

金属间化合物专题

TiAl 合金热加工研究进展

张来启, 葛庚午, 林均品

(北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘要: TiAl 合金作为新一代轻质高温结构材料, 具有优异的高温性能, 在航空发动机等领域具有重要应用前景。但是 TiAl 合金具有本征脆性, 热加工窗口窄, 热变形易开裂, 限制了其广泛应用。回顾了 TiAl 合金的发展历程, 综述了其热变形行为以及高温锻造、高温轧制和热挤压等热加工技术, 并指出了 TiAl 合金热加工未来发展方向。

关键词: TiAl 合金; 热变形行为; 热加工工艺; 研究进展

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2022.11.001

中图分类号: TG306 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2022)11-0001-09

Research Progress in Hot Working of TiAl Alloys

ZHANG Lai-qi, GE Geng-wu, LIN Jun-pin

(State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology
Beijing, Beijing 100083, China)

ABSTRACT: As a new generation of high temperature structural material with low density, TiAl alloy has excellent high temperature properties, exhibiting important application prospects in aerospace and other fields. However TiAl alloy has inherent brittleness, so its hot working window is narrow and it is easy to crack while hot working, which limits its wide applications. In this paper, the development history of TiAl alloy is reviewed, and its hot deformation behavior and hot working technologies such as high temperature forging, high temperature rolling and hot extrusion are summarized, simultaneously the future development direction is also pointed out.

KEY WORDS: TiAl alloy; hot deformation; hot working technology; research progress

航空发动机被誉为“工业之花”, 其对飞机的可靠性和经济性具有重要影响。随着航空工业的飞速发展和环境保护形势的日趋严峻, 对应用于航空航天的高温结构材料提出了更高要求, 轻质高强和节能减排成为新的发展趋势。TiAl 合金是新一代轻质高温结构材料, 具有高的比强度与比刚度, 良好的高温强度、蠕变与氧化抗力等高温性能^[1-4], 相比于目前广泛使用的镍基高温合金, TiAl 合金的密度低于 4.0 g/cm³, 远小于镍基高温合金 (8.0~9.5 g/cm³), 作为航空航天结构材料, 能够有效提高推重比及燃油

效率^[5]。TiAl 合金的研发工作一直受到广泛关注, 国内外学者对 TiAl 合金成分-组织-性能之间关系做了大量研究, 取得了丰硕成果, 也展示了 TiAl 合金未来的潜力。

但是, TiAl 合金作为有序金属间化合物, 具有本征脆性, 其变形能力差、热加工窗口窄, 热变形易开裂, 难以采用传统工艺进行热加工, 目前, 热加工成型仍然是 TiAl 合金应用面临的关键问题。本文将针对 TiAl 合金的热变形行为及热加工工艺进展进行详细介绍。

收稿日期: 2022-10-05

基金项目: 国家自然科学基金 (面上项目, 重点项目, 重大项目) (51871012、52071021)

作者简介: 张来启 (1966—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为 TiAl 和难熔金属硅化物高温结构材料。

1 TiAl 合金的发展历程

TiAl 合金的发展已约有 50 年的历史,截至目前已经发展了三代合金成分。第一代 TiAl 合金是美国 Pratt & Whitney 公司 20 世纪 70 年代中期开展大量研发筛选的 Ti-48Al-1V-0.1C 合金^[6]。第二代 TiAl 合金以 4822 合金 (Ti-48Al-2Nb-2Cr) 和 45XD 合金 (Ti-45Al-2Mn-2Nb-0.8%TiB₂) 为代表,前者由美国空军和 GE 公司共同开发,在 γ -TiAl 合金中具有最优的室温塑性^[7]。第三代 TiAl 合金的典型代表为 TNM 合金和 TNB 合金, TNM 合金中的关键合金元素为 Nb 和 Mo, 该类合金中包含大量 β 相稳定元素, 其代表合金成分为 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B, 而 TNB 合金以 Nb 为关键合金元素, 其代表合金成分有 Ti-45Al-8Nb-0.2C(TNB-V2)^[8-9]。第三代合金的强度和抗氧化性均优于第二代。

TiAl 合金通常可以分为 4 种不同的类型。第 1 类为传统双相 TiAl 合金, 该类型合金通常铝含量较高, 该类合金中主要存在 α_2 相和 γ 相。其成分通常为 Ti₄₅₋₅₂-Al₄₅₋₄₈-X₁₋₃-Y₂₋₅-Z_{<1}, 其中 X 为 Cr、Mn 和 V; Y 为 Nb、Ta、W 和 Mo; Z 为 Si、B 和 C^[10]; 第 2 类为高 Nb-TiAl 合金。该类合金中 Nb 含量一般为 5%~10%, 其高温屈服强度比传统 TiAl 合金提高 1 倍, 同时具有良好的蠕变抗力和高温抗氧化能力^[11-12]; 第 3 类为 β 凝固 TiAl 合金, β 凝固 TiAl 合金中 γ 相通常低于 75%^[13], 由于具有更好的变形能力, 越来越多学者对该类型 TiAl 合金开展研究。第四类为块体转变 TiAl 合金^[14], 该类型合金是指在中等冷速下通过高温 α 相直接转变为 γ 相的合金, 通常需要添加合金元素, 如 Ta 和 Nb 来获得该类合金。

2 TiAl 合金的热变形行为

TiAl 合金热加工困难, 热变形行为的研究对热加工工艺的制定及其实施具有重要的理论指导作用。针对 TiAl 合金的热变形行为, 国内外众多学者展开了研究, 主要包括本构模型、动态再结晶行为和热变形相变行为。热变形本构模型和热加工图能够反映材料的合适加工参数, 并且能够对不同加工参数的流变应力及组织进行有效预测, 从而为加工参数的选择进行指导。TiAl 合金的本构模型能够通过本构方程、机器学习等方式进行建立^[15-19]。

关于 TiAl 合金热变形的典型本构模型为 Arrhenius 方程, Kong 等^[15]建立了关于 Ti-46Al-2Cr-4Nb-0.2Y 合金的热变形本构方程和热加工图(图 1), 通过热加工图能够获知能量耗散因子在 30%~55%时发生动态再结晶, 而当能量因子大于 60%时, 能发生超塑性变形。

