

β 转变组织 TA15 钛合金塑性流动失稳行为

董显娟, 鲁世强, 王克鲁, 欧阳德来

(南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

摘 要: 采用 THERMECMASTOR-Z 型热模拟实验机对魏氏和网篮 2 种 β 转变组织 TA15 钛合金在温度 750~950 °C、应变速率 0.001~10 s⁻¹ 范围进行等温恒应变速率压缩实验。结果表明, 2 种 β 转变组织钛合金在低温 (750~880 °C) 和高应变速率 (0.0032~10 s⁻¹) 范围存在较大区域的塑性流动失稳, 且魏氏组织发生塑性流动失稳的范围更大。魏氏组织的塑性流动失稳缺陷主要有 45°宏观剪切裂纹、微裂纹和局部流动带, 网篮组织的塑性流动失稳缺陷主要有 45°宏观剪切裂纹和局部流动带。魏氏组织比网篮组织更容易发生塑性流动失稳与其 α 层片粗大导致变形协调性差有关。

关键词: β 转变组织; 流动失稳; 局部流动带; 原始 β 晶粒边界; 等轴化

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)05-1485-07

钛合金由于具有比强度高、弹性模量低、耐腐蚀和耐热性能好、无磁无毒、生物相容性好以及可焊接等优点而广泛应用于各个行业, 尤其在航空航天领域中被用于飞机机身蒙皮、长桁、框、隔热罩和壳体等部位, 还用于发动机压气机盘、叶片、鼓筒、机匣以及轴类等^[1-3]。钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区变形时, 相对于 β 单相区, 存在变形温度低、变形抗力大、对变形参数敏感、同时也造成所需设备吨位大、材料利用率低等问题。此外, 钛合金导热性差, 其导热系数约为铁的 1/5, 为铝的 1/15。在变形过程中容易产生局部过热, 使得工件出现变形不均匀现象和塑性流动失稳缺陷而难以成形出形状复杂和尺寸精度高的零件。

目前对钛合金塑性流动失稳缺陷的研究主要集中在高应变速率 ($>10^3$ s⁻¹) 变形条件下形成的绝热剪切带 (adiabatic shear band) 方面^[4-6], 对钛合金在中、低应变速率范围 (10^{-3} ~ 10 s⁻¹) 热变形过程中出现的微裂纹和局部流动带较少报道。然而, 钛合金常常需在液压机、曲柄压力机以及螺旋压力机等设备上成形 (应变速率在 10^{-3} ~ 10 s⁻¹ 范围), 会出现塑性流动失稳行为, 如微裂纹、微孔洞以及局部流动带等失稳缺陷, 这些失稳缺陷都是钛合金在热加工过程中应该予以避免的组织缺陷, 需对这些缺陷出现的热变形参数范围和产生机理进行深入研究。本实验以 2 种 β 转变组织 TA15 钛合金为研究对象, 利用以动态材料模型为基础的加工图技术, 对 2 种组织的塑性流动失稳区域进行预测, 并结合微观组织观察, 分析 2 种 β 转变组织在 $\alpha+\beta$ 两

相区 750~950 °C、应变速率 0.001~10 s⁻¹ 范围的塑性流动失稳行为, 并阐明塑性流动失稳缺陷与微观组织演化之间的关系, 研究结果将对层片组织钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区的组织与性能控制提供理论依据。

1 实 验

实验用原材料为 TA15 钛合金, 化学成分(质量分数, %)为: Al 6.3, Zr 1.97, Mo 1.4, V 1.4, O 0.08, N 0.01, Ti 余量, 金相法测得其 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点为 990 °C。来料经 1020 °C 保温 30 min 后分别在空气中冷却和随炉冷却, 分别得到 α 层片厚度不同的网篮组织和魏氏组织, 网篮组织中 α 层片平均厚度约 1 μ m (图 1a), 魏氏组织中 α 层片平均厚度约 4.3 μ m, 见图 1b。

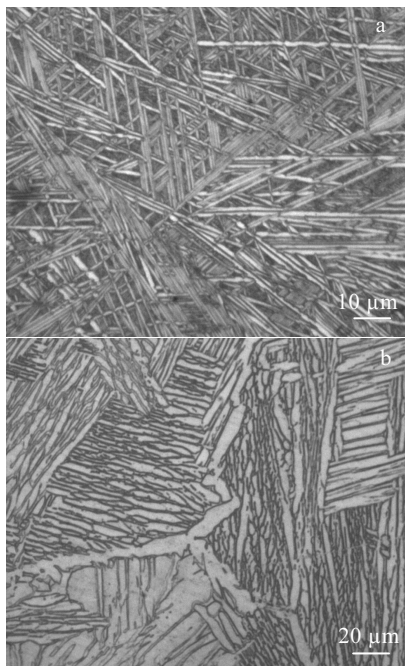
等温恒应变速率压缩实验在 THERMECM-ASTOR-Z 型热加工模拟试验机上进行, 压缩试样尺寸为 $\Phi 8$ mm $\times$ 12 mm 圆柱体, 两端刻有 0.2 mm 深的凹槽, 用来储存玻璃粉润滑剂以减小摩擦。变形温度取 750, 800, 850, 900 和 950 °C, 应变速率取 0.001, 0.01, 0.1, 1 和 10 s⁻¹。实验过程采用真空感应加热, 升温速率为 10 °C/s, 加热至设定温度后保温 210 s, 压缩完成后采用氦气快速冷却至室温。

