引用格式：陈明，杨赞，师明杰，等. 轧制温度与加热方式对钛合金楔横轧件工艺缺陷的影响[J]. 材料工程，2026，54(7)：251-262.
CHEN Ming，YANG Zan，SHI Mingjie，et al. Effect of rolling temperature and heating method on process defects of cross wedge rolled titanium alloy workpieces[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(7)：251-262.

轧制温度与加热方式对钛合金楔横轧件工艺缺陷的影响

陈　明[1]，杨　赞[1]，师明杰[2,3]，刘家旭[2,3]，谭　昊[1]，张士宏[2]，程　明[2*]
（1 辽宁科技大学 机械工程与自动化学院，辽宁 鞍山 114051；2 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心，沈阳 110016；3 中国科学技术大学 材料科学与工程学院，沈阳 110016）

摘要：具有大断面收缩率特征的Ti-6Al-4V(TC4)钛合金楔横轧件在成形时容易出现外观颈缩和心部孔洞缺陷。利用热压缩实验获取TC4钛合金在变形温度800～950 ℃、应变速率($\dot{\varepsilon}$)0.1～30 s^{-1}范围内的真应力-应变(ε)曲线，建立考虑应变补偿的Arrhenius本构模型及DMM型热加工图，用于楔横轧变形与缺陷演化分析，系统探讨轧制温度与加热方式对工艺缺陷的影响规律。结果表明：轧件的颈缩与心部缺陷均随实验温度升高逐步改善，验证了热加工图与有限元模拟的准确性。微观组织表征与力学性能测试表明，相比于电阻炉加热，采用感应加热方式可以使轧件具有更优的表面和心部质量。感应加热温度为900 ℃制备的轧件抗拉强度达1073.18 MPa，硬度保持在400HV左右。轧件的心部缺陷形成机制为微观孔洞优先在β相或α/β相界面形核，随后在轴向应力作用下沿轴向扩展，最终形成条状分布的微观裂纹。

关键词：钛合金；楔横轧；加热方式；心部缺陷；轧制温度
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000348　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000348
中图分类号：TG339；TB31　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)07-0251-12

Effect of rolling temperature and heating method on process defects of cross wedge rolled titanium alloy workpieces

CHEN Ming[1]，YANG Zan[1]，SHI Mingjie[2,3]，LIU Jiaxu[2,3]，TAN Hao[1]，
ZHANG Shihong[2]，CHENG Ming[2*]
（1 School of Mechanical Engineering and Automation，University of Science and Technology Liaoning，Anshan 114051，Liaoning，China；2 Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials，Institute of Metal Research，Chinese Academy of Sciences，Shenyang 110016，China；3 School of Materials Science and Engineering，University of Science and Technology of China，Shenyang 110016，China）

Abstract：Cross wedge rolled Ti-6Al-4V (TC4) titanium alloy workpieces with a large cross-section reduction，often display surface necking and internal defects during the forming process. True stress-strain (ε) curves for TC4 titanium alloy are derived from hot compression tests conducted within a deformation temperature range of 800-950 ℃ and a strain rate ($\dot{\varepsilon}$) range of 0.1-30 s^{-1}. An Arrhenius constitutive model，which includes strain compensation，and DMM (dynamic material model)-type processing maps are developed to analyze the deformation and defect evolution in cross-wedge rolling. The influence of rolling temperature and heating methods on process defects is thoroughly investigated. The results indicate that both the necking and internal defects of the rolled workpieces diminish as the experimental temperature rises，corroborating the precision of the processing maps and finite element simulations. Microstructure characterization and mechanical property tests reveal that the better surface and internal quality of rolled workpieces can be obtained by induction heating compared with resistance furnace heating. Workpieces

rolled using induction heating at 900 ℃ show a tensile strength of 1073.18 MPa, while retaining a hardness of approximately 400HV. The mechanism for internal defects formation in rolled workpieces is the preferential nucleation of microscopic voids at β phase regions or α/β phase interfaces. These voids then undergo axial extension under applied stress, leading to a banded distribution of microscopic cracks.

Key words: titanium alloy; cross wedge rolling; heating method; internal defect; rolling temperature

近年来,随着航空发动机对高推重比、高可靠性、长服役寿命等要求的不断提升,航空工业技术迅速发展,但如何实现航空零部件的高效率、低成本、高性能成形仍是当下亟待解决的问题之一。钛合金因具有比强度高、耐高温性好、耐蚀性强、疲劳性能良好等优点,被广泛应用于航空发动机叶片、叶盘等零件中。楔横轧为两个带有相同楔形的模具相向楔入坯料并带动其旋转成形,具有局部渐进成形特征,属于回转成形工艺范畴,该工艺不仅已成熟应用于黑色金属轴类零件的近净成形,而且凭借其独特的轴向体积分配能力被广泛应用于长轴类零件的预制坯制造,如发动机连杆[1]、U形臂[2]等。此外,楔横轧工艺逐渐向航空航天等可靠性要求更高的领域发展,包括替代变形类航空叶片的预制坯工艺(挤压或顶锻)[3-6]、精密成形航空发动机涡轮杆[7]等。TC4钛合金作为一种难变形材料,成形过程中变形抗力大、与模具有较强的黏附性、轧制中易出现打滑现象,因此轧制难度较高[8-11]。研究表明,楔横轧加工的断面收缩率应在35%~75%之间,大断面收缩率容易引起螺旋、颈缩及拉断等表观缺陷[12-13]。此外,楔横轧具有旋转渐进成形特点,金属流动趋势呈螺旋型[14],如工艺参数设定不合理,轻则出现微观孔洞缺陷,严重时可扩展成贯穿型宏观裂纹,不利于零件的使役性能。同时,TC4钛合金作为一种双相合金,在不同变形及热处理条件下会产生不同的显微组织[15],表现出不同的力学行为,如加热方式及加热温度变化会影响显微组织的演变过程及力学性能。本工作以TC4钛合金为实验材料,以断面收缩率高达82%的航空发动机叶片锻坯为目标轧件,首先建立材料本构模型与热加工图,确定合适的加工温度区间,然后结合数值模拟及实验对目标零件的成形性进行研究,最后分析轧件在楔横轧变形过程中的组织演变规律以及不同加热方式和轧制温度对心部缺陷的影响。

1 实验材料与方法

1.1 热压缩实验

实验材料采用直径为28 mm的M-退火态TC4钛合金锻棒,合金的初始组织为等轴组织,如图1所示。该组织由大量的条状及等轴状初生α相(α_p)、少量的次生α相(α_s)、β相以及β相转变组织(β_t)组成。

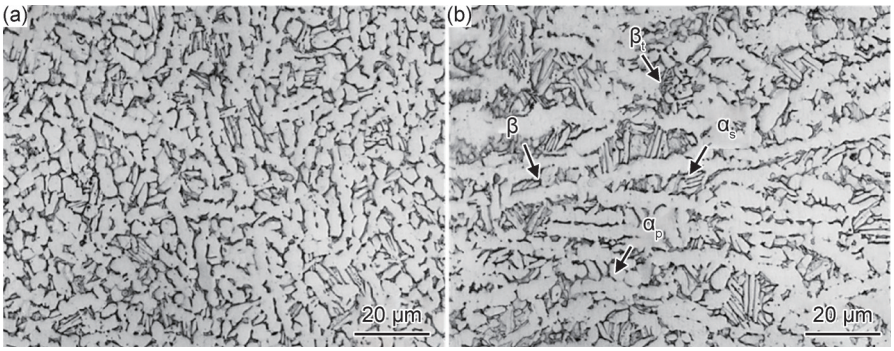


图1 TC4钛合金初始组织

(a)横截面;(b)纵截面

Fig.1 Initial microstructures of TC4 titanium alloy

(a)transverse section; (b)longitudinal section

将TC4棒材加工为Φ8 mm×12 mm规格的试样,采用Gleeble 3800热模拟试验机进行等温压缩实验,以获得TC4合金的真实应力-应变。TC4钛合金常规两相区热变形温度范围为800~950 ℃,故设定实验温度分别为800、850、900、950 ℃。每一温度参数下分别按照0.1、1、10、30 s^{-1}应变速率进行不同的压缩变形,共计16组实验。在热压缩过程中,试样因受模具的摩擦作用及塑性变形热的影响,真应力-应变数据会出现偏差。因此,需要进行摩擦及绝热修正[16-17],修正后的结果如图2所示。

