

Ti-5Mo-5V-1Cr-3Al 合金的热压缩变形行为研究

Research on Hot Compressive Behavior of
Ti-5Mo-5V-1Cr-3Al Alloy

崔雪飞¹, 米绪军², 林晨光¹, 惠松晓², 魏衍广¹, 陶海明¹

(1 北京有色金属研究总院 粉末冶金及特种材料研究所, 北京 100088;

2 北京有色金属研究总院 有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 100088)

CUI Xue-fei¹, MI Xu-jun², LIN Chen-guang¹, HUI Song-xiao²,

WEI Yan-guang¹, TAO Hai-ming¹

(1 Powder Metallurgy and Special Materials Research Department, General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China; 2 State Key Laboratory for Fabrication & Processing of Non-ferrous Metals, General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

摘要: 采用恒应变速率热压缩模拟实验, 对 Ti-5Mo-5V-1Cr-3Al(简称 1Cr) 钛合金在应变速率 $0.001 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 、变形温度 $700 \sim 900^\circ\text{C}$ 条件下进行研究。结果表明: 该材料的流变应力对温度与应变速率敏感; 当变形温度为 $700 \sim 800^\circ\text{C}$ 时, 真应力-真应变曲线呈现动态再结晶单曲线特征; 当变形温度为 $800 \sim 900^\circ\text{C}$ 时, 低应变速率(0.001 s^{-1})的真应力-真应变曲线呈现动态再结晶多应力峰值曲线特征, 高应变速率($0.01 \sim 1 \text{ s}^{-1}$)的真应力-真应变曲线呈现动态回复曲线特征。1Cr 合金在等温压缩变形时的流变行为可用包含 Zener-Holomon 参数的 Arrhenius 本构方程描述, 变形激活能为 456 kJ/mol 。金相结果显示, 材料在热压缩过程中的动态行为除了与变形速率、变形温度等加工参数相关外, 也与相应温度、变形速率下材料的组织及相结构有关。合金在低应变速率 0.001 s^{-1} 下热压缩变形时, 在接近相变点或以上($800 \sim 900^\circ\text{C}$)温度范围内仍呈现动态再结晶行为, 这与材料在此阶段发生的应变诱发马氏体转变密切相关, 马氏体相的析出促使材料在热变形时趋向于发生动态再结晶行为。

关键词: Ti-5Mo-5V-1Cr-3Al 合金; 等温压缩; 流变应力; 应变诱发马氏体

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.12.004

中图分类号: TG146.2⁺3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)12-0019-08

Abstract: Isothermal compression test was carried out for Ti-5Mo-5V-1Cr-3Al (abbreviated as 1Cr) alloy in the temperature range of $700 \sim 900^\circ\text{C}$ and in the strain rate range of $0.001 \sim 1 \text{ s}^{-1}$. The results show that the flow stress is sensitive to the deformation temperature and the strain rate. Dynamic recrystallization occurs in the temperature range of $700 \sim 800^\circ\text{C}$. In the temperature range of $800 \sim 900^\circ\text{C}$, multi-peaks stress dynamic recrystallization exhibits in the low strain rate of 0.001 s^{-1} and dynamic recovery exhibits in the strain rate range of $0.01 \sim 1 \text{ s}^{-1}$. The flow stress behaviors of Ti-5Mo-5V-1Cr-3Al alloy during the isothermal compression could be expressed by the Arrhenius constitutive equation including Zener-Holomon parameters. The hot deformation activation energy is 456 kJ/mol . The metallographic results indicate that the dynamic behavior of the material in hot compression process is affected by not only the rate and the temperature of the deformation, but also the microstructure and phase structure of the material. During hot compression deformation under a low strain rate of 0.001 s^{-1} , the alloy presents the dynamic recrystallization behavior even near the phase transition point or the higher temperature ($800 \sim 900^\circ\text{C}$), which is closely related to the martensitic transformation induced by the strain. The precipitation of the martensite promotes dynamic recrystallization behavior during the hot deformation.

Key words: Ti-5Mo-5V-1Cr-3Al alloy; isothermal compression; flow stress; strain-induced martensitic

近年来,随着航空航天飞行器的发展,钛合金的研究和应用领域不断拓展,其中作为结构材料使用的高强

韧钛合金是最重要的发展方向之一^[1-4]。Ti5Mo5V3Al-XCr 系列钛合金是新开发的具有中国自主知识产权的一系列 β 钛合金,该系列合金拥有优良的综合力学性能。改变铬在合金中的含量,合金会呈现出不同的成型性能特点,其中高 Cr 含量的 Ti5Mo5V3Al-8Cr(国标牌号为 TB2)合金呈现出优异的冷轧性能,作为冷轧板材已批量应用于航天领域;低 Cr 含量的 Ti5Mo5V3Al-2Cr(国标牌号为 TB10)合金则呈现出了较好的热锻性能,具备制作大型高强锻件的潜力,作为结构件已成功应用于航空航天领域^[5,6]。由于对其他 Cr 含量合金在热变形过程中变形行为的研究较少,探究 Cr 含量对于合金系成型性能的影响是掌握不同 Cr 含量合金性能特征的基础,因此对该系列合金的热变形行为的研究是非常必要的。本工作选取 Cr 含量为 1% (质量分数,下同)的 Ti5Mo5V1Cr3Al(以下简称 1Cr)合金进行等温压缩实验,研究合金在等温压缩变形过程中流变应力随应变速率与变形温度的变化趋势,并结合不同热压缩变形参数下合金的组织结构获得热压缩参数与微观结构的相互影响规律。

