

高应变速率对 690 合金热变形及可挤性的影响

李郑周^{1,2}, 仝启亮^{2,3}, 王宝顺^{2,3}, 苏 诚^{2,3}, 董建新¹

(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 热模拟实验以及有限元分析了高应变速率对 690 合金热变形行为以及挤压可行性的影响, 并根据实验和有限元结果进行实际挤压验证。结果表明: 690 合金的流变应力对应变速率较为敏感; 在大于 10 s^{-1} 的高应变速率下, 合金变形温升显著; 再结晶晶粒尺寸在低应变速率下, 随应变速率的升高而降低, 而在高应变速率下, 则随应变速率的增加而增大; 挤压时, 最大挤压力随着应变速率的升高先降低再升高; 根据实验以及有限元计算结果, 成功挤出了合格的 690 管材。

关键词: 690 合金; 高应变速率; 有限元模拟; 热挤压

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)11-3372-09

690 是在 Inconel600 基础上发展的一种 Cr 含量高 30% 以上的镍基合金, 与 304 以及 Inconel600 等合金相比具有更优异的抗应力腐蚀开裂和抗晶间腐蚀的能力, 并且拥有优良的力学性能及好的冶金稳定性^[1]。因此, 成为目前压水堆核电站机组中蒸气发生器换热管的首选材料。核电换热管用 690 合金无缝管的制造工艺均为热挤压开坯+冷轧成形。

在挤压变形过程中, 挤压比、挤压温度、润滑条件、挤压速率等工艺参数对挤出管的表面质量、组织性能均有较大的影响^[2,3]。正是由于影响因素较多、工艺复杂, 因此挤压环节是 690 无缝管生产过程中的关键难点。目前, 已有研究人员利用 Gleeble 热模拟实验以及构建热加工图来研究 690 合金的热加工性能^[4,5], 根据已构建的热加工图, 认为 $1150\sim 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的变形温度和 $1\sim 10\text{ s}^{-1}$ 应变速率的区间适合 690 合金进行热加工。这些研究成果大多数是基于 $0.01\sim 20\text{ s}^{-1}$ 的应变速率, 然而在实际生产中 690 合金的应变速率要较此范围高的多。吕亚臣等人虽然研究了 $1\sim 60\text{ s}^{-1}$ 应变速率范围内 690 合金的热变形行为^[6], 但其只是基于 Gleeble 热模拟结果进行分析, 并没有进一步展开关于高应变速率对 690 合金挤压行为影响的研究。在高应变速率下, 合金的热变形行为存在 2 个方面的重要变化, 首先是合金的变形抗力增大; 再者, 变形时会存在较大的温升。这两方面的变化必然会影响到合金的挤压行为以及最终的组织状态。为此, 本研究利

用 Gleeble 热模拟实验研究了 690 合金在高应变速率下的热变形行为, 建立了适用于高应变速率下的本构方程, 分析了高应变速率下 690 合金温升效应以及再结晶组织变化规律。并将热模拟结果带入 deform 软件, 构建了挤压有限元模型, 进而分析了高应变速率对 690 合金可挤性的影响。根据实验和有限元结果, 在挤压机上进一步开展试制生产。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

实验材料采用真空感应熔炼+电渣重熔的双联冶炼工艺, 成分如表 1 所示, 开坯锻造成 $\varnothing 250\text{ mm}$ 圆形钢锭, 在钢锭 $1/2$ 半径处取 $\varnothing 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的圆柱试样。

为了研究高应变速率对合金热变形行为的影响, 并对比低应变速率下的变形特征, 在 Gleeble-3800 热模拟试验机上进行等温恒应变速率轴向压缩试验, 应变速率为 $0.1、1、10、25、50、75\text{ s}^{-1}$, 变形温度为 $1050、1100、1150、1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 工程应变量为 60%。试样以 $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的升温速率加热 $1220\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 3 min 后, 再以

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.

收稿日期: 2017-11-05

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

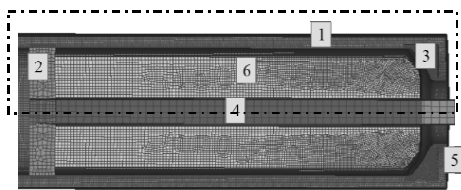
10 °C/s 的速度降至设定的变形温度保温 2 min 后开始压缩。变形结束后，立即水冷至室温。将压缩后的试样沿着平行于压缩方向对半抛开，机械磨光后在 10 mL 浓 H₂SO₄+2 g KMnO₄+90 mL 水溶液中，煮沸~30 min 后，利用光学显微镜观察微观组织。

为了研究应变速率对 690 合金热挤压的影响，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，挤压坯料温度设为 1150 °C，工模具预热温度为 400 °C，摩擦因子设为 0.02，坯料外径为 Φ 250 mm，内孔尺寸为 60 mm，挤压比为 5，挤压速度分别为 50、100、150、200、250 和 300 mm/s，为了进一步验证应变速率对 690 合金热挤压行为的影响，在 42 MN 挤压机上进行热挤压实验，挤压规格与有限元构建模型相同，挤压速度分别采用 200、300 mm/s，挤压温度为 1150 °C。挤压成型后观察内外表面形貌，在挤压管中间位置取横向试样，按上述方法观察不同挤压速率下的微观组织。

