

# 热挤压工艺对 690 合金组织的影响及控制

李郑周<sup>1,2</sup>, 仵启亮<sup>2,3</sup>, 王宝顺<sup>2,3</sup>, 苏 诚<sup>2,3</sup>, 杨 亮<sup>1</sup>, 董建新<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学, 北京 100083)

(2. 浙江久立特材科技股份有限公司, 浙江 湖州 313028)

(3. 浙江省核电用高性能管材成形工程技术研究中心, 浙江 湖州 313028)

**摘 要:** 利用 Gleeble 热压缩实验, 构建了 690 合金的挤压工艺再结晶图, 探讨了完全动态再结晶的临界挤压工艺, 将合金的热变形组织演变模型带入 Deform-2D 有限元软件, 并针对挤压中合金的组织演变过程对有限元软件进行了二次开发, 进而模拟计算了挤压比、坯料温度以及挤压速率对 690 合金挤压管组织的影响规律, 依据挤压机设备能力以及组织要求提出了挤压工艺的控制方法, 并进一步根据有限元计算结果进行实际挤压验证。结果表明: 挤压管的晶粒尺寸随着挤压比的增大呈现出先降低后增加的趋势; 690 合金挤压管的晶粒尺寸随坯料温度和挤压速度的降低而减小; 当坯料温度在 1200 °C, 挤压比为 15.3, 挤压速率 200 mm/s 时, 挤压管的晶粒尺寸可以控制在 62.7 μm 以下; 模拟计算结果与挤压管的相对误差仅为 4.5%。

**关键词:** 热挤压; 690 合金; 再结晶百分比; 有限元模拟; 二次开发

**中图分类号:** TG146.15

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)12-3776-08

690 合金是在 Inconel600 基础上改进的一种 Cr 含量高达 30% 以上的镍基耐蚀合金, 与 304 以及 Incoloy 800 等合金相比具有更优异的抗应力腐蚀开裂的能力, 并且拥有优异的力学性能及良好的冶金稳定性<sup>[1]</sup>, 从而成为目前压水堆核电站机组中蒸汽发生器换热管的首选材料。由于 690 合金变形抗力大, 热加工窗口窄, 并且质量要求较高, 常规的热穿孔工艺不能满足核电使用要求, 因此核电换热管用 690 合金无缝管的制造工艺均采用热挤压开坯, 然后再经多道次冷轧成型。关于 690 合金挤压工艺的研究我国起步相对较晚, 相关报道不多, 并且挤压工艺复杂, 挤压管组织性能受到的影响因素较多, 尤其是挤压比、坯料温度、挤压速率等工艺参数对其均有较大的影响<sup>[2,3]</sup>。因此, 挤压环节一直都是 690 合金生产制造的难点和关键点。

目前, 国内外对大吨位金属塑性变形的研究大多采用现场实验与计算机模拟相结合的方法, 从而减少产品开发时间以及降低研发成本。王珏<sup>[4]</sup>等结合实际挤压参数, 利用有限元软件研究了热挤压工艺对 690 合金挤压行为的影响, 给出了适合 690 合金的挤压工艺参数。但其研究结果只是关注了挤压工艺对可挤性的影响, 并没有给出对挤压管组织的影响规律。现阶段, 绝大多数研究也只是关注挤压工艺对挤压力、金属流动等行为的影响, 缺乏对挤压管组织的影响研究<sup>[5-7]</sup>。

王忠堂等人<sup>[8,9]</sup>通过 Gleeble 热模拟实验构建了 690 合金的本构方程以及动态再结晶模型, 并将其直接带入 Deform 有限元软件进行计算, 获得了挤压工艺对挤压管组织的影响规律。然而, 通过笔者的研究发现, 如果将组织演变模型直接代入有限元计算, 仍会存在一定的误差, 这是由于挤压过程中, 坯料经历了动态再结晶、亚动态再结晶以及晶粒长大等一系列的复杂环节, 而有限元软件只能进行简单变形的预测计算。因此, 有必要对软件进行二次开发, 从而获得更为准确的组织预测能力。

为了探究挤压工艺对 690 合金挤压管组织的影响规律, 实现对 690 挤压管组织的精准控制, 本工作利用 Gleeble 热压缩实验, 研究了完全动态再结晶的临界挤压工艺, 并将 690 合金的组织演变模型代入 Deform-2D 有限元软件, 根据组织演变过程对有限元软件进行二次开发, 以实现挤压管组织的准确预测, 在此基础上, 模拟计算了挤压比、坯料温度以及挤压速率对 690 合金挤压管组织的影响规律。根据计算结果, 在 35 MN 的挤压机上进行实际挤压验证。旨在为 690 合金的国有化生产提供一定的数据基础和理论依据。

## 1 实 验

实验用 690 合金采用真空感应熔炼(VIM)+电渣重

收稿日期: 2018-06-29

作者简介: 李郑周, 男, 1973 年生, 博士, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: nai612@126.com

熔(ESR)的双联冶炼工艺，开坯锻造成  $\Phi 184$  mm 圆形管坯，其主要化学成分(质量分数，%)如表 1 所示。

为了研究完全动态再结晶的临界挤压工艺，在钢锭 1/2 半径处取  $\Phi 8$  mm $\times$ 12 mm 的圆柱试样，在 Gleeble-3800 热模拟试验机进行等温恒变速率轴向压缩实验，应变速率为  $10\text{ s}^{-1}$ ，变形温度为 1100、1150、1200、1250  $^{\circ}\text{C}$ ，工程应变量分别为 15%、30%、50%、60%。试样以  $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  的升温速率加热到 1220  $^{\circ}\text{C}$  保温 3 min 后，再以  $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  的速度降至设定的变形温度保温 2 min 后开始压缩。变形结束后，立即水冷至室温。将压缩后的试样沿着平行于压缩方向对半抛开，机械磨光后在 10 mL 浓  $\text{H}_2\text{SO}_4$ +2 g  $\text{KMnO}_4$ +90 mL 水溶液中，沸煮约 30 min 后，利用光学显微镜观察微观组织，统计再结晶百分比。

