

(α_2+O+B2) 三相 Ti_3Al 基合金的热变形行为

王 永, 尹建明, 卢 斌, 杨 锐

(中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要: 在 Gleeble-3800 热模拟机中对具有原始 β 转变组织的 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金进行单道次热压缩变形试验, 研究变形温度在 900~1 130 、应变速率在 0.01~40 s⁻¹ 条件下合金的热变形行为, 计算该合金的应变速率敏感因子和变形激活能, 确定适合峰值应力的流变应力的方程。结果表明: 该合金的真应力—真应变曲线在不同的热变形条件下具有不同的特征; 合金热变形的峰值应力随温度的升高而降低, 随应变速率的增加而增大, 合金在不同变形条件下具有不同的应变速率敏感因子和变形激活能。

关键词: Ti_3Al 合金; 热变形; 峰值应力; 本构关系

中图分类号: TG 166.5

文献标志码: A

Hot deformation behaviour of (α_2+O+B2) three phases Ti_3Al -based alloy

WANG Yong, YIN Jian-ming, LU Bin, YANG Rui

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The hot compression deformation behaviours of Ti-24Al-17Nb-0.5Mo titanium alloy with original β -transformed microstructure were studied at the temperature range of 900–1 130 and strain rate of 0.01–40 s⁻¹ by Thermomaster Simulator Machine 3800. The strain rate sensitivity exponent and activation energy were determined, respectively, and the constitutive equation fitting peak stress state was obtained. The results show that the true stress—true strain curves have different characteristics under different deformation conditions. The peak stress becomes lower with the increase of deformation temperature at constant strain rate, and increases with the increase of strain rate at constant temperature. The strain rate sensitivity exponent and activation energy vary with the change of different deformation conditions.

Key words: Ti_3Al alloy; hot deformation; peak stress; constitutive equation

Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金是一种含 O 相的中等 Nb 含量(α_2+O+B2)三相 Ti_3Al 基合金, 属于 Ti-Al 系高温结构材料。这类材料不仅具备在 650 长期使用的潜力, 而且在 750 以上还能保持很高的强度, 能够满足高温短时应用的强度需求^[1], 在航空、航天领域具有广泛的应用潜力^[2-4]。而 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金作为一种金属间化合物, 其加工成形过程对工艺参数比较敏感, 变形抗力大, 成型较困难。且其性能对组织非常敏感^[5-7]。严重影响该合金的推广和应用。因此, 研究 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金的热变形行为, 可

以为该合金复杂构件精确成形过程和显微组织的精确控制提供必要的理论基础, 具有重要的理论指导意义和工程应用价值。

基于此, 本文作者对具有原始 β 转变组织的 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金进行热模拟试验, 测得不同温度和应变速率下的真应力—真应变曲线, 分析变形工艺参数对其高温变形时的流变应力的影响, 计算应变速率敏感因子和变形激活能, 确定适合峰值应力的流变应力方程, 为制定合理的热加工工艺提供理论依据。

1 实验

试验用 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金的主要化学成分(质量分数,%)为 12.2Al、30Nb、0.9Mo、0.1O、0.03N、0.002H, 余量 Ti。其 β 转变温度为 $(1\ 135\pm 5)$ 。将经过开坯的合金铸锭加工成尺寸为 $d10\ \text{mm}\times 15\ \text{mm}$ 的样品。试样以 $5\ \text{/s}$ 加热到试验温度, 保温 2 min 后以不同的应变速率进行单道次压缩试验, 工程应变达到 50% 时停止。变形温度依次为 900、950、980、1 000、1 030、1 050、1 080、1 130, 应变速率分别为 10^{-2} 、 10^{-1} 、1、10、40 s^{-1} 。由 Gleeble-3800 热模拟机的计算机自动采集应力、应变、压力、位移、温度及时间等数据, 绘制真应力—真应变曲线。