2 高应变速率下的流变应力分析

2.1 不同应变速率下的流变应力

图 2 为 1050 和 1200 °C 时不同应变速率下 690 合



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

金的流变应力曲线。可以看出，合金的流变应力对温度以及应变速率均为敏感。在相同的应变下，合金的流变应力随温度的降低和应变速率的升高呈现不同程度的增加。对于高温下的流变应力曲线而言，其形状是由加工硬化+动态回复和动态再结晶引起的软化作用共同决定的。在初始变形阶段，位错萌生和增殖是主要的变形机制^[7]，从而产生加工硬化使得合金的应力迅速增大，当位错密度达到再结晶形核的临界值后发生动态再结晶产生软化作用，随着变形的继续进行，当软化作用与硬化作用相平衡时，流变曲线进入稳态^[8]。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。对于动态再结晶而言，需要更高的位错密度，因此在热变形过程中峰值应变相对高层错能的合金要高。另外，高应变速率下流变曲线波动较大，流变曲线并没有达到绝对的稳态，合金的流变曲线类似于加工硬化+回复的特征，其它的研究中也发现了同样的现象^[9]，这种现象的产生可能意味着高应变速率与低应变速率具有不同的动态再结晶机制，值得下一步做深入研究。

需要注意的是，当变形速率小于 10 s⁻¹ 时，在变形开始阶段合金的变形抗力随应变量的增加而迅速增大，应力达到峰值后明显降低，并逐渐过渡到稳态；而在大于 10 s⁻¹ 的高应变速率下，虽然变形抗力同样随变形速率的升高而增大，但增加幅度较低应变速率下时要小得多。这是由于在高应变速率下变形产生的热量来不及耗散出去而形成绝热温升效应，从而使得合金的变形抗力降低，且变形速率越大温升越明显^[10, 11]。由此可见，在研究高应变速率对 690 合金的热变形行为影响时，必须要考虑到温升的影响。若假设压缩过程中试样升温均匀，则这一温升量可按照如下公式进行计算：

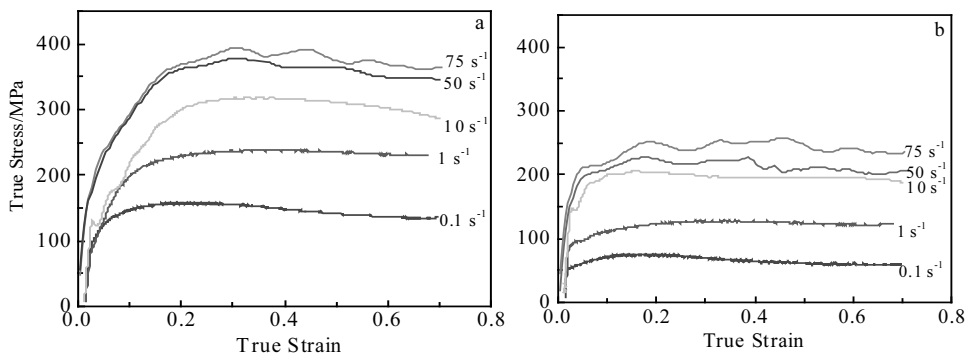


图 2 不同应变速率下 690 合金的应力-应变曲线

Fig.2 True stress-true strain curves for 690 alloy at different strain rates: (a) 1050 °C and (b) 1200 °C

$$\Delta T = \eta\beta \frac{\sigma_{ave} \Delta \varepsilon}{\rho c} \quad (1)$$

式中, ΔT 为变形产热引起的温度变化, ρ 和 c 分别为 690 合金的密度及比热容, 分别取 8.19 g/cm^3 和 $450 \text{ J/(kg}\cdot\text{°C)}$, β 为热功转化系数, η 为绝热因子。对于小试样的压缩实验 β 通常取 0.95, η 的值是关于变形速率的分段函数^[12]:

$$\eta = \begin{cases} 0 & \dot{\varepsilon} \leq 10^{-3} \text{ s}^{-1} \\ 0.316 \log \dot{\varepsilon} + 0.95 & 10^{-3} \text{ s}^{-1} < \dot{\varepsilon} \leq 1 \text{ s}^{-1} \\ 0.95 & \dot{\varepsilon} > 1 \text{ s}^{-1} \end{cases} \quad (2)$$

用式 (1) 计算 690 合金在不同应变速率下的温升, 结果如图 3 所示。690 合金的绝热温升随变形量的增大而增加, 1050 °C 以 75 s^{-1} 的应变速率压缩到 70% 的真应变量时, 变形温升达到 56.2 °C ; 并且变形温度越低, 相应的变形温升越大。需要注意的是, 当应变速率小于 10 s^{-1} 时, 无论是真应变量达到 40% 还是 70%, 温升并不显著, 而高应变速率下则温升明显。变形温升除会导致合金变形抗力降低外, 若温升使得坯料的温度高于合金熔点, 则会导致挤压管出现开裂、挤爆等现象。因此, 在进行挤压生产时, 高应变速率变形

对合金温升的影响需要重点关注, 本研究将在后续章节做详细阐述。

2.2 高应变速率下的本构方程

从上图的流变曲线以及相关研究中可知^[13,14], 对于低层错能的镍基合金而言, 在加工硬化和动态软化的共同作用下, 变形过程中通常会出现流变应力的最大值, 即峰值应力, 达到峰值应力后, 材料变形抗力下降或保持不变。因此, 在计算合金热加工载荷时, 需要利用峰值应力进行载荷校核, 从而可以结合设备能力设计出合理的热变形工艺。为了能够合理预测合金在不同热变形条件下的峰值应力, 本研究通过构建本构方程以实现。在镍基合金热变形的研究中, 通常采用 3 种 Arrhenius 方程来构建本构关系^[15]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_1 \sigma^n \quad (3)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (4)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (5)$$

