

Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金的热变形行为及组织演变规律

程 军^{1,2}, 毛 勇², 于振涛¹, 牛金龙¹, 余 森¹, 麻西群¹, 田宇兴¹

(1. 西北有色金属研究院, 西安 710016; 2. 云南大学 材料科学与工程学院, 昆明 650091)

摘 要: 在 Gleeble-3500 热模拟试验机上对 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金进行等温恒应变速率压缩试验, 研究在变形温度 950~1100 °C、变形速率 0.001~1 s⁻¹、最大变形程度为 50%条件下合金的热变形行为, 分析变形温度和变形速率对热变形组织演变规律的影响。结果表明: Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金的流变应力对变形温度和变形速率均较为敏感, 其流变应力—应变曲线具有应力峰值、流变软化和稳态流变特征。变形温度和变形速率对合金热变形组织演变影响较大。在变形温度为 950 和 1050 °C、变形速率为 0.001~1 s⁻¹ 条件下, 随变形速率的降低, 合金中片层组织球化, 动态再结晶发生程度增大; 在变形速率为 0.1 s⁻¹、变形温度为 950~1100 °C 条件下, 随变形温度的升高, 合金中动态再结晶发生程度明显增大; 在变形温度为 950 °C、变形速率为 1 s⁻¹ 条件下, 合金中易形成绝热剪切带。

关键词: Ti₂AlNb 基合金; 高温塑性变形; 组织演变; 动态再结晶; 流变应力

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Hot deformation behavior and microstructure evolution of Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy

CHENG Jun^{1,2}, MAO Yong¹, YU Zhen-tao², NIU Jin-long², YU Sen², MA Xi-qun², TIAN Yu-xing²

(1. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China;

2. School of Material Science and Engineering, Yunnan University, Kunming 650091, China)

Abstract: The hot deformation behavior of Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy was investigated at deformation temperatures between 950 and 1100 °C with strain rate between 0.001 and 1 s⁻¹, and the highest reduction of 50% by using isothermal compression test on Gleeble-3500 simulator. The effects of deformation temperature and strain rate on the microstructure evolution during hot working were analyzed. The results show that the flow stress of the alloy is sensitive to the variation of deformation temperature and strain rate. The stress—strain curves exhibit a peak flow stress, flow softening and steady state flow behavior. The microstructure evolution is greatly affected by deformation temperature and strain rate. The degree of lamellar globularization and dynamic recrystallization increases with the strain rate decreasing in the strain rate range of 0.001–1 s⁻¹ at 950 and 1 050 °C. The degree of dynamic recrystallization increases with deformation temperature increasing in the range of 950–1 100 °C at 0.1 s⁻¹. The shear deformation bands are easy to occur at 950 °C and 1 s⁻¹, which should be avoided during hot working.

Key words: Ti₂AlNb-based alloy; hot plastic deformation; microstructure evolution; dynamic recrystallization; flow stress

Ti₂AlNb 基合金具有较高的比强度、断裂韧性和蠕变抗力等综合力学性能, 是一种极具开发潜力的航空航天用先进结构材料, 特别是在 600~750 °C 温度范

围内用作航空航天发动机中的转动部件使用, 是金属间化合物领域中一个新的研究热点^[1-3]。但是, 由于 Ti₂AlNb 基合金的成形温度范围较窄, 加之其显微组

基金项目: 云南省应用基础研究面上项目(2008CD075); 国家高技术研究发展计划资助项目(2011AA030101)

收稿日期: 2013-07-28; **修订日期:** 2013-10-10

通信作者: 程 军, 助理工程师; 电话: 029-86222297; E-mail: 524161386@qq.com

织和力学性能对热加工工艺参数如变形温度、变形速率和应变等十分敏感,属于难变形材料。传统方法主要是通过反复试验掌握其热成形工艺,但是存在工件的试制周期长,耗资巨大等问题,这将严重地制约 Ti_2AlNb 基合金的工业化进程^[4-6]。因此,有必要对 Ti_2AlNb 基合金的高温变形行为及其显微组织和性能的影响因素进行系统地研究。

