

应变分布对 TC21 钛合金组织性能的影响

王晓巍¹, 董 宇², 段翔来³, 李东宽¹, 蔡 森¹, 王德勇¹, 敖 坤³, 车安达³

(1. 沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳 110850; 2. 空装驻沈阳地区第一军事代表室, 辽宁 沈阳 110850;
3. 江西景航航空锻铸有限公司, 江西 景德镇 333000)

摘要: 为了研究锻造应变分布对 TC21 钛合金组织性能的影响, 采用 DEFORM-3D 有限元软件模拟分析了整体成形和分步成形过程中应变场和温度场的分布和演化规律, 并通过工艺实验进行了验证。结果表明: 整体成形过程中, 锻件心部温升明显, 且心部应变远大于边部应变; 分步成形过程中, 应变分布更加均匀, 但锻造时间较长, 锻件温度下降明显。整体成形后, 拉伸性能极差较大, 且由于锻件心部温升和表面变形量较低, 导致锻件心部和表面存在晶界 α 相, 进而导致塑性较低; 经分步成形后, 锻件的整体性能更加均匀, 塑性提高。研究结果表明, 分步成形方式更有利于 TC21 钛合金组织性能的均匀性。

关键词: TC21 钛合金; 准 β 锻造; 整体成形; 分步成形; 显微组织; 力学性能

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2025.02.004

中图分类号: TG316.2

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2025) 02-0024-08

Effect of strain distribution on microstructure and properties of TC21 titanium alloy

Wang Xiaowei¹, Dong Yu², Duan Xianglai³, Li Dongkuan¹, Cai Sen¹, Wang Deyong¹, Ao Kun³, Che Anda³

(1. Shenyang Aircraft Corporation, Shenyang 110850, China;

2. The First Military Representative Office of Air Equipment in Shenyang, Shenyang 110850, China;

3. Jiangxi Jinghang Aviation Forging & Casting Co., Ltd., Jingdezhen 333000, China)

Abstract: In order to study the effect of forging strain distribution on the microstructure and properties of TC21 titanium alloy, the distribution and evolution laws of strain and temperature fields during the integral forming and stepwise forming processes were simulated and analyzed by using the DEFORM-3D finite element software, which was then verified through process experiments. The results show that during the integral forming process, there is a significant temperature rise in the center of forgings, and the strain in the center is much greater than that at the edges. During the stepwise forming process, the strain distribution is more uniform, but the forging time is longer and the temperature of forgings drops significantly. After the integral forming, the range of tensile properties is significantly large, moreover, due to the temperature rise in the center of forgings and the lower deformation at the surface, there is a grain boundary α phase both in the center and on the surface of forgings, resulting in lower plasticity. After the stepwise forming, the overall properties of forgings are more uniform, and the plasticity is improved. The research results indicate that the stepwise forming method is more conducive to the uniformity of the microstructure and properties of TC21 titanium alloy.

Key words: TC21 titanium alloy; quasi- β forging; integral forming; stepwise forming; microstructure; mechanical properties

钛合金由于具有低密度、高比强度、良好的耐热性和抗蚀性以及优良的可焊接性等优点, 被广泛应用于航空航天领域^[1]。随着飞机结构设计理念的发展, 损伤容限型钛合金得到了更加广泛的关注^[2]。TC21 (Ti-6Al-2Zr-2Sn-3Mo-1Cr-2Nb-0.1Si)

钛合金是我国自主研发的一种高强、高韧损伤容限型两相钛合金, 该合金的强度、塑性、断裂韧性以及疲劳裂纹扩展速率等性能匹配良好, 与美国的 Ti-6-22-22S 合金相当, 甚至综合性能更优^[3]。

为了获得较优的强度、韧性以及损伤容限性的匹配, TC21 钛合金一般采用准 β 锻造工艺, 以获得较为理想的网篮组织。考虑到钛合金是一种难变形材料, 并且对变形工艺参数十分敏感, 因此, 国内许多学者针对锻造工艺和热处理工艺对钛合金组织性能的影响进行了大量的研究。在锻造工艺方面,