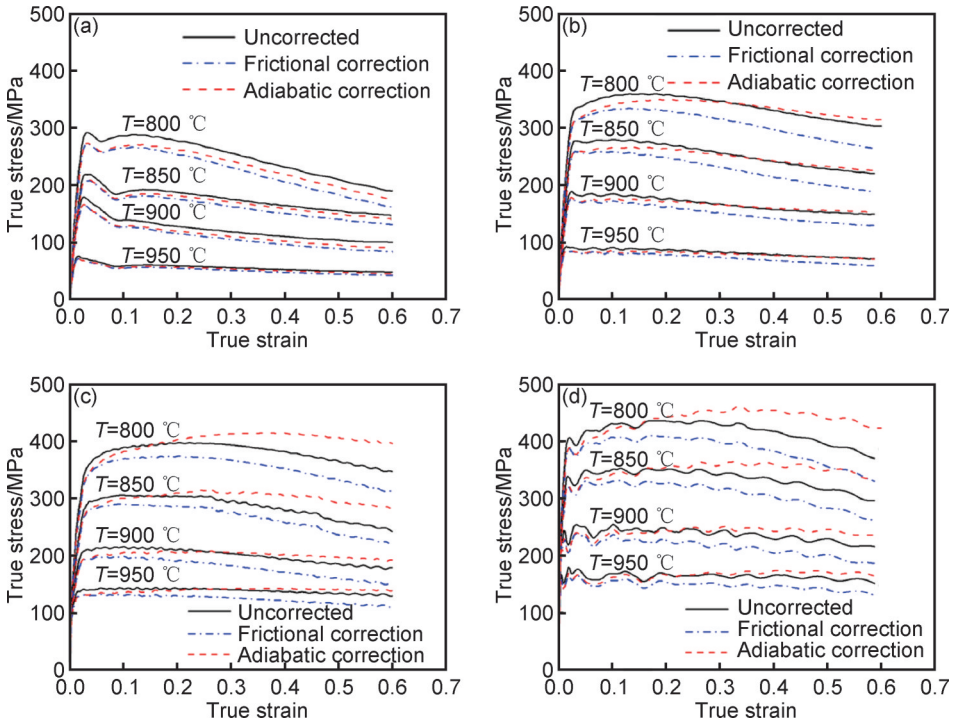


图2　不同应变速率和温度下摩擦和温度修正前后真应力-应变曲线

(a)$\dot{\varepsilon}=0.1\ s^{-1}$;(b)$\dot{\varepsilon}=1\ s^{-1}$;(c)$\dot{\varepsilon}=10\ s^{-1}$;(d)$\dot{\varepsilon}=30\ s^{-1}$

Fig.2　True stress-strain curves before and after correction of friction and temperature under different strain rates and temperatures

(a)$\dot{\varepsilon}=0.1\ s^{-1}$;(b)$\dot{\varepsilon}=1\ s^{-1}$;(c)$\dot{\varepsilon}=10\ s^{-1}$;(d)$\dot{\varepsilon}=30\ s^{-1}$

1.2　板式楔横轧实验

TC4钛合金的楔横轧实验在板式楔横轧机IM500[18]上进行。楔横轧实验参数与模拟相同,轧制温度范围为750～900 ℃,轧制速度为500 mm/s。楔横轧实验分别采用电阻炉加热和感应加热两种加热方式,轧制结束后轧件水冷。

1.3　组织表征

实验完成后,选取需要观测的部位进行线切割。使用金相磨抛机先对观测面进行磨抛处理,然后进行腐蚀处理。腐蚀液为氢氟酸(HF)、硝酸(HNO_3)与水(H_2O)的混合溶液,三者体积比为2∶5∶43。利用Axio Observer Z1金相显微镜与TESCAN MIRA3扫描电子显微镜对制备试样进行观察。

1.4　力学性能测试

为探究不同加热工艺条件下轧件力学性能上的差异,分别进行拉伸与硬度测试。拉伸实验在INSTRON5982拉伸实验机上进行,依据GB/T 228.1—2010《金属材料拉伸试验-室温试验方法》进行力学性能测试,拉伸速率为0.8 mm/min。采用LM247AT全自动显微维式硬度计测量硬度,在试样表面均匀间隔取5个点,取其平均值。

2　本构模型、热加工图及有限元模型建立

2.1　本构模型的建立

本工作采用Arrhenius模型的双曲正弦函数描述材料在高温变形过程中流动应力与变形参数(变形温度、应变、应变速率)之间的关系。表达式如式(1)所示,该式在所有的应力范围内均具有较好的拟合度和通用性,被广泛使用[16-17]。

$$\dot{\varepsilon}=A\left[\sinh(\alpha\sigma)\right]^{n}\times\exp\left[-Q/(RT)\right] \quad (1)$$

式中:A、α为材料常数;σ为应力,MPa;n为应力指数;Q为热变形激活能,J·mol^{-1};R为摩尔气体常数,取8.314 J·mol^{-1}·K^{-1};T为绝对温度,K。

利用图2中的峰值应力数据,对式(1)进行求解,如式(2)所示。

$$\dot{\varepsilon}=4.12\times10^{37}\times\sinh(0.004466\sigma)^{7.23}\times\exp[-830502.63/(8.314T)] \quad (2)$$

所得的TC4钛合金Arrhenius本构方程是基于不同变形条件下峰值应力求解获得。采用应变补偿方法对上述Arrhenius流动应力本构方程进行优化[19]。在0.1～0.6应变范围内,以0.1应变量为间隔,分别求取不同应变量下的材料参数,得出各材料参数与应变间的五次多项关系式,如式(3)所示。

$$\begin{cases} \alpha(\varepsilon)=0.00509-0.00311\varepsilon+0.01188\varepsilon^2+ \\ \quad 0.01615\varepsilon^3-0.08897\varepsilon^4+0.08425\varepsilon^5 \\ n(\varepsilon)=6.08156+12.99\varepsilon-131.686\varepsilon^2+ \\ \quad 382.785\varepsilon^3-490.815\varepsilon^4+238.671\varepsilon^5 \\ Q(\varepsilon)=603476.5+3677830.14\varepsilon-2.866\times10^7\varepsilon^2+ \\ \quad 8.695\times10^7\varepsilon^3-1.237\times10^8\varepsilon^4+6.784\times10^7\varepsilon^5 \\ \ln A(\varepsilon)=62.87595+382.81\varepsilon-2985.75\varepsilon^2+ \\ \quad 9044.68\varepsilon^3-12826.58\varepsilon^4+7012.57\varepsilon^5 \end{cases} \tag{3}$$

应变补偿本构模型的验证，如图3所示，可以看出本构模型预测值与修正后的流动应力曲线吻合良好。

2.2 本构模型的评价

为验证应变补偿本构模型的准确性，将基于应变补偿的Arrhenius应力预测值与修正应力值进行误差分析，如图4所示。采用相关系数(R)和平均绝对相对误差(average absolute relative error，AARE)评价模型的准确性。R与AARE的表达式如式(4)，(5)所示。

