

TA19 钛合金高温变形热加工图构建和微观组织演变

朱堂葵¹, 王 柯²

(1. 义乌工商职业技术学院, 浙江 义乌 322000)

(2. 重庆大学, 重庆 400044)

摘要: 利用 Gleeble-3500 热模拟压缩试验机, 在变形温度 820~980 °C 和应变速率 0.01~10 s⁻¹ 的变形条件下, 对 TA19 钛合金进行热模拟压缩试验, 并根据动态材料模型 (DMM) 建立了其热加工图。同时, 结合 TA19 钛合金微观组织分析, 揭示了热变形工艺参数影响热加工图的内在原因。结果表明: 变形工艺参数与能量耗散率和非稳态区密切相关。应变速率为 0.01~1 s⁻¹ 时, 能量耗散率较大, 且随着变形温度的升高, 能量耗散率先增大后减小, 在 940 °C 附近获得最大值。同时, 变形失稳区包括 2 个典型区域, 其中 I 区为 (820~900) °C/(0.01~1) s⁻¹, II 区为 (960~980) °C/(1~10) s⁻¹。变形温度为 940 °C 时, 较多的等轴 α 相和较高的再结晶驱动温度使得再结晶程度加强, 因此能量耗散率获得最大值。绝热剪切带、片层 α 相与等轴 α 相之间的变形不协调以及 β 晶粒的剧烈长大是 TA19 钛合金高温变形失稳的主要原因。

关键词: TA19 钛合金; 等温变形; 热加工图; 微观组织演变

中图分类号: TG316; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2021)02-001-06

Processing Map Establishment and Microstructure Evolution during Hot Deformation of TA19 Titanium Alloy

Zhu Tangkui¹, Wang Ke²

(1. Yiwu Industrial and Commercial College, Yiwu 322000, China)

(2. Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: Gleeble-3500 thermal simulation compression testing machine was used to conduct thermal simulation compression on TA19 titanium alloy with the deformation temperatures of 820~980 °C and strain rates of 0.01~10 s⁻¹. The processing map of TA19 titanium alloy was established according to dynamic material model (DMM). Meanwhile, based on microstructure observation of TA19 titanium alloy, the influences of deformation parameters on processing diagram were revealed. The results show that the deformation parameters largely influence the power dissipation efficiency and flow instability. The power dissipation efficiency is relatively large at the strain rates of 0.01~1 s⁻¹. As the deformation temperature increases, the power dissipation efficiency first increases and then decreases, and gets the maximum value near 940 °C. Meanwhile, the flow instability includes two typical regions, including region I of (820~900) °C/(0.01~1) s⁻¹ and region II of (960~980) °C/(1~10) s⁻¹. At 940 °C, the more equiaxed α grain and higher temperature strengthen the recrystallization degree, so the power dissipation efficiency can be maximized. Adiabatic shear band, uncoordinated deformation between lamellar and equiaxed α phase, and sharp growth of β grain are the main causes of flow instability of TA19 titanium alloy.

Key words: TA19 titanium alloy; isothermal compression; processing map; microstructure evolution

收稿日期: 2020-12-15

基金项目: 国家自然科学基金项目(51971046); 义乌工商职业技术学院重点科研项目(ZD2020CS414-03)

通信作者: 王柯(1985—), 男, 博士, 副教授。

TA19 钛合金是专门为航空发动机开发的一种钛合金, 其名义成分为 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si (w/%), 对应的美国牌号为 Ti6242S 钛合金。TA19 钛合金具有比强度高、高温性能好、耐腐蚀性能好

和焊接性能良好等特点,是航空发动机所用的一种重要的结构材料^[1,2]。同时,通过合适的热加工工艺,可以对 TA19 钛合金中等轴 α 相、片层 α 相和针状 α 相的相对含量、形貌和尺寸进行调控,从而进一步优化其力学性能^[3,4]。

钛合金变形加工窗口较窄,并且变形抗力大,其高温变形力学行为和微观组织演变对工艺参数非常敏感。为了优化钛合金高温变形过程的工艺参数,必须对其高温变形力学行为及其加工性能进行深入研究。材料的加工性能与材料的化学成分、原始组织状态、加工历史及变形温度、应变速率和应变等参数有关^[5,6]。热加工图是评价材料加工性优劣的图形,是金属材料加工工艺设计的有力工具。

