

Ti80 合金热压缩变形组织与加工图

李 梁, 宋德军

(中国船舶重工集团公司, 洛阳 471039)

摘 要: 在 Gleeble-1500 热模拟机上对 Ti80 合金进行了热模拟压缩试验, 变形温度为 800~1 050 , 应变速率为 $0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$, 最大变形量为 60%。变形组织分析表明: 在低应变速率或接近相变温度的高应变速率条件下变形, 可以发生动态再结晶。根据热压缩试验数据建立的加工图表明: Ti80 合金在高温变形时主要有 2 个合适的加工区域, 一个是变形温度为 800~950 , 应变速率为 0.01 s^{-1} 以下的区域; 另一个是在相变温度以下 40 内, 应变速率为 10 s^{-1} 以上的区域。

关键词: Ti80 合金; 变形组织; 加工图

中图分类号: TG 146.4

文献标志码: A

Microstructure and processing map of hot compressing deformation of Ti80 alloy

LI Liang, SONG De-jun

(Luoyang Ship Materials Research Institute, Luoyang 471039, China)

Abstract: The isothermal compression of Ti80 alloy was carried out on a Gleeble-1500 simulator at temperature of 800~1 050 , strain rate of $0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$ and maximum deformation of 60%. The microstructure analysis after hot deformation indicates that recrystallization occurs under the condition of low strain rate and high strain rate near transformation temperature. According to the experimental data, the obtained processing map presents two suitable process zones, including temperature region of 800~950 and under 0.01 s^{-1} and that of 40 lower than transformation temperature and beyond 10 s^{-1} of strain rates.

Key words: Ti80 alloy; deformation structure; processing map

Ti80 合金是一种近 α 型钛合金, 名义成分为 Ti-6Al-2Zr-1Mo-3Nb, 通过 α 稳定元素铝的固溶强化, 并加入少量中性元素锆和 β 稳定元素钼和铌强化合金。Ti80 合金具有高强、高韧、可焊及耐蚀等综合性能, 与 Ti-6Al-4V(ELI)相比, 综合性能更优, 主要用于制造耐压壳体等结构件^[1]。

目前, 有关 Ti80 合金热变形行为研究报道较少。在实际生产中为了获得产品性能与加工工艺的较好匹配, 操作人员往往根据生产经验不断尝试、摸索, 造成许多不必要的浪费。为了改进这种状况, 有必要对 Ti80 合金的高温变形特性进行深入研究。

近年来, PRASAD 等根据动态材料模拟(DMM)

建立了材料的加工图(Processing map), 已成功用于分析铝、镁、铜、钢铁及钛等合金的高温变形, 是控制材料组织演变和优化工艺的一种有效手段^[2]。

本文作者通过热压缩实验建立了 Ti80 合金的热加工图, 分析讨论了变形组织演变和变形过程缺陷, 以期产品的组织控制和工艺优化提供参考依据。

1 加工图理论

金属塑性变形的实质是能量不断储存和耗散的过程^[2-7]。承受变形的工件是一个非线性能量耗散体, 外

力对其所做的功主要消耗在如下2个方面:一是塑性变形,其中大部分转化为热量,少部分以畸变能形式储存于工件中;二是微观组织演变,如相变、回复和再结晶等。由塑性变形而耗散的能量用 G 表示,由组织演变而耗散的能量用 J 表示。其中,塑性失稳和断裂过程与 G 有关,而组织演变则与 J 相关。工件在塑性流变过程中吸收的能量 P 可表示为

$$P = J + G = \bar{\sigma} \dot{\varepsilon} = \int_0^{\bar{\varepsilon}} \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon} + \int_0^{\dot{\varepsilon}} \bar{\sigma} d\dot{\varepsilon} \quad (1)$$

式中: $\bar{\sigma}$ 为等效流动应力(MPa); $\dot{\varepsilon}$ 为等效应变速率(s^{-1})。而 J 与 G 的分配比例可用下式表示:

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\varepsilon} d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma} d\dot{\varepsilon}} = \frac{d \lg \bar{\sigma}}{d \lg \dot{\varepsilon}} \quad (2)$$

可见,这个比值等效于应变速率敏感性指数 m 。由式(2)可以看出:应变速率敏感性指数 m 可看成能量分配指数,把吸收的总能量以一定的比例分别消耗于塑性变形 G 和微观组织演变 J 中。

