

Ti-1300 合金锻造加工的热压缩模拟

赵映辉^{1,2}, 葛 鹏², 杨冠军¹, 赵永庆², 毛小南²

(1. 东北大学, 辽宁 沈阳 110004)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 采用 Gleeble-1500 热模拟机对 Ti-1300 近 β 钛合金进行热压缩变形, 研究其在温度为 800~1010 °C、应变速率为 0.01~10 s⁻¹、最大变形量为 60% 条件下的热变形行为。对热变形后的组织进行分析可知, 在低应变速率下, 主要发生动态再结晶; 在高应变速率下, 主要发生动态回复。根据试验数据得出了该合金的加工图, 结果表明, Ti-1300 合金在高应变速率下变形容易发生流变失稳现象, 因此其锻造工艺应宜在较低的变形速率下进行, 可得较细小的等轴动态再结晶组织。

关键词: 钛合金; 高温压缩; 动态回复; 动态再结晶

中图分类号: TG 146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)03-0550-04

Ti-1300 合金是西北有色金属研究院自主研发的一种新型高强近 β 钛合金, 该合金具有良好的可锻性和高淬透性, 在 1300 MPa 强度级别下具有良好的塑性和韧性匹配。该合金与 BT22 和 Ti-1023 相比具有更加优良的力学性能, 具有良好的应用前景^[1~3]。作为一种简单的试验研究手段, 热压缩被大量应用于金属材料的热变形研究。本实验以 Ti-1300 合金实际锻造过程中的条件为基础, 研究了变形工艺参数对 Ti-1300 合金高温变形行为的影响, 以期为该合金加工工艺的研究和优化提供理论基础。

1 实验方法

试验用材料采用经 3 次真空自耗炉熔炼制备出的 $\Phi 160$ mm 的 Ti-1300 铸锭, 开坯至两相区锻造成 55 mm 的方棒, 沿轴向截取 $\Phi 8$ mm \times 12 mm 的热模拟试样, 该合金的相变点为 865 °C。热模拟压缩试验在 Gleeble-1500 热模拟机上进行, 试验方案设计如表 1 所示。应变速率分别为 0.01, 0.1, 1, 10 s⁻¹; 最大变形程度均为 60%。压缩完毕后立即水淬以保留高温变形组织。沿与压缩轴平行的方向

将试样对半剖开, 分别制备出金相试样观察微观组织形貌。

2 结果与讨论

2.1 变形组织分析

图 1 为 A 组试验规范下的金相组织形貌。其中图 1a 为原始状态, 在 920 °C 保温 120 min, 组织为粗大 β 晶粒, 没有 α 相析出, 晶粒平均尺寸为 400 μ m 左右。图 1b~1i 为 A 组试验规范下变形后的组织。在应变速率为 10 s⁻¹ 的条件下, 原始大 β 晶粒被明显拉长, 晶界较为平直, 没有观察到新的动态再结晶晶粒产生, 该过程只发生了动态回复。应变速率为 0.01 s⁻¹ 时, 原始晶界发生了明显的变化, 呈现出锯齿状现象, 说明晶界发生了迁移, 沿晶界有部分动态再结晶晶粒产生。当温度为 920 和 950 °C 时, 如图 1b、1d 所示, 动态再结晶晶粒主要沿着晶界产生, 晶粒尺寸大小不均。当温度为 980 和 1010 °C 时, 不只沿着晶界处, 原始晶粒内部也有细小的动态再结晶晶粒生成, 且晶粒尺寸要比 920 和 950 °C 试验条件下大, 此时原始晶界很难辨认出来。

表 1 Ti-1300 合金试验方案设计

Table 1 Test plan for Ti-1300 alloy

No.	Treatment before test	Test temperature/°C	Test aim
Group A	Solid solution, 920 °C, 120 min	920, 950, 980, 1010	Forging simulating half-finished product
Group B	Solid solution, 830 °C, 90 min	800, 830, 860, 890	Forging simulating finished product

收稿日期: 2008-03-31

基金项目: 国家“973”项目(2007CB613805)

作者简介: 赵映辉, 女, 1981 年生, 硕士生, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110004, 电话: 024-8825883