为了研究挤压工艺对 690 合金挤压管组织的影响规律，利用 Deform 软件构建有限元模型进行分析，模型如图 1 所示，由于模型是个轴对称图形，因此为计算方便实际模型为其一半，如图中线框所示。设置坯料外径为 184 mm，坯料长度 588 mm；根据实际挤压条件，需要设定工模具预热温度为 400  $^{\circ}\text{C}$ ，摩擦因子设为 0.02，挤压筒内径为 190 mm，初始晶粒尺寸为 200  $\mu\text{m}$ 。

为了研究挤压比对 690 合金挤压管组织的影响，调整有限元模型中模孔和芯棒的尺寸，从而获得不同的挤压比：8.8、15.3、20.7 和 23.5，根据现有工艺设定坯料温度为 1200  $^{\circ}\text{C}$ ，挤压速度为 250 mm/s；在模拟计算坯料温度的影响时，设置坯料温度为 1100、1150、1200 及 1250  $^{\circ}\text{C}$ ，设定挤压比为 15.3，挤压速度为 250 mm/s；在探究挤压速度对组织的影响时，设

置挤压速度为 150、200、250 及 300 mm/s，坯料温度为 1200  $^{\circ}\text{C}$ ，挤压比为 15.3。除此之外，其它边界条件不变。

为了对计算结果进行验证，根据模拟计算结果，并结合实际生产情况，在 35 MN 挤压机试挤 690 管材，挤压比为 15.3，坯料加热温度为 1200  $^{\circ}\text{C}$ ，挤压速度为 250 mm/s。在挤压管上沿径向取样，利用光学显微镜观察壁厚内、中、外的微观组织。

## 2 有限元组织模拟计算方法

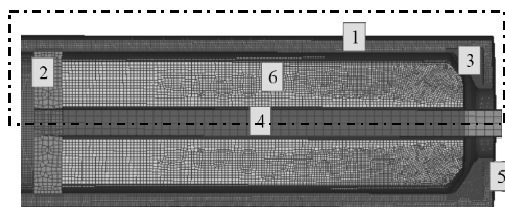
模拟所需要 690 合金的物理性能如密度、泊松比、导热率、线膨胀系数等根据相关文献报道所查得<sup>[4]</sup>，而模拟所需要的组织演变模型则是来自于前期的工作积累<sup>[10]</sup>。组织演变模型通过大量不同变形条件的 Gleeble 热实验数据进行统计分析获得，包括了单道次、双道次热压缩实验以及热压缩保温实验。结合挤压过程合金的变形历程，组织演变模型定量描述了 690 合金的动态再结晶、亚动态再结晶及晶粒长大行为。

Deform 软件虽然能够进行进行宏观各场的分析计算，但是它并没有考虑宏观与微观组织的耦合，不能够计算例如挤压如此复杂的组织演变过程，只能进行简单变形的计算。因此需要利用软件提供的用户定义子程序进行二次开发，使软件能够更加准确地利用上述组织演变模型。Deform 为二次开发提供了用户定义子程序，该子程序代码存储在 def\_usr.f 中，修改时将上述微观组织模型利用 FORTRAN 语句进行编写，使计算过程按图 2 所示的方式进行。通过有限元

表 1 690 合金主要化学成分

Table 1 Chemical composition of 690 alloy ( $\omega/\%$ )

Cr	Fe	C	Ti	Al	Ni
29.19	9.49	0.02	0.24	0.28	Bal.



1-container, 2-block, 3-glass pad, 4-mandrel, 5-extrusion die, 6-billet

图 1 690 合金热挤压有限元几何模型

Fig.1 Finite element geometric model for hot extrusion of 690 alloy

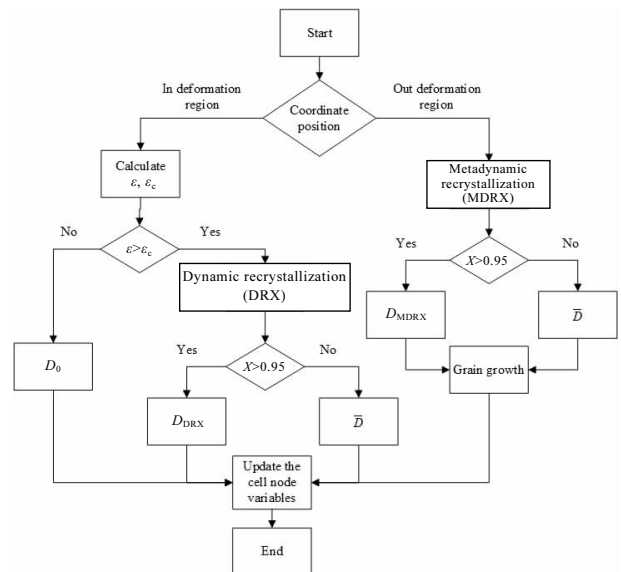


图 2 690 合金晶粒微观组织演变过程的有限元计算过程

Fig.2 Flow chart of finite element module for computing 690 alloy microstructure evolution

