

# 高强耐腐蚀 Ti80 合金的热变形行为及热轧板材的组织性能研究

刘 顺, 徐 莽, 李天瑞, 刘国怀, 王昭东, 王国栋

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

**摘 要:** 通过热模拟实验研究 Ti80 合金热变形行为及组织演化规律, 考察该合金的应力-应变曲线、加工硬化规律并建立该合金的热加工图。在此基础上, 进行不同热轧工艺下的 Ti80 合金板材制备, 研究其微观组织变化对力学性能的影响, 探索 Ti80 合金具有最优力学性能的工艺条件。结果表明: Ti80 合金的峰值应力和加工硬化率随着变形温度的升高以及变形速率的降低而减小, 属于变形温度和应变速率敏感型合金。通过热加工图计算分析, 温度在 800~920 °C、920~1050 °C, 应变速率在 0.01~0.1 s<sup>-1</sup> 范围内为最佳的稳定变形区。随着变形温度的升高, 其微观组织经历由等轴组织、双态组织到层片组织的变化。同时, 随着应变速率的升高, 存在  $\beta$  转变组织形态的变化。对比分析 Ti80 合金不同热轧条件下的力学性能, 初轧温度 1060 °C、终轧温度 950 °C 时, 显示为网篮组织+块状  $\alpha$  相的混合组织形态, 此时具有最优的强度和塑性性能, 抗拉强度为 881.6 MPa, 延伸率为 11.27%, 展现为韧性断裂。

**关键词:** 组织演化; 热轧; 力学性能; 断口分析

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)09-3203-10

钛及钛合金具有高的抗拉强度和抗疲劳强度、低的弹性模量、低密度以及良好的抗腐蚀性能, 被广泛应用于航空航天、海洋工程以及生物医学领域<sup>[1,2]</sup>。Ti80 合金是我国自行研发的 875 MPa 级近  $\alpha$  型钛合金, 其名义成分为 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo (质量分数, %), 合金元素的添加使其比传统船用 TC4 合金具有更优良的耐蚀性、强韧性、可焊性等突出优势, 被广泛应用于船舶的受力结构、深海潜水器的外部抗压的壳层及舰艇上焊接部位等<sup>[3-8]</sup>。Ti80 合金的力学性能受微观组织特征的影响很大, 例如  $\alpha$  和  $\beta$  相的体积分数和形态、晶粒大小和晶粒取向、强化沉淀物的分布<sup>[9,10]</sup>。其热加工过程中的组织演变与合金成分、加工参数 (变形温度和应变速率) 等密切相关<sup>[11-20]</sup>。

除此之外, 钛合金的热加工过程中存在等轴组织、网篮组织、层片组织等诸多组织形态。Song 等<sup>[21]</sup>研究了 TA5-A 钛合金, 结果表明在两相区进行热加工, 获得晶粒细小等轴组织, 具有良好的室温塑性<sup>[21]</sup>。Zhou 教授等<sup>[22]</sup>的研究表明, 具有等轴组织、网篮组织以及  $\beta$  转变基体的混合组织表现出良好强度和

塑性的综合性能。因此, 需要建立热加工工艺-组织特征与力学性能的关系, 进而实现最佳的综合力学性能。

本研究以 Ti80 合金为研究对象, 考察不同变形温度和应变速率条件下 Ti80 合金的组织演化规律及应力-应变曲线变化规律, 建立热加工图。采用 450 型异步热轧试验轧机进行 Ti80 合金不同轧制温度下板材制备。考察 Ti80 合金热轧板材的微观组织演化规律以及力学性能, 确定不同微观组织对力学性能的影响及其断裂行为, 为 Ti80 合金的最优组织调控提供理论指导。

## 1 实 验

所用材料为 Ti80 合金 (Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo, 质量分数, %, 下同)。使用线切割将材料加工为  $\Phi 8$  mm $\times$ 12 mm 的圆柱形试样、50 mm $\times$ 50 mm $\times$ 100 mm 的块状试样。热压缩试验选择在 Gleeble-3800 热模拟试验机上进行不同变形温度 (800~1050 °C) 的热压缩试验; 应变速率为 0.01、0.1、1、5 和 10 s<sup>-1</sup>。热轧试验在 450 型双辊异步热轧试验轧机上进行,

收稿日期: 2020-09-15

基金项目: 国家重点研究发展计划 (2016YFB0301201, 2016YFB0300603); 国家自然科学基金 (51504060); 中央高校基本科研业务费 (N160713001)

作者简介: 刘 顺, 男, 1994 年生, 硕士生, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, E-mail: 2434044381@qq.com

分别在轧制温度 950 °C、初轧温度 1060 °C，终轧温度 950 °C、以及在轧制温度 1060 °C 进行轧制，最终轧制变形量为 80%。室温拉伸试验在型号为 4206-006 的 10 t 试验机上进行。

## 2 结果与分析

### 2.1 Ti80 合金原始组织与相变点分析

图 1 为 Ti80 合金原始组织 SEM 照片。其组织为等轴  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织（层片状次生相  $\alpha_s$  以及层片状  $\beta$  相）所组成的以  $\beta$  转变组织为基体的双态组织。图中灰色衬度为  $\alpha$  相，亮白色衬度为  $\beta$  相。原始组织中等轴的  $\alpha$  相与  $\beta$  转变基体分布均匀。等轴  $\alpha$  相晶粒平均尺寸为 10.7  $\mu\text{m}$ ，占比为 53.9%， $\beta$  相占比为 23.9%，次生相  $\alpha_s$  占比为 21.2%。从图 1 中右侧组织照片可以清晰地观察到层片状的  $\beta$  相以及次生相  $\alpha_s$ ，以及层片状的  $\beta$  转变基体。

图 2 为 Ti80 合金的 DSC 曲线，向上为吸热，向下为放热，升温速率为 20 °C/min。如箭

头所示为 Ti80 合金的  $\beta$  转变结束点，最终确定该合金的相变点温度为 1027 °C ( $\pm 20$  °C)。表 1 为 Ti80 合金添加合金元素以及杂质元素的实际含量。

### 2.2 Ti80 合金热变形行为及加工图

图 3 为不同变形温度和应变速率下 Ti80 合金的应力-应变曲线、加工硬化曲线和峰值应力。如图 3 所示，在应变速率相同的条件下，温度越高，其变形抗力越小。在温度较低时，材料变形时其流变应力急剧增高达到峰值应力后缓慢降低，其曲线具有典型的动态再结晶特征<sup>[23]</sup>。其原因是在变形阶段初期，位错密度增加速度快，需要较高的能量来启动位错，引起了应变硬化。而位错的交滑移和攀移等引起的软化作用不足以补偿位错密度增加带来的硬化。因此，流动应力以较快的速度增大，出现峰值。随着应变的继续增加，材料中积累了较多的畸变能开始发生动态再结晶。与此同时，随着变形量的增加，材料中的空位浓度也会增加，这些因素都会引

