

热变形参数对钛合金两相区流变行为的影响

付 文¹, 周晓锋^{1,2}, 利成宁^{1,3}, 程方杰^{1,3*}, 王东坡^{1,3}

(1. 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300350; 2. 天津钢管集团股份有限公司, 天津 300301; 3. 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350)

摘 要:以热轧态 Ti80 合金作为基材, 在 Gleeble-3 500 热模拟测试机上进行高温压缩测试, 变形温度为 800 ~ 1 000 °C, 应变速率为 0.01 ~ 10 s⁻¹, 总变形比例为 75%。结果表明: Ti80 钛合金在 800 ~ 950 °C 时处于 $\alpha+\beta$ 两相区, 其流变行为受变形温度和应变速率的显著影响。Ti80 钛合金的加工硬化主要来自于初始 α 相中位错密度的提高, 变形温度的提高会导致 α 相的减少, 流变峰值应力不断降低, 过高的应变速率会导致 α 相内位错运动受阻。Ti80 钛合金中的初始 α 相更容易发生动态回复和动态再结晶, 随着变形温度的提高, 初始 α 相不断减少, 动态软化程度逐渐减小直至接近 0。为保证钛管热轧的稳定性, 应当适当提高变形温度, 保证 Ti80 钛合金热变形组织具有较高的 β 相体积分数, 同时避免应变速率过高造成轧制载荷过大。

关键词:钛合金管; 热轧; 变形温度; 应变速率; 两相区; 流变行为

中图分类号: TF823

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2021)06-0078-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.06.010

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Effect of hot deformation parameters on the rheological behavior of two-phase region of titanium alloy

Fu Wen¹, Zhou Xiaofeng^{1,2}, Li Chengning^{1,3}, Cheng Fangjie^{1,3*}, Wang Dongpo^{1,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China; 2. Tianjin Pipe (Group) Corporation, Tianjin 300301, China; 3. Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin 300350, China)

Abstract: Hot-rolled Ti80 alloy was used as the substrate, and the high temperature compression test was carried out on the Gleeble-3500 thermal simulation tester. The deformation temperature was 800 ~ 1 000 °C, the strain rate was 0.01 ~ 10 s⁻¹, and the total deformation ratio was 75%. The results show that the phase of Ti80 titanium alloy was in the $\alpha+\beta$ two-phase region at 800 ~ 950 °C, and its rheological behavior was significantly affected by the deformation temperature and strain rate. The work hardening of Ti80 titanium alloy mainly came from the increase of the dislocation density in the initial α phase. The increase of the deformation temperature led to the decrease of the α phase, and the rheological peak stress continued to decrease. And the excessively high strain rate restrained the movement of the dislocations in the α phase. The initial α phase in Ti80 titanium alloy was more prone to dynamic recovery and dynamic recrystallization. As the deformation temperature increased, the initial α phase contin-

收稿日期: 2021-05-13

基金项目: 天津市科技计划项目 (编号: 18ZXJMTG00140)。

作者简介: 付文 (1994—), 男, 山东威海人, 博士研究生, 主要从事钛合金及高强钢热轧成形研究, E-mail: fuwen_927@tju.edu.cn; * 通讯作者: 程方杰 (1971—), 男, 山东青州人, 博士, 教授, 主要从事钛合金热加工及焊接工艺研究, E-mail: chfj@tju.edu.cn。

ued to decrease, and the dynamic softening degree gradually decreased until it approached zero. In order to ensure the stability of the hot rolling of the titanium tube, the deformation temperature should be appropriately increased for obtaining a higher β phase volume fraction of the hot deformed structure in the Ti80 titanium alloy, and avoiding the excessive rolling load caused by the excessively high strain rate.