主程序调用该文件中的子程序，以实现自定义变量的值，从而完成对微观组织演变的预测。

### 3 完全再结晶的临界挤压工艺

图 3 为不同热变形条件下 690 合金的微观组织照片。由图 3a~3c 可知，15%的工程应变量下，合金便已经发生了动态再结晶，1100 °C 变形时，合金的再结晶程度较低，再结晶晶粒主要出现在三叉晶界处并且可以观察到部分晶界存在弓弯的现象，随着温度的升高，再结晶百分数增加，当变形温度提高到 1250 °C 时，合金才发生了完全动态再结晶。当应变量进一步提高到 50% 时，如图 3d~3f 所示，在 1100 及 1150 °C 变形时，690 合金的再结晶百分比较 15% 应变量下的再结晶程度明显要高得多。在 1200 °C 变形时，合金已经发生完全动态再结晶，并且晶粒尺寸较为细小。

690 合金属于低层错能的镍基合金，位错难以产生交滑移和攀移，不易发生动态回复，因此其软化机制主要靠动态再结晶<sup>[11]</sup>，对于动态再结晶而言，需要基体中累积足够高的位错密度才能发生。在相同的变形温度和变形速率下，变形程度越大，形变储能越高即位错密度越大，再结晶的形核率则亦随之增大。再者，在应变量及变形速率不同的情况下，提高变形温度同样会促使合金的再结晶程度增加。温度对再结晶程度影响的本质是促进了原子扩散和晶界移动速度，从而降低了合金的发生动态再结晶的临界应变量<sup>[12,13]</sup>。对于

690 挤压管的组织而言，其最基本的要求就是合金发生完全动态再结晶，以确保组织的均匀性以及使用性能，因此在挤压时必须确保合金具有一定的变形量以及温度。为此，对不同温度、不同变形量下 690 合金的再结晶程度进行统计，在变形量和变形温度所构成的平面上绘制再结晶程度的等高线，就可以得到 690 合金的再结晶图，在挤压工艺中通常用挤压比来表示合金的变形程度（挤压比=管坯横截面积/挤压管横截面积），将应变量用挤压比来代替便可得到挤压工艺（挤压温度、挤压比）对 690 合金再结晶百分比的影响关系图，如图 4 所示。由图可以看出，要使得挤压管发生完全动态再结晶，需要将挤压比控制在 1.5 以上，挤压温度控制在 1180~1250 °C。需要说明的是，对于挤压变形而言，在变形区内的变形速率通常在 10 s<sup>-1</sup> 以上，为此本研究只是构建了应变速率在 10 s<sup>-1</sup> 时的再结晶图，690 合金在 10 s<sup>-1</sup> 以上的高应变速率变形时，由于变形温升显著，会促进再结晶形核及长大，因此在更高的应变速率进行挤压时，完全动态再结晶的临界挤压工艺范围将会变宽。另外，在实际挤压过程中，合金的挤压比甚至可以达到 25 以上，此时要获得完全再结晶的组织，适当降低挤压温度亦可以获得。

为了进一步验证所构有限元建模型对再结晶程度预测的准确性，模拟计算了挤压比为 2.3 和 8.8 时，690 合金的动态再结晶行为，挤压温度为 1150 °C，挤压速度为 200 mm/s，并在挤压机上以相同的条件进行挤

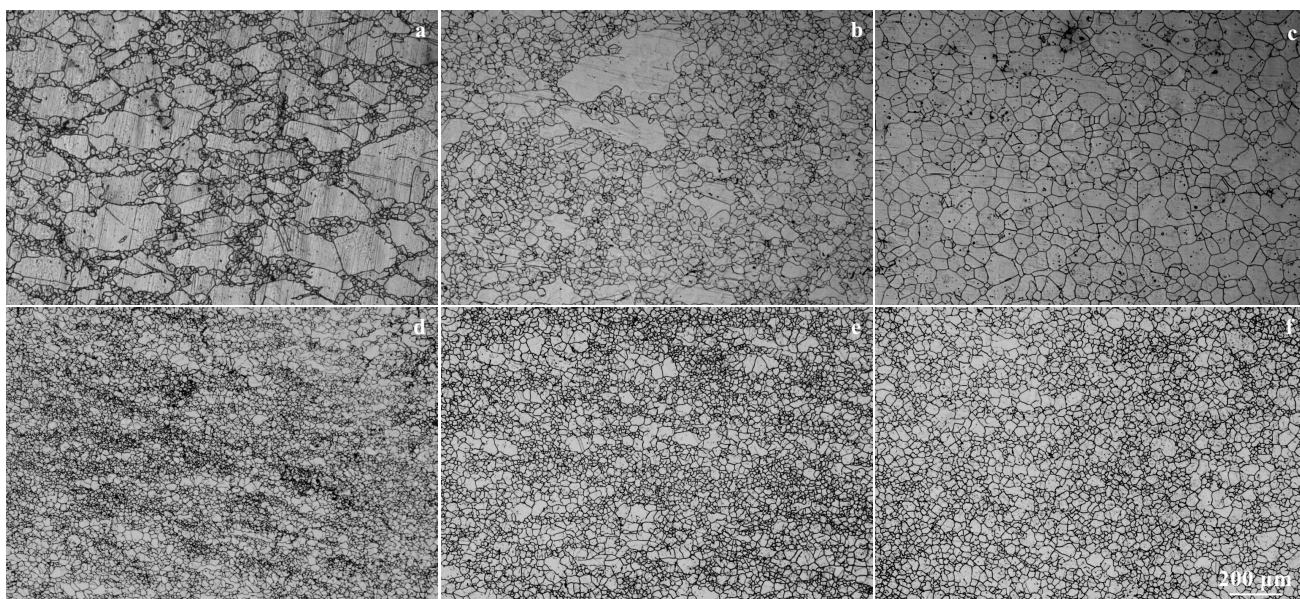


图 3 不同变形条件下 690 合金的微观组织形貌

Fig.3 Microstructures of 690 alloy at strain of 15% (a~c) and 50% (d~f) and different deformation temperatures: (a, d) 1100 °C, (b, e) 1150 °C, (c) 1250 °C, and (f) 1200 °C