压缩试样沿轴向对半剖开制作金相试样, 金相试样经粗磨和细磨后, 再进行机械抛光, 并用 Kroll 试剂 (HF:HNO₃:H₂O 体积比为 1:2:47) 进行化学腐蚀, 腐蚀后试样在 XJP-6A 型金相显微镜和 Quanta200 型扫描电子显微镜上进行微观组织观察。

收稿日期: 2017-05-14

基金项目: 国家自然科学基金 (51261020); 航空科学基金 (2014ZE56015); 江西省教育厅科学技术项目 (GJJ150734)

作者简介: 董显娟, 女, 1979 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: dxj3@163.com

图 1 β 转变组织 TA15 钛合金原始组织Fig.1 Initial microstructure of TA15 titanium alloy with β transformed condition: (a) basket-weave microstructure and (b) Widmannstatten structure

2 实验结果

2.1 塑性流动失稳区域预测

塑性流动失稳区域的预测目前主要是采用基于动态材料模型 (dynamic material model, DMM) 的加工图技术来实现的, 加工图不仅可以优化材料的加工性能, 还可以确定不同微观变形机制所在的热变形参数范围, 从而避开塑性流动失稳区域, 获得所需要的组织和性能, 并且使得热加工重复性好, 实现组织与性能的控制^[7]。

工件吸收来自工具的功率 P 可以转变为由塑性变形引起的功率耗散量 G (大部分转变为粘塑性热, 少量以晶格畸变能的形式存储) 和用于微观组织变化的功率耗散协量 J (表示在变形过程中用于组织演变, 如动态再结晶、内部缺陷等)。

$$P = \bar{\sigma} \cdot \dot{\bar{\epsilon}} = G + J = \int_0^{\dot{\bar{\epsilon}}} \bar{\sigma} d\dot{\bar{\epsilon}} + \int_0^{\bar{\sigma}} \dot{\bar{\epsilon}} d\bar{\sigma} \quad (1)$$

其中 $\bar{\sigma}$ 为流动应力, $\dot{\bar{\epsilon}}$ 为等效应变速率。由于:

$$\left[\frac{\partial J}{\partial G} \right]_{\bar{\sigma}, T} = \left[\frac{\dot{\bar{\epsilon}} \partial \bar{\sigma}}{\bar{\sigma} \partial \dot{\bar{\epsilon}}} \right]_{\bar{\sigma}, T} = \left[\frac{\partial (\ln \bar{\sigma})}{\partial (\ln \dot{\bar{\epsilon}})} \right]_{\bar{\sigma}, T} = m \quad (2)$$

即应变速率敏感性指数 m 决定了 P 在 G 和 J 二者之间的分配。而功率耗散效率:

$$\eta = 2 \left(1 - \frac{1}{\bar{\sigma} \dot{\bar{\epsilon}}} \int_0^{\dot{\bar{\epsilon}}} \bar{\sigma} d\dot{\bar{\epsilon}} \right) \quad (3)$$

从而:

$$\eta = \frac{2m}{1+m} \quad (4)$$

η 是一个无量纲参数, 表征了材料的耗散状态, 它随变形温度和应变速率的变化形成了功率耗散图, 功率耗散图也被称为微观组织变化的轨迹线^[8,9]。

采用基于动态材料模型理论预测材料的热加工过程中的失稳区域时, 目前多数学者采用 Prasad 失稳准则^[10-12], 该准则以大塑性流变的不可逆热力学极值原理为基础, 认为当:

$$\frac{\partial D}{\partial R} < \frac{D}{R} \quad (5)$$

时材料会出现流动失稳, 此处 $R = \dot{\bar{\epsilon}}$, D 是给定的耗散函数。由于耗散协量与冶金过程的组织演化有关, 于是 Prasad 用 J 代替 D , 并结合上式得到如下失稳准则:

$$\xi(\dot{\bar{\epsilon}}) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\bar{\epsilon}}} + m < 0 \quad (6)$$