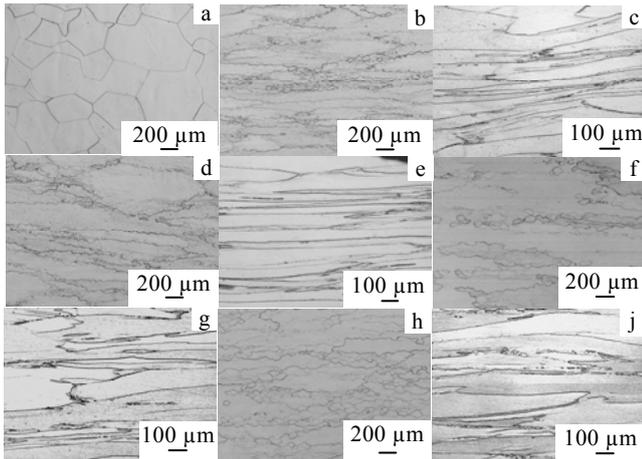


图 1 Ti-1300 合金在 A 组试验规范下的原始组织和变形后的金相组织

Fig.1 Microstructure of Ti-1300 alloy for A group: (a) 920 °C, 120 min, WQ, (b)920 °C, 0.01 s⁻¹, (c) 920 °C, 10 s⁻¹, (d) 950 °C, 0.01 s⁻¹, (e) 950 °C, 10 s⁻¹, (f) 980 °C, 0.01 s⁻¹, (g) 980 °C, 10 s⁻¹, (h) 1010 °C, 0.01 s⁻¹, and (i) 1010 °C, 10 s⁻¹

图 2 为 B 组试验规范下的金相组织形貌。图 2a 为原始组织的金相形貌, 在 830 °C 固溶 90 min 后, β 基体中弥散分布着细小的短棒状 α 相。图 2b~2i 是温度为 800~890 °C, 应变速率分别为 0.01 s⁻¹ 和 10 s⁻¹ 条件下的变形组织。图 2c、2e、2g 和 2i 为应变速率为 10 s⁻¹ 的变形组织。由图可知, 没有观察到动态再结晶晶粒的出现, 说明只发生了动态回复。原始晶粒被拉长, 变形后组织不均匀, 试样中部变形严重, 形成了局部变形带, 随着温度的升高, 局部变形现象逐渐严重, 晶粒破碎程度增加。

在应变速率为 0.01 s⁻¹, 温度为 800 °C 和 830 °C 时, 如图 2b 和 2d 所示, 原始晶粒沿压缩方向拉长, 晶界较为平直, 没有发现新晶粒, 只发生了动态回复。当温度为 860 和 890 °C 时, 如图 2f、2h 可以看到, 大部分晶界变成不规则的锯齿形, 锯齿形晶界附近出现了很多等轴和近似等轴的细小晶粒, 这些晶粒的晶界大多都不太明显, 只有分布在原始晶界附近的晶粒其晶界才很明显, 呈现出明显的动态再结晶现象。

综上所述, 在高应变速率的情况下, Ti-1300 合金的热变形行为以发生动态回复为主, 在高温和应力的作用下材料基体内发生螺形位错交滑移和刃位错攀移, 造成位错对销, 动态回复过程即发生。在低应变速率的情况下, Ti-1300 合金热变形行为以发生动态再结晶为主, 晶界锯齿形即是晶界发生局部迁移的结果, 因为应变速率较低, 有充分的时间来实现大角晶界的

迁移, 则容易发生动态再结晶。当温度为 800 和 830 °C、应变速率为 0.01 s⁻¹ 时, 并没有观察到明显的动态再结晶。这是因为发生动态再结晶还需要达到一定的临界温度条件。形变速率和温度对 Ti-1300 合金动态再结晶存在显著的影响^[4]: 在低应变速率的情况下, 有充分的时间来实现大角晶界的迁移, 容易产生动态再结晶。另外温度对晶界迁移也存在一定的影响, 即温度越高, 晶界迁移率越高, 从而容易发生动态再结晶。因此, 当在高温低应变速率的情况下, 动态再结晶容易发生。相反, 当温度较低、应变速率较高的情况下, 合金以动态回复为主。

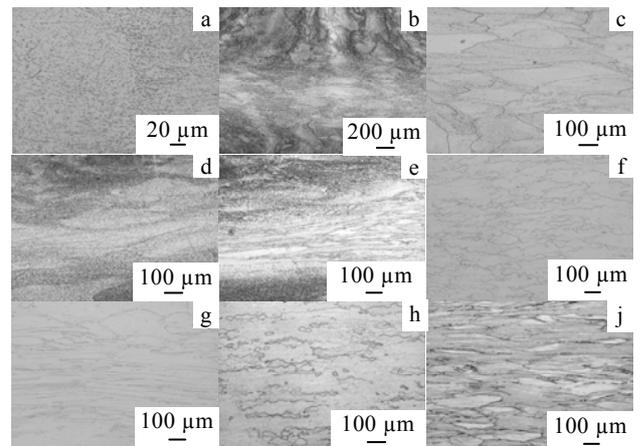


图 2 Ti-1300 合金在 B 组试验规范下的原始组织和变形后的组织

Fig.2 Microstructure of Ti-1300 alloy for B group testing: (a) 830 °C, 120 min, WQ, (b)800 °C, 0.01 s⁻¹, (c) 800 °C, 10 s⁻¹, (d) 830 °C, 0.01 s⁻¹, (e) 830 °C, 10 s⁻¹, (f) 860 °C, 0.01 s⁻¹, (g) 860 °C, 10 s⁻¹, (h) 890 °C, 0.01 s⁻¹, and (i) 890 °C, 10 s⁻¹