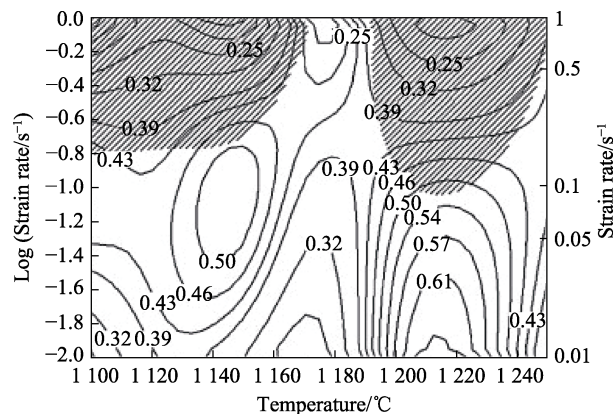


图 1 应变为 0.5 时的热加工图^[15]

Fig.1 Processing map calculated at true strain value of 0.5^[15]

然而, 该方法建立的热变形本构方程未考虑应变的影响, 只利用了最大峰值应力一个数据点的相关值来建立本构方程。北京科技大学 Xin 等^[20-21]针对传统峰值应力法的局限性, 提出了本构方程建立的应变迭代法, 将应变加入热变形本构方程, 充分考虑所有数据点应变的作用, 极大提高了本构方程精度; 并且利用应变迭代法建立的热变形本构方程获得了 β - γ 高 Nb-TiAl 合金的应变-应变速率-温度三维能量耗散图, 如图 2 所示。研究表明 β - γ 高 Nb-TiAl 合金

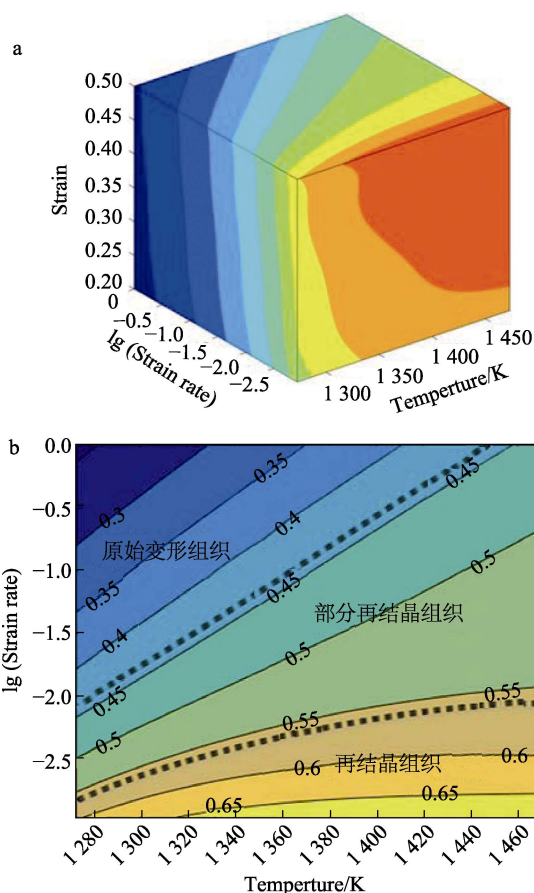


图 2 β - γ 高 Nb-TiAl 合金三维能量耗散图^[20]

Fig.2 3D power dissipation map of β - γ high Nb containing TiAl alloy^[20]

在相同能量耗散效率因子的高温变形参数变形后可以获得相似的微观组织, 并且随能量耗散效率因子的增大, 组织由变形组织过渡到动态再结晶组织, 在较大的 η 范围 ($\eta \geq 55\%$) 变形时可以得到细小均匀等轴的再结晶组织。所建立的新型能量耗散图从能量角度具有表征与预测合金热变形组织的能力, 可以用于优化合金热加工参数。Chu 等^[22]也使用本构方程和动态材料模型研究了 β 凝固 γ -TiAl 合金的高温蠕变热

变形行为和组织变化规律, 进一步说明热变形本构方程在 TiAl 合金热变形和高温蠕变中都具有实用性。

近年来随着计算机技术的发展, 机器学习成为材料研究的有效工具, Ge 等^[19]通过机器学习的方法建立了 β 型 TiAl 合金的人工神经网络模型, 该方法能够解决传统数理统计方法建立本构方程的局限性, 其研究结果证明, 人工神经网络模型避免了数学拟合过程, 其对流变应力的预测更为准确, 如图 3 所示。

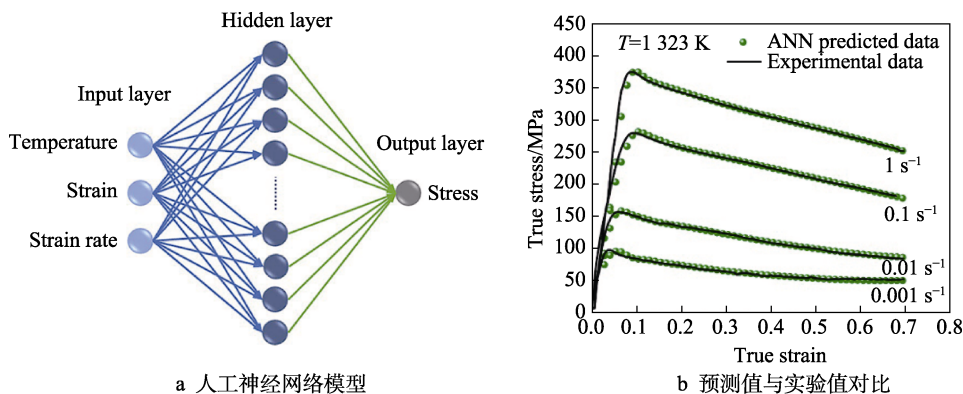


图 3 人工神经网络模型及预测结果^[19]

