

空冷态 TC11 钛合金的高温流变行为及加工图

李 鑫, 鲁世强, 王克鲁, 董显娟

(南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

摘 要: 对空冷态 TC11 钛合金在温度 750~1100 °C、应变速率 0.001~10.0 s⁻¹ 范围内进行等温压缩实验, 利用流动应力-应变曲线和加工图研究了该合金在 $\alpha+\beta$ 两相区和 β 单相区的高温流变行为、流变失稳现象及变形机制。结果表明, 在 $\alpha+\beta$ 两相区, 流动应力超过峰值后在低温区随应变的增大持续下降, 在中、高温区先下降最后趋于接近稳定的应力值; 在 β 单相区, 流动应力随应变的增大略有下降然后逐渐趋于稳定。在加工图上, $\alpha+\beta$ 两相区 η 值较高的范围大致为 750~900 °C、0.001~0.006 s⁻¹ 和 900~1000 °C、0.001~0.02 s⁻¹, 分别是 α 片层的球化起作用区和 α 片层的球化及 $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ 相变同时起作用的区域; β 单相区 η 值较高的区域大致为 1000~1100 °C、0.003~0.3 s⁻¹, 是动态再结晶起作用的区域。这些区域均是良好的加工区域。流变失稳区为 750~875 °C、0.006~10.0 s⁻¹, 875~975 °C、0.03~10.0 s⁻¹ 和 975~1100 °C、1.0~10.0 s⁻¹, 失稳现象表现为宏观剪切、绝热剪切带和 β 晶粒的不均匀变形。

关键词: 空冷态 TC11 钛合金; 高温流变行为; 加工图; 流变失稳; 球化

中图分类号: TG146.2⁺3; TG316

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2014)02-0375-06

TC11(Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si)属于马氏体型 $\alpha+\beta$ 双相热强钛合金, 是制造航空发动机压气机盘、叶片、转子等关键部件的重要合金。该类钛合金在 β 相变点以上加工或热处理后, 通过水淬、空冷和炉冷等不同冷却方式, 可分别获得针状马氏体、细片状和粗片状的 β 转变组织。这种组织综合力学性能较差, 且比较稳定, 仅靠热处理难以改变, 须在 $\alpha+\beta$ 两相区进行加工才能使其球化, 改善综合力学性能。关于钛合金片层组织的球化行为, 国内外不少学者进行了探讨^[1-4]。文献[1]对具有 3.4 和 6 μm 两种厚度 α 片层的 Ti-6Al-4V 合金在两相区变形以及在两相区变形并进行退火处理的球化行为进行了研究。结果表明, 在相同温度和应变速率条件下, α 相的球化程度随应变的增大而增加, 且细片层 α 相更容易球化。文献[1]认为, 无论对于变形过程还是随后的热处理, α 片层的球化过程分两步进行: 首先通过变形产生穿过 α 片层的剪切带或通过回复在 α 片层内形成低取向差或高取向差的界面; 然后 β 相从剪切带或界面处进行扩散渗透, 完成 α 片层的分离。文献[2]分析了 β 退火态片层组织 TC11 钛合金变形球化组织的精细结构和晶界特征, 获悉的 α 片层的球化过程和文献[1]相似。另外, 文献[2]通过分析球化过程中变形 α 相和 β 相内的晶界差取

向分布, 认为球化过程中, α 相发生了连续动态再结晶过程, 而 β 相则经历的是动态回复或不连续动态再结晶过程。文献[3]对热轧 TC21 板材中 α 片层的演变进行了分析, 获得的关于球化过程的结论与上面 2 个文献相似。文献[4]则在 920~980 °C 和 0.01~10 s⁻¹ 范围内研究了 TC11 钛合金的动态球化动力学行为。通过建立动态球化分数方程及动力学方程, 获得了不同变形条件下的动态球化临界应变及完全应变。与文献[2]不同的是, 文献[4]的作者 Song Hongwu 等比较了动态球化临界应变与动态再结晶临界应变, 认为由于二者相差较大因而动态球化并非动态再结晶。动态球化动力学速率随应变的增大呈现先增大后减小的趋势, 其原因为球化进行到一定程度后, α 片层的纵横比减小和球化相更多承担变形而使片层的继续球化变得困难。此外, 文献[4]还指出球化 α 相的晶粒大小与片层中界面或剪切带之间的距离有关, 而温度和应变速率则是决定距离的主要因素。在上述分析的基础上, 文献[4]优化出了实验参数范围内的温度和应变速率, 也首次提出对于片层结构的钛合金可在高温、高应变速率条件下通过大的变形获得细小的球化组织, 这对于制定和改进片层组织的钛合金的热变形工艺具有重要的意义。文献[1-3]着重于球化过程和机理, 没有涉及

