

GH4169 合金楔横轧微观组织演变及 动态再结晶机制

甘洪岩^{1,2}, 程明¹, 宋鸿武¹, 陈岩¹, 张士宏¹, Vladimir Petrenko³

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学, 辽宁 沈阳 110016)

(3. 白俄罗斯科学院物理技术研究所, 白俄罗斯 明斯克 220141)

摘要: 采用金相显微镜和电子背散射衍射(EBSD)技术分析了楔横轧制备的 GH4169 合金轧件的微观组织演变和动态再结晶机制; 利用数值分析方法获得了楔横轧过程中等效应变、应变速率和温度的相互关系和变化规律, 并探讨对楔横轧 GH4169 合金动态再结晶的影响。结果表明, 楔横轧的变形特点是导致 GH4169 合金组织均匀和动态再结晶机制不同的主要原因, 较大的断面收缩率有利于组织均匀化; 轧件表面以非连续动态再结晶机制为主, 而心部以连续动态再结晶机制为主。

关键词: GH4169 合金; 楔横轧; 微观组织; 动态再结晶

中图分类号: TG143

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)11-3556-07

楔横轧工艺是一种高效、节材、净近成形的金属成形技术, 广泛应用于轴类零件的生产^[1-3]。目前针对碳钢、马氏体钢、铝合金等材料楔横轧成形工艺及心部疏松缺陷、微观组织演变规律等方面已进行了大量研究, 熊毅^[4]等通过对楔横轧高碳钢过程中珠光体组织演化的研究, 发现珠光体中的渗碳片以弯曲扭转方式协调塑性变形; Yang^[1]等分析了空心轴类件成形过程; 赵培峰^[5]等通过对 6061 铝合楔横轧金相显微组织的分析, 发现动态回复是 6061 铝合金楔横轧过程中的软化机制; Pater^[6]分析了楔横轧过程中压缩应变及轧件几何形状变化情况。

目前, 关于 GH4169 合金在锻造、挤压工艺下微观组织及演变动态再结晶机制方面的研究较多。孔永华^[7]等通过分析不同锻造工艺下 GH4169 合金的组织与性能, 表明 GH4169 合金在径锻工艺下可细化晶粒。张海燕^[8]等利用有限元软件对 GH4169 合金涡轮盘锻造组织进行了预测, 为解决涡轮盘组织不均匀性提供了理论依据。Lin^[9]和 Wang^[10]等研究了热成形过程中镍基合金的动态再结晶机制。刘敏^[11]等研究了 GH4169 合金叶片挤压过程的微观组织演变规律。但关于 GH4169 合金楔横轧微观组织及动态再结晶机制方面的研究较少, 张宁^[12-14]等通过对 GH4169 合金楔横轧有限元模拟分析, 获得了 GH4169 合金楔横轧过

程中的金属流动规律, 轧制参数、模具参数对楔横轧件微观组织演变规律的影响。Chen^[15]等利用 DEFORM 分析了 GH4169 合金楔横轧过程中轧制参数对界面滑移的影响规律。朱德彪^[16]等通过有限元模拟研究了工艺参数对楔横轧 GH4169 合金的力能参数的影响。上述 GH4169 合金楔横轧成形研究并未涉及微观组织演变及动态再结晶机制分析。

本实验采用金相显微镜和电子背散射衍射(EBSD)获得 GH4169 合金楔横轧过程中微观组织及取向差分布, 揭示了 GH4169 合金楔横轧件微观组织演变规律, 探讨了其动态再结晶机制; 通过数值模拟方法分析了 GH4169 合金楔横轧过程中应变、应变速率及温度对轧制过程动态再结晶的影响, 为 GH4169 合金航空叶片类零件楔横轧制提供理论依据。

1 实验

试验用合金为商用优质 GH4169 合金圆柱棒料(锻棒), 其主要化学成分见表 1, 试样尺寸为 $\phi 38$ mm \times 100 mm。为消除原始组织中的残余应力、偏析和第二相等对研究结果的影响, 先将试样在 1040 °C 保温 1 h 进行均匀化固溶处理, 水冷至室温, 微观组织为均匀的等轴晶和少量的孪晶(图 1)其平均晶粒尺寸约为 80.5 μ m。

收稿日期: 2018-11-15

基金项目: 国家自然科学基金青年基金(51505240)

作者简介: 甘洪岩, 男, 1979 年生, 博士生, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, E-mail: hygan15b@imr.ac.cn

表 1 试验 GH4169 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4169 alloy ($\omega/\%$)

C	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Fe
0.027	53.74	17.58	5.35	3.01	0.98	0.52	Bal.