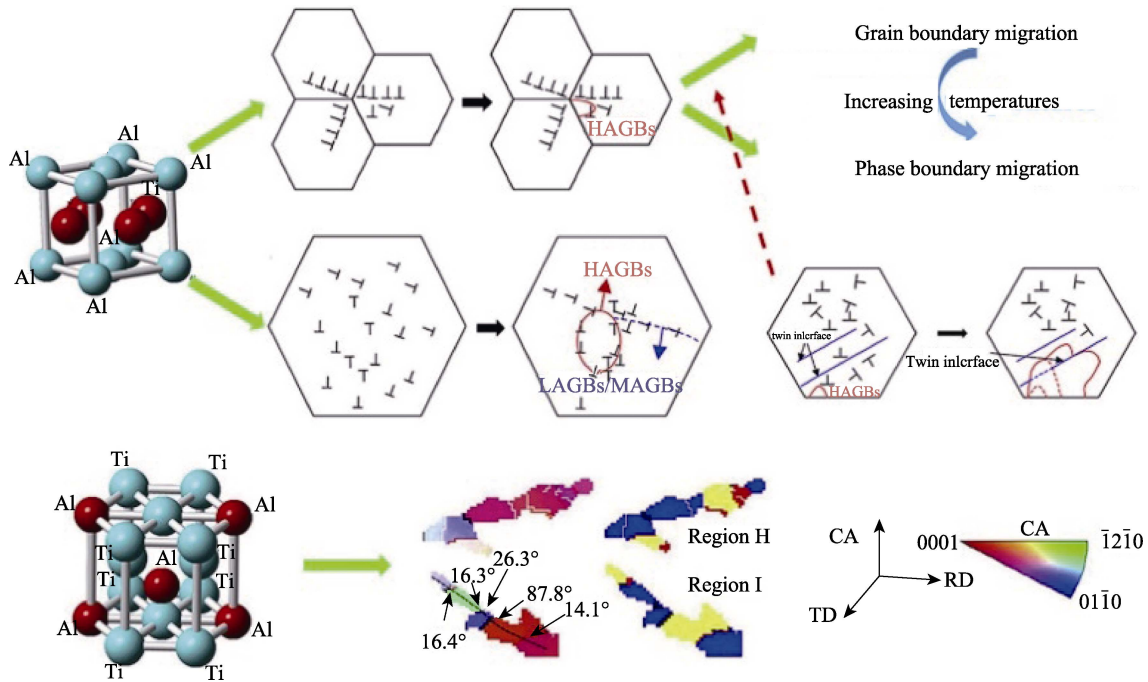
Fig.3 Artificial neural network model and prediction results^[19]

动态再结晶 (Dynamic Recrystallization, DRX) 是 TiAl 合金热变形过程中的主要现象, 同时是晶粒细化的关键因素, 对合金性能的改善具有重要影响。金属材料的动态再结晶方式主要分为非连续动态再结晶 (Discontinuous Dynamic Recrystallization, DDRX)、连续动态再结晶 (Continuous Dynamic Recrystallization, CDRX) 和几何动态再结晶 (Geometric Dynamic Recrystallization, GDRX)。其中, 非连续动态再结晶主要在低层错能材料中出现, 通过新晶粒的形核和长大实现; 连续动态再结晶主要出现在高层错能材料中, 变形时亚晶形成, 小角度晶界转变为大角度晶界; 几何动态再结晶主要表现为变形晶粒的伸长, 通过晶粒的伸长和薄化实现晶粒的细化^[23]。

TiAl 合金中 γ 相和 α 相的动态再结晶机制目前仍然存在一定争议。Tian 等^[24]的研究表明在变形过程中, 片层的破碎、分解与片层中 α_2 和 γ 板条的再结晶以及 $\gamma \rightarrow \alpha_2$ 相变有关, 前者取决于位错滑移和孪晶, 后者与温度、局部应力集中和扩散时间有关。就再结晶机制而言, γ 相是不连续动态再结晶 (DDRX) 模式, 而 α_2 相依赖于连续动态再结晶 (CDRX) 模式, β 相起到连续协调变形的作用。Singh^[25]认为在低温高应变速率变形时, DDRX 起主导作用, 获得了细小均匀的再结晶组织, 而在高温低应变速率变形时, DDRX 和 CDRX 共同起作用, 导致晶粒尺寸分布范围较大。Xu 等^[26]通过等温压缩实验发现 γ 相的 DRX 形核机制为晶界弓出和渐进晶格旋转, 即 CDRX 和

DDRX 同时存在, 而 DDRX 仅发生在尺寸较大的 γ 晶粒内部, 随变形温度的升高, 再结晶 γ 晶粒的主要生长机制从应变诱导的晶界弓出转变为 γ/α 相的界面迁移, 表现为仅有 CDRX 存在。 α 相的 DRX 是通过渐进晶格旋转实现的 (图 4), 即仅通过 DDRX 实现的。目前关于 TiAl 合金的几何动态再结晶机制尚无报道。

TiAl 合金热变形过程中, 不同相之间的相互作用同样会对变形行为产生影响。研究表明, 含有 B2 相和 O 相的合金变形时, B2 相的 $\{110\}\langle 111 \rangle$ 和 $\{112\}\langle 111 \rangle$ 24 个滑移系中, 2 条滑移系可以导致 O 相滑移变形, 12 条滑移系可以导致 O 相孪生变形, 10 条滑移系被 O 相阻碍^[27]。Cheng 等^[28]对 $(\gamma+\beta_0)$ 合金 β_0 相和 γ 相相互作用机制的研究表明, β_0 基体的晶体旋转导致 γ 相呈弱织构, γ 相和 β_0 相变形能力的不同, 导致三叉晶界处应力集中, 为了适应应力集中, 相邻的 β_0 基体中会产生大量位错增殖/滑移。此外, TiAl 合金热变形时会产生相变。Cheng 等^[29]的相关研究表明, $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 相的转变在室温和高温变形时均可发生。Zong 等^[30]认为对于锻造态的 Ti-46Al-2V-1Cr-0.3Ni 合金而言, $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 片层相变不仅与变形温度有关, 还与总应变有关, 转变发生在 1200 °C 和 60% 总应变。Song 等^[31]的研究表明, 由于孪晶界面的原子结构与 ω_0 相的原子排列密切相关, 故 α_2 相的孪晶界面能够作为 ω_0 相形核的优先位置, 变形会重新分配 α_2 板条内的成分, 从而引发随后的 $\alpha_2 \rightarrow \omega_0$ 相变。

图 4 γ 相和 α 相再结晶形核机制^[25]Fig.4 Nucleation mechanism of DRX of γ phase and α phase^[25]

