

Ti-6Al-4V 合金双相片层组织的微观断裂演化模拟

党理想¹ 李昱莹² 张 腾² 段 伟^{1,2} 张 严^{1,2} 张帅锋² 吕逸帆² 汪朝晖¹ 周建新³

(1. 武汉科技大学冶金装备及其控制教育部重点实验室, 武汉 430081; 2. 中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 洛阳 471039; 3. 华中科技大学材料成形与模具技术全国重点实验室, 武汉 430074)

摘 要 通过建立 Ti-6Al-4V 合金双相片层组织裂纹萌生与扩展的数值模型, 研究了片层组织含量对合金韧性的影响。基于晶体塑性理论、耦合内聚力模型, 建立片层组织 RVE 模型。通过调控双相片层组织比例与分布, 预测拉伸载荷作用下合金裂纹萌生位置与扩展路径。模拟结果表明, 亚临界扩展持续时间和临界强度因子随着片层含量增加而增加, 片层组织可通过减少应力集中与位错堆积提升合金韧性。该研究结果有助于进一步了解 Ti-6Al-4V 合金双相片层组织的增韧机制。

关键词 Ti-6Al-4V; 片层组织; 裂纹; 数值模拟

中图分类号 TG146.23; TG115.21; TP311

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240187

Microstructure Evolution Simulation of Duplex Layer Structure in Ti-6Al-4V Alloy

DANG Lixiang¹, LI Yuying², ZHANG Teng², DUAN Wei^{1,2}, ZHANG Yan^{1,2}, ZHANG Shuaifeng², LÜ Yifan²,
WANG Zhaohui¹, ZHOU Jianxin³

(1. Key Laboratory of Metallurgical Equipment and Control Technology, Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081; 2. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471039; 3. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074)

Abstract: A numerical model for the initiation and propagation of cracks in duplex lamellar microstructure of Ti-6Al-4V alloy was established, and influence of duplex layer microstructure ratio on the toughness of alloy was investigated. Based on crystal plasticity theory and coupled cohesive force model, an RVE model of lamellar microstructure was constructed. By adjusting proportion and distribution of the duplex layer, the location of crack initiation and propagation path under tensile loading was predicted. The simulation results indicate that the subcritical propagation duration and critical stress intensity factor are increased with the increase of layer proportion, and lamellar microstructure can enhance the toughness of alloy by reducing stress concentration and dislocation accumulation. The results are contributed to a better understanding of potential toughening mechanisms of duplex layer microstructure in Ti-6Al-4V alloy.

Key Words: Ti-6Al-4V, Lamellar Structure, Cracks, Numerical Simulation

Ti-6Al-4V 作为一种典型的双相合金, 因其比强度高、耐腐蚀性与耐热性好被广泛应用于航空航天^[1]、船舶^[2-3]零件的制造。增材制造 Ti-6Al-4V 合金具有较高的抗拉强度与屈服强度, 但伸长率通常低于 8% 的锻件标准要求^[4]。因此, 需要对其进行热处理, 在保证抗拉强度与屈服强度的同时提升其塑性。研究指出, 热处理后钛合金内部马氏体组织转变为双相片层组织, 对合金伸长率影响较大, 然而基于试验研究无法直接观测片层组织的影响, 针对其增韧机制的研究也较为缺

乏^[5-6]。因此, 通过数值模拟研究双相片层组织对合金变形与裂纹萌生扩展的影响具有积极意义。

随着材料微观组织结构特点研究的日益深入与数值模拟技术的快速发展, 越来越多的研究者通过建立材料本构模型并结合数值模拟来研究材料的断裂行为。LI J H 等^[7]利用分子动力学方法获得了真孪晶 γ/γ 界面内聚区模型 (Cohesion zone model, CZM) 本构参数, 结合 Voronoi 方法建立了多晶 γ -TiAl 的细观模型, 并将 CZM 本构参数耦合到该模型中, 建立了预测

收稿日期: 2024-04-30; 修订日期: 2024-06-23

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52175359); 博士后科学基金资助项目 (2023M743281)

第一作者简介: 党理想, 男, 1999 年出生, 硕士研究生, E-mail: 1549415252@qq.com

通信作者: 段伟, 男, 1983 年出生, 副教授, E-mail: duanwei@wust.edu.cn

引用格式: 党理想, 李昱莹, 张腾, 等. Ti-6Al-4V 合金双相片层组织的微观断裂演化模拟[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(5): 698-703.