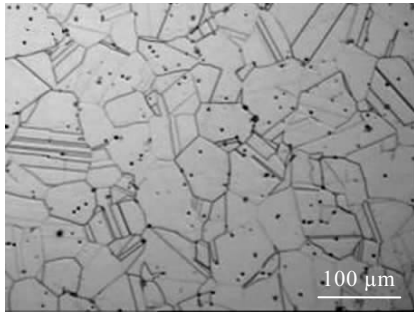


图 1 1040 °C 保温 1 h 固溶处理后的微观组织

Fig.1 Microstructure of the solution treated alloy at 1040 °C for 1 h

采用楔横轧设备对 GH4169 合金进行轧制, 楔横轧工艺参数为轧制温度 1050 °C, 轧辊直径 630 mm, 轧辊转速 12 r/min, 断面收缩率为 30%, 50%。楔横轧主要模具参数展宽角 β 为 5°, 成形角为 28°。

楔横轧试样经线切割、机械磨抛、化学腐蚀后在 ZEISS 的 Axiovert200MAT 型倒置金相显微镜上观察微观组织, 腐蚀液 HCl+H₂O₂ (体积分数); 利用线切割将轧件切成厚度为 2 mm 的 EBSD 试样, 机械研磨后电解抛光, 电解抛光液: 80%CH₃CH₂OH+20%HClO₄ (体积分数), 在 FEINanoSEM Nova430 场发射扫描电镜做进一步分析, 扫描电压 20 kV, 扫描步长 1 μm。楔横轧件形状及观察微观组织的位置如图 2。

2 结果与分析

2.1 楔横轧 GH4169 合金微观组织

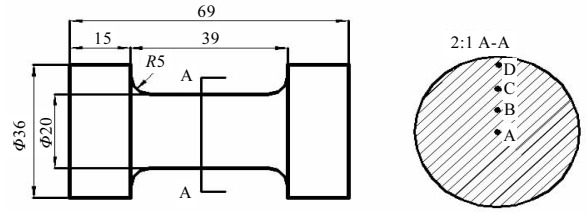


图 2 楔横轧件微观组织测试位置

Fig.2 Microstructure observation position of the rolled specimen

图 3 为断面收缩率 30%时 GH4169 合金楔横轧件微观组织。由图可以看出, 靠近轧件心部 A(图 3a)和 B(图 3b)位置微观组织为已变形的初始大晶粒, 晶界处已发生动态再结晶。靠近轧件表面 C(图 3c)和 D(图 3d)位置微观组织为已变形的原始大晶粒和新生成的动态再结晶晶粒。

图 4 为断面收缩率 50%时 GH4169 楔横轧件微观组织。由图可以看出, 轧件 A(图 4a)、B(图 4b)、C(图 4c)位置微观组织为沿轴向拉长的大晶粒和新生成的动态再结晶组成, 而靠近轧件表面 D(图 4d)位置已发生完全动态再结晶, 微观组织为新生成的动态再结晶晶粒。

图 5 为断面收缩率 30%和 50%时 GH4169 合金楔横轧件不同位置的动态再结晶体积分数。由图可以看出, 30%和 50%断面收缩率时, 同一断面收缩率下动态再结晶体积分数随着距轧件表面距离的增加而减少; 随着断面收缩率由 30%增加到 50%时, 动态再结晶体积分数明显增加。

图 6 为 GH4169 合金楔横轧前后孪晶变化情况。从图中可以看出经楔横轧后孪晶显著增多, 在断面收缩率为 30% (图 6b、6c) 时, 原始晶粒内的孪晶并未完全消失, 断面收缩率为 50% (图 6d、6e) 时, 原始晶粒内的孪晶已完全消失, 孪晶主要分布于再结晶晶粒内。