收稿日期: 2024-07-12; 修订日期: 2024-10-15

作者简介: 王晓巍 (1982-), 男, 学士, 高级工程师

E-mail: wxw22023@qq.com

通信作者: 车安达 (1988-), 男, 学士, 高级工程师

E-mail: 593969534@qq.com

蓝希鑫等^[4]研究了多向锻造对 TC21 钛合金组织性能的影响,发现锻造过程中会发生球化现象,且球化是热变形过程中的主要变形机制。随着锻造温度升高,片状 α 相的球化体积分数和尺寸增加,而随着变形量和锻造循环次数的增加, α 相得到了明显细化,当锻造温度为 910 $^{\circ}\text{C}$ 、单道次变形量为 50%、锻造周期为 3 时,TC21 钛合金组织均匀、细小,晶粒尺寸为 2 μm 。王哲等^[5]采用相变点以上 15 和 25 $^{\circ}\text{C}$ 进行准 β 锻造,发现在较高温度 ($T_{\beta}+25$) $^{\circ}\text{C}$ 进行锻造时 (其中 T_{β} 为相变点),TC21 钛合金锻件的显微组织中会形成粗大平直的晶界 α 相,材料的强度、塑性和韧性均较低;在准 β 锻造后再进行 ($\alpha+\beta$) 相区小变形,发现锻件的显微组织中部分片层 α 相呈短棒状分布,且网篮编织程度较差,强度和塑性为准 β 锻造后相当,但断裂韧性较差。在热处理工艺方面,Wen X 等^[6]研究了不同固溶温度 (980~1020 $^{\circ}\text{C}$) 对 TC21 钛合金多层次片状组织和力学性能的影响,发现随着固溶温度的升高, β 晶粒尺寸增大, α 束尺寸缓慢增加, α 片层尺寸逐渐下降;并采用 Hall-Petch 公式建立了组织和性能的关系,发现 α 束是与合金强度相关的显微组织单元, α 片层组织与合金韧性符合 Hall-Petch 关系,并通过背散射电子衍射技术 (Electron Back Scatter Diffraction, EBSD) 证实了随着多层次片状组织尺寸的增加,会切割更多的 α 片层,而 α 片层被证实为影响韧性的关键微结构单元,其会强烈阻碍了裂纹的萌生和扩展;此外,在后续的研究中,还进一

步探讨了时效对 TC21 钛合金多层次片状组织和性能的影响,进一步确认了 α 片层为影响韧性的关键微结构单元^[7]。Wang J X 等^[8]对 TC21 钛合金的三重热处理工艺进行了研究,发现合金的冲击韧性和断裂韧性随着热处理温度的升高先增加后降低,不同等级的 α 相产生的协同效应决定了合金的韧性,大量晶界和晶内的断裂导致了裂纹扩展路径长度增加,从而降低了合金的韧性;同时,证实了韧性也与热处理后 α 束尺寸的变化有关, α 束尺寸太大或太小均不利于合金韧性的提高。尽管目前的研究已经对 TC21 钛合金的锻造热处理进行了分析,同时准 β 锻造也已经成为提高 TC21 钛合金整体性能最有效的手段,但准 β 锻造主要强调的是锻造温度的影响,忽略了整个锻造过程中温度场分布和应变分布对组织性能的影响,进而限制了 TC21 钛合金在航空航天领域中的应用。

因此,本文选取某自由锻造典型产品,通过数值模拟分析其整体成形和分步成形过程中的温度场、应变场分布和演化规律,并进行工艺实验验证,结合微观组织和力学性能揭示了锻造方式对 TC21 钛合金组织性能的影响,为实际生产提供了有效指导。

1 实验方法

1.1 实验材料

实验用 TC21 钛合金来自西部超导材料科技股份有限公司,其化学成分见表 1,棒材直径为 $\Phi 250$ mm,通过金相法测得材料的相变点为 965 $^{\circ}\text{C}$ 。

表 1 TC21 钛合金原材料的化学成分 (%, 质量分数)

Table 1 Chemical compositions of TC21 titanium alloy raw material (%, mass fraction)

Ti	Al	Mo	Nb	Sn	Zr	Cr	Si	Fe	C	N	H	O
基体	6.31	2.89	2.01	2.12	2.16	1.59	0.07	0.02	0.005	0.003	0.002	0.11

1.2 准 β 锻造整体成形方案

准 β 锻造整体成形工艺流程为: (1) 工步 1: 将规格为 515 mm \times 190 mm \times 215 mm (长度 \times 宽度 \times 厚度) 的坯料整体压至厚度为 150 mm; (2) 工步 2: 间隔 8~10 s, 顺时针翻转 90 $^{\circ}$, 整体压至宽度为 230 mm; (3) 工步 3: 间隔 8~10 s, 顺时针翻转 90 $^{\circ}$, 整体压至厚度为 150 mm; (4) 工步 4: 间隔 8~10 s, 顺时针翻转 90 $^{\circ}$, 整体压至宽度为 230 mm, 锻后尺寸约为 570 mm \times 230 mm \times 150 mm (长度 \times 宽度 \times 厚度)。由于每工步下模具与锻件表面整体接触, 故命名为“整体成形”。

1.3 准 β 锻造分步成形方案

准 β 锻造分步成形工艺流程为: (1) 工步 1: 将规格为 420 mm \times 230 mm \times 215 mm (长度 \times 宽度 \times 厚度) 的坯料多锤压至厚度为 180 mm, 每锤送进量为 (150 \pm 20) mm, 每道次间隔时间为 3~5 s; (2) 工步 2: 间隔 8~10 s, 顺时针翻转 90 $^{\circ}$, 多锤压至宽度为 230 mm, 每锤送进量为 (150 \pm 20) mm, 每道次间隔时间为 3~5 s; (3) 工步 3: 间隔 8~10 s, 顺时针翻转 8~10 s, 多锤压至厚度为 150 mm, 每锤送进量为 (150 \pm 20) mm, 每道次间隔时间为 3~5 s; (4) 工步 4: 间隔 8~10 s, 顺时针翻转 90 $^{\circ}$, 多锤压至宽度为 230 mm, 每锤送进量为 (150 \pm 20) mm, 每道次

间隔 3~5 s，锻后尺寸约为 570 mm×230 mm×150 mm (长度×宽度×厚度)。由于每工步下模具与锻件表面部分接触，故命名为“分步成形”。

1.4 数值模拟参数

将所设计的模具和准 β 锻造前坯料的模型导入 DEFORM-3D 软件中建立有限元模型，根据实际生产经验、锻造工艺参数设置有限元模拟参数，具体如表 2 所示。模拟所用的 TC21 钛合金特性参数由南昌航空大学提供，TC21 钛合金的真实应力-真实应变曲线如图 1 所示。