$\xi(\dot{\bar{\epsilon}})$ 随变形温度和应变速率的变化构成失稳图, 将式 (4) 和式 (6) 计算的功率耗散图和失稳图叠加构成材料在某一真应变下的加工图。图 2 为通过式 (4) 和式 (6) 计算的网篮和魏氏组织 TA15 钛合金在真应变为 0.69 时的加工图。图中曲线上的数值代表功率耗散效率 η 的大小, 灰色部分为塑性流动失稳区域。从图 2 可以看出, 2 种 β 转变组织 TA15 钛合金的塑性流动失稳区域均主要集中在低温 (750~880 °C) 和高应变速率 (0.0032~10 s⁻¹) 范围, 且魏氏组织 TA15 钛合金的塑性流动失稳区域范围更大, 在加工图 (图 2b) 的左下角 (温度 750~775 °C、应变速率 0.001~0.0032 s⁻¹) 和右上角 (温度 880~950 °C、应变速率 0.56~10 s⁻¹) 区域也出现了塑性流动失稳。

2.2 塑性流动失稳缺陷及其特征

通过对 β 转变组织 TA15 钛合金热压缩变形后试样进行宏观和微观组织观察, 得到其塑性流动失稳缺陷随变形温度和应变速率的变化规律如图 3 所示, 图 3 中塑性流动失稳缺陷主要集中在低温和高应变速率范围 (750~875 °C、0.01~10 s⁻¹), 且魏氏组织的塑性流动失稳范围比网篮组织大, 这与图 2 基于 Prasad 失稳准则预测的失稳范围 (750~880 °C、0.0032~10 s⁻¹) 基本相同, 说明 Prasad 失稳准则对 2 种 β 转变组织 TA15 钛合金在 $\alpha+\beta$ 相区塑性流动失稳范围的预测是比较准确的。不同的是, 图 2 加工图左上角高应变速率范围

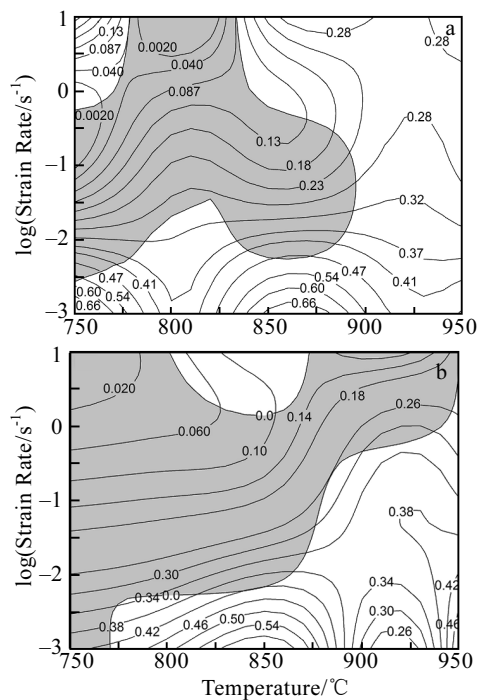
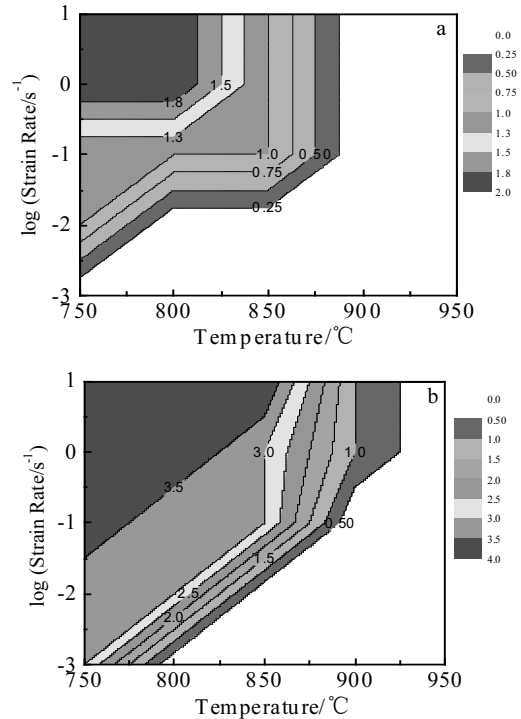


图2 基于 Prasad 准则的 TA15 钛合金真应变 0.69 时的加工图
Fig.2 Processing maps for TA15 titanium alloy at true strain of 0.69 based on Prasad criterion: (a) basket-weave microstructure and (b) Widmannstatten structure

均存在一小块白色的“稳定”区域,但该区域的功率耗散效率 η 值均小于 0.14,几乎为加工图中 η 值最小的区域。功率耗散图被称为微观组织变化的轨迹线,一般来说,功率耗散效率越大表示金属的内在可加工性越好^[13,14]。显然,加工图中这 2 个白色的“稳定”区域是否真的稳定还得依赖于微观组织观察来判定。

