

Ti-55511 合金热变形行为及组织演变研究

牟芃威¹, 吕书锋^{1*}, 杨培杰², 康煦东³, 杜赵新³

(1. 内蒙古工业大学理学院, 内蒙古 呼和浩特 010051; 2. 中国北方稀土(集团)高科技股份有限公司, 内蒙古 包头 014060; 3. 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051)

摘要:通过等温热压缩模拟方法在温度为 700 ~ 950 °C 和应变速率为 0.001 ~ 10 s⁻¹ 的工艺下研究了 Ti-55511 合金的热变形行为。结果表明, 合金的软化机制对热加工参数的变化很敏感, 在高应变速率及低变形温度的匹配下, 合金因动态回复/再结晶所造成的软化行为在与形变硬化的竞争中占据主导地位, 表现为流变应力的降低。此外, 再结晶软化与形变硬化在高变形温度与低应变速率的匹配下达到平衡状态。对比功率耗散因子(η)可以发现, 低应变速率条件下的 η 值较高, 组织分布较为均匀, 热加工性能良好。

关键词: Ti-55511 合金; 热压缩模拟; 显微组织; 回复再结晶; 热加工性能

中图分类号: TF823, TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)05-0061-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.05.010

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Study on thermal deformation behavior and microstructure evolution of Ti-55511 alloy

Mu Pengwei¹, Lü Shufeng^{1*}, Yang Peijie², Kang Xudong³, Du Zhaoxin³

(1. College of Science, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, Inner Mongolia, China; 2. China North Rare Earth (Group) Hi-tech Co., Ltd., Baotou 014060, Inner Mongolia, China; 3. College of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, Inner Mongolia, China)

Abstract: The thermal deformation behavior of Ti-55511 alloy was studied by isothermal compression simulation method at the temperature of 700 ~ 950 °C and strain rate of 0.001 ~ 10 s⁻¹. The results show that the softening mechanism of the alloy is very sensitive to the change of hot working parameters. Under the matching of high strain rate and low deformation temperature, the softening behavior of the alloy caused by dynamic recovery/recrystallization plays a dominant role in the competition with deformation hardening, which is manifested as the reduction of flow stress. In addition, recrystallization softening and deformation hardening reach an equilibrium state under the matching of high deformation temperature and low strain rate. By contrast, the power dissipation factor (η) is higher under the condition of low strain rate, the microstructure distribution is more uniform, and the thermal processing ability is good.

Key words: Ti-55511 alloy, thermal compression simulation, microstructure, recovery recrystallization, hot working property

收稿日期: 2023-01-01

基金项目: 国家自然科学基金项目(12172182, 52071185); 内蒙古自治区直属高校基本科研业务费项目(JY20220086); 国家级大学生创新创业训练项目(202210128005)。

作者简介: 牟芃威, 2001 年出生, 男, 内蒙古呼和浩特人, 学士, 主要从事钛合金微观结构与力学性能表征方面的研究, E-mail: 1359047891@qq.com; *通讯作者: 吕书锋, 1983 年出生, 男, 内蒙古宁城人, 博士, 教授, 长期从事复合材料层合板非线性动力学方面的研究, E-mail: shufenglu@163.com。

0 引言

Ti-55511 合金是一种具备高强度、高韧性及强耐腐蚀性能的 $\alpha+\beta$ 双相钛合金,在航空、航天领域内应用较为广泛,特别适用于制造飞机、船舶等的大型起落架^[1-3]。但由于钛合金显微组织对温度变化的高敏感性、较大的变形抗力以及较高的变形温度,使得钛合金的热加工难度大幅度提升^[4-5]。为了改良这种状况,人们将目光聚焦于钛合金热变形行为的分析方面,通过对相应高温变形参数下的显微组织演变规律及相应软化机制进行了大量的表征与研究^[6-10],以期可以改善钛合金的热加工性能。

笔者通过等温热压缩研究了热变形参数对 Ti-55511 合金流变应力以及相应微观组织的影响规律,并建立了 0.92 真应变条件下 Ti-55511 合金的热加工图,分析了功率耗散因子对材料微观组织及加工性能的影响。

1 试验材料与方法

本研究所选用的试验材料为锻态 Ti-55511 钛合金,其名义成分 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe,具体化学成分如表 1 所示。可以看出实际化学成分接近于名义化学成分,且误差在允许接受的范围内。Bania^[2] 于 1994 年提出了 Mo 当量成分和计算公式:

$$[\text{Mo}]_{\text{eq}} = [\text{Mo}] + 0.22[\text{Ta}] + 0.28[\text{Nb}] + 0.44[\text{W}] + 0.67[\text{V}] + 1.25[\text{Cr}] + 1.25[\text{Ni}] + 1.7[\text{Mn}] + 1.7[\text{Co}] + 2.5[\text{Fe}] - 1[\text{Al}] \quad (1)$$

