

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.05.07

单调载荷下Q345B晶粒与晶界强度协调 数值模拟研究

胡广旭¹, 丁人杰^{1*}, 刘 洋¹, 席慧智¹, 巩庆涛²

1. 哈尔滨商业大学 轻工学院, 黑龙江 哈尔滨 150282

2. 鲁东大学 船舶与海洋学院, 山东 烟台 264025

摘要: 由于金属材料晶粒与晶界的微观力学性能存在差异, 导致其在低应力循环载荷下首先易在晶粒内产生塑性累积滑移, 直至扩展至晶界附近, 最终形成初始裂纹。为了深入理解其微观力学行为, 采用晶体塑性有限元方法, 构建了考虑微观晶粒与晶界强度差异的微观组织模型, 并开展了单调载荷下的数值模拟研究。研究基于微观组织结构电镜照片, 通过拓扑几何建立了微观组织有限元模型, 并利用晶粒与晶界差异强度比例构建了晶粒与晶界的协调本构关系。晶粒强度为宏观强度90%左右时, 晶界与晶粒协调强度下数值模拟的结果与实际拉伸试验结果更为接近。研究揭示了晶粒与晶界强度协调机制对材料力学性能的影响, 为后续循环载荷下材料的疲劳性能研究奠定了基础。本研究将晶粒与晶界强度差异引入数值模型, 并通过模拟结果与试验数据的对比验证了模型的准确性, 为深入理解材料微观结构与宏观性能之间的关系提供了新的视角。

关键词: 疲劳; 微观机制; 数值模拟; 晶粒晶界; 强度协调

中图分类号: TG406 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)05-0055-08

Numerical Simulation of Q345B Grain and Grain Boundary Strength Coordination under Monotonic Loading

HU Guangxu¹, DING Renjie^{1*}, LIU Yang¹, XI Huizhi¹, GONG Qingtao²

1. College of Light Industry, Harbin University of Commerce, Harbin 150028, China

2. Ludong University, School of Naval Architecture and Ocean Engineering, Yantai 264025, China

Abstract: Due to the differences in the microscopic mechanical properties of metal material grains and grain boundaries, plastic cumulative slip first occurs within the grains under low-stress cyclic loading until it extends to the vicinity of the grain boundaries, eventually forming initial cracks. In order to deeply understand their microscopic mechanical behaviors, the crystal plastic finite element method was adopted to construct a microstructure model considering the strength differences between micro-grains and grain boundaries, and numerical simulation studies under monotonic loading were carried out. Based on the scanning electron microscope (SEM) images of the microstructure, a microstructure finite element model was established through topological geometry, and a coordinated constitutive relationship between grains and grain boundaries was constructed by using the ratio of the difference in strength between grains and grain boundaries. When the grain strength is about 90% of the macroscopic strength, the numerical simulation results under the coordinated strength of the grain boundary and the grain are closer to the actual tensile test results. This study reveals the influence of the strength coordination mechanism between grains and grain boundaries on the mechanical properties of materials, laying a foundation for subsequent research on the fatigue properties of materials under cyclic loading. This research innovatively introduces the strength difference between grains and grain boundaries into the numerical model, and verifies the accuracy of the model

收稿日期: 2024-09-06 修回日期: 2024-12-11

基金项目: 国家基金委-山东联合基金(U2006229); 山东省重点研发计划(重大科技创新工程)(2020CXGC010701)

作者简介: 胡广旭(1983—), 男, 博士, 讲师, 主要从事焊接仿真模拟研究。E-mail: xuer_0171@163.com。

通讯作者: 丁人杰(1999—), 男, 硕士研究生, 主要从事焊接模拟研究。E-mail: 1742088132@qq.com。

through the comparison between simulation results and experimental data, providing a new perspective for deeply understanding the relationship between the microstructure and macroscopic properties of materials.

Keywords: fatigue; microscopic mechanism; numerical simulation; grains and grain boundaries; strength coordination

引用格式:胡广旭,丁人杰,刘洋,等. 单调载荷下Q345B晶粒与晶界强度协调数值模拟研究[J]. 电焊机, 2025, 55(5): 55–62.

Citation: HU Guangxu, DING Renjie, LIU Yang, et al. Numerical Simulation of Q345B Grain and Grain Boundary Strength Coordination under Monotonic Loading[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(5): 55–62.