2 结果与分析

2.1 真应力—真应变曲线

图 1 所示为 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金变形温度在 900、1 000、1 130, 应变速率为 10^{-2} 、 10^{-1} 、1、10、40 s^{-1} 下的真应力—真应变曲线。从图 1 中可以看出, 在所有变形条件下, 变形初期, 流变应力均随着应变量的增加而迅速上升, 直至达到某一应力峰值; 然后随应变继续增加, 流变应力随变形速率和变形温度的不同展现出不同的流变软化特征。当应变速率为 $10^{-2}\sim 1\ \text{s}^{-1}$ 时, 对于变形温度为 900 的来说, 应力达到峰值后随着应变的增加会出现一个较长的应力平台, 然后才逐渐降低; 对于变形温度为 1 000 的来说, 应力达到峰值后随应变的增加就会逐渐降低, 以上两个温度的变形均表现出单峰动态再结晶的特征^[8-9]; 而对于变形温度为 1 130 的来说, 应力达到峰值后, 随着应变的增加会迅速降低, 随后进入稳态流变阶段, 表现出 β 单相区变形时动态回复的特征^[10], 这可能是由于该变形温度已经接近 β 相变点, β/β_2 相的含量增多, 其变形起到主导作用的原因。当应变速率为 10 和 40 s^{-1} , 特别是 40 s^{-1} 时, 无论在哪个变形温度下, 真应力—真应变曲线上均存在多个应力峰值, HUANG 等^[11]也发现过类似的现象。值得注意的是, 这种应变速率与单峰、多峰出现的关系正好与碳钢中的规律相反^[12]。这可能是因为 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金是一种层错能较高的合金, 再结晶机制与低层错能碳钢合金的非连续再结晶机制不同造成的。

钛合金在低应变速率变形时回复过程起主导作

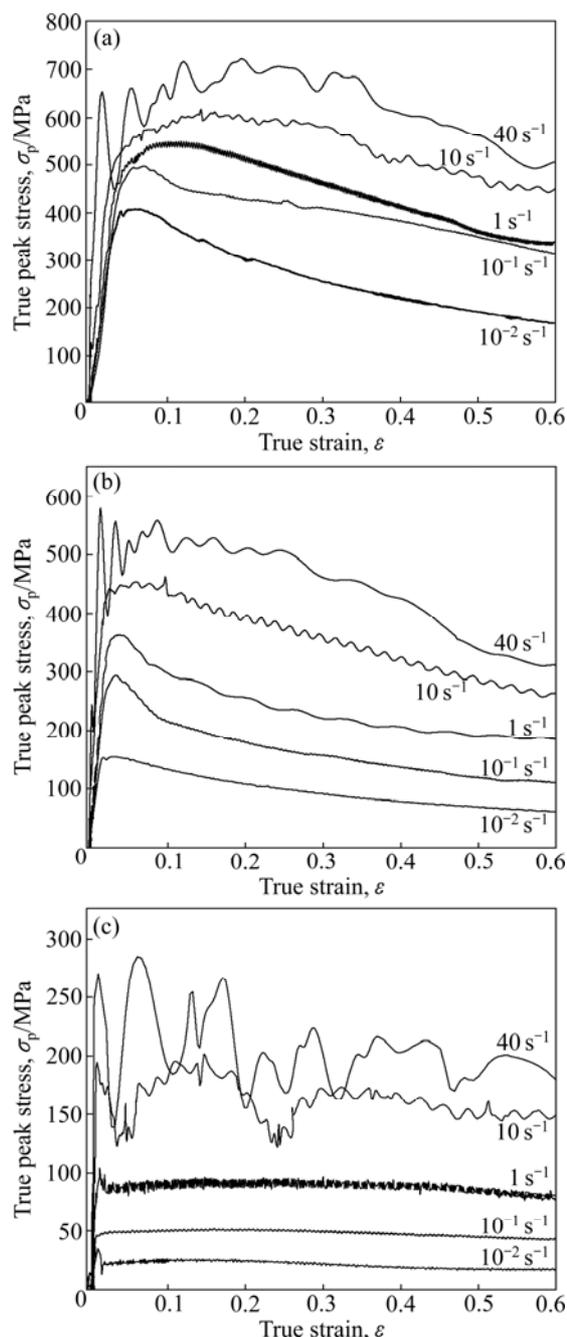


图 1 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金不同温度不同应变速率下真应力—真应变曲线

Fig.1 True stress—true strain curves of Ti-24Al-17Nb-0.5Mo alloy at different temperatures and strain rates: (a) 900; (b) 1 000; (c) 1 130