DANG L X, LI Y Y, ZHANG T, et al. Microstructure evolution simulation of duplex layer structure in Ti-6Al-4V alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(5): 698-703.

γ -TiAl合金裂纹扩展行为的多尺度模型。XIE G Q等^[8]通过分子动力学模拟结合CZM模型研究晶粒尺寸对多晶NiTi合金裂纹扩展的影响。为了准确描述晶界对材料力学行为的影响机制,ZHAO Y L等^[9]提出了一种考虑晶界取向的多晶材料多尺度建模方法。该方法基于分子动力学、晶体塑性理论和CZM模型,综合考虑了晶粒原子尺度上的取向信息。综上,建立准确描述材料组织结构特点的数值模型可提高数值模拟的准确性。

本研究基于晶体塑性有限元理论,耦合双线性内聚力本构模型,建立片层组织的代表性体积单元(Representative Volume Element, RVE)模型,通过模拟预测片层组织裂纹萌生位置与扩展路径,研究片层组织含量与分布对合金韧性的影响,旨在为产业应用提供参考。

1 合金片层组织断裂数值模型建立

1.1 晶体塑性理论

本研究中晶体塑性理论基于Huang单晶模型,在此基础上进行改进并应用于多晶体模拟。晶体的非弹性变形假定从结晶滑移中产生,通过位错运动使物质在晶格中流动。总应变变形梯度 F 可表示为:

$$F = F^e F^p \quad (1)$$

式中, F^e 为弹性应变梯度,包括晶格变形畸变和刚性转动; F^p 是由位错引起的塑性应变梯度。 F^p 的变化率与 α 滑移系的滑移率 $\dot{\gamma}^\alpha$ 有如下关系:

$$F^p (F^p)^{-1} = \dot{\gamma}^\alpha s^\alpha \otimes m^\alpha \quad (2)$$

式中, $\dot{\gamma}$ 为剪切应变率; s 为滑移方向; m 为滑移平面方向; α 为对应滑移系。剪切应变率 $\dot{\gamma}$ 和滑移分切力之间遵从指数关系:

$$\dot{\gamma}^\alpha = \dot{\gamma}^\alpha \left(\frac{\tau^\alpha}{g^\alpha} \right) \left| \frac{\tau^\alpha}{g^\alpha} \right|^{n-1} \quad (3)$$

式中, τ 为解析剪切应力; g 为滑移阻力; n 为剪切应变敏感系数。滑移阻力与位错关系如下:

$$\dot{g}^\alpha = h_{\alpha\beta} \dot{\gamma}^\beta \quad (4)$$

式中, $\dot{g}$ 为滑移阻力变化率; $h_{\alpha\beta}$ 为滑移系之间硬化模量,当 $\alpha = \beta$ 时,为自硬化模量; $\alpha \neq \beta$ 时,为潜硬化模量。具体硬化模量表示如下:

$$h_\alpha = h(\gamma) = h_0 \operatorname{sech}^2 \left| \frac{h_0 \gamma}{\tau_s - \tau_0} \right| \quad (5)$$

$$\gamma = \sum_\alpha \int_0^t |\dot{\gamma}^\alpha| dt \quad (6)$$

$$h_{\alpha\beta} = qh(\gamma) \quad (\alpha \neq \beta) \quad (7)$$

式中, h_0 为初始硬化模量; γ 为所有滑移累积剪切应变; τ_0 为初始临界分切应力; τ_s 为饱和流变应力; q 为常数,代表自硬化与潜硬化效应比值。

1.2 内聚力模型

本研究采用内聚力模型描述Ti-6Al-4V合金微观尺度的断裂行为。通过在几何模型特定界面插入内聚力层,内聚力层以张力与位移之间函数关系描述材料的损伤行为,这种函数关系被称为 T - S 曲线。 T - S 曲线具有多种描述张力与位移之间关系的形式,其中包括双线性模型,其参数见表1^[10]。图1为内聚力理论模型,右侧曲线显示当初始损伤应力值达到 $N_{\max}$ 时,内聚力开始失效发生损伤,初始失效位移为双线性曲线中的 δ_{init} 。当破坏位移达到最大损伤位移即 δ_{fail} 时,内聚力层完全失效。