收稿日期: 2013-01-15

基金项目: 国家自然科学基金(51005112); 江西省教育厅科技项目(GJJ11156); 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室开放基金(GF200901008)

作者简介: 李 鑫, 男, 1975 年生, 博士, 副教授, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-83863039, E-mail: lixin572@163.com

影响片层组织球化参数的优化；文献[4]侧重于动态球化动力学，虽在实验参数范围内优化了变形参数，但实验选用的温度和应变速率却相对较窄。另外，该类钛合金在 β 相变点以上加工或热处理后，如果冷却速度较慢（如空冷和炉冷），可得到较粗大的 β 晶粒，若在 β 相区进一步加工，通过动态再结晶过程可进行细化，为后续加工创造良好的组织基础。

加工图技术是 Prasad^[5,6]和 Murty^[7,8]等学者在动态材料模型理论的基础上发展起来的，是用于材料热变形参数设计和优化的工具。根据加工图技术，材料在热变形时用于微观组织变化的功率的多少可用功率耗散效率 η 来表示，其数学定义式为^[9]：

$$\eta = 2 \left(1 - \frac{1}{\sigma \dot{\epsilon}} \int \sigma d\dot{\epsilon} \right) \quad (1)$$

在固定的应变下， η 随温度和应变速率的变化可在二者构成的平面上形成功率耗散图。为了避开易产生变形缺陷的温度和应变速率范围，Murty 等^[7]提出了流变失稳判据，可表示为：

$$\eta > 2m \text{ 或 } \eta \leq 0 \quad (2)$$

利用该判据可在温度和应变速率构成的平面上确定失稳区，并叠加在功率耗散图上建立加工图。利用加工图，可避开失稳区域、获取较佳的变形参数范围。目前，加工图技术广泛地用于研究材料的热变形行为^[10]和预测变形缺陷^[11]等。

本实验拟以空冷态 TC11 钛合金为研究对象，在覆盖 $\alpha + \beta$ 两相区和 β 单相区的较宽温度和应变速率范围进行热压缩实验，利用实验数据绘制出流动应力-应变曲线及加工图来研究该合金的高温流变行为、流变失稳现象、 $\alpha + \beta$ 两相区片层组织球化以及 β 单相区动态再结晶，以期对该合金热加工工艺的设计提供理论指导。

1 实验

实验材料为空冷态 TC11 钛合金， β 相变点为 1008 °C，原始金相组织如图 1 所示。从图 1 可以看出，该合金具有粗大的原始 β 晶粒和较薄的 α 片层组织，粗大的 β 晶粒内部有许多位向不同的 α 丛。经测量， β 晶粒的大小约为 642 μm ， α 片层的厚度约为 0.9 μm 。通过机械加工把来料加工成 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱体。

利用 THERMECMASTOR-Z 型热加工模拟试验机进行等温压缩实验。实验采用的应变速率为 0.001, 0.01, 0.1, 1.0, 10.0 s^{-1} ；变形温度为 750, 800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100 °C，共计 40 个变形规范。所有试样的高度压缩率均为 50%，对应的真应变

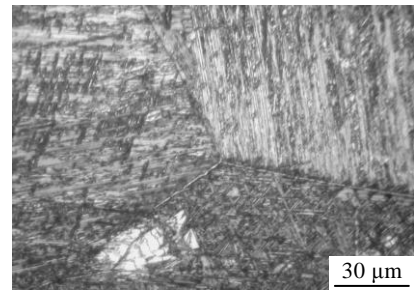


图 1 TC11 钛合金的原始金相组织照片

Fig.1 Original optical microstructure of titanium alloy TC11

约为 0.7。试样利用真空感应加热，压缩过程中由焊接在试样侧表面中部的热电偶实时测量温度。在实验过程中温度和应变速率由计算机控制，并采集不同温度和应变速率下的流动应力数据。试样的升温速率为 10 °C/s，保温时间为 210 s。为了“冻结”高温变形组织，试样变形后立即喷氦气冷却。变形试样沿平行于压缩轴线对半剖开，取其中一半按标准金相试样制备步骤制样，用体积比为 1:3:6 的 $\text{HF} + \text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$ 的腐蚀液进行腐蚀，利用 XJP-6A 型金相显微镜进行微观组织观察。