用, 先发生回复形成亚晶, 然后通过亚晶聚合粗化形核而发生再结晶, 而在高应变速率变形时再结晶起到了主导作用^[11], 可能直接发生非连续再结晶。在高应变速率下的这种应力—应变曲线的震荡现象也可能是流变失稳造成的^[13], 这需要借助于显微组织观察进行进一步的分析确认。

不同热变形条件下 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金的峰值应力如表 1 所列。由表 1 可知, 在等应变速率下, 流变应力随变形温度的升高而降低; 在等变形温度下, 流变应力随应变速率的增加而增大。

表 1 不同变形条件下合金的峰值应力

Table 1 Peak stress during thermal deformation at different temperatures and strain rates

Temperature/	σ_p /MPa				
	$10^{-2} s^{-1}$	$10^{-1} s^{-1}$	$1 s^{-1}$	$10 s^{-1}$	$40 s^{-1}$
900	407	492	550	628	714
950	308	398	462	517	595
980	197	324	366	513	634
1 000	153	268	358	454	580
1 030	118	204	299	369	635
1 050	108	169	231	393	506
1 080	67	113	185	243	432
1 130	35	76	104	194	275

2.2 热变形流变应力方程的建立

变形温度和应变速率对热变形过程有着显著的影响, 两者对 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金峰值应力 σ_p 的影响通常可用以下关系式表示:

$$\dot{\epsilon} = A\sigma_p^n \exp[-Q/(RT)] \tag{1}$$

式中: Q 为热变形激活能; R 为气体常数; n 为应力指数; A 为材料常数。

其中, 应变速率和温度的综合影响可用 Zener-Hollomon 参数 Z 来表示, 即

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] \tag{2}$$

Zener-Hollomon 参数 Z 是温度补偿的变形速率因子, 它被广泛用于表示材料变形温度和应变速率对热变形过程的综合作用^[14]。

将式(2)带入式(1), 则式(1)可以转化为

$$Z = A\sigma_p^n \tag{3}$$

2.2.1 应变速率对峰值应力的影响

金属和合金在高温下的热变形受热激活过程控制, 应变速率敏感因子 m 是判断热变形机理的一个重要参数。一般情况下, 应变速率敏感因子 m 可以由 $m = \partial(\ln \sigma_p) / \partial(\ln \dot{\epsilon})|_{T, \dot{\epsilon}}$ 求出。图 2 所示为峰值应力与应变速率的双对数关系。从图 2 中可以看出, 不同变形温度下, 峰值应力的对数与应变速率的对数基本呈

线性关系。图 2 中各线段的斜率即为相应温度下的应变速率敏感因子 m , 经计算得出的应变速率敏感因子 m 在整个实验温度范围内是变化的(见图 3)。变形温度为 900 和 950 ($t_{\beta}-185$,)的范围内, m 值相近, 其平均值为 0.069。表现出温加工的特征, 称为温变形区间。温度在 980~1 050 ($t_{\beta}-155 \sim t_{\beta}-85$,)的范围内各温度下的 m 值分别为 0.132、0.151、0.184、0.185, 相差不大, 平均值为 0.163。与大多数钛合金在此温度和应变速率范围内的 m 值相同^[15], 称为传统 (α_2+B2)变形区间。温度为 1 080 和 1 130 ($t_{\beta}-55$,)的近 β 转变温度的变形范围内, m 值达到最大值, 其平均值为 0.225, 简称为近 β 变形区间。