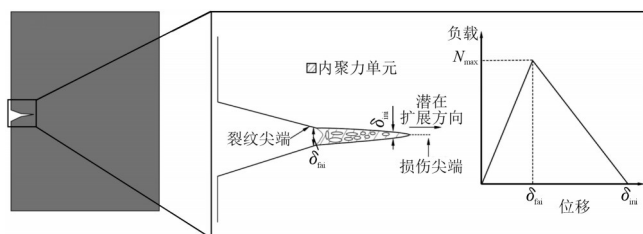


图1 内聚力模型

Fig.1 Cohesive model

表1 双线性本构模型参数^[10]

Tab.1 Bilinear constitutive model parameters^[10]

损伤应力/GPa	损伤位移/nm	刚度/($\times 10^7$ $\mu\text{N} \cdot \mu\text{m}^{-3}$)	断裂能/($\text{J} \cdot \text{m}^{-2}$)
10.24	1.798	9.225	9.2

1.3 建立双相片层代表性体积单元

双相片层组织的RVE模型建模过程见图2,首先通过Voronoi镶嵌表征多晶结构,Voronoi镶嵌是一种通过一定数量的离散点 S 将空间分割成多个区域,这些区域是由给定一组点到最近点的距离所确定的。Voronoi镶嵌域 Ω_i 由下式给出^[11],

$$\Omega_i = \{x \in X | d(P_i, x) < d(P_j, x)\}, i \neq j \quad (8)$$

式中, X 为Euclidean距离函数 d 的集合。

其次,将生成的多晶结构离散成单个晶粒,再利用

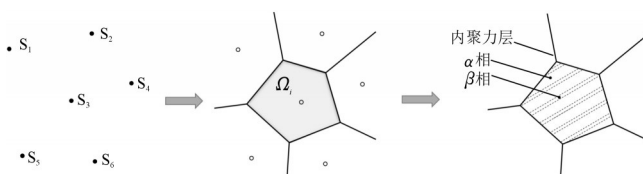


图2 建立双相片层组织的RVE模型

Fig.2 Establishment of RVE model for duplex lamellar microstructure

布尔求和的方法插入片层结构,其中 α 相宽度为 $2.4\text{ }\mu\text{m}$, β 相宽度为 $0.6\text{ }\mu\text{m}$ 。然后将只含有初生 α 相的晶粒与片层组织组合在一起,片层的生成方向与 Y 轴方向夹角为 $-45^\circ\sim 45^\circ$ 。最后对合金中裂纹沿晶界的演化进行模拟,沿着晶界嵌入一系列符合断裂准则的零厚度内聚单元。

Ti-6Al-4V 合金片层组织是由密排六方 α 相与体心立方 β 相组成。增材制造沉积态的 Ti-6Al-4V 合金热处理过程中, α 相沿 α' 相边界成核, β 相在 α 相边界和其内部形成。随着温度升高, α 相粗化, β 相也随之长大^[5]。在片层组织中,次生 α 相和 β 相保持一定晶相关系,即最优滑移方向一致。本研究晶相采取随机分布,片层组织中次生 α 相和 β 相保持最优滑移方向一致,具体各向异性参数以及滑移系数见表 2。

表 2 Ti-6Al-4V 合金两相弹性及相关参数^[12]

Tab.2 Double-phase elasticity and related parameters of Ti-6Al-4V alloy^[12]

TC4 合金	C_{11}	C_{12}	C_{44}	C_{13}	C_{33}	γ	n
α (HCP)	162 400	9 200	6 900	180 700	49 700	0.001	15
β (BCC)	13 500	11 300	54 900	—	—	0.001	15

注: C_{11} 、 C_{12} 、 C_{13} 、 C_{33} 和 C_{44} 为弹性常数; γ 为应变速率; n 为应变敏感指数

1.4 裂纹萌生与扩展的数值模型建立

图 3 为模型边界条件。裂纹萌生模型尺寸为 $100\text{ }\mu\text{m}\times 100\text{ }\mu\text{m}$,设置 3 组片层组织含量(面积占比)分别为 10%、30% 及 50% 的模型。边界条件为一端限制 3 个方向的自由度,另一端与参考点 P 进行耦合约束,同时在参考点 P 给予 $0\sim 10\text{ }\mu\text{m}$ 随时间线性增长的集中位移载荷。图 3b 是根据 ASTM E399 标准建立的具有多晶结构的二维 CT 样裂纹扩展模型。CT 模型尺寸为 $250\text{ }\mu\text{m}\times 240\text{ }\mu\text{m}$,其中模型左侧存在长度为