1.5 工艺实验

按照整体成形和分步成形方式投产 2 个锻件，编号分别为 SZ1 和 SZ2。整体成形方案的热加工路线为：下料 (规格为 $\Phi 250$ mm×420 mm)→20 MN 快锻机一火次制坯 (制坯尺寸为 515 mm×190 mm×

表 2 准 β 锻造有限元模拟参数设置

Table 2 Setting of finite element simulation parameters for quasi- β forging

参数	数值
坯料设定相变点/℃	965
坯料加热温度/℃	980
坯料网格数量	30000
模具预热温度/℃	400
坯料与空气间热交换系数/($\text{N} \cdot (\text{s} \cdot \text{mm} \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$)	0.02
坯料与模具间热传导系数/($\text{N} \cdot (\text{s} \cdot \text{mm} \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$)	4
摩擦因数	0.4
环境温度/℃	20
模具下压速度/($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	50
坯料出炉转移时间/s	30
热交换边界	坯料所有表面
每锤下压间隔/s	4

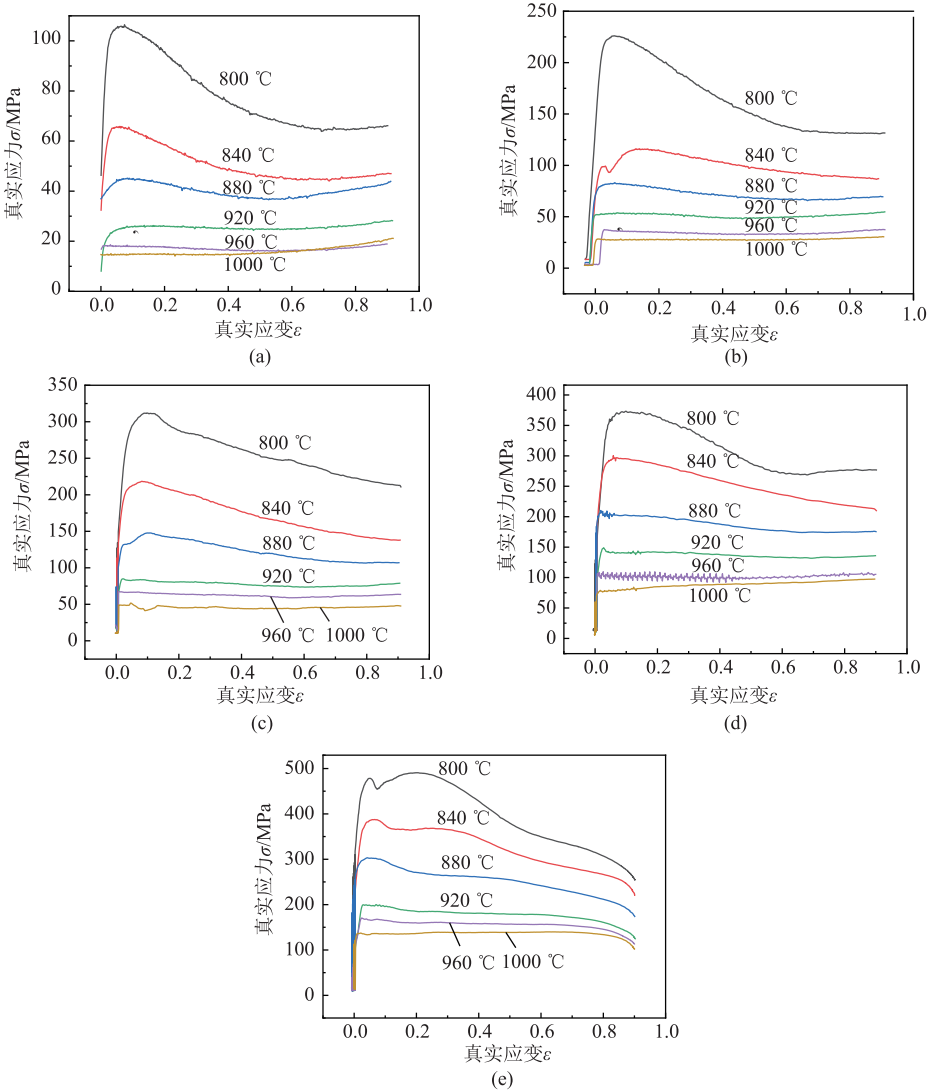


图 1 TC21 钛合金在不同变形条件下的真实应力-真实应变曲线
(a) 0.001 s^{-1} (b) 0.01 s^{-1} (c) 0.1 s^{-1} (d) 1 s^{-1} (e) 10 s^{-1}
Fig. 1 True stress-true strain curves of TC21 titanium alloy in different deformation conditions