根据上述能耗分配比例,PRASAD等推导出与组织演变有关的能量耗散率 η ,可表示为

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (3)$$

式中: m 为应变速率敏感性指数。

η 值越大,组织演变耗散的能量占总能量的比例就越大,即组织形态变化越大。能量耗散率 η 随温度和应变速率的变化构成能量耗散图。

Kumar基于Zeigler的最大熵产率原理,推导出材料高温变形流变失稳判据:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \lg \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \lg \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (4)$$

参数 $\xi(\dot{\varepsilon})$ 作为变形温度和应变速率的函数,在能量耗散图上标出该值为负的区域称为流变失稳图。将能量耗散图和流变失稳图叠加构成加工图。

2 实验

实验材料为厚度30 mm的Ti80合金板坯,相变温度约为975℃,沿厚度方向截取并加工成 $d8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 两端带有 $d7 \text{ mm} \times 0.2 \text{ mm}$ 凹槽的圆柱试样。热模拟压缩实验在Gleeble-1500型热模拟实验机上进行。压缩实验变形温度为800、850、900、950、1000和1050℃;应变速率为 10^{-3} 、 10^{-2} 、 10^{-1} 、1和

10 s^{-1} ,到温后保温3 min,最大变形量为60%。压缩完成后立即水淬以保留高温变形组织。沿压缩试样轴向将试样对半剖开,制备金相试样。

3 结果与分析

根据热压缩实验得到Ti80合金在不同应变量下的加工图。图1所示为应变为0.6时的加工图,其他应变与此相似,图中粗线所围区域为流变失稳区,其余区域为加工安全区。

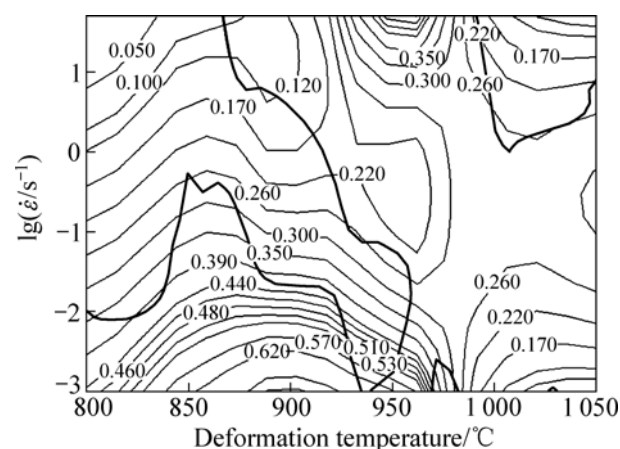


图1 Ti80合金的加工图($\varepsilon=0.6$)

Fig.1 Processing map of Ti80 alloy at $\varepsilon=0.6$

由图1可以看出:975℃附近,耗散率等值线发生了明显弯折,这种弯折一般认为是发生了相转变,这与实验合金的相变温度是吻合的。图1中主要包括2个耗散率峰区及2个失稳区。

峰区1:温度为800~950℃,应变速率 0.01 s^{-1} ,此区 $\eta > 44\%$,峰值为65%。通常认为 η 为55%~60%时,合金可能发生超塑变形^[4,6]。拉伸实验发现:名义应变速率为 0.001 s^{-1} ,930℃时试样伸长率为162.7%(见图2(b))。根据耗散率曲线分布特点,进一步降低应变速率至 10^{-4} s^{-1} 时试样伸长率可达512%(见图2(c))。说明Ti80合金低速变形时塑性明显提高。Ti80合金在不同变形条件下的显微组织如图3所示。图3(a)所示为压缩试样原始状态,为退火态 α 条状组织,条宽为5 μm 左右。图3(b)~(e)所示为应变速率为 10^{-3} s^{-1} ,不同温度下的变形组织。从图中可以看出,800℃时条状组织消失,原始 α 相破碎,出现许多不规则的小颗粒。850℃时,小颗粒轮廓更加清晰, α 相晶界弯曲扭折,说明出现了动态再结晶现象。当变形温度为900℃时,变形组织全部变为等轴组织。当

