

大型GH4738合金开坯工艺研究方法与设计依据

孙攀贺, 张亨年, 张少辉, 李 昕, 江 河, 姚志浩, 董建新

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要: 通过有限元模型结合二次开发的方法, 基于工艺串联性和组织遗传性探究了大尺寸GH4738合金在复杂连续变形的开坯工艺中坯料内部晶粒组织分布及演化情况, 给出了一种工艺设计、结果预测的通用性方法。根据 $\Phi 660$ mm级GH4738合金实际开坯工艺进行了有限元模拟计算, 将模拟结果与实际坯料对应位置的晶粒度进行了对比, 验证了所建立模型的可靠性及准确性。依托该模型, 以典型的镓粗和拔长过程为例, 分析并给出了工艺参数对坯料在多次火次变形过程中的组织演变规律及工艺制定方法: 在镓粗过程中, 随着压下速度的增大、变形温度降低、压下量减小, 坯料内部动态再结晶程度下降; 在拔长过程中, 随着压下速度的减小、拔长温度升高、进给量减小, 坯料内部动态再结晶程度升高。此外, 结合具体分析, 在镓粗过程中建议压下速度控制在5~12 mm/s, 第1次镓粗温度为1160 °C, 单火次压下量控制在25%~35%之间; 而拔长过程相较于镓粗过程更为复杂, 在综合考虑坯料内部晶粒细化、拔长过程中坯料表面温降、出现“凹心”现象等因素后建议: 单火次拔长压下速度控制在60~90 mm/s之间, 第2次拔长温度选择1120~1130 °C之间, 单火次拔长进给量控制在200~350 mm之间。

关键词: GH4738合金; 开坯工艺; 有限元模型

中图法分类号: TG132.3³; TG27

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)07-1807-09

1 引言

GH4738合金是一种沉淀强化型镍基高温合金, 该合金在760~870 °C之间具有优异的抗疲劳性能、抗氧化性能且具有较高的屈服强度, 因此在航空航天、石油化工等领域应用广泛, 常被用于制备涡轮盘、叶片和环锻件等^[1-6]。

航空发动机及重型燃气轮机用GH4738合金的盘锻件通常在环境温度为650 °C的工况下服役, 对盘锻件的综合性能要求较高。GH4738合金盘锻件的制备采用真空感应熔炼(VIM)+真空电弧重熔(VAR)双联冶炼工艺, 在此基础上进行均匀化处理, 再经过开坯、多火次锻造、热处理后得到最终盘件。在全流程制备工艺中, 开坯工艺是非常重要的且承上启下的一环, 该工艺是使铸锭从铸态组织向锻态组织转变、也是从脆性向塑性转变的关键步骤, 开坯后棒材组织直接影响最终锻件的质量和服役寿命。

开坯工艺是指将铸锭在高温下进行多次连续变形, 使内部粗大铸态晶粒发生再结晶从而达到细化晶粒提升坯料强塑性的目的。然而GH4738合金的开坯工艺过程非常复杂, 无法研究工艺过程中合金的组织演变历程, 目前国内的企业多依靠“半经验式”生产模式, 缺少理

论依据, 导致棒材质量差、成材率低, 其中主要问题在于: 不合理的开坯工艺制度(变形温度、变形速度及变形量等)可能会使坯料内部再结晶程度低、存在粗大铸态组织, 从而影响组织均匀性及坯料性能; 此外, GH4738合金的合金化程度较高, 热加工区间窄, 受析出相回溶等相关因素影响, 组织演变较为复杂, 导致组织控制难度增大。为解决上述问题, 国内外研究人员对GH4738合金在热变形过程中组织演变过程及开坯工艺开展了相关研究: Han^[7]、Zhong^[8]和Guo^[9]等在不同温度和变形速率区间对GH4738合金进行热压缩实验, 建立了该合金的本构方程及动态再结晶(DRX)模型并绘制了热加工图。Shi等^[10]通过热压缩及固溶退火实验研究了GH4738合金的动态和静态再结晶行为, 分别阐述了2种再结晶成核机制。此外, 一些学者对GH4169合金的开坯和锻造工艺采用有限元(FEM)计算方法探究该合金在多次连续变形过程中温度场、应力场及应变场的变化, 为开坯和锻造工艺的设计提供理论依据^[11-16]。曲敬龙等^[17]通过有限元模拟计算制定了 $\Phi 406$ mm级GH4720Li合金的开坯工艺, 根据此工艺成功获得组织均匀、细小、性能优良的棒材组织。该方法除适用于镍基高温合金外, 还被广泛用于其他合金, 李鹏伟、朱叶等^[18-19]采用FEM计算方

收稿日期: 2025-07-15

基金项目: 国家重大专项(2019-VI-0021-0137)

作者简介: 孙攀贺, 男, 2000年生, 博士, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: d202410205@xs.ustb.edu.cn

法分别对 2A14 铝合金和 $\Phi 600$ mm AISI4340 钢锭的开坯工艺进行模拟,分析了不同变形温度、变形速度等工艺参数对坯料温度场、应变场及锻透性的影响。姚凯俊等^[20]总结了目前有限元数值模拟计算的方法及研究进展,阐明了开坯工艺在盘锻件全流程工艺中的重要性。此外,还有一些学者对 GH4141、GH4710 等镍基高温合金的热轧再结晶规律、热加工图、高温拉伸性能等做了相关研究,为热变形工艺提供理论依据^[21-23]。

然而 GH4738 合金开坯工艺火次多,坯料需经过反复镦拔变形,在此过程中坯料组织遗传性复杂,很难将各火次组织演变串联并预测最终棒料组织。为解决上述问题,本研究采用 FEM 计算结合二次开发,在考虑工艺串联性和组织遗传性的基础上,实现了预测坯料在经过多次镦拔变形过程中组织演变的情况并采用该方法对我国最大尺寸的 GH4738 合金涡轮盘锻件的棒料制备过程进行模拟计算,将模拟结果与棒料的实际组织进行比较,验证了模型的可靠性与准确性;经研究在开坯过程中第 1 次镦粗和第 2 次拔长环节非常关键,本研究依托上述模型以第 1 次镦粗和第 2 次拔长过程为例,探究变形速度、变形温度、进给量等工艺参数对坯料显微组织演变及流变抗力的影响规律,为实际工业生产中 GH4738 合金开坯工艺的优化设计提供理论依据,提升开坯后棒材的质量及成材率。