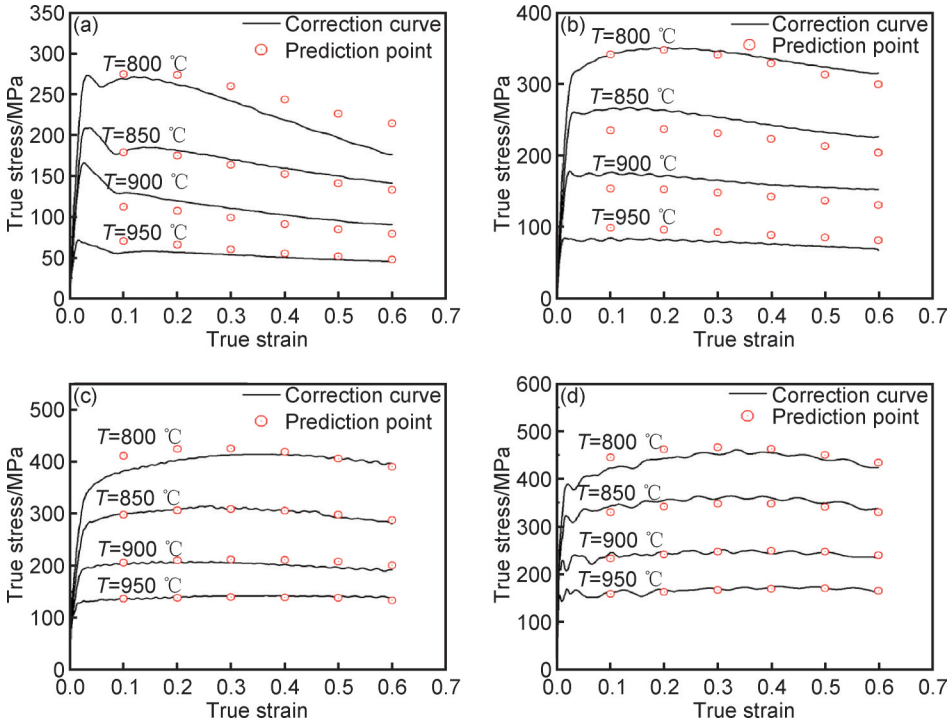


图3 修正后的流动应力曲线与本构模型预测值对比

(a)$\dot{\varepsilon}=0.1\ s^{-1}$；(b)$\dot{\varepsilon}=1\ s^{-1}$；(c)$\dot{\varepsilon}=10\ s^{-1}$；(d)$\dot{\varepsilon}=30\ s^{-1}$

Fig.3 Comparison of corrected flow stress curves with predictive values of constitutive models

(a)$\dot{\varepsilon}=0.1\ s^{-1}$；(b)$\dot{\varepsilon}=1\ s^{-1}$；(c)$\dot{\varepsilon}=10\ s^{-1}$；(d)$\dot{\varepsilon}=30\ s^{-1}$

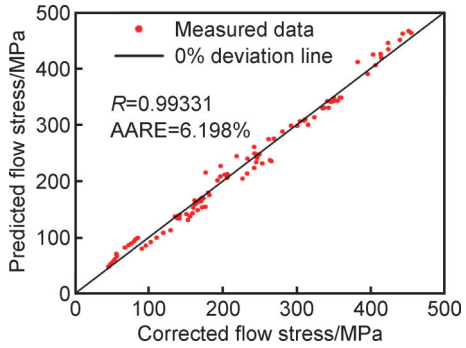


图4 修正值与预测值之间的相关程度

Fig.4 Correlation degree between corrected values and predicted values

$$R=\frac{\sum_{i=1}^{n}(C_i-\bar{C})(P_i-\bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^{n}(C_i-\bar{C})^2\sum_{i=1}^{n}(P_i-\bar{P})^2}} \tag{4}$$

$$\mathrm{AARE}=\frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}\left|\frac{C_i-P_i}{C_i}\right| \tag{5}$$

式中：n为进行误差分析的数据组总数；i为每个数据的标号；C_i为流动应力修正值；P_i为流动应力预测值；$\bar{C}$和$\bar{P}$分别为流动应力修正均值和预测均值。

由图4可知，数据点越靠近零偏差线，表明修正应力与预测应力误差越小，本构模型预测也就越准确。图中R值为0.99331，AARE为6.198%，表明引入应变补偿的Arrhenius本构模型具有较高的预测精度，可以较好地预测不同变形条件下的流动应力。

2.3 热加工图的绘制

本工作中使用Prasad等提出的动态材料模型并基于Prasad判据建立热加工图[20-21]。在动态材料模型中，试样被视作为非线性能量耗散体从设备中吸收能

量，表达式如式(6)所示。

$$P=\sigma\dot{\varepsilon}=G+J=\int_0^{\dot{\varepsilon}}\sigma\mathrm{d}\dot{\varepsilon}+\int_0^{\sigma}\dot{\varepsilon}\mathrm{d}\sigma \tag{6}$$

式中：P为总能量；G为能量耗散量；J为能量耗散协量。

当应变量与变形温度一定时，应变速率敏感指数m将决定G与J两种能量的分配关系，可由式(7)表示。

$$m=\frac{\partial J}{\partial G}\Big|_{\varepsilon,T}=\frac{\dot{\varepsilon}\partial\sigma}{\sigma\partial\dot{\varepsilon}}\Big|_{\varepsilon,T}=\frac{\partial(\ln\sigma)}{\partial(\ln\dot{\varepsilon})}\Big|_{\varepsilon,T} \tag{7}$$

对于满足理想线性耗散条件的材料，J将具有最大值$J_{\max}=P/2$。耗散协量J和最大耗散协量$J_{\max}$的比值即为功率耗散系数η，表达式如式(8)所示。

$$\eta=\frac{J}{J_{\max}}=\left(1-\frac{\int_0^{\dot{\varepsilon}}\sigma\mathrm{d}\dot{\varepsilon}}{\sigma\dot{\varepsilon}}\right)=\frac{2m}{m+1} \tag{8}$$

η值越大，表明材料的加工性越好，但这还需结合失稳判据理论进行进一步的分析，表达式如式(9)所示。

$$\xi(\dot{\varepsilon})=\frac{\partial\ln\left(\dfrac{m}{m+1}\right)}{\partial\ln\dot{\varepsilon}}+m<0 \tag{9}$$

式中：$\xi(\dot{\varepsilon})$为失稳参数。

基于式(6)～(9)绘制TC4钛合金在不同应变(0.2、0.4、0.6)下的热加工图，如图5所示。图中的等高线表示功率耗散系数η，阴影覆盖部位表示失稳区域。由图5可以看到，大部分失稳区域出现在低温区域800 ℃附近，随着应变的增加，失稳区域逐渐向高应变速率区域扩展，表明在低温下和高应变速率时容易发生失稳现象。当应变为0.6时，在950 ℃附近的高应变速率下出现失稳区域，且总体的失稳区域也出现扩大。从失稳的区域可以看出，该材料在应变量较大、变形温度在低于830 ℃和高于930 ℃时，容易发生失稳现象。

此外，从图5(c)中可以看出，在830～930 ℃范围内，随着应变速率的下降，功率耗散系数η逐渐升高，表明显微组织演变消耗的能量不断增加。组织转变越充分，材料越容易发生动态再结晶行为，越有利于材料的塑性加工。综上所述，合金适宜的加工温度为830～930 ℃。