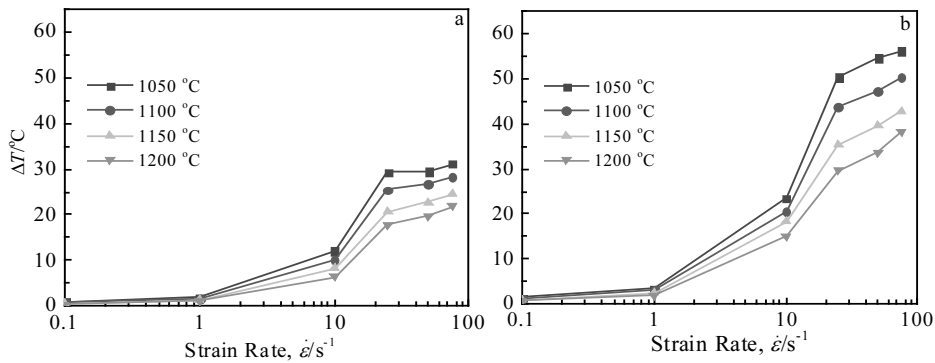


图 3 不同变形量下 690 合金的温升

Fig.3 Temperature rise of the 690 alloy at different true strains: (a) 40% and (b) 70%

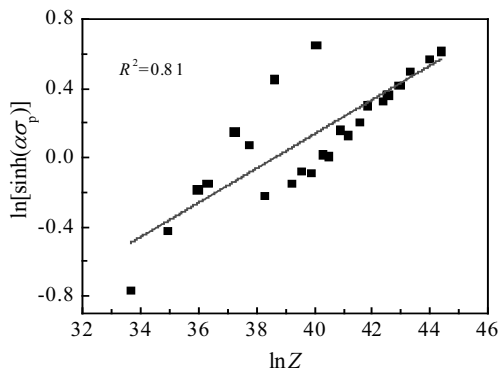


图 4 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 与 $\ln Z$ 关系

Fig.4 Relationship of $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ and $\ln Z$

式中, Z 为 Zener-Hollomon 系数, Q 为表观激活能, R 为气体常量, A_1 、 A_2 、 A 、 β 和 α 为材料常数, n 为应力指数, σ 为合金的峰值应力。根据实验数据代入方程进行多元线性回归即可得出 A 、 n 、 α 以及 Q 值。在前期的研究中^[15], 只是建立了应变速率小于 10 s^{-1} 时, 690 合金的本构关系, 如式(6)、(7)所示:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(440823.5959/RT) \quad (6)$$

$$\dot{\varepsilon} = 1.3450 \times 10^{16} [\sinh(0.005844 \sigma)]^{6.6718} \exp(-440823.5959/RT) \quad (7)$$

为了验证其高应变速率下的适用性, 利用计算得到的 $\ln Z$ 值与实验测得峰值应力 σ_p 函数进行对比, 如图 4 所示, $\ln Z$ 值与实验测得峰值应力的相关性较差, 相

关系数仅为 0.81，可见此本构方程对于高应变速率下热变形行为并不适用。

为了获得 690 合金在高应变速率下的本构关系，将 $10\sim 75\text{ s}^{-1}$ 下的实验数据代入方程进行回归分析，如图 5 所示，计算得到 $A=8.88\times 10^{19}\text{ s}^{-1}$ 、 $n=7.50273$ 、 $\alpha=0.003557\text{ MPa}^{-1}$ 和 $Q=507003.6\text{ J/mol}$ 值，将值代入式 (7) 中，得到 690 合金在应变速率 $\geq 10\text{ s}^{-1}$ 下的本构方程为：

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(507003.6/RT) \tag{8}$$

$$\dot{\epsilon} = 8.88 \times 10^{19} [\sinh(0.003557\sigma)]^{7.5} \cdot \exp(-507003.6/RT) \tag{9}$$

2.3 高应变速率对再结晶组织的影响

图 6 为 $1100\text{ }^\circ\text{C}$ 下真应变达到 70% 时 690 合金在不同应变速率下的微观组织。可见，应变速率对 690 合金的再结晶形核以及最终的再结晶尺寸具有较大的影响。在低应变速率下，试样发生了完全再结晶，为均匀分布的等轴晶粒(图 6a)；而随着应变速率提高到 10 s^{-1} 时，虽然试样的再结晶比例较大，但并没有发生完全动态再结晶(图 6b)，这与以往的研究结果一致^[16]，在低应变速率下，由于变形速率较慢，有更多的时间进行再结晶形核和晶粒长大，而提高应变速率，变形

时间较短，再结晶形核和晶粒长大将被抑制。但当应变速率继续提高到 25 s^{-1} 以上 (图 6c、6d) 时，试样均发生了完全动态再结晶，为均匀分布的细小等轴晶粒，应变速率为 75 s^{-1} 时，同样发生了完全动态再结晶并且晶粒尺寸较大。通过对不同变形条件下的温升分析可以推断，这是由于在高应变速率下，变形产生了较大的温升，而温度升高，原子扩散、晶界迁移能力增强，有利于动态再结晶的形核以及长大，从而使得试样在应变速率大于 25 s^{-1} 时发生了完全动态再结晶。