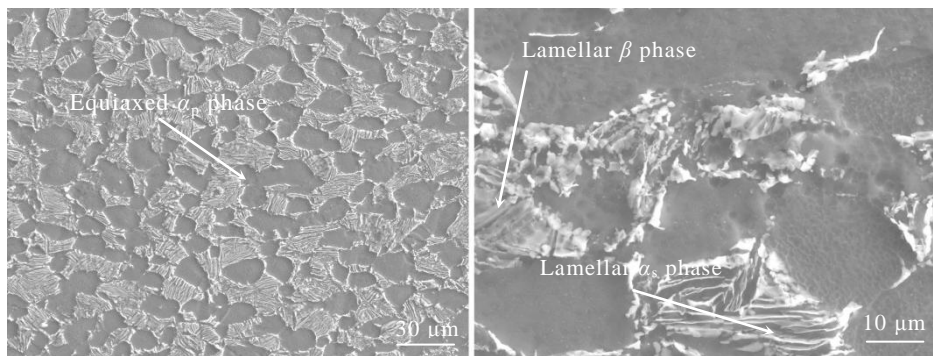


图 1 Ti80 合金原始组织 SEM 照片

Fig.1 SEM original microstructures of Ti80 titanium alloy

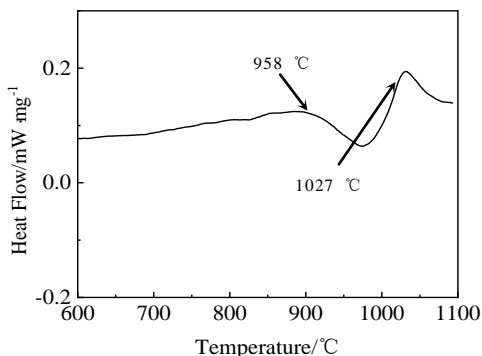


图 2 Ti80 合金 DSC 曲线

Fig.2 DSC curve of Ti80 titanium alloy

表 1 Ti80 合金元素含量

Table 1 Element content of Ti80 titanium alloy ( $\omega/\%$ )

Al	Nb	Zr	Mo	Fe	Si	C	N	H	O	Ti
5.8	3	1.9	1.1	0.1	0.08	0.05	0.04	0.008	0.1	Bal.

起材料的软化，软化作用大于硬化作用在应力-应变曲线上表现为应力缓慢下降。当变形温度为 950 °C 及以上时，材料变形时其流变应力增高到某一数值后基本保持不变，具有典型的回复特征<sup>[23]</sup>，其原因主要与螺旋型位错的交滑移和与扩散有关的刃型位错的攀移有关。如图 3 中显示了不同应变速率以及变形温度下材料的加工硬化率，观察到加工硬化率随应变速率的增加而增加，随变形温度的升高而减小，表明材料的加

工硬化率对温度以及应变速率敏感。图 3f 显示了不同条件下材料的峰值应力。可以明显看出，峰值应力随应变速率的增加而增加，随变形温度的增加而减小。其峰值应力所对应的应变也随峰值应力的降低而减小，这可以反映动态再结晶的临界应变随温度的升高而向低应变移动，随应变速率的增加而向高应变移动<sup>[24]</sup>。变形速率越小，材料内部的位错网络有充分的时间解离、拆散、转移形成大角度晶界，进而形成再结晶晶核。当应变速率较大时，只有通过加大变形量才能促进位错的运动，实现再结晶晶核的形成，再结晶临界应变向更高的应变移动<sup>[23]</sup>。另外，在相变点附近存在较低的峰值应力，特别是在变形温度超过 900 °C 时，材料的峰值应力存在大幅度降低的情况。

在应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup> 时，其峰值应力从 900 °C 的 51 MPa 降低到 950 °C 的 26 MPa，在应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 时，其峰值应力从 900 °C 的 256 MPa 降低到 950 °C 的 126 MPa，进一步表明变形温度对 Ti80 合金的变形抗力有很大的影响。

依据动态材料模型 DMM 建立了 Ti80 合金的热加工图，图 4 为 Ti80 合金在应变  $\epsilon=0.2$  和  $\epsilon=0.6$  的热加工图。应变为 0.2~0.6 时的热加工图的轮廓变化不大，并且 2 种应变的功率耗散值分布情况和大小基本一致。从图中看其功率耗散系数  $\eta$  的变化范围很大（8%~65%）； $\eta$  最大值出现在变形温度 800 和 1000 °C、应变速率 0.01~0.1 s<sup>-1</sup> 区域； $\eta$  最小值出现在高应变速率 800~970 °C、应变速率 0.1~1 s<sup>-1</sup>