热加工图是由 Prasad 等^[7-9]依据动态材料模型(dynamic material modeling, DMM)相关理论而提出建立的,它能直观地反映出材料在不同变形条件下微观组织的演变规律,揭示塑性变形机理,还能预测塑性变形过程中各类缺陷的产生,籍此可评估材料加工性能的优劣,制定及优化材料的热加工工艺。近年来,基于动态材料模型建立的热加工图得到了广泛应用并不断完善,为优化 TA10^[8]、Ti6242S^[10]、Ti6554^[11]、Ti55511^[12]、Ti80^[13]、Ti5331^[14,15]、TC17^[16]等钛合金加工工艺提供了一定的理论指导和实践经验。然而,目前关于双态组织 TA19 钛合金的高温变形行为和热加工图的研究仍然较少。因此,本研究基于动态材料模型,建立 TA19 钛合金的热加工图,探讨工艺参数对热加工图和微观组织的影响行为,为优化 TA19 钛合金高温塑性变形工艺参数提供一定的理论依据。

1 热加工图构建理论

动态材料模型认为,承受变形的锻件是一个非线性能量耗散单元。外力对锻件输入的能量主要贡献于 2 个方面^[5,17-22]:一是塑性变形,其中大部分转化为热量,少部分储存于锻件中;二是微观组织演变,如相转变、动态回复(DRV)、动态再结晶(DRX)等。由塑性变形耗散的能量可用 G 表示,由微观组织演变耗散的能量可用 J 表示。其中,塑性失稳和断裂过程与 G 有关,微观组织演变与 J 相关。锻件在塑性流动过程中吸收的能量(P)可表示为:

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

式中: σ 为流动应力,MPa; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} 。

因此, J 和 G 的分配比例可以用式(2)表示:

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

可见,这个比值等效于应变速率敏感性指数(m)^[5,18-21]。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。在一定的变形温度和应变下, J 可以由式(3)计算:

$$J = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\varepsilon} \quad (3)$$

对于理想的线性能量耗散单元^[7], $m=1$ 。而非线性能量耗散单元的值经过与线性能量耗散单元的值归一化后,可得到一个无量纲的参数——能量耗散率(η)^[5,6,18-20,22]。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (4)$$

η 参数反映了在一定的变形温度和应变速率范围内各种微观组织变化机制。一般来讲,当材料在热变形过程发生了动态回复、动态再结晶和超塑变形等行为时,其对应的加工工艺下 η 值较高,也意味着有利于材料的塑性加工。

Prasad 等^[7]根据 Ziegler^[23]提出的最大熵产生率原理,推导得出材料高温变形过程中流动不稳定性的判据为:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \log\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \log \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (5)$$

式中, $\xi(\dot{\varepsilon})$ 为稳定性函数。在满足式(5)的情况下将发生不稳定的流变过程。以流变失稳准则为函数,在变形温度(T)和应变速率($\dot{\varepsilon}$)所构成的二维平面上绘制的区域称为非稳定图,可以表示出发生稳定和非稳定变形的区域^[5,18-20,22]。

2 实验

实验所用原材料为 $\phi 50$ mm 的 TA19 钛合金锻棒,其化学成分($w/\%$)为:Al 5.80, Sn 1.88, Mo 1.91, Zr 3.78, Si 0.08, Fe 0.02, C 0.01, O 0.11, 其余为 Ti。TA19 钛合金相变点为 1000 $^{\circ}\text{C}$, 原始组织为双态组织,如图 1 所示。TA19 钛合金热模拟压缩试样为 $\phi 8.0$ mm \times 12.0 mm 的圆柱体。热模拟压缩试验在 Gleeble-3500 热模拟压缩试验机上进行,变形温度分别为 820、860、900、940 和 980 $^{\circ}\text{C}$,