已有研究表明,通过在 Ti-22Al-27Nb 基准合金中添加第四组元的 β 相稳定元素 Mo 和 Fe 来替代部分 Nb , 研制 Mo 和 Fe 成分改性的 Ti_2AlNb 金属间化合物,其名义成分为 $\text{Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe}$ 。前期研究表明, Mo 、 Fe 成分改性的 Ti_2AlNb 金属间化合物材料具有较高的的高温屈服强度和良好的高温蠕变性能^[7-10]。此外,该合金的热变形行为一直为人们所关注,但对其热变形规律的系统研究尚未见报道。在此,本文作者在 Gleeble-3500 热模拟试验机上对 $\text{Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe}$ 合金进行了等温恒应变速率压缩试验,对该合金在试验条件下的应力—应变曲线变化规律进行了研究,分析了变形温度和变形速率对热变形组织演变规律的影响。研究结果可为该合金复杂结构件的精确成形过程以及显微组织的精确控制提供理论参考与技术支持,具有重要的理论指导意义和工程应用价值。

1 实验

实验用原材料为 $\text{Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe}$ (摩尔分数, %), 采用冷坩埚磁悬浮熔炼(Cold crucible levitation melting) 3~4 次得到 $d 70 \text{ mm} \times 60 \text{ mm}$ 的小合金铸锭。铸锭在热锻开坯前,先经过均匀化处理,在 $1100 \sim 1200^\circ\text{C}$ β 单相区锻造开坯,再在 1100°C β 单相区进行包套锻造和轧制,得到截面为 $11.8 \text{ mm} \times 11.8 \text{ mm}$ 的四方棒材。随后对棒材进行固溶和时效热处理,热处理制度为 $(1100^\circ\text{C}、1 \text{ h, FC})+(800^\circ\text{C}、100 \text{ h, AC})$, 从铸锭到棒材的热机械处理整个工艺过程如图 1 所示。

热压缩试样取自四方棒材,通过金相法测得 $\text{Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe}$ 合金的 T_β 约为 1077°C 。将热压缩所用试样加工成 $d 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱,两端和外圆均磨光,在 Gleeble-3500 热模拟试验机上进行等温恒应变速率压缩试验。热模拟压缩试验条件如下:变形温度为 $950、1000、1050$ 和 1100°C ;变形速率为 $0.001、0.01、0.1$ 和 1 s^{-1} ;最大变形程度为 50%。采用电阻加热法,升温速度为 10°C/s ,加热至指定温度

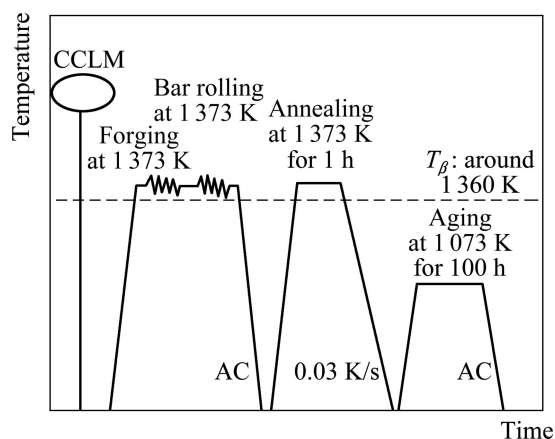


图 1 $\text{Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe}$ 合金热机械处理工艺示意图

Fig.1 Schematic diagram of thermomechanical treatment for $\text{Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe}$ alloy

后保温 5 min 以保证整个试样的温度均匀,压缩过程中在试样两端涂抹机油石墨润滑剂以减小其与压模之间的接触摩擦及其本身的不均匀变形。试样压缩到预定的变形量后立即水淬,以保留高温变形组织。热变形过程中,由热模拟试验机的计算机系统自动采集变形温度、变形速率、应力和应变等数据。

将热压缩变形前和变形后的试样沿轴向对半剖开,按常规方法制作金相试样,采用 $2\%\text{HF}+8\%\text{HNO}_3+90\%\text{H}_2\text{O}$ 腐蚀剂对试样进行腐蚀,利用光学金相显微镜(OM)和扫描电子显微镜(SEM)对热变形前和热变形后的显微组织进行观察和分析。 $\text{Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe}$ 合金热压缩变形前的原始组织如图 2 所示,为典型的 α_2+O+B2 三相混合组织, α_2 相在 $B2$ 相的晶界处以等轴的形式不连续析出。在晶粒内部, α_2 和 O 相以板条的形式从 $B2$ 基体上析出,最终形成网篮组织。