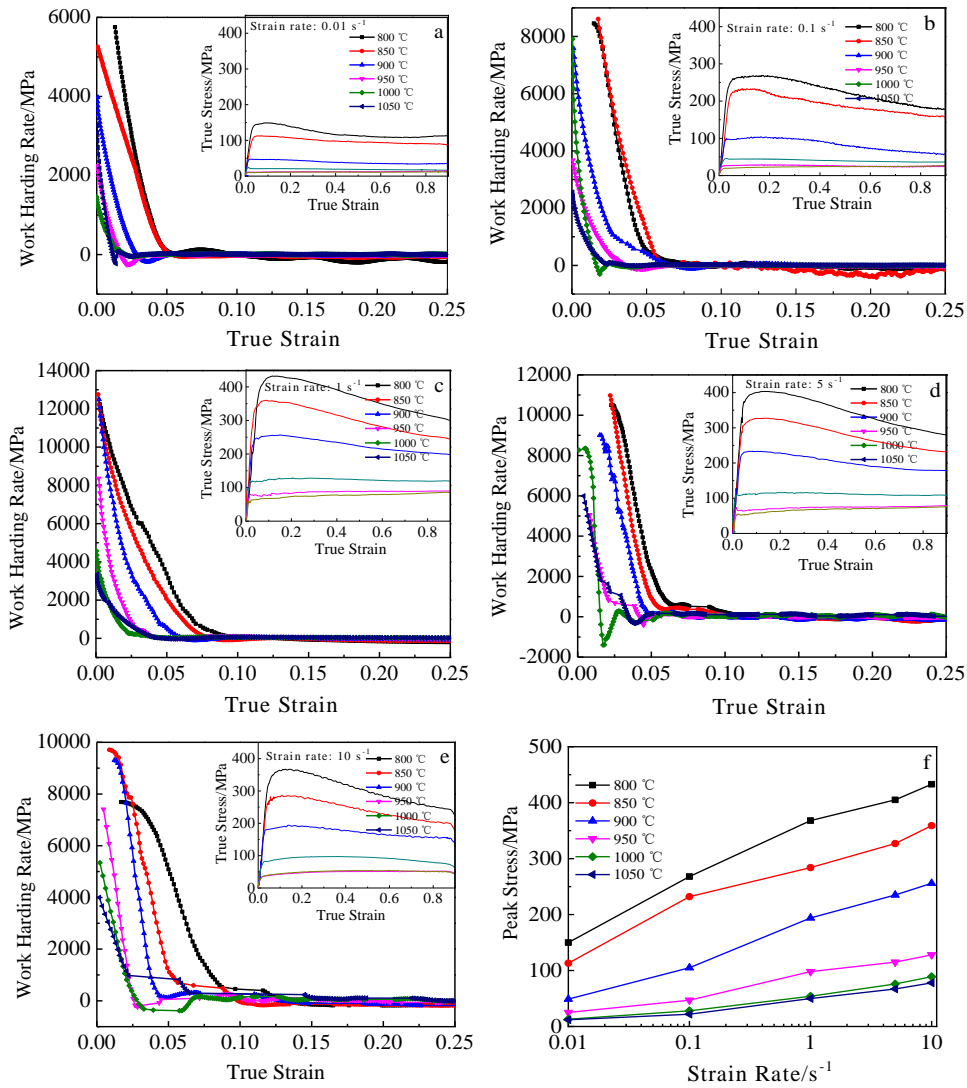


图 3 不同变形工艺参数 Ti80 合金的工程应力-应变曲线、加工硬化曲线和峰值应力-应变速率曲线

Fig.3 Engineering stress-strain, work hardening and peak stress-strain rate of Ti80 titanium alloy under different deformation process parameters: (a) 0.01 s<sup>-1</sup>, (b) 0.1 s<sup>-1</sup>, (c) 1 s<sup>-1</sup>, (d) 5 s<sup>-1</sup>, (e) 10 s<sup>-1</sup>; (f) peak stress and strain rate

区域。稳定变形区为加工图中失稳变形区以外的部分。在加工图中， $\eta$  值较高的区域一般对应动态再结晶、动态回复和超塑性变形等稳定变形区， $\eta$  值越大，表明用于组织演变的功率耗散越多，材料的可加工性就越好， $\eta$  值较高的区域往往对应着最佳的加工性能。但是，材料的可加工性能并不是严格的依赖于功率耗散系数，因为在加工失稳区功率耗散系数也可能会很高，如图 4a 的区域 IV 和图 4b 的区域 V。图 4a 热加工图稳定变形区中显示出 2 个峰值  $\eta$  区域，1 个在  $\alpha+\beta$  两相区，另 1 个跨越  $\beta$  相变点，具体位置如图 4a 所示。图 4b 热加工图稳定变形区中显示出 3 个峰值  $\eta$  区域，1 个在  $\alpha+\beta$  两相区，1 个跨越  $\beta$  相变点，最后 1 个在  $\beta$  单相区，具体如图 4b 所示。其峰值区域都在低的应变速率范围出现 0.55 以上的  $\eta$  值，在该区域适宜热加工。Ti80 合金应在温度 800~920 °C、920~1050 °C、应变速率 0.01~0.1 s<sup>-1</sup> 范围内变形，此时功率耗散值大于 0.55，为 Ti80 合金最佳的稳定变形区。

2.3 Ti80 合金热变形过程的微观组织演化规律分析

图 5 为 Ti80 合金不同应变速率和不同变形温度下的微观组织。横向为 Ti80 合金不同应变速率条件下的微观组织变化，纵向为 Ti80 合金不同变形温度条件下的微观组织变化。较低的变形温度条件下或者接近相变点附近较高的应变速率条件下，等轴  $\alpha$  相都可以稳定存在。变形温度较高时，微观组织中的等轴  $\alpha$  相完全转变为  $\beta$  相。在较低应变速率条件下， $\beta$  相晶粒粗大，晶界附近富集的  $\alpha$  较少，高应变速率条件下， $\beta$  晶粒尺寸明显减小，晶粒内  $\alpha$  集束增多。

变形温度为 800 °C 时，随着应变速率的增加等轴  $\alpha$  相的形态也发生明显变化。应变速率为 10 s<sup>-1</sup> 时，等轴  $\alpha$  相晶粒晶界明显，并且晶粒多为蠕虫状。

变形温度为 900 °C、应变速率 0.01 s<sup>-1</sup> 时，等轴  $\alpha$  相晶粒形态存在大块状、蠕虫状以及小颗粒状晶粒尺寸差别大，其原因为应变速率低，变形时间长，等轴  $\alpha$  相部分溶解， $\beta$  转变基体分数增大<sup>[25]</sup>。 $\beta$  转变基体中部分次生  $\alpha_s$  聚集由层片状转变为块状以及球状，基体中层片状的  $\beta$  相体积分数减少<sup>[26]</sup>。随着应变速率的升高，Ti80 合金的组织中等轴  $\alpha$  相体积分数先增加后减少，形态转变为等轴状，晶粒尺寸持续减小。 $\beta$  转变基体中  $\beta$  相体积分数增加，应变速率越高， $\beta$  相体积分数越多。变形温度 950 °C、应变速率 0.01 s<sup>-1</sup> 时，由于应变速率低，变形过程持续时间长，等轴  $\alpha$  相溶解形成  $\beta$  晶粒且其晶粒中存在大量的次生的  $\alpha_s$  相，晶界附近也富集大量的  $\alpha$  相。根据有关学者的研究，对于钛合金在两相区保温时间主要影响次生相  $\alpha_s$  体积分数及  $\beta$  转变基体的形态以及体积分数<sup>[25]</sup>。随着应变速率的升高，组织中等轴  $\alpha$  相体积分数呈现先升高后降低的趋势。由图 2 的 DSC 曲线表明，在 958 °C 时已经开始存在  $\alpha$  相向  $\beta$  相的转变，温度越高转变的体积分数越大。当温度为 1000 °C，应变速率为 0.01 s<sup>-1</sup> 时，其温度已经处于  $\beta$  相变点附近，变形时间较长，最终组织为粗大的  $\beta$  相组织。随着应变速率的升高， $\beta$  相晶粒尺寸不断减小，在应变速率为 1 s<sup>-1</sup> 时，微观组织中出现  $\alpha$  相并以层片状存在于  $\beta$  晶粒中。当应变速率增加到 10 s<sup>-1</sup> 时，其应变速率快，组织转变不完全，微观组织中存在较少体积分数的等轴  $\alpha$  相晶粒， $\beta$  晶粒内部为层片结构，次生的层片状  $\alpha_s$  粗大，层片间为  $\beta$  相，晶界附近富集大量的  $\alpha$  相。当变形温度升高到 1050 °C 时，随着应变速率的增加，组织由粗大的  $\beta$  相晶粒逐渐转变为层片组织，其晶粒为长条状晶粒中存在大量纵横交错的  $\alpha$  集束。

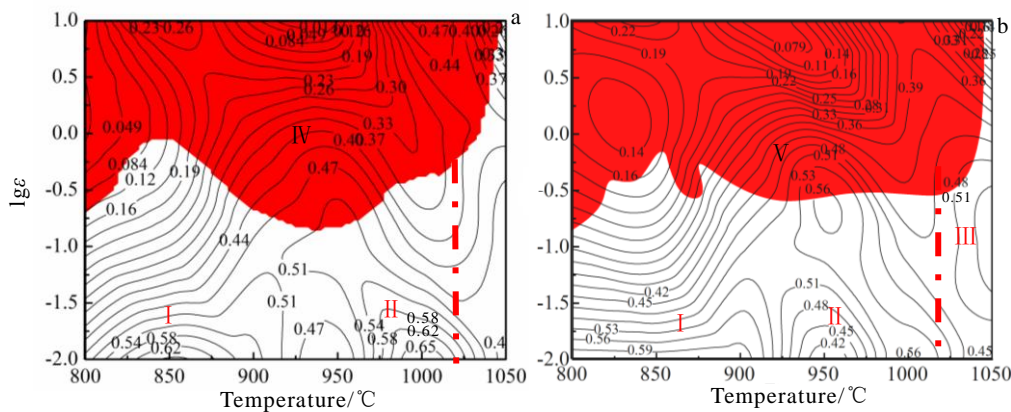


图 4 Ti80 合金加工图

Fig.4 Hot working drawing of Ti80 titanium alloy: (a)  $\epsilon=0.2$  and (b)  $\epsilon=0.6$