对照图 3a 和 3b 可以发现,魏氏组织 TA15 钛合金发生塑性流动失稳的范围比网篮组织大,而且出现塑性流动失稳缺陷的种类也更多,除了局部流动带和 45° 宏观剪切裂纹外,还出现了微裂纹,即魏氏组织比网篮组织更容易出现塑性流动失稳,且 3 种缺陷中局部流动带出现的范围最广,微裂纹次之,45° 宏观剪切裂纹主要出现在变形温度最低(750~850 °C)和应变速率最高(1~10 s⁻¹)的区域。

图 4 为 β 转变组织 TA15 钛合金在真应变 0.69 时压缩试样出现的 45° 宏观剪切裂纹照片,可以看出,压缩试样侧表面出现了明显的剪切裂纹,其方向与压缩轴线约呈 45°。钛合金的导热性能差,高应变速率(1~10 s⁻¹)变形时,变形几乎在瞬间完成,造成大量塑性功所转换的热量来不及向周围传导,而与压缩轴线呈 45° 角的方向剪切力最大,变形最容易^[15],绝热过



0 indicates no plastic flow instability defects; 1 indicates flow localization bands occur; 2 indicates flow localization bands and 45° macro shear crack occur; 3 indicates flow localization bands and microcracks occur; 4 indicates flow localization bands microcracks and 45° macro shear crack occur

图3 β 转变组织 TA15 钛合金塑性流动失稳缺陷分布图 ($\epsilon=0.69$)

Fig.3 Plastic flow instability defect distribution maps of TA15 titanium alloy with β transformed microstructure at strain of 0.69: (a) basket-weave microstructure and (b) Widmannstatten structure

程致使该区域变形温度突然升高,产生严重的热软化甚至熔化,从而出现 45° 宏观剪切裂纹。值得一提的是,图 4b 和 4c 出现 45° 宏观剪切裂纹对应的变形参数在图 2 中位于加工图左上角的白色“稳定”区域,可见,加工图中低温、高应变速率区失稳区内的一小块“稳定”区可能对应着材料的宏观开裂。

图 5 为魏氏组织 TA15 钛合金在真应变 0.69 时微观组织中出现微裂纹的金相照片,可以看出,微裂纹主要萌生于原始 β 晶粒边界的晶界 α 相与晶内 α 丛交界的薄 β 层处,且这些微裂纹主要出现在压缩试样的自由变形区,这是因为在单轴压缩过程中,自由变形区受周向拉应力作用,与压缩轴线呈 45° 方向的晶界 α

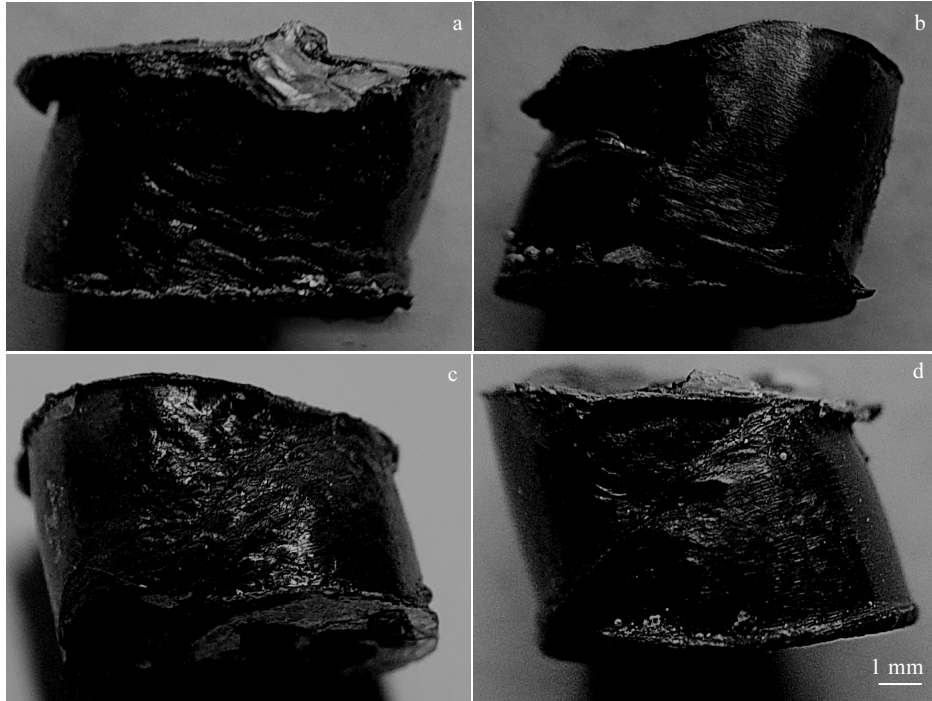


图 4 β 转变组织 TA15 钛合金压缩试样出现 45° 宏观剪切裂纹时的照片 ($\varepsilon=0.69$)