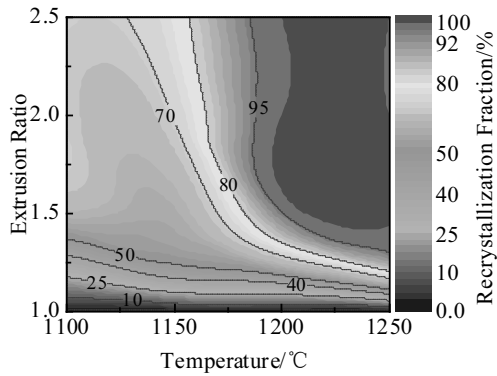


图 4 不同挤压比和坯料温度下 690 合金的再结晶图

Fig.4 Recrystallization of 690 alloy at different extrusion ratios and billet temperatures

压，不同挤压比下再结晶百分比及挤压管壁厚中心处组织如图 5 所示。从模拟结果可以看出，挤压比为 2.3 时，挤压管的壁厚中心位置由于变形量较低并没有发生完全动态再结晶，再结晶百分比为 75%左右，而壁厚内、外侧发生了完全动态再结晶，这是由于挤压变形区内的变形不均匀而导致的；当挤压比提高到 8.8 时，模拟结果显示挤压变形区内则发生了完全动态再结晶。对比实际挤压的结果来看，挤压比 2.3 时，合金的再结晶百分比约 78%，挤压比提高到 8.8 时，挤压管组织则为均匀分布的等轴晶，发生了完全动态再结晶，挤压结果与模拟计算结果相一致。另外，从模拟计算及实际挤压结果亦说明了当挤压比进一步提高到 2.5 以上时，降低挤压温度确实可以获得完全动态再结晶的组织。

### 4 挤压工艺对组织的影响及控制

#### 4.1 挤压比对组织的影响及控制

挤压比为 8.8、15.3 和 20.7 下 690 合金挤压管晶粒尺寸分布情况如图 6 所示。从挤压比为 20.7 的计算结果可以看出，挤压管的壁厚中心处的晶粒尺寸最大，内壁处次之，整体相差不大。因此，在控制挤压管晶粒尺寸时，只需要关注壁厚中心处的晶粒尺寸即可。由图可以观察到，挤压比大小对挤压管壁厚中心位置晶粒尺寸确实存在着不同程度的影响。随着挤压比增大，荒管晶粒尺寸呈现出先减小后增大的趋势。挤压比为 8.8 时，挤压荒管壁厚中心处的晶粒尺寸最大为 72.8  $\mu\text{m}$ ，而挤压比为 15.3 时，挤压荒管壁厚中心处的晶粒尺寸最小为 60.2  $\mu\text{m}$ 。

挤压时，挤压比除了会对 690 合金的变形程度产生影响外，还会影响到管坯流出模口时的速率。模口处的流出速率=挤压比×挤压速率，在挤压速率不变的情况下，流出速率与挤压比成正比关系，相应的变形速率亦与挤压比成正比关系。对于挤压而言，合金处于高应变速率变形，根据前期研究以及相关文献表明<sup>[14]</sup>，高应变速率下，合金的晶粒尺寸会随变形速率的增加而增大，这与变形量对合金动态再结晶晶粒尺寸的影响相反，两者对晶粒尺寸的影响存在一种矛盾的竞争关系。而对于本研究所构建的模型而言，当挤压比  $\lambda$  小于 15.3 时，变形量增大对 690 挤压管晶粒尺寸的抑制作用要大于变形速率增大带来的促进作用，从而使得挤压管的晶粒尺寸随  $\lambda$  的增大而减小。反之，当  $\lambda$  大于 15.3 时，变形量增大对 690 挤压管晶粒尺寸的抑制作用要小于变形速率增大带来的促进作用，则表现出晶粒尺寸随挤压比的增大而增加。

在挤压过程中，如果想要将 690 合金顺利挤压出，仅仅考虑挤压比对晶粒尺寸的影响是不够的。通常  $\lambda$  增大会导致挤压力迅速上升，若最大挤压力超过

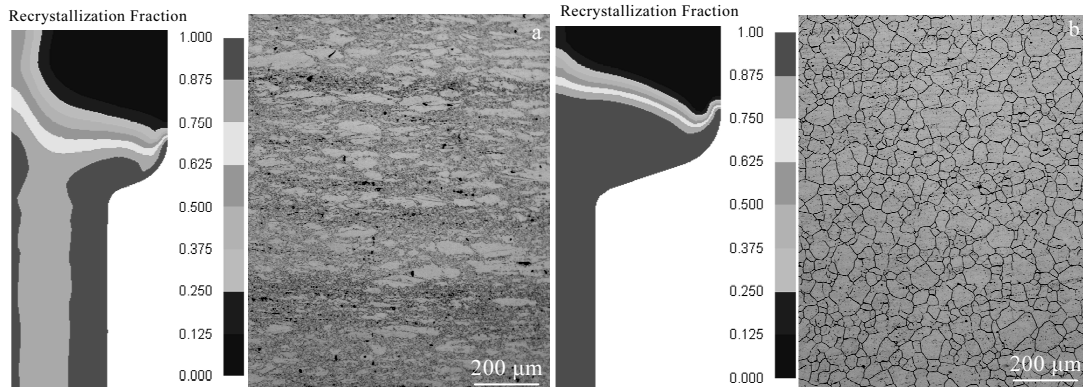


图 5 不同挤压比下再结晶百分比及挤压管壁厚中心处组织

Fig.5 Percentage of recrystallization and microstructures of extrusion pipe at different extrusion ratios: (a) 2.3 and (b) 8.8