Key words: titanium alloy tube, hot rolling, deformation temperature, strain rate, two-phase region, rheological behavior

0 引言

目前高温、高压、高 H_2S/CO_2 分压、高有机硫油气田的勘探开发, 对油套管材料的耐腐蚀性能提出了更高的要求。目前被广泛使用的耐腐蚀合金管材以 13Cr 钢和镍基合金为主, 但 13Cr 钢无法满足高含硫等苛刻环境的性能需求, 而镍基合金尽管耐腐蚀性能优异, 但存在加工工艺复杂、生产技术难度大、材料成本高等缺点, 因此钛合金成为替代镍基合金的理想材料^[1-2]。20 世纪 90 年代, 美国就已经实现钛合金管材在石油天然气勘探开发领域的工业化应用^[3]。美国 RMI 公司开发设计出 Cr.28 钛合金用于生产油井管, 并在此基础上开发出钛合金套管、连续管、钻杆等产品^[4]。我国是富钛国家, 已探明的钛资源量约占全球的 40%, 但与国外相比我国钛合金油井管的研发起步较晚, 发展钛合金油井管在我国具有广阔的前景。

通过热连轧工艺可以实现钛合金管材的批量生产, 在轧制过程前, 选定适合的变形温度进行变形极为重要, 这样能够有效保证变形的顺利进行, 获得理想的显微组织和力学性能, 从而保证钛合金管材的质量^[5]。目前, 国内外学者对于钛合金在不同热变形条件下的流变行为进行了研究, 包括钛合金的应力应变曲线变化规律^[6-7]、材料本构方程的计算^[8-9]、热加工图的绘制^[10-11]等, 但多是从金属高温变形的共性规律来解释钛合金的流变行为, 对钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区流变特征的分析还不够深入。笔者主要讨论不同的变形温度和应变速率对于钛合金两相区流变行为的影响规律, 希望对钛合金热轧工艺的制定提供参考。

1 试验材料与方法

本试验采用的材料是热轧态 Ti80 钛合金, 其化学成分如表 1 所示。Ti80 是一种综合性能优异的 α 型钛合金, 室温下显微组织如图 1 所示, 为等轴状 α 相+片层状 α 相的混合组织。将 Ti80 钛合金加工成直径为 8 mm、长度为 12 mm 的圆柱热模拟试样,

在 Gleeble-3500 热模拟机上进行恒应变速率热压缩模拟试验, 采用电阻式加热, 用焊接在样品中间的热电偶控制试验温度。为降低试样与设备的摩擦, 进行压缩测试前对试样与压头表面涂覆石墨作为润滑剂。选定两相区热变形温度为 800、850、900、950、1 000 $^{\circ}C$, 试样的升温速率为 10 $^{\circ}C/s$, 加热至设定温度后保温 180 s, 分别以 0.1、1、10 s^{-1} 的应变速率进行热压缩, 总变形量为 75%, 热压缩完后用水冷对试样快速降温。

表 1 Ti80 钛合金化学成分
Table 1 Chemical composition of Ti80 titanium alloy %

Al	Mo	Sn	V	Ti
5.5 ~ 6.5	1.5 ~ 2.5	0.5 ~ 1.0	3.0 ~ 3.5	余量

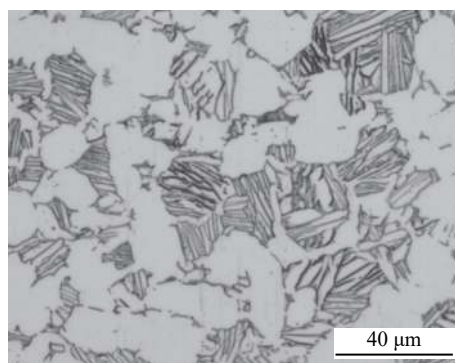


图 1 热轧态 Ti80 钛合金显微组织(室温)

Fig. 1 Microstructure of hot-rolled Ti80 titanium alloy

2 结果与分析

2.1 CALPHAD 计算

为了明确 Ti80 钛合金高温组织在变形温度区间内中 α 相和 β 相的比例及其演变规律, 通过 JMatPro 软件进行热力学相图计算(CALPHAD), 计算结果如图 2 所示。从图 2 可以发现, 在 800 ~ 1 000 $^{\circ}C$ 的变形温度区间内, Ti80 合金的平衡相组成可以分为两个阶段: 在 800 ~ 934 $^{\circ}C$ 的温度区间内 Ti80 合金处于 $\alpha+\beta$ 两相区, 随着变形温度的提高, α 相逐渐减少, β 相逐渐增多; 而在 934 ~ 1 000 $^{\circ}C$ 的温度区间内 Ti80 合金处于单一 β 相区。在不同