215 mm)→20 MN 快锻机一火次准 β 锻造 (锻后尺寸为 570 mm×230 mm×150 mm)→20 MN 快锻机一火次整形 (整形后尺寸为 590 mm×230 mm×140 mm)→双重退火热处理。分步成形方案的热加工路线为:下料 (规格为 $\Phi 250$ mm×420 mm)→20 MN 快锻机一火次制坯 (制坯尺寸为 420 mm×230 mm×215 mm)→20 MN 快锻机一火次准 β 锻造 (锻后尺寸为 570 mm×230 mm×150 mm)→20 MN 快锻机一火次整形 (整形后尺寸为 590 mm×230 mm×140 mm)→双重退火热处理。制坯和整形的始锻温度为 920 $^{\circ}\text{C}$, 准 β 锻造的始锻温度为 980 $^{\circ}\text{C}$, 准 β 锻造按照模拟工艺进行参数设置, 即除准 β 锻造工序外, SZ1 和 SZ2 均执行相同的工艺参数。经双重退火热处理后, 按图 2 所示取样位置取样并检测锻件心部和表层的室温拉伸、断裂韧性和显微组织。

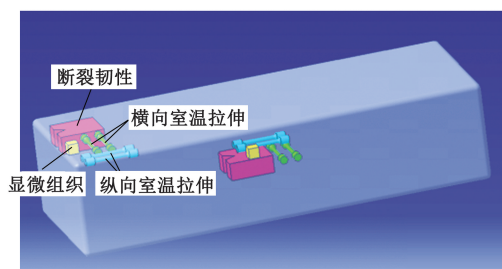


图2 室温拉伸、断裂韧性和显微组织取样位置

Fig. 2 Sampling positions for room temperature tensile, fracture toughness and microstructure

2 结果和讨论

2.1 数值模拟结果

图3为整体成形过程模拟示意图, 图4为对应每工步下的温度场分布和应变场分布。从图4中可以看出, 在温度分布方面, 由于是整体成形方式, 且变形速度很快, 在变形过程中容易出现明显的变形热效应^[9]。变形热效应的出现会显著提高锻件内部温度, 使其最大温度一直保持在 996 $^{\circ}\text{C}$ 左右, 同时由于每工步间隔时间较短, 锻件内部的热量很难散发, 因此, 直至工步4完成仍有较多区域温度大于 965 $^{\circ}\text{C}$ 。根据锻件各部位温度分布的占比也可以发现, 在工步1变形过程中, 锻件的平均温度为 941 $^{\circ}\text{C}$, 约有 30%~40% 的区域仍处在 β 相温度区域 (>965 $^{\circ}\text{C}$), 随着锻造时间的增加, 高于 β 相区以上的温度占比也呈现出下降趋势。在应变分布方面, 由于是整体变形, 应变主要集中在锻件心部, 两侧多为变形死区, 尽管经过多次反转, 但锻件两侧应变仍然很低。锻件总体应变分布在 0.10~0.71 之间, 锻件整体变形程度分布较为不均匀, 不利于组织和性能的均匀性。同时, 等效应变不足 0.25 的区域占锻件体积近 20%。根据切面等效应变分布图可以看出, 同一纵切面内锻件心部和两侧的应变差异极大, 而同一横切面内锻件心部和两侧的应变差

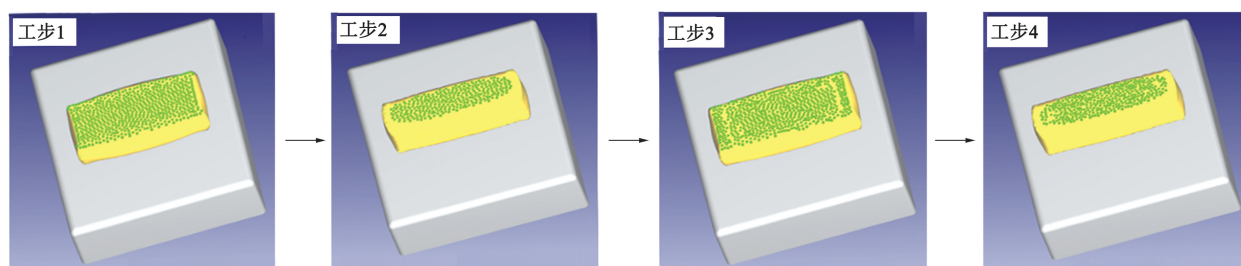


图3 整体成形方案准 β 锻造成形过程模拟示意图

Fig. 3 Schematic diagram of simulation for quasi- β forging process in integral forming scheme

异较小, 这说明锻件的横向变形程度较充足而纵向变形程度不足, 易导致锻件的横向指标富余量较大, 但纵向指标富余量不足甚至不合格。

图5为分步成形过程模拟示意图, 图6为对应的每工步下的温度场分布和应变场分布。在温度场方面, 4个工步的最高温度维持在 986~992 $^{\circ}\text{C}$ 。由于变形时间较长, 锻件平均温度在每工步完成后均有 10~20 $^{\circ}\text{C}$ 的温降, 且远低于整体成形。在应变场方面, 每工步厚度方向增加的平均应变约为 0.2, 每工步宽

度方向增加的平均应变约为 0.1, 各工步均有一定程度的变形量。从变形均匀性来说, 锻件的长度两端和表层金属均有一定程度的应变, 且高应变区沿着长度方向均匀分布, 变形程度相对整体成形方案更加均匀, 锻件纵横向变形程度的差异性也得到了明显改善。锻造结束时最小等效应变由 0.10 提高至 0.22, 等效应变不足 0.25 的区域占比体积分数由约 20% 降低至 3%, 锻件总体应变分布在 0.22~0.87 之间。