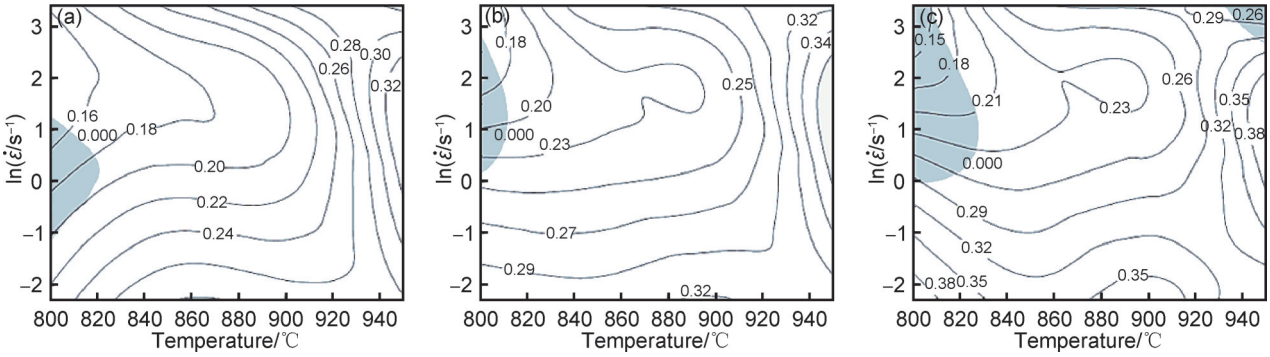


图5　TC4钛合金在不同应变条件下的热加工图　(a)$\varepsilon=0.2$；(b)$\varepsilon=0.4$；(c)$\varepsilon=0.6$

Fig.5　Hot processing maps of TC4 titanium alloy under different strain conditions　(a)$\varepsilon=0.2$；(b)$\varepsilon=0.4$；(c)$\varepsilon=0.6$

2.4　有限元模型的建立

为实现较为精准的数值模拟分析，将基于应变补偿的Arrhenius本构模型输入到DEFORM有限元软件中建立有限元模型，如图6所示。图6(a)为目标轧件图，该零件具有最大断面收缩率(达到82%)的特征。图6(b)为模具设计示意图，主要设计参数为成形角$\alpha_1=35^\circ$、$\alpha_2=45^\circ$，展宽角$\beta_1=3^\circ$、$\beta_2=1.32^\circ$。图6(c)为坯料与模具的装配关系。有限元模拟参数见表1[19,22-23]。

3　结果与讨论

3.1　实验验证

为研究轧制温度对TC4钛合金楔横轧成形性能的影响，本工作结合热加工图分析结果，并参考Shi等[15]的研究，考虑轧制温度950 ℃已经接近该合金的相变温度，因此选定在750、800、850 ℃及900 ℃进行模拟，结果如图7所示。

由图7(a)可知，在750～900 ℃轧制温度范围内，随着温度的降低，轧件出现明显的颈缩现象。同时，各轧制温度条件下轧件内侧斜面上均出现非常明显的螺旋纹。从模拟结果可以直观看到，800 ℃下轧件已经存在明显的颈缩现象。750 ℃下颈缩及螺旋纹展现得尤为明显，且轧件出现弯曲，有明显的失稳断裂趋势。图7(b)，(c)分别为800 ℃和900 ℃轧制温度下轧件实物与有限元模拟对比情况。结果表明，轧件实物与模拟结果匹配较好，两者所表现出的螺旋纹、颈

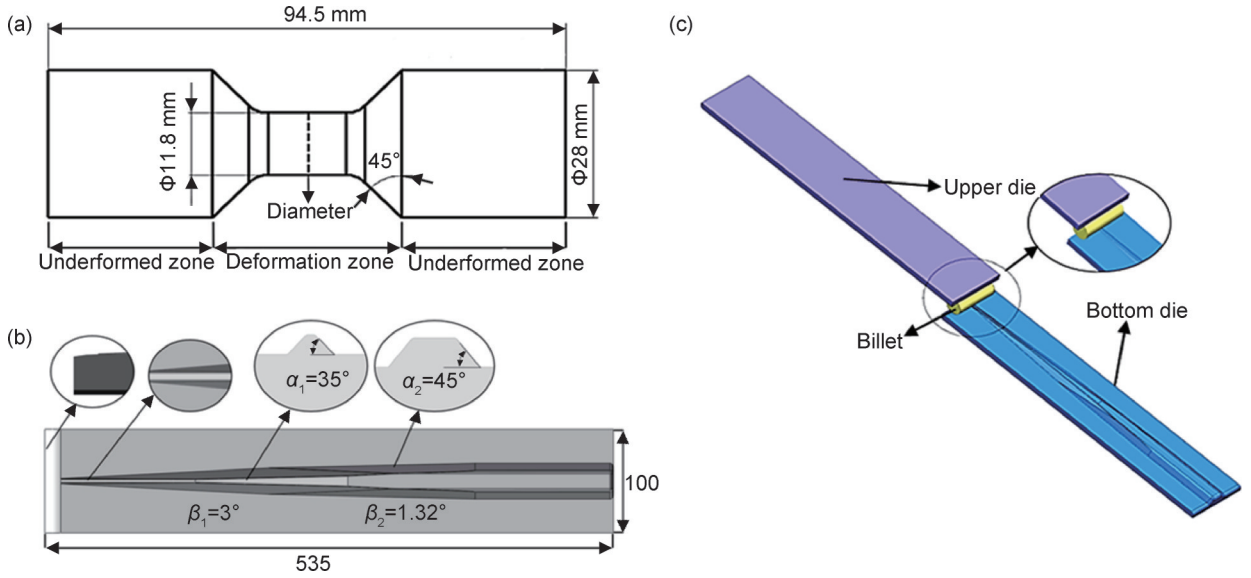


图6 楔横轧有限元模型

(a)目标轧件;(b)模具模型图;(c)坯料与模具装配关系示意图

Fig.6 Finite element model of cross wedge rolling

(a)target workpiece;(b)cross wedge rolling dies;(c)diagram of assembly relationship between billet and dies

表1 有限元模拟参数设置

Table 1 Parameter setting for finite element simulation

Environment temperature/℃	Convection coefficient to environment/ ($N\cdot mm^{-1}\cdot s^{-1}\cdot ℃^{-1}$)	Heat transfer coefficient between billet and dies/ ($N\cdot mm^{-1}\cdot s^{-1}\cdot ℃^{-1}$)	Number of grids	Coefficient of mechanical energy to heating	Rolling speed/ ($mm\cdot s^{-1}$)	Friction coefficient
20	0.02	11	80000	0.9	500	1.5

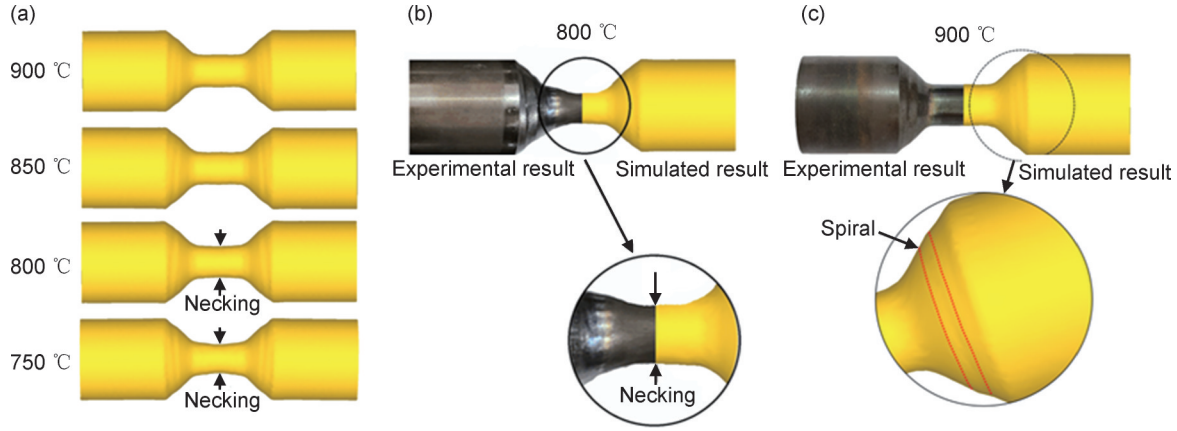


图7 有限元模拟可靠性评估

(a)模拟结果;(b),(c)800 ℃和900 ℃模拟与实验结果对比

Fig.7 Reliability evaluation of finite element simulation

(a)simulation results;(b),(c)comparison of simulation and experimental results at 800 ℃ and 900 ℃