变形温度下 Ti80 钛合金中 β 相含量的差异, 将对其热变形行为和热轧成形质量产生显著影响。

2.2 真应力-应变曲线

图 3 为不同热变形温度下的钛合金真应力—应变曲线, 由于热模拟设备的限制, $800\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ s}^{-1}$ 、 $800\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ s}^{-1}$ 和 $850\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ s}^{-1}$ 的热模拟试验没有完成。从图 3 可以看出, 各变形温度形成趋势相近的真应力—应变曲线。钛合金的应力应变曲线呈现出加工硬化与动态软化共同作用的影响。在变形初期, 随着应变的增加, 不同变形条件下的流变应力呈线性增加, 出现加工硬化现象, 流变应力达到峰值后出现动态软化现象, 并在流变软化与加工硬化达到动态平衡时, 获得稳态流变应力。变形温度和应变速率对 Ti80 钛合金的流变应力具有显著的影响, 随着变形温度升高, 流变应力显著减低, 真应力—应变

曲线的峰值从尖锐变为平缓; 随着应变速率提高, 流变应力显著提高, 真应力—应变曲线的峰值从平缓变为尖锐。

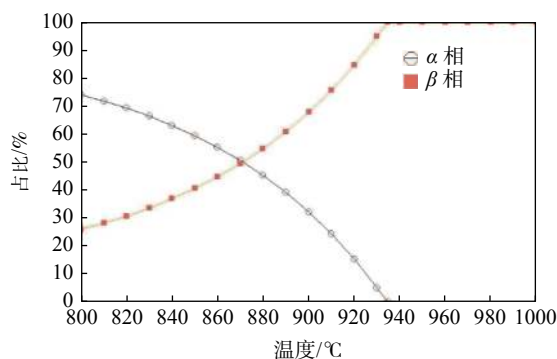


图 2 800~1 000 $^{\circ}\text{C}$ 时 Ti80 钛合金平衡相图
Fig. 2 Equilibrium phase diagram of Ti80 titanium alloy at 800~1 000 $^{\circ}\text{C}$

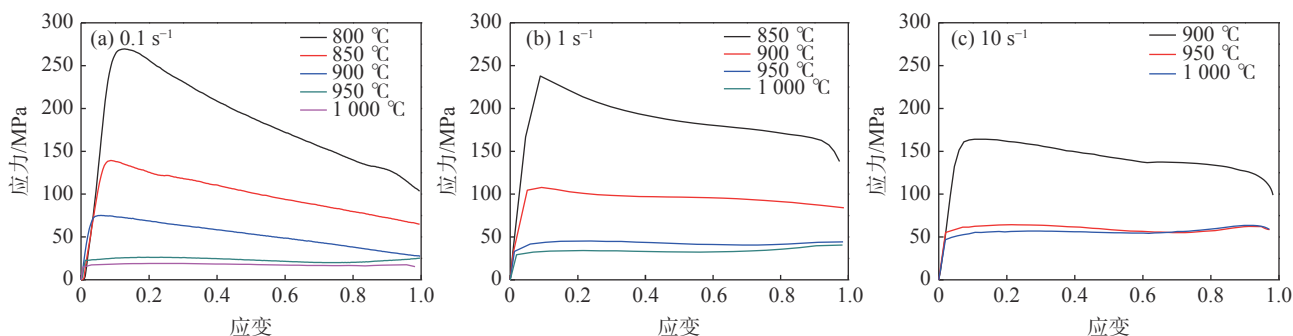


图 3 不同变形温度和应变速率下的 Ti80 钛合金真应力—应变曲线
Fig. 3 True stress-strain curves of Ti80 titanium alloy under different deformation temperatures and strain rates

为了进一步分析变形温度和应变速率对 Ti80 钛合金的两相区高温流变行为, 从而明确 Ti80 钛合金的热轧工艺参数范围, 需要将真应力—应变曲线中的加工硬化和动态软化现象分别进行分析。