经计算, Ti-55511 合金的 Mo 当量 $([\text{Mo}]_{\text{eq}})$ 约为 6.02, 隶属于 $\alpha+\beta$ 两相钛合金。Ti-55511 的锻态组织如图 1 所示,显微组织由 α 相(白色)和 β 相(黑色)组成,可以看出 β 晶粒细长,符合锻态组织特点,其晶界由长条状 α 相组成(α_{GB}), β 晶粒内部由形貌呈等轴状和类片层状的 α 相组成,整体分布较为均匀。

表 1 Ti-55 511 钛合金化学成分
Table 1 Chemical composition of Ti-55 511 alloy

Al	Mo	V	Cr	Fe	C	Si	Zr	O	N	H	Ti
5.47	4.52	4.81	1.03	1.5	0.013	0.011	0.121	0.14	0.006 4	<0.001	Bal.

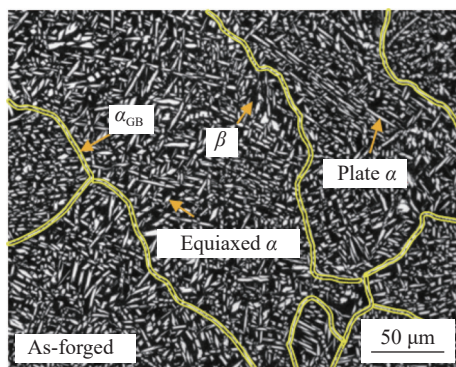


图 1 Ti-55511 合金锻态组织
Fig. 1 As-forged microstructure of Ti-55511 alloy

组织试样的处理采用的是传统的金相打磨方法,首先在目数分别为 80、400、1 000 和 2 000 的碳化硅(SiC)砂纸上沾水依次打磨用于微观结构观察的样品,然后在 $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的溶液环境中,在 $\text{CH}_3\text{OH}:\text{CH}_3(\text{CH}_2)_3\text{OH}:\text{HClO}_4=6:3:1$ 的抛光液中进行电化学抛光。在 $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=3:7:90$ 的 Kroll's 溶液中对 SEM 样品进行蚀刻。使用 FEI-Quanta-650 FEG 扫描电子显微镜(SEM)研究不同热加工工艺下的微观结构特征。

利用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行了热模拟压缩试验,热压缩试样采用 $\varnothing 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 圆柱形样品,依次在目数分别为 80、400、1 000 碳化硅(SiC)砂纸上沾水打磨至光滑,热压缩试验参数如表 2 所示,试验结束后对样品进行水淬处理以保留高温下的组织形貌,同时研究应变速率和变形温度对 Ti-55511 钛合金显微组织和流动应力的影响。

表 2 Ti-55511 合金高温变形参数
Table 2 High temperature deformation parameters of Ti-55511 alloy

变形量/%	真应变	应变速率/ s^{-1}	变形温度/ $^{\circ}\text{C}$
60	0.92	0.001, 0.01, 0.1, 1, 10	700, 750, 800, 850, 900, 950

2 结果与讨论

2.1 热变形参数对合金流变应力的影响

图 2 显示了 Ti-55511 合金在相同应变速率条件下不同变形温度(700 ~ 950 $^{\circ}\text{C}$)的真应力-应变曲线,可以看到真应力-应变曲线呈现明显的动态再结晶曲线特征,在应变起始阶段,应力值随着应变的增

加而增大,呈现出明显的加工硬化现象,在达到峰值应力后,开始出现再结晶,由动态回复/再结晶所造成的软化^[11]与由形变造成的加工硬化同时发生,在变形温度和应变速率较低时(如 700 °C/0.001 s⁻¹),

