

基于晶体塑性的镍基单晶合金横向高温力学性能研究

孔令宇 武建国 武雷刚 刘二强 申 强 林金保
(太原科技大学应用科学学院)

摘 要 采用 CPFEM 方法对单晶镍基高温合金 DD6 在 760 ℃ 下的横向拉伸力学性能进行了研究, 分别在不同晶体取向和加载应变速率条件下对合金的力学性能和晶体变形特征进行了分析。结果表明, 计算得到的本构参数可很好的表达其力学性能, 在横向拉伸下, 弹性模量随晶体偏转角度增加而增加。由于不同取向下滑移系激活情况不同, 合金在 [100] 和 [110] 取向具有较高的屈服应力, 而在 [120] 取向合金则表现出较低的屈服应力。同一晶体取向不同应变速率条件下, 屈服应力与应变速率的自然对数呈线性关系。

关键词 CPFEM; 镍基单晶合金; 横向拉伸; 滑移系; 应变速率

中图分类号 O331; TG146.1⁺5 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.09.008

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Elevated-temperature Transverse Mechanical Properties of Nickel-based Single Crystal Alloy based on CPFEM

Kong Lingyu, Wu Jianguo, Wu Leigang, Liu Erqiang, Shen Qiang, Lin Jinbao
(College of Applied Science, Taiyuan University of Science and Technology)

Abstract: Crystal plasticity finite element method (CPFEM) was adopted to investigate the transverse tensile mechanical properties of single crystal nickel-based superalloy DD6 at 760 ℃. The influence of crystal orientation and loading strain rate on the mechanical properties and deformation characteristics of DD6 alloy were analyzed as well. The results indicate that the calculated constitutive parameters can express the mechanical performance of DD6 well and elastic modulus is increased with the increase of crystal deflection angle under transverse tensile condition. A higher yield stress in the [100] and [110] orientation and a lower yield stress and better ductility in [120] orientation can be obtained due to the various activation of crystal slip system for different orientations. For the same crystal orientation, yield stress and the natural logarithm of strain rate shows a linear relationship under different strain rates.

Key Words: CPFEM, Nickel-based Single Crystal Alloy, Transverse Tensile, Slip System, Strain Rate

航空工业发展对航空发动机发热部件材料的力学性能要求越来越高, 镍基单晶高温合金因其具有优异的高温力学性能而被广泛用于航空发动机的热部件^[1]。为适应航空发动机叶片高温和高应力等服役工况, 主应力轴的取向往往平行于镍基单晶的 [001] 取向。因此, 针对镍基单晶合金 [001] 取向的力学性能的研究很多^[1~3]。李钢等^[2]研究了偏离 [001] 取向的 3 种镍基单晶的蠕变变形行为。SHANG Z 等^[3]开发了一种 [001] 取向的镍基单晶高温合金, 并指出在 760 ℃ 下达到了其最大的抗拉强度和抗压强度, 又展现出优异的显微组织热稳定性。

然而涡轮叶片的整体受力情况非常复杂, 如槽口处

也会受到垂直于 [001] 方向拉应力的作用。但叶片制造过程中既未规定也未控制垂直于 [001] 方向的组织和力学特征^[4]。因此研究垂直于 [001] 方向的横向拉伸力学性能非常必要, SABNIS P A 等^[5]和 ZHOU Z J 等^[6]研究了 [100] 和 [010] 取向对于纵向拉伸性能的影响, 提出对 [100] 取向的优化可能是提升涡轮叶片力学性能的一种潜在的途径。而目前对于镍基单晶的横向拉伸的研究较少, 但这也是保证涡轮叶片优良力学性能的重要研究方向之一^[7,8]。

TAYLOR G I 等^[9]提出的晶体塑性运动学方程和与之相关的本构关系, 为晶体塑性理论奠定了物理理论基础。HILL R 等^[10]和 RICE R J 等^[11]对晶体塑性本

收稿日期: 2020-12-23; 修改稿收到日期: 2021-01-21
基金项目: 国家自然科学基金资助项目(11702182)
第一作者简介: 孔令宇, 男, 1996 年出生, 硕士研究生, 太原(030024), E-mail: 1240022833@qq.com
通信作者: 刘二强, 男, 1982 年出生, 副教授, 太原(030024), E-mail: liuerqiang@tyust.edu.cn
引用格式: 孔令宇, 武建国, 武雷刚, 等. 基于晶体塑性的镍基单晶合金横向高温力学性能研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(9): 1 097-1 102.
KONG L Y, WU J G, WU L G, LIU E Q, et al. Elevated-temperature transverse mechanical properties of nickel-based single crystal alloy based on CPFEM[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(9): 1 097-1 102.