图 7 为 $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 下真应变达到 70% 时，690 合金在不同应变速率下的微观组织，试样均发生了完全再结晶，显然这与变形温度升高促进再结晶过程有关。另外，低应变速率下，试样的晶粒最为粗大，并且晶界存在明显弓弯的现象，如图 7a 所示，这种现象在其它合金中也有发生^[17]，主要是由于变形时间较长，晶粒发生了长大而导致。而在高应变速率下变形 (图 7b7d) 时，最终的再结晶晶粒尺寸较低应变速率下的要细小的多，并且随着应变速率的升高而略微增大。动态再结晶的晶粒尺寸主要受到温度和变形时间的影响，两者之间存在一种竞争机制，即温度升高的促进作用和变形速度增加的抑制作用，在高应变速率变形时，变形温升对于动态再结晶的促进作用显然占

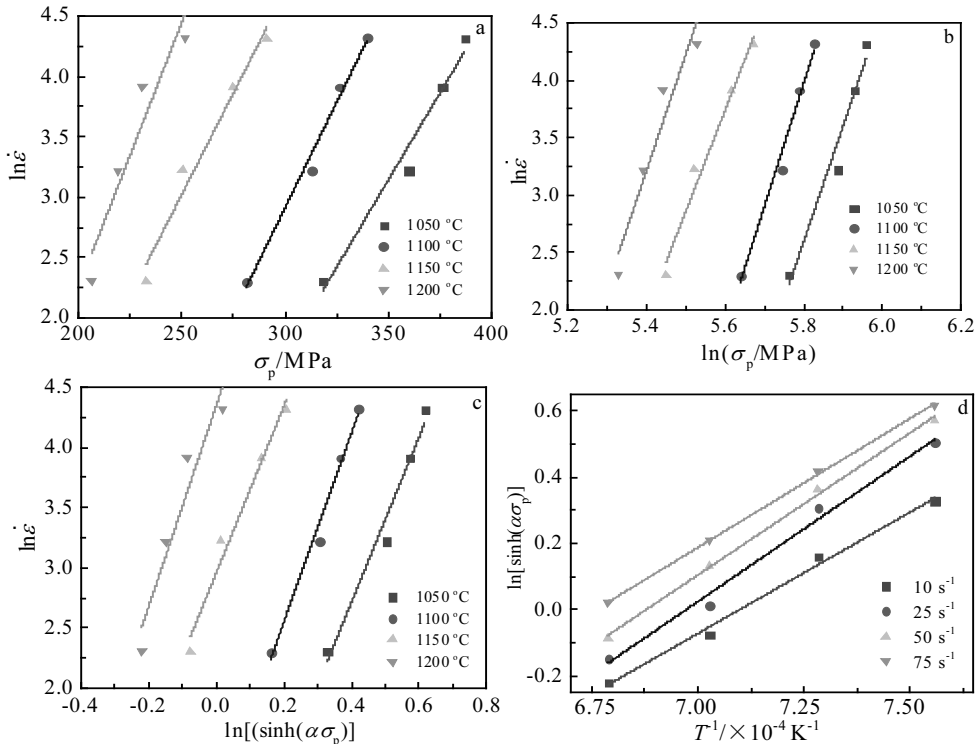


图 5 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ 、 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ 、 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - 1/T$ 关系

Fig.5 Relationship of $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$ (a), $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ (b), $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ (c), and $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)] - 1/T$ (d)

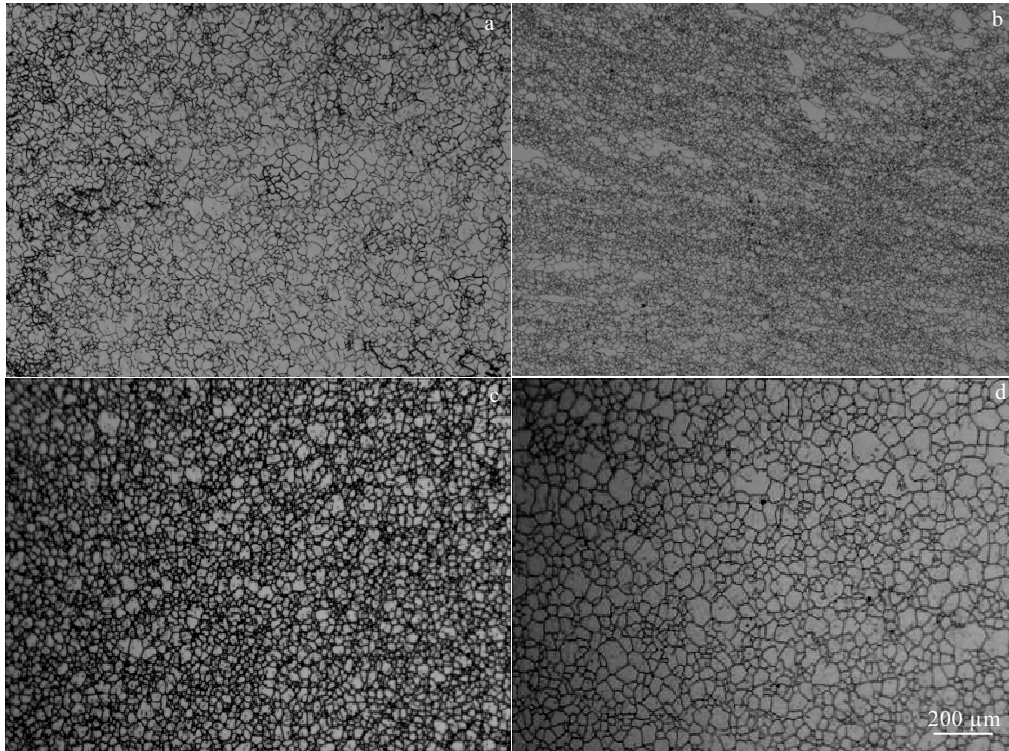


图 6 1100 °C 下真应变达到 70% 时 690 合金在不同应变速率下的微观组织

Fig.6 Microstructures of 690 alloy deformed to 70% true strain at 1100 °C at different strain rates : (a) 0.1 s^{-1} , (b) 10 s^{-1} , (c) 25 s^{-1} , and (d) 75 s^{-1}