流变软化行为占据主导地位,此时应力值随应变的增加逐渐降低,并且可以发现随着应变的增加,几乎没有稳态流变现象的产生,这代表着再结晶一直处于热变形行为的主导地位。

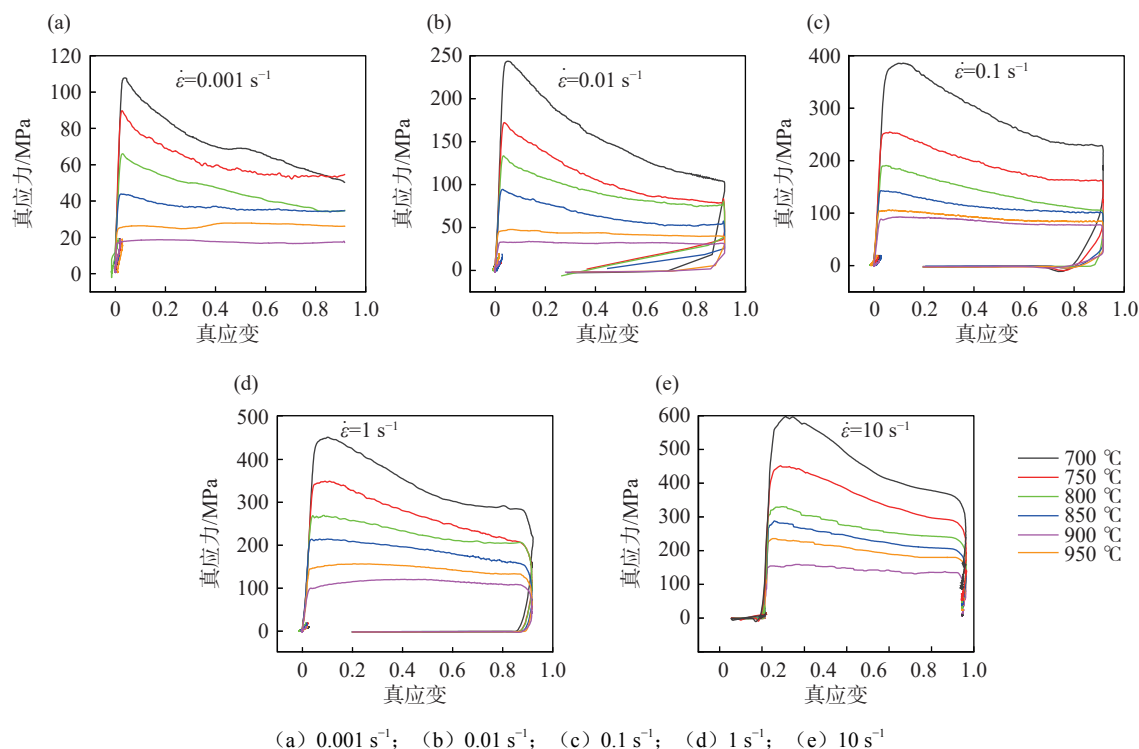


图2 Ti-55511 合金在相同应变速率不同变形温度下的真应力-应变曲线

Fig. 2 True stress-strain curves of Ti-55511 alloy at the same strain rate and different deformation temperatures

此外,某些真应力-应变曲线在再结晶阶段呈现锯齿的波动状,这代表形变硬化行为和流变软化行为一直处于竞争状态。在变形温度较高、应变速率较大时,真应力-应变曲线在达到峰值应力后逐渐变得平缓,这证明形变硬化行为和流变软化行为近似达到一种动态平衡状态。此外,随着变形温度的升高,真应力-应变曲线的峰值应力逐渐下降。这是由于当变形温度升高时, α 相以 $\alpha \rightarrow \beta$ 方式向 β 相发生转变,密排六方结构(hcp)的减少以及体心立方(bcc)的增多,代表样品在热变形过程中有更多滑移系可供驱动选择, α 相对于位错钉扎作用减少,从而降低了合金的流动应力^[12]。

图3显示了 Ti-55511 合金在相同变形温度不同应变速率(0.001 ~ 10 s⁻¹)下真应力-真应变曲线,可以看出应变速率越大,合金表现出的峰值应力越高。这代表着随着变形速率的上升,合金所遭遇的热变形抗力逐渐加大,在此期间,位错大量增殖,并

对后续位错形成阻碍,造成了界面处的位错堆积^[12],位错密度随之上涨,同时加大了晶格畸变程度,动态回复/再结晶的软化机制不够充分,表现为流变应力的上涨^[11, 13]。

2.2 热变形工艺对合金微观组织的影响

图4为应变速率为 0.01 s⁻¹时不同变形温度(700 ~ 950 °C)下的微观组织,当变形温度在 α/β 相变点以下,即 700 °C 时,此时以动态再结晶为主,可以看到在大的破碎的变形 α 晶粒周围萦绕着大量小的再结晶 α 晶粒(如图4(f₁))。随着变形温度逐渐向 α/β 转变温度接近,再结晶 α 晶粒一部分溶解入基体向 β 相转变,一部分以亚晶合并的方式长大,在变形温度为 800 °C 时,小尺寸的 α 晶粒近乎全部消失(如图4(d₁))。当变形温度在 α/β 相变点以上时,合金中存在少量的动态再结晶行为,但主要以动态回复为主, α 晶粒的尺寸和数量随变形温度的升高而降低。