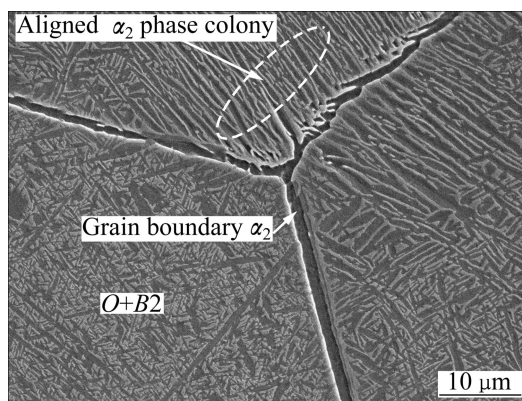


图 2 热模拟压缩试样的原始组织

Fig.2 Initial microstructure of $\text{Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe}$ alloy for hot compression tests

2 结果与讨论

2.1 真应力—真应变曲线

图 3 所示为 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金在变形温度为 950~1100 °C、变形速率为 0.001~1 s⁻¹ 条件下的真应力—真应变曲线。从图 3 可以看出, 在变形初期, 流变应力曲线几乎呈直线上升, 且斜率很大, 材料在此期间处于微变形和动态回复阶段。在本试验的热变形参数范围内, 流变应力达到峰值所需的应变为 0.01~0.02, 并且峰值应力随变形速率的增加或变形温度的降低而增大, 说明该合金的流变应力对变形温度和变形速率较为敏感。当流变应力迅速达到峰值应力后, 随着应变的增加, 流变应力逐渐在减小, 出现流变软化现象。可见, 变形温度越低, 变形速率越高, 流变软化现象就越明显。在同一条流变应力曲线上, 随着应变的增加, 流变应力逐渐趋于一种相对稳定的状态, 呈现出稳态流变特征。产生该现象的主要原因

是由于加工硬化和动态软化二者共同作用达到平衡的结果所致。此时, 合金变形的实质为位错的增殖和位错间由于相互作用而引起的相互抵消和重组之后而达到动态平衡^[11-14]。在 1000 °C、1 s⁻¹ 的条件下, 流变应力曲线出现一个明显的应力峰值, 之后随着应变的增加, 流变应力急剧下降, 出现不连续屈服现象。产生该现象的主要原因是由于在变形过程中所产生的大量可动位错由于受到晶界的阻碍而在晶界处发生位错塞积, 导致流变应力的急剧上升, 随后由于受到与热激活相关的机制作用, 使得晶界处塞积的位错通过攀移的方式进入晶粒内部, 从而造成大量的异号位错相互抵消, 晶界处位错的塞积现象有所减缓, 导致流变应力急剧下降。

不同热变形条件下 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金的峰值流变应力如表 1 所列。由表 1 可知, Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金的峰值流变应力(σ_p)对变形温度和变形速率均较为敏感。在相同的变形速率条件下, 峰值流变应力随变形温度的升高而降低; 在相同的变形温度条件下, 峰值流变应力随变形速率的增加而增大。