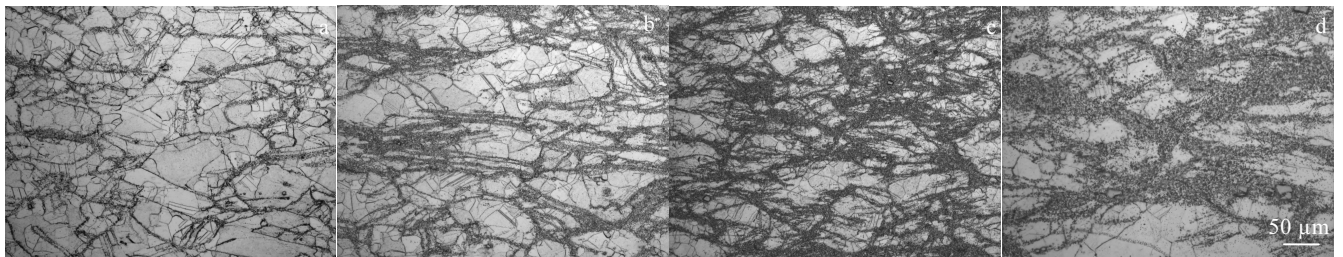


图 3 断面收缩率 30%时径向不同位置的微观组织

Fig.3 Microstructures of different measuring positions with the reduction of area 30%: (a) point A, (b) point B, (c) point C, and (d) point D

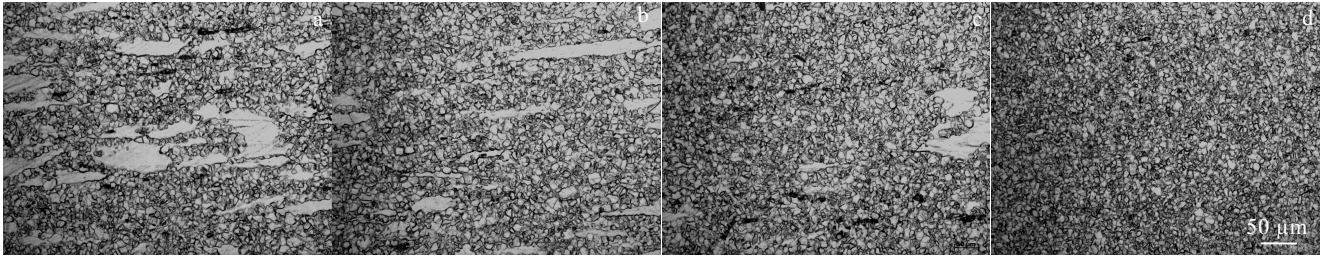


图 4 断面收缩率 50%时径向不同位置的微观组织

Fig.4 Microstructures of different measuring positions with reduction of area 50%: (a) point A, (b) point B, (c) point C, and (d) point D

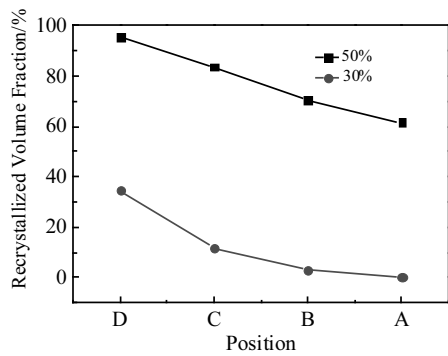


图 5 断面收缩率 30%和 50%时不同位置动态再结晶体积分数

Fig.5 Dynamic recrystallization volume fraction of different measuring positions with the reduction of area 30% and 50%

2.2 楔横轧 GH4169 合金动态再结晶机制

图 7 为 Channel5 软件重构得到的断面收缩率 30% (图 7a、7b) 和 50% (图 7c、7d) 时 GH4169 合金楔横轧件表面与心部取向成像图。其中粗的黑色粗线为大角度晶界 ($>15^\circ$), 白色细线为小角度晶界 ($<15^\circ$)。从图 7 可以看出, 楔横轧过程中晶粒内产生大量的小角度晶界, 靠近轧件心部位置 B (图 7b、7d) 较轧件表面位置 D (图 7a、7c) 小角度晶界的数量明显增加, 且小角度晶界主要分布于原始已变形大晶粒内。在初始晶界处生成细小的动态再结晶晶粒, 晶粒沿着轴向伸长并发生转动。

为研究 30%和 50%断面收缩率时楔横轧过程中 GH4169 合金的动态再结晶机制, 分别对沿图 7 中给出 A1、A2、B1、B2 和 C1、C2、D1、D2 8 条直线的