1 实验

实验原料采用高品位海绵 Ti,MoAl,VAI 等中间合金,压制电极后,通过二次熔炼加工成尺寸为 $\phi 70\text{mm}$ 铸锭,其化学成分如表 1 所示。在 $1000\sim 1100^\circ\text{C}$ 之间锻造开坯成 $\phi 45\text{mm}$ 棒料,下料打磨后在 $900\sim 1000^\circ\text{C}$ 之间轧

制成 $\phi 12.5\text{mm}$ 棒材,在该棒材上取 $\phi 8\text{mm}\times 15\text{mm}$ 压缩试样。然后在 Gleeble-1500 热模拟试验机上进行等温压缩实验,为减小摩擦,试样两端加入石墨作润滑剂。试样加热速率为 $10^\circ\text{C}/\text{s}$,压缩温度为 $700, 750, 800, 850^\circ\text{C}$ 和 900°C ,保温时间为 3min ,应变速为 $0.001, 0.01, 0.1\text{s}^{-1}$ 和 1s^{-1} ,压缩变形量为 60% 。

表 1 合金铸锭化学成分
Table 1 Chemical compositions of alloy ingot

Element	Mo	V	Cr	Al	Ti
Mass fraction/%	4.65	4.39	0.94	2.91	Bal

2 实验结果

2.1 真应力-真应变曲线

1Cr 钛合金等温压缩实验实测的真应力-真应变曲线如图 1 所示。1Cr 合金的峰值应力和稳态应力随着变形温度的升高或应变速率的降低显著降低,合金属于热敏感型和应变速率敏感型材料。在同一应变速率下,随着变形温度的升高,材料的流变应力逐渐降低,并且在不同的温度范围内表现出了不同的流动特性。通过金相法测得本批次材料的相变点为 860°C , 800°C 以下温度范围内,材料的流变应力到达峰值之后呈下降趋势,呈现连续动态再结晶曲线特征;在 800°C 及以上的温度范围内(相变点附近及以上)时,材料的流变应力基本稳定在一个定值,呈现动态回复曲线特征^[7]。

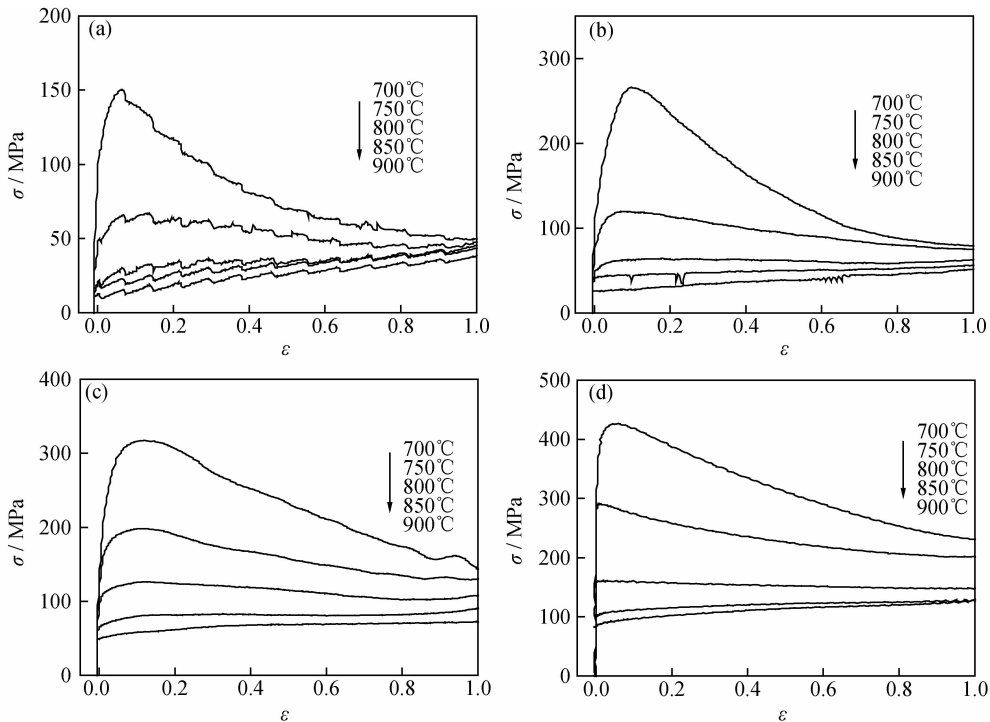


图 1 1Cr 合金热压缩变形的真应力-真应变曲线 (a) 0.001s^{-1} ; (b) 0.01s^{-1} ; (c) 0.1s^{-1} ; (d) 1s^{-1}
Fig. 1 True stress-true strain curves of 1Cr alloy by hot compression (a) 0.001s^{-1} ; (b) 0.01s^{-1} ; (c) 0.1s^{-1} ; (d) 1s^{-1}

1Cr 钛合金在等温压缩变形过程中,流变应力的 大小主要取决于两个方面:材料变形使位错增值,从而 导致加工硬化,令流变应力升高;同时,材料变形的热 效应及高的变形温度使材料具有较高的激活能,使得 材料能够发生回复或再结晶行为,导致材料软化,使流 变应力降低。二者在等温压缩变形过程中同时进行, 互相竞争,从而获得材料在热加工过程中的变形模 式^[7]。