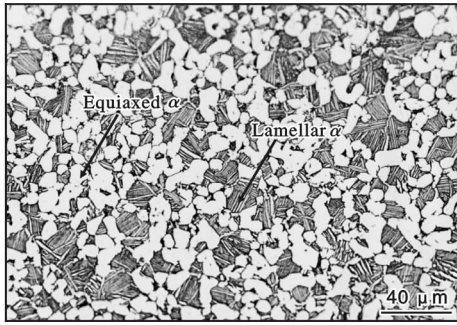


图1 TA19 钛合金原始组织

Fig. 1 Microstructure of original TA19 titanium alloy

应变速率分别为 0.01、0.1、1.0 和 10.0 s^{-1} ，变形量为 60%。

热模拟压缩后，沿轴向将 TA19 钛合金试样切开并进行机械磨光和化学腐蚀。腐蚀剂采用配比为 $V(HF):V(HNO_3):V(H_2O) = 1:2:50$ 的 Kroll 试剂。微观组织用 OLYMPUS/PMG3 型光学显微镜(OM)和 Zeiss SUPRA 55 场发射扫描电子显微镜(SEM)进行观察。

3 结果与分析

3.1 应力-应变曲线与热加工图

通过热模拟压缩试验获得的应力-应变曲线如图 2 所示。根据式(1~5)，可构建应变 0.8 条件下的热加工图，如图 3 所示。由图 3 可以看出，变形工艺参数与能量耗散率和非稳态区密切相关。应变速

率为 0.01~1 s^{-1} 时，能量耗散率较大，且随着变形温度的升高，能量耗散率先增大后减小，在 940 $^{\circ}C$ 附近获得最大值(约 0.44)。同时，变形失稳区包括 2 个典型区域，其中 I 区为(820~900) $^{\circ}C/(0.01\sim 1)s^{-1}$ ，II 区为(960~980) $^{\circ}C/(1\sim 10)s^{-1}$ 。

3.2 微观组织演变分析

图 4 给出了 0.01 s^{-1} 应变速率条件下，变形温度对 TA19 钛合金微观组织的影响情况。由图 4 可见，变形温度为 820~860 $^{\circ}C$ 时，TA19 钛合金组织由等轴 α 相和弯折的片层 α 束域构成。当温度升高至 900 $^{\circ}C$ 之后，由等轴 α 相和形貌规则的片层 α 束域组成，且随着变形温度的升高，等轴 α 相的含量逐渐减少。这是因为，随着变形温度的升高， α 相会逐渐转变成 β 相。同时，片层 α 相比等轴 α 相更早转变为 β 相，当片层 α 相全部转变为 β 相后，变形后将会在 β 相中重新析出形貌规则的片层 α 束域。当变形温度升高到 940 $^{\circ}C$ 时，TA19 钛合金中的片层 α 相全部转变为 β 相。

同时，由图 4d 可见，当温度升高到 940 $^{\circ}C$ 时，TA19 钛合金中出现了很多细小的等轴 α 晶粒，且 β 晶粒尺寸较小。Wang 等人研究指出^[24]，等轴 α 相的细化机制类似于片层 α 相的球化机制，都是由于 β 相楔入机制产生。在晶粒细化过程中，初生 α 相中先由动态回复和动态再结晶产生晶界，然后 β 相沿这些晶界穿过(楔入)等轴 α 晶粒，使得原始的等