2.2 加工图

基于动态材料模型的加工图已成功用于多种金属及合金的研究^[5,6]。本实验采用动态材料模型的方法建立了 Ti-1300 合金分别在 A 组和 B 组试验条件下的加工图。

2.2.1 A 组试验规范下的加工图

图 3 为 A 组试验下 Ti-1300 合金在应变为 0.5 时的加工图。该图共包括一个功率耗散峰区, 一个功率耗散局部极小值和一个失稳区。其失稳区范围较大。

峰区 I: 温度为 960~1010 °C, 应变速率为 0.01~0.1 s⁻¹ 之间, 且 $\eta > 40\%$, 结合该区的金相组织见图 1f、1h 可知, 不只是沿着原始晶界处, 在晶粒内部也产生很多新晶粒, Ti-1300 合金在该区域内发生了连续动态再结晶现象(CDRX)。这是一种由小角度亚晶界

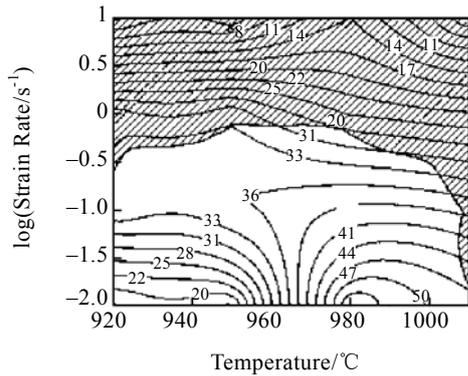


图 3 A 组试验规范下的加工图

Fig.3 Processing maps for A group testing

不断增大位向差角，最后转化为大角度晶界的过程，CDRX 晶粒尺寸细小，均匀分布于基体中^[7]。

失稳区 I：温度为 920~1010 °C，应变速率为 0.1~10 s⁻¹，该区 $\eta < 20\%$ ，该区对应的金相组织见图 4。由图可见，晶粒沿与主应力方向成 35°~40°方向拉长，形成锯齿形平行条带，认为该区产生了局部塑性流动特征。即局部塑性流动引起该区发生塑性失稳。

错误！

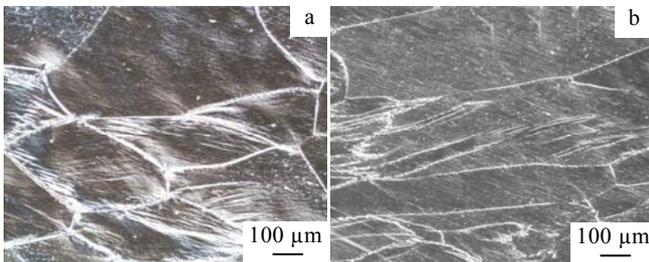


图 4 Ti-1300 合金的局部塑性流动区的金相组织

Fig.4 Flow localization Ti-1300 alloy occurring at: (a) 950 °C, 10 s⁻¹, 60% reduction and (b) 1010 °C, 10 s⁻¹, 60% reduction

局部极大值 I：温度为 920~960 °C，应变速率为 0.01~0.1 s⁻¹ 之间， $\eta > 20\%$ ，观察该区对应的金相照片，如图 2b、2d 所示。该区沿着在原始晶界附近形成少量细小晶粒，这些晶粒尺寸细小。晶界发生了明显的变形，呈现锯齿状，认为该过程发生了动态再结晶，该区功率耗散率 η 值也呈现出局部最大值。

2.2.2 B 组试验规范下的加工图

图 5 为 B 组试验规范下 Ti-1300 合金在应变为 0.5 情况下的加工图。图中 865 °C 附近，耗散效率的等值线值发生了明显弯折，这种弯折一般认为发生了相转

变^[4]，这同 Ti-1300 合金相变点是吻合的。由图 5 可知，图中共包括两个功率耗散峰区，一个失稳区。

峰区 I：温度为 800~820 °C，应变速率为 0.01~0.05 s⁻¹ 之间， $\eta > 36\%$ 。图 6 是温度为 800 °C，应变速率为 0.01 s⁻¹ 变形条件下 SEM 照片。从中可以看到， α 相呈球状和短棒状分布在 β 基体中，说明该合金的 α 相发生了一定程度的球化，一般认为钛合金中的片状组织仅通过热处理不能使片状组织发生明显球化，只能采用相变点以下大塑性变形才能达到球化目的。

峰区 II：温度为 840~870 °C，应变速率为 0.01~0.1 s⁻¹ 之间， $\eta > 40\%$ ，该峰区内变形金相组织见图 2f、2h。由图可知，该区发生了明显的动态再结晶现象。