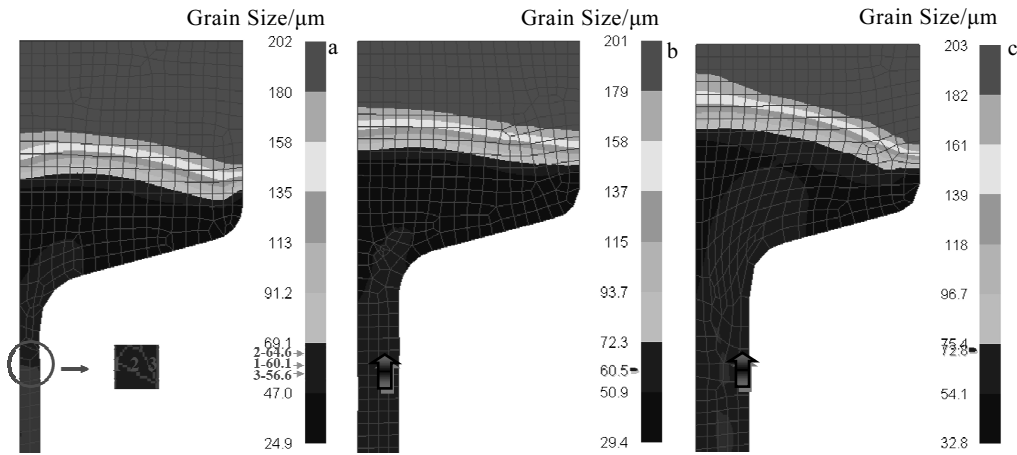


图 6 不同挤压比下的 690 管晶粒尺寸分布

Fig.6 Grain size distribution of 690 pipe at different extrusion ratios: (a) 20.7, (b) 15.3, and (c) 8.8

设备的承载能力，便会造成“闷车”现象。因此，在利用挤压比控制 690 合金挤压管晶粒尺寸时，必须要考虑其对挤压力的影响，从而才能顺利实现对挤压管组织的精确控制。有限元模拟计算出的挤压比与 690 合金挤压管的壁厚中心处晶粒尺寸及最大挤压力的关系如图 7 所示。可以看出，随着挤压比的增大，荒管晶粒尺寸从 72.8  $\mu\text{m}$  减小到 60.2  $\mu\text{m}$ ，之后晶粒尺寸增加，但增长较为缓慢；而增大挤压比则使最大挤压力迅速增大，最大挤压力从  $\lambda$  为 8.79 的 21 MN 提升到  $\lambda$  为 20.66 的 38 MN。而根据本研究所采用的设备能力，挤压力最大不能超过 35 MN，可见，690 合金在 1200  $^{\circ}\text{C}$  挤压时，挤压比必须小于 20.66。再者，若挤压管的晶粒尺寸过于粗大将会对后续冷轧存在影响，根据相关技术要求需要将挤压管的晶粒度控制在 7 级以下即晶粒尺寸小于 65  $\mu\text{m}$ 。因此针对本研究所构建

的挤压模型，热挤压变形时，挤压比的合理选择区间应该在 10.72~17.96 之间，如图中阴影区域所示。

#### 4.2 坯料温度对挤压组织的影响及控制

对于特定规格的挤压产品，往往挤压比不能随意变化，常用采用的方式就是改变坯料的温度以达到调控合金组织的目的。为此，模拟计算了不同坯料温度对 690 合金挤压管组织的影响，设定挤压比为 15.3。图 8 为 1100、1150 及 1250  $^{\circ}\text{C}$  下 690 合金挤压管晶粒尺寸的分布情况，由图可知，坯料温度对管坯未变形区内的晶粒尺寸影响不大，而对挤出荒管的晶粒尺寸存在较大的影响。挤出荒管壁厚中心处的晶粒尺寸随着坯料温度的升高而增加，当坯料预热温度从 1100  $^{\circ}\text{C}$  上升到 1250  $^{\circ}\text{C}$  时，晶粒尺寸从 47.2  $\mu\text{m}$  长大到 74.1  $\mu\text{m}$ ，增加近 1.6 倍。坯料温度对挤压管晶粒度的影响与变形温度对再结晶晶粒尺寸的影响一致，即随着变形温度的增加，最终再结晶的晶粒尺寸增大<sup>[15]</sup>。

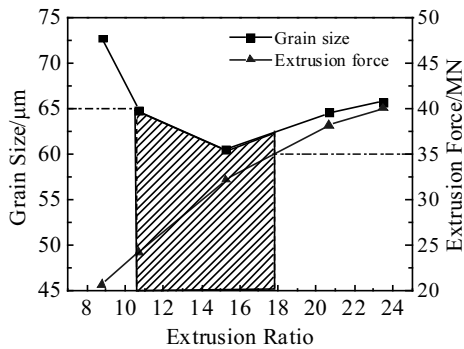


图 7 不同挤压比下 690 挤压管的挤压力及晶粒尺寸

Fig.7 Extrusion force and grain size of 690 extrusion pipe at different extrusion ratios