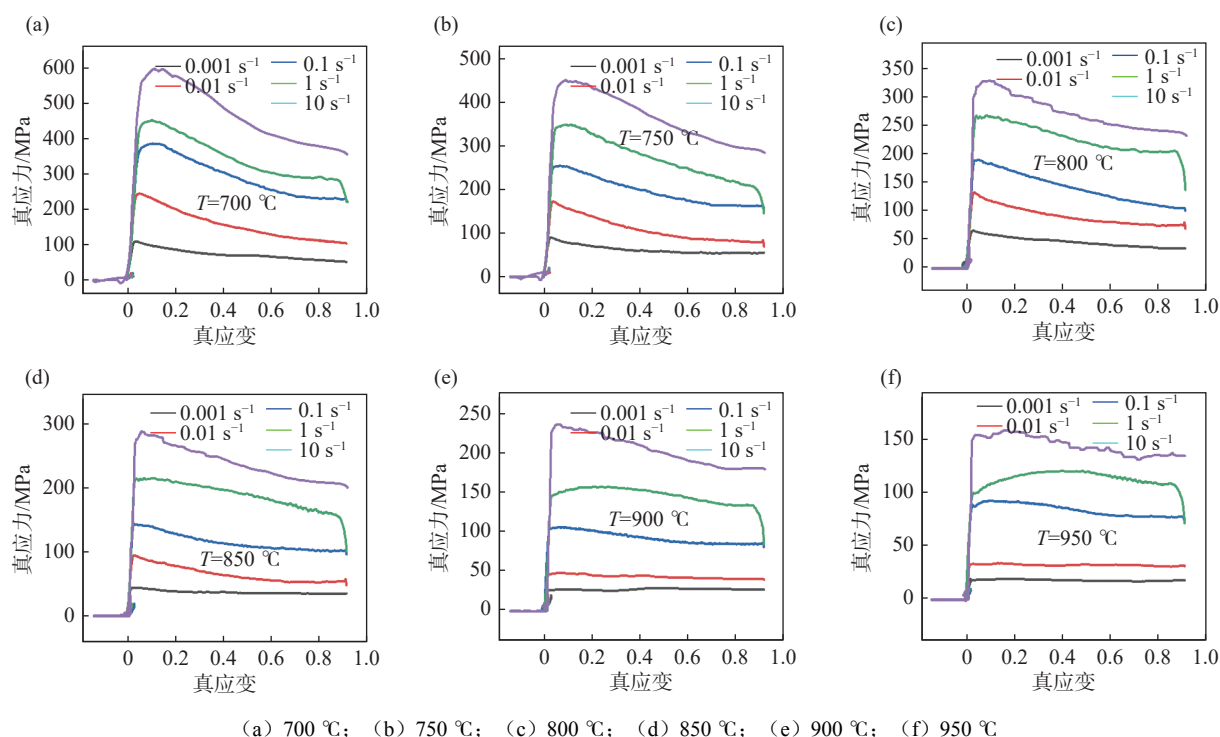


图3 Ti-55511合金在相同变形温度不同应变速率下真应力-真应变曲线

Fig. 3 True stress-true strain curves of Ti-55511 alloy at the same deformation temperature and different strain rates