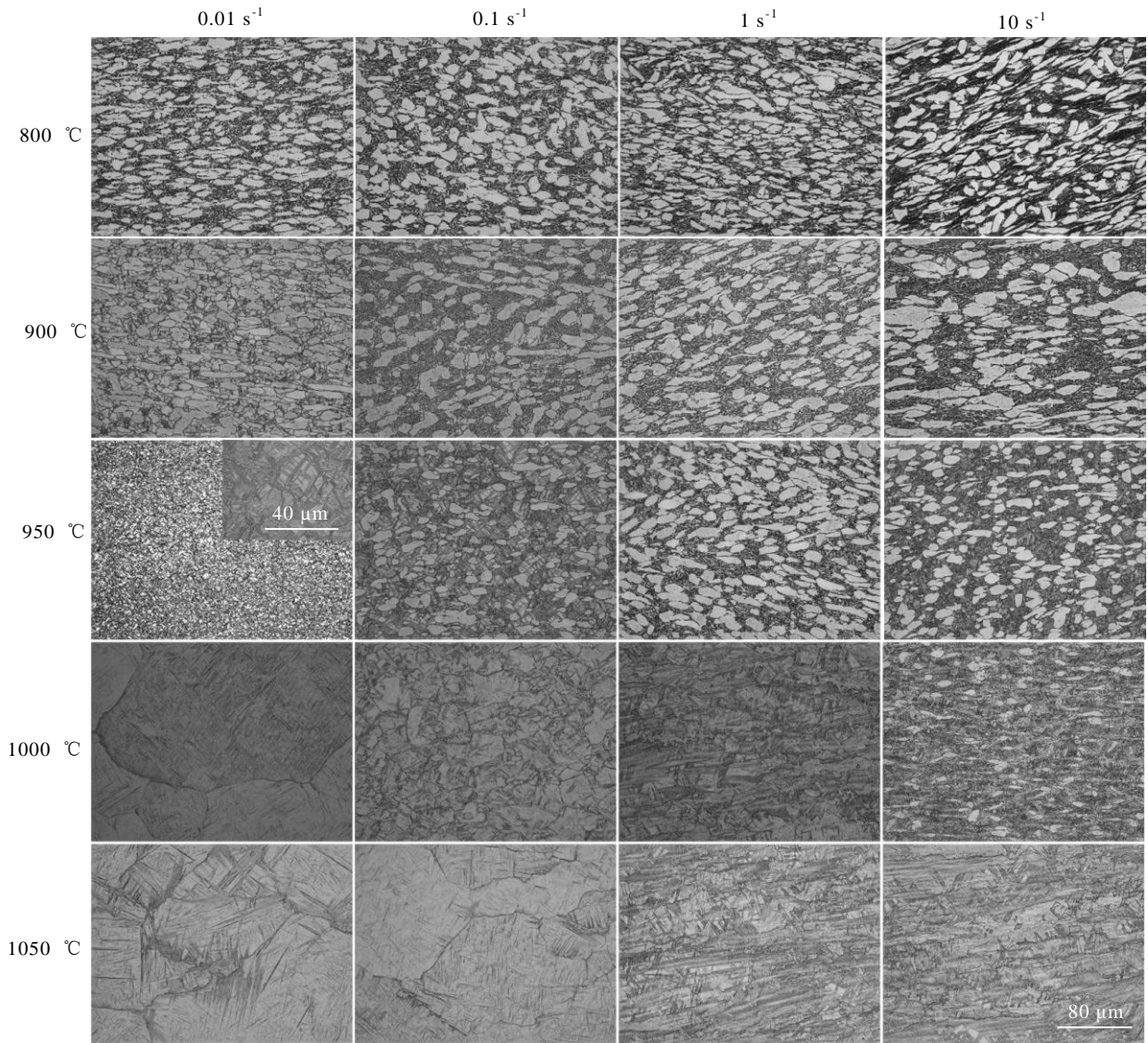


图 5 Ti80 合金在不同应变速率和变形温度下的微观组织

Fig.5 Microstructures of Ti80 alloy under different strain rates and deformation temperatures

图 6 为 Ti80 合金在应变速率为  $0.1 \text{ s}^{-1}$  条件下相变点附近的微观组织形貌。其中图 6a、6b、6c 为光学显微镜照片，图 6a1、6b1、6c1 为扫描电镜组织照片。在  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  时，通过金相照片观察可以看到其微观组织为等轴组织，由等轴  $\alpha$  相和  $\beta$  转变基体组成。相较于原始组织其  $\alpha$  相晶粒大小均匀，无明显的方向性， $\beta$  转变基体中存在均匀分布的层片状的次生  $\alpha_s$  相。在  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  时组织为双态组织，其中等轴  $\alpha$  相形态发生变化，有不规则块状、椭圆状和蠕虫状。等轴  $\alpha$  相体积分数明显减少，晶粒尺寸不均匀。 $\beta$  转变基体形态发生变化， $\beta$  转变基体内部出现部分  $\alpha_s$  相的形态由层片状球化为小颗粒状<sup>[27]</sup>。当温度升高到  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$  时，等轴  $\alpha$  相转变为  $\beta$  相， $\beta$  晶粒为等轴状且晶粒大小急剧

增大，晶粒内部存在沿晶界向晶内平行生长的  $\alpha$  集束。变形温度对 Ti80 合金的微观组织演化有很大的影响，变形温度在  $950 \text{ }^\circ\text{C}$ （相变点下）时，随着温度的升高 Ti80 合金  $\alpha$  相体积分数增大，当温度升高到  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ （相变点上）时，等轴  $\alpha$  相完全消失转变为  $\beta$  相。在变形温度由  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  逐渐增加到  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$  时，其微观组织中  $\beta$  转变基体形态也发生了明显的变化，其  $\beta$  相由开始的层片状到细层片状直到等轴  $\alpha$  相完全溶解消失。次生的  $\alpha_s$  相也由一开始的层片状到针状最后为在  $\beta$  晶粒中形成  $\alpha$  集束。

图 7 为 Ti80 合金在变形温度为  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  不同应变速率的微观组织。当应变速率为  $10 \text{ s}^{-1}$  时，其组织为双态组织，其中等轴的  $\alpha$  相晶粒大小均匀。在部分  $\alpha$  相晶