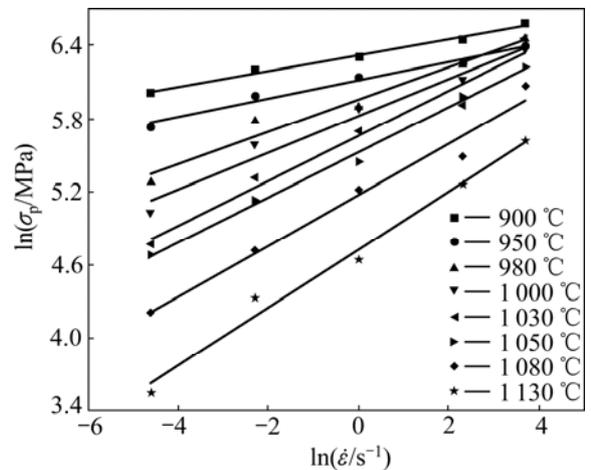


图 2 峰值应力与应变速率的双对数关系
Fig.2 Relationship between $\ln \sigma_p$ vs $\ln \dot{\epsilon}$ at different temperatures

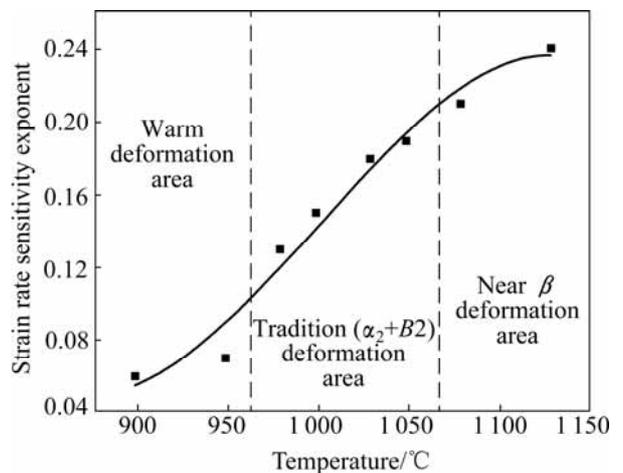


图 3 应变速率敏感因子与温度的关系
Fig.3 Relationship between strain rate sensitivity exponent and temperature

2.2.2 变形温度对峰值应力的影响

图4所示为峰值应力的对数与温度倒数之间关系。从图4中可以看出,在900~1130 整个温度区间内,不存在线性关系,有拐点存在。拐点处所对应的转变温度随应变速率的增加而增大,当应变速率从 10^{-2} s^{-1} 到 40 s^{-1} 依次增加时,转变温度分别为950、980、1000、1030 。这与动态回复的温度随应变速率增加而增大的规律相对应,说明随着应变速率的增大,合金温变形区间会向高温方向扩展。而且在相应的温度区间内,各应变速率下的线段并不完全平行。当变形温度在传统(α_2+B2)和近 β 转变变形区间($t_\beta-155$,)内,应变速率为 $10^{-2}\sim 1 \text{ s}^{-1}$ 时,线段斜率相近,平均值为18.067;应变速率为 $10\sim 40 \text{ s}^{-1}$ 时,线段斜率相近,平均值为13.542。当变形温度在温变形区间($t_\beta-185$,)内,应变速率为 $10^{-2}\sim 1 \text{ s}^{-1}$ 时,线段斜率相近,平均值为13.542;应变速率为 $10\sim 40 \text{ s}^{-1}$ 时,数据分散较大,未考虑。