2 实验

实验用 GH4738 合金是通过 VIM+VAR 双联冶炼工艺后,经均匀化开坯得到的棒材,其合金成分如表 1 所示。

为观察样品的金相组织,样品经过砂纸打磨、抛光后,采用 2.5 g $\text{KMnO}_4 + 10 \text{ mL H}_2\text{SO}_4 + 90 \text{ mL H}_2\text{O}$ 的混合溶液煮沸 3~5 min 对晶界进行侵蚀,然后将试样快速放入煮沸的过饱和草酸溶液中 5~8 s,取出用乙醇进行超声清洗,采用光学显微镜分析其晶粒组织。

根据工业生产中 $\Phi 660$ mm 级 GH4738 合金铸锭的实际开坯工艺,采用 Simufact Forming 金属成型仿真软件建立三维 FEM 模型,网格划分采用六面体单元,共划分 22446 个单元体,FEM 模型如图 1 所示。

因开坯工艺是连续变形过程,本研究通过二次开发采用遗传算法,结合实际工况对开坯过程进行整体研究,二次开发逻辑如图 2 所示,研究中所采用的组织

表 1 GH4738 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4738 superalloy (wt%)

Cr	Al	Ti	Fe	Co	C	Mo	Ni
18.7	1.31	2.98	0.04	13.4	0.05	4.72	Bal.

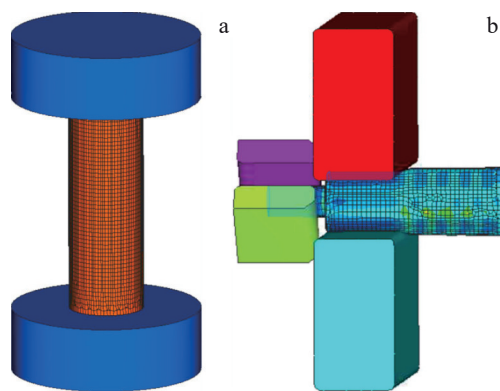


图 1 GH4738 合金开坯有限元模型

Fig.1 Cogging finite element models of GH4738 superalloy: (a) upsetting and (b) cogging

模型和流变应力模型参考 Shen^[24]和 Chamanfar^[25]的工作。

3 结果与讨论

3.1 实验验证

按照 $\Phi 660$ mm 级 GH4738 合金的实际开坯工艺,采用上述二次开发的有限元模型进行连贯性全流程模拟计算,得到棒料最终晶粒组织的分布情况。为验证模型的准确性,将开坯后的棒材经表面车光,从头部沿径向切割 50 mm 厚的圆板并将圆板沿直径切割为两部分,在中心、1/2 半径以及边缘位置分别取样观察金相组织,并与相同位置的模拟结果进行对比,其结果如图 3 所示。

模拟结果显示,在中心、1/2 半径及边缘位置的晶粒度分别为:2.32 级、4.78 级和 7.81 级,通过观察并统计(按照 GB/T 6394-2017 方法统计)开坯后实物与模拟结果对应位置 10 个视场下的平均晶粒度,在中心、1/2 半径和边缘位置晶粒度分别为:2 级、5 级和 7.5 级,模拟结果与实物晶粒度基本一致,验证了二次开发组织模型的可靠性。

3.2 GH4738 合金开坯工艺研究

在开坯工艺中第 1 次镦粗和第 2 次拔长过程是非常关键的环节。第 1 次镦粗是使坯料从完全铸态组织向锻态组织转变的过程,在此过程中能否有效破碎大尺寸铸态晶粒对最终棒料的组织性能有很大的影响;第 2 次拔长则是在坯料内部存在一定再结晶组织的基础上进一步细化晶粒(因第 3 次拔长过程既要控制再结晶晶粒长大,拔长温度不宜过高,又要对坯料进行整形,变形量不宜过大,所以第 3 次拔长对坯料整体再结晶程度的贡献较小),该过程设计的合理性对最终棒料内部的晶粒度等级有着关键影响。综上,将以第 1 次镦粗和第 2 次拔长为例采用上述经验证的 GH4738 合金有限元模型探究变形量、变形温度、进给量等工艺参数对坯料组织演变及载荷的影响。