0 引言

材料在循环扰动作用下,随着时间的推移其局部的性能会发生变化,在经历足够多的循环次数后这些部位会出现损伤、开裂一直到完全破坏的现象。疲劳破坏已经成为工程部件的主要失效形式之一,为准确评估工程部件的使用年限,需要对材料的疲劳行为进行研究。

材料内部的晶粒是具有相同晶体取向的区域,晶界则是相邻晶粒之间的界面。这些微观结构特征对材料的强度、韧性、延展性等关键属性具有重要影响。目前针对晶粒晶界微观尺度研究,学者们主要采用数值模拟方法,如分子动力学(MD)模拟、晶体塑性有限元(CPFE)模拟等,在研究材料微观结构与宏观性能的关系方面取得了重要进展。这些方法能够模拟不同晶粒尺寸和晶界结构下的材料变形行为,为揭示晶粒和晶界强度的协调机制提供了有力工具。

一些学者通过试验和理论研究揭示了晶粒尺寸、晶界结构以及它们对材料强度的影响。Hall-Petch关系揭示了晶粒尺寸与材料屈服强度之间的关系,指出材料强度随晶粒尺寸减小而增加^[1]。这种强化效应主要归因于晶界对位错运动的阻碍作用。然而,随着晶粒尺寸的进一步减小,材料可能会表现出不同的力学行为,甚至出现软化现象。在织构演化方面, Kim 等人^[17]采用晶体塑性有限元法(CPFEM)模拟了无间隙钢体心立方多晶材料压缩过程中的微观组织和织构演变。通过将CPFEM数值预测结果与EBSD试验测量结果进行对比,研究了IF钢在沟道模压缩过程中的织构演变。在力学行为方面, Shao 等人^[18]在各种固溶热处理条件下进行的一系列单轴拉伸试验,并以应力-应变曲线为特征的力学行为为前提,采用晶体塑性有限元将影

响强度和延展性的微观因素考虑进去,研究了铝合金6082的热处理条件、晶粒微观结构和相关力学性能之间的关系。杨浩等人^[19]通过晶体塑性模型模拟了QP980钢相变前后对材料力学性能的影响,结构表明,相变提高了QP980的强度和加工硬化率。

本文将在以上的基础上,基于晶体塑性有限元方法,进行晶粒晶界强度协调数值模拟,进而对晶粒晶界强度协调系数的探究。揭示材料微观结构与相关力学性能的关系,为后续循环载荷下材料的疲劳性能研究打下基础。

1 硬化方式相关理论

本文以Q345B结构钢为研究对象,是典型的弹塑性材料研究。Q345B钢的硬化准则取决于多个因素,包括材料的化学成分、热处理工艺以及应变速率等。由于其晶粒结构较为均匀,当材料受到外部加载时,内部的晶粒会呈现出较为均匀的变形,这使得材料的硬度在各个方向上变化相对一致。基于以上特点,本文选择各向同向硬化作为研究的硬化方式。

图1为线性弹塑性体的应力-应变曲线,该曲线揭示了材料在受力过程中应力与应变之间的内在

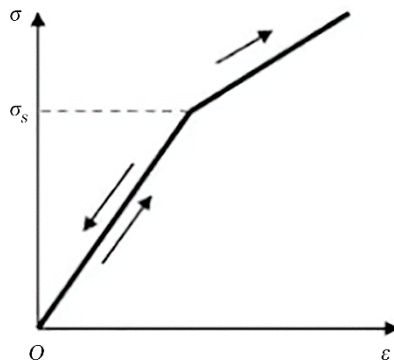


图1 线性弹塑性体应力-应变曲线

Fig. 1 Stress-strain curves of linear elastoplastics

关联,具体表现为:

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (1)$$

$$\sigma = E\varepsilon^e = E(\varepsilon - \varepsilon^p) \quad (2)$$

式中 ε 为总应变; ε^e —弹性应变; ε^p 为塑性应变; σ 为应力。

弹性本构采用广义胡克定律:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \lambda + 2G & \lambda & \lambda \\ \lambda & \lambda + 2G & \lambda \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2G \\ & & & \lambda + 2G \\ & & & & 2G \\ & & & & & 2G \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{zx} \end{bmatrix} \quad (3)$$

$$\text{式中 } \lambda = \frac{\mu E}{(1+\mu)(1-2\mu)}, G = \frac{E}{2}(1+\mu)$$

张量记法:

$$\sigma_{ij} = \delta_{ij} \lambda \varepsilon_{kk} + 2G \varepsilon_{ij} \quad (4)$$

式中 σ_i 、 τ_{ij} 为应力分量; ε_i 为应变分量; E 为弹性模量; μ 为泊松比; λ 为 Lamé 常数, 描述材料各向同性条件下的体积性能; G 为剪切模量, 材料的刚度模量或剪切刚度, 描述了材料对剪切变形的抵抗能力。