综上所述可以看出, 与整体成形相比, 采用分步成

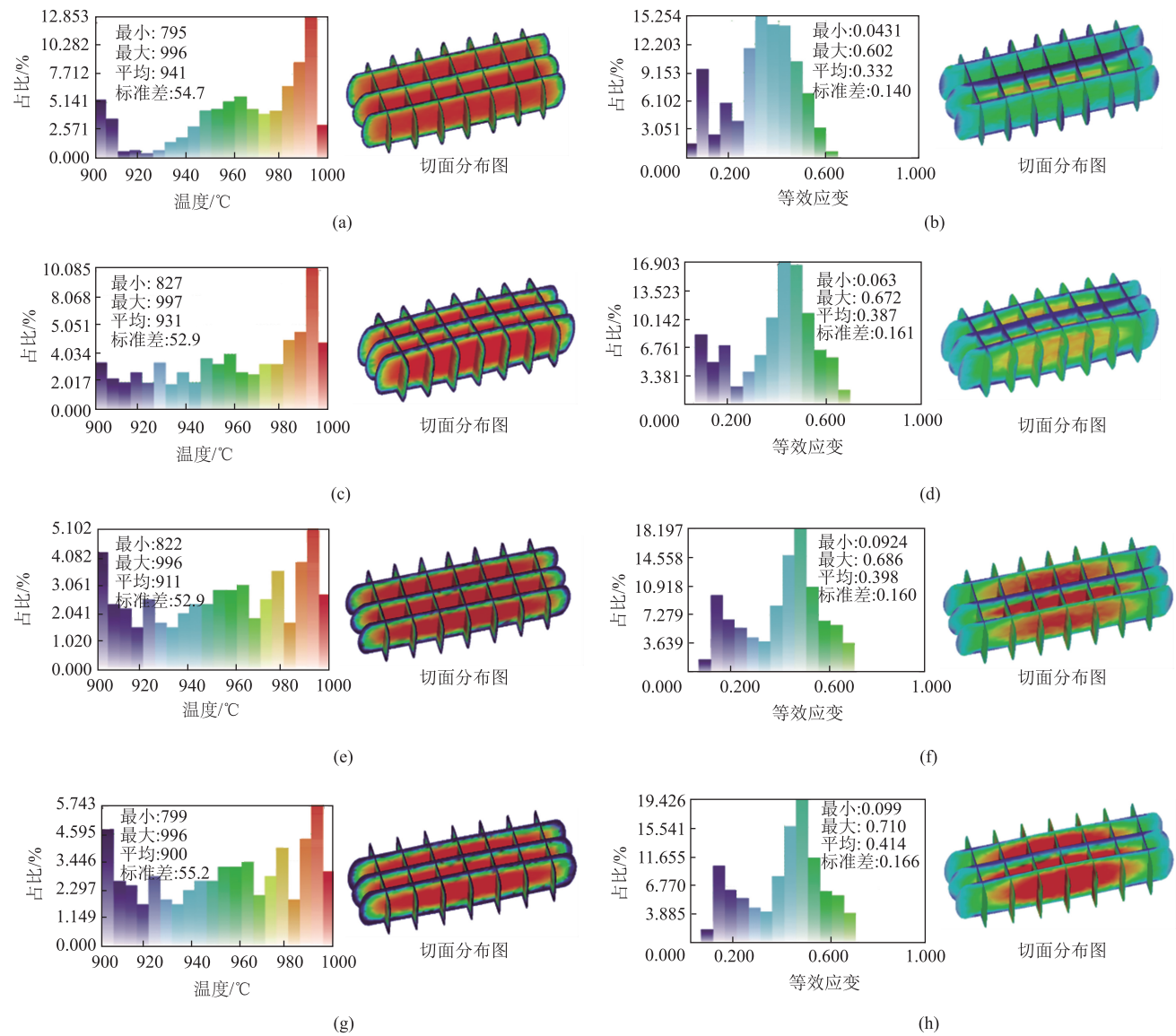


图 4 整体成形方案锻件温度和应变分布情况

(a) 工步 1, 温度 (b) 工步 1, 等效应变 (c) 工步 2, 温度 (d) 工步 2, 等效应变 (e) 工步 3, 温度
(f) 工步 3, 等效应变 (g) 工步 4, 温度 (h) 工步 4, 等效应变

Fig. 4 Distributions of temperature and strain for forgings in integral forming scheme

(a) Step 1, temperature (b) Step 1, equivalent strain (c) Step 2, temperature (d) Step 2, equivalent strain
(e) Step 3, temperature (f) Step 3, equivalent strain (g) Step 4, temperature (h) Step 4, equivalent strain

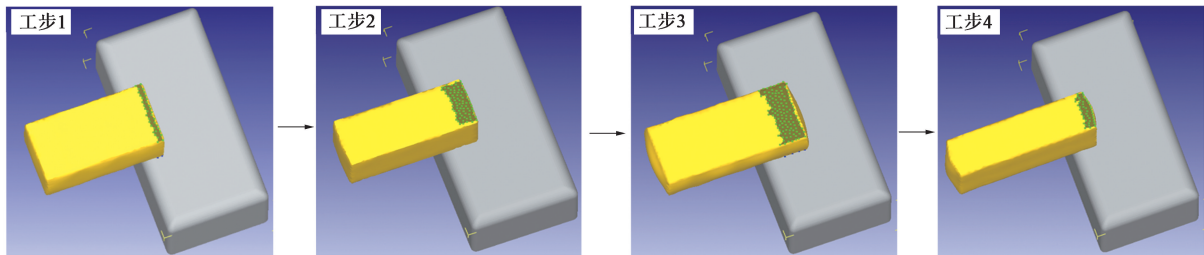


图 5 分步成形方案准 β 锻造成形过程模拟示意图

Fig. 5 Schematic diagram of simulation for quasi- β forging process in stepwise forming scheme