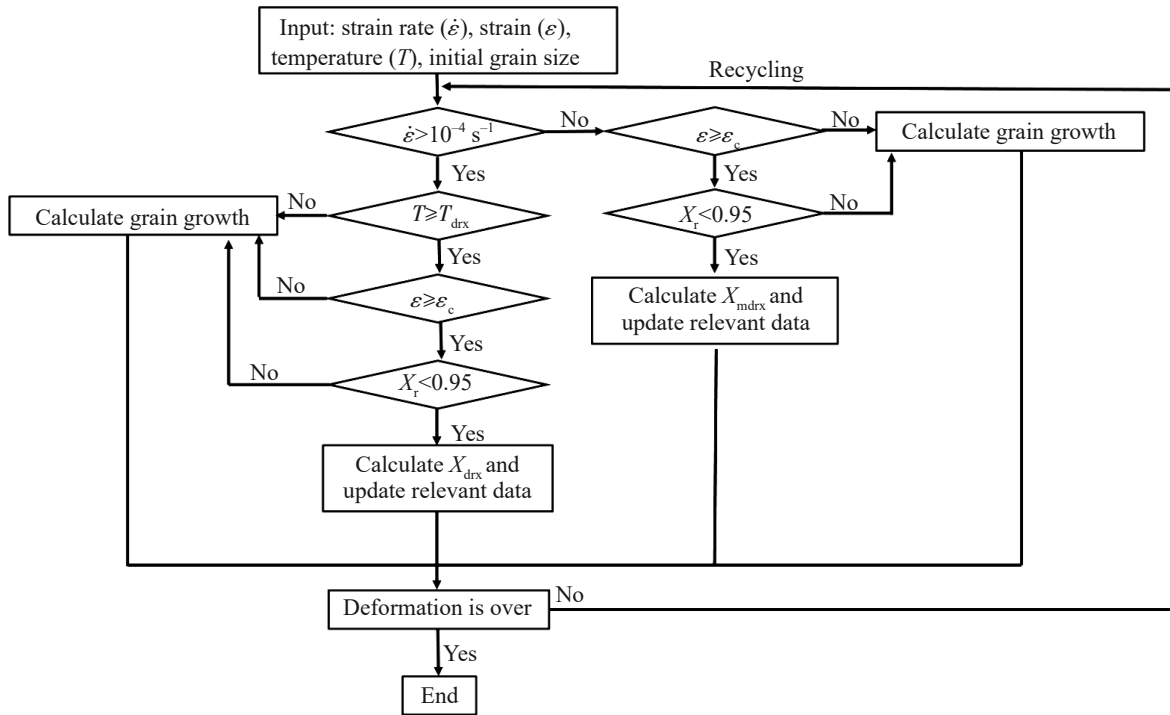


图2 GH4738合金热变形过程有限元模拟二次开发逻辑图

Fig.2 Logic diagram of secondary development for finite element simulation of the thermal deformation process of GH4738 superalloy (T_{drx} : critical temperature of dynamic recrystallization; ϵ_c : critical strain; X_{drx} : fraction of dynamic recrystallization; X_{mdrx} : fraction of meta-dynamic recrystallization; X_r : fraction of total recrystallization)

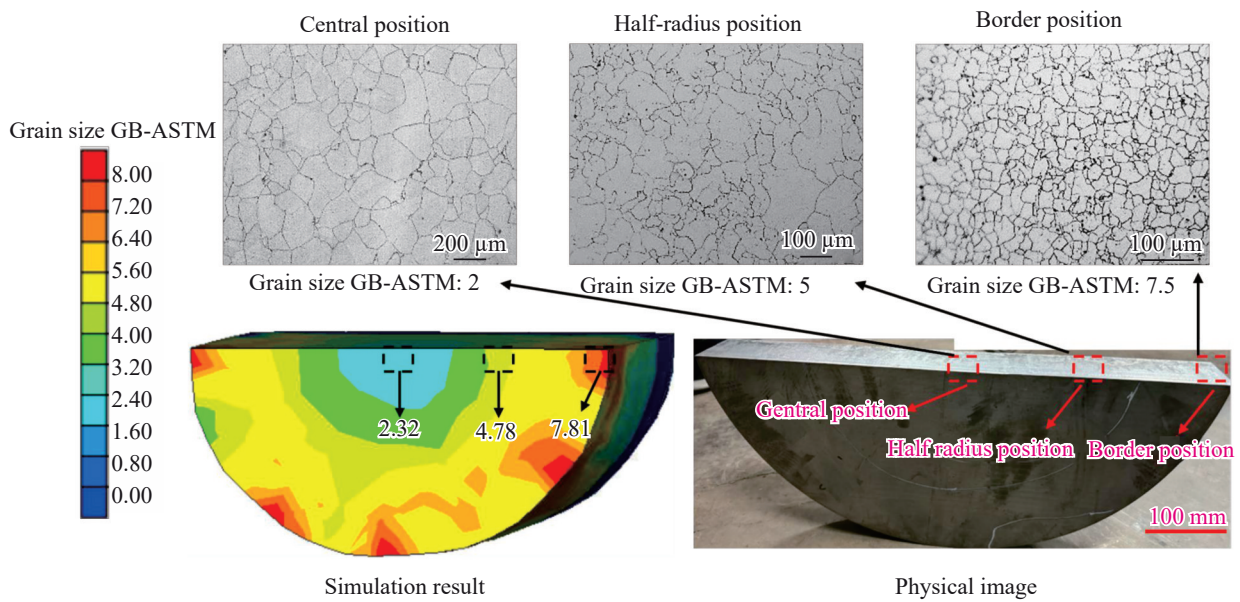


图3 GH4738合金实际开坯组织及模拟对比图

Fig.3 Actual billet structures of GH4738 superalloy and the comparison with the simulation