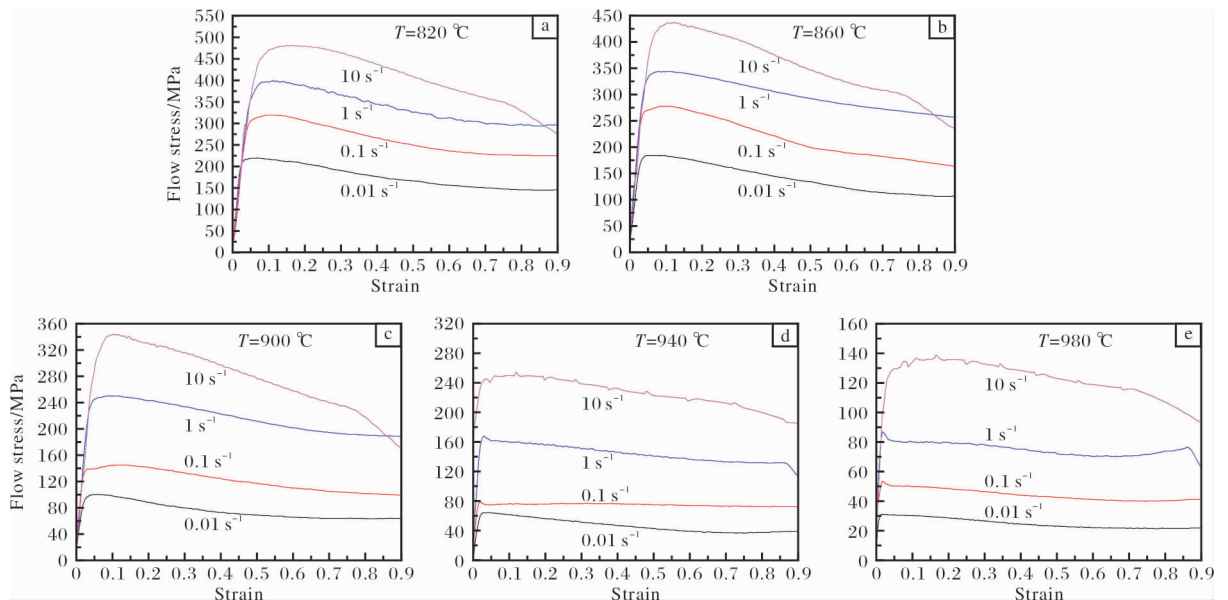


图2 TA19 钛合金不同温度下的应力-应变曲线

Fig. 2 Stress-strain curves in isothermal compression of TA19 titanium alloy at different deformation temperatures

轴 α 晶粒得以分开,从而达到细化的目的。当温度升到 980 °C 时,温度接近于 TA19 钛合金相变点 (1000 °C),此时初生 α 相急剧减少。初生 α 相的减少导致 β 晶粒长大的阻力大幅下降,从而使得 β 晶粒急剧长大。

由此可见,TA19 钛合金变形温度对其微观组织演变机制影响显著。 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变和 α 相动态再结晶都与合金变形温度有关。当 TA19 钛合金变形温度较高时(超过 α/β 相平衡温度时),升温 and 保温过程中, α 向 β 相转变,获得新的相平衡状态。变形过程中, α 相动态再结晶受畸变能与变形温度共同影响。

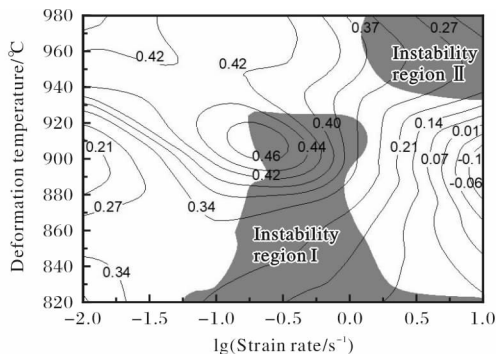


图 3 应变为 0.8 时 TA19 钛合金的热加工图

Fig. 3 Processing map in isothermal compression of TA19 titanium alloy at strain of 0.8