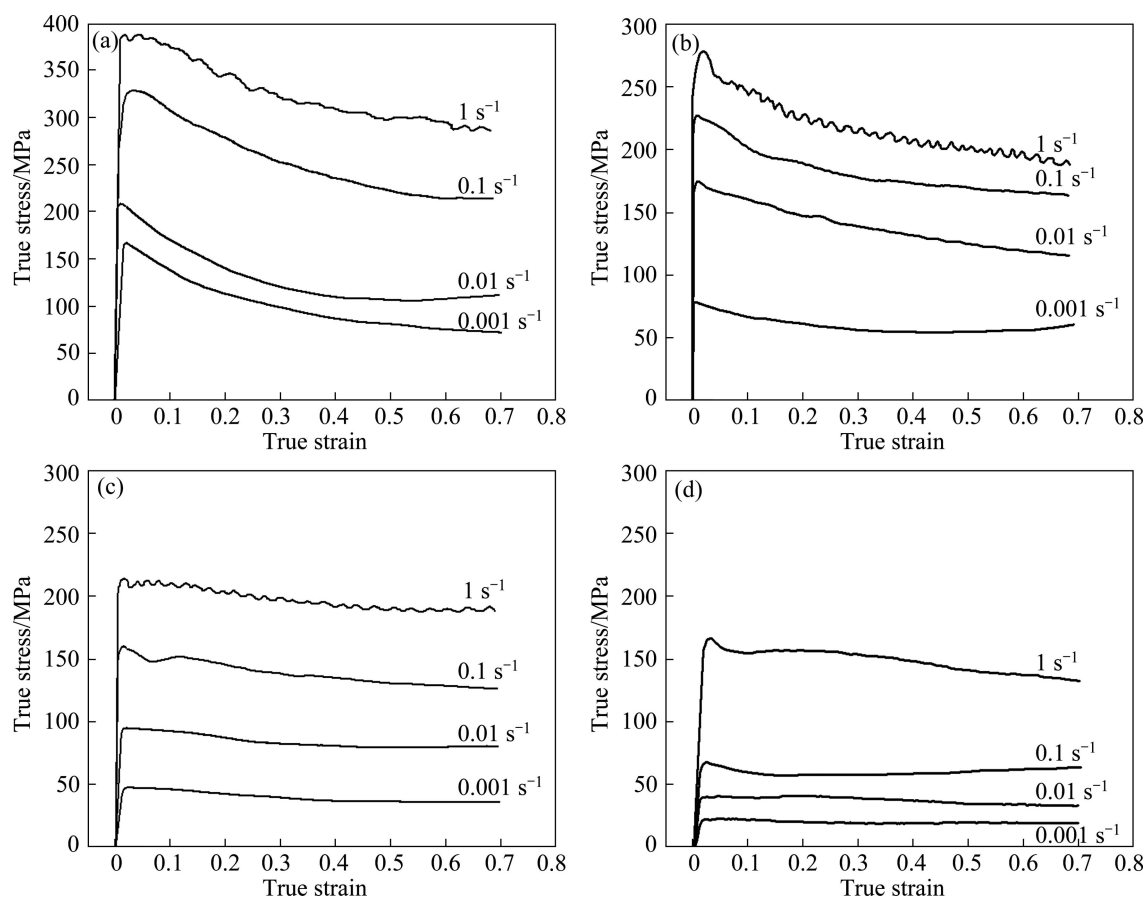


图 3 不同变形温度和变形速率下 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金的真应力—真应变曲线

Fig.3 Typical flow stress—strain curves of Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy at various strain rates and deformation temperatures for Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy: (a) 950 °C; (b) 1000 °C; (c) 1050 °C; (d) 1100 °C

表 1 不同变形条件下 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金的峰值应力

Table 1 Peak flow stress values of Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy at different temperatures and strain rates

Temperature/ °C	σ_p /MPa			
	0.001 s^{-1}	0.01 s^{-1}	0.1 s^{-1}	1 s^{-1}
950	168.1	209.2	329.2	388.1
1 000	78.9	172.8	228.4	283
1 050	47.9	95.2	160.4	214.4
1 100	23.1	40.8	68.3	167

不同变形速率条件下 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金的峰值流变应力与变形温度的关系曲线如图 4 所示。由图 4 可知，在变形温度为 1 000 °C 的条件下，峰值流变应力的减小速率随变形速率的减小而增大；相反地，在变形温度为 1 100 °C 的条件下，峰值流变应力的减小速率随变形速率的减小而减小，这与 ZHU 等^[13]对 Ti40 合金热变形行为的研究结果一致。

2.2 热变形工艺参数对组织演变的影响

2.2.1 变形速率对组织演变的影响

图 5 所示为 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金在 950 °C 不同变形速率条件下的热变形组织。由图 5 可

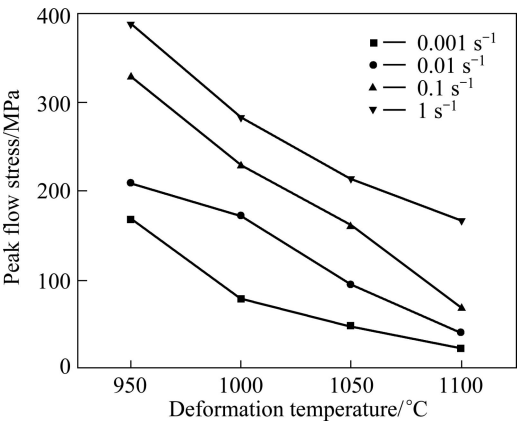


图 4 不同变形速率条件下 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金的峰值流变应力与变形温度的关系

Fig.4 Relationship between peak flow stress and deformation temperature of Ti-25Al-14Nb- 2Mo-1Fe alloy under different deformation conditions

以看出，变形速率的大小对片层组织球化程度的影响比较大。在变形速率为 0.1 s⁻¹ 的条件下，原始的大 β 晶粒被明显拉长，晶界处局部发生破断，晶粒内部的片层组织发生弯曲和扭折，部分片层组织发生球化，但此时球化现象还不是很明显；在变形速率为 0.01 s⁻¹ 的条件下，晶界已经全部发生破断并消失，晶内的片