对式(1)两边取对数得

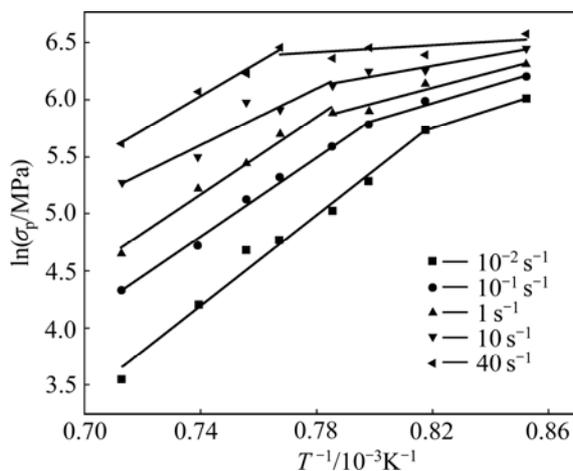


图4 峰值应力的对数与温度倒数的关系

Fig.4 Relationship between $\ln\sigma_p$ and T^{-1} at different strain rates

表2 不同温度不同应变速率下的变形激活能

Table 2 Deformation activation energy for deformation at different temperatures and strain rates

Deformation condition		Slop of $\ln\sigma$ vs T^{-1} plot	Average strain rate sensitivity, m	$Q/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$
Strain rate/ s^{-1}	Temperature regime			
0.01~1	Warm	7.449	0.065	952.842
	α_2+B2	18.067	0.163	921.583
	Near t_β	18.067	0.225	667.636
10~40	Warm		0.065	
	α_2+B2	13.542	0.163	690.767
	Near t_β	13.542	0.225	500.422

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A - Q/(RT) + n \ln \sigma_p \quad (4)$$

当应变速率一定时,可以得到

$$\ln(\sigma) = A' + Q/(nRT) \quad (5)$$

$$= A'' + B \times 10^{-3} T^{-1} \quad (6)$$

根据公式(5)~(6)可知,图4中直线的斜率为 $mQ/1000R$,从而可以计算出变形激活能 Q 值,如表2所示。其中,变形温度在近 β 转变变形区间($t_\beta-55$,)内,应变速率为 $10^{-2}\sim 1 \text{ s}^{-1}$ 时,应变速率敏感因子 $m=0.225$ 和变形激活能 $Q=667.636 \text{ kJ/mol}$ 与HUANG在研究超 α_2 合金的热变形时与本研究相同变形条件下求得的结果相近($m=0.263$, $Q=620.65 \text{ kJ/mol}$)^[16];应变速率为 $10\sim 40 \text{ s}^{-1}$ 时的应变速率敏感因子 $m=0.225$ 和变形激活能 $Q=500.422 \text{ kJ/mol}$ 与HUANG等^[11]对超 β_2 合金的另一个工作的结果相当($m=0.29$, $Q=414 \text{ kJ/mol}$),其变形条件为温度1050 ,应变速率 $1\sim 100 \text{ s}^{-1}$ 。变形温度在传统(α_2+B2)变形区间($t_\beta-155\sim t_\beta-85$,)内、应变速率为 $10^{-2}\sim 1 \text{ s}^{-1}$ 时的应变速率敏感因子 $m=0.163$ 和变形激活能 $Q=921.583 \text{ kJ/mol}$ 和变形温度在温变形区间($t_\beta-185$,)、应变速率为 $10^{-2}\sim 1 \text{ s}^{-1}$ 时,应变速率敏感因子 $m=0.065$ 和变形激活能 $Q=952.842 \text{ kJ/mol}$ 分别与SEMIATIN等^[17]在研究铸态Ti-24Al-11Nb合金时的结果相近(热变形: $10^{-3}\sim 10 \text{ s}^{-1}$, $m=0.175$, $Q=1080 \text{ kJ/mol}$;温变形: $10^{-3}\sim 1 \text{ s}^{-1}$, $m=0.075$, $Q=815 \text{ kJ/mol}$)。说明本研究关于应变速率敏感因子 m 和变形激活能 Q 的计算结果是可信的。

由表2可以看出,合金的变形激活能 Q 随应变速率和变形温度区间的不同而有所变化,这表明合金在不同变形条件下的变形机制确实有所不同,部分验证了图1中不同变形条件下的应力—应变曲线的变化和关于低高应变速率下回复和再结晶主导作用的讨论。