构方程进行了严格的推理与描述,使其趋于完善。BURGERS W G^[12]提出当滑移系上的分切应力达到一临界值时,滑移系发生滑移,这一临界值被称为临界分切应力。该理论可以阐述晶体材料由位错运动引起的塑性变形,并可计算与金属材料晶体学结构特征密切相关的塑性变形^[8]。晶体塑性有限元方法(Crystal Plasticity Finite Element Method, CPFEM)是采用连续介质力学的理论基础来分析基于晶体塑性位错滑移的宏观效应,从而反映材料的微观结构特征^[13],为研究镍基高温合金晶体材料力学性能与微观织构演化的关系提供了新的途径。钟飞等^[14]利用晶体塑性本构模型描述了 GH4169 合金的力学性能,并通过单向拉伸试验确定了模型中的各参数。叶诚辉^[15]采用 CPFEM 研究了晶体塑性本构模型中各参数对 Inconel 718 合金应力应变曲线的影响。瑜健等^[16]完成了第二代镍基高温合金 DD6[001]取向在 760 °C 高温下的试验,并利用 CPFEM 对该取向进行仿真研究。

考虑到镍基高温合金垂直于[001]方向的横向拉伸性能研究的必要性和 CPFEM 对于研究晶体材料宏/微观耦合的便捷性,本课题根据瑜健等^[16]对 DD6 横向高温拉伸的试验结果,采用晶体塑性有限元办法对本构模型参数进行计算,并利用计算结果对不同晶体取向和应变速率下的横向拉伸性能进行分析研究。

1 晶体塑性有限元理论

1.1 运动学方程

根据 TAYLOR G I 等^[9]提出的运动学方程,在直角坐标系中考虑单晶的变形,设 X 和 x 分别为单晶体中的任意质点的变形前的形貌和当前形貌的坐标,则该质点处的变形可用变形梯度 F 表示为:

$$F = \frac{\partial x}{\partial X} \quad (1)$$

根据晶体塑性有限元理论,晶粒中任意质点的变形梯度可分解为由塑性变形引起的 F^p 和由晶粒弹性变形加刚体转动引起的 F^e 两部分,则总变形梯度 F 为:

$$F = F^e \cdot F^p \quad (2)$$

用速度梯度 L 来表示晶粒的变形速率:

$$L = L^e + L^p \quad (3)$$

式中, L^e 为速度梯度的弹性部分; L^p 为速度梯度的塑性部分,由位错引起。

此外, L 可以分解为对称矩阵 D 与反对称矩阵 W :

$$L = D + W \quad (4)$$

设晶格在未弹性变形时其滑移系 a 的滑移面的单位法向量为 $m^{*(a)}$,滑移方向的单位向量为 $s^{*(a)}$,则在经过

弹性变形和塑性变形后,向量变为 $m^{*(a)}$ 与 $s^{*(a)}$,即

$$m^{*(a)} = m^{(a)} \cdot F^{e-1}, s^{*(a)} = F^e \cdot s^{(a)} \quad (5)$$

设变形过程中由于滑移系滑移产生的塑性剪切应变速率为 $\dot{\epsilon}^{(a)}$,则 L^p 是每一个滑移系求和的结果:

$$L^p = \sum_{a=1}^n \epsilon^{(a)} s^{*(a)} m^{*(a)} \quad (6)$$

式中, n 为滑移系的总数。

1.2 本构方程

晶格弹性变形速率 D^e 与 Cauchy 应力和 Jaumann 速率 $\sigma^{\nabla e}$ 的关系^[10,11]为:

$$\sigma^{\nabla e} + \sigma(I : D^e) = E : D^e \quad (7)$$

式中, I 为二阶单位张量; E 为具有一组完全对称特性的弹性模量张量 $E_{ijkl} = E_{jikl} = E_{ijlk} = E_{klij}$; $\sigma^{\nabla e}$ 为晶格旋转轴上同步旋转的应力速率,其与材料旋转轴上的同步旋转应力速率有如下关系:

$$\sigma^{\nabla e} = \sigma^{\nabla} + (W - W^e) \cdot \sigma - \sigma \cdot (W - W^e) \quad (8)$$