2.3 变形温度和应变速率对加工硬化的影响

在 Ti80 钛合金的热变形过程中, 当加工硬化占主导时会逐步达到峰值应力。峰值应力越大, 钛合金热变形过程中的变形抗力越大, 即钛合金发生塑性变形所需外力越大, 对加工设备的要求越高, 因此, 研究钛合金的加工硬化行为对钛合金管材工业化生产具有重要意义。图 4 为不同变形温度和应变速率下钛合金峰值应力测试结果, 从图 4 可知, 流变峰值应力受到变形温度和应变速率的显著影响, 当变形温度由 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 提高至 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 流变峰值应力单调递减, 而当变形温度由 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 升至 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 流变峰值应力的递减趋势明显放缓。当应变速率由 0.1 s^{-1} 提高至 10 s^{-1} 时, 流变峰值应力单调递增,

但峰值应力随变形温度减小的趋势不随应变速率的变化而改变, 并在 $950\sim 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度区间内不同应变速率下峰值应力的递减趋势均明显放缓。Ti80 钛合金热变形的峰值应力越大, 即在热轧过程中的轧制力越大, 这不仅会提高热轧生产的成本, 同时也会增加对轧机的损耗, 结合以上分析可知, 高变形温度 and 低应变速率的组合可以获得较小的流变峰值应力, 有利于钛管热连轧的进行, 但应变速率过低又会导致生产效率的下降, 因此在保证一定应变速率的条件下, 适当提高钛合金管材的开轧温度, 这对钛合金管材热连轧的顺利进行是有利的。

在不同变形温度和应变速率下 Ti80 钛合金的流变峰值应变如图 5 所示, 随着应变速率的提高, 不同变形温度下的流变峰值应变均有所提高。与图 4 中流变峰值应力的规律相似, 钛合金的流变峰值应变分布也呈现出明显的分阶段特征: 当变形温度由 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 升至 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 流变峰值应变基本呈线性下

降趋势,而当变形温度从 950 °C 进一步升至 1 000 °C 时,流变峰值应变下降趋势明显减小甚至略有提高。但当应变速率为 1 s^{-1} 时,流变峰值应变随变形温度的变化趋势正好相反,当变形温度为 800 ~ 950 °C 时,流变峰值应变下降幅度较小,但当变形温度为 950 ~ 1 000 °C 时,流变峰值应变的下降趋势明显增大。随着应变速率的提高,不同变形温度下的流变峰值应变均有所提高。峰值应变过高, Ti80 钛合金的加工硬化阶段过长,稳态变形阶段相应的会缩短,这对钛合金热轧成形时不利的。

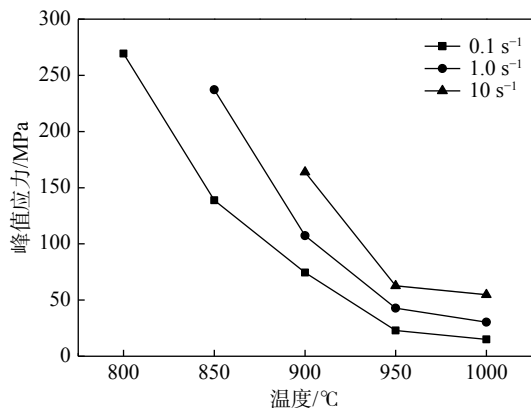


图4 不同变形温度和应变速率下的 Ti80 钛合金峰值应力分布

Fig. 4 Peak stress of Ti80 titanium alloy under different deformation temperatures and strain rates

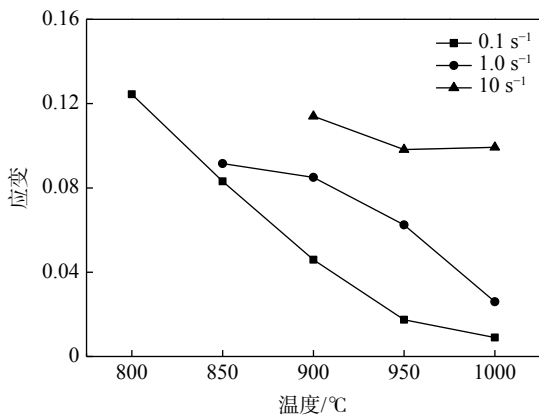


图5 不同变形温度和应变速率下的 Ti80 钛合金峰值应变分布

Fig. 5 Peak strain of Ti80 titanium alloy at different deformation temperatures and strain rates

