

Ti45Al8Nb2Mn0.2B 铸造合金高温形变行为

许敬文 林均品 王艳丽 林志 陈国良

北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083

摘要 Ti45Al8Nb2Mn0.2B 铸造合金在 900~1200℃ 温度范围, $1\sim 10^{-3}/\text{s}$ 应变速率条件下进行压缩实验, 研究其变形特点以及组织变化. 结果发现, 形变过程中合金的真应力—真应变曲线上存在一个应力峰值, 随后流变应力随着应变量的增加逐渐下降并趋于稳态流变. 降低温度和提高应变速率都使合金的应力峰值增加. 在实验温度范围内合金的应变速率敏感系数为 0.10~0.24; 在高温形变过程中发生动态再结晶, 合金的组织得到明显细化. 再结晶晶粒尺寸随温度的降低和应变速率的增加而减小, 也就是随 Zener-Hollomon 参数的增加而减小; 升高形变温度和降低应变速率均促进再结晶过程.

关键词 Ti45Al8Nb2Mn0.2B; 高温形变; 动态再结晶

分类号 TG 146

TiAl 金属间化合物合金由于其密度低, 高温力学性能、抗氧化性能和抗蠕变性能良好, 成为航空、汽车等领域极具应用潜力的新一代高温结构材料^[1,2]. 优良的高温性能是由于其有序结构降低了位错的可动性, 且阻碍了扩散的进行, 但这也导致其室温塑性和断裂韧性较低. 低的室温脆性和断裂韧性是 TiAl 合金实用化的制约因素.

通过合金化、热处理及形变热处理等优化组织, 改善室温塑性使其综合性能在不同程度上有所提高^[3,4]. 前人的工作已表明, TiAl 合金高温热加工过程影响着其微观组织、形变断裂过程和高温蠕变性能^[5,6]. 因此, 合理选择高温热加工工艺参数, 严格控制热加工工艺过程和合金的组织参数是 TiAl 合金走向实用化的关键之一.

本文研究了铸造 Ti45Al8Nb2Mn0.2B 合金的高温形变行为, 运用热激活理论建立其高温形变动力学方程及动态再结晶组织参数与形变温度、形变速度的关系.

1 实验材料与过程实验

用合金的成分为 Ti45Al8Nb2Mn0.2B (原子分数, %), 合金是在水冷铜坩埚内由真空感应磁悬浮熔炼制得, 熔炼过程中采用氩气保护. 为保证

成分均匀, 合金重熔 4 次, 浇铸成 $\phi 38\text{ mm}$ 铸棒. 将铸棒经热等静压处理 (HIP) (1200°C , 200 MPa, 4 h), 以减轻铸态组织的枝晶偏析, 使合金的组织、成分进一步均匀化并减少缩孔、缩松等缺陷以致密化. 然后线切割加工成 $\phi 6\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的圆柱形试样, 在 Gleeble1500 型热模拟试验机上进行高温形变压缩实验, 变形温度为 900~1200℃, 应变速率在 $1\sim 10^{-3}/\text{s}$ 之间. 为使形变后的动态再结晶组织能保留到室温, 试样压缩到所要求的应变量后, 立即喷水冷却, 使试样尽快冷却至室温. 压缩试样以 $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 的加热速度加热至实验温度, 保温 5 min 后开始压缩, 得到真应力—真应变曲线, 从曲线上计算出相应变形温度和应变速率下的应力峰值. 用 S250 型扫描电镜观察合金显微组织的背散电子像.

2 实验结果和分析

Ti45Al8Nb2Mn0.2B 铸造合金经热等静压后的组织如图 1 所示, 是粗大的近层片组织. X 射线衍射分析证明此近层片组织包含三个相: α_2 , γ 和少量的白色衬度 β 相. 能谱分析 (EDS) 得到片层团内 ($\alpha_2+\gamma$) 板条以及晶界 γ 和 β 相的半定量的成分组成, 如表 1 所示. 从表 1 中可以看出 β 相的含 Nb 量比 α_2 和 γ 相高出约 3%~4%, γ 相中 Nb, Mn 含量最低, β 相中的 Nb, Mn 富集量最高. 说明 Nb 和 Mn 是 β 相的稳定元素.