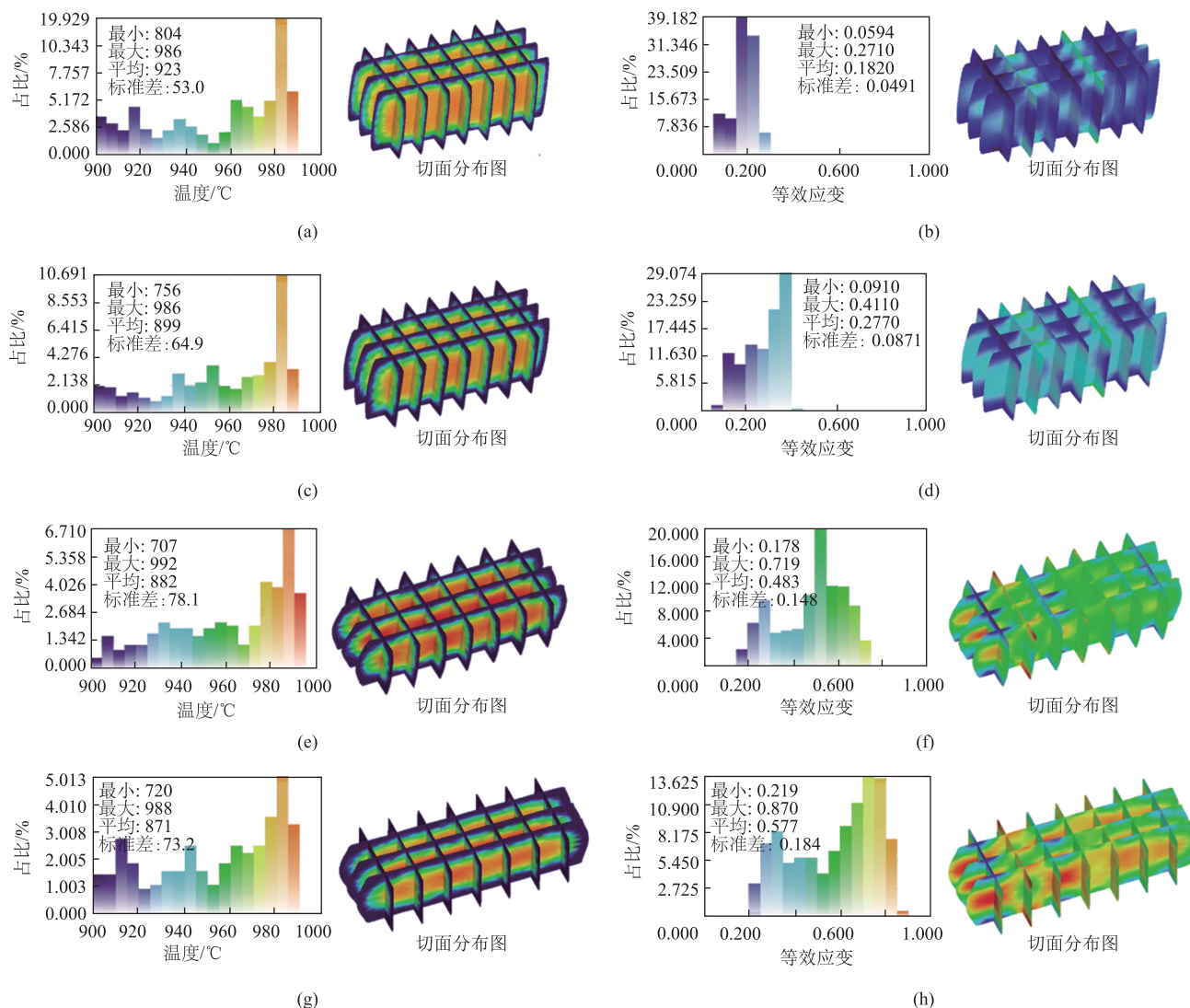


图6 分步成形方案锻件温度和应变分布情况

(a) 工步1, 温度 (b) 工步1, 等效应变 (c) 工步2, 温度 (d) 工步2, 等效应变 (e) 工步3, 温度
(f) 工步3, 等效应变 (g) 工步4, 温度 (h) 工步4, 等效应变

Fig. 6 Distributions of temperature and strain for forgings in stepwise forming scheme

(a) Step 1, temperature (b) Step 1, equivalent strain (c) Step 2, temperature (d) Step 2, equivalent strain
(e) Step 3, temperature (f) Step 3, equivalent strain (g) Step 4, temperature (h) Step 4, equivalent strain

形提高了锻件表面的应变, 优化了锻件整体应变的分布, 显著减少了变形死区。

2.2 显微组织分析

图7为锻件表层和心部的显微组织。从图7可以看出, 整体成形过程中锻件心部和表面均存在晶界 α 相, 而分步成形过程中则几乎无晶界 α 相。整体成形过程中, 由于表面变形量小, 使得析出的晶界 α 相不能被细化^[10]; 而在心部, 由于升温导致 α 相难以在变形过程中析出, 只能在空冷以及后续的双重退火热处理过程中出现^[11]。分步成形过程中, 由于应变高于整体成形, 且温度降低明显, 原始 β