缩和变形区轮廓均具有很好的一致性。

3.2 楔横轧过程中损伤分析

楔横轧工艺易在零件成形过程中产生心部孔洞、颈缩及表面螺旋线等缺陷,严重影响零件质量。尤其在加工大断面收缩率的轧件时,由于变形区经历剧烈塑性变形与复杂应力状态,更易引发心部缺陷。图8为轧件损伤分析。为探究轧件损伤情况,采用Normalized Cockcroft & Latham损伤准则f追踪图8(a)中点1处的损伤值,表达式如式(10)所示。

$$f=\int_0^{\bar{\varepsilon}}\frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}}\mathrm{d}\bar{\varepsilon} \tag{10}$$

式中：$\bar{\varepsilon}$为等效应变；σ_1为最大主应力；$\bar{\sigma}$为等效应力。

在DEFORM 3D软件的后处理模块中，对轧件损伤分布结果进行观察和提取分析。图8(a)为轧制温度在750～900 ℃范围内坯料心部点1在楔横轧轧制过程中的损伤变化情况。可以看出，在轧制开始时初始温度为900 ℃的坯料损伤值率先开始增大，其次为850、800、750 ℃在0.25 s时开始有明显变化。这是因为，轧制开始时初始温度高的坯料，材料流动性更好，其心部更容易产生变形，从而引起损伤值的增大。当轧制时间为0.5 s时，初始温度为750 ℃坯料的损伤值迅速增大，随着轧制过程的进行，损伤值逐渐达到最大值。750～900 ℃轧制温度范围内，随着温度的降低，损伤值不断提高。当材料的变形温度降低时，材料流动性会变差，抗拉强度及变形抗力也会增大，变形过程中更容易产生孔洞损伤。

图8(b)为轧制温度900 ℃时坯料在不同轧制阶段的损伤变化情况。可以发现，在轧制开始阶段(0.2 s)，因材料的变形主要发生在坯料的表面，且变形量较小，坯料表面发生轻微的损伤。当轧制时间为1 s时，坯料心部区域的损伤值明显升高。当轧制时间为2 s时，坯料结束变形过程，此时，坯料变形区心部有较高损伤值的分布，并呈现出“椭圆形”区域，且损伤分布向周围区域逐渐发散、弱化。此外，轧件变形区表层部分区域的损伤值较大。该现象出现的原因为，轧件变形区表层经历较大变形，在与模具剧烈接触过程中易产生表面损伤。

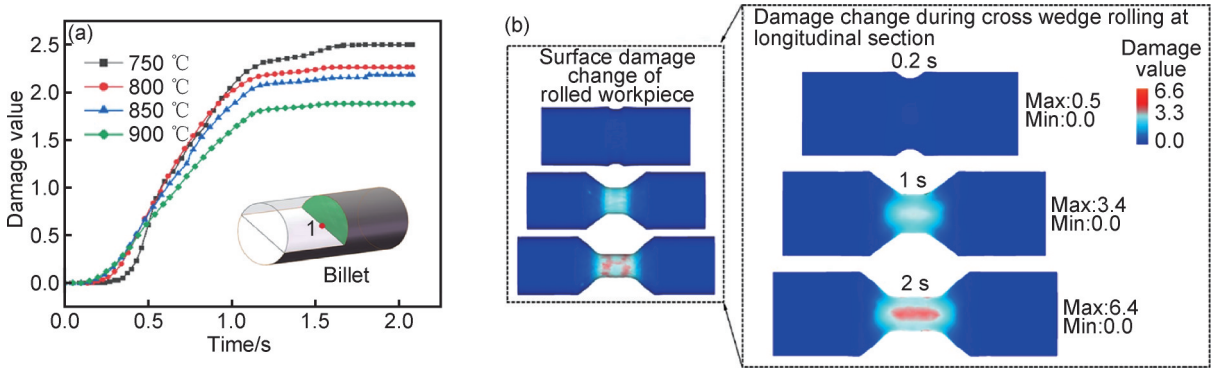


图8　轧件损伤分析

(a)点1的损伤值随时间变化曲线；(b)900 ℃下坯料在不同轧制阶段损伤演变

Fig.8　Damage analysis of rolled workpieces

(a)curves of damage value at point 1 over time；(b)damage change of billets at different rolling stages at 900 ℃

3.3　加热工艺与轧制温度对轧件表面质量的影响

为探究不同加热方式对TC4钛合金楔横轧产生的影响，在750～900 ℃下分别通过感应加热与电阻炉加热的方式对坯料进行加热，然后开展楔横轧实验，结果如图9所示。图9(a)为750～900 ℃下通过两种加热方式所轧制的轧件。其中，左侧为感应加热轧制结果，右侧为电阻炉加热轧制结果。可知，加热温度900 ℃的情况下两种加热方式均可轧制出无颈缩的轧件，但感应加热条件下轧制的轧件表面质量更好。这主要是因为电阻炉加热时坯料表面长时间受到高温环境的影响，容易发生高温氧化行为，轧制时坯料表面氧化皮容易脱落；轧制温度为750～850 ℃时，随着温度的降低，两种加热方式下轧件均出现不同程度的颈缩现象，当轧制温度低于800 ℃后颈缩现象明显；感应加热下得到的轧件质量明显高于电阻炉加热，且770 ℃下感应加热比800 ℃下电阻炉加热所得到的轧件颈缩量明显更小。800 ℃下电阻炉加热的轧件已经发生严重的颈缩失稳现象，750 ℃下轧件近乎拉断。

采用测量中间变形区直径来进一步量化不同温度下轧件的颈缩情况，测量统计后的结果如图9(b)所示。当轧制温度低于850 ℃时，电阻炉加热的轧件变形区直径显著下降，800 ℃时变形区均值为8.5 mm，而感应加热770 ℃时变形区直径均值为9.3 mm。以上结果表明，相较于电阻炉加热，感应加热在轧件尺寸稳定性上具有一定的优势。

3.4　加热工艺与轧制温度对轧件心部损伤的影响

将轧件沿纵截面切割并进行磨抛处理，在光学显微镜下观察轧件心部出现的工艺缺陷，如图10所示。可以看出，当轧制温度低于850 ℃时，轧件心部出现明显的孔洞，其最大直径接近100 μm，且孔洞分布情况与图8(b)中损伤值较高的区域有较好的对应关系。轧制温度为850 ℃时孔洞数量明显减少，当温度达到900 ℃时，已经几乎观察不到孔洞缺陷。

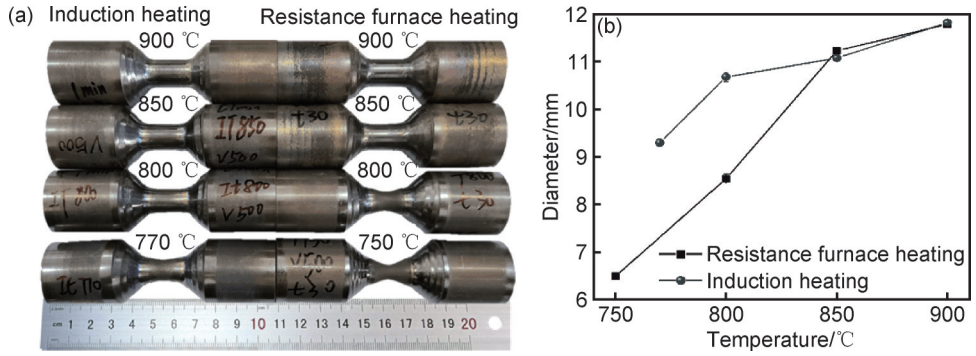


图9 楔横轧实验结果

(a)轧件图;(b)轧件变形区直径随温度的变化

Fig.9 Experimental results of cross wedge rolling

(a)photo of rolled workpieces;(b)change of diameter at deformation zone of rolled workpieces with temperatures