收稿日期 2003-12-23 许敬文 女, 33 岁, 讲师, 博士研究生
* 国家重点基础研究发展规划项目 (No.G2000067206-2) 和
国家自然科学基金资助项目 (No.50274005)

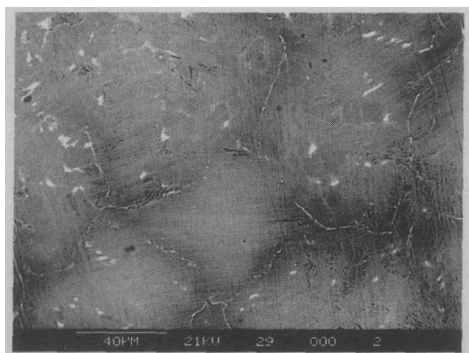


图 1 Ti45Al8Nb2Mn0.2B 铸态合金经热等静压后的组织
Fig.1 SEM microstructure of as-HIPed Ti45Al8Nb2Mn0.2B alloy

表 1 Ti45Al8Nb2Mn0.2B 铸态合金经热等静压后组织的相成分

Table 1 Compositions of different phases in as-HIPed Ti45Al8Nb2Mn0.2B alloy %

合金相	Ti	Al	Nb	Mn
(α_2 + γ)板条	44.22	45.67	8.23	1.88
γ	43.65	46.89	7.90	1.56
β	48.68	36.37	11.65	3.3

图 2 是相同应变速率不同温度下, 高温压缩变形的真应力—真应变曲线。从图 2 中可以看出: 在所有真应力—真应变曲线上, 均有一应力峰值, 随后流变应力随着应变量的增加逐渐下降并趋于稳态流变。在相同的应变速率下, 随着温

度的升高, 应力峰值降低; 在相同的温度下, 随着应变速率的降低, 应力峰值也降低; 因此合金在高温变形过程中, 降低应变速率的效果相当于升高温度。

当形变温度较低时, 在较高的应变速率下, 如在 900℃, 应变速率为 1/s 的条件下, 存在明显的加工硬化, 达一定的应变值后(约 0.15)才发生软化; 应变速率较低时, 如在 900℃, 应变速率降到 10^{-3} /s 时, 仅在很小的应变范围内(约 0.03)存在加工硬化, 达应力峰值后, 呈现明显的加工软化, 见图 2。这说明在更低的应变速率和更高形变温度下, 加工软化更加显著。随着温度升高或应变速率降低, 达到应力峰值的应变值 ε 愈小, 即少量形变后就开始软化。应力软化是由于在高温变形过程中 TiAl 合金发生了动态回复和再结晶所致^[7,8]。其程度随着温度的升高和应变速率的降低而增加, 开始软化所对应的应变值减小。在一定的应变速率下, 形变温度越低, 应力峰值越高, 应力软化程度越大, 这是由合金的动态再结晶过程所控制的。

在热加工过程中, 一方面因形变使位错不断增殖和积累, 另一方面, 通过热激活使位错偶对消、胞壁锋锐化形成亚晶以及亚晶合并等过程也在进行, 这些过程因外加应力对小角度晶界移动