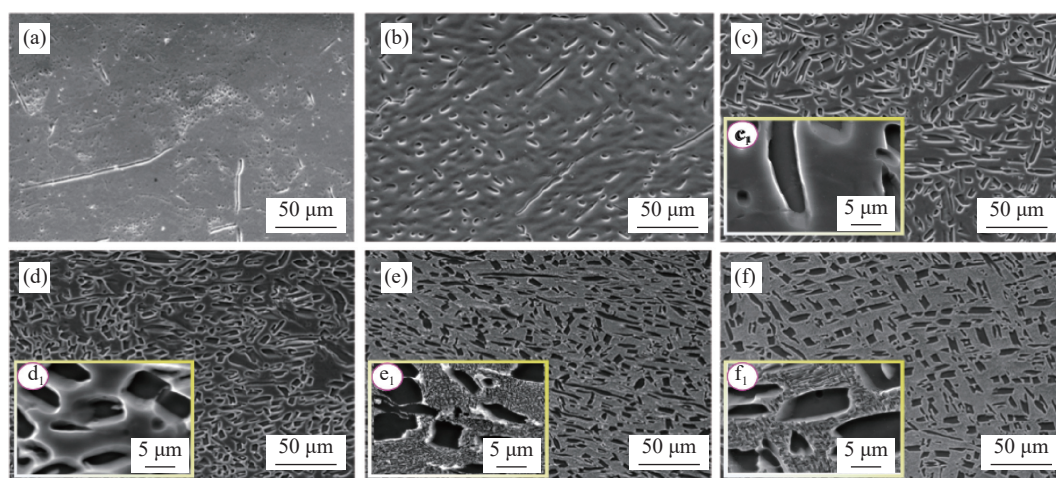


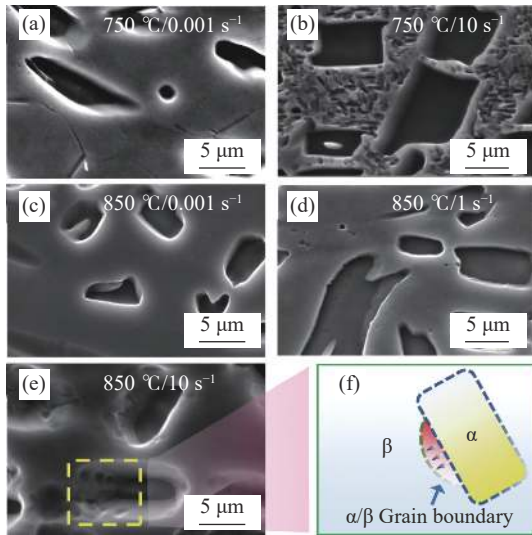
图4 Ti-55511合金在0.01 s⁻¹应变速率下不同温度的微观组织

Fig. 4 Microstructure of Ti-55511 alloy at different temperatures at 0.01 s⁻¹ strain rate

图5为变形温度为750、850 °C时不同应变速率(0.001, 1, 10 s⁻¹)的微观组织。可以看到在应变速率较低时(0.001 s⁻¹)(如图5(a)), 关联其真应力-应变曲线可以发现, 其再结晶驱动力很小, 动态再结晶现象并不明显, 小尺寸的再结晶晶粒很少, 主要以动态回复为主, 再结晶的孕育期延长, 可供晶粒长大的时间充足, 这也意味着在低速率条件下, 位错等缺陷

在变形过程中因滑移、攀移而大幅度减少, 无法为再结晶晶粒提供更多的形核位置。在高应变速率条件下(10 s⁻¹)(如图5(b))可以看到, 因应变速率较快, α 晶粒被拉长而断裂, 同时再结晶所造成的软化在与形变硬化的竞争中占据主导地位, 加快了再结晶过程, 尤其是在断裂的变形晶粒间发现了小的再结晶晶粒, 这表明破碎的变形晶粒为再结晶的形核提

供了更多的位置,再结晶的形核率随之提升,且温度较低,所产生的畸变能不足以支撑晶粒的快速长大,在变形晶粒周围产生大量小的再结晶晶粒。随着变形温度的升高,原子的扩散能力得到有效的提升,同时加快了位错的滑移、攀移,畸变能的提升加快了再结晶及 $\alpha \rightarrow \beta$ 的相转变过程。在高温、低应变速率下,几乎看不到尺寸小的再结晶晶粒(如图 5(c)-(d)),只观察到变形晶粒的拉长,在高温、高应变速率下,可以观察到再结晶晶粒在原变形晶粒晶界处向外弓出形核(如图 5(e)),但因为过高的应变速率,再结晶晶粒来不及长大所保留的组织形貌,这种现象在低温条件下并未观测到,这说明高温同时加剧了晶界的迁移能力,再结晶晶粒可以在 α/β 相界以晶界弓出形核的方式进行生长。



(a) 0.001 s⁻¹, 750 °C; (b) 10 s⁻¹, 750 °C; (c) 0.001 s⁻¹, 850 °C; (d) 1 s⁻¹, 850 °C; (e) 10 s⁻¹, 850 °C

图 5 Ti-55511 合金在 750 °C 和 850 °C 变形温度条件下不同应变速率的微观组织

Fig. 5 Microstructure of Ti-55511 alloy at different strain rates at 750 °C and 850 °C