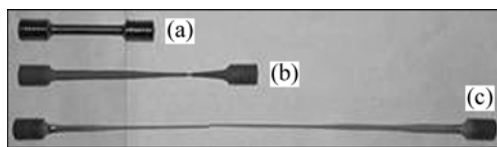


图 2 Ti80 合金的拉伸试样

Fig.2 Tensile specimens at 930 °C: (a) Initial specimen; (b) $A=162.7\%$, $v=2$ mm/min; (c) $A=512\%$, $v=0.2$ mm/min

变形温度为 950 °C 时组织发生明显粗化(见图 3(e)) ,这种等轴 α 相长大现象在其他近 α 合金变形过程中也有报道^[8] ,主要是由于相变温度附近动力学平衡变缓造成的^[9]。变形温度升至 1 050 °C 时,组织为 β 转变组织。从图 3(f)看到:虽然经水冷,原始变形组织受到影响,但是粗大的 β 晶界仍然可见。

当应变速率为 0.01 s^{-1} 时,该区的耗散率(η)为 45%~50% ,而 α -Ti 的动态再结晶耗散值为 43%左右^[10] ,故此时应发生动态再结晶(见图 3(g))。

通常动态再结晶与应变速率和温度密切相关,因为应变速率较低,有充分的时间来实现大角度晶界的迁移,容易发生动态再结晶。Ti80 合金在 800 °C , 0.001 s^{-1} 时,没有出现明显的动态再结晶现象,这是因为发生动态再结晶需要达到一定的临界温度条件。即温度越高,晶界迁移率越高,动态再结晶越容易发生。

因此,在该区域内 Ti80 合金可进行低速变形,塑性提高有利于实现复杂工件成形。

峰区 2: 温度为 930~975 °C ,应变速率 $> 1\text{ s}^{-1}$, $\eta > 30\%$,峰值约 45% ,该区典型的微观组织见图 3 h ,可知也发生了动态再结晶,说明 Ti80 合金可以在接近 β 转变温度附近快速变形。