依据材料的相变点,将 1Cr 钛合金等温压缩变形 模式分成两部分:在相变点以下,即在 700~800℃ 之 间压缩变形时,流变应力迅速升高达到峰值后,逐渐下 降,呈现动态再结晶曲线特征。材料在变形初始阶段 由于位错密度增大产生加工硬化,使得流变应力迅速 升高,而当位错积累到一定程度时,较高的位错畸变能 与温度产生的能量使材料发生再结晶现象,重新形成 的晶粒使位错突然消失,流变应力从峰值迅速下降^[6,7]。随着材料压缩过程的继续进行,变形量继续 增大,新生成的位错使材料硬化,同时,位错积累到一 定程度又使材料产生再结晶,令材料软化,硬化与软化 共同作用使得流变应力比峰值应力小。随着压缩变形的 进行,变形量增大,位错生成数量增多,新生成晶粒 的数量增多,使材料的软化作用随着应变增大而增大, 因此,流变应力随着应变逐渐下降。随着压缩实验温 度的增加,流变应力在压缩过程中下降的幅度不断变 缓,至 800℃ 时,流变应力升高到一定值后基本维持在 一个相对平稳的状态,并没有非常明显的下降。这时 曲线在不同的应变速率下呈现出略有不同的特征,当 应变速率为 0.001s^{-1} ,流变应力随着应变的增大呈锯 齿状缓慢上升,应力-应变曲线呈现出周期性的峰值特 征。由于此时变形速率较低,动态再结晶起主导软化 作用,再结晶速度快,往往在第一轮再结晶完成后才开 始第二轮再结晶,流变应力表现为升高-降低-升高的 过程重复,应力-应变曲线就出现多峰摆动的形状。

但此时再结晶产生的软化能力不足以完全抵消变形带 来的加工硬化,因此流变应力随着压缩过程的进行表 现为缓慢振荡增加,但增加幅度极其有限,因此曲线仍 呈现动态再结晶曲线特征。当应变速率较高时($\dot{\epsilon} = 0.01 \sim 1\text{s}^{-1}$),动态回复起主导软化作用,材料在压缩 过程中发生动态回复,回复过程产生的软化与形变过 程产生的硬化完全平衡,在应力-应变曲线上出现稳态 流变,曲线呈现动态回复曲线特征。

继续升高压缩温度,接近于相变点以及相变点以 上的温度时,即材料在 800~900℃ 压缩变形时,同一 应变速率下,流变应力随温度升高而降低,同一温度 下,流变应力随应变速率的增加而增加。应力-应变曲 线与 800℃ 一致,当应变速率较低时($\dot{\epsilon} = 0.001\text{s}^{-1}$)呈现 动态再结晶曲线特征,当应变速率较高时($\dot{\epsilon} = 0.01 \sim 1\text{s}^{-1}$),呈现动态回复曲线特征。

由上述分析可知,应变速率和温度影响着 1Cr 钛 合金的变形方式与流变应力大小。选取每条流变应力 曲线的峰值,得到不同变形速率条件下的峰值应力 σ_p ,如图 2 所示。图 2(a)为 1Cr 钛合金变形温度与峰 值应力的关系。随着温度升高,峰值流变应力下降。 在同一应变速率下对曲线进行拟合,得到峰值应力随 温度变化的曲线,该曲线呈现凹形,表明曲线斜率的绝 对值随着温度升高而下降,即峰值流变应力的下降速 率随着温度升高而降低,这说明温度越高,对峰值流变 应力的影响越小;图 2(b)为 1Cr 钛合金应变速率与峰 值应力的关系。随着应变速率升高,峰值流变应力升 高。在同一变形温度下对曲线进行拟合,得到峰值应 力随应变速率变化的曲线,在 700℃ 时曲线呈线性,表 明应变速率的升高对峰值流变应力升高速率的变化没 有影响,随着压缩温度的升高,曲线呈凹形,表明曲线 斜率随着应变速率升高而升高,即峰值流变应力的升 高速率随着应变速率升高而升高,这说明应变速率越 高,对峰值流变应力的影响越大。

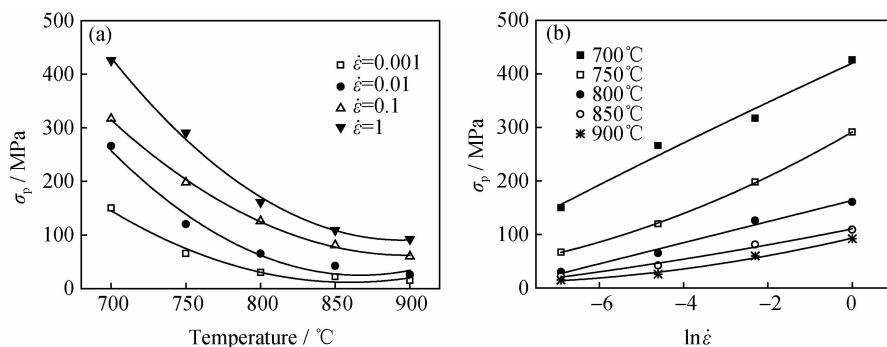


图 2 1Cr 钛合金变形温度及应变速率与峰值应力的关系 (a) $T-\sigma_p$; (b) $\ln \dot{\epsilon}-\sigma_p$

Fig. 2 Relationship of temperature to peak stress and strain rates to peak stress of 1Cr alloy (a) $T-\sigma_p$; (b) $\ln \dot{\epsilon}-\sigma_p$

2.2 流变应力方程

通过对 1Cr 钛合金等温压缩实验中真应力-真应变曲线的分析, 应变速率、变形温度和流变应力之间有内在的联系。Zener 和 Hollomon 提出并实验验证了钢在拉伸实验中的应力-应变 σ - ϵ 关系^[8]:

$$\sigma = \sigma(Z, \epsilon) \quad (1)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (2)$$

式中: σ 为高温流变应力; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; ϵ 为真应变; T 为变形温度; R 为摩尔气体常数; Z 为 Zener-Hollomon 参数, 其物理意义是温度补偿的变形速率因子; Q 为热变形激活能, 它反映材料热变形的难易程度, 也是材料在热变形过程中重要的力学性能参数。