粒中可以明显看到有断裂现象存在。应变速率降低到  $0.1 \text{ s}^{-1}$  时, 材料中  $\alpha$  相以及  $\beta$  相分布更加均匀,  $\beta$  转变组织中的层片更加细小。应变速率为  $0.01 \text{ s}^{-1}$  时, 等轴的  $\alpha$  相晶粒尺寸略微长大。在  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  时, 应变速率对等轴  $\alpha$  相晶粒的大小以及均匀性影响较小, 但是对  $\beta$  转变基体的形态影响较大<sup>[25]</sup>。当应变速率为  $0.01 \text{ s}^{-1}$  时,  $\beta$  转变基体中  $\beta$  相为块状, 次生的  $\alpha$  相( $\alpha_s$ )呈细针状分布其中。当应变速率增加到  $0.1 \text{ s}^{-1}$  时,  $\beta$  转变基体仍为块状,  $\alpha_s$  的形态发生改变, 其形态由细针状转变为小颗粒状和板条状均匀地分布在  $\beta$  转变基体中。当应变速率达到  $10 \text{ s}^{-1}$  时,  $\beta$  转变基体的形态转变为层片状,  $\alpha_s$  以及  $\beta$  相基本相间分布。

综上所述, 材料的加工工艺参数决定材料的微

观组织, 变形温度和变形速率的不同最终影响材料的微观组织如  $\alpha/\beta$  相比例, 等轴  $\alpha$  相的晶粒大小以及形态,  $\beta$  转变基体中  $\beta$  相和  $\alpha_s$  的相比例、分布以及形态等。

### 2.4 Ti80 合金不同热轧下的组织演化及力学性能

根据上述获得 Ti80 热加工图以及现有文献, 该合金的微观组织随着变形温度变化经历从  $\alpha$  相转变为  $\beta$  相、从等轴组织转变为层片组织的变化规律<sup>[10,21,22]</sup>。同时, 文献分析说明在等轴、网篮、 $\beta$  转变基体同时存在的情况下对材料的力学性能具有不同的影响。Zhou 教授等<sup>[22]</sup>根据近  $\beta$  锻造获得三态组织属于等轴、网篮、 $\beta$  转变基体的混合组织, 实现了良好的强度和塑性综合性能。因此, 通过热加工图所确

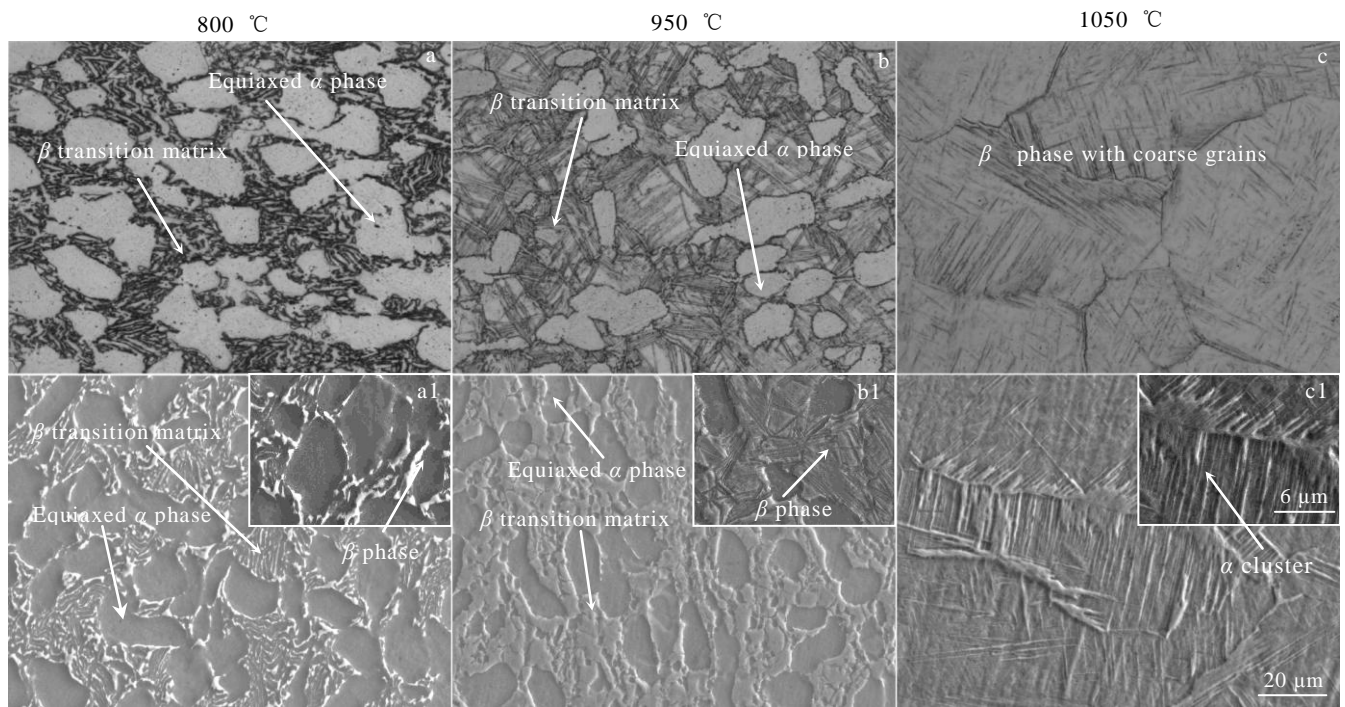


图 6 Ti80 合金在应变速率  $0.1 \text{ s}^{-1}$  及不同变形温度条件下的微观形貌组织

Fig.6 Microstructures of Ti80 alloy at different deformation temperatures and strain rate of  $0.1 \text{ s}^{-1}$ : (a~c) OM microstructures and (a1~c1) SEM microstructures

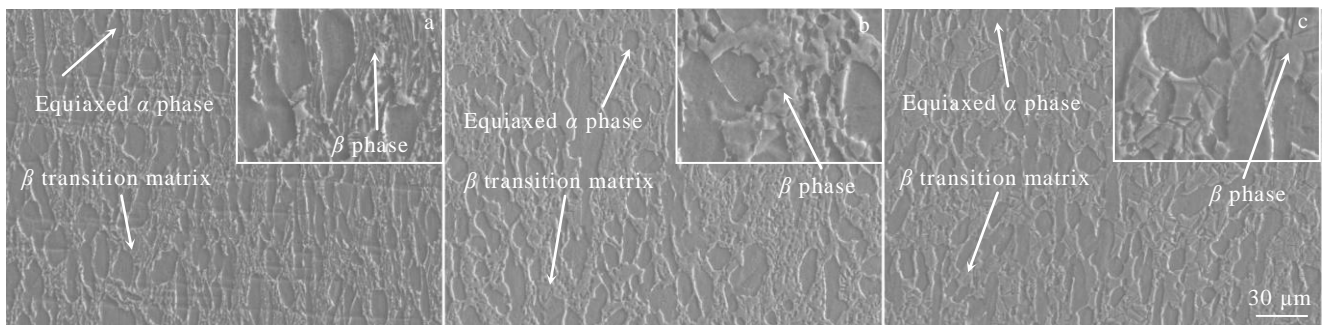


图 7 Ti80 合金在  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  的不同应变速率下的微观形貌组织

Fig.7 Microstructures of Ti80 titanium alloy at  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  and different strain rates: (a)  $10 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , and (c)  $0.01 \text{ s}^{-1}$