钛合金加工硬化行为与位错相互作用有关,在应变量小于峰值应变时,由于位错密度大幅提高,位错间交互作用更强,位错滑移受到的阻力更大。随着变形温度从 800 °C 不断提高,由于变形温度处于 $\alpha+\beta$ 两相区间,变形温度的提高会促进 HCP 结构的 α 相转变为 BCC 结构的 β 相,使得高温钛合金

组织中 β 相的体积分数不断提高^[12]。根据图 2 的平衡相图,当变形温度从 800 °C 提升至 950 °C 时, Ti80 钛合金中 β 相的体积分数从 25.96% 提高至 100%,同时伴随着 α 相从 74.04% 减少至 0。对于钛合金而言, α 相有 4 个滑移系,而 β 相有 12 个滑移系。由于 α 相的滑移系更少,位错滑移更加困难,在热变形过程中 α 相的位错更容易发生缠结,进一步提高位错密度,从而使得位错运动的阻力明显提高。当钛合金在两相区进行热变形时,其加工硬化主要由残余的初始 α 相提供,随着变形温度提高,钛合金内初始 α 相的体积分数不断降低直至完全消失,钛合金的加工硬化效果逐渐减弱,峰值应力明显降低。从图 5 也可以发现,当变形温度较低时,由于钛合金高温组织中初始 α 相较多,更有利于位错发生相互缠结和加工硬化的产生,这使得峰值应变也随之提高。对钛合金热轧成形而言,较低的流变峰值应力和峰值应变可以有效降低轧机工作载荷,保证加工过程的稳定性,因此适当提高变形温度对钛合金热轧过程是有利的,但需注意的,变形温度过高也会造成能源消耗量大,提高生产成本,而变形温度高于 β 相完全转变温度后,进一步提高变形温度,钛合金的流变峰值应力和峰值应变并没有明显的下降,因此采用变形温度为略低于 β 相完全转变温度的温轧工艺是更加经济高效的钛合金管材轧制方式。

随着应变速率提高,更多的位错发生缠结、塞积,增大位错运动的难度,这就使得在相同的变形温度即相同的 β 相体积分数时,随着应变速率的提高,流变峰值应力显著增大,同时加工硬化的作用增强,使得动态软化超过加工硬化的时刻向后延迟,动态应变也随之增大。从图 5 可以发现,当应变速率为 1 s^{-1} 时,峰值应变随变形温度的变化趋势与应变速率为 0.1 s^{-1} 和 10 s^{-1} 时存在一定差异。当应变速率达到某一临界值时,钛合金塑性变形所需的位错运动难以在短时间内完成,会导致钛合金从原先的塑性变形进入弹性变形阶段。结合图 3(b)、3(c)可以发现,在变形速率较高时,部分变形温度下的真应力—应变曲线的线性上升段会出现斜率变化的拐点,此时钛合金的变形方式发生变化,并且在变形温度较低时这一现象更加明显。低应变速率下钛合金的峰值应力和峰值应变更低,但钛合金热轧过程本身属于一个快速变形的过程,过于追求低应变速率会导致生产效率的低下,因此应变速率应根据实际生产需要进行控制。

2.4 变形温度和应变速率对动态软化的影响

图6为各变形温度和应变速率下钛合金动态软化结果,从图6可知,随着钛合金变形温度的提高,动态软化程度明显下降,其中,800~950℃时动态软化程度下降较大,而在950~1000℃时,动态软化程度下降较小,动态软化接近于0。动态软化程度随应变速率的影响较小,当应变速率由 0.1 s^{-1} 提高至 1 s^{-1} 时,动态软化程度变化不大,仅在变形温度为900℃时发生一定程度的下降,而当应变速率由 1 s^{-1} 提高至 10 s^{-1} 时,动态软化程度略有提高。