3.2.1 压下速度对镓粗过程的影响

图4为模拟了以不同压下速度进行第1次镓粗后坯料平均晶粒度、动态再结晶分布情况及压下载荷的变化规律。模拟工艺参数设置为：在变形温度为1160℃、镓

粗变形量为35%、平砧预热温度300℃。

由图4a结果表明，在第1次镓粗过程中随着压下速度升高，坯料相同位置平均晶粒度降低，平均晶粒尺寸增大。其主要原因如图4b所示：当压下速度增大时，变形

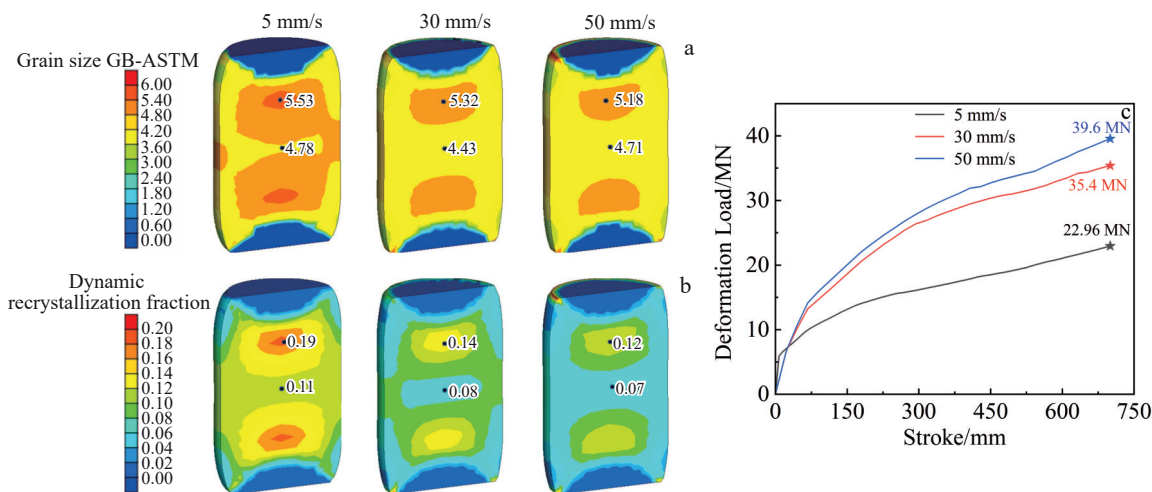


图4 压下速度对坯料平均晶粒尺寸和动态再结晶的影响及压下速度对变形载荷的影响

Fig.4 Effect of upsetting speed on average grain size of the billet (a); effect of upsetting speed on dynamic recrystallization in the billet (b); effect of upsetting speed on deformation load (c)

时间减少、临界应变增大，抑制了动态再结晶的发生，坯料相同位置动态再结晶分数明显随压下速度的增大而减小。然而，当压下速度为 5 mm/s 时，压下时间相较于压下速度为 30 和 50 mm/s 更长，坯料头尾部因和模具接触，热量损失较多，温度降低严重，导致未再结晶区域(变形死区)体积增大、坯料组织不均匀、成材率下降。

此外，在实际工业生产中，超大尺寸镍基高温合金开坯工艺多采用快锻机进行，在镦粗过程中变形抗力最大值几乎处于快锻机极限载荷，经常会出现按照设定工艺“镦不动”的问题，所以在工艺进行前对载荷进行预测是必要的，其直接决定工艺的可行性。由图 4c 结果表明，压下速度对载荷的影响程度很大，随着压下速度从 5 mm/s 增大至 50 mm/s 时，变形抗力最大值从 22.96 MN 增大至 39.6 MN。

综上，压下速度过快，变形抗力增大，坯料内部动态再结晶程度下降，无法达到第 1 次镦粗破碎铸锭内部大尺寸晶粒的目的；而压下速度过低会使变形时间增加，变形死区(冷激层厚度)增大，导致坯料内部组织均匀性差。综合理论计算并结合实际工艺，在镦粗过程中根据设备情况及锭型尺寸，压下速度可选择 5~12 mm/s，当设备极限载荷无法满足单火次变形抗力最大值时，可采用前半段匀速压下、后半段降速压下的处理方法降低变形过程的峰值抗力。

3.2.2 变形温度对镦粗过程的影响

GH4738 合金开坯工艺热加工区间应在高于 γ' 相溶解温度、低于 MC 碳化物的回溶温度区间进行单相区变形，即在 1040~1160 °C 之间，因为在此区间内可以减少 γ' 相的钉扎作用，有助于发生动态再结晶，但若超过 1160 °C，热处理后发生严重混晶的概率增大^[26]。图 5 所

示模拟了以不同变形温度进行第 1 次镦粗后坯料平均晶粒度、动态再结晶分布情况及压下载荷的变化规律。模拟工艺参数采用：压下速度为 10 mm/s、镦粗变形量为 35%、平砧预热温度 300 °C。

由图 5a 和图 5b 结果表明，随着第 1 次镦粗变形温度降低，坯料相同位置平均晶粒度及动态再结晶分数都随之降低，提高变形温度有助于坯料内部动态再结晶的发生，更好的达到第 1 次镦粗破碎铸态大尺寸晶粒的效果；此外，由图 5c 结果表明，变形温度在 1130~1160 °C 之间时，变形抗力对变形温度变化敏感性较低、变化幅度较小；当变形温度降至 1130 °C 以下时，变形抗力随变形温度下降明显升高。综上，第 1 次镦粗时应采用 1160 °C 作为变形温度，更大程度使坯料内部发生动态再结晶并使变形抗力尽可能降低。

3.2.3 压下量对镦粗过程的影响

第 1 次镦粗的压下量是铸锭内部发生动态再结晶程度的重要参数。图 6 模拟了以不同压下量进行第 1 次镦粗后坯料平均晶粒度、动态再结晶分布情况及压下载荷的变化规律。模拟工艺参数设置为：变形温度为 1160 °C、压下速度为 10 mm/s、平砧预热温度 300 °C。

由图 6a 和图 6b 结果表明，随着压下量的增大，坯料内部平均晶粒度及动态再结晶分数明显增大，当压下量为 25% 时，坯料中心及 3/4 高度处动态再结晶分数仅为 2% 和 3.5%，即在该压下量下，坯料内部刚开始发生动态再结晶；由图 6c 结果表明，随着压下量从 25% 增大至 35%，变形峰值载荷从 24.7 MN 增大至 29.4 MN，压下量对变形抗力的影响程度小于变形温度和压下速度。综上，GH4738 合金第 1 次镦粗变形量应大于 25% 使坯料内部发生动态再结晶，但由于坯料在第 1 次镦粗过程中塑