其中, $\sigma^{\nabla} = \dot{\sigma} - W \cdot \sigma + \sigma \cdot W$

假设晶体的滑移遵守 Schmid 准则,也就是在任何滑移系上的滑移速率 $\dot{\gamma}^{(a)}$ 都独立的依赖于应力在该滑移系的投影,称为 Schmid 应力 $\tau^{(a)}$,在不考虑晶格的弹性扭曲的情况下 Schmid 应力就是临界剪切应力,定义为:

$$\tau^{(a)} = m^{*(a)} \cdot \sigma \cdot s^{*(a)} \quad (9)$$

1.3 硬化准则

基于 Schmid 定律^[12],滑移系 α 上的滑移率 $\dot{\gamma}^{(a)}$ 由其相应的临界剪切应力 $\tau^{(a)}$ 来决定:

$$\dot{\gamma}^{(a)} = \dot{\gamma}_0^{(a)} \text{sgn}(\tau^{(a)} / g^{(a)}) |\tau^{(a)} / g^{(a)}|^n \quad (10)$$

式中, $\gamma_0^{(a)}$ 为 a 滑移系上的参考应变速率; $g^{(a)}$ 为滑移系当前的强度变量; n 为速率敏感系数,当 n 趋近于无穷时,该法则趋近于速率无关材料描述。

应变硬化通过增量关系用强度 $\dot{g}^{(a)}$ 的演化来表示:

$$\dot{g}^{(a)} = \sum_{\beta=1}^N h_{a\beta} \gamma^{\beta} \quad (11)$$

式中, $h_{a\beta}$ 为滑移硬化模量,当 $\alpha = \beta$ 时, $h_{a\beta}$ 为自硬化模量,当 $\alpha \neq \beta$ 时, $h_{a\beta}$ 为潜硬化模量。用幂函数来描述自硬化模量^[17]:

$$h_{a\alpha} = h_0 \text{sech}^2 |h_0 \gamma / (\tau_s - \tau_0)| \quad (12)$$

式中, h_0 为初始阶段硬化模量; τ_0 为初始临界剪切应力; τ_s 为饱和流动应力; γ 为开动滑移系的累计剪切应变:

$$\gamma = \sum \int_a \int_0^t |\gamma^{(a)}| dt \quad (13)$$

2 塑性参数标定与横向拉伸有限元模拟

晶体塑性理论模型中的参数主要有以下几类:①弹

性参数 C_{11} 、 C_{12} 、 C_{44} ；②滑移率参数 n 、 $\dot{\gamma}_0^{(a)}$ ；③硬化参数 h_0 、 τ_0 、 τ_s 、 q 。而对上述参数进行准确标定是晶体塑性有限元数值仿真的重要步骤。第二代镍基单晶高温合金 DD6 的化学成分见表 1^[16]，物相为面心立方结构。当温度低于 900 ℃ 时，八面体滑移系开动，滑移系 $\langle 110 \rangle$ 有 4 个滑移面，3 个滑移方向，一共有 12 个滑移系^[14]。为保证参数标定的准确性，进行后续的 CPFEM 仿真计算，对 DD6 合金进行高温纵向（即 $[001]$ ）取向拉伸。拉伸试样尺寸见图 1，根据 HB5195-1996 进行 760 ℃ 的拉伸性能测试^[16]。

表 1 DD6 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of DD6 superalloy %								
τ_{WB}								
Ta	W	Al	Co	Cr	Mo	Hf	Re	Ni
7.5	8	5.6	9	4.3	2	0.1	2	余量

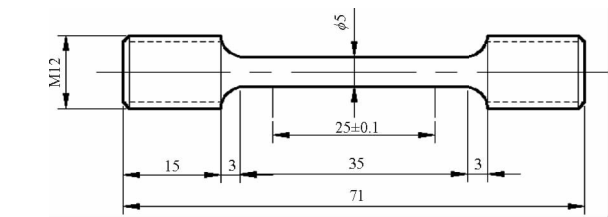


图 1 试样几何尺寸

Fig.1 The geometric dimension of specimen

2.1 晶体塑性参数的初步确定

晶体塑性模型中的弹性参数^[18] $C_{11} = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)}$ 、 $C_{12} = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}$ 、 $C_{44} = \frac{A}{2}(C_{11}-C_{12})$ ，其中 A 为齐纳系数，对于镍基单晶 $A = 2.5$ ^[19]，而 DD6 在 760 ℃ 下^[16]弹性模量 $E = 116.4$ GPa，泊松比 $\nu = 0.37$ ，因此 $C_{11} = 205.911$ GPa、 $C_{12} = 120.939$ GPa、 $C_{44} = 106.214$ GPa。晶体塑性模型中的滑移参数^[20] $n = 1/m$ ， $\dot{\gamma}_0^{(a)} = 0.03$ ，其中 $m = 0.02$ 。而硬化参数^[21] $h_0/\tau_0 = 1.2$ ， $\tau_s/\tau_0 = 1.17$ ， $q = 1.3$ 。