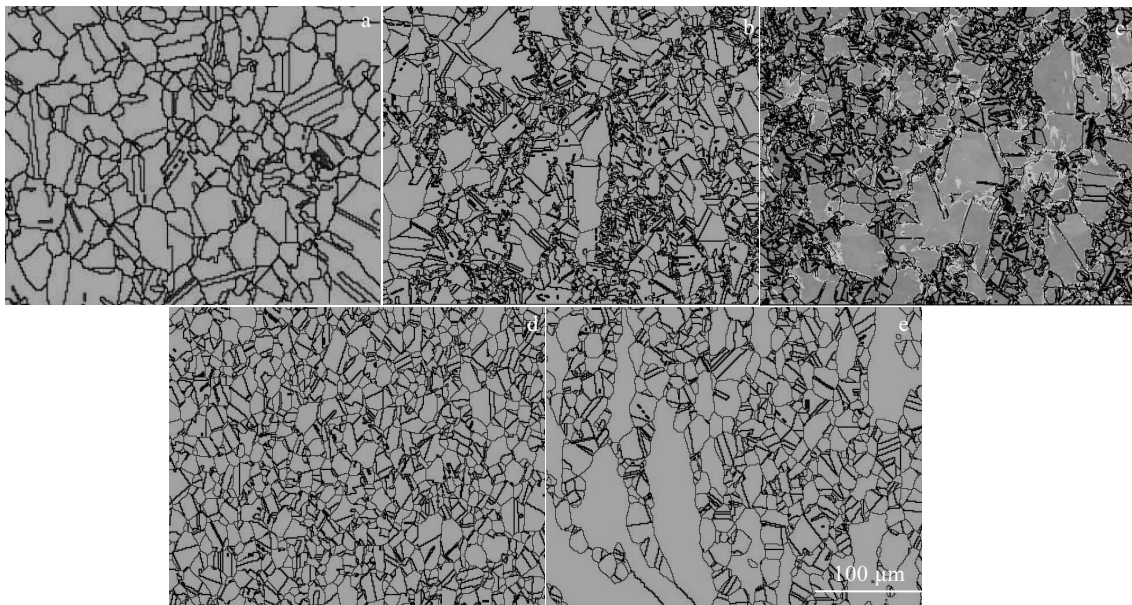


图 6 楔横轧前后孪晶

Fig.6 Twin crystal structure before (a) and after (b~e) cross wedge rolling: (b) surface of the rolled specimen with the reduction of area 30%; (c) internal of the rolled specimen with the reduction of area 30%; (d) surface of the rolled specimen with the reduction of area 50%; (e) internal of the rolled specimen with the reduction of area 50%

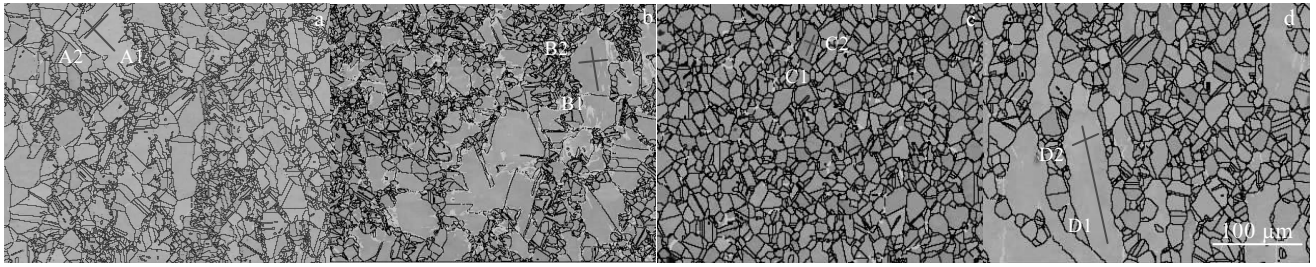


图 7 楔横轧 GH4169 合金取向成像图

Fig.7 Orientation map of GH4169 alloy by cross wedge rolling: (a) surface of the rolled specimen with the reduction of area 30%; (b) internal of the rolled specimen with the reduction of area 30%; (c) surface of the rolled specimen with the reduction of area 50%; (d) internal of the rolled specimen with the reduction of area 50%

取向差进行分析, 其所得结果如图 8 和图 9 所示。从图 8a、8b 可以看出, 沿 A1 和 A2 的点点取向差和点源取向差均小于 2°, 取向差梯度小, 亚晶界通过转动形成大角度晶界的能力较弱, 连续动态再结晶的作用较弱, 动态再结晶以非连续动态再结晶机制为主; 从图 8c、8d 可以看出, 沿 B1 和 B2 的点点取向差和点源取向差最大值均超过 7°, 取向差梯度较大, 亚晶界通过转动形成大角度晶界的能力增强, 连续动态再结晶机制作用增强, 动态再结晶机制以连续动态再结晶机制为主。