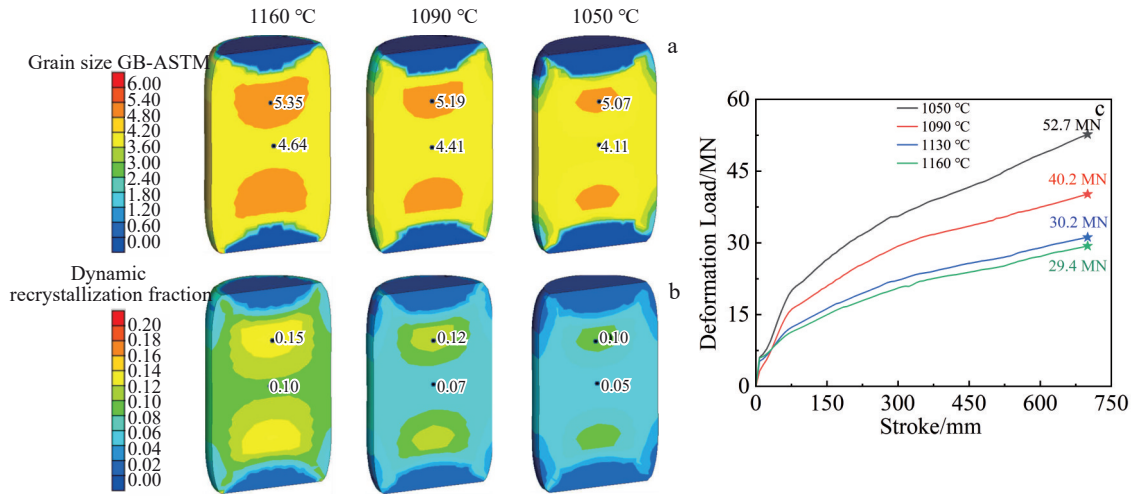


图5 变形温度对坯料平均晶粒尺寸和动态再结晶分数的影响及变形温度对变形载荷的影响

Fig.5 Effect of deformation temperature on average grain size of the billet (a); effect of deformation temperature on dynamic recrystallization in the billet (b); effect of deformation temperature on deformation load (c)

性较差,所以变形量也不宜过大,否则在变形过程中易发生损伤或开裂,单火次压下量控制在25%~35%之间。

3.2.4 压下速度对拔长过程的影响

拔长相较于镦粗过程内部显微组织演变更为复杂。当砧板沿径向压下时坯料变形部分发生动态再结晶,随着坯料进给,初始压下位置发生亚动态再结晶,随后发生晶粒长大,该过程在二次开发计算中已考虑;此外,拔长过程相较于镦粗过程时间更长,坯料表面温度损失更严重,易增大开裂风险。所以在设计拔长过程时:首先要考虑使坯料内部的粗大晶粒组织尽可能发生再结晶;其次还要控制拔长时间,避免出现表面开裂的风险。

图7为模拟了不同压下速度进行第2次拔长后坯料的平均晶粒度和动态再结晶分布情况。该过程将坯料在变形温度为1150 °C、进给量350 mm的工况下,经过8个道次(单道次压下量控制在50~70 mm)从680 mm×680 mm八角坯拔长至570 mm×570 mm的八角坯,锻打时从钳把一端起压,机械手拉动钳把使坯料进给。由图7a结果表明:在30 mm/s的压下速度下,坯料中上部平均晶粒度约为5.5级,但靠近钳把位置绿色区域晶粒度较小,该位置是由于变形后坯料心部温度较高,后续变形压下速度慢,变形时间长,再结晶晶粒长大引起的晶粒度变小;当变形速度为60~90 mm/s时,坯料内部晶粒度较为均匀,平均在5~5.5级之间;当变形速度为150 mm/s时,坯料内部晶粒度不均匀,出现晶粒度较小的位置(蓝色和绿色位置)。由图7b结果表明:随着压下速度的增大,坯料内部动态再结晶程度(黄色区域面积)在30~90 mm/s缓慢降低,在90~150 mm/s迅速降低的趋势;由图7c可知,P1位置(中心位置)和P2位置(1/2半径位置)的动态再结晶分数随压下速度增大都呈现先缓慢减小再快速减小的趋势。

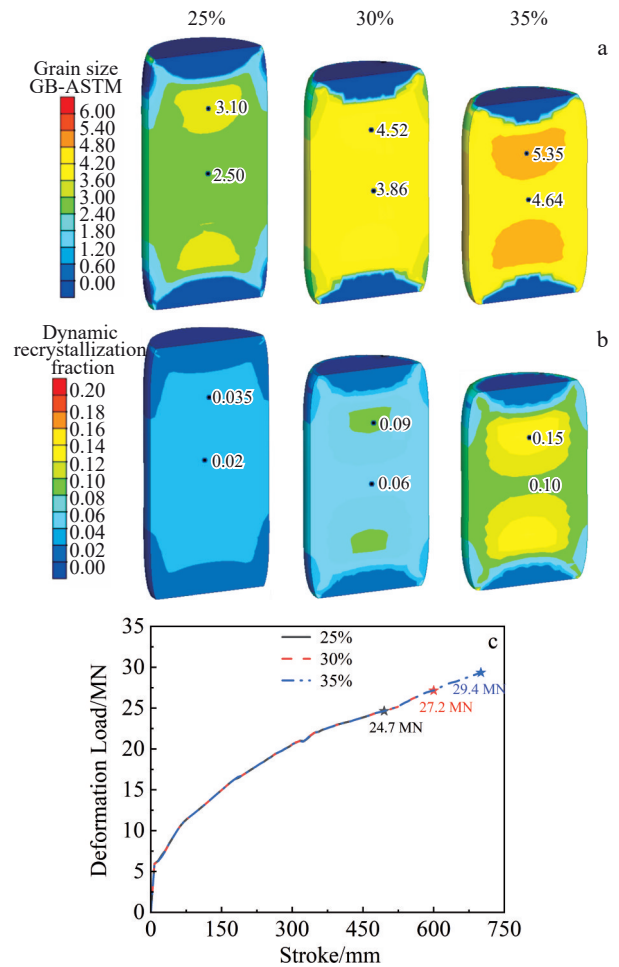


图6 压下量对坯料平均晶粒尺寸和动态再结晶分数的影响及压下量对变形载荷的影响

Fig.6 Effect of upsetting amount on average grain size of the billet (a); effect of upsetting amount on dynamic recrystallization in the billet (b); effect of upsetting amount on deformation load (c)