晶粒被细化, 当变形过程中温度低于相变点时, 会析出 α 相, 在后续变形时 α 相会逐渐破碎。

2.3 力学性能

表3为不同工艺下锻件表面和心部的力学性能, 其中, R_m 为抗拉强度, R_{eL} 为屈服强度, A 为伸长率, Z 为断面收缩率, $T-L$ 方向断裂韧性为横向-纵向断裂韧性。由表3可以发现, 整体成形过程中, 由于晶界 α 相的存在, 塑性较低, 且表层和心部拉伸性能的极差更大。而分步成形后, 由于应变分布更加均匀, 未出现晶界 α 相, 使得塑性得到了明显的提升。在断裂韧性方面, 由于分步成形的 α 相破

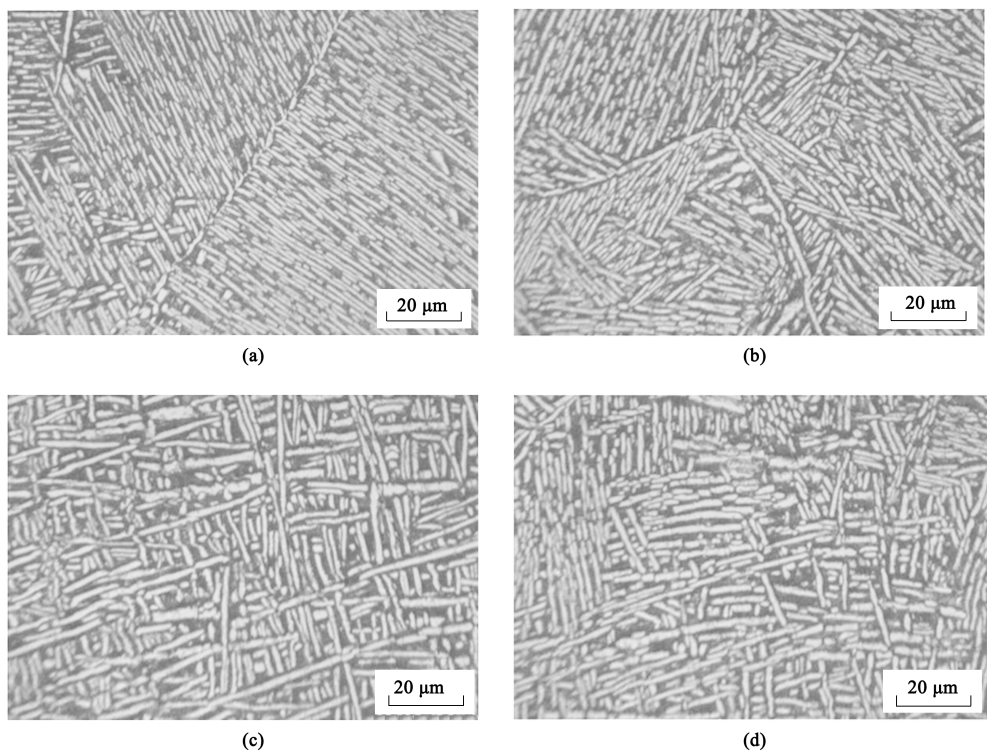


图 7 锻件的显微组织
(a) SZ1, 表层 (b) SZ1, 心部 (c) SZ2, 表层 (d) SZ2, 心部
Fig. 7 Microstructures of forgings
(a) SZ1, surface (b) SZ1, center (c) SZ2, surface (d) SZ2, center

表 3 锻件表层和心部的力学性能

Table 3 Mechanical properties of surface and center for forgings

锻件	取样区域	纵向室温拉伸				横向室温拉伸				<i>T-L</i> 方向断裂韧性/ (MPa·m ^{1/2})
		<i>R_m</i> /MPa	<i>R_{eL}</i> /MPa	<i>A</i> /%	<i>Z</i> /%	<i>R_m</i> /MPa	<i>R_{eL}</i> /MPa	<i>A</i> /%	<i>Z</i> /%	
技术要求	—	≥1070	≥970	≥8	≥15	≥1070	≥970	≥6	≥10	≥70
SZ1	表层	1184	1024	8.0	19	1162	1016	10.5	19	90.4
		1184	1022	8.5	18	1166	1022	8.5	19	
	心部	1162	996	8.5	19	1138	988	9.0	24	94.4
		1154	989	8.5	22	1129	986	9.5	21	
SZ2	表层	1167	1014	11.0	26	1147	1006	10.5	25	86.0
		1170	1016	10.0	23	1149	1008	10.0	26	
	心部	1170	997	12.5	24	1155	994	10.0	22	85.7
		1174	999	11.0	22	1141	989	11.0	27	

碎程度较高，使得裂纹扩展所需能量降低，导致断裂韧性略有下降^[12]。因此，从组织性能均匀性考虑，应采用分步成形方式。

3 结论

(1) 整体成形方式锻件心部温升明显，且锻件心部应变远大于边部。分步成形方式锻件整体应变

分布更加均匀。

(2) 整体成形后，锻件心部和表面存在晶界 α 相，主要是由于锻件心部温升和表面变形量较低导致的。

(3) 整体成形后，锻件拉伸性能极差较大，且由于晶界 α 相的存在，导致塑性较低。分步成形后，锻件整体性能更加均匀，塑性提高。因此，从组织性能均匀性考虑，应采用分步成形的方式。