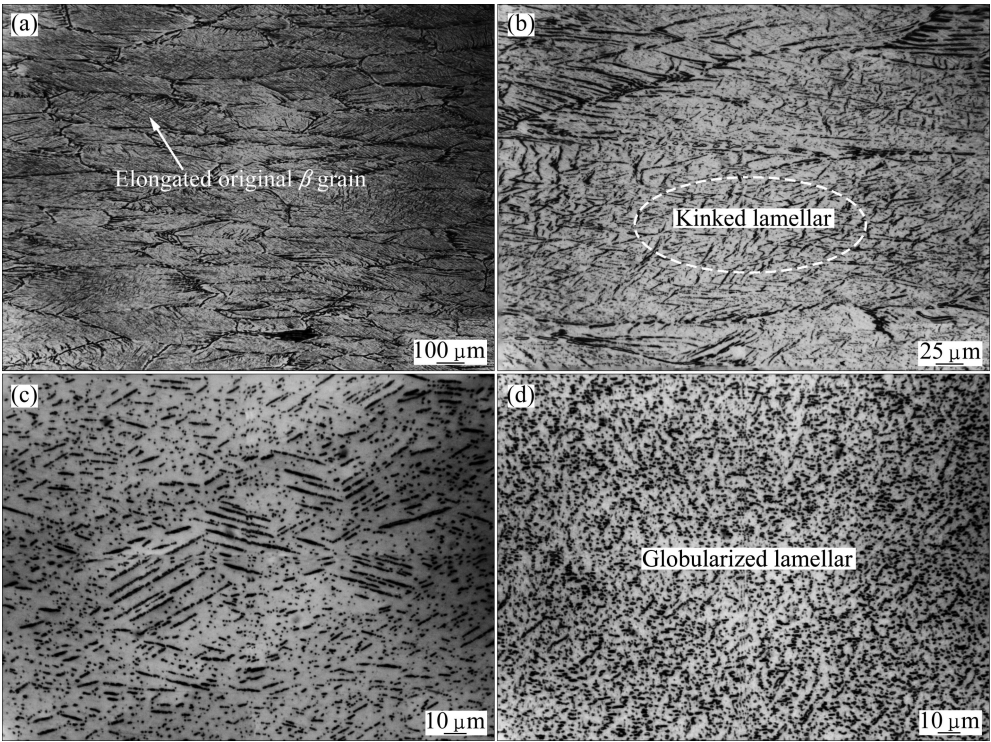


图 5 变形温度为 950 °C 不同应变速率下 Ti-25Al-14Nb- 2Mo-1Fe 合金的微观组织

Fig.5 Microstructures of Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy deformed at 950 °C and different strain rates: (a), (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 0.01 s^{-1} ; (d) 0.001 s^{-1}

层组织发生严重地扭折和破碎, 片层组织球化率明显增加; 在变形速率为 0.001 s^{-1} 的条件下, 片层组织几乎全部发生球化, 球化后的颗粒细小, 弥散地分布于 $B2$ 基体上。

Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金在 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 1 s^{-1} 的条件下变形时会出现不均匀变形现象, 在压缩变形后的试样中能够观察到与压缩轴成 45° 的绝热剪切带, 如图 6 所示。该绝热剪切带在光学显微镜下通常呈白色, 称为“白色”剪切带。通过对热变形组织观察和分析可知, 该“白色”绝热剪切带属于以晶粒剧烈拉长和碎化为特征的形变带^[15-19]。通常情况下, 在低温、高变形速率($\geq 1 \text{ s}^{-1}$)的条件下容易产生绝热剪切带。产生该现象的主要原因是由于合金的热传导系数低, 在快速高温塑性变形过程中产生的热量不能及时地向周围环境释放, 从而导致局部温度升高, 发生剪切变形。虽然在热压缩变形过程中, 压缩试样只受到轴向压应力作用, 但是与压缩轴成 45° 方向的切应力最大, 因此可能会产生沿 45° 方向的剪切开裂。通常情况下, 变形温度越低, 变形速率越高, 产生该剪切开裂的趋势则越明显。

图 7 所示为 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金在 $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、不同变形速率条件下的热变形组织。由图 7 可以看出, 变形速率的大小对动态再结晶程度的影响比较

