

GH4169 合金双锥实验组织模拟与验证研究

Microstructure Simulation and Verification
for GH4169 Alloy by Double Cone-shape
Samples Deformation

韦家虎^{1,2}, 董建新¹, 喻 健², 付书红², 姚志浩¹, 张麦仓¹

(1 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083;

2 北京航空材料研究院, 北京 100095)

WEI Jia-hu^{1,2}, DONG Jian-xin¹, YU Jian², FU Shu-hong²,

YAO Zhi-hao¹, ZHANG Mai-cang¹

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and
Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 Beijing Institute of
Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

摘要: 建立了综合考虑变形参数、温升、冷速等交互作用的 GH4169 合金热变形组织演化预测模型及计算流程, 同时, 采用外廓尺寸约为 $\phi 200\text{mm} \times 160\text{mm}$ 的双锥形试样为研究对象, 在 980, 1020, 1060, 1120℃ 温度下进行锻造的组织演变模拟计算和验证实验。结果表明: 采用的双锥形试样能够较好地符合零件锻造的实际状态, 建立的组织预测模型是合理可行的, 能够实现合金锻造过程的组织模拟。

关键词: GH4169 合金; 热变形; 组织演化模型

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.08.012

中图分类号: TG316.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)08-0070-05

Abstract: The prediction models of microstructure evolution and calculation procedure for GH4169 alloy were established with a comprehensive consideration on the interaction of deformation parameters, increasing temperature and the cooling rate during hot deformation. Besides, a double cone sample was chosen as experimental shape, whose size was about $\phi 200\text{mm} \times 160\text{mm}$ for better reflect real situation that the distribution of strain, temperature, cooling rate were different in different sample locations. Then, the simulation and verification for microstructure evolution were carried out at the deformation temperature of 980, 1020, 1060℃ and 1120℃. The results showed that the double cone samples were in accordance with practice deformation situation. The prediction model of microstructure evolution was reasonable for using and it can achieve the real microstructure results for deformation.

Key words: GH4169 alloy; hot deformation; prediction model of microstructure evolution

利用 Gleeble 热模拟试验机对高温合金变形行为及其显微组织演化进行规律研究, 众多科研工作者已经做了大量工作, 并取得了一定成果, 基本上能够有效指导实际生产^[1-8]。GH4169 变形高温合金以其优异的性能广泛应用于各种高温热端部件^[9-12]。然而, 该合金锻件的显微组织受变形工艺参数影响较为敏感, 以往的热模拟显微组织计算基本基于单一的动态、亚动态再结晶模型, 忽略了零件不同部位变形量、冷速等

不同引起的组织演化, 模拟计算组织与实际情况存在一定差距。目前研究^[9-12]中大多采用单个圆柱体试样进行 Gleeble 热压缩实验, 获得单一变形量条件下实验数据, 不能反映出实际零件变形条件下组织演化规律。同时, 实际生产过程中, 零件外形及尺寸、工艺条件也与热模拟实验采用的小试样有较大差别, 这些因素造成了变形过程中零件不同部位变形参数的不同。另外, 尺寸较大锻件冷却过程与热模拟试样的冷

却行为也有差别,致使仅利用热模拟实验实现变形参数、显微组织以及析出相演化规律之间关联性的精确分析存在一定不足,进而影响组织预测模型建立的准确性^[13-15]。

本工作中采用外廓尺寸约为 $\phi 200\text{mm} \times 160\text{mm}$ 的 GH4169 合金双锥形试样,该双锥形试样不同部位的变形量、温度、冷速等都有所不同,更加切合零件锻造过程的实际变形情况。通过对已有的晶粒组织演化模拟模型^[13]的优化,充分考虑零件不同部位冷却速率的不同,采用双锥形试样进行锻造过程的组织模拟及实际锻造验证,分析研究双锥形试样变形后不同位置的组织变化,为优化锻造工艺提供更好的技术支持。