定的稳定变形区、热模拟组织演化过程以及  $\beta$  转变点综合考虑, 为了获得表面质量良好的板材同时控制 Ti80 合金的组织演化, 确定本实验围绕相变点进行热轧试验的不同变形温度。将样品加热至 1060 和 950  $^{\circ}\text{C}$ , 获得表面质量良好的板材同时控制 Ti80 合金的组织演化。

图 8 为 Ti80 合金不同轧制状态板材的微观组织。图 8a 为轧制温度 950  $^{\circ}\text{C}$  的 Ti80 合金板材微观组织, 显示为双态组织, 其晶粒较小, 组织稳定, 晶粒大小以及分布均匀。另外, 其等轴  $\alpha$  相数量明显减少,  $\beta$  转变组织数量增多, 层片状的  $\beta$  转变组织中  $\alpha_s$  明显增多。在图 8b 中, 当初轧温度为 1060  $^{\circ}\text{C}$ , 终轧温度 950  $^{\circ}\text{C}$ , 其中在  $\beta$  单相区进行的两道次热轧变形率分别为 24% 和 28.9%, 在两相区进行 2 道次热轧, 其变形率分别为 33.3% 和 44.4%。由于在 1060  $^{\circ}\text{C}$  保温得到粗大的  $\beta$  晶粒, 轧制时  $\beta$  晶粒首先沿轧制方向伸长, 当变形量继续增加达到再结晶临界应变时, 开始发生动态再结晶形成等轴晶粒, 随后冷却到两相区的过程中发生层片状  $\alpha$  相的析出, 在两相区轧制时使晶粒晶界破碎最终形成网篮组织<sup>[27,28]</sup>。组织有大量交错纵横的  $\alpha$  集束以及少量块状  $\alpha$  相。图 8c 为轧制温度在 1060  $^{\circ}\text{C}$  的组织特征, 其初始组织为全层片组织。因轧制后冷却方式为空冷, 冷速快, 最后 Ti80 合金的微观组织为长晶粒, 晶粒中存在大量交错纵横的  $\alpha$  集束。

一般来说, 钛合金等轴组织具有良好的塑性和抗疲劳强度, 而网篮组织往往具有高的断裂韧性、优异的抗疲劳裂纹扩展性能。通过初轧 1060  $^{\circ}\text{C}$ , 终轧 950  $^{\circ}\text{C}$  的轧制工艺获得的网篮+块状  $\alpha$  相的混合组织, 综合了等轴组织和网篮组织的优异性能, 具有高强度和较好塑性的优异综合力学性能<sup>[22]</sup>。

图 9 为 Ti80 合金不同热轧状态下的拉伸力学性能。其中试样原始标距为 50 mm 的标准棒状拉伸试

样。原始态的室温抗拉强度最高, 达到 944 MPa, 其伸长率为 8.05%。在 950  $^{\circ}\text{C}$  时轧制时, 其室温抗拉强度为 736 MPa, 延伸率为 12.88%。在 1060  $^{\circ}\text{C}$  轧制时, 其室温抗拉强度为 878 MPa, 延伸率为 10.88%。而初轧温度 1060  $^{\circ}\text{C}$ , 终轧温度 950  $^{\circ}\text{C}$  时具有最优的力学性能, 其室温抗拉强度为 881.6 MPa, 延伸率为 11.27%。

在 950  $^{\circ}\text{C}$  轧制得到的组织为双态组织, 与原始组织相比, 其组织中初生的等轴  $\alpha$  相晶粒尺寸减小。 $\beta$  转变基体体积分数增加,  $\alpha_s$  的层片更加粗大。对于双态组织, 在拉伸过程中, 其滑移过程一开始是在个别晶粒中进行, 随着变形程度的增加, 滑移将向越来越多的  $\alpha$  晶粒中扩展并向周围的  $\beta$  转变组织延伸<sup>[22]</sup>。由于  $\beta$  转变基体的数量, 一方面是层片状的  $\beta$  转变基体对裂纹的阻碍作用, 另一方面  $\beta$  相为体心立方结构具有 12 个滑移系, 滑移容易进行, 可以有效地提高其塑性。初轧温度为 1060  $^{\circ}\text{C}$ , 终轧温度 950  $^{\circ}\text{C}$  轧制时, 得到的组织为网篮组织, 在其微观组织中无明显的晶界, 存在大量交错纵横的  $\alpha$  集束。拉伸时, 纵横交错的  $\alpha$  集束对裂纹扩展有阻碍作用, 组织中含有的  $\alpha$  相属于密排六方结构, 滑移系滑动困难, 材料的强度升高, 塑性下降<sup>[29]</sup>。在轧制温度为 1060  $^{\circ}\text{C}$  时, Ti80 合金的微观组织为全层片组织。在其微观组织中可以观察到明显的与轧制方向平行的长晶粒, 晶粒晶界富集  $\alpha$  相, 晶内大量的  $\alpha$  集束, 其  $\alpha$  集束方向基本与拉伸方向成一定的角度 (45 $^{\circ}$ ~60 $^{\circ}$ ), 在拉伸过程滑移一开始就能穿过相互平行的  $\alpha$  集束, 并在晶界  $\alpha$  相处塞积, 引起微区变形不均匀, 促进空洞的形成和发展, 导致材料过早断裂, 造成塑性下降<sup>[29]</sup>。

图 10a、10b、10c 分别为不同轧制条件下 Ti80 合金的宏观拉伸断口照片。可见, 断口的纤维区以及剪切唇很明显, 断口呈杯锥状, 有明显的颈缩现象。

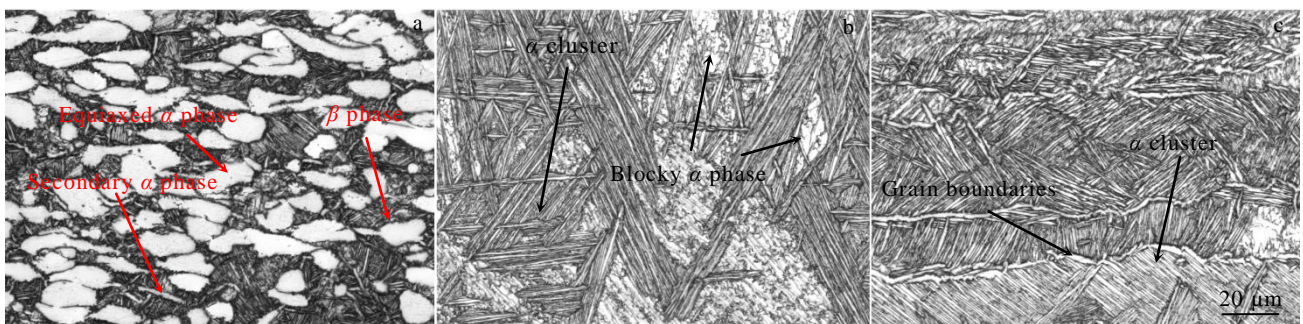


图 8 Ti80 合金在不同轧制温度下板材微观组织

Fig.8 Microstructures of Ti80 titanium alloy sheet at different rolling temperatures: (a) 950  $^{\circ}\text{C}$ ; (b) initial rolling temperature of 1060  $^{\circ}\text{C}$  and final rolling temperature of 950  $^{\circ}\text{C}$ ; (c) 1060  $^{\circ}\text{C}$