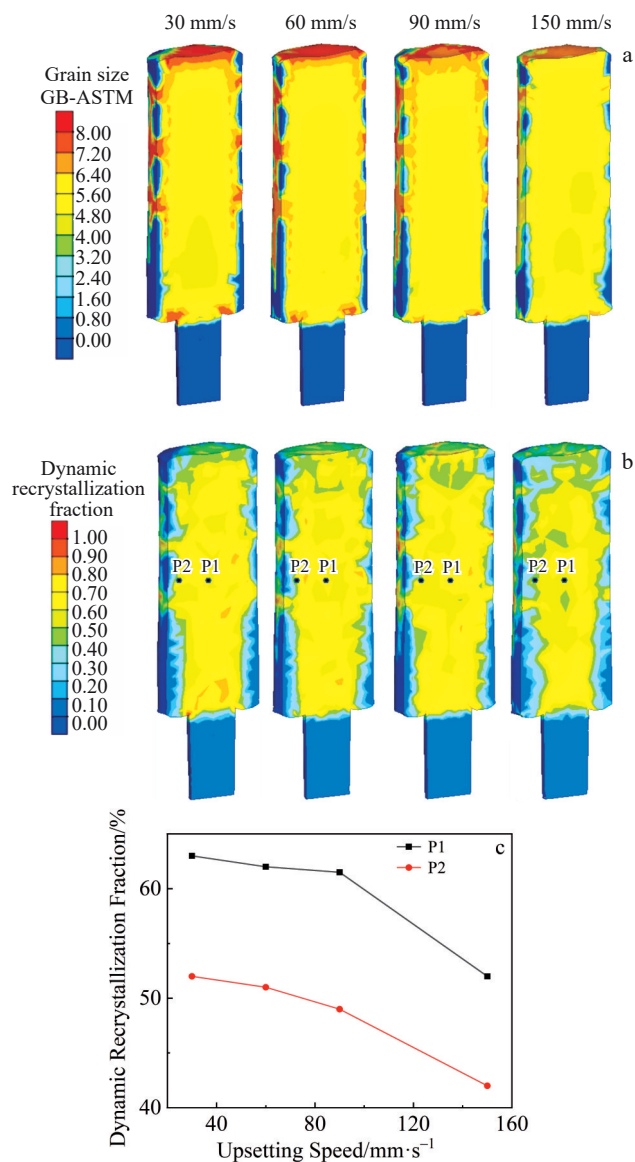


图7 压下速度对坯料平均晶粒尺寸和动态再结晶的影响及不同压下速度下P1和P2点动态再结晶分数的变化

Fig.7 Effect of upsetting speed on average grain size of the billet (a); effect of upsetting speed on dynamic recrystallization in the billet (b); variations of dynamic recrystallization fraction at P1 and P2 points with different upsetting speeds (c)

第2次拔长过程中,除了要考虑压下速度对坯料内部平均晶粒度及动态再结晶情况的影响之外,还需考虑不同压下速度对拔长时间及终锻时坯料表面温度的影响。图8为压下速度在30~150 mm/s区间内拔长时间及终锻时坯料表面温度的变化曲线,当压下速度为30 mm/s时,由于拔长时间过长,导致终锻坯料表面温度低于950 °C,这将增大锻打时表面开裂风险;当压下速度大于60 mm/s时,终锻坯料表面温度大于988 °C,开裂风险随之降低。综合考虑压下速度对坯料动态再结晶程度及终锻表面温度的影响,在第2次拔长过程建议选择60~

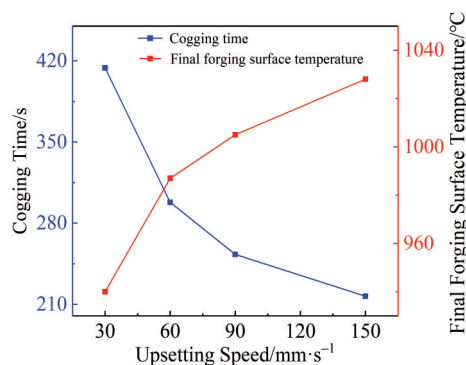


图8 不同压下速度对拔长时间及终锻坯料表面温度的影响

Fig.8 Effects of upsetting speed on cogging time and final forging surface temperature of the billet

90 mm/s 压下速度区间内进行。

3.2.5 变形温度对拔长过程的影响

图9模拟了在不同变形温度条件下进行第2次拔长后坯料平均晶粒度和动态再结晶分布情况。该过程将坯料在压下速度为75 mm/s、进给量350 mm的工况下,经过8个道次(单道次压下量控制在50~70 mm)从680 mm×680 mm八角坯拔长至570 mm×570 mm的八角坯,锻打方式与3.2.4小节中相同。由图9a结果表明,当变形温度为1150 °C时,坯料靠近钳把一侧存在平均晶粒度较小的绿色区域,该区域是因为压下后坯料心部温度较高,细小的再结晶晶粒又快速发生了晶粒长大;当变形温度降至1120 °C时,坯料内部晶粒度较为均匀,在6级~7级之间;当温度降至1090 °C时,坯料内部晶粒度分布不均匀,存在部分粗大晶粒,其原因结合图9b图结果进行分析:在1090~1120 °C之间,随着拔长温度的升高,坯料内部动态再结晶程度(黄色区域面积)明显提高,在1120~1150 °C区间,坯料内部动态再结晶程度差异不明显;为更明确说明拔长温度对坯料内部动态再结晶的影响,对图9b中P3和P4点进行定量分析(图9c)可知,不同拔长温度下,该位置动态再结晶分数随着拔长温度的升高,先快速升高,当温度大于1120 °C后缓慢增大。综上所述,第2次拔长工艺由于需要尽可能使坯料内部发生动态再结晶,但又要控制细小再结晶晶粒不能迅速长大,所以建议第2次拔长温度可采用1120~1130 °C。

3.2.6 进给量对拔长过程的影响

进给量是指拔长过程中,每次压下后,坯料轴向送进的长度。在实际工业生产中,进给量需要和压下量以及砧板尺寸相协调,进给量过小,易出现折叠现象,且使拔长效率低;然而进给量也不能过大,否则坯料变形不均匀,导致坯料组织均匀性差。图10模拟了不同进给量情况下进行第2次拔长后坯料平均晶粒度和动态再结晶分布情况。工艺参数除进给量外与