塑性本构采用 J2-塑性变形模型, 通常用于描述金属等材料在加载过程中的行为。在这个模型中, 材料的应力-应变关系通过一个描述应力的函数来表示, 这个函数取决于材料的弹性和塑性性质。J2-塑性模型基于 von Mises 屈服准则, 它假定材料在超过屈服点后会发等效应力的增加, 而不考虑材料在不同加载方向上的应变差异。这个模型在工程领域中被广泛应用, 可以帮助预测材料在复杂加载条件下的行为。

$$\sigma_e = \left[\frac{3}{2} (\sigma_{11}^2 + \sigma_{22}^2 + \sigma_{33}^2 + 2\sigma_{12}^2 + 2\sigma_{23}^2 + 2\sigma_{31}^2) \right]^{1/2} \quad (5)$$

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad (6)$$

屈服函数:

$$f = \sigma_e - \sigma_y(\varepsilon_p) = 0 \quad (7)$$

增量理论:

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda \sigma'_{ij} \quad (8)$$

各向同性硬化模型的基本公式:

$$\sigma_{\text{yield}} = \sigma_{\text{yield},0} + H(\varepsilon_p) \quad (9)$$

式中 σ_{yield} 为材料当前的屈服强度; $\sigma_{\text{yield},0}$ 为初始屈服强度; $H(\varepsilon_p)$ 为硬化函数, 通常依赖于塑性应变 ε_p 。

2 晶粒模型建立

2.1 材料数据

采用 Q345B 钢作为研究对象, 该钢主要化学成分及力学性能 (GB/T1591—2008) 如表 1、表 2 所示。

表 1 Q345B 化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of Q345B (wt. %)

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu
≤0.20	≤0.50	≤1.70	≤0.035	≤0.035	≤0.30	≤0.50	≤0.10	≤0.30

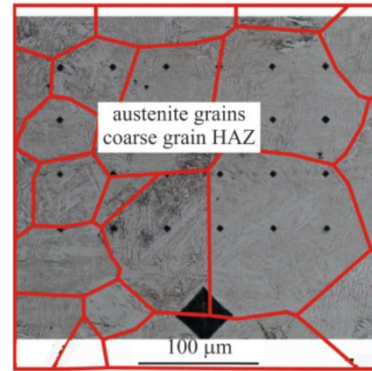
表 2 Q345B 力学性能

Table 2 Mechanical properties of Q345B

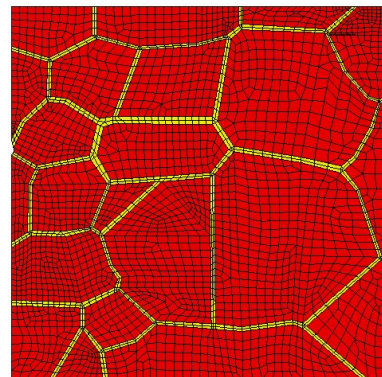
抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 R_{el} /MPa	断后伸长率 A/%	冲击吸收能 量 KV ₂ /J	硬度 HBW/750
470~630	≥305	≥19	≥34(纵向)	—

2.2 二维模型建立

为了获得在微观结构方面具有统计代表性的计算模型, 根据图 2a 的晶粒电镜图, 通过拓扑几何建立微观组织有限元模型, 绘画网格模型如图 2b 所示, 红色区域为晶粒, 黄色区域为晶界。



(a) 晶粒电镜



(b) 网格模型

图 2 二维模型

Fig. 2 Diagram of the 2D model

2.3 边界条件设置

模型位置如图3所示。对此模型进行X正方向的单轴拉伸仿真模拟试验,边界条件如表3所示。

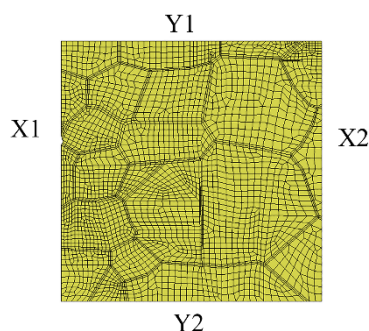


图3 模型位置示意

Fig. 3 Schematic diagram of the location of the model

表3 边界条件设置

Table 3 Boundary condition settings

位置	设置
X1	进行XY轴固定
X2	沿X轴正方向移动
Y1	进行Y轴固定
Y2	进行Y轴固定

2.4 晶粒与晶界强度协调定义

在常规室温情况下,由于晶界由高位错密度原子排列构成,晶界强度通常高于晶粒强度。因此在较低应力作用下,尽管晶界的支撑作用使材料未发生屈服,但晶粒内部可能已经存在位错滑移。随着材料变形的进展,晶粒内部的位错滑移会迁移至晶界附近,最终引起材料宏观上的塑性变形。这种材料内部微观力学行为的循环作用是导致材料在低应力高周循环疲劳下产生裂纹的根本原因。基于上述,为了探究晶粒与晶界强度差异下的微观力学行为,本研究在有限元模型的晶粒与晶界网格中选取了不同的强度值进行仿真计算。鉴于目前对晶粒与晶界强度的定量研究有限,采用变化参数的方法进行研究。所选用的晶粒晶界强度配比如表4所示。表4中,以Q345B拉伸试验的宏观强度为基准,晶粒与晶界强度值分别乘以相应的比例系数。其中晶粒强度分别为0.7B、0.8B与0.9B,并于每个晶粒强度下设计4组晶界强度,分别为1.1B、1.2B、1.3B与1.4B,其中B为拉伸试验的宏观强度。基于这些假设的晶粒晶界强度配比,分别进行了3组仿真模拟试验。