2.2.3 流变应力方程

将以上2.2.1和2.2.2节计算所得 m 值和激活能 Q

应于峰值应力的特征参数带入式(3), Z 参数和应力峰值的双对数呈线性关系, 可以求出材料常数 A 。从而得到在该实验条件下, Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金热变形峰值应力方程, 如下式所示:

在温变形区间($t_{\beta}-185$,) ,
 $10^{-3}\sim 1\text{ s}^{-1}$ 时 ,

$$\dot{\epsilon} = 3.195 \times 10^2 \sigma^{14.458} \exp[-952.842/(RT)] \quad (7)$$

传统(α_2+B2)变形区间($t_{\beta}-155\sim t_{\beta}-85$,) ,
 $10^{-2}\sim 1\text{ s}^{-1}$ 时 ,

$$\dot{\epsilon} = 3.592 \times 10^{21} \sigma^{6.353} \exp[-921.583/(RT)] \quad (8)$$

$10\sim 40\text{ s}^{-1}$ 时 ,

$$\dot{\epsilon} = 4.155 \times 10^{16} \sigma^{4.644} \exp[-690.767/(RT)] \quad (9)$$

近 β 变形区间($t_{\beta}-55$,) :
 $10^{-2}\sim 1\text{ s}^{-1}$ 时 ,

$$\dot{\epsilon} = 1.951 \times 10^{16} \sigma^{4.155} \exp[-667.636/(RT)] \quad (10)$$

$10\sim 40\text{ s}^{-1}$ 时 ,

$$\dot{\epsilon} = 1.553 \times 10^{11} \sigma^{3.695} \exp[-500.422/(RT)] \quad (11)$$

3 结论

1) Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金在实验条件下的真应力—真应变曲线形状随变形速率和变形温度的不同而有所区别。对于应变速率在 $10^{-2}\sim 1\text{ s}^{-1}$ 范围内, 变形温度低于 β 转变温度($t_{\beta}-85$,) 时, 其具有明显的应力峰值和随后的软化阶段, 表现出单峰动态再结晶特征; 当变形温度接近 β 转变温度($t_{\beta}-55$,) 时, 硬化后未出现明显的软化阶段, 直接进入稳态流变阶段, 表现出动态回复特征。对于应变速率在 $10\sim 40\text{ s}^{-1}$ 范围内, 所有变形温度下真应力—真应变曲线上均存在多个峰值, 表现出多峰动态再结晶特征。

2) Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金在不同的变形速率和变形温度下具有不同的应变速率敏感因子和变形激活能。当应变速率在 $10^{-2}\sim 1\text{ s}^{-1}$ 时, 温变形区间($t_{\beta}-185$,)、传统(α_2+B2)变形区间($t_{\beta}-155\sim t_{\beta}-85$,) 和近 β 变形区间($t_{\beta}-55$,) 的应变速率敏感因子 m 和变形激活能 Q 分别为 0.065、0.163、0.225 和 952.842、921.583、667.636 kJ/mol。当应变速率在 $10\sim 40\text{ s}^{-1}$ 时, 温变形区间($t_{\beta}-185$,) 的应变速率敏感因子 m 为 0.065, 传统(α_2+B2)变形区间($t_{\beta}-155\sim t_{\beta}-85$,) 和近 β

变形区间($t_{\beta}-55$,) 的应变速率敏感因子 m 和变形激活能 Q 分别为 0.163, 0.225 和 690.767, 500.422 kJ/mol。