$112\text{ }\mu\text{m}$ 的预制裂纹,预制裂纹连接边长为 $100\text{ }\mu\text{m}$ 的矩形多晶区域,多晶区域内部片层组织含量分别为 15%、25%、35% 及 45%。在两个直径为 $40\text{ }\mu\text{m}$ 的圆孔中心点耦合两个参考点即 PR-1 和 PR-2,并在参考点 PR-1 和 PR-2 同时给予 $0\sim 20\text{ }\mu\text{m}$ 随时间步线性增长的集中位移载荷。

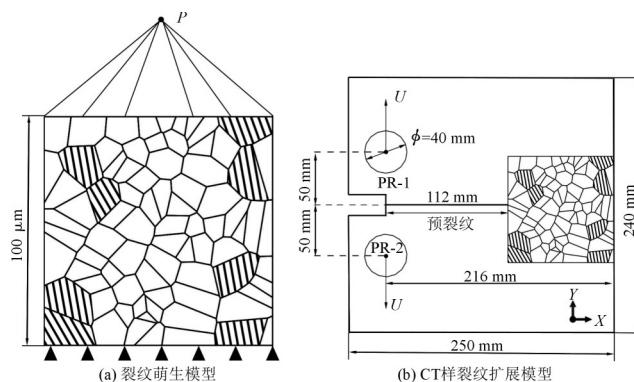


图 3 模型边界条件

Fig.3 Boundary conditions of model

2 模拟结果与分析

2.1 片层组织对裂纹萌生的影响

片层组织可减少应力集中,但初生 α 晶与片层组织之间的结构强度差异可加速晶界处的裂纹萌生。图 4 为片层组织应力分布云图。可以看出,片层组织可以平衡晶粒内部应力分布,减少应力集中,而相邻的内部组织结构取向不同时容易在晶界处形成应力集中,从而萌生裂纹。已有研究表明,连续的晶界层是易发生裂纹萌生的薄弱区域,且连续 α 晶界层和 $\alpha+\beta$ 双相片层之间(以及 α 晶界周围)较大的强度差异导致裂纹沿着 α 晶界层快速扩展^[13-14]。

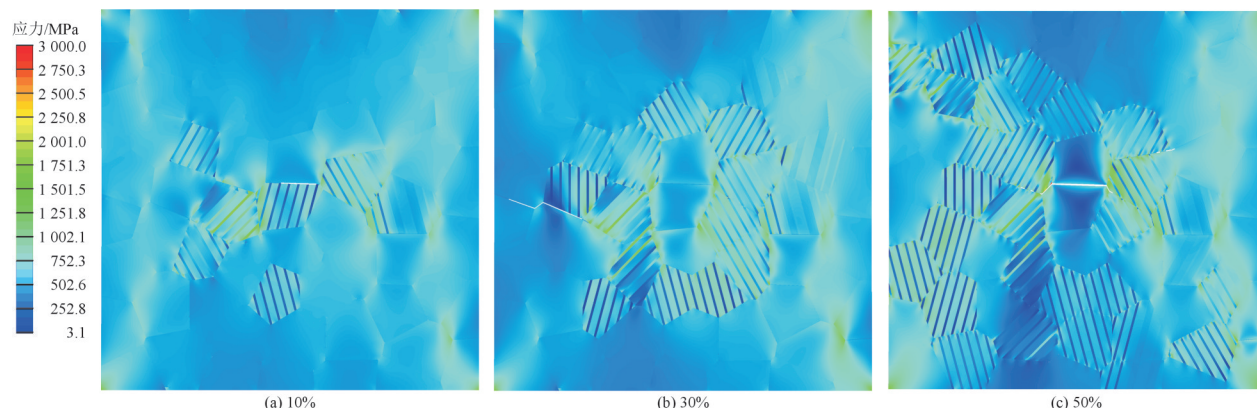


图 4 不同片层组织含量的模型裂纹萌生位置

Fig.4 Crack initiation locations of model with different lamellar microstructure contents

图 5 为模型在 P 点的支反作用力随位移载荷的变化曲线。对比可知,当片层组织含量占比由 10% 增加

至 50% 时,支反力最大值分别为 0.597、0.610 及 0.600 N。随着片层组织含量增加,支反力最大值变化

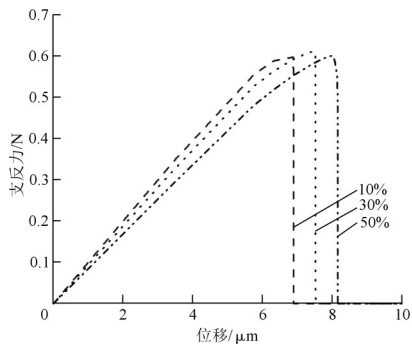


图5 参考点P的支反力随位移变化曲线

Fig.5 Support reaction force variation of reference point P with displacement

不大,而支反力最大值对应的位移值由 $6.87\ \mu\text{m}$ 增加至 $8.02\ \mu\text{m}$,图4显示了支反力最大时的云图,表明试样出现裂纹萌生时支反力达到最大。因此,随着片层组织含量增加,材料受载线性变形量增大,形变能力得到提升。有关研究^[6,15]也报道了对热等静压处理的钛合金试样进行拉伸试验,发现经后处理的 Ti-6Al-4V 合金