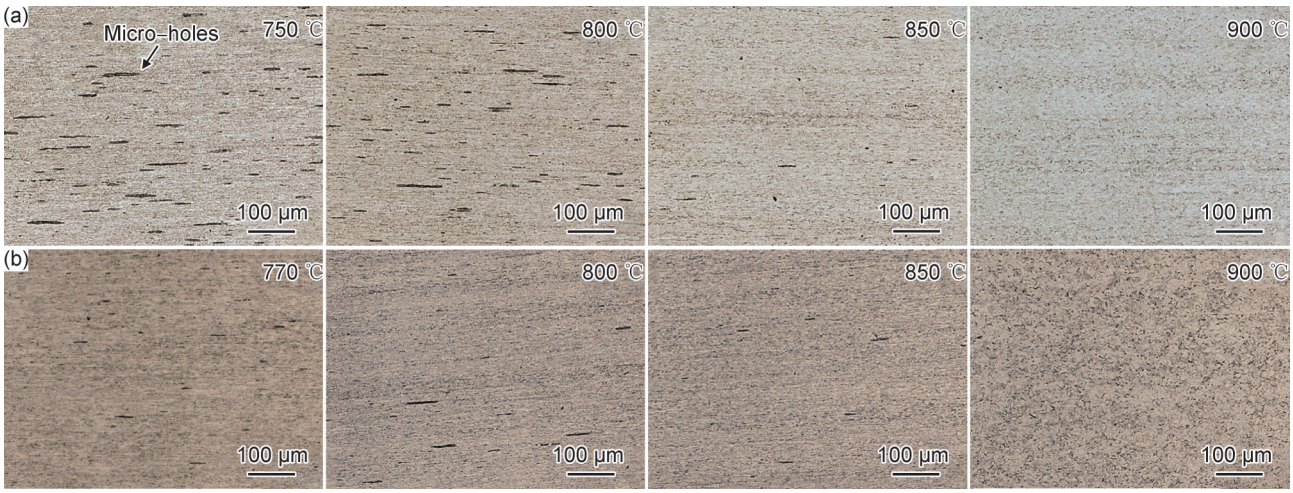


图10 不同加热条件下轧件纵截面孔洞形貌

(a)电阻炉加热;(b)感应加热

Fig.10 Voids morphologies at longitudinal section of rolled workpieces under different heating conditions

(a)resistance furnace heating;(b)induction heating

为直观对比两种不同加热方式轧件内部微观孔洞,使用Image Pro Plus软件对其进行定量化统计,如图11所示。以轧件点1为中心,观察300 μm×300 μm矩形区域内的微观孔洞数量,观测区域示意图如11(a)所示。需要指明的是,将面积大于20 μm^2的缺陷列为统计结果,小于该尺寸的认为不会影响零件的性能或坯料本身就有的缺陷。图11(b)为统计结果,可以看出,当轧制温度低于850 ℃时,变形区域出现大量微观孔洞,且随着轧制温度的升高孔洞数量明显减少。当轧制温度为900 ℃时,几乎观察不到微观孔洞的出现。此外,感应加热轧制的轧件孔洞出现的规律与电阻炉加热方式的轧件类似,但各温度下的孔洞数量明显要少于电阻炉加热方式。

采用扫描电子显微镜观察850 ℃及900 ℃时轧件点1位置的组织形貌,如图12所示。可以看到,当轧制温度为850 ℃时,轧件心部组织发生明显的动态再结晶,初始长条状的α相转变为等轴α相,且α相比例明显减少。轧件水冷前以条状的β相为主,水冷后转变为α′马氏体相分布于β相基体上。马氏体相的出现为水冷后β相发生同素异构转变所致。当轧制温度为900 ℃时,两种加热方式下的组织形态有明显的区别。900 ℃电阻炉加热后轧件心部分布有大量针状的α′马氏体相,此外,组织中还分布有未完全转变为β相的初生α相。900 ℃感应加热后轧件心部可以观察到微量α相的存在,说明轧制结束后心部温度接近β相转变温度,在随后的水冷过程中β相转变为针状的α′马氏体相。

感应加热条件下α相转变为β相的效率更高,这一定程度上源于加热原理存在的差异。电阻炉加热是利用炉体本身的发热元器件传输热量,通过空气等介质将工件间接加热,导致热量传输速度受限,能量利用率较低。从热源到待加热工件的能量传输可以通

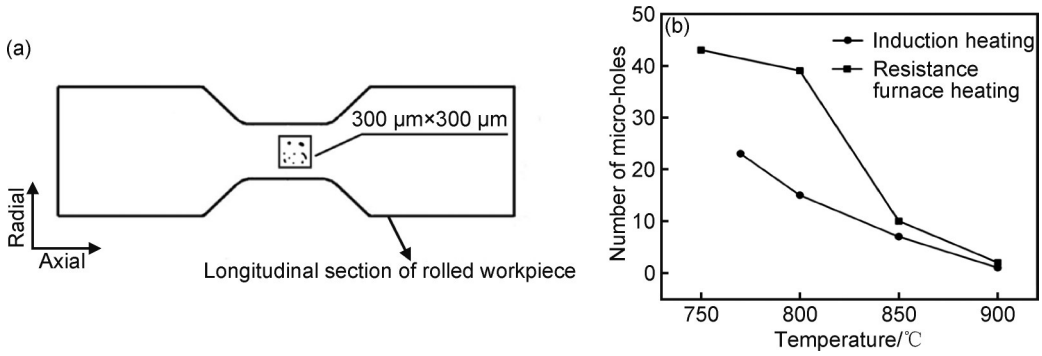


图 11　轧件心部缺陷定量表征

(a)观测区域;(b)统计结果

Fig.11　Quantitative characterization of internal defects of rolled workpieces

(a)observation area;(b)statistical results

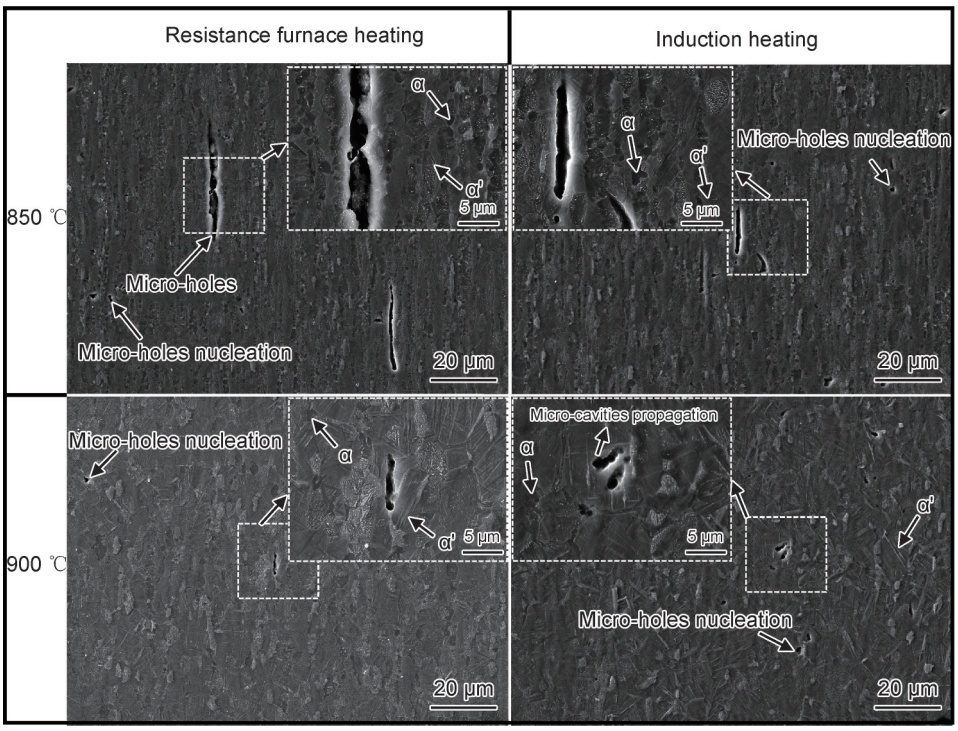


图 12　不同加热方式及轧制温度下轧件点 1 位置的微观组织

Fig.12　Microstructures at point 1 of rolled workpieces with different heating methods and rolling temperatures