3) 建立表征 Ti-24Al-17Nb-0.5Mo 合金峰值应力的热变形方程。

REFERENCES

- [1] 曹京霞, 段锐, 李臻熙. Ti-24Al-15Nb-xMo 合金板材的力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(增刊 3): 541-543.
CAO Jing-xia, DUAN Rui, LI Zhen-xing. Mechanical properties of Ti-24Al-15Nb-xMo alloy sheets [J]. Rare Materials and Engineering, 2008, 37(Supple 3): 541-543.
- [2] FROES F H, SURYANARAYANA C, ELIEZER D. Review synthesis, properties and applications of titanium aluminides [J]. Journal of Materials and Science, 1992, 27: 5113-5140.
- [3] WILLIAMS J C, STARKE E A. Progress in structural materials for aerospace systems [J]. Acta Materialia, 2003, 51: 577-579.
- [4] 李世琼, 张建伟, 程云君, 梁晓波. Ti₃Al 和 Ti₂AlNb 基金属间化合物结构材料研发现状[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(增刊 3): 104-109.
LI Shi-qiong, ZHANG Jian-wei, CHENG Yun-jun, LIANG Xiao-bo. Current status on development of Ti₃Al and Ti₂AlNb intermetallic structural materials [J]. Rare Materials and Engineering, 2005, 34(Supple 3): 104-109.
- [5] 曹京霞, 许剑伟, 黄旭. 中等 Nb 含量的(α_2+O+B2)三相 Ti₃Al 基金合金的研究[J]. 稀有金属, 2006, 30(专辑): 13-17.
CAO Jing-xia, XU Jian-wei, HUANG Xu. Study on (α_2+O+B2) three-phase Ti₃Al-based alloy with moderately high niobium content [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2006, 34(Special): 13-17.
- [6] GOGIA A K, NANDY T K, MURALEEDHARAN K, BANERJEE D. The effect of heat Treatment and niobium content on the room temperature tensile properties and microstructure of Ti₃Al-Nb alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 1992, 159: 73-86.
- [7] WU Y, ZHEN L, LI X W, YANG D Z, UMAKOSHI Y. Mechanical properties and oxidation behavior of the Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo alloy sheet [J]. Material science and Engineering A, 2006, 427: 42-50.
- [8] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of alpha titanium alloys—An overview [J]. Material science and Engineering A, 1999, 263: 243-256.
- [9] SEMIATIN S L, KOBRYN P A, ROUSH E D, FURRER D U, HOWSON T E, BOYER R R, CHELLMAN D J. Plastic flow and microstructure evolution during thermomechanical processing of laser-deposited Ti-6Al-4V preforms [J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 2001, 32: 1801-1811.

- [10] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys — An overview [J]. *Material Science and Engineering A*, 1998, 243: 46–65.
- [11] HUANG C, DEAN T A, LORETTO M H. Flow behaviour and microstructure development of forged Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo (super α_2) [J]. *Material Science and Engineering A*, 1995, 191: 39–47.
- [12] 余永宁. 金属学原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2007: 465–467.
YU Yong-ning. Principles of metallography [M]. Beijing: China Metallurgical Industry Press, 2007: 465–467.
- [13] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIER W G, PARASAD Y V R K. Unstable flow during supratransus working of Ti-6Al-4V [J]. *Materials Letters*, 2001, 47: 133–139.
- [14] MILLETT J C F, BROOKS J W, JONES I P. Assessment and modelling of isothermal forging of intermetallic compounds part 2-Ti₃Al [J]. *Materials Science and Technology*, 2000, 16: 617–624.
- [15] MILLER R M, BIELER T R, SEMIATIN S L. Flow softening during hot working of Ti-6Al-4V with a lamellar colony microstructure [J]. *Scripta Materialia*, 1999, 40(12): 1387–1393.
- [16] HUANG C, LAI J K L, LEE C S. High temperature compression of Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo alloy [J]. *Material science and Engineering A*, 1996, 215: 143–149.
- [17] SEMIATIN S L, LARK K A, BARKER D R, SEETHARAMAN V, MARQUARDT B. Plastic-flow behavior and microstructural development in a cast alpha-two titanium aluminide [J]. *Metallurgical Transaction A*, 1992, 23A: 295–305.

(编辑 李艳红)