通过上述的计算结果可知，坯料温度对挤压管晶粒尺寸的影响比挤压比带来的影响要大得多。可见，在控制挤压管晶粒尺寸时，合理选择坯料的加热温度尤为重要。此时，同样需要考虑坯料温度对最大挤压力的影响。不同坯料温度对 690 挤压管晶粒尺寸和最大挤压力的影响如图 9 所示，随着坯料预热温度的升高，荒管晶粒尺寸快速增大。而最大挤压力随坯料温度的升高迅速减小，这显然是由于温度升高，合金变形抗力降低而导致的。若要将挤压荒管的晶粒尺寸控制在 65  $\mu\text{m}$  以下，则需要使得坯料温度低于 1210  $^{\circ}\text{C}$ 。但当温度低于 1180  $^{\circ}\text{C}$  以下时，最大挤压力已经超过了设备能力，坯料温度 1150  $^{\circ}\text{C}$  时，最大挤压力为 41 MN。因此，要想获得要求的组织且保证挤压过程能

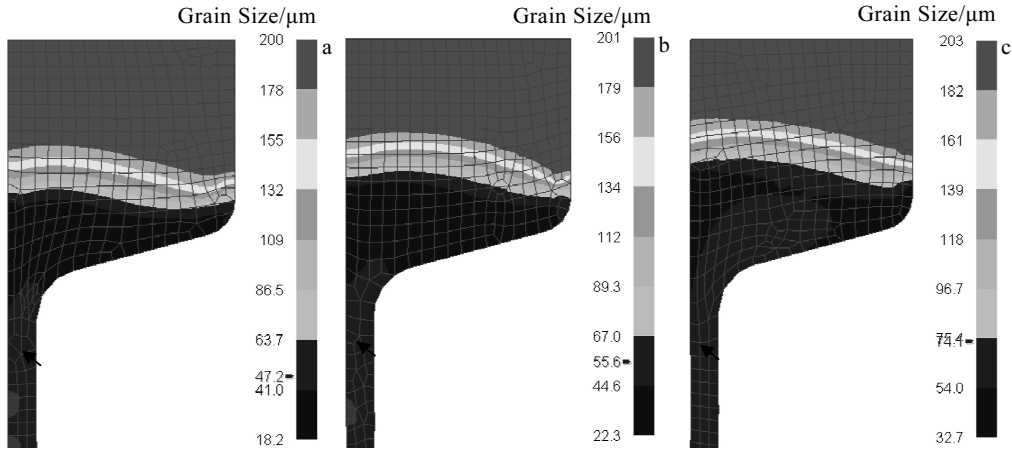


图 8 不同坯料温度下挤压荒管的晶粒尺寸分布

Fig.8 Grain size distribution of extrusion pipe at different billet temperatures: (a) 1100 °C, (b) 1150 °C, and (c) 1250 °C

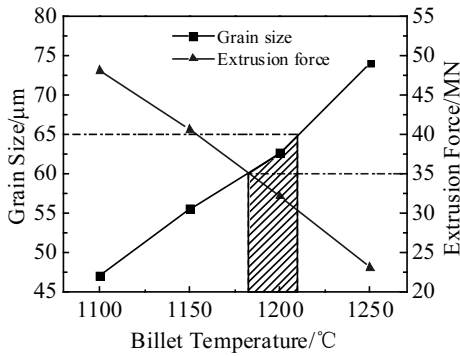


图 9 不同坯料温度下的 690 挤压管的挤压力及晶粒尺寸

Fig.9 Extrusion force and grain size of 690 extrusion pipe at different billet temperatures

够顺利地完 成，挤压温度需要控制在 1180~1210 °C，如图阴影部分所示。

### 4.3 挤压速率的影响及控制

除上述的挤压比以及坯料温度外，挤压速率亦会对最终挤压荒管的组织产生影响，为此模拟计算了不同挤压速率下，690 合金挤压管的组织分布情况。图 10 为挤压速度分别取 150、200 和 300 mm/s 时，690 合金挤压管的组织分布情况。由图可知，挤压荒管壁厚中心处的晶粒尺寸随着挤压速率的升高而快速增大，当挤压速率从 150 mm/s 增加到 300 mm/s 时，晶粒尺寸从 51.1 μm 增大到 73.8 μm。提高挤压速度对合金变形行为最根本的影响就是使得合金的变形速率增加，通过有限元计算当挤压速率从 150 mm/s 增加到 300 mm/s 时，挤压变形区内的最大应变速率则从 74.4