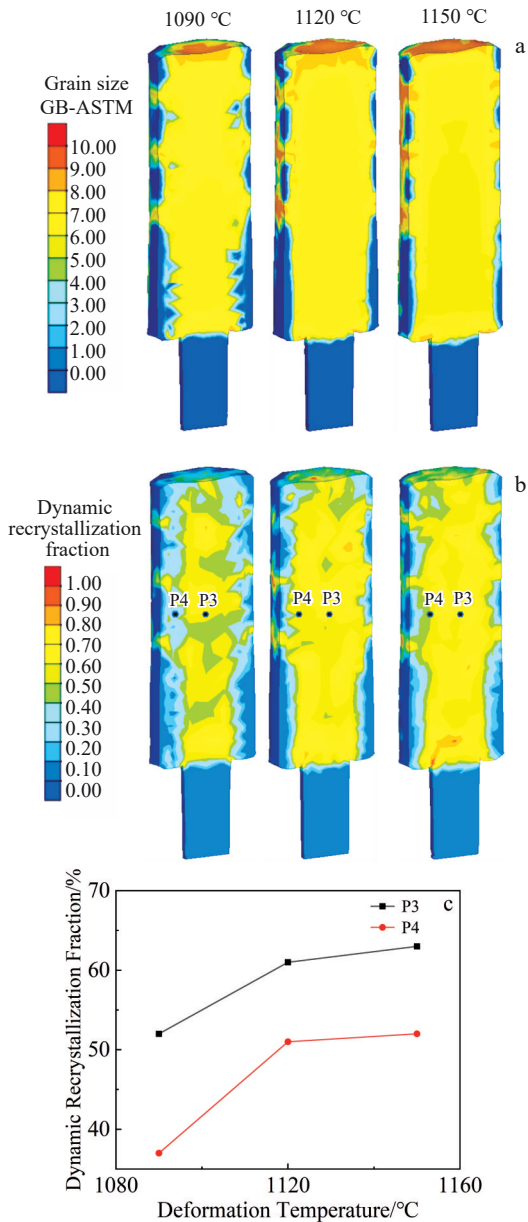


图9 变形温度对坯料平均晶粒尺寸和动态再结晶的影响及不同变形温度下P3和P4点动态再结晶分数的变化

Fig.9 Effect of deformation temperature on average grain size of the billet (a); effect of deformation temperature on dynamic recrystallization in the billet (b); variations of dynamic recrystallization fraction at P3 and P4 points at different deformation temperatures (c)

3.2.5 小节中拔长温度为1150 °C 示例相同。由图10a 结果表明,当进给量为200 mm 时,坯料内部整体在5 级~5.5 级,边缘位置晶粒度可达6.5 级~7 级;进给量提高至350 mm 后,坯料内部晶粒度基本与进给量为200 mm 时相同,但边缘存在少部分小晶粒度区域(深蓝色部分);当进给量进一步增大至500 mm 时,坯料内部晶粒度不均匀,局部出现2~3 级区域,这将使坯料内部形成混晶,导致性能下降。由图10b 结果表明,随

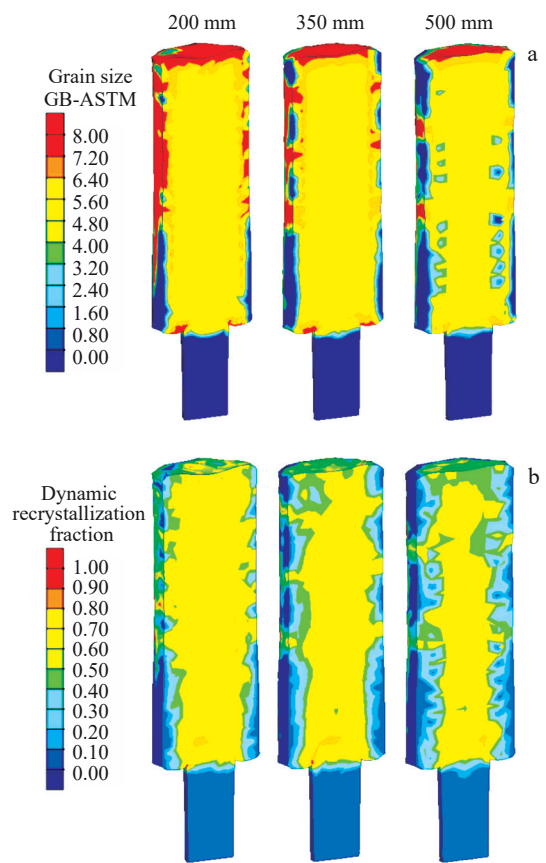


图10 进给量对坯料平均晶粒度及动态再结晶的影响

Fig.10 Effect of feed amount on average grain size of the billet (a); effect of feed amount on dynamic recrystallization in the billet (b)

着进给量从200 mm 提高至500 mm,由于每道次锻打次数减少,坯料相同位置等效应变降低,导致坯料内部动态再结晶的比例明显下降,且分布不均匀;此外,通过观察图10a 中坯料的形貌,还可以发现,随着进给量减小,坯料顶部“凹心”现象越来越明显,在实际工业生产中,“凹心”部分需被切除,这将导致坯料成材率降低。综上所述,在该锭型尺寸下,第2次拔长工艺进给量可选择200~350 mm 之间。

4 结论

1)针对Φ660 mm 级GH4738 合金的开坯工艺通过有限元模型结合二次开发的方法进行了研究,该模型考虑了工艺串联性及组织遗传性,可实现预测多次连续变形后坯料内部组织演变情况,通过将Φ660 mm 级GH4738 合金开坯后棒材切片特征位置晶粒度与模拟结果进行对比,验证了模型的准确性;此外,以典型的锻粗和拔长过程为例,分析并给出了GH4738 合金开坯工艺的制定方法及工艺参数对棒材组织演变的影响规律。