表4 晶粒晶界强度配比

Table 4 Grain boundary strength ratio table

晶粒强度比例	晶界强度比例
0.9B;0.8B;0.7B	1.4B
0.9B;0.8B;0.7B	1.3B
0.9B;0.8B;0.7B	1.2B
0.9B;0.8B;0.7B	1.1B

3 模拟结果

3.1 结果取点示意

提取模拟结果中的特定区域进行分析,如图4所示。考虑了晶粒大小不同对晶粒整体变形的影响,由于晶界强度较大,晶粒小时,晶界对晶粒的拘束度大;晶粒大时,晶界对晶粒拘束力小。因此本研究提取不同大小晶粒的模拟结果进行研究。在此模型上,对单个晶粒及其周围的晶界进行了取点,整体模型面积为 $7.812 \times 10^{-2} \text{ mm}^2$,晶界与晶粒的面积比为0.101,其中粗晶粒的区域面积为 $3.088 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$,晶界晶粒面积比为0.29;细晶粒的区域面积为 $1.401 \times 10^{-2} \text{ mm}^2$,晶界晶粒面积比为0.125。

3.2 不同晶粒晶界强度比例模拟结果对比

图5为在晶粒强度设定为0.9B的条件下,不同

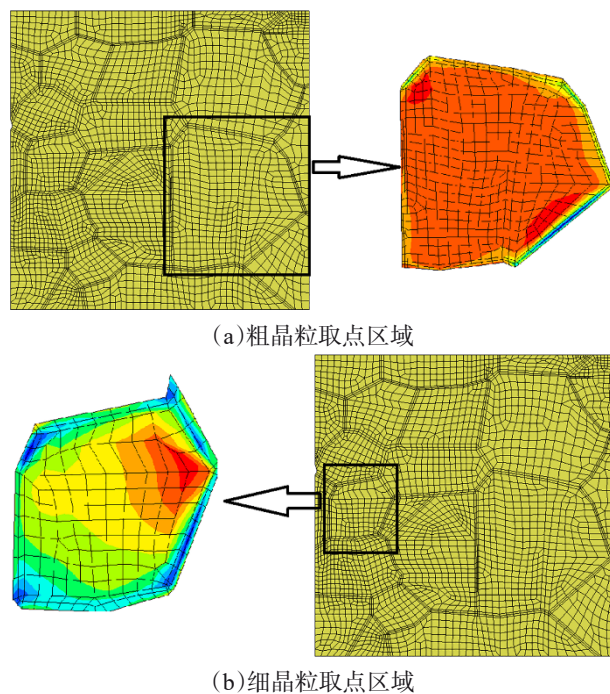


图4 模拟结果提取区域

Fig. 5 Area where the simulation results are extracted

晶界强度配比下的模拟分析结果。以晶界强度配比为横坐标,以产生不同塑性应变变形量时对应的应力值作为纵坐标。其中,点划线代表材料拉伸试验中不同塑性应变阶段的实测应力值,而不同颜色的曲线则对应相应条件下的模拟应力计算结果。