从图 9a、9b 可以看出, 沿 C1、C2 直线的点点取向差和点源取向差均小于 0.4°, 取向差梯度很小, 亚晶直接转变晶粒的能力较弱, 动态再结晶以非连续动态再结晶机制为主; 从图 9c、9d 可以看出, 沿 D1、D2 的点点取向差和点源取向差的最大值均超过 7°, 取向差梯度较大, 位错聚集在一起从而形成亚晶界, 亚晶界持续吸收位错并发生转动而形成大角度晶界, 亚晶界通过转动形成大角度晶界的能力增强, 动态再结晶以连续动态再结晶机制为主。

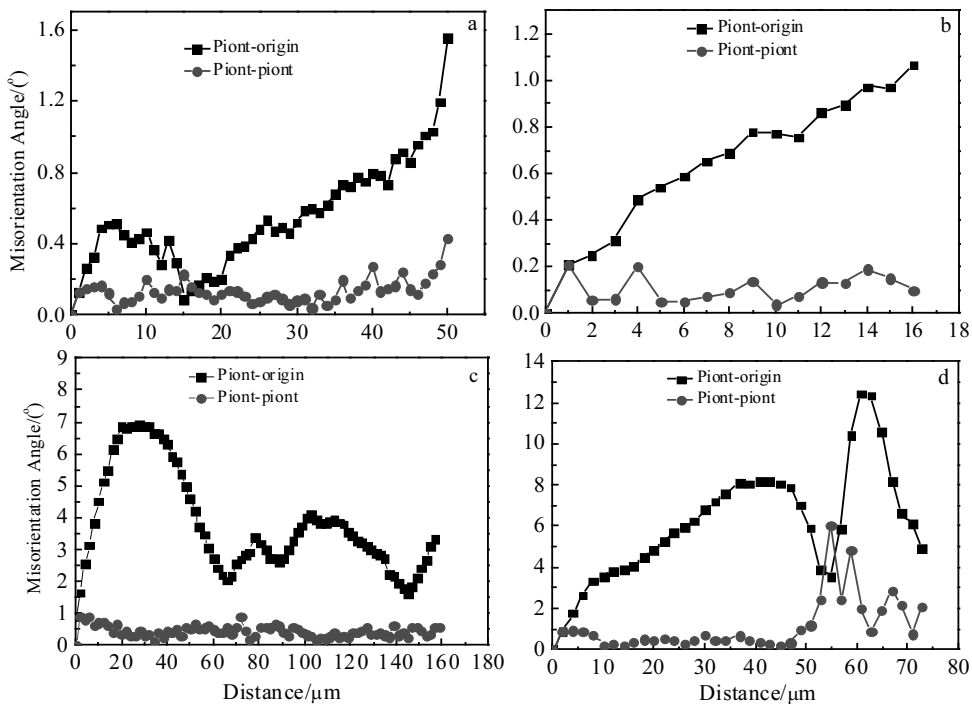


图 8 沿图 7 中线段微观组织取向差分析

Fig.8 Analysis of misorientation angle along the line shown in Fig.7: (a) A1, (b) A2, (c) B1, and (d) B2