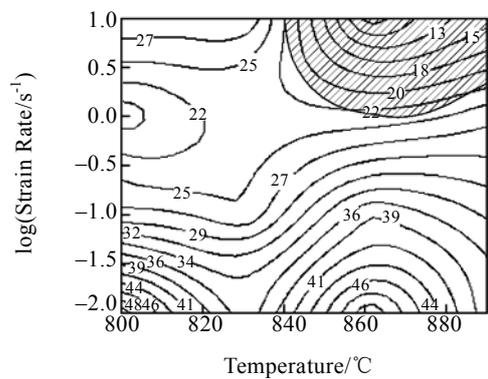


图 5 B 组试验规范下的加工图

Fig.5 The processing maps for B group testing

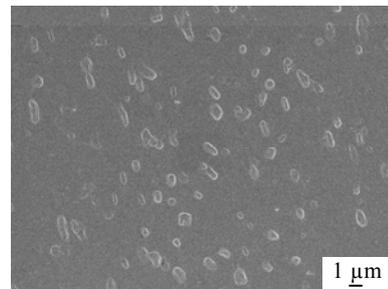


图 6 Ti-1300 合金球化现象的 SEM 照片

Fig.6 Globularization phenomenon for Ti-1300 alloys occurring

失稳区 I：右上角存在一个功率耗散极小值区， $\eta < 22\%$ ，中部存在一变形集中带(图 7)，当降低变形温度，提高应变速率的情况下，该变形集中带可能会发展为绝热剪切变形，从而造成加工失稳。文献[8]中报道了多种合金在高应变速率和低变形温度条件下均存在绝热剪切变形带引发的流变失稳现象。所以该区域为 Ti-1300 合金的加工失稳区。表明在该温度范围内不宜进行高速变形，否则易发生流变失稳现象。



图7 Ti-1300 合金加工失稳区对应的低倍组织

Fig.7 Flow destabilization for Ti-1300 occurring at 890 °C, 10 s⁻¹

3 结论

1) Ti-1300 合金在温度为 800~1010 °C 范围, 应变速率高于 0.1 s⁻¹ 的条件下进行高温塑性变形时, 以动态回复为主。

2) Ti-1300 合金在温度为 800~1010 °C 范围, 应变速率为 0.01~0.1 s⁻¹ 的条件下进行高温塑性变形时, 以发生动态再结晶为主, 降低形变速率将有利于发生动态再结晶。

3) Ti-1300 合金的锻造工艺宜选择在较低的应变速率范围(<0.1 s⁻¹)进行, 可获得细小的等轴晶, 从而

获得具有较好的综合性能。

参考文献 References

- [1] Ge Peng(葛 鹏), Zhao Yongqing(赵永庆), Zhou Lian(周 廉). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(5): 70
- [2] Mao Xiaonan(毛小南). *Rare Metals Letters*(稀有金属快报)[J], 2007, 26(05): 23
- [3] Quan Hongsheng(全宏声). *Material Engineering*(材料工程)[J], 1994(10): 46
- [4] Pasrda Y V R K, Seshacharyulu T. *Materials Reviews*[J], 1998, 43(6): 243
- [5] Krishna V G, Prasad Y V R K, Birla N C *et al. Mater Process Tech*[J], 1997, 71(11): 377
- [6] Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243: 82
- [7] Prasad Y V R K. *Indian Journal of Technology*[J], 1990, 28: 435
- [8] Prasad Y V R K, Sasidhara S. *Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*[M]. Materials Park, OH: ASM, 1997: 1

Forging Simulation of Ti-1300 Alloy by Hot Compressing Testing

Zhao Yinghui^{1,2}, Ge Peng², Yang Guanjun¹, Zhao Yongqing², Mao Xiaonan²

(1. Northeastern University, Shenyang 110004, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: With Gleeble-1500 heat simulator performing heat compressive deformation on Ti-1300 near β alloy, its heat deformation behavior is researched with the temperature range of 800~1010 °C, strain rate of 0.01~10 s⁻¹ and maximum deformation of 60%. The structure analysis after heat deformation indicates that re-crystallization primarily occurs under the condition of low rate of strain, but dynamic recovery under the condition of high rate of strain. According to the test data, the manufacturing drawing of this alloy is obtained. The result indicates that for Ti-1300 alloy, rheological phenomenon easily occurs under the condition of high rate of strain which leads its unstableness. Therefore, its forging procedure should be performed under relative low rate of strain, thus relative fine structure of equal axial dynamic re-crystal could be obtained.

Key words: Ti-1300 alloy; hot compression; dynamic recovery; dynamic recrystallization

Biography: Zhao Yinghui, Candidate for Master, College of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110004, P. R. China, Tel: 0086-24-8825883, E-mail: yinghui-08@163.com