2 结果与分析

2.1 流动应力~应变曲线

图 2 为空冷态 TC11 钛合金在不同温度和应变速率的流动应力-应变曲线，其中图 2a 和 2b 的变形温度位于 $\alpha + \beta$ 两相区，图 2c 的变形温度位于 β 单相区。从图 2 可以看出，总体上，流动应力随温度的降低和应变速率的升高而增大。从图 2 还可以看出，在 $\alpha + \beta$ 两相区的不同应变速率下，变形初期的流动应力随应变的增大急剧增大，在较小的应变下就达到峰值，然后随着应变的增大流动应力呈现持续的下降(在 $\alpha + \beta$ 两相区的低温区)或先下降最后在某个应变下趋于接近稳定的应力值(在 $\alpha + \beta$ 两相区的中、高温区)，该应变值的大小与应变速率有关，应变速率大时则应变值大，反之则小。在 β 单相区，变形初期的流动应力亦随应变的增大急剧增大，但达到峰值后，随应变的增大流动应力略有下降然后逐渐趋于稳定，流动应力变化较为平缓。

金属的高温变形过程是微观组织变化的过程，也是位错增值和交割引起的加工硬化和绝热温升及微观组织变化引起的动态软化相竞争的过程^[12]。变形初期流动应力随应变的增大而急剧增大主要是由于加工硬化效应大于绝热温升和微观组织变化联合引起的动态软化效应。随着变形的进行，微观组织变化加剧，塑

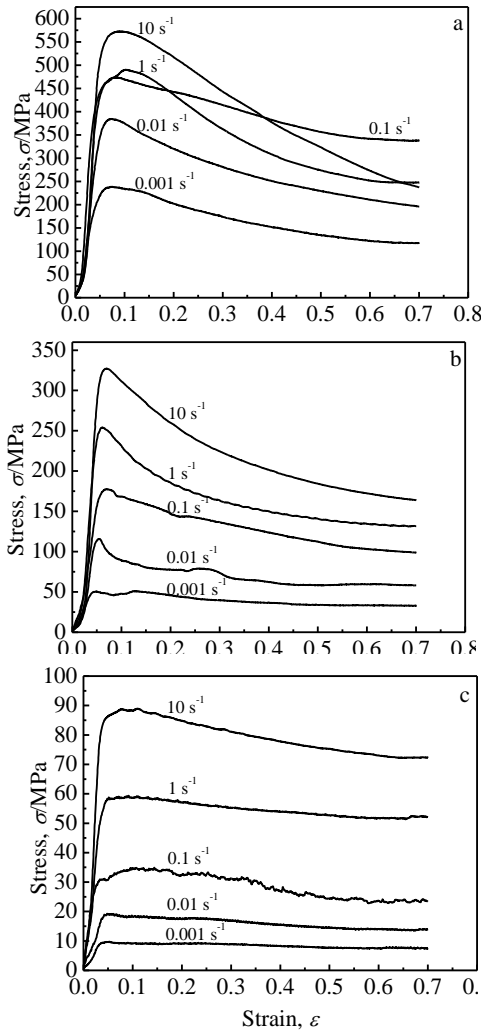


图 2 TC11 钛合金在不同温度和应变速率的流动应力-应变曲线

Fig.2 Flow stress-strain curves of titanium alloy TC11 at various temperatures and strain rates: (a) 750 °C, (b) 900 °C, and (c) 1050 °C

性功中转化为变形热的部分增多，动态软化效应增强，尤其是在 $\alpha + \beta$ 两相区的低温、高应变速率条件下，大量的塑性功所转变成的热由于变形时间短及钛合金的导热性差来不及散失出去，就会引起局部的绝热温升，造成流动应力持续下降，甚至会因此出现低应变速率下的流动应力大于高应变速率下的情况，如图 2a 中应变速率 10 和 1.0 s^{-1} 的流动应力在应变分别大于 0.4 和 0.2 时小于应变速率 0.1 s^{-1} 的流动应力。在 β 单相区，由于温度高，热效应小，使得绝热温升和微观组织变化联合引起的动态软化效应和加工硬化效应相差不大，导致流动应力达到峰值后略有下降，趋于平稳流动。