3 TiAl 合金的热加工工艺

3.1 TiAl 合金的高温锻造

TiAl 合金的热加工工艺主要为高温锻造、高温轧制和热挤压等，热加工温度范围通常为熔点温度的 0.7~0.9。TiAl 合金高温锻造通常采用等温锻造和包套锻造方式。等温锻造是将预热的工件在高温进行恒温锻造，锻造设备复杂，生产成本低，而包套锻造能够在普通锻机上进行，该工艺在降低生产成本的同时能够有效防止锻造过程中 TiAl 合金温降过大，此外，包套还可以抵消锻造过程中产生的二次拉应力，从而保护锻坯不开裂。经过不断研究和技术改进，目前，TiAl 合金的锻造技术已经取得了显著进展。

我国于 20 世纪 70 年代末期开始研究等温锻造工艺，目前在 TiAl 合金锻造方面已经取得了一定的成果。北京航空材料研究院王淑云等在 1 050 °C 以小于 0.01 s^{-1} 的应变速率对 Ti-47Al-2Cr-1V 合金进行 2 次

等温锻造，锻态组织在 1 250 °C 退火处理后得到了晶粒尺寸为 15~20 μm 的细小均匀的双态组织^[32]。哈尔滨工业大学采用特种包套锻造工艺制备出了 $\phi 500 \times 46 \text{ mm}$ 的大尺寸 Ti-43Al-9V-Y 合金锻坯^[33]；西北工业大学采用双道次锻造+双道次退火的包套锻造工艺制备出了大尺寸 TiAl 合金锻坯，所获得的锻坯无变形死区，显微组织均匀细小^[34]。

北京科技大学在 973、军工 973 项目资助下，通过从内因和外因两方面来研制了具有优良高温变形能力的新型 β - γ 高 Nb-TiAl 合金并已授权发明专利^[35-36]，利用商业版 Deform-3D 系统模拟了其准等温锻造过程等效应力场、应变场与温度场的分布及其锻造参数的影响规律，结合 Gleeble 实验提出了准等温锻造临界损伤因子判据^[37]，研究了叶片等温锻造模拟^[38]，建立了热加工图和热加工窗口，系统研究了热加工特性，从而成功实现了 TiAl 合金的多步和单步无包套锻造，而且一次变形量可高达 80%、可不同方向锻造，锻后饼材质量良好（表 1、图 5）^[39]。

表 1 不同参数锻造工艺^[39]Tab.1 The forging processes with different parameters^[39]

No.	Heating temperature/°C	Die temperature/°C	Strain rate/ s^{-1}	Total reduction/%	Quality	
F1	1 280	600	0.005	60	Cracks	MSF
F2	1 280	600	0.005	50	No cracks	MSF
F3	1 280	950	0.01	55	No cracks	MSF
F4	1 280	950	0.01	70	No cracks	MSF
F5	1 280	950	0.05	50	No cracks	MSF
F6	1 280	950	0.05	70	No cracks	OSF
F7	1 280	950	0.05	80	No cracks	OSF
F8	1 280	950	0.05	85	Cracks	OSF

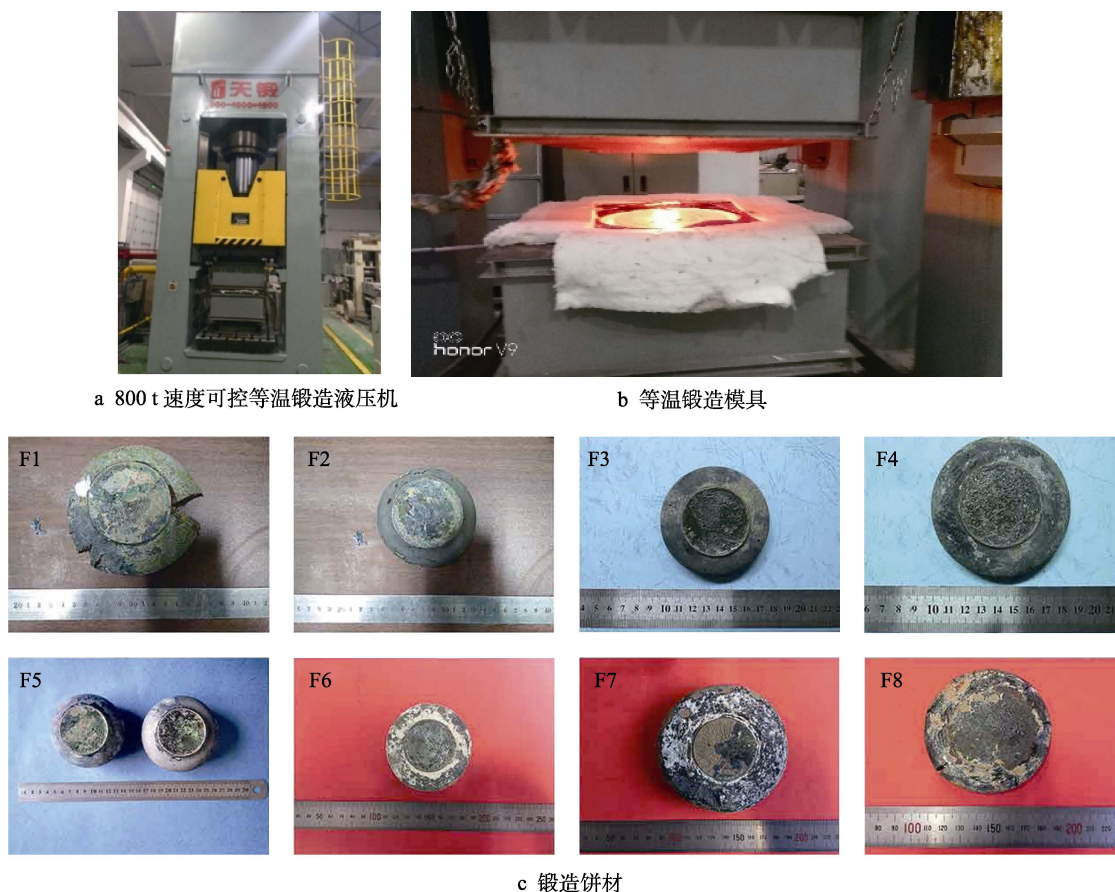


图 5 北京科技大学成功实现了 β - γ 高 Nb-TiAl 合金无包套准等温锻造^[39]

