al. Dynamic transformation of Ti-6Al-4V during torsion in the two-phase region[J]. Journal of Materials Science, 2018, 53: 9305–9315.
- [27] FOUL A, ARANAS C, GUO B, et al. Dynamic transformation of $\alpha \rightarrow \beta$ titanium at temperatures below the β -transus in commercially pure titanium[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 722(11): 156–159.

Behavior and thermodynamic evaluation of $\alpha \rightarrow \beta$ dynamic transformation in TA15 titanium alloy during hot deformation in two-phase regions

ZHANG Qi-fei, JIN Miao, WANG Hao-yu, ZHANG Yu-sen, CHEN Lei, GUO Bao-feng

(School of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

Abstract: The hot compression tests of TA15 titanium alloy were carried out on Gleeble-3800 thermomechanical simulator with a deformation temperature range of 800–980 °C. The microstructure evolution of TA15 titanium alloy was analyzed by scanning electron microscopy (SEM). Combined with the quantitative data of microstructure and flow curve, the thermodynamics evaluation of TA15 titanium alloy during hot deformation was explained. The results show that dynamic transformation (DT) can be observed in TA15 titanium alloy during hot deformation below the β -transus temperature (T_β), which can cause the true stress-strain curves to show apparently flow softening phenomenon leading to the yield stress significantly higher than the steady stress. The volume fraction of the primary α phase ($f_{\alpha p}$) is sensitive to deformation temperature and strain. With the increase of deformation temperature or strain, the $f_{\alpha p}$ decreases or even disappears completely, indicating that the DT can cause the T_β of TA15 titanium alloy to decline. The DT in TA15 titanium alloy is a stress-induced type, and its activation condition is that the driving force overcomes the energy barrier. The energy barrier value is numerically equal to the minimum critical driving force with 70–742 J/mol, and the range of the maximum driving force is 507–3306 J/mol. The maximum and minimum driving force and energy barrier decrease with the increase of deformation temperature.

Key words: TA15 titanium alloy; flow softening; dynamic transformation; stress-induced type; thermodynamics evaluation

Foundation item: Projects(52075474, 51675467, 51675465) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(CXZZBS2020049) supported by the Post Graduate Innovation Project Funded Hebei province, China

Received date: 2022-03-14; **Accepted date:** 2022-04-12

Corresponding author: CHEN Lei; Tel: +86-13315378836; E-mail: chenlei@ysu.edu.cn

(编辑 王 超)