2.2 加工图

采用三次样条插值函数和最小二乘法对实验数据进行处理，获得更小温度和应变速率间隔的流动应力数据，用式(1)计算功率耗散效率，用式(2)确定流变失稳区，绘制出应变在 0.1~0.7 范围间隔 0.1 的加工图，其中应变为 0.2 和 0.6 的加工图如图 3 所示。其他应变下的加工图与这 2 个应变下的加工图相似。在图 3 中，曲线为耗散效率 η 的等值线，其上的数字为对应等值线的 η 值，阴影部分为流变失稳区域。从图 3 可以看出，在这 2 个应变下， β 单相区的流变失稳区出现在应变速率较高的地方， $\alpha + \beta$ 两相区的流变失稳区范围要比 β 单相区的大，且随温度的降低从高应变速率区扩展到低应变速率区。另外，从图 3 还可以看出，这 2 个应变的加工图的稳定区中均呈现出 3 个 η 值较高的区域，其中 2 个在 $\alpha + \beta$ 两相区，出现在低应变速率；1 个在 β 单相区，出现在中等应变速率。

2.2.1 流变失稳区

从图 3 可以看出，在 0.2 和 0.6 两个应变下，虽然失稳区大致相同，但还是有些差别。材料在变形时，各部分的应变变量未必一样。为了保证材料应变变量不同的部分均能稳定变形，就需要把不同应变变量下的失稳区进行叠加，从而便于避开不同应变变量下的流变失稳区，获得稳定变形区交集。图 4 为空冷态 TC11 钛合金在不同应变变量下失稳图的叠加图。通过分析图 4，可以获得叠加后的流变失稳区范围为 750~875 °C、

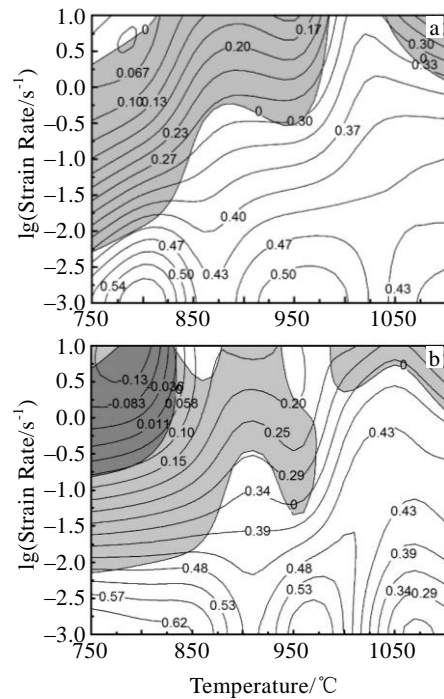


图 3 TC11 钛合金在应变 0.2 和 0.6 的加工图

Fig.3 Processing maps of titanium alloy TC11 at strains of 0.2 (a) and 0.6 (b)

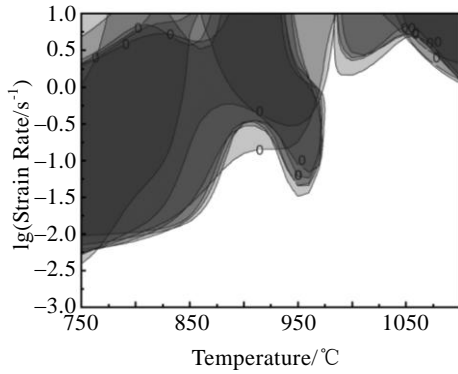


图 4 TC11 钛合金在不同应变率下失稳图的叠加图

Fig.4 Superposition of flow instability maps at various strains for titanium alloy TC11