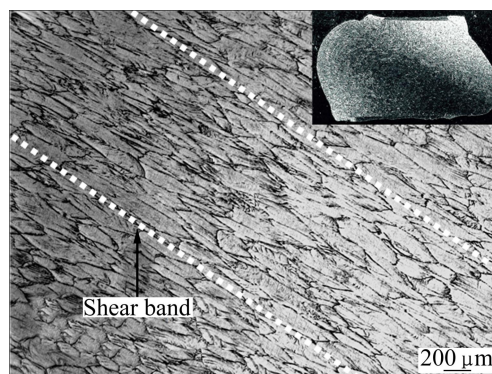


图 6 变形温度 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 1 s^{-1} 下 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金中的剪切带及其微观组织

Fig.6 Shear band and its macrostructure in Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy occurring at $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1}

大。在变形速率为 1 s^{-1} 的条件下, 原始大 β 晶粒沿压缩方向被明显拉长, 晶界较为平直, 未发现新晶粒的产生, 此时只发生了动态回复; 随着变形速率的逐渐减小, 大部分拉长的 β 晶界呈不规则锯齿形, 在晶界附近出现了许多等轴或近等轴的细小晶粒, 呈现出明显的动态再结晶特征。产生的新晶粒在随后的热变形过程中会继续承受变形, 如果升高温度或降低变形速率, 这些新晶粒还会继续长大。

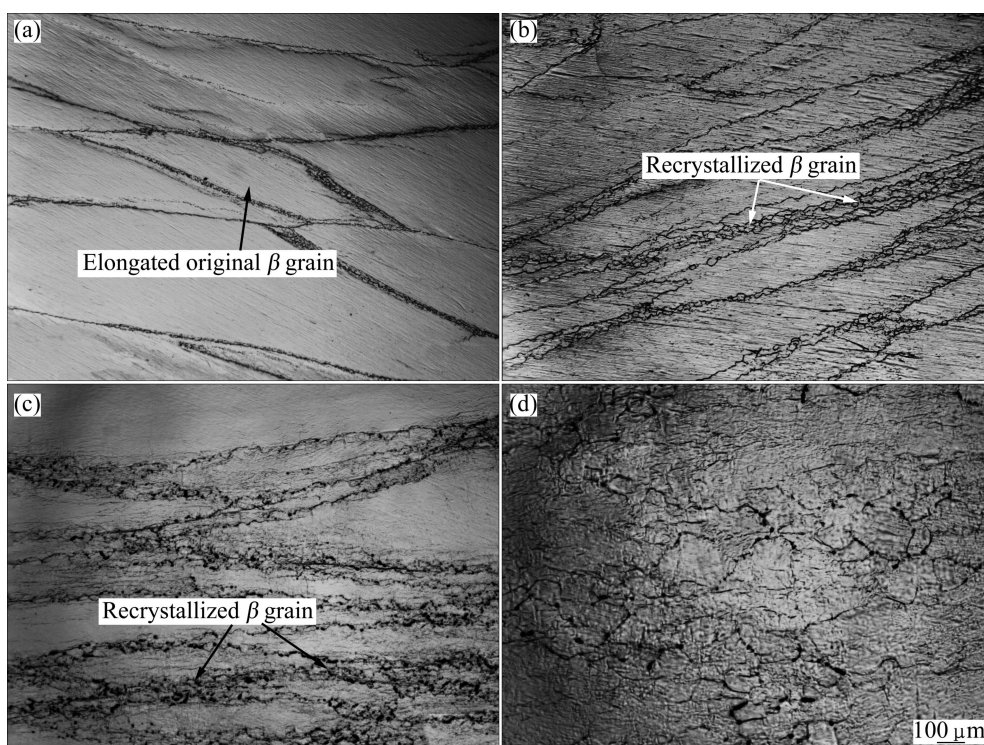


图 7 变形温度为 $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 不同应变速率下 Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe 合金的微观组织

Fig.7 Microstructures of Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy deformed at $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ and different strain rates: (a) 1 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 0.01 s^{-1} ; (d) 0.001 s^{-1}

2.2.2 变形温度对组织演变的影响

图8所示为Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe合金在 0.1 s^{-1} 、不同变形温度条件下的热变形组织。由图8可以看出,变形温度的高低对动态再结晶发生程度的影响比较大。在 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 0.1 s^{-1} 的条件下,原始的大 β 晶粒被明显地拉长和压扁,晶界较为平直,未发现新再结晶晶粒的产生,在该热变形过程中只发生了动态回复。随着变形温度的升高,在 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 0.1 s^{-1} 的条件下,原始 β 晶界发生显著变化,由于晶界发生迁移而沿着晶界处产生部分动态再结晶晶粒,产生的新晶粒大小不一,形成了“项链”状组织,呈现不连续动态再结晶的特征。