2.3 热加工图的构建

Ti-55511 合金热加工图是基于变形参数具体数值并结合实际加工情况采用计算机拟合的方式进行搭建的,将对应的功率耗散图和失稳图在变形温度(T)与应变速率对数化($\lg \dot{\epsilon}$)的二维空间内进行叠加,可以对 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 合金在热加工过程中的失稳行为进行预测,并反应因裂纹、不均匀变形及剪切带等引起的危险区及相应塑性加工过程的变形机制。利用 Ti-55511 合金热压缩试验得到的真应力-真应变曲线,可以得到真应变为 0.92 时所对应的合金的流动应力值,并将其进行对数运算,同

时对不同的应变速率进行对数运算,在温度与应变速率保持不变时,采用三次样条差值法对函数 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 的关系进行拟合,得到其表达式:

$$\ln \sigma = a + b \ln \dot{\epsilon} + c(\ln \dot{\epsilon})^2 + d(\ln \dot{\epsilon})^3 \quad (2)$$

其中, a 、 b 、 c 、 d 为三次样条函数中的系数,再在公式 (2) 两侧对 $\ln \dot{\epsilon}$ 求偏导,可以得到:

$$m = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \Big|_{\dot{\epsilon}, T} = b + 2c \ln \dot{\epsilon} + 3d(\ln \dot{\epsilon})^2 \quad (3)$$

因此,根据公式 (3) 可以得到对应变形温度和应变速率条件下的应变速率敏感指数 m 的值。同时,假设在理想条件下,材料在塑性变形过程中,功率耗散量 G 与功率耗散协量 J 处于同一耗散水平,则系统输入能量 P 呈现线性耗散,应变速率敏感指数 m 的值为 1, J 值达到峰值,则峰值 J_{Max} 为:

$$J_{\text{Max}} = \sigma \dot{\epsilon} / 2 = P / 2 \quad (4)$$

材料在塑性变形过程中因其内部微观组织演变所耗损的能量 J 与输入能量 P 的比值,可以以功率耗散因子 η 来表示:

$$\eta = J / J_{\text{Max}} = 2J / P = 2m / (m + 1) \quad (5)$$

以 T 为 x 轴、 $\lg \dot{\epsilon}$ 为 y 轴,建立满足 K-P 准则条件的 η 等值线图,即为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 合金真应变为 0.92 条件下的功率耗散图(如图 6(b)),同时依据 Prasad 等人^[14] 基于 Ziegler 塑性流变理论及微观结构变化动态材料模型所构建的材料塑性变形过程中的失稳判定依据:

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

此外,在 $\dot{\epsilon}$ 及 T 均为定值的条件下,采取三次样条函数对 $\ln m / (m + 1) - \ln \dot{\epsilon}$ 进行拟合,可以得到:

$$\ln m / (m + 1) = a + b \ln \dot{\epsilon} + c(\ln \dot{\epsilon})^2 + d(\ln \dot{\epsilon})^3 \quad (7)$$

在公式 (7) 两侧同时对 $\ln \dot{\epsilon}$ 求偏导并代入公式 (6),可以得到下列关系式:

$$\frac{\partial(\ln m / (m + 1))}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \Big|_{\dot{\epsilon}, T} = b + 2c \ln \dot{\epsilon} + 3d(\ln \dot{\epsilon})^2 \quad (8)$$

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial m / (m + 1)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m = b + 2c \ln \dot{\epsilon} + 3d(\ln \dot{\epsilon})^2 + m < 0 \quad (9)$$

根据式 (9) 可以求出失稳判据 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的值,同时以 $\lg \dot{\epsilon}$ 为 x 轴、 T 为 y 轴,建立 $\xi(\dot{\epsilon})$ 等值线图,将图中小于 0 的位置用阴影覆盖即可得到流变失稳图,之后将合金满足 K-P 准则的功率耗散图及流变失稳图进行组合,可以得到 Prasad 失稳准则下的热加工图(如图 6(d)),可以看出, Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 合

金在热变形过程中具备较大的 η 值变化区间(约 0.43~0.99), 且与 $\dot{\varepsilon}$ 之间存在一定的单调关系。即 T 一定的条件下, η 在合金热塑性变形过程中随着 $\dot{\varepsilon}$ 增加而呈现下降的变化趋势。在合金热塑性变形过程中, 外力做功所输入的动能随应变速率的增加而大量转化为热能, 其中的小部分作为合金组织演变的能量源, 而剩余部分以散热的形式流失, 所以材料的功率耗散效率随应变速率的提高而表现为下降的变化趋势, 合金在此区间变形过程中通常以动态再结晶软化的方式来参与与形变硬化的竞争, 并主导整个塑性变形过程, 因此材料具备了优异的热加工性能。由于 $\xi(\dot{\varepsilon}) > 0$, 合金未发生失稳, 合金的热加工