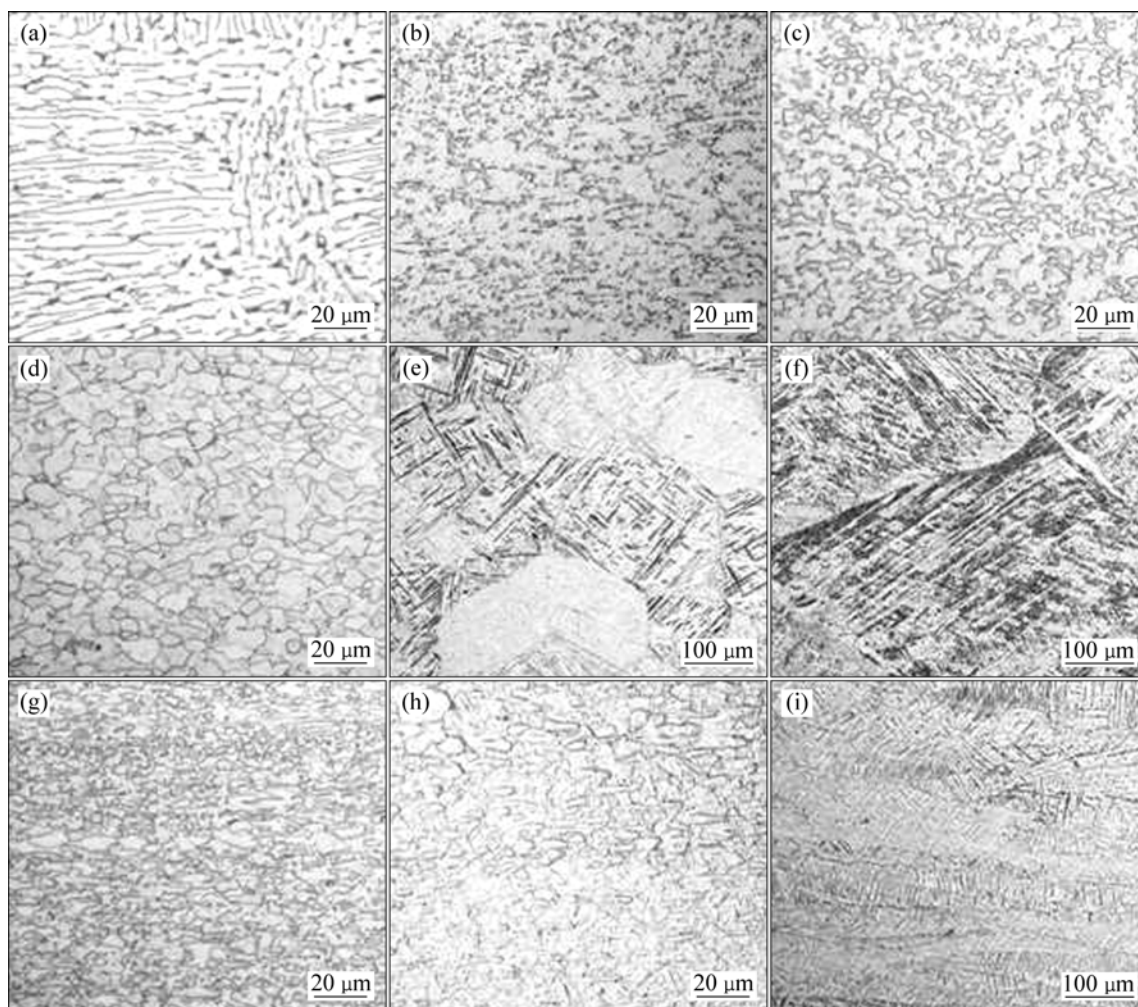


图 3 Ti80 合金在实验条件下的原始组织和变形后的组织

Fig.3 Microstructures of Ti80 alloy for testing: (a) Initial microstructure; (b) 800 °C , 10^{-3} s^{-1} ; (c) 850 °C , 10^{-3} s^{-1} ; (d) 900 °C , 10^{-3} s^{-1} ; (e) 950 °C , 10^{-3} s^{-1} ; (f) 1 050 °C , 10^{-3} s^{-1} ; (g) 900 °C , 10^{-2} s^{-1} ; (h) 950 °C , 10 s^{-1} ; (i) 1 050 °C , 10 s^{-1}

失稳区 1: 温度为 800~950 , 应变速率 $> 0.01 \text{ s}^{-1}$, $\eta < 35\%$, 该区范围较大, 试样中部存在一个变形集中带, 如图 4 所示。在降低变形温度或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带, 从而造成加工失稳^[11]。PRASAD 等^[10]报道了多种合金在高应变速率和低变形温度下均存在绝热剪切带引发流变失稳现象。所以, 在该区 Ti80 合金不宜进行高速变形, 否则易发生流变失稳现象。

失稳区 2: 存在于图 1 中右上角, 温度 1 000 以上, 应变速率 $> 1 \text{ s}^{-1}$, $\eta < 25\%$, 对应金相组织如图 3(i) 所示。由于冷却过程中发生了相变, 因此很难用组织观察给予验证。但是, 此时变形试样表面出现大量的裂纹(见图 5), 这主要是试样环向受拉应力造成的。

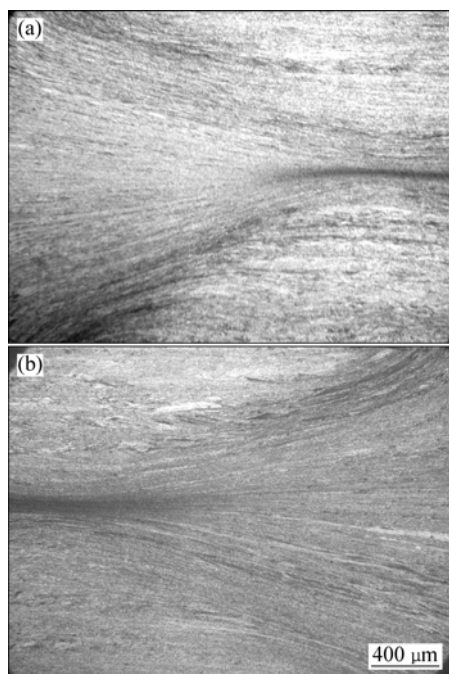


图 4 Ti80 合金加工失稳区对应的宏观组织

Fig.4 Macrostructures showing flow localization of Ti80 alloy occurring at 800 , 10 s^{-1} (a) and 850 , 10 s^{-1} (b)