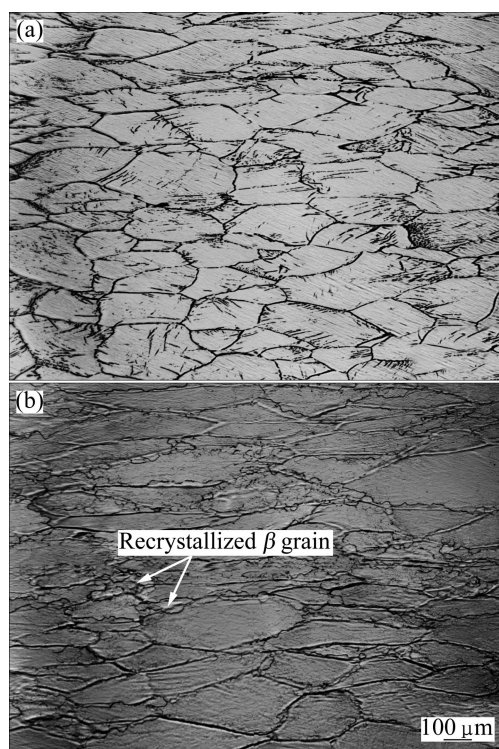


图8 变形速率 0.1 s^{-1} 、不同变形温度下Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe合金的微观组织

Fig.8 Microstructures of Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy deformed at 0.1 s^{-1} and different deformation temperatures: (a) $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$

3 结论

1) Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe合金的流变应力对变形温度和变形速率均较为敏感,其流变应力曲线具有应力峰值、流变软化和稳态流变特征。低变形速率时的流变应力曲线表现出稳态流变特征;低温、高变形速率时的流变应力曲线表现出流变软化特征。

2) 变形温度和变形速率对热变形组织演变影响较大。在变形温度为 950 和 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、变形速率为 $0.001\sim 1\text{ s}^{-1}$ 条件下,随着变形速率的降低,片层组织球化和动态再结晶发生程度增大;在变形温度 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、变形速率 1 s^{-1} 条件下,易形成绝热剪切带,在热加工过程中应予以避免。

3) 在变形速率 0.1 s^{-1} 、变形温度 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下,材料只发生了动态回复。随着变形温度的升高,动态再结晶发生程度明显增大。在变形速率 0.1 s^{-1} 、变形温度 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下,在原始 β 晶界处产生部分动态再结晶晶粒,形成了“项链”状组织,呈现不连续动态再结晶的特征。

REFERENCES

- [1] 张建伟, 李世琼, 梁晓波, 程云君. Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 基合金的研究与应用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s336-s341.
ZHANG Jian-wei, LI Shi-qiong, LIANG Xiao-bo, CHENG Yun-jun. Research and application of Ti_3Al and Ti_2AlNb based alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s336-s341.
- [2] 李世琼, 张建伟, 程云君, 梁晓波. Ti_3Al 和 Ti_2AlNb 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(S3): 104-109.
LI Shi-qiong, ZHANG Jian-wei, CHENG Yun-jun, LIANG Xiao-bo. Current status on development of Ti_3Al and Ti_2AlNb intermetallic structural materials[J]. Rare Materials and Engineering, 2005, 34(S3): 104-109.
- [3] 司玉锋, 孟丽华, 陈玉勇. Ti_2AlNb 基合金的研究进展[J]. 宇航材料工艺, 2006, 36(3): 10-13.
SI Yu-feng, MENG Li-hua, CHEN Yu-yong. Research development of Ti_2AlNb based alloy[J]. Aerospace Materials & Technology, 2006, 36(3): 10-13.
- [4] 曾卫东, 徐斌, 何德华, 梁晓波, 李世琼, 张建伟, 周义刚. 应用加工图理论研究 Ti_2AlNb 基合金的高温变形特性[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(4): 592-596.
ZENG Wei-dong, XU Bin, HE De-hua, LIANG Xiao-bo, LI Shi-qiong, ZHANG Jian-wei, ZHOU Yi-gang. Hot deformation characteristics of Ti_2AlNb alloy using processing maps[J]. Rare Materials and Engineering, 2007, 36(4): 592-596.
- [5] MAO Yong, LI Shi-qiong, ZHANG Jian-wei, PENG Ji-hua, ZOU Dun-xu, ZHONG Zeng-yong. Microstructure and tensile properties of orthorhombic Ti-Al-Nb-Ta alloys[J]. Intermetallics, 2000, 8(5/6): 659-662.
- [6] LI Shi-qiong, CHENG Yun-jun, LIANG Xiao-bo, ZHANG Jian-wei. Recent work on alloy and process development of Ti_2AlNb based alloys[J]. Materials Science Forum, 2005, 475/479: 795-800.