的延展性得到改善,并观察到试样内部马氏体组织转变为双相片层组织。

2.2 片层组织对裂纹扩展的影响

为了研究片层组织含量对 Ti-6Al-4V 合金断裂性能的影响,裂纹扩展模型片层组织含量分别为 15%、25%、35% 及 45%,采用有限元方法模拟沿晶界裂纹扩展的过程。图6为多晶区域裂纹扩展路径,图7为支反力曲线及亚临界裂纹扩展时间。可以看出,随着线性载荷持续作用,支反力先线性增加,支反力曲线出现波动时多晶区域开始萌生裂纹,此时曲线仍呈上升趋势,到达顶点后支反力曲线开始下降,直至失效。这与文献[8]报道一致,但文献[16]则报道支反力在裂纹萌生时达到最大值。分析认为片层组织通过吸收、分散位错,减少位错的堆积,同时平衡应力分布并阻碍裂纹失稳扩展从而使支反力最大值出现滞后。

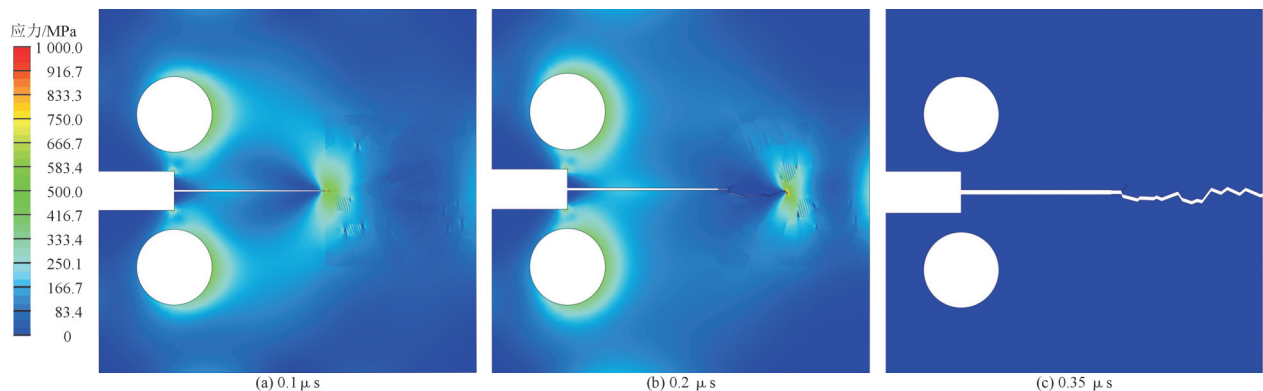


图6 多晶区域裂纹扩展路径

Fig.6 Crack propagation path in polycrystalline region

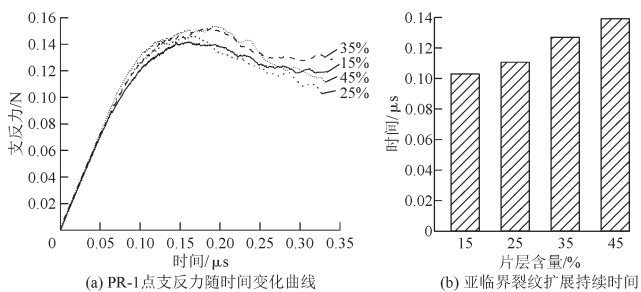


图7 支反力曲线及亚临界裂纹扩展时间

Fig.7 Support reaction curves and subcritical crack propagation time

由图7a可知,当片层组织含量低于 35% 时,支反力最大值随着片层组织的增加而增加,然而含量高于 35% 后片层组织对支反力最大值的影响不明显。金属材料发生损伤断裂时,会经历持续时间不等的亚临界裂纹扩展过程。该过程是指材料本身具有裂纹,当载