研究表明, Z 与 σ 之间服从以下关系^[9,10]

$$Z = A_1 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (3)$$

由式(2)和式(3)可得

$$\dot{\epsilon} = A_1 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (4)$$

式中: A_1 为结构因子; α 为应力水平参数; n 为应力指数, 均为与温度无关的常数。

式(4)是由 Sellars 和 Tegart^[11] 提出的一种包含 Q 和 T 的双曲正弦形式修正的 Arrhenius 关系, 众多的研究结果^[12-14] 表明它能较好地描述合金常规的热变形行为。

在低应力水平 ($\alpha\sigma < 0.8$) 条件下^[15-17], 由于 $\alpha\sigma$ 较小, 对式(3)和式(4)中的 $\sinh(\alpha\sigma)$ 进行泰勒级数展开后

忽略高次项^[18], 可近似得到低应力水平时的关系式

$$Z = A' \sigma^n \quad (5)$$

$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (6)$$

式中 $A' = A_1 \alpha^n$ 。

在高应力水平 ($\alpha\sigma > 1.2$) 条件下, 可以忽略 $\sinh(\alpha\sigma)$ 中的 $\exp(\alpha\sigma)$ 项, 则式(3)和式(4)变为

$$Z = A \exp(\beta\sigma) \quad (7)$$

$$\dot{\epsilon} = A \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (8)$$

式中: $A = A_1/2^n$, $\beta = n\alpha$, 且 $A_1, A', A, n, \alpha, \beta$ 为与温度无关的常数; σ 是稳态应力, 由于稳态应力受测量精度的影响较大, 故在本工作中采用应力-应变曲线的第一个峰的峰值应力 σ_p 。

对式(6)和式(8)两边取对数可得

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A' + n \ln \sigma - Q/RT \quad (9)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + \beta \sigma - Q/RT \quad (10)$$

当温度一定时, 对以上两式偏微分, 得到

$$\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma} = n \quad (11)$$

$$\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} = \beta \quad (12)$$

n 和 β 分别是 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$, $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 曲线的斜率。根据 1Cr 钛合金等温压缩实验真应力-真应变曲线的峰值应力, 采用最小二乘法线性回归, 得到 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ 的关系, 如图 3 所示。

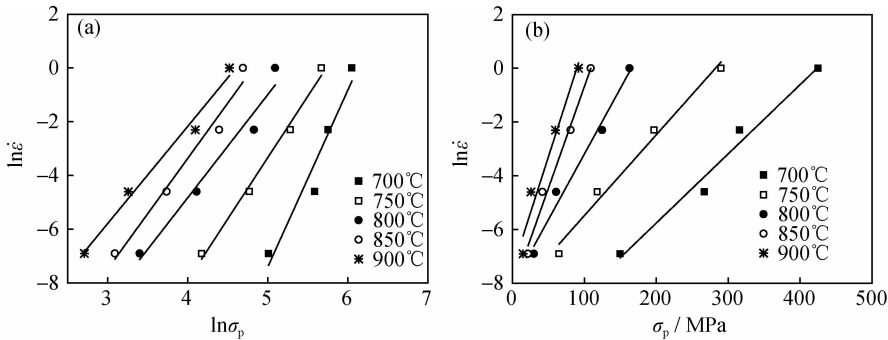


图 3 1Cr 钛合金应变速率与峰值应力的线性关系 (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$

Fig. 3 Linear relationship of strain rates to the peak stress of 1Cr alloy (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$; (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$

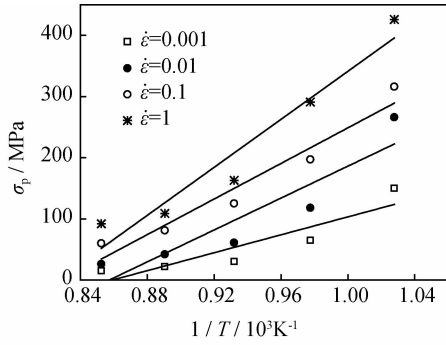
由图 3(a)可得到 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 曲线的斜率, n 值选取峰值应力较低, 即温度为 800, 850°C 和 900°C 的 3 条直线斜率的平均值, 得到 $n = 3.8563$ 。由图 3(b)可得到 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 曲线的斜率, 选取峰值应力较高, 即温度为 700, 750°C 和 800°C 的 3 条直线斜率的平均值得到 $\beta = 0.03487$, 因此 $\alpha = \beta/n = 0.009$ 。取所选峰值应力中最大值 $\sigma_p = 426$ MPa, 则 $\alpha\sigma = 0.009 \times 426 = 3.834$, $\alpha\sigma > 1.2$, 1Cr 钛合金等温压缩实验过程中的流变应力模型与高应力水平流变应力模型相符, 即流变应力方程为

式(8)。

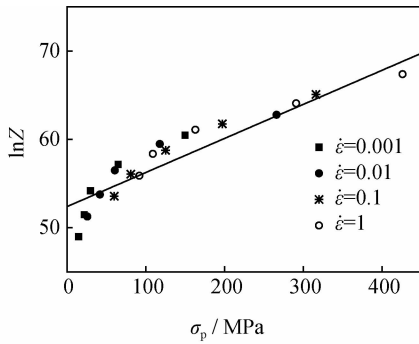
当应变速率一定时, 假定热变形激活能 Q 与温度无关, 对式(10)两边取 $1/T$ 的偏微分得

$$\frac{\partial \sigma}{\partial (1/T)} = \frac{Q}{R\beta} \quad (13)$$

采用一元线性回归法绘制 $\sigma - 1/T$ 关系图, 如图 4 所示, 除去一个偏离斜率平均数最大的斜率值, 取 3 条直线斜率的平均值, 得到 $Q/R\beta = 1573.9566 \times 10^3$, 由于 $\beta = 0.03487$, $R = 8.314$ J/(mol · K), 则应变激活能 $Q = 456$ kJ/mol。