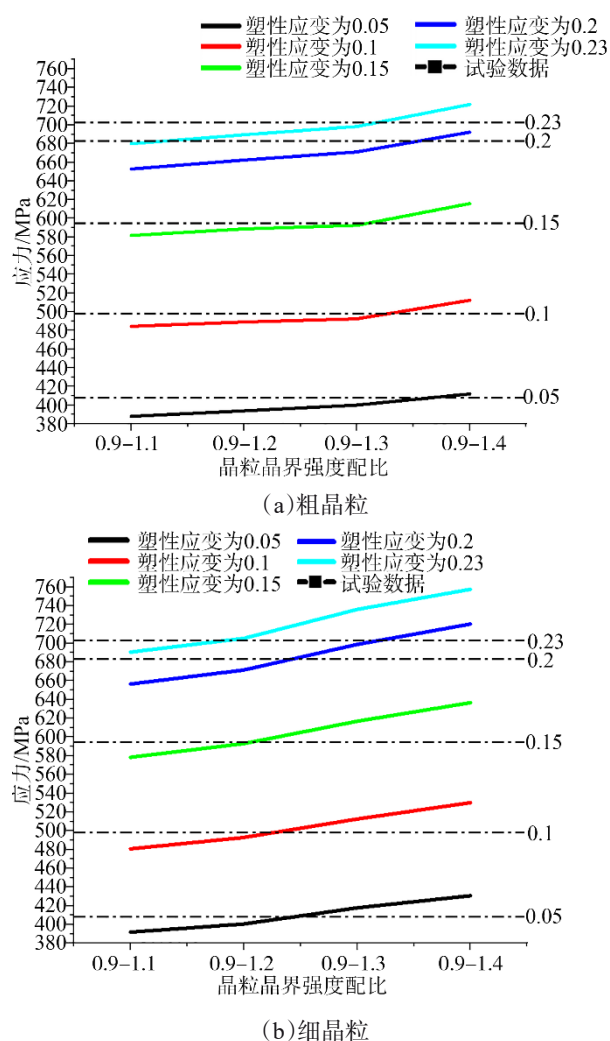


图5 局部晶粒应力-晶粒晶界强度配比曲线(晶界强度0.9B)

Fig. 5 Local grained stress-grain boundary strength ratio curve (Grain boundary strength 0.9B)

通过对图中数据的系统分析可知,当晶界强度配比处于0.9B~1.3B区间时,模拟计算结果与试验测量数据呈现出最佳的吻合度。这一结果表明,在晶粒强度固定为0.9B的前提下,晶界强度配比在0.9B~1.3B范围内时,模拟模型能够更准确地反映实际材料的力学行为,其计算结果与试验结果具有更高的一致性。单轴拉伸试验过程中,各宏观塑性

应变阶段所对应的应力实测数值如表5所示。

表5 试验数据中塑性应变-应力
Table 5 Plastic strain-stress in the test data

塑性应变	应力/MPa
0.05	408.14
0.1	498.07
0.15	594.74
0.2	682.90
0.23	702.87

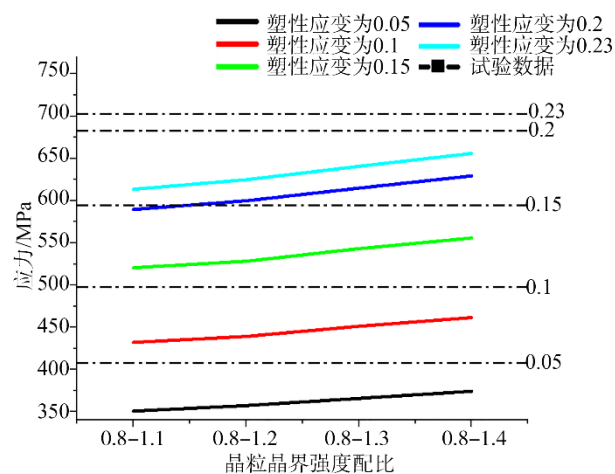
通过对图5数据的系统性对比分析发现,晶粒尺寸对晶界强度与试验结果的匹配度存在显著影响。当晶粒尺寸较小时,晶界面积占比相应增大,在此条件下,晶界强度配比处于0.9B~1.2B区间时,模拟结果与实际试验数据呈现出较高的吻合度。这表明在晶界占比较大的微观结构中,较低的晶界强度更能准确反映材料的实际力学行为。反之,在晶粒尺寸较大的体系中,由于晶界面积占比相对减小,较高的晶界强度配比更有利于模拟结果与试验测得的屈服应力值相契合。

进一步结合定量分析可知,当晶粒强度设定为试验数据的0.9B时,微观结构特征与晶界强度的匹配关系呈现明显的尺度效应:在粗晶粒体系中,晶界强度比例为1.3B时的模拟结果与试验数据最为接近;而在细晶粒体系下,1.2B的晶界强度配比则展现出更好的一致性。对应于晶界强度比例为1.2B和1.3B构建的多晶体模型,其预测的应力-塑性应变曲线与试验实测曲线在关键特征点上实现了良好的吻合,验证了该参数区间的有效性。由此可以确定,当晶界与晶粒的面积比处于0.125~0.29之间,且晶粒强度为0.9B时,晶界强度的合理取值范围为1.2B~1.3B。

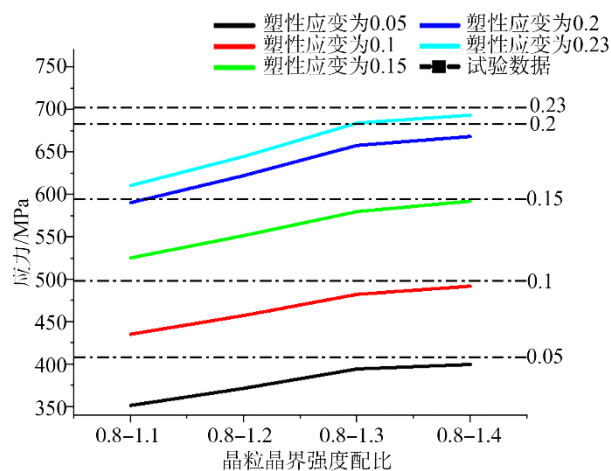
从材料力学行为的角度分析,在相同塑性应变条件下,粗晶粒体系达到该应变所需的应力值显著低于细晶粒体系。这一现象揭示了晶粒尺寸与材料强度之间的内在关联:随着晶粒尺寸的减小,材料的强度呈现出显著提升的趋势,这与经典的Hall-Petch关系所描述的细晶强化机制相吻合,表明微观结构特征对材料宏观力学性能具有决定性作用。