荷超过某一临界载荷而使裂纹起裂,裂纹由初始开裂直至失稳断裂前的稳定扩展过程。研究发现,延长亚临界裂纹扩展持续时间有助于阻碍材料裂纹失稳扩展而发生失效,同时提升材料塑性^[17-18]。对于多晶区域的开裂行为,由于微观尺度下每个晶界都有一个裂纹亚临界扩展阶段,裂纹扩展过程更为复杂,可以认为多晶区域的亚临界扩展持续时间是从图7a曲线最高点到终点的时间段。基于此,结合图7b可以看出,随着片层组织含量增大,多晶区域的裂纹亚临界扩展持续时间逐渐延长。因此,通过合理调控双相组织含量,可在保证高强度的同时,提高零件塑性。

临界应力强度常用来描述材料的断裂韧性,为了进一步定量研究片层组织对 Ti-6Al-4V 合金断裂性能的影响,根据标准 ASTM E399 确定了 I 型载荷条件下的临界强度因子,即 K_{IC} 值为:

$$K_{IC} = \frac{P_{\max}}{B\sqrt{W}} \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \left[0.886 + 4.64 \times \frac{a}{W} - 13.32 \times \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \times \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.60 \times \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right] \quad (9)$$

式中, a 为预制裂纹长度, $112 \mu\text{m}$; W 为常数, $400 \mu\text{m}$ 。 $P_{\max}$ 为沿 Y 方向施加在参考点 PR-1 上的最大支反力。考虑到在二维平面应变条件下厚度效应可以忽略, 试样的厚度 B 选择为 $1 \mu\text{m}$ 。图 8 为临界应力强度因子随片层含量变化曲线。可以看出, 随着片层含量增加, 临界强度因子不断增加, 表明增加 Ti-6Al-4V 合金片层组织可以提升合金断裂韧性, 保证合金的强塑性协同效应。

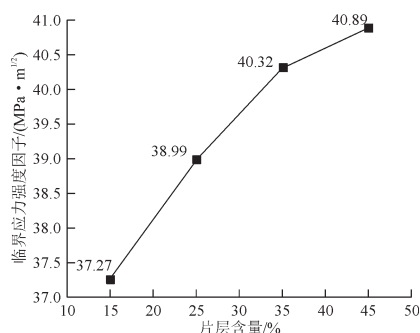


图 8 临界应力强度因子随片层含量变化曲线

Fig.8 Critical stress intensity variation with lamellar content

金属在发生断裂时, 由于尖端挤压作用使得局部温度升高引起相变^[19], 这将引起裂纹尖端附近发生损伤的特点不同。图 9 为裂纹尖端的特征区域示意图, 将损伤扩展分为 3 个区域, C 区为初始损伤区, 是裂纹萌生的区域, 在加载初期就出现了损伤, 如微裂纹、微缺陷等, 这个区域的损伤会随着加载的进一步进行而逐渐扩展。 S 区 $\rightarrow C$ 区为损伤扩展区, 是裂纹尖端周围扩展的区域, 裂纹在这里不断延伸, 在这个区域内, 损伤的扩展和裂纹增长是主要的。 S 区为塑性区, 在裂纹尖端周围的塑性区域, 由于材料

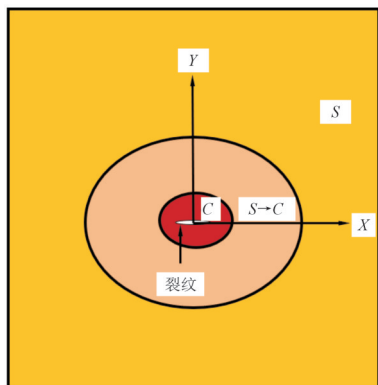


图 9 裂纹尖端的特征区域示意图

Fig.9 Schematic diagram of feature area at the crack tip

发生塑性变形, 可能会出现位错堆积、晶界滑移等损伤特征。有研究发现在小裂纹扩展的早期阶段其扩展速率受到微观组织结构的影响而明显波动, 裂纹扩展路径曲折, 随着裂纹长度增加, 微观结构影响降低^[20]。