1 实验材料及方法

GH4169 合金采用真空感应熔炼加电渣重熔双联冶炼工艺,化学成分如表 1 所示。GH4169 合金双锥形试样示意图如图 1 所示。材料的原始状态均为锻态,变形前中心、1/2 半径的晶粒度分别为 ASTM 6.0 和 ASTM 6.5,组织中几乎没有 δ 相析出。将双锥形试样分别加热到 980, 1020, 1060, 1120℃ 后,在 3000t 压力机上锻压,变形速率大约 30~40mm/s。压下量为 160~40mm,锻后空冷。对锻后的试样沿纵截面剖开进行微观组织分析。显微组织试样制备先在 3% KMnO₄ + 10mL H₂SO₄ + 90mL H₂O 中加热浸蚀约 5min,放入 10%~12%(质量分数)草酸饱和水溶液清洗。运用 Image-Tool 图像处理软件统计不同条件下析出相的含量、再结晶体积分数等,并根据 GB/T 6394—2002《金属平均晶粒度测定方法》,采用直线截点法统计平均晶粒尺寸。

表 1 实验用 GH4169 合金化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of GH4169 alloy
(mass fraction/%)

C	Ni	Cr	Al	Mo	Nb	Ti	Fe
0.029	52.56	18.86	0.58	3.07	5.11	1.04	Bal

2 结果及分析

2.1 GH4169 合金热加工组织演化模型的改进

本工作在已有的 Na Y. S. 等^[13]关于动态、亚动态再结晶及随后晶粒长大的组织演化模型基础上,结合实际变形后温度、应变、应变速率的有限元模拟结果,并充分考虑零件尺寸差别带来的实际冷却速率变

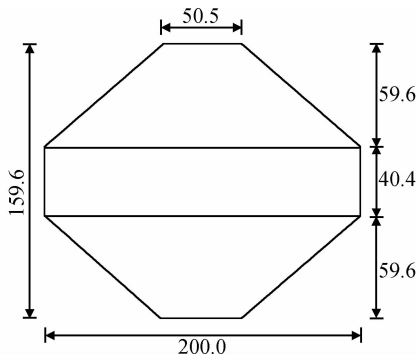


图 1 GH4169 合金双锥形试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of GH4169 alloy double cone sample

化,以及由此带来的组织改变,建立适合实际生产的 GH4169 合金热加工后组织演化模型。

该合金热加工后组织演化计算流程:对于已知变形条件的零件,依据原始状态及变形条件,首先对其进行有限元软件模拟,得到变形后各个区域的等效应变 ϵ_i 、温度 T_i 分布图,其中热模拟变形后的温度 T_i 大于原始变形温度 T_0 的区域以亚动态再结晶(Meta Dynamic Recrystallization, MDR)进行组织演化,否则以动态再结晶(Dynamic Recrystallization, DR)进行组织演化;当发生亚动态再结晶时, T_i 降到 T_0 所需要时间 t_i 可以认为是发生亚动态再结晶的保温时间,在这段时间内,发生亚动态再结晶和再结晶晶粒长大,因此根据文献[7]关于冷速的报道,充分考虑形状因素,推算出各个区域冷速 V_i ,然后根据冷却时间 $t_i = (T_i - T_0)/V_i$,得出发生亚动态再结晶和再结晶晶粒尺寸长大时间;热模拟变形后的温度 T_i 小于原始变形温度 T_0 的区域以动态再结晶进行组织演化,根据动态再结晶组织演化模型^[13],对发生动态再结晶区域进行相应的计算。文献[14]讨论了应变速率对组织演化的影响,同时应变速率 $\dot{\epsilon}$ 为设备速率除以瞬时高度,是一个瞬态值,随着变形过程动态变化。这里,对于计算中所需要的应变速率 $\dot{\epsilon}$ 采用简化的平均应变速率,即初始速率与终了速率的平均值。

2.2 双锥形试样有限元模拟

计算流程通过与 MSC. Superform 商业软件耦合,可实现数值模拟结果对合金锻造过程中的温度、等效应变、等效应变速率分布变化规律进行实时监控。根据有限元热模拟计算结果,利用改进的组织演化模型进行计算,即可得出热变形双锥试样最终冷却后的组织。根据双锥试样有限元模拟和相关文献,建立了 GH4169 合金热加工后组织演化模型的流程图,并对双锥形试样自由锻造的组织演化进行模拟,获得晶粒组织演化结果。