Fig.5 Quasi-isothermal forging pancakes without canning of β - γ high Nb containing TiAl alloy has been successfully implemented in University Science and Technology Beijing^[39]

Li 等^[40]通过粉末冶金制备了 Ti-45Al-7Nb-0.3W 合金, 并通过包套锻造的方式对该合金进行了多向锻造, 多向锻造后能够获得更加细小均匀的组织, 平均晶粒尺寸约为 $5\ \mu\text{m}$, β 相含量增加并且分布在晶界位置, 多向锻造后的合金表现出了较好的力学性能, 在 $750\ ^\circ\text{C}$ 拉伸性能为 $697\ \text{MPa}$, 伸长率为 4.5% 。Tang 等^[41]对 Ti-43Al-8Nb-0.2W-0.1Y 合金分别进行了单步包套锻造、单步无包套锻造和多步无包套锻造, 其中多步无包套锻造在两个方向上交替变形, 每次变形量不超过 40% 。研究发现, 单步锻造存在变形死区和剪切带, 导致组织不均匀, 而多步无包套锻造表面有轻微裂纹, 但是显微组织比单步锻造的显微组织均匀; 同时还发现在 $(\alpha+\beta)$ 两相区进行锻造时, 锻后会存在较多 B2 相。20 世纪 90 年代, 德国 GKSS 公司开始对 TiAl 合金等温锻造展开研究。他们在 $(\alpha_2+\gamma)$ 两相区对直径为 $270\ \text{mm}$ 、高 $250\ \text{mm}$ 的铸锭采取一步等温锻造获得了直径 $600\ \text{mm}$ 的锻坯。

Tetsui 等^[42]对成分为 Ti-42Al-5Mn 的 TiAl 合金进行了等温锻造研究。在 $1300\ ^\circ\text{C}$ 采用一次锻造法将高为 $150\ \text{mm}$ 的 Ti-42Al-5Mn 合金铸锭锻造成高为 $50\ \text{mm}$ 的锻坯, 该合金同时能够实现普通热锻。锻造和机加工试验表明, 含 β 相合金具有比传统 TiAl 合金

优越的热锻性能^[43-44]。Niu 等^[45]指出 Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B 合金包套锻造后 $900\sim 950\ ^\circ\text{C}$ 具有超塑性, 其原因主要是超细晶粒动态再结晶和 β 相的高温软化作用, 同时对组织的观察发现变形过程中微孔缺陷是导致超塑性变形失效的主要负面因素。Salishchev 等^[46]的研究表明, 多向等温锻造能够对晶粒进行细化, 他们通过对 TiAl 合金进行多向等温锻造, 成功获得晶粒尺寸为 $0.1\sim 0.4\ \mu\text{m}$ 的再结晶组织。

3.2 TiAl 合金的高温轧制

轧制工艺对于开发轻质高强 TiAl 合金板材至关重要, 可应用于制造航空航天发动机的壳体、蒙皮等, 应用前景广阔。然而, TiAl 合金板材的制备难度很大, 大量基础研究表明质量良好 TiAl 合金板材的获得, 需要满足以下 3 个条件: (1) 在 $(\alpha+\gamma)$ 双相区近等温条件下进行轧制; (2) 严格控制轧制速度、道次变形量, 从而避免超过临界应变, 导致宏观或者微观裂纹;

(3) 避免合金在轧制过程中的氧化^[47]。奥地利 Plansee AG 公司采用新型轧制技术 (Advanced Sheet Rolling Process, ARSP) 以较低的轧制速度在 $(\alpha+\gamma)$ 两相区对 TiAl 合金进行轧制, 最终获得了 $1800\ \text{mm}\times 500\ \text{mm}\times 1\ \text{mm}$ 的 TiAl 合金板材。俄罗斯实现了 TiAl

合金板材的低温轧制,制备出了 400 mm×200 mm 的合金板材^[48]。国内对 TiAl 合金板材轧制的研究也取得了重要进展。北京科技大学对高 Nb-TiAl 合金的包套热轧开展研究,通过优化轧制工艺,使用普通轧机通过冶金铸锭直接包套热轧技术成功制备出了 1 000 mm×70 mm×2 mm 高质量高 Nb-TiAl 合金板材,总变

形量为 93.4% (图 6)^[49],板材组织为晶粒尺寸 15 μm 的近 γ -TiAl 组织,950 $^{\circ}\text{C}$ 表现出超塑性。哈尔滨工业大学通过铸锭冶金和包套轧制的方法制备出了尺寸为 875 mm×70 mm×2.6 mm 的 Ti-43Al-9V-1Y 板材^[50]。中南大学采用元素粉轧制工艺制备出了 TiAl 合金板材,其尺寸可以达到 500 mm×230 mm×1.3 mm^[51]。



图 6 北京科技大学通过冶金铸锭直接包套热轧技术制备的 TiAl 合金板材^[49]

Fig.6 TiAl alloy sheet prepared by metallurgical ingot direct wrapping hot rolling technology in University Science and Technology Beijing^[49]

3.3 TiAl 合金的热挤压

热挤压成型是金属材料重要的成型工艺之一。挤压过程中,材料受到三向压应力作用,变形十分均匀。挤压工艺主要用于生产挤压棒材和挤压管材。但是由于 TiAl 合金热加工窗口窄、变形能力较差,目前关于 TiAl 合金热挤压,特别是大型铸锭的热挤压,鲜有报道。Appel 等^[52]通过包套实现了 TiAl 合金的均匀无裂纹挤压,挤压坯料直径为 204 mm、长度达 700 mm,以 10:1 的比例挤压成矩形,如图 7 所示。Xu 等^[53]研究了包套热挤压对于 Ti-Al-Nb-Mo 合金组织与性能的影响,发现热挤压态的合金组织细小,挤压后组织中 γ/α_2 片层间距约为 100 nm,比铸态组织片层间距要薄得多。高温热挤压后在 γ 相的内部或晶界处能够发现残留 β 相,但是残留的 β 相中几乎不存在 ω_0 相,表明 ω_0 相在高温热挤压后在 β 相中消失。组织细化及 ω 相的消失导致热挤压后合金的力学性能和热加工性能得到改善,经过热挤压后,合金的热变形温度可降低至 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 。