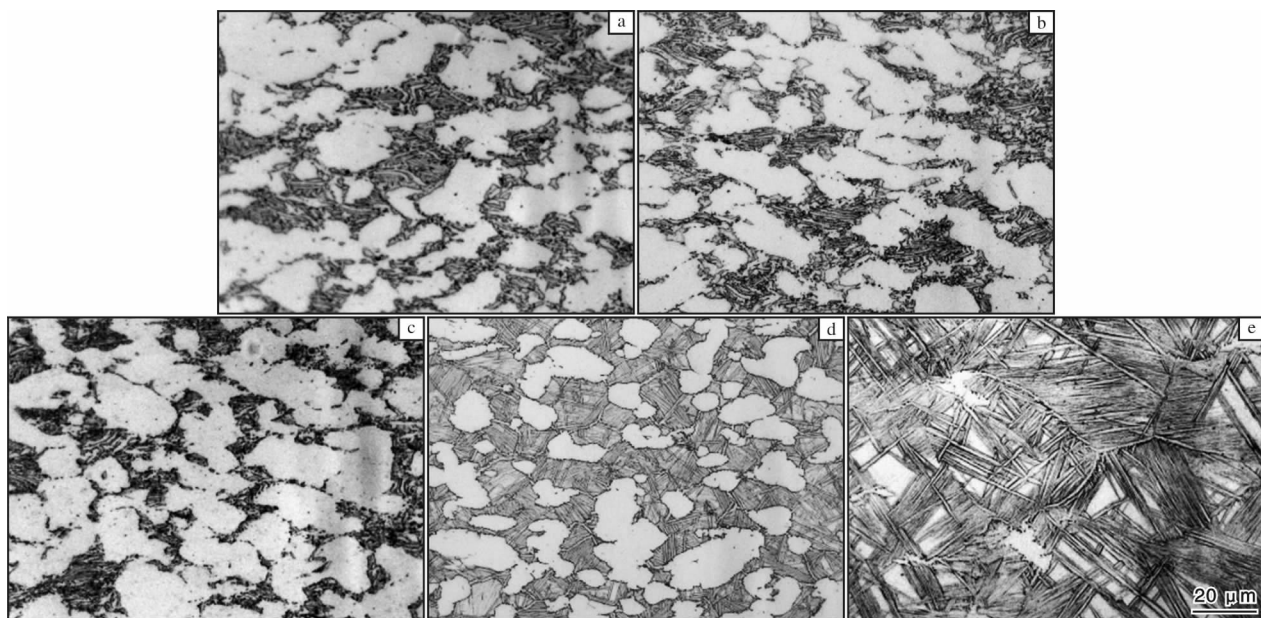


图 4 应变速率为 0.01 s⁻¹ 时,不同变形温度条件下 TA19 钛合金变形后的金相照片

Fig. 4 OM micrographs of TA19 titanium alloy compressed at strain rate of 0.01 s⁻¹ and different deformation temperatures: (a) 820 °C; (b) 860 °C; (c) 900 °C; (d) 940 °C; (e) 980 °C

过低的变形温度(820 ~ 900 °C)条件下, α 相是塑性变形的主要承担相,内部畸变能较大,但过低的变形温度不能为动态再结晶提供驱动力。过高的变形温度(≥ 980 °C)使得 α 相急剧减少, β 相成为主要塑性变形承担相,但是由于 β 相层错能较高,抑制了动态再结晶的发生,动态回复成为了主要的组织演变机制。有研究指出^[25], β 单相区变形时,在较高的变形速率和变形程度条件下, β 相中才有一定的动态再结晶发生,且动态再结晶机制为非连续性动态再结晶(DDRX)。当变形温度为 940 °C 时,较多的 α 相含量和较高的再结晶驱动温度使得动态再结晶成为 TA19 钛合金高温变形过程中的重要

组织演变机制。 α 相层错能较 β 相低,易发生动态再结晶,且动态再结晶机制为连续性动态再结晶(CDRX)^[26]。因此,当变形温度为 940 °C 时,由于动态再结晶程度加强,能量耗散率获得最大值。

在应变 0.8 条件下构建的热加工图中,变形失稳区主要集中在 2 个变形区域,其中第 1 个变形失稳区为低温中应变速率区域((820 ~ 900) °C/(0.1 ~ 1) s⁻¹)。图 5 为不同变形条件下 TA19 钛合金变形后的微观组织。由图 5a 可见,当变形条件为 820 °C/1 s⁻¹ 时,微观组织中出现了绝热剪切带,从而导致了失稳变形。同时,片层 α 相与等轴 α 相之间的应变不协调也会引起失稳变形。如图 5b 所示,变形条