图 2 为不同温度变形后空冷至室温时再结晶情况的模拟计算结果(图 2 中数字为再结晶百分含量,例如 1.0 表示发生再结晶的体积再结晶百分数为 100%)。

可以看出,随着变形温度的提高,合金再结晶量逐渐增加,当变形温度达到 1060℃ 时,中心区域再结晶量基本达到了 100% 完全再结晶。

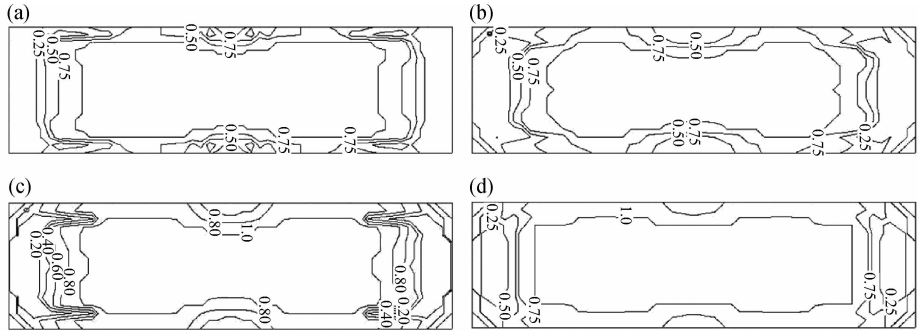


图 2 不同温度热变形条件下的再结晶量分布模拟结果

(a)980℃;(b)1020℃;(c)1060℃;(d)1120℃

Fig. 2 The distribution for recrystallization fraction by calculation at different temperatures

(a)980℃;(b)1020℃;(c)1060℃;(d)1120℃

图 3 为不同温度变形后空冷至室温时晶粒尺寸的模拟计算结果。可以看出,随着变形温度的提高,不同

位置的晶粒尺寸都发生明显增大。

结合图 2 与图 3 可知,随着变形温度增高,发生晶

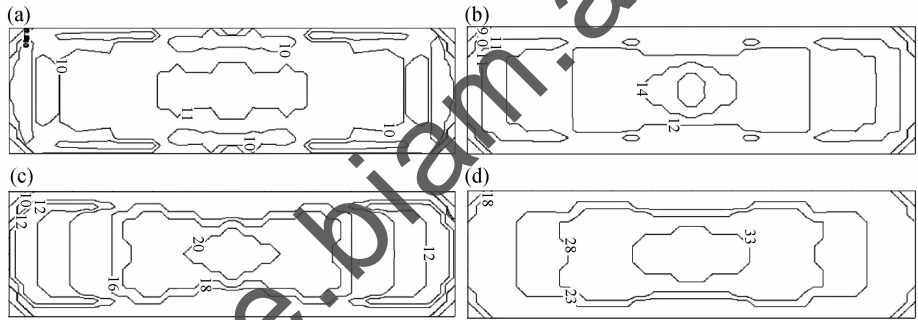


图 3 不同温度热变形条件下的晶粒尺寸模拟结果(μm)

(a)980℃;(b)1020℃;(c)1060℃;(d)1120℃

Fig. 3 The distribution for grain size by calculation at different temperatures(μm)

(a)980℃;(b)1020℃;(c)1060℃;(d)1120℃

粒再结晶量增加,同时发现双锥中心区域再结晶较为完全。而由图 3 经锻造后合金平均晶粒尺寸的分布情况可知,变形温度越高时晶粒尺寸越大,其中心大于边缘和上下端面;不同锻造温度下,平均晶粒尺寸则有差别,当 980℃ 变形时,最终晶粒尺寸为 9~11μm;锻造温度 1020℃ 时,晶粒尺寸为 11~14μm;锻造温度 1060℃ 时,晶粒尺寸为 11~22μm;而当进一步升高锻造温度至 1120℃ 时,可获得晶粒尺寸范围为 15~33μm。

2.3 GH4169 合金组织控制模型的验证

热加工是改善组织的重要途径,同时也是不可缺少的工艺过程。因此要实现最终的 GH4169 合金组织和生产过程的量化可控,就必须对热加工过程中组织演化进行量化控制。为了实现热加工过程以及最终

GH4169 合金的组织可控,对 GH4169 合金的大尺寸双锥试样预测组织进行了验证。验证实验结果显示 GH4169 合金经过变形后,在不同的连续变形量作用下,在双锥体中心处获得较多的变形再结晶区域,再结晶百分含量达到约 80%,R/2 处的再结晶量达到约 90%,而在双锥试样边缘处再结晶量较低,仅为 40% 左右。

为了能更加清楚地直观描述在不同变形温度下(980,1020,1060℃ 和 1120℃)GH4169 合金双锥试样的变形再结晶情况。运用图像处理软件,对不同变形工艺后获得的试样显微组织进行分析统计,获得变形后再结晶分布图如图 4 所示(黄色区域为再结晶大于 90%,白色区域为再结晶量为 10%~90%,蓝色区域