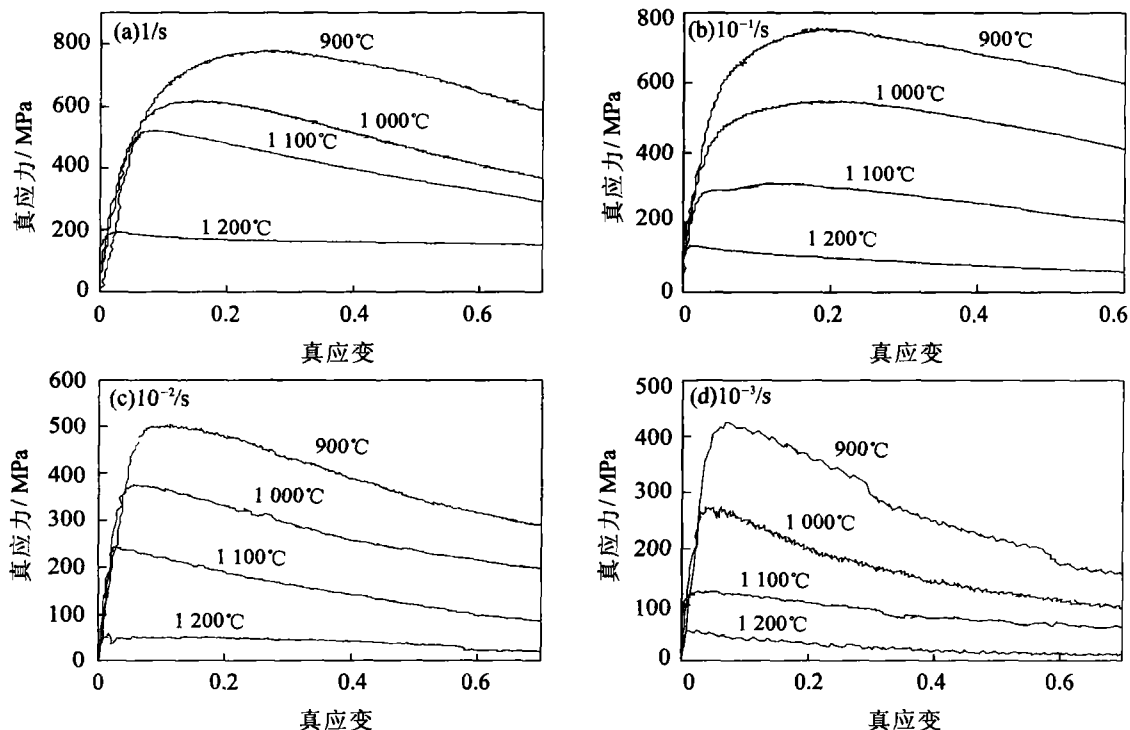


图 2 Ti45Al8Nb2Mn0.2B 合金在不同应变速率和温度下压缩实验的真应变—真应力曲线。(a) 1/s; (b) 10^{-1} /s; (c) 10^{-2} /s; (d) 10^{-3} /s

Fig.2 True stress-true strain curves of Ti45Al8Nb2Mn0.2B alloy obtained during the compressive tests at different strain rates and temperatures: (a) 1/s; (b) 10^{-1} /s; (c) 10^{-2} /s; (d) 10^{-3} /s

和反号位错对消提供了附加的驱动力而以更快的速度进行,即在应变硬化的同时发生动态回复.这两类相反的过程在热变形中相互消长程度取决于被热加工金属材料的本性、形变速率和形变温度等因素.具有低或中等层错能的合金材料,其回复过程比较慢,热加工过程中动态回复未能同步抵消位错的增殖积累,在某一临界形变条件下,位错累积到一定程度后会促发再结晶形核,发生动态再结晶.在再结晶时,大量位错被再结晶核心的大角度界面推移而消除,当这样的软化过程占主导地位时,流变应力下降,应力—应变曲线出现峰值.由于再结晶形核和长大的同时材料继续形变,再结晶形成的新晶粒也经受形变,即硬化因素又重新增加^[9].与普通金属相比TiAl合金由于层错能较低和位错的可动性较差,位错的交滑移和攀移较难,回复过程较缓慢,位错不断增殖和积累而易于发生动态再结晶.

应力峰值随温度和应变速率的变化由图3所示.在形变温度不变时,应力峰值 $\sigma_{\max}$ 与应变速率的关系可表示为^[10]:

$$\sigma_{\max} = A \dot{\epsilon}^m \quad (1)$$

其中, $\sigma_{\max}$ 是应力峰值, $\dot{\epsilon}$ 是应变速率, A 是常数, m 为应变速率敏感系数.由图3得到,Ti45Al8Nb2Mn0.2B合金在900,1000,1100,1200℃时 m 分别为0.10,0.13,0.20和0.24.