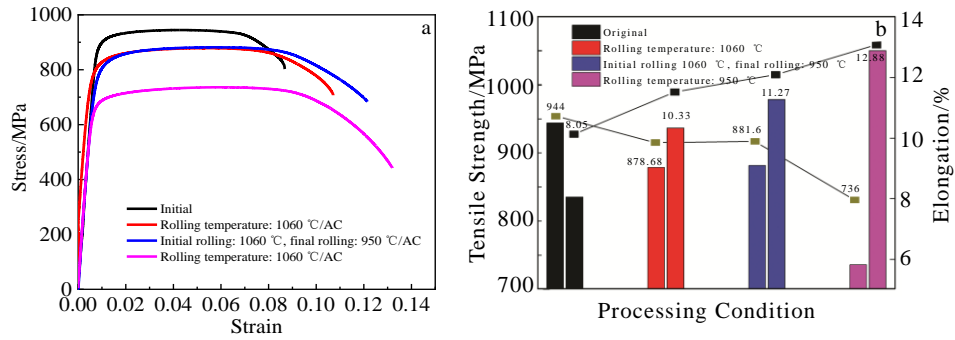


图 9 不同处理状态下 Ti80 合金的力学性能

Fig.9 Mechanical properties of Ti80 alloy under different processing conditions: (a) stress-strain curves and (b) tensile strength and elongation

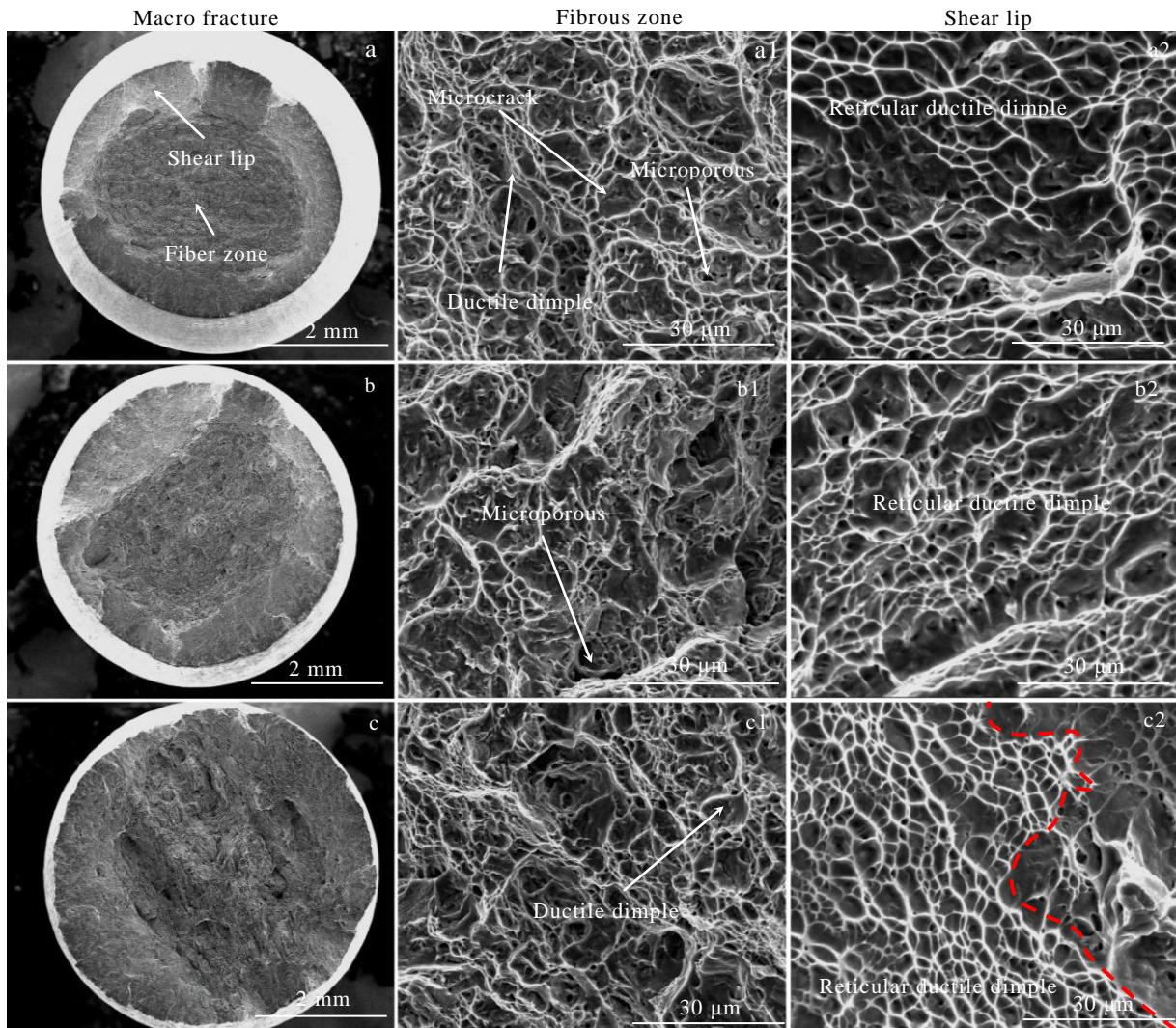


图 10 不同轧制条件下 Ti80 合金的拉伸断口照片

Fig.10 Tensile fracture morphologies of Ti80 titanium alloy under different rolling conditions: (a, a1, a2) rolling temperature of 950 °C; (b, b1, b2) the initial rolling temperature of 1060 °C and the final rolling temperature of 950 °C; (c, c1, c2) rolling temperature 1060 °C



为了进一步观察断口形貌,在放大倍数为 2000 倍的扫描电镜下观察拉伸试样,图 10a、10a1、10a2 分别为在温度 950 °C 轧制宏观断口形貌、中心纤维区微观形貌和剪切唇微观形貌。中心纤维区微观形貌为完全的等轴韧窝,由于晶粒尺寸的不同,韧窝的大小也不均匀。中心纤维区还存在大量的微孔以及微裂纹。和中心纤维区的微观形貌不同,剪切唇的微观形貌由网状分布的韧窝组成,其韧窝无论大小和深度都要明显次于中心纤维区韧窝。图 10b、10b1、10b2 分别为初轧温度为 1060 °C,终轧温度为 950 °C 的宏观断口形貌、中心纤维区微观形貌和剪切唇微观形貌。颈缩程度有所下降,中心纤维区可以观察到大量韧窝的存在,同样存在大量的微孔,该状态下的断裂机制为韧性断裂<sup>[30]</sup>。图 10c 为 1060 °C 轧制的宏观断口,颈缩程度不明显,中心纤维区更加粗糙,其剪切唇的微观形貌大部分为网状韧窝,在宏观上表现为颈缩小,延伸率低。3 种轧制状态,在宏观形貌上,其颈缩从上往下依次减小,其中图 10a 微观组织为双态组织,其颈缩最大,韧窝大而深,延伸率最佳。图 10c 的微观组织为层片组织颈缩最小,韧窝小而浅,延伸率最差。图 10b 的微观组织为网篮组织,强度高且延伸率较高,有良好的综合力学性能。