参考文献：

- [1] 郭鸿镇. 合金钢与有色金属锻造 [M]. 2 版. 西安: 西北工业大学出版社, 2009.
- Guo H Z. Alloy Steel & Nonferrous Alloys Forging [M]. 2nd Edition. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2009.
- [2] 曹春晓. 选材判据的变化与高损伤容限钛合金的发展 [J]. 金属学报, 2002, 38 (Z1): 4-11.
- Cao C X. Change of material selection criterion and development of high damage-tolerant titanium alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38 (Z1): 4-11.
- [3] 赵永庆, 曲恒磊, 冯亮, 等. 高强高韧损伤容限型钛合金 TC21 的研制 [J]. 钛工业进展, 2004, 21 (1): 22-24.
- Zhao Y Q, Qu H L, Feng L, et al. Research on high strength, high toughness and high damage-tolerant titanium alloy-TC21 [J]. Titanium Industry Progress, 2004, 21 (1): 22-24.
- [4] 蓝希鑫, 欧阳德来, 陈同彩, 等. 多向锻造对 TC21 钛合金 $\alpha+\beta$ 片层组织球化的影响 [J]. 塑性工程学报, 2020, 27 (12): 24-29.
- Lan X X, Ouyang D L, Chen T C, et al. Effect of multi-directional forging on spheroidization of $\alpha+\beta$ lamellar structure of TC21 titanium alloy [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2020, 27 (12): 24-29.
- [5] 王哲, 刘程程, 李海宾. TC21 钛合金网篮组织特征对力学性能的影响研究 [J]. 中国材料进展, 2023, 42 (8): 657-661.
- Wang Z, Liu C C, Li H B. Influence of basket microstructure characteristics on mechanical properties of TC21 titanium alloy [J]. Materials China, 2023, 42 (8): 657-661.
- [6] Wen X, Wan M P, Huang C W, et al. Effect of microstructure on tensile properties, impact toughness and fracture toughness of TC21 alloy [J]. Materials & Design, 2019, 180: 107898.
- [7] Wen X, Wan M P, Huang C W, et al. Strength and fracture toughness of TC21 alloy with multi-level lamellar microstructure [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 740-741: 121-129.
- [8] Wang J X, Ye X W, Li Y H, et al. Effect of annealing temperature on mechanical properties of TC21 titanium alloy with multilevel lamellar microstructure [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 869: 144788.
- [9] Li C M, Huang L, Zhao M J, et al. Hot deformation behavior and mechanism of a new metastable β titanium alloy Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al in single phase region [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 814: 141231.
- [10] 黄定辉, 赵顺峰, 洪鑫, 等. 准 β 锻工艺对 TC21 组织和性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2014, 43 (17): 135-137.
- Huang D H, Zhao S F, Hong X, et al. Effects of quasi β forging process on microstructure and properties of TC21 titanium alloy [J]. Hot Working Technology, 2014, 43 (17): 135-137.
- [11] 朱知寿, 王庆如, 郑永灵, 等. 损伤容限型钛合金新型 β 锻造工艺 [J]. 中国有色金属学报, 2004, 14 (Z3): 13-16.
- Zhu Z S, Wang Q R, Zheng Y L, et al. A new β forging processing for damage tolerance titanium alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14 (Z3): 13-16.
- [12] 刘松良. TC21 钛合金准 β 锻变形量对力学性能的影响 [J]. 大型铸锻件, 2023, (5): 17-23.
- Liu S L. Effect of quasi- β forging deformation on mechanical properties of TC21 titanium alloy [J]. Heavy Casting and Forging, 2023, (5): 17-23.

关于中国机械工程学会塑性工程分会发展会员的通知

中国机械工程学会塑性工程(锻压)分会成立于1963年,是全国性的锻压科学技术工作者的学术性社会团体。经本会理事会研究决定:凡承认本会章程并符合条件者,可申请为本会会员。

会员的权利与义务: 1. 颁发个人/单位会员证书及铜牌,铜牌由秘书处统一制作并颁发,可申请定制; 2. 参加本学会组织的年会会议费可享受适当优惠; 3. 优先参加本会组织举办的国内外有关学术活动和其他活动; 4. 优先获得本会的有关学术资料,免费获赠会刊《锻压技术》杂志(个人会员6期/年,单位会员12期/年); 5. 在学会网站首页进行企业宣传、logo链接; 6. 享有本会的选举权、被选举权和表决权(学生会员除外); 7. 接受本会委托,进行论证、评议、咨询等工作; 8. 享有入会、退会的自由。

申请手续: 1. 通过学会官网(www.cstp-cmes.org.cn)点击立即注册在线提交入会申请; 2. 经审批通过后,将邮件通知申请单位或个人进行会费缴纳; 3. 会员缴纳会费后正式登记,自行登录个人中心首页-我的证书预览或下载会员证书。

地 址: 北京市海淀区学清路18号711室塑性工程分会

电 话: 010-62920654

网 址: www.cstp-cmes.org.cn

联系人: 李世龙

邮 箱: duanya@cmes.org

中国机械工程学会塑性工程分会