高温形变过程中,应变速率和温度对流变应力的影响可用双曲正弦函数关系表示如下^[11]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_s/RT) = A_1 \{\sinh(\alpha\sigma)\}^n \quad (2)$$

当 $\alpha\sigma < 0.8$ 时(即较低应力范围),式(2)简化成方程下式:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_s/RT) = A_2 \sigma^n \quad (3)$$

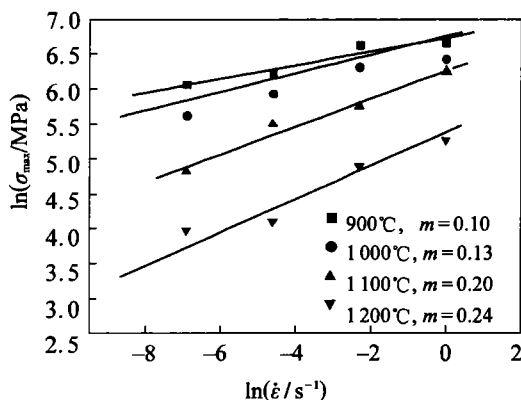


图3 Ti45Al8Nb2Mn0.2B合金在不同温度下应力峰值随应变速率的变化

Fig.3 Variations of peak flow stress with varying strain rate in Ti45Al8Nb2Mn0.2B alloy at different temperatures

当 $\alpha\sigma > 1.0$ 时(即较高应力范围),式(2)简化成下式:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_s/RT) = A_3 \exp(\alpha\sigma) \quad (4)$$

其中, Z 为Zener-Hollomon参数, Q_s 为表观激活能, n 为应力指数, R 为气体常数, T 为温度, A_1, A_2, A_3 和 α 均为常数.根据式(3)和(4)可得:

$$\ln \sigma_{\max} = \frac{1}{n} \ln \dot{\epsilon} - \frac{1}{n} \ln A_2 + \frac{Q_s}{nRT} \quad (5)$$

$$\sigma_{\max} = \frac{1}{\alpha} \ln - \frac{\ln A_3}{\alpha} + \frac{Q_s}{\alpha RT} \quad (6)$$

由上式可见,在一定的应变速率条件下,在较低应力范围内 $\ln \sigma_{\max}$ 与 $1/T$ 成直线关系,在较高的应力范围内 $\sigma_{\max}$ 与 $1/T$ 成直线关系.将实验数据代入上式,可得表观激活能 $Q_s = 334$ kJ/mol.由此求得不同变形条件下的Zener-Hollomon参数, $\ln Z$ 与 $\sigma_{\max}$ 之间的线性关系如图4所示.

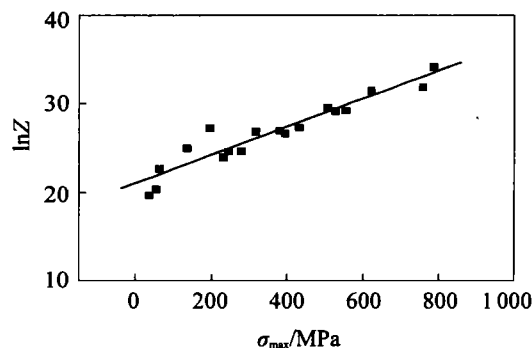


图4 $\sigma_{\max}$ 与 $\ln Z$ 之间的关系

Fig.4 Relationship between $\sigma_{\max}$ and $\ln Z$

本实验测得的高温形变表观激活能值与Ti-46Al-8.5Nb-0.2W高铌TiAl合金的高温形变激活能值 $Q_s = 335$ kJ/mol相接近^[12].与公开报道的具有形变软化的普通TiAl合金的高温形变激活能值相当^[13-15].