0.006~10.0 s⁻¹ , 875~975 °C 、 0.03~10.0 s⁻¹ 和 975~1100 °C 、 1.0~10.0 s⁻¹。

图 5 为试样在 750 °C、10.0 s⁻¹ 变形后的外部宏观照片和相应的内部微观组织。从图 5 可以观察到与压缩轴线成 45°角方向的外部宏观剪切和内部绝热剪切带，并且还可以观察到在试样对角线附近出现的熔化现象。其产生原因为低温、高应变速率下的热效应大及钛合金的导热性差，导致大量的变形热来不及向周围传递，致使局部温度升高，又由于与压缩轴线成 45°角的方向对变形最有利，变形主要集中在局部区域，造成外部宏观剪切和内部绝热剪切带。这可与该条件下流动应力超过峰值后的持续下降相互印证。另外，绝热效应引起的 45°角方向局部温升过高以致超过材料熔点，出现了熔化现象。在 $\alpha + \beta$ 两相区，随着温度的升高或应变速率的降低，绝热剪切的剧烈程度降低，剪切带变宽，如图 6 所示。由于大量的塑性功转变成热，用于微观组织变化的能量较少，因而功率耗散效率 η 的值较小，这与加工图相吻合。

图 7 为试样在 1000 °C、10.0 s⁻¹ 变形后的微观组

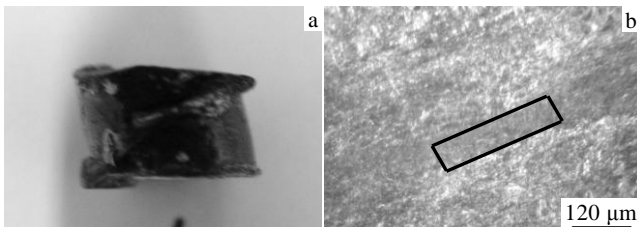


图 5 试样在 750 °C、10.0 s⁻¹ 变形后的外部宏观剪切和内部绝热剪切带

Fig.5 Sample compressed at 750 °C/10.0 s⁻¹ shows external macroscopic shear (a) and internal adiabatic shear band (b)

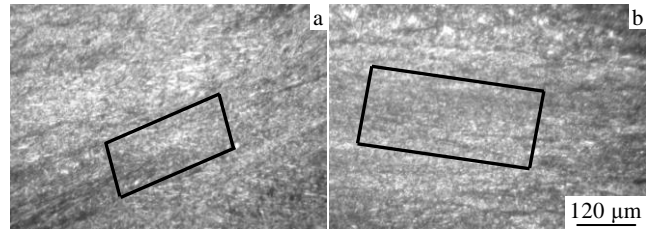


图 6 试样在不同变形条件下的绝热剪切带

Fig.6 Samples compressed at different deformation conditions show adiabatic shear bands: (a) 750 °C/1.0 s⁻¹ and (b) 800 °C/0.1 s⁻¹

织照片。从图 7 可以看出，虽然温度处于 $\alpha + \beta$ 两相区，但由于靠近 β 相变点(1008 °C)及变形热效应的作用，基本上观察不到 α 相。从图 7 可以观察到 β 晶粒沿垂直于压缩轴线方向被拉长和晶界的破碎，变形不均匀，且在应变大时可能出现织构现象，这对锻件的性能是不利的^[13]，应该避免。

2.2.2 $\alpha + \beta$ 两相区 η 值较高的区域

在 $\alpha + \beta$ 两相区中有 2 个 η 值较高的区域，这 2 个区域的范围随应变量的变化略有变化，分别大致为 750~900 °C、0.001~0.006 s⁻¹ 和 900~1000 °C、0.001~0.02 s⁻¹， η 值范围分别为 0.47~0.69 和 0.40~0.65，2 个区域之间为过渡区，但 η 值也比较高。一般说来，不同的 η 值区域会有不同的微观机制起作用，其中 η 值高的区域用于微观组织变化的功率较多，往往是较好的加工区域^[14]。图 8a 是第 1 个 η 值较高的区域内的变形组织，图 8c 是第 2 个 η 值较高的区域内的变形组织，图 8b 是过渡区的变形组织。从图 8 可以看出，在这 3 个微观组织照片中均有 α 片层的球化，球化程度随温度的升高而降低。从 α 相的含量来看，在 800 °C 时 α 相较多，在 900 °C 略有减少，到了 950 °C 明显减少。因此，第 1 个 η 值较高的区域为 α 片层的球化区域，此区域内耗散的功率主要用于 α 片层的球化；第 2 个 η 值较高的区域为 α 片层的球化和 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$