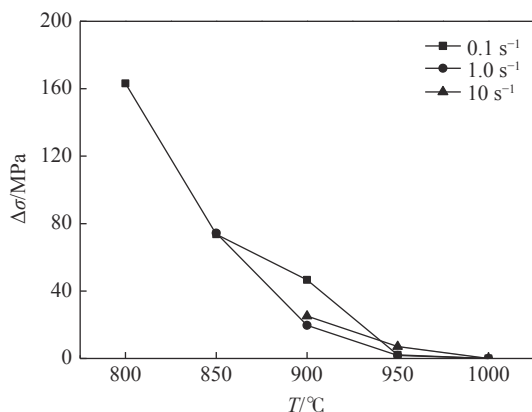


图6 不同变形温度和应变速率下的 Ti80 钛合金动态软化程度

Fig. 6 Dynamic softening degree of Ti80 titanium alloy under different deformation temperatures and strain rates

合金的动态软化机制也可以用位错密度的变化来进行解释,即金属在热变形过程中当位错密度达到临界值时将发生动态再结晶,在再结晶过程中变形组织中的位错被消耗^[13]。在一次再结晶完成后,由于金属不断变形,位错密度又开始增长从而开始下一周期的动态再结晶。从图6中可以发现,变形温度对钛合金的动态软化行为的影响同样是分阶段的,这种分阶段的特征是由于钛合金在两相区变形时,位错的塞积和缠结主要集中于滑移系较少的初始 α 相, α 相内的位错密度高于 β 相,因此在钛合金的两相区变形过程中,动态软化主要是由于初始 α 相内位错的大量缠结使得其位错密度高于发生动态回复和动态再结晶的临界值,动态回复和动态再结晶的不断进行使得钛合金在热变形过程后期应力不断减小,动态软化效果明显。而当变形温度大于950℃后,由于钛合金完全转变为 β 相,而 β 相滑移系较多,此时变形温度的影响主要体现为温度升高有利于动态回复和动态再结晶的产生,这使得钛

合金在达到峰值应力后即实现加工硬化和动态软化的平衡,变形进入稳态,动态软化程度接近0。提高钛管热轧的变形温度,可以降低变形过程的动态软化效果,保证钛合金变形的稳定性,对于 Ti80 钛合金而言,采用接近950℃的变形温度,动态软化效果接近0,可以实现变形质量和加工效率的平衡。

应变速率对钛合金的动态软化行为有两方面的影响:一方面,应变速率提高,有利于位错在初始 α 相大量缠结,使得初始 α 相内保持着较高的位错密度,有利于动态回复和动态再结晶的不断进行,提高动态软化程度;另一方面,应变速率提高,变形速度快,动态回复和动态再结晶不完全,会降低动态软化程度,甚至在应变量较高时会动态软化程度会再次小于加工硬化程度,此时加工硬化重新占据主导地位,真应力—应变曲线出现明显的翘曲现象,如图3所示。综合来看,变形速率对 Ti80 钛合金动态软化的影响并没有变形温度显著,因此在钛管轧制中应参考多种因素对变形速率进行选择。

3 结论

1) Ti80 钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区进行热压缩试验,变形温度的升高会促进 $\alpha\text{-Ti}\rightarrow\beta\text{-Ti}$ 的相变过程,流变应力明显降低,真应力—应变曲线的峰值从尖锐变为平缓。随着应变速率提高,流变应力显著提高,真应力—应变曲线的峰值从平缓变为尖锐。

2) Ti80 钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区变形时,由于初始 α 相的滑移系小于高温形成的 β 相,位错更容易在 α 相中发生塞积,钛合金的加工硬化主要来自于钛合金中初始 α 相中位错密度的提高,并随着 α 相的减少,流变峰值应力不断降低。应变速率的提高会增强加工硬化的效果,应变速率过高会导致 α 相内位错运动难以在短时间内完成。适当提高开轧温度,保证钛合金热变形组织具有高 β 相体积分,可以降低钛管热轧的轧制力,保证热轧生产的稳定性。

3) Ti80 钛合金在两相区的动态软化程度受变形温度的显著影响,当变形温度低于950℃时,高位错密度的初始 α 相更容易发生动态回复和动态再结晶,动态软化程度较高,随着变形温度的提高,由于 α 相逐渐消失,动态软化程度逐渐减小直至接近0。由于应变速率过大时,动态回复和动态再结晶过程不完全,导致应变速率对动态软化程度的影响并不明显。应在保证热轧成形效率的同时,避免过高的应变速率,保证钛合金热轧管的成形质量。