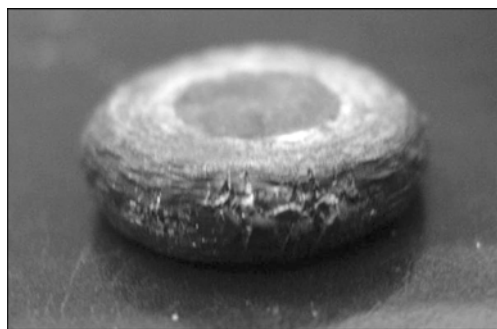


图 5 变形试样的表面裂纹

Fig.5 Cracking on specimen surface during hot compression tests (Longitudinal cracking occurring at 1 050 and 10 s^{-1})

4 结论

1) Ti80 合金在温度为 830~950 , 应变速率小于 0.01 s^{-1} 的条件下变形显示出超塑性, 较为合适的加工参数是: 变形温度 930 , 应变速率 0.001 s^{-1} 。

2) Ti80 合金在温度低于 950 , 应变速率大于 0.01 s^{-1} 区域的加工性较差, 容易发生局部流变失稳, 因此, 加工时应尽量避开该区。

3) 在接近相变温度附近进行高应变速率变形, Ti80 合金可获得动态再结晶组织, 因此可以在近 β 区快速变形。

REFERENCES

- [1] 陈 军, 赵永庆, 常 辉. 中国船用钛合金的研究和发展[J]. 材料导报, 2005(6): 67-70.
CHEN Jun, ZHAO Yong-qing, CHANG Hui. Research and development of titanium alloy for shipbuilding in China[J]. Materials Review, 2005(6): 67-70.
- [2] 曾卫东, 周义刚, 舒 滢, 赵永庆, 杨 锦, 张学敏. 基于加工图的 Ti40 阻燃钛合金热变形机理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(1): 1-6.
ZENG Wei-dong, ZHOU Yi-gang, SHU Ying, ZHAO Yong-qing, YANG Jin, ZHANG Xue-min. A study of hot deformation mechanisms in Ti40 burn resistant titanium alloy using processing maps[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(1): 1-6.
- [3] SIVAKESAVAM O, PRASAD Y V R K. Hot deformation behaviour of as-cast Mg2Zn1Mn alloy in compression: a study with processing map[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 362: 118-124.
- [4] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIER W G, PRASAD Y V R K. Hot working of commercial Ti-6Al-4V with an equiaxed $\alpha+\beta$ microstructure: materials modeling considerations[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 284: 184-194.
- [5] 龙 丽. TA15 合金锻造过程的数值模拟[D]. 西安: 西北工业大学, 2005.
LONG Li. Numerical simulation during isothermal forging of TA15 alloy[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2005.
- [6] 曾卫东, 周义刚, 周 军, 俞汉清, 张学敏, 徐 斌. 加工图理论研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(5): 673-677.

ZENG Wei-dong, ZHOU Yi-gang, ZHOU Jun, YU Han-qing, ZHANG Xue-min, XU Bin. Recent development of processing

- map theory[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(5): 673–677.
- [7] WANG Rui-ning, XI Zheng-ping, ZHAO Yong-qing, QI Yun-lian. Hot deformation and processing maps of titanium matrix composite[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2007, 17(3): 541–545.
- [8] KRISLN V G, PRASAD Y V R K, BIRLA N C, SAMBASIVA RAO G. Processing map for the hot working of near- α titanium alloy 685[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1997, 71: 377–383.
- [9] HAMILTON C H. Superplasticity in titanium base alloy: A review[J]. Proceedings of MRS International Meeting on Advanced Materials, 1989(7): 59.
- [10] PRASAD Y V R K, SASIDHARA S. Hot working guide: A compendium of processing map[M]. OH: ASM, 1997.
- [11] 赵映辉, 葛 鹏, 杨冠军, 赵永庆, 毛小南. Ti1300 合金锻造加工的热压缩模拟[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(3): 550–553.
- ZHAO Ying-hui, GE Peng, YANG Guan-jun, ZHAO Yong-qing, MAO Xiao-nan. Forging simulation of Ti1300 alloy by hot compressing testing[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(3): 550–553.
- (编辑 陈卫萍)