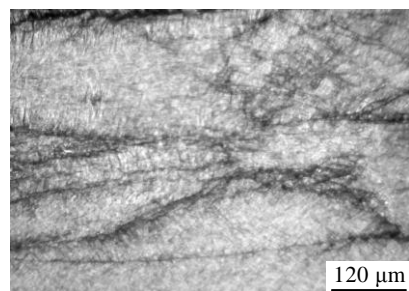


图 7 β 晶粒的不均匀变形

Fig.7 Non-uniform deformation of β grains at 1000 °C/10.0 s⁻¹

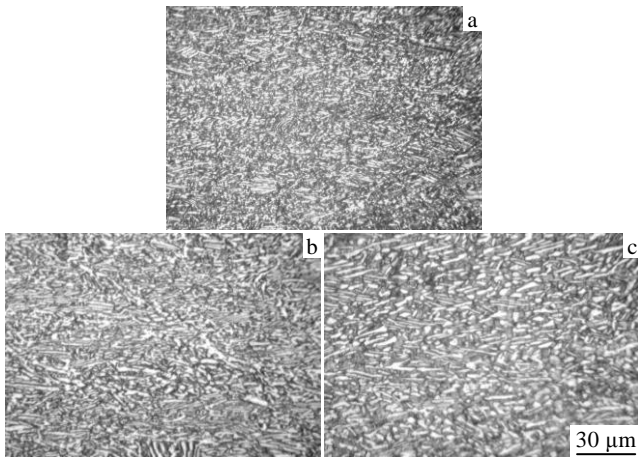


图8 α 片层在不同变形条件下的球化

Fig.8 Spheroidization of α lamellae at different deformation conditions: (a) 800 °C/0.001 s⁻¹, (b) 900 °C/0.001 s⁻¹, and (c) 950 °C/0.001 s⁻¹

相变两种微观机制同时起作用的区域, 当这两种微观机制所耗散的功率相同时, η 出现局部的较大值。

2.2.3 β 单相区 η 值较高的区域

在 β 单相区有1个 η 值较高的区域, 该区域的范围亦随应变量的变化略有变化, 大致为1000~1100 °C、0.003~0.3 s⁻¹, η 值范围为0.4~0.45。图9为试样在1050 °C、0.01 s⁻¹和1050 °C、0.001 s⁻¹压缩的微观组织。这2个变形条件均处在 β 单相区的稳定变形区中, 其中前者位于 η 值较高的区域, 后者位于较低的应变速率, 不在该 η 值较高的区域。对照图9和图1可以看出, 在这2个变形条件下, 原 β 晶粒均发生了动态再结晶, 但在前一个变形条件下, 动态再结晶晶粒比较细小, 在后一个变形条件下, 晶粒发生了动态粗化。晶粒的动态粗化, 意味着晶界面积的减小, 因而耗散的功率较少, 这可从加工图上 η 值从前一个变形条件到后一个变形条件的逐渐递减得到验证。

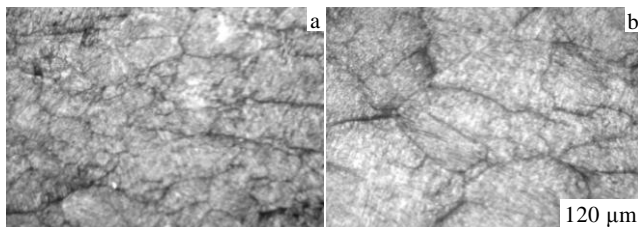


图9 β 晶粒的动态再结晶

Fig.9 Dynamic recrystallization at: (a) 1050 °C/0.01 s⁻¹ and dynamic growth; (b) 1050 °C/0.001 s⁻¹ for β grains

2.3 变形工艺设计

空冷态 TC11 钛合金在热变形时, 必须避开失稳区域, 尽量在稳定区中 η 值较高的区域进行加工。在 $\alpha + \beta$ 两相区, 根据加工图获得的 η 值较高的区域大致为750~900 °C、0.001~0.006 s⁻¹和900~1000 °C、0.001~0.02 s⁻¹, 微观组织观察表明这两个区域的 α 相的球化程度和含量不同, 因此在制定变形工艺时, 可根据工件的加工性能和力学性能来综合考虑, 在750~1000 °C之间选择合适的变形温度。在 β 单相区, 根据加工图获得的 η 值较高的区域大致为1000~1100 °C、0.003~0.3 s⁻¹, 微观组织观察表明此区域发生了动态再结晶, 因此是较佳的加工区域。

3 结论

1) 流动应力总体上随温度的升高和应变速率的降低而减小。在 $\alpha + \beta$ 两相区, 流动应力超过峰值后在低温区随应变的增大持续下降, 在中、高温区先下降最后趋于接近稳定的应力值; 在 β 单相区, 流动应力随应变的增大略有下降然后逐渐趋于稳定。