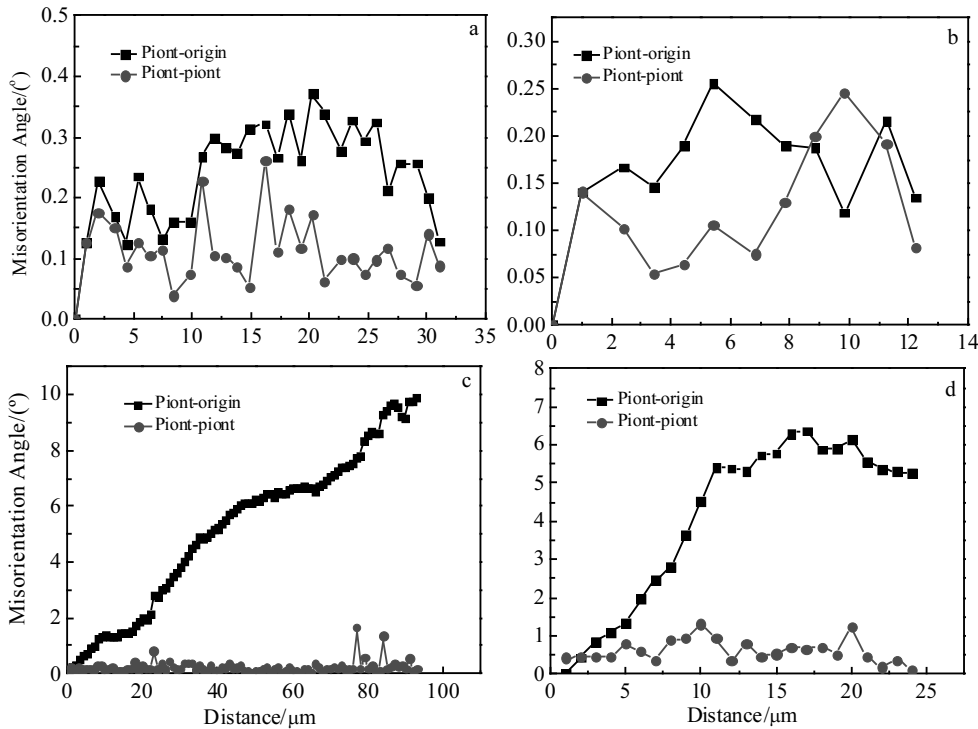


图 9 沿图 7 中线段微观组织取向差分析

Fig.9 Analysis of misorientation angle along the line shown in Fig.7: (a) C1, (b) C2, (c) D1, and (d) D2

2.3 GH4169 合金楔横轧过程的数值模拟

2.3.1 有限元几何模型及边界条件

采用三维建模软件 Solidworks 建立楔横轧模型并存储为 STL 格式文件，模型由带楔形模具的轧辊、轧件以及导板组成，其模型如图 10 所示。利用有限元软件 DEFORM-3D 对楔横轧过程进行热力耦合模拟，其主要参数如表 2。利于有限元软件后处理的点跟踪功能导出轧件不同位置的等效应变、等效应变速率以及温度场随轧制时间的变化规律，据此进一步分析讨论 GH4169 合金楔横轧件微观组织演变规律以及动态再结晶机制。

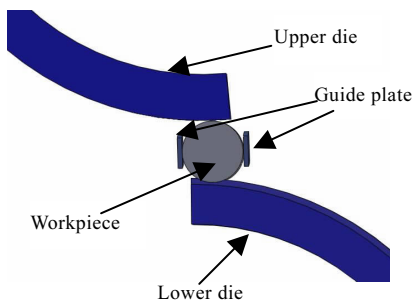


图 10 楔横轧模型

Fig.10 Cross wedge rolling model

表 2 楔横轧 GH4169 合金热力耦合模拟参数

Table 2 Parameters of the coupled thermo-mechanical simulation of GH4169 alloy in cross wedge rolling

Thermal conductivity/ $W \cdot (m \cdot K)^{-1}$	Convection coefficient/ $W \cdot (m^2 \cdot K)^{-1}$	Thermal conversion coefficient	Mesh number
1311.4	200	0.9	80 000

2.3.2 等效应变、等效应变速率及温度对动态再结晶的影响

图 11~图 13 分别为楔横轧过程中轧件等效应变、等效应变速率及温度随轧制时间的变化规律。从图 11、图 12 可知，轧件上各位置的等效应变及温度均随轧制过程的进行逐渐增大，同一断面收缩率下等效应变及温度沿径向由轧件表面至心部逐渐减小。从图 13 可知，楔横轧过程中等效应变速率呈周期性变化，随着轧制过程的进行各位置的等效应变速率先增大后减小，且距轧件表面距离越近等效应变速率越大；且随着断面收缩率的增加楔横轧件相应位置的等效应变、温度以及等效应变速率均增大。

楔横轧过程中等效应变、等效应变速率以及温度变化规律决定了其动态再结晶体积分数沿轧件径向由表面至心部逐渐减小；断面收缩率由 30% 增加到 50% 时其相应位置动态再结晶体积分数明显增大。由图 13 可

知, 断面收缩率为 30% 时轧件表面(D 位置)等效应变大于 50% 时心部等效应变, 而断面收缩率为 50% 时轧件心部(A 位置)动态再结晶体积分数最大(见图 5), 这是由于断面收缩率为 30% 时轧件表面(D 位置)的等效应变速率远大于断面收缩率为 50% 时轧件心部(A 位置)的等效应变速率(见图 13), 动态再结晶的临界应变随着应变速率的降低而减小, 从而导致断面收缩率为 50% 时轧件心部比 30% 时轧件表面的动态再结晶体积分数大。