图以功率耗散图的形式表现。图 6(e)~(f)是功率耗散效率为 0.99 和 0.57 对应的合金组织图, 可以看出在功率耗散效率较高时, 其处在一个较低的应变速率下, 微观组织由等轴状的 α 相和 β 相组成, 输入的能量更多地用于塑性变形过程中的组织演变, 完全再结晶程度较高, 组织分布较为均匀。而功率耗散效率较低时, 系统输入能量只有较少的一部分用于再结晶过程, 晶粒来不及长大, 所以在变形晶粒周围萦绕着大量小的再结晶晶粒, 此时完全再结晶程度较低, 不适宜合金的热加工。所以 η 值越高, 越有利于合金再结晶过程, 其通常集中于低应变速率状态下加工过程。

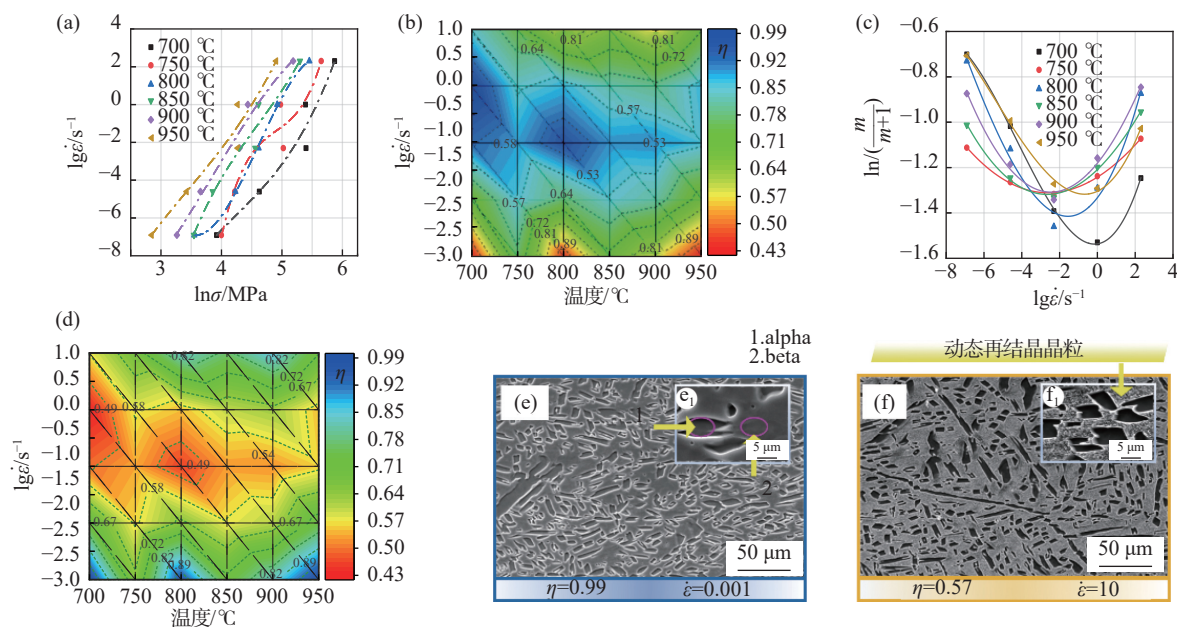


图 6 (a) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 三次样条差值拟合曲线; (b) Ti-55511 合金的功率耗散图($\varepsilon = 0.9$); (c) $\ln[m/(m+1)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 三次样条差值拟合曲线; (d) Ti-55511 合金 Prasad 准则下的热加工图($\varepsilon = 0.9$); (e)-(e₁) $\eta = 0.99$ 时的 Ti-55511 合金微观组织; (f)-(f₁) $\eta = 0.57$ 时的 Ti-55511 合金微观组织

Fig. 6 (a) Cubic spline difference fitting graph of $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$; (b) Power dissipation diagram of Ti-55511 alloy ($\varepsilon = 0.9$); (c) Cubic spline difference fitting graph of $\ln[m/(m+1)] - \ln \dot{\varepsilon}$; (d) Hot working diagram of Ti-55511 alloy under Prasad criterion ($\varepsilon = 0.9$); (e)-(e₁) Microstructure of Ti-55511 alloy when $\eta = 0.99$; (f)-(f₁) Microstructure of Ti-55511 alloy when $\eta = 0.57$