Fig.4 Photographs of 45° macro shear crack of the TA15 titanium alloy with β transformed microstructure at strain of 0.69: (a) 800 °C, 10 s^{-1} , basket-weave microstructure; (b) 750 °C, 10 s^{-1} , basket-weave microstructure; (c) 800 °C, 10 s^{-1} , Widmannstatten structure; and (d) 750 °C, 10 s^{-1} , Widmannstatten structure

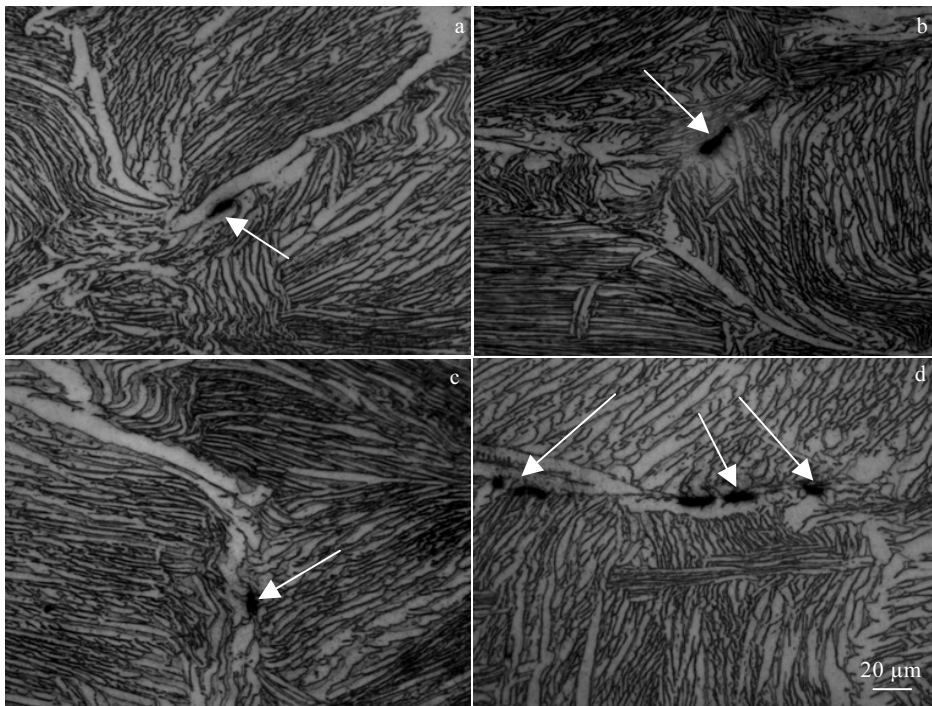


图 5 魏氏组织 TA15 钛合金出现微裂纹的金相照片 ($\varepsilon = 0.69$)

Fig.5 Metallographs of microcracks of TA15 titanium alloy with Widmannstatten structure at strain of 0.69: (a) 750 °C, 0.1 s^{-1} ; (b) 800 °C, 0.1 s^{-1} ; (c) 850 °C, 0.1 s^{-1} ; (d) 750 °C, 10 s^{-1}

相在剪切应力的作用下发生滑动,从而在三叉晶界产生应力集中,如果该应力集中不能通过邻近 α 相的变形释放的话,裂纹就会在拉和剪复合应力作用下在晶界 α 相和薄 β 层之间形成^[16]。图 5a~5c 中微裂纹长度约为 $20\ \mu\text{m}$,当应变速率增大到 $10\ \text{s}^{-1}$ 时(图 5d),多个长度 $10\sim 20\ \mu\text{m}$ 的微裂纹沿原始 β 晶粒边界发生明显地合并与连接。

图 6 为 β 转变组织 TA15 钛合金在应变速率 $1\ \text{s}^{-1}$ 、变形温度 750 和 $800\ ^\circ\text{C}$ 时的金相照片,可以看出,2 种 β 转变组织 TA15 钛合金均在原始 β 晶粒边界附近引发了数条深灰色的条带,即局部流动带。本作者在文献[17]中对这 2 种 β 转变组织 TA15 钛合金的局部流动失稳行为进行了研究,发现网篮组织在局部流动失稳参数大于 7 时会出现局部流动带,魏氏组织在该参数大于 5 时会出现局部流动失稳。可见,热变形参数相同时,魏氏组织比网篮组织 TA15 钛合金更容易发生局部流动失稳。