图4 1Cr 钛合金热压缩变形中的 σ_p - $1/T$ 关系图Fig. 4 Relationship of peak stress σ_p to $1/T$ of 1Cr alloy

把 Q 值代入式(2)得到不同变形条件下的 Z 值, 绘制 $\ln Z$ - σ 关系图, 如图 5 所示。

图5 1Cr 钛合金热压缩变形中的 σ_p - $\ln Z$ 的线性关系Fig. 5 Liner relationship of peak stress σ_p to $\ln Z$ of 1Cr alloy

对式(7)两边取对数得

$$\ln Z = \ln A + \beta \sigma \quad (14)$$

对式(14)取偏微分, 得到 $\frac{\partial \ln Z}{\partial \sigma} = \beta$

由图 5 可以看出, 流变应力与 $\ln Z$ 满足线性关系, 且与实验数据吻合较好, 由此得到 $\ln Z$ - σ 的斜率, 即 $\beta = 0.03857$, 与由图 2(b) 线性回归得到的 $\beta = 0.03487$ 非常接近, 表明 1Cr 钛合金热压缩时的流变应力与应变速率、变形温度之间的关系较好地满足式(10)。取图 5 中对所有数据的拟合曲线在纵坐标上的数值, 得 $\ln A = 52.4$, 代入式(14)得到 $\ln Z = 52.4 + 0.03857\sigma$ 。

将 A, β, Q 材料参数代入式(10), 这里取 $\beta = 0.03487$, 则得到 1Cr 钛合金热压缩时的流变应力方程

$$\ln \dot{\epsilon} = 52.4 + 0.03487\sigma - \left(\frac{456 \times 10^3}{8.314T} \right) \quad (15)$$

也可以表示为

$$\dot{\epsilon} = 5.715 \times 10^{22} \exp\left(0.03487\sigma - \frac{456 \times 10^3}{8.314T}\right) \quad (16)$$

从上述流变应力方程可以看出, 1Cr 钛合金在发生高温压缩变形时流变应力取决于应变速率和变形温度, 可用 Zener-Hollomon 参数来描述其流变应力。

3 分析与讨论

1Cr 合金在进行等温压缩变形过程中, 其真应力-真应变曲线主要表现为两种类型: 一种是动态再结晶行为; 另一种是动态回复行为。由于金属的塑性变形主要是通过位错运动来实现的, 而位错的运动与晶体结构密切相关, 金属塑性变形的容易程度按密排六方结构、体心立方结构再到面心立方结构的顺序逐渐增大^[19]。1Cr 钛合金主要由密排六方晶格的 α 相和体心立方晶格的 β 相组成, 当 1Cr 钛合金在相变点以下变形时, 由于 α 相较多, 滑移系少, 位错不容易运动, 位错增殖引起的畸变能与热激活能的共同作用, 将导致材料趋向于发生动态再结晶现象。随着变形温度不断增加至接近相变点或相变点以上, α 相变得越来越少, 甚至完全消失, 变形过程中 β 相占据主导地位, 位错易于滑移, 位错增殖引起的畸变能不足以促使材料发生动态再结晶行为, 因此材料趋向于在压缩过程中发生动态回复行为。

通过对比 1Cr 合金在不同应变速率下的真应变-真应力曲线(图 1)发现, 1Cr 合金只在应变速率为 $0.001s^{-1}$ 时无论在相变点以下($700 \sim 800^\circ C$)还是在相变点附近或以上($800 \sim 900^\circ C$), 其真应变-真应力曲线均呈现动态再结晶曲线特征。而合金在 $0.01, 0.1s^{-1}$ 及 $1s^{-1}$ 应变速率下, 在 $700 \sim 800^\circ C$ 温度范围内, 材料真应变-真应力曲线呈现动态再结晶特征, 在 $800 \sim 900^\circ C$ 范围内, 其真应变-真应力曲线则呈现动态回复特征。

在低应变速率 $0.001s^{-1}$ 下的热压缩过程中出现的这种反常行为可能除了与低变形速率、较高的变形温度等参数相关外, 也与相应温度、变形速率下材料的组织及相结构有关。

图 6 为 1Cr 合金在热压缩变形前的原始组织形貌, 组织由流线型的 α 相和在相连两条 α 相流线包裹中的 β 相基体组成。

在应变速率为 $0.001s^{-1}$ 下, 1Cr 合金在 $700, 800^\circ C$ 和 $900^\circ C$ 下经热压缩后的金相组织如图 7 所示。在 $700^\circ C$ 组织为细小均匀分布的等轴状晶粒(图 7(a)), 与原始组织(图 6)对比发现, 材料在热压缩过程中发生了再结晶行为, 与该温度、该应变速率下材料的真应力-真应变曲线特征一致。将压缩温度提高至 $800^\circ C$

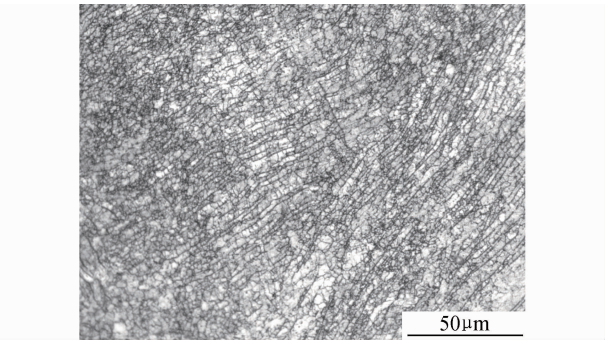


图 6 1Cr 合金热压缩变形前的原始组织

Fig. 6 The original microstructure of 1Cr alloy before hot compression deformation