动态再结晶是TiAl合金高温形变的一个显著特点^[16,17],它在TiAl合金高温热加工过程中起着十分重要的作用^[18,19].图5为Ti45Al8Nb2Mn0.2B合金在不同温度和不同应变速率下变形至70%形变量的显微组织.由图可见在高温形变过程中,原始组织中粗大的近层片团结构发生动态再结晶,原始晶粒被细化.比较合金在同一温度、不同应变速率下的变形后的组织,可以发现,合金已经发生再结晶的晶粒尺寸均随应变速率的降低而增大,而未发生再结晶的晶粒体积分数则随之逐渐减小.例如在1000℃温度下,应变速率为1/s和 10^{-1} /s时,合金层片组织部分发生再结晶;应变速率降低到 10^{-2} /s时,只有少部分未发生再结晶,且再结晶晶粒度有所增大(图5(a)~(c)所

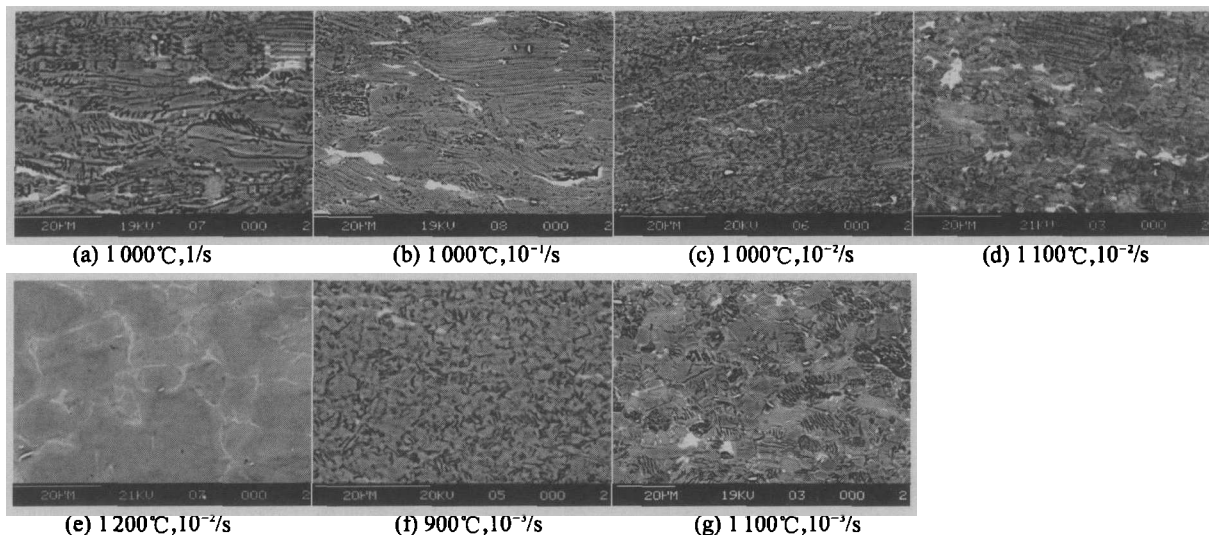


图5 Ti45Al8Nb2Mn0.2B合金在不同温度和不同应变速率下变形至70%形变量的显微组织

Fig.5 Microstructures of Ti45Al8Nb2Mn0.2B alloy after compressed at different strain rates at different temperatures

示). 在1100℃时, $10^{-2}/s$ 应变速率下合金仍然有部分层片组织未发生再结晶, 而在 $10^{-3}/s$ 应变速率下合金已完全再结晶, 而且再结晶晶粒度也大于前者, 形成约 $8\mu m$ 的近 γ 等轴晶(如图5(d), (g)所示). 比较合金在同一应变速率、不同温度下的变形后的组织, 同样可以发现, 合金组织中发生再结晶的晶粒尺寸均随温度的升高而增加, 未发生再结晶的晶粒体积分数也随之逐渐减小, 高变形温度和低应变速率的作用相似. 例如, 应变速率为 $10^{-2}/s$ 时, 变形温度由1000℃升高到1200℃(如图5(c)~(e)所示), 合金原始近层片组织发生完全再结晶, 而且再结晶晶粒比1000和1100℃时的明显长大, 形成约 $18\mu m$ 的近 γ 等轴晶. 在应变速率为 $10^{-3}/s$ 时, 如图5(f), (g)所示, 当变形温度为900℃时, 合金组织约98%已发生再结晶, 再结晶晶粒度细小; 而当温度升高到1100℃时, 合金原始近层片组织发生完全再结晶, 且再结晶晶粒度(约 $8\mu m$) 大于前者.