Liu 等^[54]对不同成分的 TiAl 合金在 T_a 以上温度进行热挤压研究后发现,通过热挤压能够获得细小的全片层组织,而这有利于改善合金的室温及高温拉伸性能。Imayev 等^[55]通过对 Ti-45Al-8Nb-0.2C (TNB) 合金 1 250 $^{\circ}\text{C}$ 热挤压获得超细晶粒,并研究了超细晶粒的超塑性变形行为,指出 850~1 050 $^{\circ}\text{C}$ 低应变条件下超细晶粒可以通过动态再结晶获得大应变变形。高帆等^[56]采用有限元方法详细研究了不同挤压比对 TiAl 合金挤压变形的影响。张来启等^[57-58]利用商业版 Deform-3D 系统模拟研究了挤压速度、模锥半角、挤压比及模具圆角对高温挤压棒材的温度场、等效应变场、变形均匀性、损伤因子的影响规律,以及摩擦因数、挤压速度、通道角对等通道挤压等效应变场、损

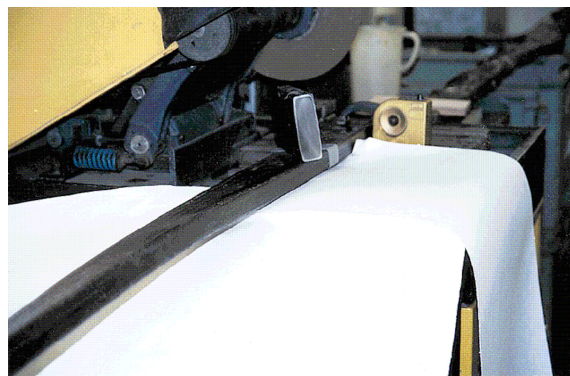


图 7 Ti-45Al-10Nb 大型铸锭的包套热挤压^[52]

Fig.7 Canning hot extrusion of large ingot of Ti-45Al-10Nb^[52]

伤因子、模具载荷的影响规律。

4 结语

经过 50 年的发展,国内外学者对 TiAl 合金成分-组织-性能之间关系做了大量研究,取得了瞩目的成果,4822 合金应用于 GENxTM 发动机,TNM 合金应用于先进航空发动机齿轮涡轮风扇 TM(GTFTM)的低压涡轮叶片。然而,TiAl 合金的热加工技术尚未成熟,很难在低成本下应用常规手段完成。因此,如何提高 TiAl 合金热加工性能,实现无包套锻造、无包套轧制、无包套加压,从而降低成本和工序等仍具有严峻挑战性。

笔者认为未来可以重点围绕以下几方面开展研究:(1)从材料本身内因角度,充分结合高通量成分设计技术,利用合金化进一步研究其他合金化元素对 TiAl 合金组织和高温变形能力的影响,利用复合化形成 TiAl 基复合材料改善高温变形能力和性能,从而研发出具有更优异高温变形能力的新型 TiAl 合金;

(2) 利用各种加工工艺改善 TiAl 合金组织从而提升 TiAl 本身的高温变形能力; (3) 系统研究既定 TiAl 合金的热变形行为和热加工特性, 结合有限元模拟精确控制热加工参数与预测热变形组织, 实现形性协同改善; (4) 利用各种热加工技术的复合实现复杂构件/部件的热加工成型以及组织性能的改善; (5) 利用材料基因工程建立 TiAl 合金成分-组织-性能-热加工参数大数据库。从而利用现有的常规设备手段实现 TiAl 合金的无包套高温锻造、高温轧制、热挤压等低成本热加工成型。

参考文献:

- [1] DIMIDUK D M. Gamma Titanium Aluminide Alloys—An Assessment within the Competition of Aerospace Structural Materials[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 263(2): 281-288.
- [2] WU Xin-hua. Review of Alloy and Process Development of TiAl Alloys[J]. *Intermetallics*, 2006, 14(10/11): 1114-1122.
- [3] CHEN Guang, PENG Ying-bo, ZHENG Gong, et al. Polysynthetic Twinned TiAl Single Crystals for High-Temperature Applications[J]. *Nature Materials*, 2016, 15(8): 876-881.
- [4] LI Dong-xu, ZHANG Guo-ying, LU Gang, et al. Optimizing High-Temperature Oxidation Behaviors of High-Nb-Containing TiAl Alloys by Addition of Boron[J]. *Corrosion Science*, 2020, 177: 108971.
- [5] 林均品, 张来启, 宋西平, 等. 轻质 γ -TiAl 金属间化合物的研究进展[J]. *中国材料进展*, 2010, 29(2): 1-8.
LIN Jun-pin, ZHANG Lai-qi, SONG Xi-ping, et al. Status of Research and Development of Light-Weight Γ -TiAl Intermetallic Based Compounds[J]. *Materials China*, 2010, 29(2): 1-8.
- [6] BLACKBURN M, HILL J, SMITH M. R&D on Composition and Processing of Titanium Aluminide Alloys for Turbine Engines[R]. Ohio: Air Force Wright Aeronautical Laboratories, 1982.
- [7] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. *金属学报*, 2015, 51(2): 129-147.
YANG Rui. Advances and Challenges of TiAl Base Alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(2): 129-147.
- [8] CLEMENS H, WALLGRAM W, KREMMER S, et al. Design of Novel β -Solidifying TiAl Alloys with Adjustable β/β_2 -phase Fraction and Excellent Hot-workability[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2008, 10(8): 707-713.
- [9] VOICE W E, HENDERSON M, SHELTON E F J, et al. Gamma Titanium Aluminide, TNB[J]. *Intermetallics*, 2005, 13(9): 959-964.
- [10] CLEMENS H, KESTLER H. Processing and Applications of Intermetallic γ -TiAl-Based Alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2000, 2(9): 551-570.
- [11] BYSTRZANOWSKI S, BARTELS A, CLEMENS H, et al. Creep Behaviour and Related High Temperature Microstructural Stability of Ti-46Al-9Nb Sheet Material[J]. *Intermetallics*, 2005, 13(5): 515-524.
- [12] APPEL F, OEHRING M, WAGNER R. Novel Design Concepts for Gamma-Base Titanium Aluminide Alloys[J]. *Intermetallics*, 2000, 8(9/10/11): 1283-1312.
- [13] KIM Y W, KIM S L. Advances in Gammalloy Materials-Processes-Application Technology: Successes, Dilemmas, and Future[J]. *JOM*, 2018, 70(4): 553-560.
- [14] APPEL F, OEHRING M. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology[M]. Weinheim, Germany: Wiley-VCH, 2011.
- [15] KONG Fan-tao, CHEN Yu-yong, ZHANG De-liang, et al. High Temperature Deformation Behavior of Ti-46Al-2Cr-4Nb-0.2Y Alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 539: 107-114.
- [16] YUAN Cheng-hao, LIU Bin, LIU Yu-xi, et al. Processing Map and Hot Deformation Behavior of Ta-Particle Reinforced TiAl Composite[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(3): 657-667.
- [17] SUN Y, HU L X, REN J S. Investigation on the Hot Deformation Behavior of Powder Metallurgy TiAl-Based Alloy Using 3D Processing Map[J]. *Materials Characterization*, 2015, 100: 163-169.
- [18] STENDAL J A, BAMBACH M, EISENTRAUT M, et al. Applying Machine Learning to the Phenomenological Flow Stress Modeling of TNM-B1[J]. *Metals*, 2019, 9(2): 220.
- [19] GE Geng-wu, WANG Ze-ming, ZHANG Lai-qi, et al. Hot Deformation Behavior and Artificial Neural Network Modeling of B- γ TiAl Alloy Containing High Content of Nb[J]. *Materials Today Communications*, 2021, 27: 102405.
- [20] XIN Jing-jing, ZHANG Lai-qi, GE Geng-wu, et al. Characterization of Microstructure Evolution in B- γ TiAl Alloy Containing High Content of Niobium Using Constitutive Equation and Power Dissipation Map[J]. *Materials & Design*, 2016, 107: 406-415.
- [21] GE Geng-wu, ZHANG Lai-qi, XIN Jing-jing, et al. Constitutive Modeling of High Temperature Flow Behavior in a Ti-45Al-8Nb-2Cr-2Mn-0.2Y Alloy[J]. *Scientific Reports*, 2018, 8: 5453.
- [22] CHU Yu-dong, LI Jin-shan, ZHAO Feng-tong, et al. Characterization of the Elevated Temperature Compressive Deformation Behavior of High Nb Containing TiAl Alloys with Two Microstructures[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 725: 466-478.
- [23] HUANG K, LOGÉ R E. A Review of Dynamic Recrystallization Phenomena in Metallic Materials[J]. *Materials & Design*, 2016, 111: 548-574.
- [24] TIAN Shi-wei, HE An-rui, LIU Jian-hua, et al. Investigation on the Microstructure Evolution and Dynamic Recrystallization Mechanisms of TiAl Alloy at Elevated Temperature[J]. *Journal of Materials Research and*

- Technology, 2021, 14: 968-984.
- [25] SINGH V, MONDAL C, SARKAR R, et al. Dynamic Recrystallization of a B(B2)-Stabilized Γ -TiAl Based Ti-45Al-8Nb-2Cr-0.2B Alloy: The Contributions of Constituent Phases and Zener-Hollomon Parameter Modulated Recrystallization Mechanisms[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 828: 154386.
- [26] XU R R, LI H, LI M Q. Dynamic Recrystallization Mechanism of γ and α Phases during the Isothermal Compression of Γ -TiAl Alloy with Duplex Structure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 844: 156089.
- [27] SHAO Bin, SHAN De-bin, GUO Bin, et al. Plastic Deformation Mechanism and Interaction of B₂, A₂, and O Phases in Ti₂₂Al₂₅Nb Alloy at Room Temperature[J]. International Journal of Plasticity, 2019, 113: 18-34.
- [28] CHENG Liang, ZHANG Shuai-jin, YANG Guang, et al. Hot Tensile Behavior of a TiAl Alloy with a (B₀ + γ) Microduplex Microstructure Prepared Simply by Heat Treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 875: 160039.
- [29] CHEN C L, LU W, SUN Dai, et al. Deformation- Induced A₂ $\rightarrow$ γ Phase Transformation in TiAl Alloys[J]. Materials Characterization, 2010, 61(11): 1029-1034.
- [30] ZONG Ying-ying, WEN Dao-sheng, LIU Zu-yan, et al. Γ -Phase Transformation, Dynamic Recrystallization and Texture of a Forged TiAl-Based Alloy Based on Plane Strain Compression at Elevated Temperature[J]. Materials & Design, 2016, 91: 321-330.
- [31] SONG Lin, APPEL F, WANG Li, et al. New Insights into High-Temperature Deformation and Phase Transformation Mechanisms of Lamellar Structures in High Nb-Containing TiAl Alloys[J]. Acta Materialia, 2020, 186: 575-586.
- [32] 王淑云, 李惠曲, 黄朝晖, 林海, 李园春. 等温锻造 Ti-47Al-2Cr-1Nb 合金显微组织细化机理[J]. 航空材料学报, 2002, 22(1): 51-53.
- WANG Shu-yun, LI Hui-qu, HUANG Zhao-hui, et al. Mechanism of Refining Microstructure of Isothermally Forged Ti-47Al-2Cr-1Nb Alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2002, 22(1): 51-53.
- [33] 苏勇君. 含 β /B₂ 相 TiAl 合金的锻造及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.
- SU Yong-jun. Research on Forging and Microstructure and Mechanical Properties of TiAl Alloy Containing β /B₂ Phases[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013.
- [34] 寇宏超, 程亮, 唐斌, 等. 高温 TiAl 合金热成形技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2016, 59(21): 24-31.
- KOU Hong-chao, CHENG Liang, TANG Bin, et al. Progress on Hot-Forming Techniques of High Temperature TiAl Alloys[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 59(21): 24-31.
- [35] ZHANG Lai-qi, GE Geng-wu, LIN Jun-pin, et al. Effect of Transition Metal Alloying Elements on the Deformation of Ti-44Al-8Nb-0.2B-0.2Y Alloys[J]. Scientific Reports, 2018, 8: 14242.
- [36] 张来后, 郑君姿, 侯永明, 等. 一种具有优良高温变形能力的 β - γ 高 Nb-TiAl 合金[P]. ZL 201710888200.9, 2019.10.22.
- ZHANG Lai-qi, ZHENG Jun-zi, HOU Yong-ming, et al. A β - γ High Nb-TiAl Alloy with Excellent High Temperature Deformation Ability[P]. Patent of Invention, ZL 201710888200.9, 2019.10.22.
- [37] 郑君姿, 张来后, 侯永明, 等. β - γ 高 Nb-TiAl 合金准等温锻造过程模拟[J]. 金属学报, 2013, 49(11): 1439-1444.
- ZHENG Jun-zi, ZHANG Lai-qi, HOU Yong-ming, et al. QUASI ISOTHERMAL FORGING SIMULATION OF B- γ TiAl ALLOY CONTAINING HIGH CONTENT OF Nb[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(11): 1439-1444.
- [38] 辛景景, 张来后, 马向玲, 等. 高 Nb-TiAl 合金叶片锻造模拟[J]. 工程科学学报, 2016, 38(4): 532-537.
- XIN Jing-jing, ZHANG Lai-qi, MA Xiang-ling, et al. Forging Simulation of Blades of a High Niobium Containing Ti Al Based Alloy[J]. Chinese Journal of Engineering, 2016, 38(4): 532-537.
- [39] GE Geng-wu, WANG Ze-ming, LIANG Si-yuan, et al. Achievement of Forging without Canning for B-Solidifying Γ -TiAl Alloy Containing High Content of Niobium[J]. Materials and Manufacturing Processes, 2021, 36(14): 1667-1676.
- [40] LI Hui-zhong, LONG Yu, LIANG Xiao-peng, et al. Effects of Multiaxial Forging on Microstructure and High Temperature Mechanical Properties of Powder Metallurgy Ti-45Al-7Nb-0.3W Alloy[J]. Intermetallics, 2020, 116: 106647.
- [41] TANG Bin, CHENG Liang, KOU Hong-chao, et al. Hot Forging Design and Microstructure Evolution of a High Nb Containing TiAl Alloy[J]. Intermetallics, 2015, 58: 7-14.
- [42] TETSUI T, SHINDO K, KOBAYASHI S, et al. A Newly Developed Hot Worked TiAl Alloy for Blades and Structural Components[J]. Scripta Materialia, 2002, 47(6): 399-403.
- [43] TETSUI T, SHINDO K, KAJI S, et al. Fabrication of TiAl Components by Means of Hot Forging and Machining[J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 971-978.
- [44] TETSUI T, KOBAYASHI T, HARADA H. Achieving High Strength and Low Cost for Hot-Forged TiAl Based Alloy Containing β Phase[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 552: 345-352.
- [45] NIU H Z, KONG F T, CHEN Y Y, et al. Low-Temperature Superplasticity of Forged Ti-43Al-4Nb-2Mo-0.5B Alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 543: 19-25.
- [46] SALISHCHEV G A, IMAYEV R M, SENKOV O N, et al. Formation of a Submicrocrystalline Structure in TiAl and Ti₃Al Intermetallics by Hot Working[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 286(2): 236-243.