(图 7(b)),组织较 700℃时发生了明显的变化,演变为长大的等轴状晶粒,且在晶粒内部析出了马氏体组织,表明该温度已接近材料相变点,与原始组织比较, α 相流线消失,形成了新的等轴晶粒,此过程也发生了再结晶行为,与其对应真应力-真应变曲线特征一致。继续提高温度至 900℃(图 7(c)),组织由均匀析出的片状马氏体组成,等轴晶粒晶界变得较不明显,但仍能通过马氏体组织的取向来分辨晶界的位置,与原始组织相比,仍体现出再结晶行为,这与其真应力-真应变曲线特征一致。

如前所述,变形温度在接近相变点或相变点以上

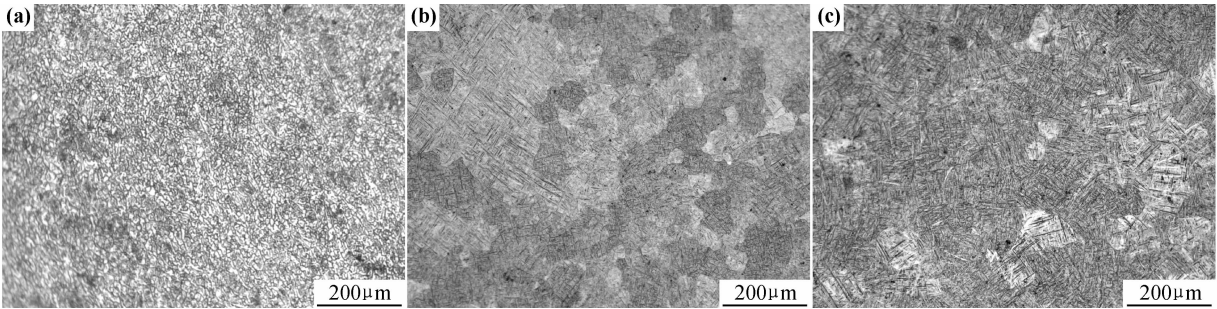


图 7 不同温度下、应变速率 0.001s^{-1} 热压缩后的 1Cr 钛合金显微组织 (a)700℃;(b)800℃;(c)900℃

Fig. 7 Microstructures of 1Cr alloy after hot compression deformation at different temperatures in the strain rate of 0.001s^{-1} (a)700℃;(b)800℃;(c)900℃

(800~900℃)区域时, α 相变得越来越少,位错滑移更容易进行,此时材料在压缩过程中应当发生动态回复行为,但材料在此阶段(应变速率为 0.001s^{-1} 时)却发生了动态再结晶行为。这与材料在该应变速率下的组织结构变化有很大的关系。如图 7(b),(c)所示,材料在热压缩过程中发生了马氏体相变,这是造成材料在高温低应变速率下发生动态再结晶行为的原因。马氏体的出现导致原本容易滑移的位错遇到了新的阻碍,再次造成位错塞积,加工硬化效应增加,流变应力增大,位错累积到一定程度后使得材料发生再结晶,令材料软化,而新生成的晶粒继续发生马氏体相变,导致新

一轮的硬化产生。由于相变过程与形变过程同时进行,限制了硬化与软化过程的充分完成,因此在真应变-真应力曲线上显示为多应力峰值的现象。

而当应变速率提高到 $\geq 0.01\text{s}^{-1}$,材料在 800℃以上变形时,从其真应变-真应力曲线(图 1(b),(c),(d))可以看出,均发生了典型的动态回复行为。结合 1Cr 合金在 800℃不同速率下热压缩变形后的金相组织照片(图 8)显示,与原始组织(图 6)类似,均由线条状 α 相和 β 基体组成,所不同的是 α 相线条明显减少,随着应变速率的降低,相连两条 α 相间距变大且不连续,表明由于位错对偶的相互抵消、合并而发生的动态

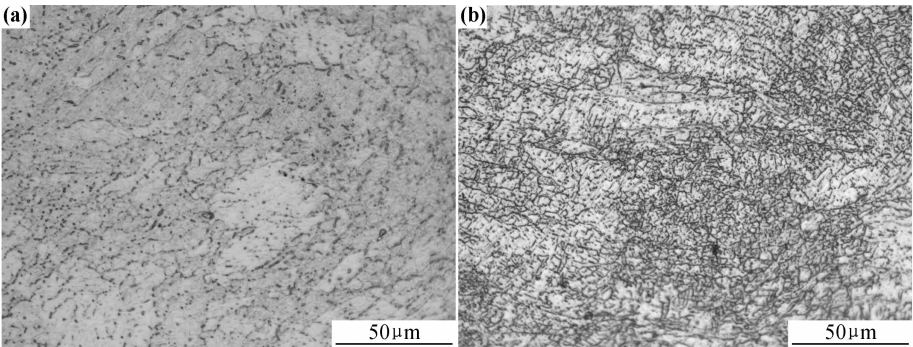


图 8 800℃下 1Cr 钛合金在应变速率为 0.01s^{-1} (a)和 1s^{-1} (b)热压缩后的显微组织

Fig. 8 Microstructures of 1Cr alloy after 800℃ hot compression deformation in the strain rate of 0.01s^{-1} (a) and 1s^{-1} (b)

回复行为造成的软化能力增加。与 1Cr 合金在应变速率 0.001s^{-1} 时的金相组织照片对比(图 7)发现,随着应变速率的提高,材料在 800°C 发生马氏体相变的趋势减弱,仅在应变速率为 0.01s^{-1} 时观察到少量的马氏体相,但少量的马氏体相不足以对位错的运动造成阻碍,硬化能力不明显。而当应变速率提高至 1s^{-1} 时,则几乎看不到马氏体的析出。