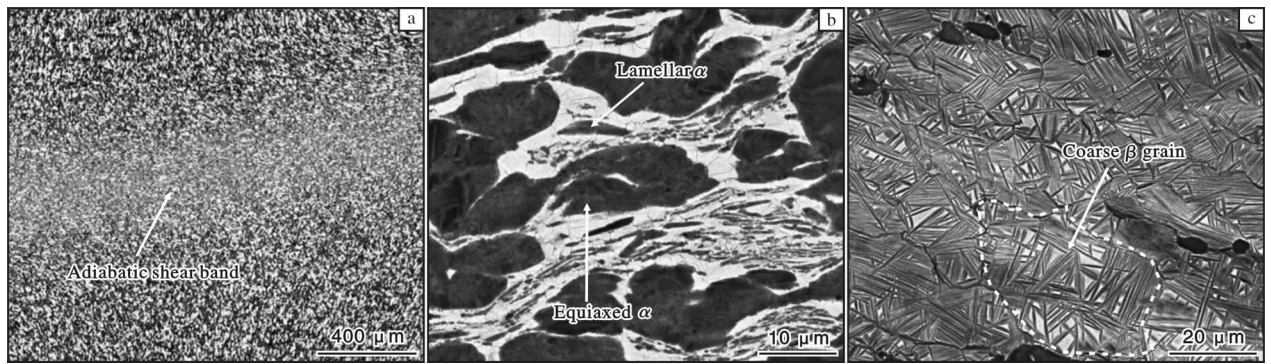


图5 不同变形条件下TA19钛合金变形后的微观组织

Fig. 5 Microstructures of TA19 titanium alloy compressed at different deformation conditions:

(a) $820\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ s}^{-1}$; (b) $900\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ s}^{-1}$; (c) $980\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ s}^{-1}$

件为 $900\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ s}^{-1}$ 时,片层 α 相发生了剧烈的塑性变形而出现了局部球化现象,而等轴 α 相形貌完整。文献[27]指出,片层 α 相承担大量塑性变形的原因是:片层 α 相析出过程中发生元素配分效应,使得片层 α 相中的固溶强度低于等轴 α 相,从而使得片层 α 相更易发生塑性变形。

第2个变形失稳区为高温高应变速率区域($960\sim 980\text{ }^{\circ}\text{C}/(1\sim 10)\text{ s}^{-1}$)。如图5c所示,在 $980\text{ }^{\circ}\text{C}/10\text{ s}^{-1}$ 变形条件下, β 晶粒剧烈长大,且变形后的粗大 β 晶粒被显著压扁,从而导致了TA19钛合金的失稳变形。

综上所述可知,TA19钛合金最佳变形工艺窗口应为 $(940\sim 960)\text{ }^{\circ}\text{C}/(0.01\sim 1)\text{ s}^{-1}$ 。在该变形条件下,TA19钛合金变形过程中含有初生 α 相和 β 相,等轴 α 相发生了再结晶和晶粒细化现象, β 相在 α 相的约束下,晶粒尺寸较小,因此可实现优良的加工性能。

4 结论

(1) 应变速率为 $0.01\sim 1\text{ s}^{-1}$ 时,TA19钛合金能量耗散率较大,且随着变形温度的升高,能量耗散率先增大后减小,在 $940\text{ }^{\circ}\text{C}$ 附近获得最大值。

(2) 当变形温度为 $940\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,较多的等轴 α 相含量和较高的再结晶驱动温度使得TA19钛合金再结晶程度加强,因此能量耗散率获得最大值。

(3) TA19钛合金高温变形失稳区包括2个典型区域,其中I区为 $(820\sim 900)\text{ }^{\circ}\text{C}/(0.01\sim 1)\text{ s}^{-1}$,II区为 $(960\sim 980)\text{ }^{\circ}\text{C}/(1\sim 10)\text{ s}^{-1}$ 。绝热剪切带、片层 α 与等轴 α 之间的变形不协调以及 β 晶粒的剧烈长大是TA19钛合金高温变形失稳的主要原因。

参考文献 References

- [1] 王新南,费跃,刘洲,等.航空用新型低成本钛合金显微组织与损伤容限性能关系研究[J].钛工业进展,2013,30(2):7-10.
- [2] 周焯,杜剑平,韩墨流,等.固溶时效工艺参数对TA19钛合金显微组织与拉伸性能的影响[J].机械工程材料,2019,43(8):7-11.
- [3] Wang K, Sun D L, Wu Y L, et al. Correlation between Flow Behavior and Microstructure Evolution during α/β Deformation of TA19 Titanium Alloy [J]. Advanced Engineering Materials, 2016, 18(10): 1808-1815.
- [4] Li D R, Wang K, Yan Z B, et al. Evolution of microstructure and tensile properties during the three-stage heat treatment of TA19 titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 716: 157-164.
- [5] 李晓丽.钛合金高温变形时跨层次模型及数值模拟[D].西安:西北工业大学,2005.
- [6] 雷文光,韩栋,张永强,等.TC4-DT钛合金热变形机制及加工图[J].钛工业进展,2015,32(1)20-25.
- [7] Prasad Y V R K, Gegel H L, Doraivelu S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242 [J]. Metallurgical Transactions A, 1984, 15(10): 1883-1892.
- [8] 苏娟华,孙浩,任凤章,等.TA10钛合金热加工图的建立及分析[J].中国有色金属学报,2018,28(1):78-86.
- [9] 孙花梅,戚运莲,刘伟,等.应变对 β -CEZ钛合金热加工图的影响研究[J].钛工业进展,2016,33(3):24-29.
- [10] Morakabati M, Hajari A. Hot working behavior of near alpha titanium alloy analyzed by mechanical testing and processing map [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(6): 1560-1573.