过式(11)表示,可知,温度梯度随着目标温度的升高逐渐降低,因此热传导速率也会逐渐下降[24]。

$$\frac{\mathrm{d}Q}{\mathrm{d}t}=-\lambda\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}x} \tag{11}$$

式中:Q为热源所传输出的能量总和;t为单一热量传导路径的传导时间;λ为热导率;x为热量传送的距离。

此外,有研究认为[25-26],利用传统加热方式来实现再结晶或是相变过程中新相的形核、长大需要更多的能量。而感应加热的基本原理为:感应线圈生成的磁场会在工件内部形成涡流,由于工件本身存在电阻,电能将转化为焦耳热使工件温度升高。

图 12 中还包含轧件的微观孔洞情况。可以看出,当轧制温度由 850 ℃升高到 900 ℃时,微观孔洞明显减少。由 900 ℃感应加热后轧件心部的组织形貌可以看到微观孔洞沿箭头方向的扩展过程。剪切应力是引起孔洞缺陷的关键[27-29]。结合钛合金两相在变形过程中的协调性,楔横轧过程中微观孔洞的形成机理为:在剪切应力作用下坯料微观孔洞先在β相或α/β两相界面形核,然后受轴向应力的作用,孔洞沿轴向向两端扩展。此外,在复杂应力作用下,孔洞趋于长椭圆形,末端也更加尖锐。最终局部产生的应力集中加速孔洞的扩展,形成条状的微观裂纹。楔横轧微观缺陷演化过程示意图如图 13 所示。

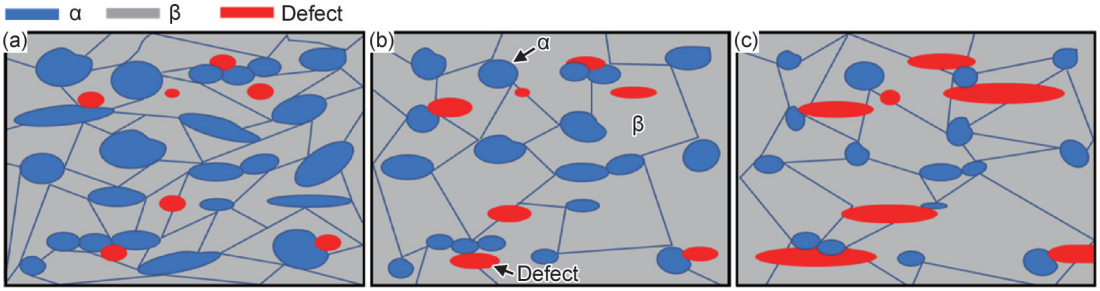


图 13 楔横轧微观缺陷演化过程示意图

(a)微观孔洞形核;(b)微观孔洞扩展;(c)微观裂纹形成

Fig.13 Schematic diagrams of evolution process of micro defects in cross wedge rolling

(a)nucleation of microscopic voids;(b)expansion of microscopic voids;(c)formation of micro-cracks

3.5 轧件力学性能分析

为分析楔横轧对 TC4 钛合金轧件性能的影响规律,分别对原始材料及不同轧制条件的轧件进行拉伸与显微硬度测试,实验结果如图 14 所示。图 14(a)为拉伸试样的工程应力-应变曲线。其中,原始棒材的伸长率为 19.5%,抗拉强度为 971.77 MPa。轧件经过轧制水淬,微观组织由大量较软的高温 β 相转变为较硬的 α′马氏体相,增大合金强度与硬度的同时也降低了其塑性。其中,感应加热 900 ℃制备的试样塑性及抗拉强度最好,其抗拉强度达到 1073.18 MPa。电阻炉加热 900 ℃制备的试样抗拉强度为 1064.87 MPa,与感应加热 900 ℃制备的试样较为接近,但塑性下降明显。而电阻炉加热 850 ℃制备的试样与 900 ℃制备的试样相比,其塑性得到提高,抗拉强度下降。

图 14(b)为不同温度制备的轧件心部点 1 硬度曲线。可知,经过轧制的轧件硬度值发生显著的提升,其中电阻炉加热 750 ℃制备的轧件相较其他轧件硬度值偏低,硬度均值为 363HV,相比初始坯料的硬度均值 329HV 提升了 10.36%,但明显低于其他成形条件轧件的硬度,原因是心部微孔洞数量过多。当轧制温度升高到 800 ℃时,轧件的硬度值继续增大,此时的硬度均值为 400HV,相较初始坯料的硬度均值提升了 21.41%。之后随着轧制温度继续升高,硬度值没有发生明显的变化,趋近稳定,基本维持在 400HV 范围附近。此外,770~900 ℃范围内经过感应加热制备的轧件硬度值也维持在 400HV 范围附近。

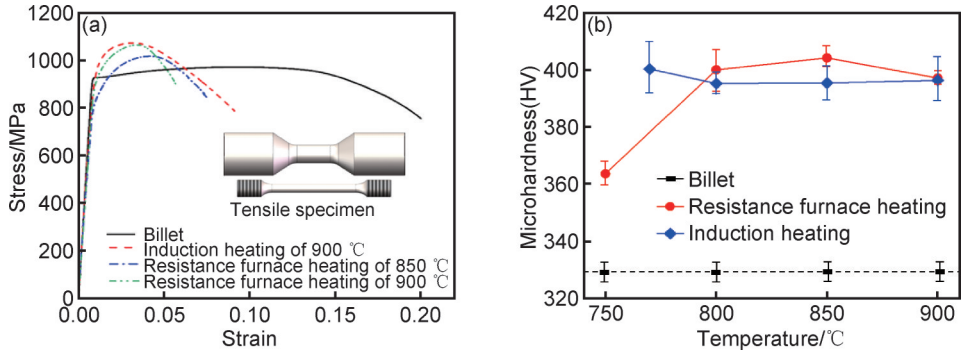


图 14 轧件的力学性能 (a)工程应力-应变曲线;(b)硬度随温度变化曲线

Fig.14 Mechanical properties of rolled workpieces (a)engineering stress-strain curves;(b)microhardness curves with temperatures

4 结论

(1)建立 Arrhenius 本构模型及 DMM 型热加工图,确定较优的轧制温度区间为 830~930 ℃,并通过楔横轧实验验证具有大断面收缩率 TC4 钛合金单道次成形的可行性。随着轧制温度的升高,轧件颈缩和心部缺陷得到明显改善。

(2)相较于电阻炉加热,感应加热获得的轧件不仅具有优异的表面质量,而且心部损伤程度更低,同时兼具更佳的力学性能。感应加热温度为 900 ℃制备的轧件,其抗拉强度可达 1073.18 MPa,同时硬度保持在 400HV 左右。

(3)TC4 钛合金楔横轧件的心部缺陷形成机制为:微观孔洞先在 β 相或 α/β 两相界面形核,随后在轴向应力作用下沿轴向扩展,最终形成条状的微观裂纹。

参考文献

[1] JIA Z, ZHOU J, JI J J, et al. Influence analysis of area reduction for necking in twice-stage cross wedge rolling [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 66(9): 1407-1413.