以上结果表明: 在一定温度下, 已经发生再结晶的晶粒尺寸随应变速率的降低而增大, 随温度的升高而增大, 即随 Zener-Hollomon 参数的减小而增大. 而未再结晶晶粒则反之. 因为随着 Zener-Hollomon 参数的增加, 即 σ_{max} 的增加, 位错密度增加, 再结晶的驱动力增加, 晶粒变得更细小^[20]. 由实验结果可得再结晶晶粒尺寸 D 与参数 Z 之间成指数关系, 如图6所示, 即 $D \propto Z^{-0.424}$. 因此, 在生产实际中可以通过选择应变速率和变形温度, 即选择适当的 Z 值来控制合金在热加工后的组织及晶粒大小.

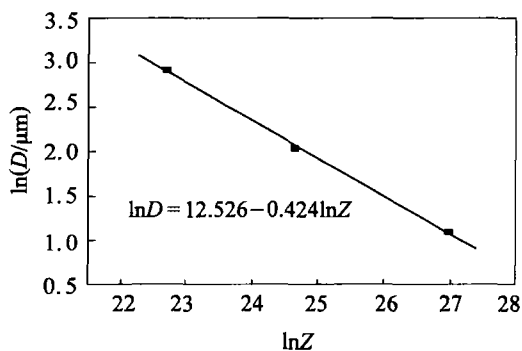


图6 再结晶晶粒尺寸 D 随 Z 的变化关系

Fig.6 Variation of recrystallized grain size D with Z

3 结论

(1) Ti45Al8Nb2Mn0.2B 合金的真应力—真应变曲线上存在一个应力峰值, 随后流变应力随着应变量的增加逐渐下降而趋于稳态流变. 升高温度和降低应变速率作用类似, 都使合金的应力峰值降低; 降低温度和提高应变速率都使合金的应力峰值增加. 在900~1200℃温度范围内合金的应变速率敏感系数 m 为0.10~0.24. 形变激活能为 $Q_s = 334$ kJ/mol.

(2) 再结晶晶粒尺寸随温度的升高和应变速率的降低而增加, 随 Zener-Hollomon 参数的减小而增大, 即 $D \propto Z^{-0.424}$. 未发生再结晶晶粒的体积分数随着温度的升高和应变速率的降低而降低, 即随 Zener-Hollomon 参数的降低而降低.

参考文献

- Kim Y W. Ordered intermetallic alloys, part III: gamma titanium aluminides [J]. JOM, 1994, 46(7): 30