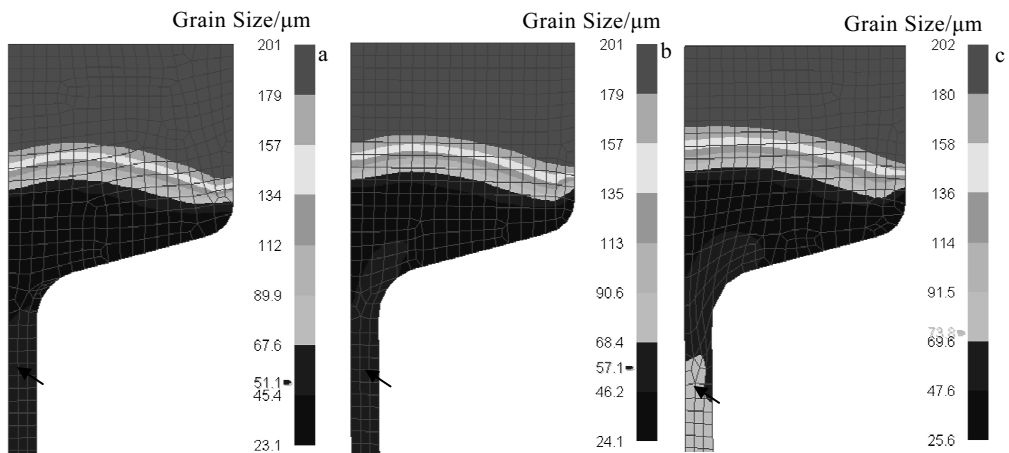


图 10 不同挤压速度下挤压荒管的晶粒尺寸分布

Fig.10 Grain size distribution of extrusion pipe at different extrusion speeds: (a) 150 mm/s, (b) 200 mm/s, and (c) 300 mm/s

$s^{-1}$  增大到  $180 s^{-1}$  左右。在如此高的应变速率下变形时，由于变形温升较大， $300 mm/s$  挤压时变形区内的最大温升达到  $90\text{ }^{\circ}C$ ，变形温升对晶粒长大的促进作用要高于变形时间缩短对晶粒长大的抑制作用，从而呈现出晶粒尺寸随挤压速率增大而长大。

不同挤压速度对 690 合金的最大挤压力以及挤压管壁厚中心处晶粒尺寸的影响如图 11 所示，可以看出，随着挤压速度的增大，挤压过程中的最大挤压力亦呈增加的趋势。这是由于挤压速度增加，使得合金在挤压变形时的应变速率提高，进而增加了 690 合金的热变形抗力，从而使得挤压力升高。当挤压速度高于  $300 mm/s$  时，挤压力达到  $35.5 MN$ ，已经超过设备的承载极限。另外，当以约  $260 mm/s$  的速度挤压时，挤压管的晶粒尺寸已接近  $65\text{ }\mu m$ 。综合挤压机能力以及组织要求，挤压速度须控制在  $260 mm/s$  以下，若坯料温度高于本模型设定的  $1200\text{ }^{\circ}C$ ，可将挤压速度进一步降低。但需要注意的是，对于挤压而言，挤压速度若降低的过多，反而对挤压过程不利，一方面，低的挤压速度会导致工模具受热时间过长，从而降低了工模具的使用寿命；另一方面，挤压速度降低，会使得坯料末端存在较大的温降，使得挤压力上升，导致压余过厚，降低成材率。因此，在满足设备能力以及组织要求的前提下，应尽量快速完成挤压。

4.4 有限元模拟结果与挤压结果对比

根据上述讨论的 690 合金挤压管组织的控制方法，为了使得挤压荒管的晶粒尺寸控制在 7 级以下，并且保证挤压过程顺利进行不发生“闷车”的现象（即最大挤压力小于  $35 MN$ ），合理的挤压工艺应为：挤压比在  $10.72\sim 17.96$ ，坯料温度控制在  $1180\sim 1210\text{ }^{\circ}C$ ，挤压速度小于  $260 mm/s$ 。为了验证二次开发后有限元模型的准确性，并实现特定规格下（挤压比为  $15.3$ ）

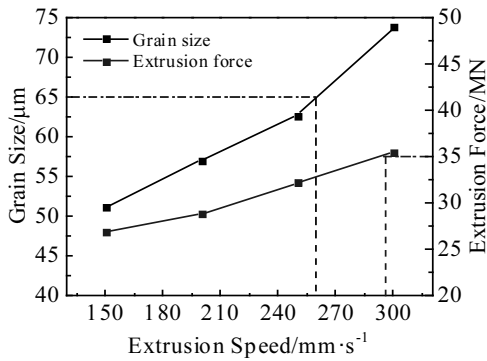


图 11 不同挤压速度下的 690 挤压管的挤压力及晶粒尺寸  
Fig.11 Extrusion force and grain size of 690 extrusion pipe at different extrusion speeds

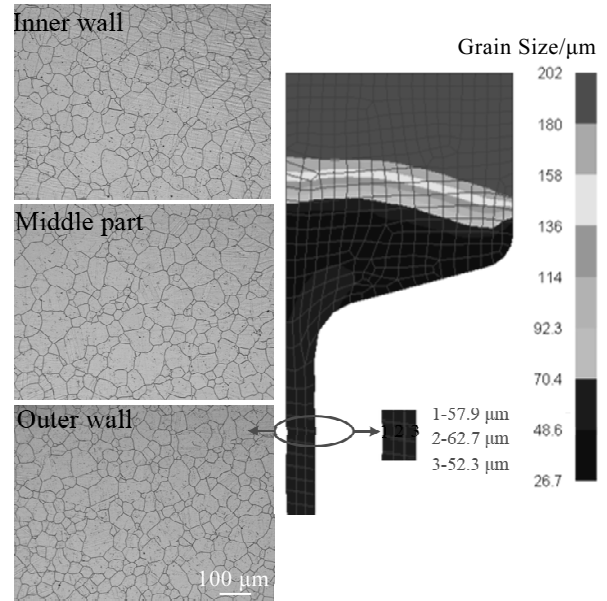


图 12 热挤压有限元计算值与实际挤压值对比  
Fig.12 Comparison of actual extrusion values and calculated values by finite element of hot extrusion