2.2 晶体塑性模型及参数准确标定

试样有限元模型见图 2，试样一端固定，根据 HB5195-1996 进行应变速率为 0.005/min 的拉伸试验，拉伸位移达 4 mm 时结束。模型中每一个单元代表一个晶粒，同时为保证计算效率和准确度，对试件的中间 25 mm 的部分（对应于试验中引伸计的标距）进行网格细化。图 3 为细化程度对工程应力应变曲线的影响。可以看出，当采用 924、1 100 和 1 300 个单元时，模拟结果误差不超过 5%，既能保证计算结果的准确性又能保证计算效率，故采用 924 个单元进行模型细化计算。利用上述有限元模型并根据初步计算数值，对比试验结

果，标定得到 DD6 合金在 760 ℃ 下的晶体塑性参数，见表 2。图 4 为有限元模拟与试验工程应力-应变曲线。可以看出，模拟结果与试验结果相符。

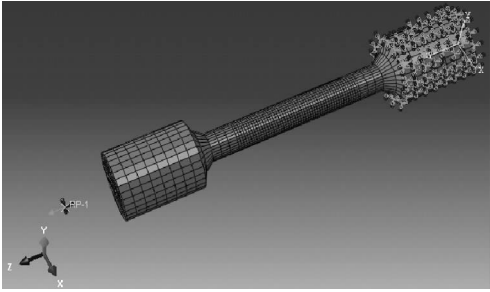


图 2 有限元模型

Fig.2 Finite element model

表 2 DD6 合金的晶体塑性参数

Tab.2 Crystal plasticity parameters of DD6 superalloy								
$C_{11}/$ GPa	$C_{12}/$ GPa	$C_{44}/$ GPa	n	$\gamma_0^{(a)}$	$h_0/$ MPa	$\tau_0/$ MPa	$\tau_s/$ MPa	q
205.91	120.94	106.21	50	0.03	550	700	460	1.3

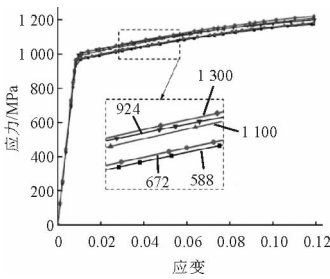


图 3 不同网格数量下
的应力-应变曲线

Fig. 3 The stress-stain
curves under various mesh

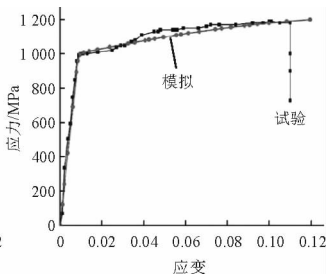


图 4 仿真与试验结果对比

Fig. 4 Comparison of simula-
tion and experimental results

2.3 横向拉伸晶体塑性有限元模型

横向拉伸方向选择为全局坐标的 Y 方向，即 $[010]$ 取向，纵向取向为 $[001]$ ，横向取向分别为 $[100]$ 、 $[120]$ 和 $[110]$ 时的有限元模型见图 5。其中，取向 A 为具有规则的 $[100]$ 取向的横向模型，取向 B 和 C 为在 (001)

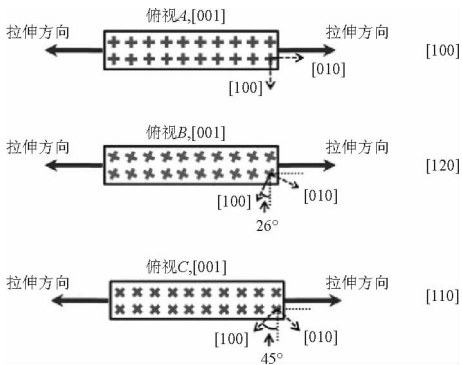


图 5 3 种横向拉伸试样示意图

Fig.5 Schematic diagram of three kinds of
transverse tensile specimens

平面上规则的[100]取向偏离角度 α 的[100]取向。若 $\alpha=26^\circ$ (取向 B), 横向试样为[120]取向, 若 $\alpha=45^\circ$ (取向 C), 横向试样为[110]取向。可以看出, 试样取向均在[100]~[110]边界附近。对于晶体塑性有限元模型, 令欧拉角 Φ_1 依次等于 0° 、 26° 和 45° , 其余两角等于 0° 即可得到上述 3 种取向的有限元模型。