根据图6a,经过数据拟合可得到晶粒强度为0.8B,塑性应变为0.05时,随晶界强度变化的方程:

$$y = 64.93x + 279.39 \quad (10)$$



(a)粗晶粒



(b)细晶粒

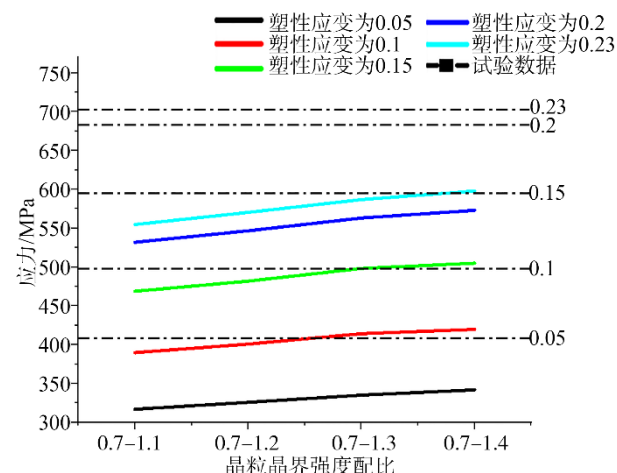
图6 局部晶粒应力-晶粒晶界强度配比曲线(晶界强度0.8B)

Fig. 6 Local grained stress-grain boundary strength ratio curve (Grain boundary strength 0.8B)

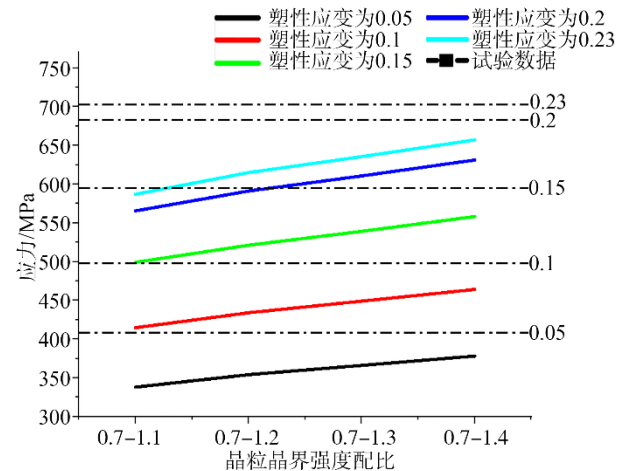
基于数值模拟与力学性能计算分析,当晶粒强度设定为0.8B时,在相同塑性应变条件下,为使模拟应力值与试验结果达成一致,需将晶界强度参数设定为晶粒强度的两倍以上。该参数设定不仅偏离材料本征力学特性,同时会导致模拟模型的力学参数体系失衡,造成计算结果与实际物理意义相悖。考虑到此类极端参数设定缺乏实际物理意义及工程应用价值,因此在本研究现阶段暂不将0.8B作为晶粒强度的可行参数进行深入探讨。

通过分析图7可知,当晶粒强度取0.7B时,即使在相同塑性应变状态下,若要使模拟应力值与试验数据相匹配,晶界强度需达到远超过晶粒强度两倍

的数值范围。这种异常的参数配比不仅与材料微观结构的力学传递机制存在显著冲突,且在现有材料科学理论框架下难以合理解释,无法形成具有实际指导意义的力学模型。基于此,本研究在后续分析中将不再考虑0.7B作为晶粒强度的有效取值。



(a)粗晶粒



(b)细晶粒

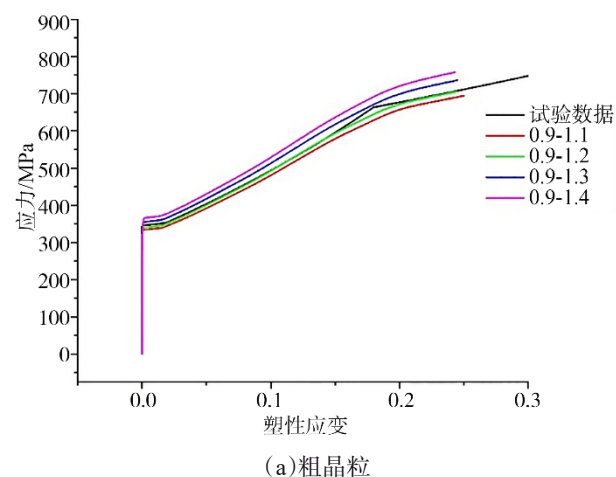
图7 局部晶粒应力-晶粒晶界强度配比曲线(晶界强度0.7B)