3 分析与讨论

以上实验结果表明,魏氏组织比网篮组织 TA15 钛合金的失稳缺陷种类多,失稳区范围大,即魏氏组织比网篮组织 TA15 钛合金更容易发生塑性流动失稳。图 7 为 β 转变组织 TA15 钛合金 α 相等轴化百分比随应变速率和变形温度的变化曲线,可以看出,热变形参数相同时,网篮组织的 α 相等轴化百分比总是大于魏氏组织的。文献[17]中求得网篮组织和魏氏组织 TA15 钛合金在 $\alpha+\beta$ 相区的热变形激活能分别为 617 和 $681\ \text{kJ/mol}$,可见,魏氏组织要发生等轴化需要更大的变形激活能,更难发生等轴化。研究表明,同一组织类型,随着 α 相晶粒尺寸的减小,其绝热剪切敏感也将减小^[18]。 α 层片形状对钛合金绝热剪切行为有较大影响, α 相长宽比减小,绝热剪切程度也减弱^[19]。TA15 钛合金在 β 相区空冷,得到网篮组织中 α 相平均层片厚度约 $1\ \mu\text{m}$,而炉冷得到的魏氏组织中 α 层片厚度约 $4.3\ \mu\text{m}$ 。细小的层片 α 相在变形过程中更容易发生等轴化,等轴化使得 α 相长宽比较大程度下降,从而降低了绝热剪切敏感性。Semiatin 等^[20]在对等轴

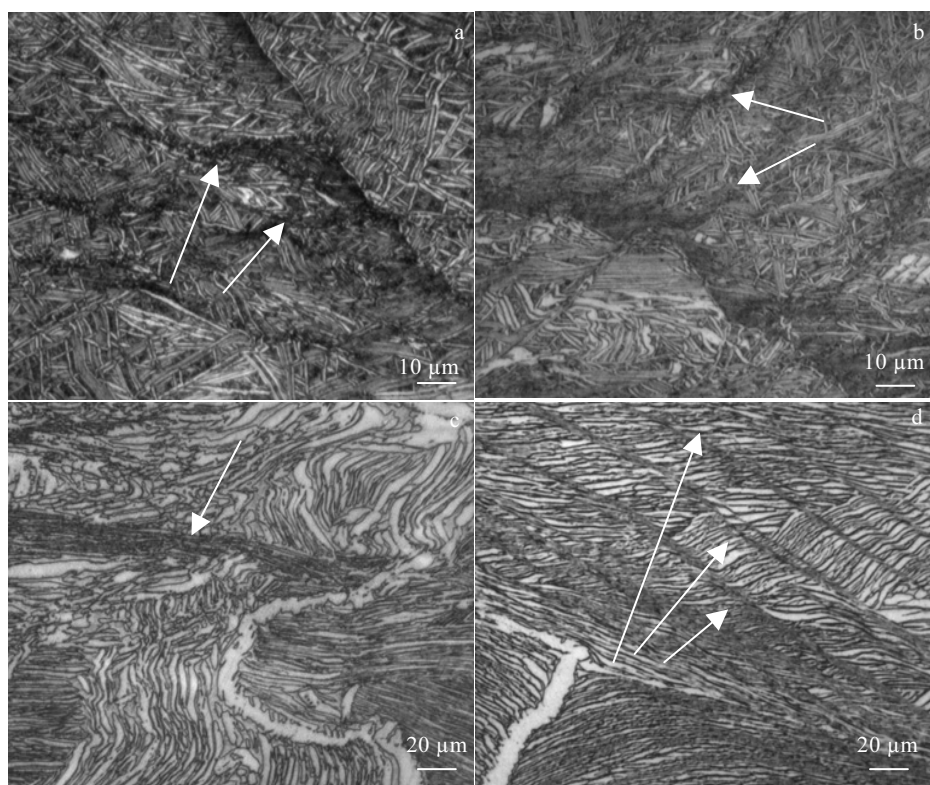


图 6 β 转变组织 TA15 钛合金真应变为 0.69 时发生局部流动的金相照片

Fig.6 Metallographs of flow localization bands of TA15 titanium alloy with β transformed microstructure at strain of 0.69: (a) $800\ ^\circ\text{C}$, $1\ \text{s}^{-1}$, basket-weave microstructure; (b) $750\ ^\circ\text{C}$, $1\ \text{s}^{-1}$, basket-weave microstructure; (c) $800\ ^\circ\text{C}$, $1\ \text{s}^{-1}$, Widmannstatten structure; (d) $750\ ^\circ\text{C}$, $1\ \text{s}^{-1}$, Widmannstatten structure

组织和层片组织 Ti-6242 钛合金进行热锻和热扭转试验时发现, 热变形参数相同时, 层片组织比等轴组织有着更大的局部流动失稳倾向。相同参数变形后, 网篮组织 TA15 钛合金比魏氏组织有更多的等轴 α 相, 等轴 α 相的增多有利于组织协调变形, 从而降低局部流动失稳发生的可能性。