- [47] CLEMENS H, KESTLER H. Processing and Applications of Intermetallic Γ -TiAl-Based Alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2000, 2(9): 551-570.
- [48] DAS G, KESTLER H, CLEMENS H, et al. Sheet Gamma TiAl: Status and Opportunities[J]. *JOM*, 2004, 56(11): 42-45.
- [49] 沈正章. 高 Nb-TiAl 合金板材制备及组织性能研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2016.
SHEN Zheng-zhang. The Investigation of Manufacturing, Microstructure, Properties of High Nb-TiAl Alloy Sheet[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2016.
- [50] 陈玉勇, 崔宁, 孔凡涛. 变形 TiAl 合金研究进展[J]. *航空材料学报*, 2014, 34(4): 112-118.
CHEN Yu-yong, CUI Ning, KONG Fan-tao. Progress of Deformed TiAl Alloys[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2014, 34(4): 112-118.
- [51] 张伟, 刘咏, 黄伯云, 等. 钛铝合金薄板成形技术的发展及应用研究[J]. *稀有金属快报*, 2008, 27(5): 1-8.
ZHANG Wei, LIU Yong, HUANG Bai-yun, et al. Progress in Shaping Techniques and in Application Research of TiAl Based Alloy Sheets[J]. *Rare Metals Letters*, 2008, 27(5): 1-8.
- [52] APPEL F, BROSSMANN U, CHRISTOPH U, et al. Recent Progress in the Development of Gamma Titanium Aluminide Alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2000, 2(11): 699-720.
- [53] XU Wen-chen, JIN Xue-ze, HUANG Kai, et al. Improvement of Microstructure, Mechanical Properties and Hot Workability of a TiAl-Nb-Mo Alloy through Hot Extrusion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 705: 200-209.
- [54] LIU C T, SCHNEIBEL J H, MAZIASZ P J, et al. Tensile Properties and Fracture Toughness of TiAl Alloys with Controlled Microstructures[J]. *Intermetallics*, 1996, 4(6): 429-440.
- [55] IMAYEV V, GAISIN R, RUDSKOY A, et al. Extraordinary Superplastic Properties of Hot Worked Ti-45Al-8Nb-0.2C Alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 663: 217-224.
- [56] 高帆, 李臻熙. 挤压比对 TiAl 合金铸锭挤压过程的影响[J]. *热加工工艺*, 2014, 43(15): 146-150.
GAO Fan, LI Zhen-xi. Influence of Extrusion Ratio on Extrusion Process of TiAl Alloy Cast Ingot[J]. *Hot Working Technology*, 2014, 43(15): 146-150.
- [57] 郑君姿, 张来启, 侯永明, 等. β - γ 高 Nb-TiAl 合金的高温挤压模拟[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(s1): s684-s689.
ZHENG Jun-zi, ZHANG Lai-qi, HOU Yong-ming, et al. Hot Extrusion Simulation of β - γ TiAl Alloy Containing High Nb[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(s1): s684-s689.
- [58] ZHANG Lai-qi, MA Xiang-ling, GE Geng-wu, et al. Equal Channel Angular Extrusion Simulation of High-Nb Containing β - γ TiAl Alloys[J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2015, 2015: 285170.