Fig. 7 Local coarse-grained stress-grain boundary strength ratio curve (Grain boundary strength 0.7B)

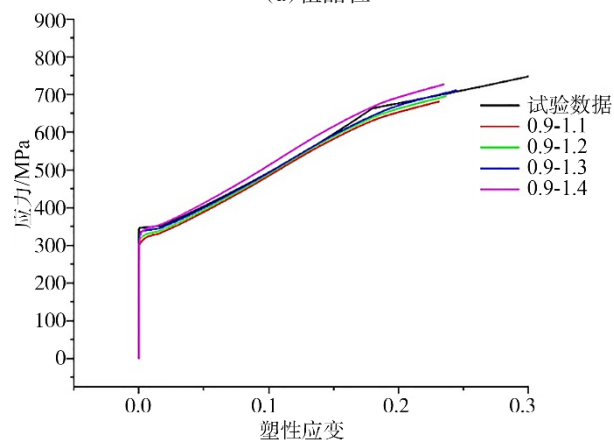
4 协调比例模拟结果与试验结果对比验证

图8为相同晶粒强度比例下,且晶粒强度比例为0.9B时,不同晶界强度的多晶体模型加载后得到的应力-塑性应变曲线。

由图可知,不同晶界强度比例的应力-塑性应变曲线皆符合线性弹塑性体的应力-塑性应变曲线。在细晶粒中,晶界强度为 1.1B、1.3B、1.4B 的多晶体模型的应力-塑性应变曲线与试验数据的应力-塑性应变曲线之间的偏差较大;在粗晶粒中,晶界强度为 1.2B、1.3B 的多晶体模型的应力-塑性应变曲线与试验数据的应力-塑性应变曲线相符合。由此可见,晶界晶粒面积比 0.125~0.29 之间时,晶粒强度为 0.9B 时,晶界强度取值范围为 1.2B~1.3B。上述整体模型的晶界晶粒比为 0.101,与面积比为 0.125 相接近,故整体模型的协调比例应选为 0.9B~1.3B。



(a)粗晶粒



(b)细晶粒

图8 局部晶粒应力-塑性应变曲线

Fig. 8 Local Grained Stress-Plastic Strain Curves

同时,随着晶界强度的增强,所要达到相同的塑性应变,其应力值相应增大,即晶界的强度增大,材料的强度随着增大,此符合实际,故该模型符合事实。且两个曲线与线性弹塑性体的应力-应变曲

线的趋势相符合,即此模拟试验符合现实。

5 结论

本文以微观组织结构电镜照片为基础,运用拓扑几何方法建立微观组织有限元模型。利用晶粒与晶界强度的差异比例,构建晶粒与晶界协调本构,并对单调载荷下微观组织力学性能进行模拟。基于 Q345B 钢在单调载荷下的宏观强度,深入研究其晶粒与晶界强度的协调数值,得出以下主要结论:

(1)晶粒强度筛选:当晶粒强度设定为 0.7B 和 0.8B 时,若想匹配试验数据中的应力值,晶界强度需远大于晶粒强度的两倍,这种情况不符合实际材料力学特性,故暂不考虑这两种晶粒强度设定。而当晶粒强度设定为 0.9B 时,能够找到与试验数据相契合的晶界强度比例,因此确定晶粒强度为试验数据的 0.9B。

(2)晶界强度确定及影响分析:在晶粒强度为 0.9B 的条件下,成功找出符合试验数据的晶界强度。此时,所选取的粗晶粒的晶界与晶粒比例为 0.125,整体模型中晶界与晶粒的面积比为 0.101,据此确定晶界强度取值应为 1.32B。通过对比晶界强度为 1.2B 和 1.3B 时的情况发现,塑性应变随着晶界强度的增大而减小,这表明材料强度会随晶界强度的增强而提升。此外,随着晶粒细化过程的进行,单位体积内晶界密度显著增加。由于晶界对位错滑移具有强烈的阻碍作用,这种微观结构演变导致材料的宏观力学性能发生显著变化。

(3)模型验证:通过晶体塑性有限元方法模拟获得的应力-应变响应曲线与试验测试结果表现出良好的一致性。这种高度吻合的数值关系有力地证明了所构建 Q345B 钢塑性本构模型的正确性和有效性。该模型不仅为后续研究提供了可靠的理论分析工具,同时能够用于系统考察材料在多种加载条件下的变形行为和损伤演化规律。

参考文献:

- [1] Hall E O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results[J]. Proceedings of the Physi-