图 8 为 β 转变组织 TA15 钛合金在等轴化过程中 β 相楔入 α/α 界面的 SEM 照片。如图中箭头所示, β 相是以“杯型”楔入 α/α 界面的。原始 β 晶粒边界处原子排列较混乱, $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变的驱动力大, 在晶界会首先发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变, 且 α 相会同时在晶界上多处位置形核, 这就造成晶界 α 相是由许多 α 片拼接成的, 相接处就成为 β 相优先楔入的位置^[17]。与晶界 α 相不同, 晶内片状 α 相没有那么多有利的楔入位置, 所以需要片状 α 相在变形过程中通过动态再结晶或孪晶等方式将长条 α 相分离以提供有利于 β 相楔入的 α/α 界面, 这些有利位置一旦出现, β 相将迅速楔入, 直至 α/α 界面完全分离。Weiss 等^[21]认为当 β 相楔入距离大于 α 层片厚度的一半时, α/α 界面的分离就变得容易。可见, α 层片厚度对等轴化过程有着重要影响, α 层片厚度越小, β 相楔入的 α/α 界面越容易进行, 这正是变形参数相同时网篮组织比魏氏组织 TA15 钛合金更容易发生等轴化的根本原因。

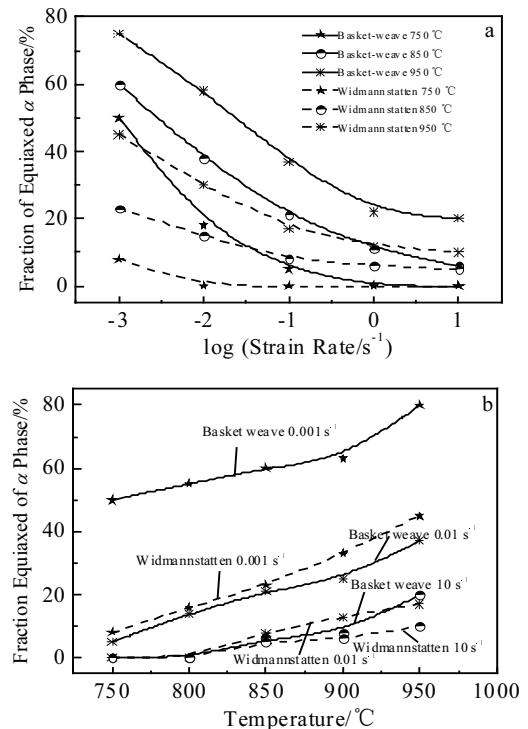


图 7 β 转变组织 TA15 钛合金 α 相等轴化百分比随变速率和变形温度的变化曲线 ($\varepsilon = 0.69$)

Fig.7 Variation in equiaxed α phase fraction with strain rate (a) and temperature (b) for TA15 titanium alloy with β transformed microstructure

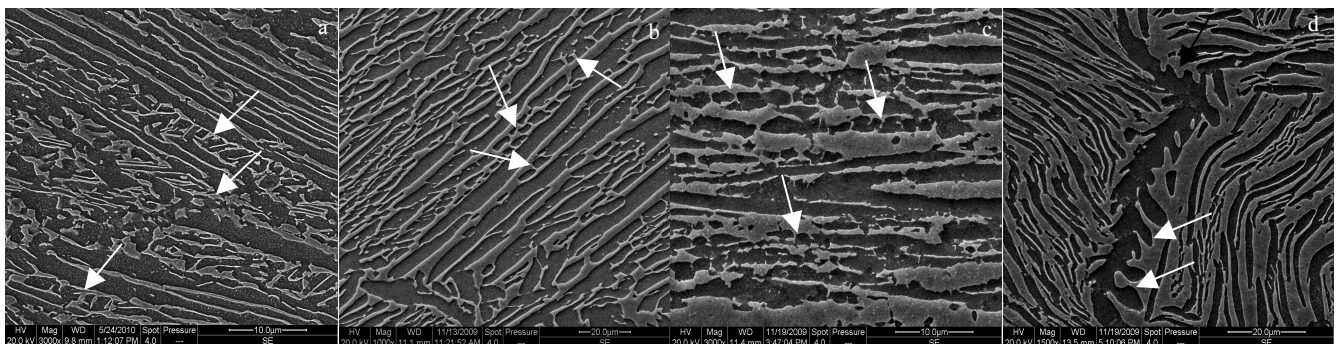


图 8 TA15 钛合金 β 相楔入 α/α 界面的 SEM 照片 ($\varepsilon = 0.69$)