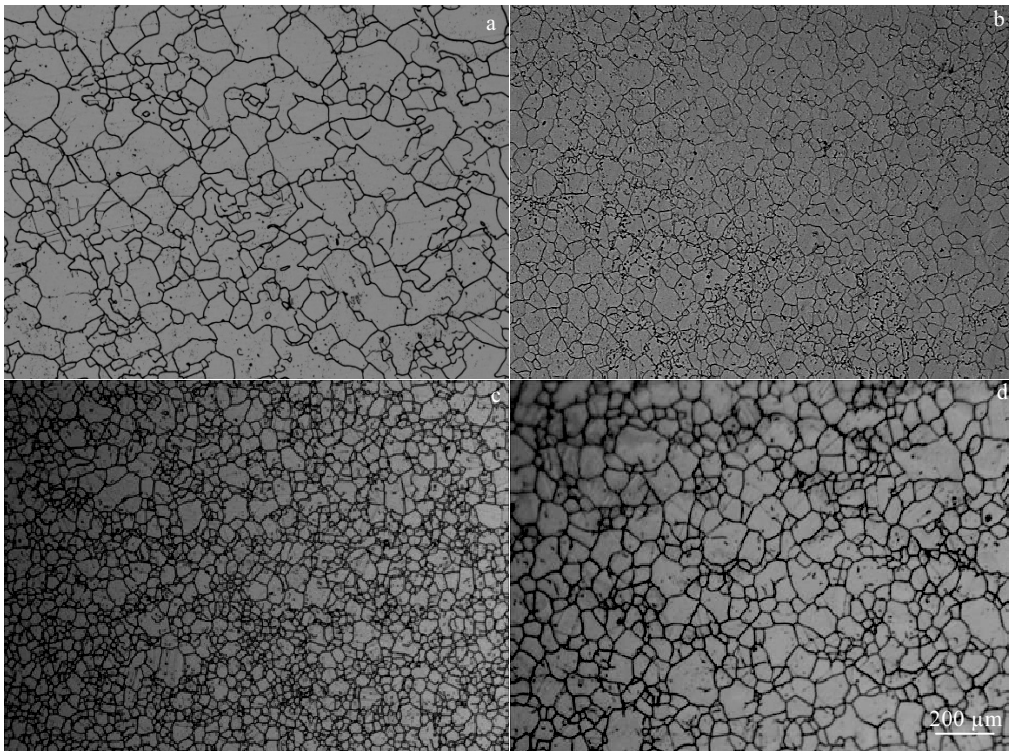


图 7 1200 °C 下真应变达到 70% 时 690 合金在不同应变速率下的微观组织

Fig.7 Microstructures of 690 alloy deformed to 70% true strain at 1200 °C at different strain rates: (a) 0.1 s^{-1} , (b) 10 s^{-1} , (c) 25 s^{-1} , and (d) 75 s^{-1}

主导地位。对 690 合金而言，在应变速率小于 10 s^{-1} 时，由于变形温升较小，增大变形速率带来的抑制作用显然大于其导致变形温升带来的促进作用，从而呈现出应变速率对再结晶形核和晶粒长大的抑制；在 10 s^{-1} 以上的高应变速率进行变形时，此时应变速率带来的温升较显著，温升对再结晶的促进作用要大于变形时间缩短带来的抑制作用，进而呈现出应变速率促进了再结晶形核和晶粒长大。

2.4 高应变速率下的可挤性分析

对于挤压而言，想要挤出合格的管材需要满足 2 个最基本的条件：首先，挤压时的最大挤压力要小于设备的能力，使得变形能够顺利进行，避免出现“闷车”的现象；再者，在整个挤压过程中，坯料的最高温度不能超过其熔点，否则容易出现开裂，甚至挤爆的现象。因此，在探究高应变速率对 690 合金可挤性影响时，需要从挤压过程中挤压力变化和挤压温升这 2 个最重要的方面进行分析。由于挤压过程中，合金变形较为复杂，挤压力、坯料温度分布等难以计算，因此采用 *deform* 有限元软件进行高应变速率下 690 合金的可挤性分析。为了避免坯料温度低造成“闷车”以及温度过高导致的开裂现象，结合实际生产情况，将坯料温度设为 $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、挤压比设为 5，进行不同挤压速度的有限元模拟。

图 8 为利用 *deform* 有限元软件模拟 50~300 mm/s 挤压速度下 690 合金挤压管的应变速率分布情况。可以看出，690 合金在变形区内的应变速率分布并不均匀，在靠近外壁附近较高，内壁次之。应变速率随着挤压速率的增加而增大，当挤压速度为 50 mm/s 时，合金在挤压过程中的最大应变速率为 18.3 s^{-1} ，整体应

变速率较低。当挤压速度提高 100 mm/s 以上时，变形区内的应变速率基本在 10 s^{-1} 以上。当挤压速率达到 300 mm/s 时，变形区内的应变速率整体在 30 s^{-1} 以上，最大应变速率达到 90 s^{-1} 。可见，当其它挤压条件不变的情况下，挤压速率直接反映了合金在挤压过程中的应变速率。