- [11] 李鸿江, 于洋, 宋晓云, 等. 新型 Ti-6554 钛合金热变形行为及热加工图[J]. 稀有金属, 2020, 44(5): 462-468.
- [12] Xiao Y W, Lin Y C, Jiang Y Q, et al. A dislocation density-based model and processing maps of Ti-55511 alloy with bimodal microstructures during hot compression in $\alpha + \beta$ region[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 790: 139692.
- [13] 周大地, 曾卫东, 徐建伟. 基于加工图的新型钛合金斜轧穿孔温度预测[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(8): 2531-2536.
- [14] 赵彬, 赵永庆, 侯智敏, 等. 反应堆耐压壳体用 Ti-5Al-3V-3Zr-0.7Cr 合金的热变形行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(6): 1872-1877.
- [15] Zhao B, Zhao Y Q, Hou Z M, et al. Design and optimization of the processing parameters of Ti-5Al-3V-3Zr-0.7Cr titanium alloy as a candidate material for pressure hull of fusion reactor[J]. Fusion Engineering & Design, 2018, 137: 405-413.
- [16] 杨晓康, 王快社, 史佳敏, 等. TC17 钛合金高温变形行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(9): 2895-2900.
- [17] Eddahbi M, Thomson C B, Carreño F, et al. Grain structure and microtexture after high temperature deformation of an Al-Li (8090) alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 284(1-2): 292-300.
- [18] 龙丽. TA15 合金锻造过程的数值模拟[D]. 西安: 西北工业大学, 2005.
- [19] 方晓强. Ti-6Al-4V 钛合金等通道转角挤压的数值模拟[D]. 西安: 西北工业大学, 2007.
- [20] 张仁鹏. 含夹杂粉末高温合金等温预成形设计与过程模拟[D]. 西安: 西北工业大学, 2007.
- [21] 李梁, 宋德军. Ti80 合金热压缩变形组织与加工图[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 738-742.
- [22] 张永强, 郭鸿镇, 雷文光, 等. TC18 钛合金热加工图构建、分析及有效性验证[J]. 钛工业进展, 2015, 32(2): 17-22.
- [23] Ziegler H. Progress in Solid Mechanics[M]. New York: John Wiley and Sons, 1963.
- [24] Wang K, Li M Q, Liu Q. Evolution mechanisms of the primary α and β phases during α/β deformation of an α/β titanium alloy TC8[J]. Materials Characterization, 2016, 120: 115-123.
- [25] Wu C, Yang H, Li H W. Modeling of discontinuous dynamic recrystallization of a near- α titanium alloy IMI834 during isothermal hot compression by combining a cellular automaton model with a crystal plasticity finite element method[J]. Computational Materials Science, 2013, 79: 944-959.
- [26] Wang K, Wu M, Yan Z, et al. Dynamic restoration and deformation heterogeneity during hot deformation of a duplex-structure TC21 titanium alloy[J]. Materials Science & Engineering A, 2018, 712: 440-452.
- [27] 李宏辉, 王柯, 辛仁龙, 等. 双态组织 TA19 钛合金高温变形过程中的微观组织演变机制[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(8): 27-34.

2020 年 1—6 月日本钛产品进出口数据统计

日期	出口量/t			进口量/t		
	未锻轧钛	粉末及废旧料	其他钛制品	未锻轧钛及粉末	废旧料	其他钛制品
2020 年 1 月	3212	600	762	52	74	300
2020 年 2 月	2558	819	710	398	61	221
2020 年 3 月	4115	771	1048	6	132	318
2020 年 4 月	2133	694	1114	1	45	282
2020 年 5 月	2002	540	535	64	75	296
2020 年 6 月	1387	395	1015	22	6	206
合计	12195	3219	4422	491	319	1323