2) 在镦粗过程中, 随着压下速度的增大、变形温度降低、压下量减小, 坯料内部动态再结晶程度下降; 在镦粗过程中, 压下速度控制在 5~12 mm/s; 第 1 次镦粗的变形温度选择 1160 °C; 单火次压下量控制在 25%~35% 之间。

3) 在拔长过程中, 随着压下速度的增大、拔长温度的降低、进给量增大, 坯料内部动态再结晶程度下降; 拔长过程相较于镦粗过程更为复杂, 在考虑不断细化坯料内部晶粒的过程中, 还需考虑拔长时间及坯料表面温降, 防止拔长过程中发生损伤甚至开裂。拔长速度在 60~90 mm/s 之间, 第 2 次拔长温度控制在 1120~1130 °C 之间, 进给量选择 200~350 mm 范围内。

参考文献 References

- [1] Jiang He(江河), He Fangyou(何方有), Xu Liang(许亮) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(5): 1860
- [2] Jiang He(江河), Li Yaojun(李姚军), Liu Qiyuan(刘其源) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2552
- [3] Hu Y, Liu D, Zhu X L *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2018, 96: 1165
- [4] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(11): 3382
- [5] Zhu Qing(朱擎), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2546
- [6] Xu Chao(徐超), Nai Qiliang(仝启亮), Yao Zhihao(姚志浩) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 11(53): 1453
- [7] Han Y Z, Zhu H C, Qu J L *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 4957
- [8] Zhong M J, Yu H, Wang Z R *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 7990
- [9] Guo M, Ni Z Y, Zhang M C *et al.* *Materials Today Communications*[J], 2025, 42: 111535
- [10] Shi C Y, Zhang M C, Guo J *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(1): 63
- [11] Liu Dong(刘东), Yang Yanhui(杨艳慧). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(12): 2094
- [12] Zhang Ziyue(张子越), Yao Zhihao(姚志浩), Yao Kaijun(姚凯俊) *et al.* *Heavy Casting and Forging*(大型铸锻件)[J], 2024 (5): 20
- [13] Zhang Haiyan(张海燕), Zhang Shihong(张士宏), Cheng Ming(程明) *et al.* *Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2012, 35(2): 19
- [14] Li Xin(李昕). *Research on the Method Design of Deformation High-Temperature Alloy Manufacturing Process*(变形高温合金制造工艺设计的方法研究)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2024
- [15] Zhang Maicang(张麦仓), Dong Jianxin(董建新), Zheng Lei(郑磊) *et al.* *Proceedings of the 11th China Superalloy Conference* (第十一届中国高温合金年会论文集)[C]. Beijing: China Academic Journal Electronic Publishing House, 2007: 130
- [16] Chen Wenhao(陈文豪), Zhou Wanlin(周晚林), Zhang Fujun(张付军) *et al.* *Computer Aided Engineering*(计算机辅助工程)[J], 2014, 5(23): 68
- [17] Qu Jinglong(曲敬龙), Du Jinhui(杜金辉), Wang Minqing(王民庆) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2013, 41(2): 74
- [18] Li Pengwei(李鹏伟), Li Yirui(李翌瑞), Cai Anhui(蔡安辉) *et al.* *Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2022, 47(8): 1
- [19] Zhu Ye(朱叶), Zhao Jingcun(赵景存). *Special Steel*(特殊钢)[J], 2021, 42(1): 11
- [20] Yao Kaijun(姚凯俊), Yao Zhihao(姚志浩), Wang Qiang(王强) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4347
- [21] Zhang Xianguang(张献光), Pei Yiwu(裴逸武), Zhou Yang(周扬) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(2): 505
- [22] Chen Youhong(陈由红), Lan Bo(兰博), Sun Xing(孙兴) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(9): 2555
- [23] Wang Yibo(王轶博), Zhao Zhanglong(赵张龙), Wang Tao(王涛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(8): 2351
- [24] Shen G S, Semiatin S L, Rajiv S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(7): 1795
- [25] Chamanfar A, Jahazi M, Gholipour J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 615: 497
- [26] Hong Chengmiao(洪成淼), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(4): 608

Research Methods and Design Basis for Cogging Process of Large-Scale GH4738 Superalloy

Sun Panhe, Zhang Hengnian, Zhang Shaohui, Li Xin, Jiang He, Yao Zhihao, Dong Jianxin

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The distribution and evolution of the internal grain structure of large-scale GH4738 alloy during the complex continuous deformation cogging process, based on the process sequentiality and organizational heredity, were investigated by employing a finite element model combined with secondary development methods, providing a general approach for process design and outcome prediction. Finite element simulation calculations were conducted based on the actual billet preparation process of GH4738 superalloy with $\Phi 660$ mm grade, comparing the simulation results with the grain size at corresponding positions of the actual billets to verify the reliability and accuracy of the established model. Utilizing this model, typical upsetting and cogging processes were analyzed, and the effects of process parameters on the microstructural evolution of the billet during multiple deformation passes were discussed, along with methods for process formulation. Results show that during the upsetting process, as the upsetting speed increases, the deformation temperature decreases, the reduction amount decreases, and the degree of dynamic recrystallization within the billet decreases. In the cogging process, as the upsetting speed decreases, the cogging temperature increases, the feed amount decreases, and the degree of dynamic recrystallization within the billet increases. Furthermore, based on the specific analysis, it is recommended to control the upsetting speed during the upsetting process between 5 and 12 mm/s; the initial upsetting temperature should be 1160 °C; the single-pass reduction amount should be controlled between 25% and 35%. The cogging process is more complex than the upsetting process. Taking into account the factors such as grain refinement within the billet, surface temperature drop during the cogging process, and the occurrence of the “concave center” phenomenon, the upsetting speed is controlled between 60 and 90 mm/s; the second cogging temperature is chosen between 1120 and 1130 °C; the feed amount is controlled between 200 and 350 mm.

Key words: GH4738 superalloy; cogging process; finite element model

Corresponding author: Jiang He, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: jianghe17@sina.cn