有研究表明,近 β 钛合金由于稳定 β 相能力较低,经固溶处理后 β 相处于机械不稳定状态,在外加应力作用下甚至内应力作用下,可能导致应力或应变诱发马氏体转变,而应变速率及变形温度会对应力及应变诱发马氏体的相变产生影响^[20-22]。在本工作热压缩实验中,变形温度为 $800\sim 900^\circ\text{C}$ 范围时,已处于材料 α/β 转变相变点附近温度范围,已高于马氏体转变温度 M_s ,有利于 β 固溶体的充分形成,这为马氏体的产生创造了基本的生成条件。当以适宜的应变速率施加外应力,并累积达到一定的变形量之后,为马氏体的产生提供了足够的驱动力,就会导致应变诱发马氏体转变的发生。此时,应变速率对马氏体转变的影响非常明显。由于马氏体转变过程是一个放热过程,在高应变速率下,转变产生的热量没有足够的时间向外界传导,从而使得材料温度升高,这将会增加母相 β 相的稳定性,使得应变诱发马氏体相变过程中化学驱动力减小,从而在马氏体相变的过程中需要更大的外加应力,因此随着应变速率的提高,发生应变诱发马氏体转变的趋势在减弱,这与本研究结果相符。

因此对于 1Cr 合金,在低应变速率及较高温度热压缩变形时,应变诱发马氏体转变对材料的动态热变形行为有很大的作用,也会对材料成型后的综合性能造成影响。

4 结论

(1)采用恒应变速率热压缩模拟实验,对 1Cr 合金在应变速率为 $0.001\sim 1\text{s}^{-1}$,变形温度为 $700\sim 900^\circ\text{C}$ 条件下进行研究。当变形温度为 $700\sim 800^\circ\text{C}$ 时,真应力-真应变曲线呈现动态再结晶单曲线特征;当变形温度为 $800\sim 900^\circ\text{C}$ 时,低应变速率(0.001s^{-1})的真应力-真应变曲线呈现动态再结晶多应力峰值曲线特征,高应变速率($0.01\sim 1\text{s}^{-1}$)的真应力-真应变曲线呈现动态回复曲线特征。

(2)峰值流变应力随变形温度的升高而下降,温度越高,对峰值流变应力的影响越小;峰值流变应力随应变速率的升高而升高,应变速率越高,对峰值流变应力的影响越大。

(3)1Cr 合金在等温压缩变形过程中流变应力与应变速率及温度之间的关系可用包含 Zener-Holomon 参数的 Arrhenius 本构方程描述,变形激活能为 456kJ/mol ,流变应力方程为

$$\dot{\epsilon} = 5.715 \times 10^{22} \exp(0.03487\sigma - \frac{456 \times 10^3}{8.314T})$$

(4)合金在不同温度和不同应变速率下的显微组织与其热压缩过程中真应力-真应变曲线类型相吻合。材料在热压缩过程中的动态行为除了与变形速率、变形温度等加工参数相关外,也与相应温度、变形速率下材料的组织及相结构有关。

(5)1Cr 合金在低应变速率 0.001s^{-1} 下热压缩变形时,在接近相变点或以上($800\sim 900^\circ\text{C}$)温度范围内仍呈现动态再结晶行为,这与材料在此阶段发生的应变诱发马氏体转变密切相关,马氏体相的析出促使材料热变形时趋向于发生动态再结晶行为。

参考文献

- [1] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys-an overview[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243(1-2): 46-65.
- [2] BOYER R R. An over view on use of titanium in aerospace industry [J]. Materials Science and Engineering: A, 1996, 213(1-2): 103-114.
- [3] 赵永庆, 奚正平, 曲恒磊. 我国航空用钛合金材料研究现状[J]. 航空材料学报, 2003, 23(增刊 1): 215-219.
ZHAO Yong-qing, XI Zheng-ping, QU Heng-lei. Current situation of titanium alloy materials used for national aviation[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23(S1): 215-219.
- [4] 付艳艳, 宋月清, 惠松骁, 等. 航空用钛合金的研究与应用进展[J]. 稀有金属, 2006, 30(6): 850-856.
FU Yan-yan, SONG Yue-qing, HUI Song-xiao, et al. Research and application of typical aerospace titanium alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2006, 30(6): 850-856.
- [5] 张翥, 惠松骁, 刘伟. 高强高韧 TB10 钛合金棒材研究[J]. 稀有金属, 2006, 30(2): 221-225.
ZHANG Zhu, HUI Song-xiao, LIU Wei. High strength and high toughness TB10 titanium alloy bars[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2006, 30(2): 221-225.
- [6] 毛柏平, 郭胜利, 沈健. Ti-25523 钛合金热变形流变行为的研究[J]. 稀有金属, 2008, 32(5): 674-678.
MAO Bai-ping, GUO Sheng-li, SHEN Jian. Study on hot deformation behavior of Ti-25523 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2008, 32(5): 674-678.
- [7] 余永宁. 金属学原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2003. 464-465.
- [8] ZENER C, HOLLON J H. Effect of strain-rate upon the plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [9] SHI H, MALAREN A J, SELLARS C M, et al. Constitutive equations for high temperature flow stress of aluminum alloys[J].

Materials Science and Engineering, 1997, 13(3): 210—216.