3 试验结果与讨论

3.1 拉伸性能

应变速率为 0.005 min^{-1} 时, 3 种取向得到的应力-应变曲线见图 6 和表 3。可以看出, [100]取向的弹性模量最小, [110]取向的弹性模量最高, 弹性模量随着取向偏离角度增加而增加, 与其他单晶高温金属相似, 这是由于取向不同, 原子排列不同, 弹性模量存在取向依赖性。[100]与[110]取向的屈服应力相接近, 而

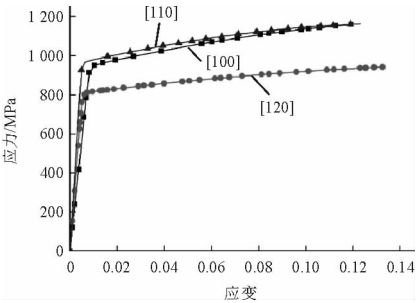


图 6 0.005 min^{-1} 应变速率下的应力-应变曲线
Fig.6 Stress-strain curve at strain rate of 0.005 min^{-1}

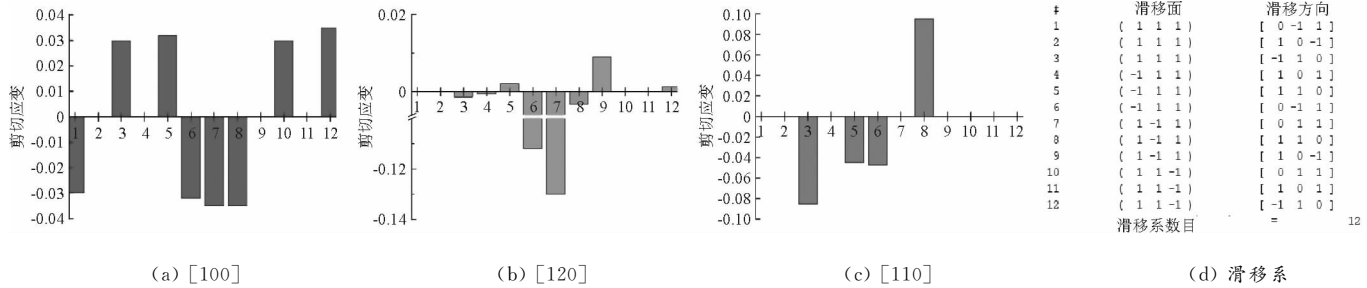


图 7 不同取向下的不同滑移系的剪切应变
Fig.7 Shear strains of different slip systems in different orientations

0.085和 0.095。
表 4 为不同初始取向下的激活滑移系的 Schmid 因子。可知[100]和[110]初始取向其滑移系对应的 Schmid 因子均为 0.43, 而对于[120]取向, 滑移系 $(\bar{1}\bar{1}1)[0\bar{1}1]$ 和滑移系 $(1\bar{1}1)[011]$ 具有最大的 Schmid 因子

表 4 不同初始取向下激活滑移系的 Schmid 因子

initial orientations		
[100]	[120]	[110]
0.43	0.5/0.32	0.43

[120]取向的屈服应力明显低于[100]取向和[110]取向, 这是由于不同取向滑移系的 Schmid 因子不同, 且在外力作用下激活滑移系的数量不同造成的, 而后续的流动应力的大小与此也有关系。

表 3 不同取向下的弹性模量和屈服应力

取向	[100]	[120]	[110]
弹性模量/GPa	113.918	149.162	193.275
屈服应力/MPa	951.401	816.293	966.928