图 9 为不同挤压速率下 690 合金挤压力随时间的变化关系。从图中可以明显看出，在挤压过程中，挤压力存在 2 个峰值。通常将第 1 个峰值之前的阶段称为挤压填充阶段，在此阶段坯料迅速填满挤压筒，坯料端部即将流出模孔，此时挤压力迅速达到第 1 个峰值；之后挤压力缓慢降低，进入平稳挤压阶段；最后为挤压终了阶段，由于温降以及紊流的出现，挤压力迅速上升，出现第 2 个峰。对于第 1 个峰值而言，由于变形时间较短，受温降的影响不大，挤压力主要受到应变速率的影响，因此呈现出挤压力随挤压速率的增加而增大。第 2 个峰值则呈现出随挤压速率的降低先下降后升高的变化。挤压速率降低对坯料有两方面的影响：首先，挤压速率降低使合金的变形抗力降低；再者，由于挤压速率降低，变形时间延长，导致坯料末端温降较多，又会使得合金的变形抗力升高，这两方面的作用同样存在一种竞争关系。当挤压速率在 50~150 mm/s 时，显然由于挤压时间较长，坯料温降对合金变形抗力的影响要大于应变速率对其影响，因此随着挤压速率的增加，第 2 峰值力呈降低的趋势；当挤压速率在 150 mm/s 以上时，由于挤压速率较快，温降的影响减小，第 2 峰值更多受到应变速率的影响，从而随挤压速率的增大而增加。

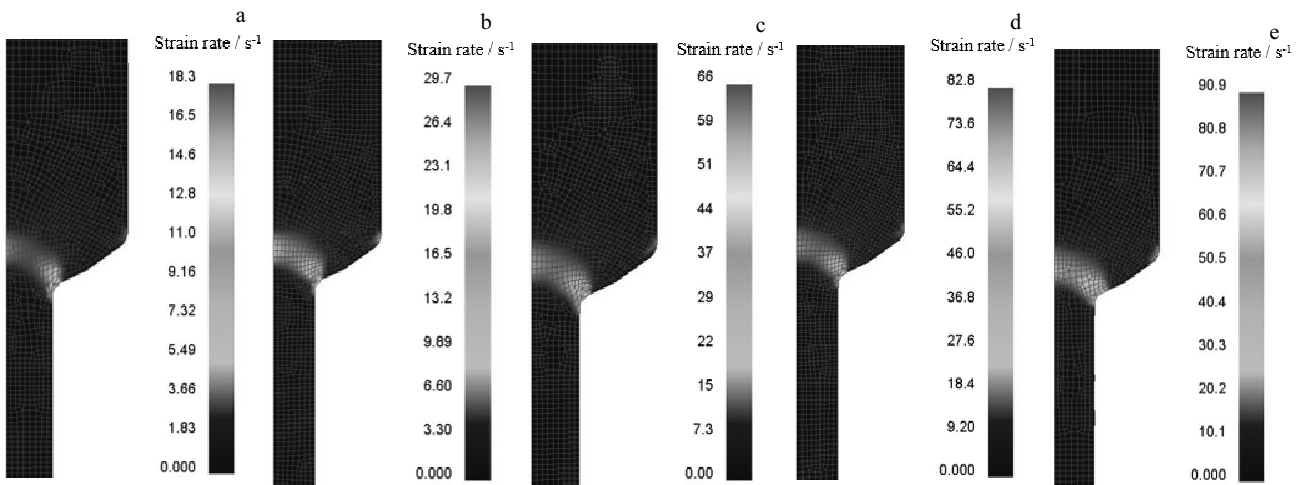


图 8 不同挤压速率下 690 合金的挤压管应变速率

Fig.8 Strain rates of the extrusion pipes of 690 alloy at different extrusion speeds: (a) 50 mm/s, (b) 100 mm/s, (c) 200 mm/s, (d) 250 mm/s, and (e) 300 mm/s

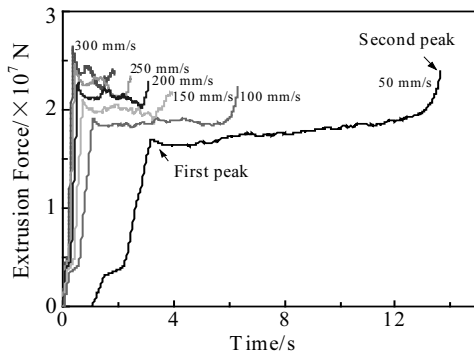


图 9 不同挤压速率下 690 合金的挤压力随时间的变化

Fig.9 Variation of extrusion force with time of 690 alloy at different extrusion speeds

图 10 为不同挤压速率下 690 合金挤压过程中具有最高温度时的温度分布情况，坯料温度为 1150 °C。由图可知，随着挤压速度的降低，坯料未变形部分的温度存在明显降低的现象，坯料挤压过程中的最高温度随着挤压速度的增加明显升高。在 50 mm/s 挤压速度下，由于合金在变形区内的应变速率较低，挤压温升仅为 40 °C。当挤压速度提高到 300 mm/s 时，应变速率极高，坯料最高温度迅速达到 1370 °C，此时已经高于 690 合金的熔点温度 1343 °C，因此在实际挤压时，需要避免坯料最高应变速率高于 90.9 s⁻¹。另外可以观察到，50 mm/s 的挤压速度下，挤压时的最高温度出现在挤压管的壁厚中心位置，而最大应变速率却处于挤出管的外壁处。随着挤压速率的提高，坯料