### 3 结论

1) Ti80 合金峰值应力随着变形温度升高以及应变速率的降低而降低,为典型的温度以及应变速率敏感型合金。变形初期,随应变速率的升高,Ti80 合金的加工硬化率也不断升高。根据加工图分析,Ti80 合金的热加工区间应该选择在温度 800~920 °C、920~1050 °C、应变速率 0.01~0.1 s<sup>-1</sup> 范围内变形,此时功率耗散值大于 0.55,为 Ti80 合金较佳的稳定变形区。

2) 在 900 °C 之前,Ti80 合金热变形过程随着变形温度的升高,等轴的  $\alpha$  相体积分数增大, $\beta$  转变组织中次生  $\alpha_s$  形态为小颗粒状分布在  $\beta$  转变基体中。相变点以上时,随着应变速率的升高, $\beta$  晶粒尺寸会减小,应变速率超过 1 s<sup>-1</sup> 时,会有大量  $\alpha$  集束生成。

3) 结合热加工图以及不同轧制温度的试验,Ti80 合金初轧温度为 1060 °C,终轧温度为 950 °C 时获得最优的力学性能,其组织为网篮组织+部分块状  $\alpha$  相的混合组织,室温抗拉强度能达到 881.6 MPa,延伸率为 11.27%。

4) Ti80 合金在 950 °C 轧制时表现出良好塑性,

断口颈缩明显,中心纤维区的等轴韧窝明显,剪切唇区域韧窝大而深,为典型的韧性断裂。初轧温度为 1060 °C,终轧温度为 950 °C 时,中心纤维区韧窝有所减小,剪切唇区域为网状韧窝,韧窝较小,塑性有所降低。当轧制温度为 1060 °C 时,中心纤维区以及剪切唇区域的韧窝都进一步缩小,特别是剪切唇的网状韧窝小而浅。

### 参考文献 References

- [1] He Bo(何波), Xing Meng(邢盟), Shun Changqing(孙长青). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(9): 3007
- [2] Liu Jun(刘俊), Yang Jiming(杨继明), Wang Na(王娜). *China Metal Bulletin*(中国金属通报)[J], 2019(8): 109
- [3] Zhao Yongqing(赵永庆). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(5): 1
- [4] Shun Zhijie(孙志杰), Li Shikai(李士凯), Wang Yang(王洋) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2019, 48(10): 189
- [5] Wang Qiaoli(王巧莉), Dai Chun(代春), Cheng Xiaoli(成小丽). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 631
- [6] Shen Lihua(沈立华), Liu Yanchang(刘彦昌), Li Xiuyong(李修勇) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2018, 35(1): 29
- [7] Ma X Z, Xiang Z L, Tan C et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 77(18): 1
- [8] Jia W J, Zeng W D, Yu H Q. *Materials & Design*[J], 2014, 58: 108
- [9] Li D R, Wang K, Yan Z B et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 716: 157
- [10] Moiseyev V N. *Titanium Alloys: Russian Aircraft and Aerospace Applications*[M]. London: Taylor & Francis, 2005
- [11] Qu J P, Zhang C J et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 701 (7): 16
- [12] Roy S, Suwas S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 548(1): 110
- [13] Roy S, Suwas S. *Materials & Design*[J], 2014, 58 : 52
- [14] Semiatin S L, Bieler T R. *Acta Materialia*[J], 2001, 49 (10): 3565
- [15] Wang Gang(王刚), Wang Wei(王微), Huang Zhongjia(黄仲佳) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(4): 1067
- [16] He D, Zhu J C, Lai Z H et al. *Materials and Design*[J],

- 2013, 46(4): 38
- [17] Jackson M, Jones N G, Dye D *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 501: 248
- [18] He D, Zhu J C, Zaefferer S *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 549: 20
- [19] Wang X X, Zhan M, Fu M W *et al. Journal of Materials Processing Tech*[J], 2018, 261: 86
- [20] Li D R, Wang K, Yan Z B *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 716: 157
- [21] Song R C, Li W Q, Ma L *et al. World Nonferrous Metals* [J], 2018(20): 11
- [22] Zhou Y G, Zeng W D, Yu H Q. *Engineering Sciences*[J], 2001(5): 61
- [23] Shu Juanhua(苏娟华), Han Yawei(韩亚玮), Ren Fengzhang (任凤章) *et al. Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2014, 45(7): 7074
- [24] Poliak E I, Jonas J J. *ISIJ International*[J], 2003, 43(5): 684
- [25] Zhong Cuiping(郑翠萍). *World Nonferrous Metals*(世界有色金属)[J], 2019, 16: 143
- [26] Li Honghui(李宏辉), Wang Ke(王柯), Xin Renlong(辛仁龙) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2020, 41(8): 27
- [27] Hu Zhisong(胡轶嵩), Wang Kaixuan(王凯旋), Jiang Wei (姜葳) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2020, 49(9): 41
- [28] Li Xiaoqin(李晓芹). *Mechanical Science and Technology for Aerospace Engineering*(机械科学与技术)[J], 2000(1): 127
- [29] An Zhen(安震), Li Tianqi(李天麒), Wang Chen(王琛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(3): 853
- [30] Lu Kaikai(卢凯凯), Zhou Lipeng(周立鹏), Li Minna(李敏娜) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2020, 41(1): 44

## Study on Hot Deformation Behavior of High-strength and Corrosion-resistant Ti80 Alloy and Microstructure and Properties of Hot Rolled Sheet

Liu Shun, Xu Mang, Li Tianrui, Liu Guohuai, Wang Zhaodong, Wang Guodong  
(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

**Abstract:** The hot deformation behavior and microstructure evolution of Ti80 alloy were studied by hot compression tests, the stress-strain curve and work hardening law of the alloy were investigated, and the hot processing map of the alloy was established. Then, Ti80 alloy sheets under different hot rolling processes were prepared, and the microstructure changes and their effects on mechanical properties were studied. The process conditions for Ti80 alloy with optimal mechanical properties were explored. The results show that the peak stress and work hardening rate of Ti80 alloy decrease with the increase of the deformation temperature and decrease of deformation rate. There exist strain rate and deformation temperature sensitivity in this alloy. According to the calculation and analysis of the hot processing map, the temperature range of 800~920 °C, 920~1050 °C, and strain rate of 0.01~0.1 s<sup>-1</sup> is the best stable deformation zone. As the deformation temperature increases, its microstructure undergoes a change from equiaxed grain structure, duplex structure to fully lamellar structure. At the same time, as the strain rate increases, there is a change in the morphology of the  $\beta$  transition matrix. The mechanical properties of Ti80 alloy under different hot rolling conditions were compared and analyzed. When the initial rolling temperature is 1060 °C and the final rolling temperature is 950 °C, it shows a mixed microstructure of basketweave microstructure + block  $\alpha$  phase, which has the best tensile strength and plasticity performance, tensile strength is 881.6 MPa, and elongation is 11.27%, showing ductile fracture.

**Key words:** microstructure evolution; hot rolled sheet; mechanical properties; fracture analysis

Corresponding author: Liu Guohuai, Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83686739, E-mail: liugh@ral.neu.edu.cn