[2] 高丙坤,李思奇,白鹭,等.铝合金U形臂的弯曲工艺设计及优化[J].锻压技术,2024,49(3):27-33.
GAO B K, LI S Q, BAI L, et al. Design and optimization on aluminum alloy U-shaped arm bending process [J]. Forging & Stamping Technology, 2024, 49(3): 27-33.

[3] 甘洪岩,程明,宋鸿武,等.GH4169合金楔横轧加工过程中动态再结晶及织构演变[J].材料工程,2020,48(2):114-122.
GAN H Y, CHENG M, SONG H W, et al. Dynamic recrystallization and texture evolution of GH4169 alloy during cross wedge rolling [J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 48(2): 114-122.

[4] LIU J X, HAN M, CHEN S F, et al. A novel forming sequence plan for GH4169 superalloy blade with double-mounting plates [J]. Materials Today Communications, 2025, 46: 112920.

[5] LIU J X, SHI M J, CHENG M, et al. Susceptibility of internal defects to process parameters and control mechanism of defects in cross wedge rolling of Inconel 718 alloy [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2024, 125: 337-353.

[6] LI J L, CHU W C, FENG P N, et al. Numerical and experimental research on shafts with elliptical sections formed by cross wedge rolling [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023, 127(5): 2969-2978.

[7] CHEN L L, SHU X D, PATER Z, et al. Analysis and prospects of efficient and precise forming technology for aeroengine turbine shafts [J]. Advances in Science and Technology Research Journal, 2025, 19(1): 132-147.

[8] WILLIAMS J C, BOYER R R. Opportunities and issues in the application of titanium alloys for aerospace components [J]. Metals, 2020, 10(6): 705.

[9] INAGAKI I, TAKECHI T, SHIRAI Y, et al. Application and features of titanium for the aerospace industry [J]. Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report, 2014, 106(106): 22-27.

[10] 赵永庆,葛鹏,辛社伟.近五年钛合金材料研发进展[J].中国材料进展,2020,39(增刊1):527-534.
ZHAO Y Q, GE P, XIN S W. Progresses of R & D on Ti-alloy materials in recent 5 years [J]. Materials China, 2020, 39(Suppl 1): 527-534.

[11] PATER Z, TOMCZAK J. Experimental tests for cross wedge rolling of forgings made from non-ferrous metal alloys [J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2012, 57(4): 919-928.

[12] 贾震,张康生,胡正寰,等.大断面收缩率楔横轧稳定轧制问题分析[J].锻压技术,2009,34(2):31-34.
JIA Z, ZHANG K S, HU Z H, et al. Analysis on rolling stability of heavy section shrinkage cross wedge rolling [J]. Forging & Stamping Technology, 2009, 34(2): 31-34.

[13] 何巍巍,张康生,贾震,等.大断面收缩率一次楔入轧件心部缺陷的实验研究[J].锻压技术,2009,34(2):27-30.
HE W W, ZHANG K S, JIA Z, et al. Experimental study on internal defect of heavy section shrinkage workpiece under one cross wedge rolling [J]. Forging & Stamping Technology, 2009, 34(2): 27-30.

[14] 甘洪岩.GH4169合金航空叶片楔横轧制坯心部缺陷及组织调控机理[D].合肥:中国科学技术大学,2020.
GAN H Y. Core defects and microstructure control mechanism for GH4169 alloy aero-blade billet subjected to cross wedge rolling [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2020.

[15] SHI M J, CHENG M, LIU J X, et al. Internal defects control mechanism and process optimization of TC11 titanium alloy by cross wedge rolling [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2023, 320: 118106.

[16] 尚丽梅,王春旭,韩顺,等.基于摩擦-温度双修正的Maraging250钢热变形行为及热加工图[J].金属热处理,2021,46(5):111-117.
SHANG L M, WANG C X, HAN S, et al. Hot deformation behavior and processing maps of Maraging250 steel based on friction and temperature double correction [J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46(5): 111-117.

[17] 万志鹏,王涛,李钊,等.绝热升温与摩擦效应对合金热压缩变形流动应力的影响[J].塑性工程学报,2020,27(8):166-171.
WAN Z P, WANG T, LI Z, et al. Effect of adiabatic heating and friction effect on flow stress of alloy during hot compression [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2020, 27(8): 166-171.

[18] 师明杰,程明,张士宏,等.面向难变形材料精密成形的板式楔横轧机研究[J].中国机械工程,2022,33(2):209-216.
SHI M J, CHENG M, ZHANG S H, et al. Research on flat CWR mill for precision-forming of hard-to-deform materials [J]. China Mechanical Engineering, 2022, 33(2): 209-216.

[19] CAI J, LI F G, LIU T Y, et al. Constitutive equations for elevated temperature flow stress of Ti-6Al-4V alloy considering the effect of strain [J]. Materials & Design, 2011, 32(3): 1144-1151.

[20] PRASAD Y, SASIDHARA S. Hot working guide: a compendium of processing maps now available at pre-publication price [J]. Advances Materials & Processes, 1997, 151(4): 45.

[21] PRASAD Y V R K, SESHACHARYULU T. Modelling of hot deformation for microstructural control [J]. International Materials Reviews, 1998, 43(6): 243-258.

[22] 沈谨霞.空心轴带芯棒楔横轧成形与微观组织演变规律研究[D].北京:北京科技大学,2022.
SHEN J X. Research on the forming and microstructure evolution of hollow shaft by cross wedge rolling with mandrel [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2022.

[23] 朱德彪,束学道.工艺参数对楔横轧GH4169合金轴类件力能参数的影响[J].塑性工程学报,2018,25(1):52-59.
ZHU D B, SHU X D. Influence of process parameters on force and energy parameters of cross wedge rolling GH4169 alloy shaft parts [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2018, 25(1): 52-59.

[24] 叶肖鑫. 高能电脉冲对生物医用钛合金制备及性能影响的研究[D]. 北京: 清华大学,2015.
YE X X. The effects of high-energy electro pulsing on the preparation and properties of biomedical titanium alloy [D]. Beijing: Tsinghua University, 2015.

[25] CHOU T S. Recrystallisation behaviour and grain structure in me-

chanically alloyed oxide dispersion strengthened MA956 steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 1997, 223(1/2): 78-90.

[26] LV Y P, MOLODOV D A, GOTTSTEIN G. Recrystallization kinetics and microstructure evolution during annealing of a cold-rolled Fe-Mn-C alloy[J]. Acta Materialia, 2011, 59(8): 3229-3243.

[27] YANG C P, DONG H B, HU Z H. Micro-mechanism of central damage formation during cross wedge rolling[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 252: 322-332.

[28] ZHOU J, YU Y Y, ZENG Q. Analysis and experimental studies of internal voids in multi-wedge cross wedge rolling stepped shaft [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 72(9): 1559-1566.

[29] ZHOU X Y, SHAO Z T, ZHANG C, et al. The study of central cracking mechanism and criterion in cross wedge rolling[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2020, 159: 103647.

基金项目:国家重点研发计划政府间国际科技创新合作重点专项(SQ2025YFE0113800);辽宁省国际科技合作项目(2022JH2/10700006)

收稿日期:2024-05-14;**录用日期**:2024-07-10

通讯作者:程明(1976—),男,正高级工程师,博士,研究方向为塑性加工先进技术,联系地址:辽宁省沈阳市中国科学院金属研究所(110016),E-mail:mcheng@imr.ac.cn

(本文责编:王 晶)