图 10 为裂纹扩展的应力分布云图, 裂纹扩展初期片层组织中 β 相部分应力值低于周围部分, 裂纹在晶界处萌生后沿晶界进一步扩展。当裂纹尖端遇到片层组织后, 裂纹延伸角度突然加大, 出现分散生长的小裂纹进一步消耗裂纹扩散能量, 这与文献^[21]结论一致。片层组织可将裂纹尖端应力极值分散至远离尖端的两侧。一方面减少组织内部应力集中, 改善晶内与晶间应力分布情况, 防止应力集中形成贯穿裂纹, 另一方面降低裂纹尖端应力集中, 改善损伤扩展区即 $S \rightarrow C$ 的位错分布。实际上, 当金属受到外力作用时, 其内部的原子会发生滑移并形成滑移带, 滑移带的形态和分布对材料的断裂行为有显著影响, 同时滑移带的密度和宽度也会影响材料韧性。

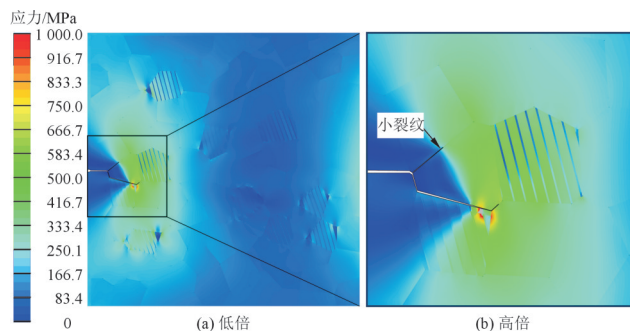


图 10 裂纹扩展的应力分布云图

Fig.10 Stress distribution nephograms of crack propagation

2.3 片层组织的增韧机制

双相片层组织 α 与 β 两相晶体结构的差异是影响其力学性能的重要因素。图 11 为不同片层组织含量特定滑移系剪切应变云图。可以看出, 片层组织中特定取向的 β 相形变程度显著大于周围组织, β 相是一种非密排结构, 滑移面不稳定, 相较于 α 相更易发生塑性变形^[22]。同时 β 相生长取向具有一定随机性, 当合金受载变形时, 片层组织中 β 相可通过吸收、分散位错, 从而减少位错的堆积和聚集, 增加合金的变形能力, 并阻碍裂纹的萌生或进一步扩展, 提高了合金的塑性。

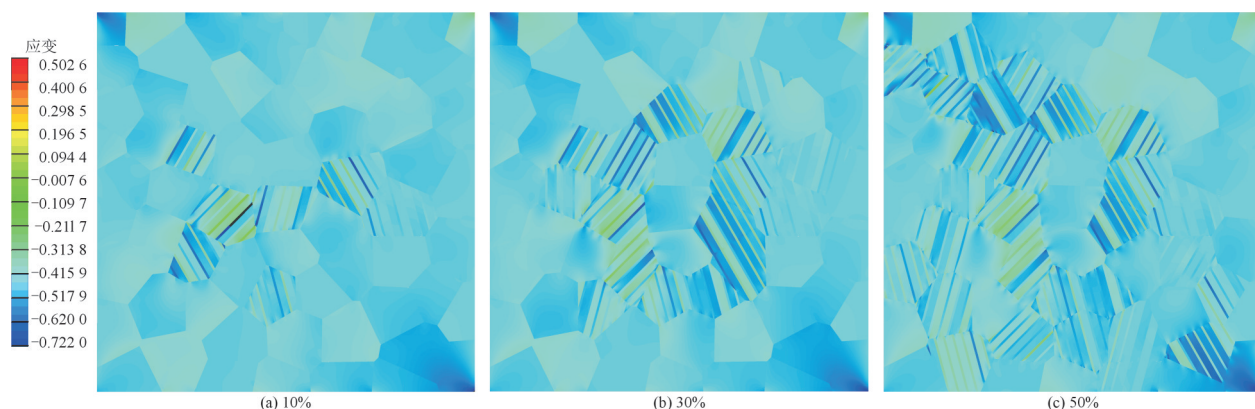


图11 不同片层组织含量特定滑移系剪切应变云图

Fig.11 Shear strain nephograms of specific slip system with different lamellar structure contents