参考文献

- [1] Zhou Xiaofeng, Sun Yu, Zhang Chuanyou, *et al.* R & D of TP-Ti-110 TP-G2(Ti) titanium alloy oil tubing with premium connection[J]. *Steel Pipe*, 2019, 48(1): 20–23.
(周晓峰, 孙宇, 张传友, 等. TP-Ti-110钢级TP-G2(Ti)特殊螺纹钛合金油管的研发[J]. *钢管*, 2019, 48(1): 20–23.)
- [2] Zha Yongjin, Hu Shijie, Zhuo Lubin, *et al.* Study on application prospects of titanium-alloy petroleum tubulars[J]. *Drilling and Production Technology*, 2017, 40(4): 1–3.
(查永进, 胡世杰, 卓鲁斌, 等. 钛合金石油管材应用前景研究[J]. *钻采技术*, 2017, 40(4): 1–3.)
- [3] Schutz R W, Watkins H B. Recent developments in titanium alloy application in the energy industry[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(12): 305–315.
- [4] Hu Xinhe. Titanium alloy drill pipe—the best choice for short-radius horizontal drilling platforms[J]. *China Petroleum Machinery*, 2000, 28(6): 61.
(胡辛禾. 钛合金钻杆—短半径水平钻井平台最佳选择[J]. *石油机械*, 2000, 28(6): 61.)
- [5] Shi Xuezhi, Zhou Xiaohu, Qiao Zhiguo. Optimization of well completion string for ultra-deep gas reservoir with high sulfur content[J]. *China Petroleum Machinery*, 2016, 44(8): 11–14.
(史雪枝, 周小虎, 乔智国. 超高深含硫气藏完井管材优化与实践[J]. *石油机械*, 2016, 44(8): 11–14.)
- [6] Banerjee D, Williams J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61: 844–879.
- [7] Wang M, Zhou J X, Yin Y J, *et al.* Hot deformation behavior of the Ti6Al4V alloy prepared by powder hot isostatic pressing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 721: 320–332.
- [8] Chen W, Cao S, Kou W J, *et al.* Origin of the ductile-to-brittle transition of metastable β -titanium alloys: Self-hardening of ω -precipitates[J]. *Acta Materialia*, 2019, 170(11): 187–204.
- [9] Shang Guoqiang, Zhu Zhishou, Kou Hongchao, *et al.* Influence of hot rolling deformation on microstructure and properties of Ti-10V-2Fe-3Al alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2013, 34(3): 108–113.
(商国强, 朱知寿, 寇宏超, 等. 热轧变形对Ti-10V-2Fe-3Al合金组织和性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2013, 34(3): 108–113.)
- [10] Tang B, Li J S, Zhang F S, *et al.* Modeling the high temperature deformation constitutive relationship of TC4-DT alloy based on fuzzy-neural network[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42(7): 1347–1351.
- [11] Wu Lin, Wang Kelu, Lu Shiqiang. Study on constitutive relationship of TB6 alloy based on stepwise regression method[J]. *Material and Heat Treatment*, 2010, 39(8): 29–31.
(吴琳, 王克鲁, 鲁世强. 基于逐步回归法的TB6钛合金本构关系研究[J]. *热加工工艺*, 2010, 39(8): 29–31.)
- [12] Yang Tao, Song Dandan. Thermal compression deformation behavior of as-cast Ti-5.5Al alloy for vehicle[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2021, 44(2): 103–106.
(杨涛, 宋丹丹. 车用铸态Ti-5.5Al合金热压缩变形行为研究[J]. *兵器材料科学与工程*, 2021, 44(2): 103–106.)
- [13] Dong Hongbo, Yu Xinping, Zhang Wei. Dynamic softening and strain hardening behavior of Q550D steel based on the dislocation density theory[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2015, 22(3): 98–102.
(董洪波, 余新平, 章威. 基于位错密度理论的Q550D钢动态软化及加工硬化行为[J]. *塑性工程学报*, 2015, 22(3): 98–102.)

编辑 杨冬梅