3 结论

对 Ti-55511 合金在不同变形温度及应变速率条件下的热变形行为进行细致的分析, 可以得到以下结论:

1) 变形温度越高, 应变速率越慢, 动态回复/再结晶主导的软化行为与形变硬化达到平衡, 越有利于合金的完全再结晶过程, 组织分布较为均匀。而变形温度越低, 应变速率越快, 再结晶软化在与形变硬化的竞争中占据主导, 再结晶晶粒长大时间不充

分, 组织分布不均匀, 越不利于合金的完全再结晶过程。

2) 在选定变形温度(700~950 °C)及应变速率($10^{-3} \sim 10 s^{-1}$)条件下进行热压缩试验, 失稳判据 $\xi(\dot{\varepsilon}) > 0$, 均未发现失稳行为, Ti-55511 合金具备良好的热加工性能。

3) 应变速率越低, 能量更多的分配于塑性加工过程内部的组织演变中, 功率耗散效率越高, 越有利于合金的热加工过程, 试验范围内所确定的最佳应变速率为 $0.001 s^{-1}$, 此时组织分布较为均匀。

参考文献

- [1] Banerjee D, Williams J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(3): 844–879.
- [2] Viswanathan G B, Karthikeyan S R W. Creep behaviour of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo: II. Mechanisms of deformation[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(20): 4965–4980.
- [3] Nyakana S L, Fanning J C, Boyer R R. Quick reference guide for β titanium alloys in the 00s[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, 14(6): 799–811.
- [4] Weiss I, Semiatin S L. Flow behavior and globularization kinetics during hot working of Ti-6Al-4V with a colony α microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 243(1): 46–65.
- [5] Chen Y Y, Du Z X, Xiao S L, *et al.* Effect of aging heat treatment on microstructure and tensile properties of a new β high strength titanium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 586: 588–592.
- [6] Jones N G, Dashwood R J, Dye D, *et al.* Thermomechanical processing of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 490(1): 369–377.
- [7] Jones N G, Dashwood R J, Dye D, *et al.* The flow behavior and microstructural evolution of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr during subtransus isothermal forging[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(8): 1944–1954.
- [8] Dikovits M, Poletti C, Warchomicka F. Deformation mechanisms in the near- β titanium alloy Ti-55531[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(3): 1586–1596.
- [9] Li L, Li M Q, Luo J. Mechanism in the β phase evolution during hot deformation of Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr with a transformed microstructure[J]. *Acta Materialia*, 2015, 94: 36–45.
- [10] Li C M, Huang L, Zhao M J, *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: 141231.
- [11] Shu Ying, Zeng Weidong, Zhou Jun, *et al.* A study of hot deformation behavior for BT20 alloy[J]. *Materials Science and Technology*, 2005, (1): 66–69.
(舒滢, 曾卫东, 周军, 等. BT20合金高温变形行为的研究[J]. *材料科学与工艺*, 2005, (1): 66–69.)
- [12] Mcqueen H J, Yue S, Ryan N D. Hot working characteristics of steels in austenitic state[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, 53(1): 293–310.
- [13] Wang Limin. Study on hot stamping process and numerical simulation of high strength boron steel sheet[D]. Nanchang: Nanchang University, 2011.
(王丽敏. 高强度硼钢板热冲压成形过程及数值模拟研究[D]. 南昌: 南昌大学, 2011.)
- [14] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M, *et al.* Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1984, 15(10): 1883–1892.

编辑 杨冬梅

《钢铁钒钛》编委换届会议在成都市成功召开

2023年9月26日,由攀钢集团有限公司主管,攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司和重庆大学主办的期刊《钢铁钒钛》编委换届会议在成都材料院顺利召开,此次会议采用“线上+线下”同步的方式开展。期刊编委会主任委员毛新平院士,攀钢党常委、副总经理杨秀亮,重庆大学原党委副书记白晨光教授,新一届编委委员以及《钢铁钒钛》编辑部人员参加了此次会议。会议由期刊主编,攀钢研究院院长胡鸿飞主持。

此次会议圆满完成了《钢铁钒钛》编委会换届工作,明确了期刊未来的工作重点,是期刊开启高质量发展的重要起点。《钢铁钒钛》将以昂扬奋进的姿态适应新时代,迎接新挑战,努力取得新变化、新成效,全力打造特色突出的精品期刊,为引领钒钛资源高效、绿色、高值、智能利用,推动我国钢铁钒钛产业做出新的贡献。

(本刊讯)