- [10] 沈健. AA7050 铝合金的热加工变形特征[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(4): 593—597.
- SHEN Jian. Deformation feature of AA7050 aluminum alloy under hot working[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(4): 593—597.
- [11] SELLARS C M, TEGART W J M. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136—1139.
- [12] MCQUEEN H J, YUE S, RYAN N D, et al. Hot working characteristics of steels in austenitic state[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1995, 53(1—2): 293—310.
- [13] MCQUEEN H J, FRY E, BELLING J. Comparative constitutive constants for hot working of Al-4.4Mg-0.7Mn (AA5083) [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2001, 10(2): 164—172.
- [14] POIRIER J P. 晶体的高温塑性变形[M]. 关德林, 译. 大连: 大连理工大学出版社, 1989. 52—54.
- [15] JONAS J J, SELLARS C M, MCG W J. Strength and structure under hot working conditions[J]. TEGART Int Metall Reviews, 1969, 130(14): 1—24.
- [16] SHEPPARD T, PARSON N C, ZAIDI M A. Dynamic recrystallization in Al-7Mg alloy[J]. Met Sci, 1983, 17(10): 481—490.
- [17] 林启权, 张辉, 彭大暑, 等. 2519 铝合金热压缩变形流变应力行为[J]. 热加工工艺, 2002, (3): 3—5.
- LIN Qi-quan, ZHANG Hui, PENG Da-shu, et al. Flow stress behavior of 2519 aluminum alloy under hot compression deformation[J]. Hot Working Technology, 2002, (3): 3—5.
- [18] 蒋树农, 刘楚明, 李慧中, 等. 99.992% 高纯多晶铝热压缩流变应

力特征[J]. 热加工工艺, 2004, (9): 17—19.

- JIANG Shu-nong, LIU Chu-ming, LI Hui-zhong, et al. Flow stress features of 99.992% aluminum under hot compression deformation [J]. Hot Working Technology, 2004, (9): 17—19.
- [19] LEYENS C, PETERS M. 钛与钛合金[M]. 陈振华, 译. 北京: 化学工业出版社, 2005. 4—5.
- [20] 沈桂琴, 张虹, 王世洪, 等. Ti-10V-2Fe-3Al 合金的应力诱发马氏体转变[J]. 航空材料学报, 1997, 17(2): 26—31.
- SHEN Gui-qin, ZHANG Hong, WANG Shi-hong, et al. Stress induced formation of martensite in Ti-10V-2Fe-3Al alloy [J]. Journal of Aeronautical Materials, 1997, 17(2): 26—31.
- [21] DUERIG T W, ALBRECHT J, RICHTER D, et al. Formation and reversion of stress induced martensite in Ti-10V-2Fe-3Al [J]. Acta Metallurgica, 1980, 30: 2161—2172.
- [22] 陈威, 孙巧艳, 肖林, 等. 应变速率对 β 固溶 Ti-10V-2Fe-3Al 合金应力诱发马氏体相变的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2124—2129.
- CHEN Wei, SUN Qiao-yan, XIAO Lin, et al. Influence of strain rate on stress induced martensitic transformation in β solution treated Ti-10V-2Fe-3Al alloy [J]. The Chinese Journal of Non-ferrous Metals, 2010, 20(11): 2124—2129.

基金项目: 国家国际科技合作专项项目资助(2012DFG51540)

收稿日期: 2013-02-26; **修订日期:** 2013-09-07

作者简介: 崔雪飞(1977—), 男, 博士研究生, 主要从事高强韧钛合金的研究工作, 联系地址: 北京市新外大街 2 号北京有色金属研究总院粉末所(100088), E-mail: cxf200503@sohu.com

(上接第 18 页)

- [14] HUNT J C R. Magnetohydrodynamic flow in rectangular ducts [J]. Journal of Fluid Mechanics, 1965, 21: 577—590.
- [15] 王祝堂, 张振录, 郑旋. 铝合金: 组织与性能[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988. 50—345.
- [16] MARC J A, KONSTANTINOS K, MICHAEL B R, et al. Reference data for the density and viscosity of liquid aluminum and liquid iron[J]. Journal of Physical and Chemical Reference Data, 2006, 35(1): 285—300.
- [17] SZABO G, JUHASZ Z, PAITZ J, et al. Experimental model of magnetic Czoehrski growth [J]. Journal of Cryst Growth, 1986, 78(3): 558—560.
- [18] RHEME M, GONZALES F, RAPPAZ M. Growth directions in directionally solidified Al-Zn and Zn-Al alloys near eutectic composition[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(4): 440—443.
- [19] HAXHIMALI T, KARMA A, GONZALES F, et al. Orientation selection in dendritic evolution[J]. Nature Materials, 2006, 5(8): 660—664.
- [20] HOYT J J, ASTA M, KARMA A. Atomistic and continuum modeling of dendritic solidification[J]. Materials Science and Engineering R: Reports, 2003, 41(6): 121—163.
- [21] CHAN S K, REIMER H H, KAHLWEIT M. On the stationa-

ry growth shapes of NH_4Cl dendrites [J]. Journal of Crystal Growth, 1976, 32(3): 303—315.

- [22] VON DER LAGE F C, BETHE H A. A method for obtaining electronic eigenfunctions and eigenvalues in solids with an application to sodium[J]. Physical Review, 1947, 71(9): 612—622.
- [23] FEHLNER W R, VOSKO S H. A product representation for cubic harmonics and special directions for the determination of the Fermi surface and related properties[J]. Canadian Journal of Physics, 1976, 54(21): 2159—2169.
- [24] 胡庚祥, 蔡珣. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2000. 115—116.
- [25] ROBERT W C, PETER H. Physical Metallurgy[M]. North-Holland; Elsevier Science B V, 1996. 744—746.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51201029); 中国博士后科学基金资助项目(2012M520637); 教育部新教师基金(20090042120001)资助项目

收稿日期: 2012-08-02; **修订日期:** 2013-05-17

作者简介: 李磊(1979—), 男, 博士后, 主要从事磁场作用下铝合金凝固行为研究, 联系地址: 沈阳市东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室(110004), E-mail: lilei@epm.neu.edu.cn