2) 流变失稳区范围为750~875 °C、0.006~10.0 s⁻¹, 875~975 °C、0.03~10.0 s⁻¹和975~1100 °C、1.0~10.0 s⁻¹。在 $\alpha + \beta$ 两相区流变失稳现象为宏观剪切和绝热剪切带; 在 β 单相区, 流变失稳现象为 β 晶粒的不均匀变形。

3) 在 $\alpha + \beta$ 两相区, η 值较高的区域大致为750~900 °C、0.001~0.006 s⁻¹和900~1000 °C、0.001~0.02 s⁻¹, 这2个区域分别是 α 片层的球化起作用区和 α 片层的球化及 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 相变同时起作用的区域。

4) 在 β 单相区, η 值较高的区域大致为1000~1100 °C、0.003~0.3 s⁻¹, 是动态再结晶起作用的区域。

参考文献 References

- [1] Weiss I, Froes F H, Eylon D *et al.* *Metallurgical Transactions A*[J], 1986, 17: 1935
- [2] Chen Huiqin(陈慧琴), Cao Chunxiao(曹春晓), Guo Ling(郭灵) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2009, 38(3): 421
- [3] Wang Linru(王临茹), Zhao Yongqing(赵永庆), Zhou Lian(周廉). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(2): 350
- [4] Song Hongwu, Zhang Shihong, Cheng Ming. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 480: 922
- [5] Prasad Y V R K. *Indian Journal of Technology*[J], 1990, 28: 435
- [6] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *International Materials*

- Reviews[J], 1998, 43(6): 243
- [7] Murty S V S N, Rao B N. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 254: 76
- [8] Murty S V S N, Rao B N, Kashyap B P. *International Materials Reviews*[J], 2000, 45(1): 15
- [9] Lu Shiqiang(鲁世强), Li Xin(李 鑫), Wang Kelu(王克鲁) *et al.* *Chinese Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2007, 43(8): 77
- [10] Momeni A, Dehghani K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 5467
- [11] Kim H Y, Kwon H C, Lee H W *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 205: 70
- [12] Semiatin S L, Seetharaman V, Weiss I. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 263: 257
- [13] Li Xin(李 鑫), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu(王克鲁) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(12): 1268
- [14] Robi P S, Dixit U S. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 142: 289

High Temperature Flow Behavior and Processing Map for Air-Cooled Titanium Alloy TC11

Li Xin, Lu Shiqiang, Wang Kelu, Dong Xianjuan
(Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The isothermal compression tests for air-cooled titanium alloy TC11 were carried out in the temperature range of 750~1100 °C and strain rate range of 0.001~10.0 s⁻¹, and the high temperature flow behavior, the flow instability and the deformation mechanism were investigated in $\alpha + \beta$ phase field and β phase field for this alloy by using flow stress-strain curve and processing map. The results show that in excess of peak stress the flow stress decreases continuously with increasing of strain at low temperatures in $\alpha + \beta$ phase, but first decreases and then reaches an approximately constant value at moderate and high temperatures in $\alpha + \beta$ phase; the flow stress decreases slightly and then tends gradually toward a constant value with increasing of strain in β phase field. In the processing maps of this alloy, the domains with high value of η in $\alpha + \beta$ phase are about (750~900 °C, 0.001~0.006 s⁻¹) and (900~1000 °C, 0.001~0.02 s⁻¹). In these two domains, the spheroidization of α lamellae occurs, and the combination of spheroidization of α lamellae and $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ phase transformation happens, respectively. The domain with high value of η in β phase field is about (1000~1100 °C, 0.003~0.3 s⁻¹), where dynamic recrystallization undergoes. The above domains are desirably to be selected for hot working. The domains of flow instability are (750~875 °C, 0.006~10.0 s⁻¹), (875~975 °C, 0.03~10.0 s⁻¹) and (975~1100 °C, 1.0~10.0 s⁻¹), and the manifestations of flow instability are macroscopic shear, adiabatic shear band and non-uniform deformation of β grains.

Key words: air-cooled titanium alloy TC11; high temperature flow behavior; processing map; flow instability; spheroidization

Corresponding author: Lu Shiqiang, Ph. D., Professor, School of Material Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83863039, E-mail: niatlusq@126.com