3 结 论

(1)通过调控双相组织的含量,可以在保证高屈服强度和抗拉强度的同时,提升零件塑性。

(2)片层组织可以吸收裂纹扩展能量,在小裂纹扩展的早期阶段其扩展受到片层结构的影响,裂纹扩展路径在片层组织附近出现大角度转向,这有助于进一步消耗裂纹扩散能量。

(3)合金内部片层组织中的 β 相通过吸收、分散位错,减少位错的堆积与聚集,从而增加合金的塑性变形能力,提升其塑性和韧性。

参 考 文 献

- [1] 郑喜望,吴国清,张琦,等.大型TC4钛合金试样的退火处理模拟及变形机制研究[J].特种铸造及有色合金,2022,42(10):1210-1215.
- [2] 何伟,马红征,苗壮,等.钛合金Ti-6Al-4V螺钉断裂原因分析[J].材料开发与应用,2022,37(6):124-128.
- [3] 罗焱泽,丁强伟,李志强,等.钛合金弹簧工艺优化及可靠性研究[J].材料开发与应用,2022,37(4):65-70.
- [4] 任永明,林鑫,黄卫东.增材制造Ti-6Al-4V合金组织及疲劳性能研究进展[J].稀有金属材料与工程,2017,46(10):3160-3168.
- [5] VRANCKEN B, THIJS L, KRUTH J P, et al. Heat treatment of Ti-6Al-4V produced by selective laser melting: Microstructure and mechanical properties [J]. Journal of Alloys Compounds, 2012, 541: 177-185.
- [6] 吕周晋,李好峰,车立达,等. HIP温度对SLM制备TC4钛合金组织和力学性能的影响[J].金属热处理,2022,47(6):138-142.
- [7] LI J H, ZHANG C, FENG R C, et al. Multiscale model for crack propagation of gamma/gamma interface in gamma-TiAl alloy based on cohesive zone model [J]. Rare Met. Mater. Eng., 2021, 50: 1617-1625.
- [8] XIE G Q, WANG F, SONG B, et al. Grain size dependence of cracking performance in polycrystalline NiTi alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 884:161-132.
- [9] ZHAO Y L, SONG Q H, JI H S, et al. Multi-scale modeling method for polycrystalline materials considering grain boundary mis-orientation angle [J]. Materials Design, 2022, 221: 110-998.

- [10] MA K, REN S Z, SUN H G, et al. Molecular dynamics simulations of TC4 titanium alloy with mechanical property calculations after various heat treatments [J]. Physical Chemistry Chemical Physics, 2022, 24(41): 25367-25372.
- [11] SIERSMA D, BARNDORFF-NIELSEN O, JENSEN E. Geometry in Present Day Science [M]. Denmark: World Scientific, 1999.
- [12] 韩逢博. Ti-6Al-4V合金纳米压痕变形与高周疲劳行为CPFEM研究[D].西安:西北工业大学,2018.
- [13] SANTHOSH R, GEETHA M, SAXENA V K, et al. Effect of duplex aging on microstructure and mechanical behavior of beta titanium alloy Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn under unidirectional and cyclic loading conditions [J]. International Journal of Fatigue, 2015, 73: 88-97.
- [14] LI T L, WU H P, AN D Y, et al. By introducing heterogeneous interfaces: Improved fatigue crack growth resistance of a metastable. β titanium alloy [J]. Scripta Materialia, 2022, 220:114-921.
- [15] YAN T Q, CHEN B Q, JI X, et al. Influence of hot isostatic pressing on microstructure, properties and deformability of selective laser melting TC4 alloy [J]. China Foundry, 2021, 18: 389-396.
- [16] XU T L, WANG W, JIANG H Y, et al. Study on micro crack propagation mechanism of ferrite - pearlite gas transmission pipeline steel with lamellar structure [J]. Scientific Reports, 2022, 12(1): 18642.
- [17] GAO F Y, SUN Z G, YANG S L, et al. Stress corrosion characteristics of electron beam welded titanium alloys joints in NaCl solution [J]. Materials Characterization, 2022, 192: 112-126.
- [18] NIE B H, SONG Y, HUANG X Y, et al. Low cycle fatigue behavior of TC21 titanium alloy with bi-Lamellar basketweave microstructure [J]. Crystals, 2022, 12(6): 796.
- [19] DALY S, MILLER A, RAVICHANDRAN G, et al. An experimental investigation of crack initiation in thin sheets of nitinol [J]. Acta Materialia, 2007, 55(18): 6322-6330.
- [20] 武亮亮,焦泽辉,于慧臣.激光选区熔化TC4合金小裂纹扩展行为[J].材料工程,2023,51(6):83-92.
- [21] GUO P, ZHAO Y Q, ZENG W D, et al. The effect of microstructure on the mechanical properties of TC4-DT titanium alloys [J]. Materials Science and Engineering, 2013, A563: 106-111.
- [22] 徐迪,杨义,吴松全,等.亚稳 β 钛合金的变形机制的研究进展[J].稀有金属材料与工程,2021,42(1):53-60.

(编辑:刘晨辉)