最高温度的位置与应变速率高的区域相一致。可见，对于低应变速率下的挤压就需要考虑到由于挤压速率较慢而引起的温降效应，虽然外壁处的应变速率较高，但由于变形速度较慢，表层的温度能够通过挤压筒以及模具传递出去，而导致在低的挤压速度下，坯料中心处的温度要高于外壁处。需要注意的是，此时挤压筒以及挤压模吸收了坯料外壁传递的热量，将会产生较大的温升，使得工模具的寿命缩短，甚至发生快速失效，从而恶化挤出管的表面质量。当挤压速度提高时，由于热传递时间较短，工模具的温升不显著，反而具有良好的使用寿命。

根据上述研究，应变速率对 690 合金可挤性的影响可用图 11 所示的示意图表示，在低应变速率下挤压时，虽然合金的变形抗力不高，但低的挤压速度会使得坯料末端存在较大的温降，导致挤压力急剧上升，若挤压机吨位不足的话则可能会导致后续挤不动的情况，造成压余过厚甚至“闷车”的情况产生，并且工模具存在报废的风险，因此在区间不适合进行挤压生产。而在高应变速率下，由于挤压温升较大并且缩短了挤压时间，因此挤压力随应变速率并非呈现单调的上升趋势，最大挤压力先降低后上升。再者，由于挤压时间较短，工模具受热相对较少。因此，高应变速率的挤压反而有利于大批量的工业生产。另外，高应变速率下合金的变形温升和抗力较大，因此进一步提高应变速率将会存在 2 个问题：温升过大使坯料温度超过合金熔点，变形抗力过高使挤压力大于设备能力。这 2 个问题都会导致挤压不能顺利进行。

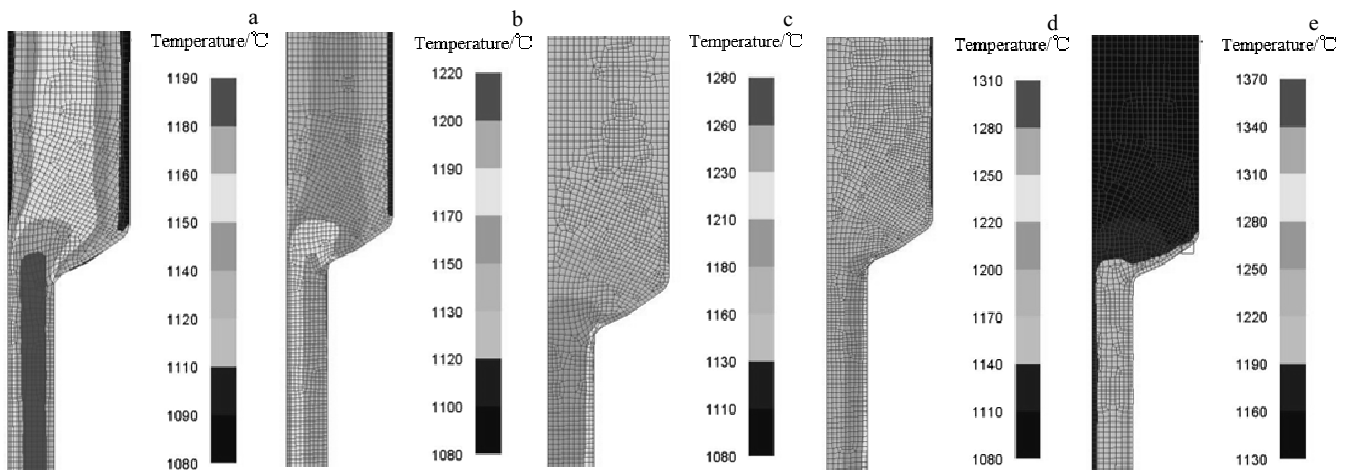


图 10 不同挤压速率下 690 合金的挤压管温度

Fig.10 Temperature of the extrusion pipes of 690 alloy at different extrusion speeds: (a) 50 mm/s, (b) 100 mm/s, (c) 200 mm/s, (d) 250 mm/s, and (e) 300 mm/s

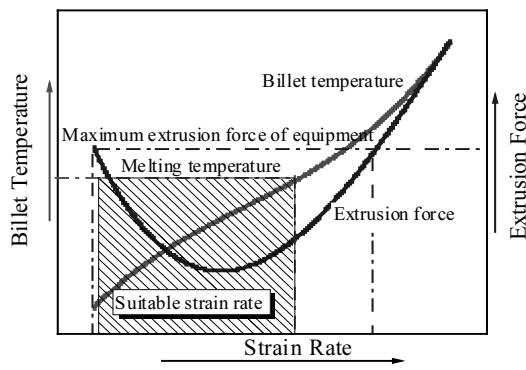


图 11 应变速率对可挤性影响示意图

Fig.11 Influence diagram of strain rate on extrusion process

2.5 热挤压验证

从上述的研究可知, 若按照本研究有限元构建的

模型进行挤压, 挤压速率控制在 100~250 mm/s 的高应变速率下进行, 690 合金具有较好的可挤性。为了进一步验证这样的观点, 按照有限元构建的模型实际挤压 2 支相同规格的 690 无缝管, 挤压速度分别为 200、300 mm/s。挤压后管子的表面状态和组织形貌如图 12 所示。可以看出, 在如此高的应变速率下, 完全可以顺利挤压合格的管子。挤压速度为 200 mm/s 时, 挤压管表面光洁, 无明显缺陷。而挤压速度达到 300 mm/s 时, 挤出管的外表面存在开裂的现象, 结合有限元计算可知, 这是由于表层温升过高, 而导致的开裂。2 支管子的组织为均匀分布的等轴晶, 并没有观察到绝热剪切带、组织分布不均等缺陷。另外, 挤压速度在 300 mm/s 时, 挤出管的晶粒度要较 200 mm/s 时的粗大, 这与 Gleeble 热模拟实验的结果相一致, 即在高应变速率下, 再结晶晶粒尺寸随应变速率的增加而增大。