690 合金挤压管晶粒尺寸的合理控制，在挤压机上试挤进行验证，设置坯料温度为  $1200\text{ }^{\circ}C$ ，考虑到工模具的使用寿命设定挤压速度为  $250 mm/s$ 。图 12 为模拟计算结果和挤压实际组织的对比，可以看出，挤出管发生了完全动态再结晶，为均匀分布的等轴晶。从内壁、中心以及外壁处的晶粒尺寸可知，中心处晶粒最为粗大，平均晶粒尺寸为  $60.1\text{ }\mu m$ ，外壁处最小为  $48.9\text{ }\mu m$ 。对比模拟计算结果可知，挤压管沿壁厚方向的晶粒尺寸分布与模拟计算结果一致，内、中、外的实际晶粒尺寸值与计算值的平均相对误差仅为  $4.5\%$ ，计算模拟结果具有较高的准确性。

5 结 论

- 1) 随着挤压比的增大，690 合金挤压管的晶粒尺寸先降低后增大，挤压力呈单调上升的趋势；坯料温度在  $1200\text{ }^{\circ}C$ ，挤压速率为  $250 mm/s$  时，挤压比控制在  $10.72\sim 17.96$  之间，可以获得晶粒度小于 7 级的挤压管。
- 2) 690 合金挤压管的晶粒尺寸随挤压温度的降低而减小，而最大挤压力则随之增大，挤压比为  $15.3$ 、挤压速率在  $250 mm/s$  时，控制坯料温度在  $1180\sim 1210\text{ }^{\circ}C$ ，可获得晶粒尺寸小于  $65\text{ }\mu m$  的挤压管；挤压管的晶粒尺寸及最大挤压力随挤压速率的增加而增大。
- 3) 有限元软件经二次开发后，模拟计算出的 690 合金挤压管晶粒分布规律与实际挤压情况一致，计算



值与实际值的相对误差仅为 4.5%，模拟计算结果具有较高的准确度。

#### 参考文献 References

- [1] Lee W S, Liu C Y, Sun T N. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2004,153-154: 219
- [2] Meng Fanguo(孟凡国), Dong Jianxin(董建新), Wu Jiantao(吴剑涛) et al. *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2017, 29(10): 838
- [3] Wang Huailiu(王怀柳). *Special Steel Technology(特钢技术)*[J], 2008, 14(2): 31
- [4] Wang Jue(王珏), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2011, 23(2): 104
- [5] Qi Maishun(齐麦顺). *Forging & Stamping Technology(锻压技术)*[J], 2010, 35(4): 116
- [6] Sun Chaoyang(孙朝阳), Liu Jinrong(刘金榕), Li Rui(李瑞) et al. *Journal of University of Science and Technology Beijing(北京科技大学学报)*[J], 2010, 32(11): 1483
- [7] Wang Zhongtang, Zhang Shihong, Deng Yonggan. *Advanced Materials Research*[J], 2013, 629: 220
- [8] Wang Zhongtang(王忠堂), Hu Jinke(户金科), Yuan Jianbo(袁建波). *Transaction of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2015, 36(S2): 212
- [9] Hu Jinke(户金科), Wang Zhongtang(王忠堂), Yuan Jianbo(袁建波) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloy(特种铸造及有色合金)*[J], 2015, 35(8): 824
- [10] Jiang He, Yang Liang, Dong Jianxin et al. *Materials and Design*[J], 2016, 104: 162
- [11] Yang Liang(杨亮), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2012, 41(4): 727
- [12] Lin Y C, Wu X Y, Chen X M et al. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2015, 640: 101
- [13] Li D F, Guo Q M, Guo S L et al. *Materials and Design*[J], 2011, 32(2): 696
- [14] Shi Zhaoxia, Yan Xiaofeng, Duan Chunhua et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(3): 538
- [15] Feng Han(丰涵), Song Zhigang(宋志刚), Pu Enxiang(浦恩祥) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2017, 38(5): 179

## Influence of Hot Extrusion Process on Microstructure and Control for 690 Alloy

Li Zhengzhou<sup>1,2</sup>, Nai Qiliang<sup>2,3</sup>, Wang Baoshun<sup>2,3</sup>, Su Cheng<sup>2,3</sup>, Yang Liang<sup>1</sup>, Dong Jianxin<sup>1</sup>

(1. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Zhejiang Jiuli Hi-tech Metals Co. Ltd, Huzhou 313028, China)

(3. Engineering Research Center of High Performance Nuclear Power Pipe Forming of Zhejiang Province, Huzhou 313028, China)

**Abstract:** The critical extrusion process of the fully dynamic recrystallization of the 690 alloy was analyzed by the Gleeble thermal compression experiment. The microstructure evolution model of 690 alloy was taken into the finite element (FE) software Deform-2D, and the secondary development of the FE software was carried based on the microstructure evolution during extrusion process. Then the influence of extrusion ratio, billet temperature and extrusion speed on the microstructure of 690 alloy were studied. The extrusion process control method for the microstructure of 690 pipe according to the capacity of the extruder and the microstructure requirement was proposed. And further the actual extrusion verification based on the FE results was performed. The results show that the grain size of the extrusion pipe decreases firstly and then increases with the increasing of extrusion ratio. The grain size of 690 extrusion pipe decreases with the decrease of billet temperature and extrusion speed. The grain size of the extruded pipe can be controlled bellow 62.7  $\mu\text{m}$  when the billet temperature is 1200  $^{\circ}\text{C}$  and extrusion ratio is 15.3. The relative error between the simulation results and the extruded pipe is only 4.5%.

**Key words:** hot extrusion; 690 alloy; percentage of recrystallization; finite-element simulation; secondary development

Corresponding author: Li Zhengzhou, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: nai612@126.com