3.2 晶粒滑移

晶粒滑移的情况对于研究晶粒的织构变化, 以及研究其宏观力学性能有重要的作用, 滑移系激活的程度决定了材料的屈服应力的大小。而滑移系是否激活可通过研究不同的初始取向条件下的各滑移系统的剪切应变来判断。面心立方结构包括 12 个滑移系, 图 7 为模拟得到的不同初始取向条件下各滑移系及其对应的剪切应变值。对于[100]取向(见图 7a), 应变速率为 0.005 min^{-1} 时有 8 个滑移系被激活, 且 8 个滑移系的剪切应变绝对值较为一致, 均处于 $0.03\sim 0.035$ 之间。在[120]取向时(见图 7b), 也有 8 个滑移系被激活, 但主要集中在 $(\bar{1}\bar{1}1)[0\bar{1}1]$ 和滑移系 $(1\bar{1}1)[011]$ 上, 其剪切应变绝对值分别为 0.112 和 0.13, 在 3 个初始取向中最大。对于[110]取向(图 7c), 有 4 个滑移系被激活, 其在 $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$ 和 $(1\bar{1}1)[011]$ 滑移系的剪切应变绝对值是在 $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$ 和 $(1\bar{1}1)[10\bar{1}]$ 的 2 倍, 其值分别为

0.5, 而其他 6 个滑移系的 Schmid 因子为 0.32, 这可能是导致[120]初始取向较低屈服强度的原因。

不同取向下的取向演变见图 8。可以看出, 3 种不同取向的晶粒在拉伸的过程中晶粒都绕 Z 轴进行旋转, [100]取向的晶粒的转动幅度最小, 而[120]取向的晶粒的转动幅度最大, 这是由于其激活的滑移系 Schmid 因子较高导致的, 而[110]取向的晶粒转动比较复杂, 其晶粒不仅绕 Z 轴发生了旋转, 也发生了绕 X 轴和绕 Y 轴的小角度旋转。

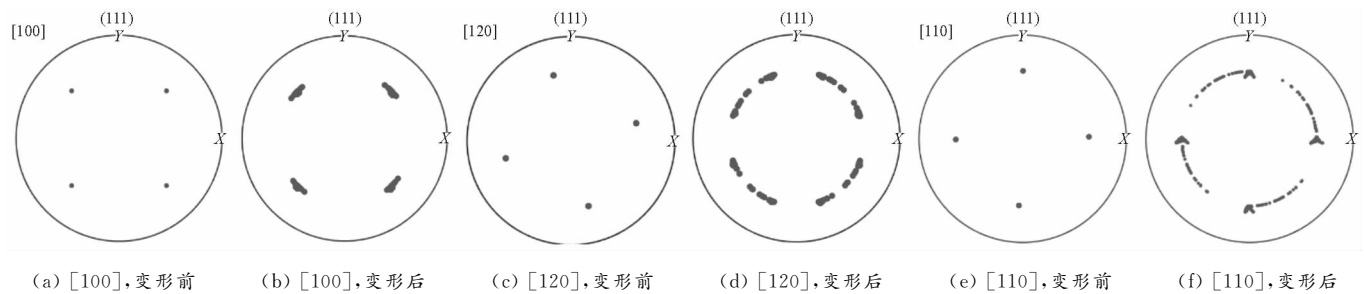


图 8 不同取向的晶粒变形前后的{111}极图

Fig.8 {111} polar diagram before and after grain deformation in different orientations

3.3 应变速率对应力应变曲线的影响

利用 CPFEM 进行了不同应变速率条件下的单轴拉伸有限元模拟,结果见图 9。可以看出,3 种不同的初始取向向下材料的应力应变响应随着应变速率的变化而变化,屈服强度随着加载速率的增加而增加,且都在

0.5 min⁻¹ 的应变速率下表现出最大的屈服强度,这说明虽然镍基单晶高温合金横向取向不同,但是对于加载速率的敏感性是保持一致的,同时抗拉强度均在1 000 MPa 左右,即 3 种取向条件下不同的应变速率对屈服应力值影响较小,而且屈服应力与应变速率的自对数表