- cal Society. Section B, 1951, 64(9): 747.
- [2] Petch N J. The Cleavage Strength of Polycrystals [J]. Journal of the Iron and Steel Institute, 1953, 174: 25–28.
 - [3] Courtney T H. Mechanical Behavior of Materials [M]. 2nd Edition, McGraw–Hill, 2000.
 - [4] Dieter G E. Mechanical Metallurgy [M]. 3rd Edition, McGraw–Hill, 1986.
 - [5] 吴晓东, 王联进, 谢坚锋, 等. F45MnVS 非调质钢动态再结晶模型与晶粒尺寸数值模拟[J]. 机械工程材料, 2021, 45(10): 84–90.
WU X D, WANG L J, XIE J F, et al. Dynamic Recrystallization Model and Grain Size Numerical Simulation of F45MnVS Non–quenched and Tempered Steel [J]. Materials For Mechanical Engineering, 2021, 45(10): 84–90.
 - [6] 张福成, 康杰. 钢中界面科学研究进展(I) [J]. 钢铁, 2022, 57(08): 11–29.
ZHANG F C, KANG J. Progress in scientific research of interfaces in steel (I) [J]. Iron and Steel, 2022, 57(08): 11–29.
 - [7] 刘颀, 朱国辉. 超细晶粒钢中晶粒尺寸对塑性的影响模型[J]. 金属学报, 2015, 51(07): 777–783.
LIU J, ZHU G H. Model of the Effect of Grain Size on Plasticity in Ultra–fine Grain Size Steels [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(07): 777–783.
 - [8] 轩福贞, 朱明亮, 王国彪. 结构疲劳百年研究的回顾与展望[J]. 机械工程学报, 2021, 57(6): 26–51.
XUAN F Z, ZHU M L, WANG G B. Retrospect and Prospect on Century–long Research of Structural Fatigue [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2021, 57(6): 26–51.
 - [9] 章海明, 徐帅, 李倩, 等. 晶体塑性理论及模拟研究进展[J]. 塑性工程学报, 2020, 27(5): 12–32.
ZHANG H M, XU S, LI Q, et al. Progress of crystal plasticity theory and simulations [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2020, 27(5): 12–32.
 - [10] Pineau A, Benzerga A A, Pardo T. Failure of metals I: Brittle and ductile fracture [J]. Acta Materialia, 2016, 107(4): 424–483.
 - [11] 杨浩, 汪华苗, 李大永. QP980 钢拉伸过程的晶体塑性模拟[J]. 上海交通大学学报, 2021, 55(11): 1476–1482.
YANG H, WANG H M, LI D Y. Crystal Plasticity Modeling of Tension Process of QP980 Steel [J]. Journal of Shanghai Jiaotong University, 2021, 55(11): 1476–1482.
 - [12] 皮华春, 韩静涛, 章传国, 等. 面心纯铝单向拉伸的晶体塑性学有限元模拟[J]. 塑性工程学报, 2007(01): 1–5.
PI H C, HAN J T, ZHANG C G, et al. Crystal plasticity finite element modeling of F.C.C. pure Al in uniaxial tensile deformation [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2007(01): 1–5.
 - [13] Prithivirajan V, Sangid M D. Examining metrics for fatigue life predictions of additively manufactured IN718 via crystal plasticity modeling including the role of simulation volume and microstructural constraints [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 783(8): 312–315.
 - [14] 郑战光, 覃里杜, 谢昌吉, 等. 晶体塑性疲劳指示因子研究方法综述[J]. 机械工程学报, 2022, 58(8): 105–116.
ZHENG Z G, QIN L D, XIE C J, et al. Research Progress of Crystal Plastic Fatigue Indicator Parameters [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2022, 58(8): 105–116.
 - [15] Signor L, Villechaise P, Ghidossi T, et al. Influence of local crystallographic configuration on microcrack initiation in fatigued 316LN stainless steel: Experiments and crystal plasticity finite elements simulations [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 649(36): 239–249.
 - [16] 幸存, 赵聘, 闫晓鹏, 等. 材料三维微结构表征及其晶体塑性有限元模拟[J]. 计算力学学报, 2019, 36(02): 233–239.
XIN C, ZHAO D, YAN X P, et al. 3D modeling microstructure and crystal plasticity finite element simulation [J]. Chinese Journal of Computational Mechanics, 2019, 36(02): 233–239.
 - [17] Kim D K, Kim J M, Park W W, et al. Three-dimensional crystal plasticity finite element analysis of microstructure and texture evolution during channel die compression of IF steel [J]. Computational Materials Science, 2015, 100(4): 52–60.
 - [18] Shao Z, Lee J, Wang J, et al. A study of various heating effects on the microstructure and mechanical properties of AA6082 using EBSD and CPFE [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 818: 1–13.