- [7] TANG F, NAKAZAWA S, HAGIWARA M. The effect of quaternary additions on the microstructures and mechanical properties of orthorhombic Ti_2AlNb -based alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 329/331: 492–498.
- [8] EMURA S, TSUZAKI K, TSUCHIYA K. Improvement of room temperature ductility for Mo and Fe modified Ti_2AlNb alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 528(1): 355–362.
- [9] MAO Yong, HAGIWARA M, EMURA S. Creep behavior and tensile properties of Mo- and Fe-added orthorhombic Ti-22Al-11Nb-2Mo-1Fe alloy[J]. Scripta Materialia, 2007, 57(3): 261–264.
- [10] GERMANN L, BANERJEE D, GUEDOU J Y, STRUDEL J L. Effect of composition on the mechanical properties of newly developed Ti_2AlNb -based titanium aluminide[J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 920–924.
- [11] LIN Peng, HE Zhu-bin, YUAN Shi-jian, SHEN Jun. Tensile deformation behavior of Ti-22Al-25Nb alloy at elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 556: 617–624.
- [12] SUN Yu, ZENG Wei-dong, ZHAO Yong-qing, ZHANG Xue-min, SHU Ying, ZHOU Yi-gang. Research on the hot deformation behavior of Ti40 alloy using processing map[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(3): 1205–1211.
- [13] ZHU Yan-chun, ZENG Wei-dong, ZHAO Yong-qing, SHU Ying, ZHANG Xue-min. Effect of processing parameters on hot deformation behavior and microstructural evolution during on compression of Ti40 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 552: 384–391.
- [14] FAN J K, KOU H C, LAI M J, TANG B, CHANG H, LI J S. Characterization of hot deformation behavior of a new near beta titanium alloy: Ti-7333[J]. Materials & Design, 2013, 49: 945–952.
- [15] 戚运莲, 奚正平, 赵永庆, 洪 权, 杜 宇, 王蕊宁, 罗媛媛, 曾卫东. Ti600 合金的流变失稳特性研究[J]. 钛工业进展, 2009, 26(4): 37–40.
- QI Yun-lian, XI Zheng-ping, ZHAO Yong-qing, HONG Quan, DU Yu, WANG Rui-ning, LUO Yuan-yuan, ZENG Wei-dong. Research on flow instability features of Ti600 alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2009, 26(4): 37–40.
- [16] MA Xiong, ZENG Wei-dong, WANG Kai-xuan, LAI Yun-jin, ZHOU Yi-gang. The investigation on the unstable flow behavior of Ti17 alloy in $\alpha+\beta$ phase field using processing map[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 550: 131–137.
- [17] 孔凡涛, 张树志, 陈玉勇. Ti-46Al-2Cr-4Nb-Y 合金的高温变形及加工图[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): S234–S236.
- KONG Fan-tao, ZHANG Shu-zhi, CHEN Yu-yong. Hot deformation and processing map of Ti-46Al-2Cr-4Nb-Y alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): S234–S236.
- [18] 王 国, 惠松骁, 叶文君, 米绪军. Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe 低成本钛合金的热压缩变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(8): 2223–2229.
- WANG Guo, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, MI Xu-jun. Hot compression behavior of Ti-3.0Al-3.7Cr-2.0Fe low cost titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(8): 2223–2229.
- [19] 周 舸, 丁 桦, 曹富荣, 赵文娟, 侯红亮, 李志强. TC21 合金的热压缩变形行为及变形机理[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(9): 2111–2118.
- ZHOU Ge, DING Hua, CAO Fu-rong, ZHAO Wen-juan, HOU Hong-liang, LI Zhi-qiang. Hot compression deformation and deformation mechanisms of TC21 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(9): 2111–2118.

(编辑 龙怀中)