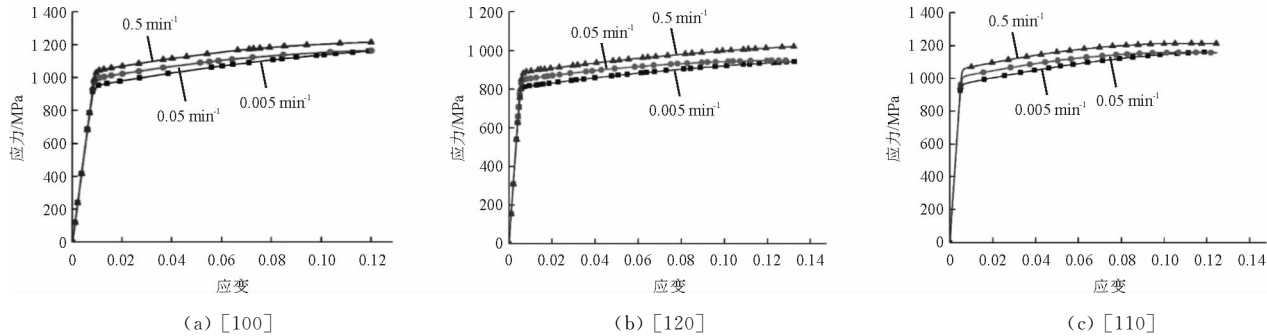


图 9 应变速率对[100]、[120]、[110]取向的应力-应变曲线影响

Fig.9 Influence of strain rate on stress-strain curves in [100], [120], [110] orientations

现出线性关系,呈现了一定的速率敏感性,见图 10。

向表现为最大值。横向拉伸过程中,[100]、[120]和 [110]取向的滑移系激活的数量不同,Schmid 因子也不同,这是横向拉伸表现出各向异性的主要原因,但是晶粒都是绕 Z 轴进行旋转。而屈服应力会随着应变速率的增加而增加,呈现了一定的速率敏感性。

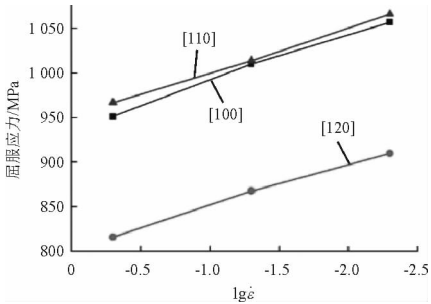


图 10 加载速率对 DD6 合金屈服应力的影响
Fig.10 Effect of loading rate on yield stress of DD6 superalloy

参 考 文 献

[1] 闫五柱,李有亮,温志勋,等.晶体取向对镍基单晶高温合金纳米压痕行为的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(6): 1 854-1 859.
[2] 李钢,张思倩,张宗鹏,等.偏离<001>取向 15°的三种镍基单晶高温合金试样的中温蠕变变形行为[J]. 材料研究学报, 2019, 33(12): 892-896.
[3] SHANG Z, WEI X P, SONG D Z, et al. Microstructure and mechanical properties of a new nickel-based single crystal superalloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(5): 11 641-11 649.
[4] ARAKERE N K, SWANSON G. Effect of crystal orientation on fatigue failure of single crystal nickel base turbine blade superalloys [J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2002, 124(1): 161-176.
[5] SABNIS P A, MAZIERE M, FOREST S, et al. Effect of secondary orientation on notch-tip plasticity in superalloy single crystals [J]. International Journal of Plasticity, 2011, 28(1): 102-123.

4 结 论

(1)通过 CPFEM 拟合的本构参数可以很好地表达 DD6 镍基单晶高温合金的力学性能。在 760 ℃下,应变速率为 0.005 min⁻¹时,[100]和[110]取向的屈服应力明显高于[120],而由于滑移系开动的不同,[120]取向表现出较低的屈服应力和流变应力。

(2)弹性模量随着偏转角度的增加而增加,[110]取

电场作用下 Cu/Sn/Cu 扩散偶的界面扩散行为

孟祥瑞 高秉阳 曹志强
(大连理工大学材料科学与工程学院)

摘 要 利用同步辐射 X 射线研究了电场作用下 Cu/Sn/Cu 扩散偶的界面扩散行为及微观组织演变。分别在无电流、双向脉冲电流和直流电流作用下探究了 Cu₆Sn₅ 的生长动力学。结果发现,双向脉冲电场可以显著抑制 Sn/Cu 界面 Cu₆Sn₅ 的生长,迫使 Cu₆Sn₅ 在 Sn 焊料中以板条状析出。而直流电场可以有效促使 Cu/Sn/Cu 扩散偶中的 Cu₆Sn₅ 从阳极向阴极方向生长。

关键词 同步辐射 X 射线;原位观测;生长动力学;电场作用

中图分类号 TG146.1⁺1;TG146.1⁺4 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.09.009 开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Interfacial Diffusion Behavior of Cu/Sn/Cu Diffusion Couples under Electric Field
Meng Xiangrui, Gao Bingyang, Cao Zhiqiang
(School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology)

Abstract: The interfacial diffusion behavior and microstructure evolution of Cu/Sn/Cu diffusion couple under electric field were in-situ observed by synchrotron radiation X-ray. The growth kinetics of Cu₆Sn₅ was in-situ investigated under absence of current, bidirectional pulse current and direct current, respectively. The results indicate that the growth of Cu₆Sn₅ at the Sn/Cu interface is significantly inhibited by the bidirectional pulsed electric field, which forces the precipitation of Cu₆Sn₅ in the Sn solder in form of plates. DC field can effectively promote the growth of Cu₆Sn₅ in Cu/Sn/Cu diffusion pairs accidentally from anode to cathode.