- 2 London B, Larsen D E Jr, Wheeler D A, et al. Investment cast gamma titanium aluminide alloys: processing, properties and promise [A]. Darolia R, Lewandowski J J, Liu C T, et al. Structure Intermetallics [C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1993. 151
- 3 Tsujimoto T, Hashimoto K. Structures and properties of TiAl-base containing Mn [A]. Liu C T, Itaub A, Stoloff N S. High Temperature Ordered Intermetallic Alloys III [C]. Pittsburgh: Materials Research Society, 1989. 391
- 4 Kim Y W. Trends in the development of gamma TiAl alloys [A]. Kim Y W, Wagner R, Yamaguchi M. Gamma Titanium Aluminides [C]. Warrendale: TMS, 1995. 637
- 5 Chen G L, Zhang W J, Liu Z C, et al. Microstructure and properties of high-Nb contained TiAl-Based alloys [A]. Kim Y W, Dimiduk D M, Loretto M H. Gamma Titanium Aluminides [C]. Warrendale: TMS, 1999. 371
- 6 Kim Y W. Designing Gamma TiAl alloys: fundamentals, strategy and production [A]. Nathal M V, Darolia R, Liu C T, et al. Structural Intermetallics [C]. Warrendale: TMS, 1997. 531
- 7 Seetharaman V, Semiatin S L. Influence of temperature transients on the hot workability of a two-phase gamma titanium aluminide alloys [J]. Metall Trans A, 1996, 27A: 1987
- 8 Semiatin S L, Seetharaman V, Jain V K. Microstructure development during conventional and isothermal hot forging of a near-gamma titanium aluminide [J]. Metall Trans A, 1994, 25A: 2753
- 9 余永宁. 金属学原理. 北京: 冶金工业出版社, 2000. 428
- 10 Singh J P, Tuval E, Weiss I, et al. Isothermal deformation of gamma titanium aluminide [A]. Kim Y W, Wagner R, Yamaguchi M. Gamma Titanium Aluminides [C]. Warrendale, PA: TMS, 1995. 547
- 11 关德林译, 张俊善校. 晶体的高温塑性变形[M]. 大连: 大连理工大学出版社, 1989. 35
- 12 刘自成. 高铌 TiAl 合金成分组织优化的研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2000. 178
- 13 Kim H Y, Hong S H. High temperature deformation behavior and microstructural evolution of Ti-47Al-2Cr-4Nb intermetallic alloys [J]. Scripta Mater, 1998, 38(10):1517
- 14 Shih D S, Scarr G K. High-temperature deformation behaviour of the γ alloy Ti-48Al-2Cr-2Nb [A]. Johnson I A, Pope D P, Stiegler L A. High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV [C]. Pittsburgh: MRS, 1991. 727
- 15 Seetharaman V, Lombard C M. Plastic flow behavior of a Ti-Al-Nb-Mn alloy at high temperatures [A]. Kim Y W, Boyer R. Microstructure/Mechanical Properties Relationships in Titanium Aluminides and Alloys [C]. Warrendale: TMS, 1991. 237
- 16 Nobuki M, Hashimoto K, Takahashi J, et al. Deformation of cast TiAl intermetallic compound at elevated temperatures [J]. Mater Trans Jpn Inst Met, 1990, 31: 814
- 17 Fujitsuna H, Ohyama N, Miyamoto H, et al. Isothermal forging of TiAl-based intermetallic compounds [J]. ISIJ Int, 1991, 31: 1147
- 18 Seetharaman V, Malas J C, Lombard C M. Hot extrusion of a Ti-Al-Nb-Mn alloy [A]. Johnson I A, Pope D P, Stiegler L A. High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV [C]. Pittsburgh: MRS, 1991. 889
- 19 Semiatin S L, Frey N, El-Soudani, et al. Flow softening and microstructure evolution during hot working of wrought near-gamma titanium aluminides [J]. Metall Trans A, 1992, 23A: 1719
- 20 Kim H Y, Sohn W H, Hong S.H. High temperature of Ti-(46-48)Al-2W intermetallic compounds [J]. Mater Sci Eng, 1998, A251: 216

High Temperature Deformation Behavior of As-cast Ti45Al8Nb2Mn0.2B Alloy

XU Jingwen, LIN Junpin, WANG Yanli, LIN Zhi, CHEN Guoliang

State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology, Beijing 100083, China

ABSTRACT Compression tests were conducted with as-cast Ti45Al8Nb2Mn0.2B alloy at strain rates of $1 \sim 10^{-3}/s$ at temperatures of 900~1200℃. Deformation processing and microstructure changes were analyzed. It is found that the strain-rate-sensitivity coefficients range from 0.10 to 0.24 at the test temperatures. The true stress-true strain curve shows a peak stress, then the flow stress decreases into a steady value with the increase in strain. Dynamic recrystallization occurs in the alloy during the high-temperature deformation and considerable microstructure refinement is achieved. The recrystallized grain size decreases with the decreasing of compression temperature and the increasing of strain rate, that is, with the increase of Zener-Hollomon parameter. Recrystallization processing can be promoted with the increasing of temperature and the decreasing of strain rate.

KEY WORDS Ti45Al8Nb2Mn0.2B; high temperature deformation; microstructure; dynamic recrystallization