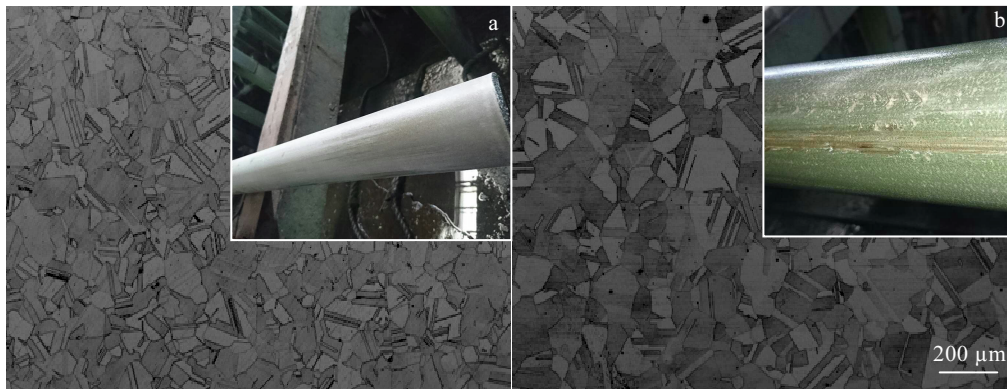


图 12 不同挤压速率下 690 合金挤压管的表面及组织

Fig.12 Surface and microstructures of the 690 alloy extrusion pipes at different extrusion speeds: (a) 200 mm/s and (b) 300 mm/s

3 结论

1) 690 合金的流变应力对温度及应变速率均为敏感, 随着温度和应变速率的提高, 合金变形抗力增大。应变速率大于 10 s^{-1} 的高应变速率下, 合金变形温升显著, $1050 \text{ }^\circ\text{C}/75 \text{ s}^{-1}$ 的应变速率压缩到 70% 的真应变时, 温升达到 $56.2 \text{ }^\circ\text{C}$ 。在大于 10 s^{-1} 的高应变速率下进行热变形时, 最终再结晶晶粒尺寸随应变速率的增大而增加。

2) 690 合金在高应变速率下热变形时, 峰值应力、变形温度和变形速率的关系可用如下的本构方程表述:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(507003.6/RT)$$

$$\dot{\epsilon} = 8.88 \times 10^{19} [\sinh(0.003557\sigma)]^{7.50273} \cdot \exp(-507003.6/RT)$$

3) 当挤压比为 5, 挤压温度为 $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 690 合金的挤压力随挤压速率的增加先降低后升高, 低挤压速

率下坯料端部温降较大, 后续挤压力上升。高应变速率下, 挤压坯料温升显著, 当挤压速度提高到 300 mm/s 时, 挤压坯料最高温度达到 $1370 \text{ }^\circ\text{C}$ 。在 200 mm/s 的挤压速率下生产 690 合金时, 可获得良好的表面质量以及均匀的组织。

参考文献 References

[1] Lee Woei-Shyan, Liu Chen-Yang, Sun Tai-Nong. *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*(特种钢铁技术)[J], 2008, 14(2): 31

[4] Feng Han(丰涵), Song Zhigang(宋志刚), Pu Enxiang(蒲恩祥)

- et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2017, 38(5): 179
- [5] Shi Z X, Yan X F, Duan C H *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(3): 538
- [6] Lv Yachen(吕亚臣), Ren Yunlai(任运来), Nie Shaomin(聂绍珉). *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2009, 16(6): 39
- [7] Wen D X, Lin Y C, Chen J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 618: 372
- [8] Zhang H, Zhang K, Jiang S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 623: 374
- [9] Wang Bin(王彬), Chen Ming(程明), Zhang Shihong(张士宏) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(6): 841
- [10] Laasraoui J, Jonas J J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22(7): 1545
- [11] Yang L, Dong J X, Zhang M C. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2012, 41(4): 727
- [12] Goetz R, Semiatin S. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2001, 10(6): 710
- [13] Bi Z N, Zhang M C, Dong J X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 4373
- [14] Bruni C, Forcellese A, Gabrielli F. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2002, 125: 242
- [15] Ueki M, Horie S, Nakamura T. *Materials Science and Technology*[J], 1987, 3(5): 329
- [16] Coryell S, Findley K, Mataya M *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 2012, 43(2): 633
- [17] Jiang H, Dong J X, Zhang M C *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 2016(47): 5071

Effect of High Strain Rate on Hot Deformation Behavior and Extrusion Feasibility of 690 Alloy

Li Zhengzhou^{1,2}, Nai Qiliang^{2,3}, Wang Baoshun^{2,3}, Su Cheng^{2,3}, Dong Jianxin¹

(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: Effects of high strain rate on hot deformation behavior and extrusion feasibility were investigated by Gleeble thermal-simulation experiment and finite element method (FEM). The results show that the flow stress of 690 alloy is sensitive to the strain rate. The temperature rise of the alloy deformed at high strain rate (above 10 s^{-1}) is significant. The recrystallization grain size decreases with the increase in strain rate at a low strain rate, while it increases with the increase in strain rate at a high strain rate. The maximum extrusion force decreases first and then increases with the increase in extrusion rate. The 690 pipe were successfully extruded according to the experiment and FEM results.

Key words: 690 alloy; high strain rate; finite element method; hot extrusion

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