Key Words: Synchrotron X-ray Radiography, In-situ Observation, Growth Kinetics, Electric Field Action

收稿日期:2021-03-20;修改稿收到日期:2021-05-20
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51771041)
第一作者简介:孟祥瑞,男,1996 年出生,硕士研究生,辽宁大连(116023),E-mail:mxr523523@163.com
通信作者:曹志强,男,1965 年出生,教授,辽宁大连(116023),E-mail:caozq@dlut.edu.cn
引用格式:孟祥瑞,高秉阳,曹志强. 电场作用下 Cu/Sn/Cu 扩散偶的界面扩散行为[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(9):1 102-1 108.
MENG X R, GAO B Y, CAO Z Q. Interfacial diffusion behavior of Cu/Sn/Cu diffusion couples under electric field[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(9):1 102-1 108.

[6] ZHOU Z J, WANG L, WANG D, et al. Effect of secondary orientation on room temperature tensile behaviors of Ni-base single crystal superalloys[J]. Materials Science & Engineering, 2016, A659 (6): 130-142.

[7] YANG W P, LI J R, LIU S Z, et al. Orientation dependence of transverse tensile properties of nickel-based third generation single crystal superalloy DD9 from 760 to 1 100 °C [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(3): 558-568.

[8] 杨梅. 基于晶体塑性理论的板材塑性及损伤行为研究[D]. 上海:上海交通大学, 2009.

[9] TAYLOR G I, ELAM C F, LECTURE B. The distortion of an aluminium crystal during a tensile test[J]. Proceedings of the Royal Society of London, 1923, A102(719): 643-667.

[10] HILL R. Generalized constitutive relations for incremental deformation of metal crystals by multislip[J]. Journal of the Mechanics & Physics of Solids, 1966, 14(2): 95-102.

[11] ASARO R J, RICE J R. Strain localization in ductile single crystals[J]. Journal of the Mechanics & Physics of Solids, 1977, 25 (5): 309-338.

[12] BURGERS W G. Plasticity of crystals[J]. Journal of Crystal Growth, 1969, 5(3): 226.

[13] 范婉婉,王涛,侯洁,等. 基于 CPRVE 模型的 304 不锈钢极薄箔材参数标定[J]. 塑性工程学报, 2019, 26(4): 268-273.

[14] 钟飞. 基于晶体塑性有限元的镍基合金 GH4169 拉伸性能及疲劳行为研究[D]. 上海:华东理工大学, 2017.

[15] 叶诚辉. Inconel 718 合金相性能的第一性原理和晶体塑性有限元研究[D]. 上海:上海交通大学, 2016.

[16] 喻健,李嘉荣,史振学,等. DD6 单晶高温合金 760 °C 和 1 070 °C 拉伸行为与变形机制[J]. 航空材料学报, 2015, 35(5): 13-20.

[17] PEIRCE D, ASARO R J, NEEDLEMAN A. An analysis of non-uniform and localized deformation in ductile single crystals[J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(6): 1 087-1 119.

[18] 郭运强,张克实,耿小亮,等. 晶体塑性模型在单晶铜低周疲劳行为中的应用[J]. 机械强度, 2009, 31(2): 276-281.

[19] SAUZAY M. Cubic elasticity and stress distribution at the free surface of polycrystals[J]. Acta Materialia, 2006, 55(4): 1 193-1 202.

[20] SUN S Y, LI L, YUE Z F, et al. Experimental and numerical investigation on fretting fatigue behavior of Nickel-based single crystal superalloy at high temperature[J]. Mechanics of Materials, 2020, 150: 103 595.

[21] SUN S Y, LI L, YUE Z F, et al. Fretting fatigue failure behavior of nickel-based single crystal superalloy dovetail specimen in contact with powder metallurgy pads at high temperature[J]. Tribology International, 2020, 142: 105 986.

(编辑:刘晨辉)