由图 11~图 13 可知, 楔横轧连续渐进成形的特点, 导致轧件表面与心部的应变速率相差较大, 断面收缩率 30% 和 50% 时轧件表面为高应变速率大变形, 在高应变速率大变形下镍基高温合金动态再结晶机制以非连续动态再结晶机制为主^[17,18]; 轧件心部等效应变及等效应变速率很小为低应变速率小变形, 在低应变速率小变形情况下以连续动态再结晶机制为主^[18]。

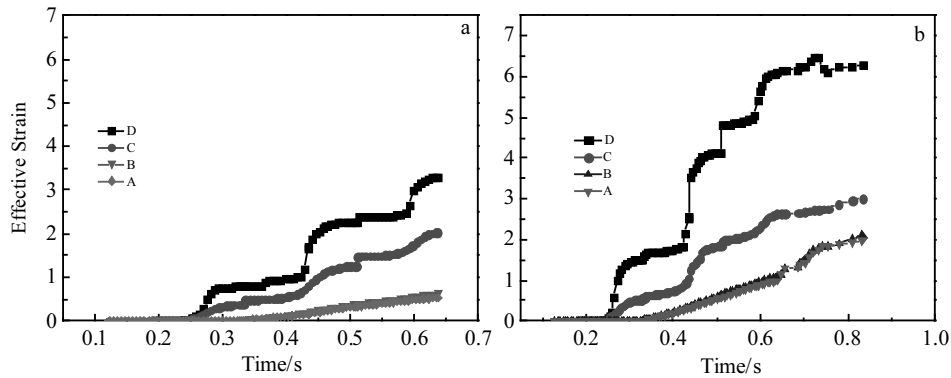


图 11 等效应变随时间变化

Fig.11 Variation of effective strain with time: (a) $\psi=30\%$ and (b) $\psi=50\%$

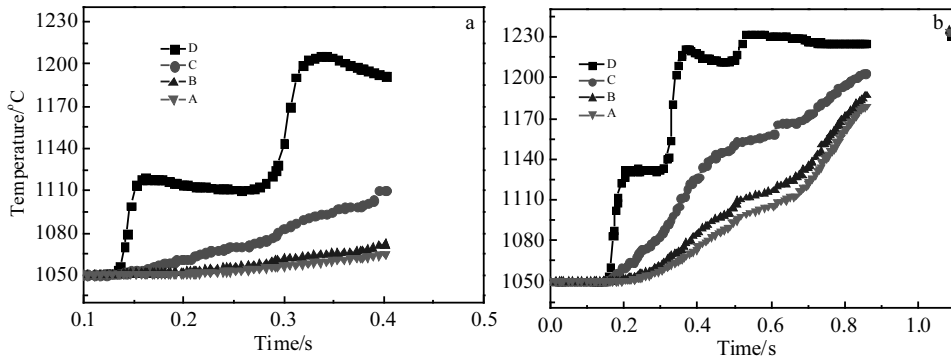


图 12 温度随时间变化

Fig.12 Variation of temperature with time: (a) $\psi=30\%$ and (b) $\psi=50\%$

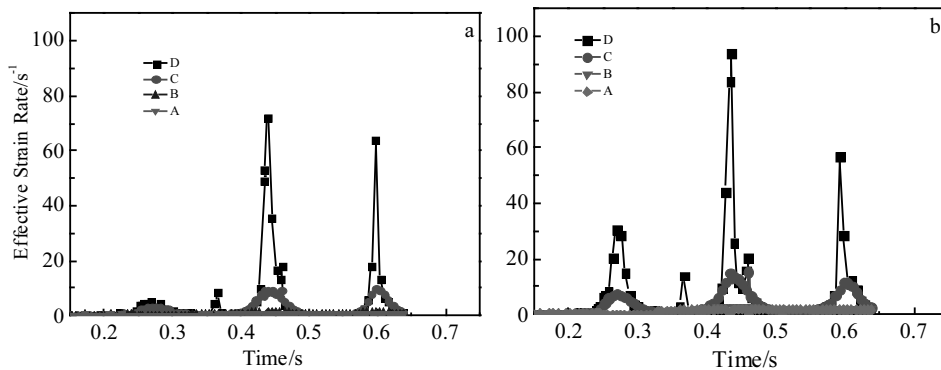


图 13 等效应变速率随时间变化

Fig.13 Variation of effective strain rate with time: (a) $\psi=30\%$ and (b) $\psi=50\%$