Fig.8 SEM images illustrating the β phase wedged of wedging into α/α interface in TA15 titanium alloy: (a) basket-weave microstructure, 850 °C, 0.001 s⁻¹; (b) Widmannstatten structure, 850 °C, 1 s⁻¹; (c) Widmannstatten structure, 900 °C, 0.01 s⁻¹; (d) Widmannstatten structure, 900 °C, 0.1 s⁻¹

4 结 论

1) 基于 Prasad 失稳准则的加工图预测 β 转变组织 TA15 钛合金在低温 (750~880 °C) 和高应变速率 (0.0032~10 s⁻¹) 范围存在较大区域的塑性流动失稳, 且魏氏组织的塑性流动失稳区域范围比网篮组织大。

2) 魏氏组织比网篮组织 TA15 钛合金的失稳缺陷

种类多。网篮组织有局部流动带和 45°宏观剪切裂纹 2 种失稳缺陷, 魏氏组织则出现了局部流动带、45°宏观剪切裂纹以及微裂纹 3 种失稳缺陷。

3) 魏氏组织比网篮组织 TA15 钛合金更容易发生塑性流动失稳, 与网篮组织的 α 层片更均匀细小, 在变形过程中协调分散性好, 不利于失稳缺陷的产生有关。

参考文献 References

- [1] Huang Chaowen(黄朝文), Zhao Yongqing(赵永庆), Xin Shewei(辛壮伟) *et al.* *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2016, 33(1): 8
- [2] Chang Hui(常辉), Zhou Lian(周廉), Wang Xiangdong(王向东). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报) [J], 2013, 34(4): 37
- [3] Jin Hexi(金和喜), Wei Kexiang(魏克湘), Li Jianming(李建明) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报) [J], 2015, 25(2): 280
- [4] Yin W H, Xu F, Ertorer O *et al.* *Acta Materialia*[J], 2013, 61(10): 3781
- [5] Fu Yingqian(付应乾), Dong Xinlong(董新龙). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(1): 102
- [6] Deng X G, Hui S X, Ye W J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 598: 304
- [7] 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
- [8] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243: 82
- [9] Robi P S, Dixit U S. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 142: 289
- [10] Ma X, Zeng W D, Tian F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 545: 132
- [11] Quan G Z, Lv W Q, Liang J T *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 221: 66
- [12] Li J B, Liu Y, Liu B *et al.* *Intermetallics* [J], 2014, 52: 49
- [13] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 284: 184
- [14] Fang Gang(方刚), Zou Jianrong(邹建荣), Lu Yafeng(卢亚锋) *et al.* *Journal of Tsinghua University, Science and Technology*(清华大学学报, 自然科学版)[J], 2012, 52(7): 929
- [15] Wu Xiaoping(郭小萍), Li Defu(李德富), Guo Shengli(郭胜利) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(1): 80
- [16] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 325: 112
- [17] Dong Xianjuan(董显娟). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2011: 93
- [18] Sun Kun(孙坤), Cheng Xingwang(程兴旺), Wang Fuchi(王富耻) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(10): 1856
- [19] Song H, Wu G Q, Zhang Z G *et al.* *Materials Letters*[J], 2006, 60: 3385
- [20] Semiatin S L, Lahoti G D. *Metallurgical Transactions A*[J], 1981, 12(10): 1705
- [21] Weiss I, Froes F H, Eylon D *et al.* *Metallurgical Transactions A*[J], 1986, 17(11): 1935

Plastic Flow Instability Behavior of TA15 Titanium Alloy with β Transformed Microstructure

Dong Xianjuan, Lu Shiqiang, Wang Kelu, Ouyang Delai

(Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: An isothermal constant strain rate compression test was performed on TA15 titanium alloy with two types of β transformed microstructures of basket-weave and Widmannstatten in the temperature range of 750~950 °C and the strain rate range of 0.001~10 s⁻¹. The results show that there is a wide range of plastic flow instability in the two β transformed microstructures in low temperature and high strain rate regions (750~880 °C, 0.0032~10 s⁻¹). The instability range of Widmannstatten microstructure is larger than that of the basket-weave microstructure. The instability defects of Widmannstatten microstructure mainly include 45° macro shear crack, microcrack and flow localization band, while the defects of basket-weave microstructure are chiefly 45° macro shear crack and flow localization band. The plastic flow instability is more likely to occur in Widmannstatten microstructure than in the basket-weave one, which is primarily due to the poor deformation coordination caused by the coarse lamellar α in Widmannstatten microstructure.

Key words: β transformed microstructure; flow instability; flow localization band; boundary of prior β ; spheroidization

Corresponding author: Dong Xianjuan, Ph. D., Associate Professor, Institute of Aeronautic and Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83863039, E-mail: dxj3@163.com