3 结 论

1) 楔横轧变形方式下 GH4169 合金易发生微观组织分布不均匀, 增加断面收缩率有利于合金完全动态再结晶的发生, 进而细化晶粒获得组织均匀的轧件。

2) GH4169 合金楔横过程中轧件的再结晶晶粒内出现一定数量的孪晶。

3) 在断面收缩率为 30% 和 50% 的情况下, GH4169 合金楔横轧轧件表面以非连续动态再结晶机制为主, 心部以连续动态再结晶机制为主。

参考文献 References

- [1] Yang C P, Ma J W, Hu Z H. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 239: 346
- [2] Zhao Jing(赵 静), Cui Xin(崔 欣), Xu Wenteng(徐文腾) *et al. Journal of Ningbo University*(宁波大学学报)[J], 2018, 31(1): 13
- [3] Peng W F, Zheng S H, Chiu Y J *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(4): 836
- [4] Xiong Yi(熊 毅), Zhao Wen(赵 文), Sun Shuhua(孙淑华) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2007, 27(2): 183
- [5] Zhao Peifeng(赵培峰), Song Kexing(宋克兴), Guo Xiuhua(国秀花) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2008, 28(6): 414
- [6] Pater Z. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1998, 80(81): 370
- [7] Kong Yonghua(孔永华), Li Long(李 龙), Zhu Shiyin(朱世根) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 405
- [8] Zhang Haiyan(张海燕), Zhang Shihong(张士宏), Cheng Ming(程 明). *Ordinance Material Science and Engineering* (兵器材料科学与工程)[J], 2012, 35(2): 377
- [9] Lin Y C, Wu X Y, Chen X M *et al. Journal of Alloy and Compounds*[J], 2015, 640: 101
- [10] Wang Y, Zhen L, Shao W Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 474: 341
- [11] Liu Min(刘 敏), Liu Jinsong(刘劲松), Ye Nengyong(叶能永) *et al. Journal of Shenyang Ligong University*(沈阳理工大学学报)[J], 2014, 33(6): 34
- [12] Zhang Ning(张 宁), Wang Baoyu(王宝雨). *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2012, 19(1): 16
- [13] Zhang Ning(张 宁), Wang Baoyu(王宝雨), Hu Zhenghuan(胡正寰). *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2011, 33(11): 1396
- [14] Zhang N, Wang B Y, Lin J G. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*[J], 2012, 19(9): 836
- [15] Chen Y, Gan H Y, Zhang S H *et al. Materials Science Forum*[J], 2016, 879: 324
- [16] Zhu Debiao(朱德彪), Shu Xuedao(束学道). *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2018, 25(1): 52
- [17] Wang B, Zhang S H, Cheng M *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2013, 22: 2382
- [18] Zhang H B, Zhang K F, Jiang S S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 623: 374

Microstructure Evolution and Dynamic Recrystallization Mechanism of GH4169 Alloy During Cross Wedge Rolling

Gan Hongyan^{1,2}, Cheng Ming¹, Song Hongwu¹, Chen Yan¹, Zhang Shihong¹, Vladimir Petrenko³

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

(3. Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk 220141, Belarus)

Abstract: The microstructure evolution and dynamic recrystallization mechanism of GH4169 alloy rolled by cross wedge rolling were characterized by metallographic microscope and electron backscatter diffraction (EBSD). The effects of equivalent strain, strain rate and temperature on the dynamic recrystallization of GH4169 alloy during cross wedge rolling were investigated by numerical analysis. The results reveal that the shaping characteristics of cross wedge rolling are the main reasons that induce the homogeneous microstructure and different dynamic recrystallization mechanisms of GH4169 alloy. Larger reduction of area is beneficial to improving the microstructure homogenization. The non-continuous dynamic recrystallization mechanism is the main form on the surface of the rolled piece, while the core is dominated by continuous dynamic recrystallization mechanism.

Key words: GH4169 alloy; cross wedge rolling; microstructure; dynamic recrystallization

Corresponding author: Zhang Shihong, Researcher, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83978266, E-mail: shzhang@imr.ac.cn