为再结晶量小于 10% 区域)。由图 4 可以看出,合金在不同变形温度下进行锻造获得的再结晶情况存在较大差别。经过 1120℃ 温度变形后,合金在双锥 R/2 处,可获得 90% 以上的再结晶;随着锻造温度的降低,再结晶量则有下降趋势。而在双锥中心处的再结晶量

则相对较少,再结晶区域沿着金属流动方向呈流线分布特点。双锥实验显微组织的研究为实际生产不同形状 GH4169 合金产品的组织精确控制具有重要意义,可以根据不同的变形温度及形状,调整获得理想的晶粒组织,以达到性能要求。

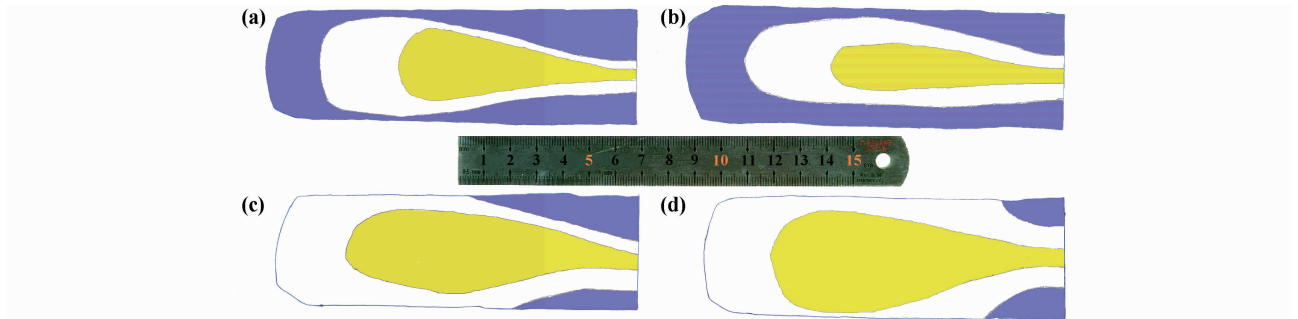


图 4 不同温度变形后的再结晶量分布
(a)980℃;(b)1020℃;(c)1060℃;(d)1120℃

Fig. 4 The distribution of recrystallization fraction after deformation at different temperatures
(a)980℃;(b)1020℃;(c)1060℃;(d)1120℃

图 5 为不同温度变形后双锥形试样的晶粒尺寸分布变化情况。可知,随着变形温度升高双锥试样的晶粒分布差别增大,同时随着温度升高最大和最小晶粒尺寸都增大。由于双锥试样在变形时不同位置会出现不同变形量,变形参数中温度和变形量对变形后组织影响最大。因此,GH4169 合金双锥试样不同温度变形后晶粒分布可以代表实际零件生产过程中的晶粒变化及分布情况。

25μm。1120℃ 下晶粒尺寸为 25~40μm,且随着变形温度的提高,合金再结晶晶粒平均尺寸逐渐增加,模拟计算结果与实际实验结果基本一致。可以看出,GH4169 合金热加工后组织演化模型能较好地反映其热变形后组织演化,可实现对热变形后再结晶量和晶粒尺寸的良好预测。

将模拟计算结果与双锥形试样验证实验结果进行对比,可以看出,合金的再结晶量、再结晶晶粒尺寸大小及两者的分布情况都能够较好吻合,验证了组织演化模型及计算流程的正确性。可以看出,建立的组织演化模型结果能够较好地反应实际零件锻造过程的组织演变,可用于实际生产过程中组织预测及工艺优化。

3 结论

(1)综合考虑变形参数、温升、冷速、零件尺寸等因素,对组织预测模型及计算流程进行了优化。采用优化后的模型 GH4169 合金双锥形试样进行了热变形组织预测模拟,结果表明,该模型能较好地预测 GH4169 合金的热变形组织演化,与常规圆柱形热压缩模拟相比能更好地反映合金的实际组织演化。

(2)双锥形试样压缩实验中,受到变形过程合金流动性影响,双锥形试样的 R/2 处位置再结晶最为充分,其次为中心部位,而边缘位置再结晶量较低。

(3)通过将模拟计算结果与双锥形试样验证实验结果进行对比,证明了改进后的组织预测模型及计算

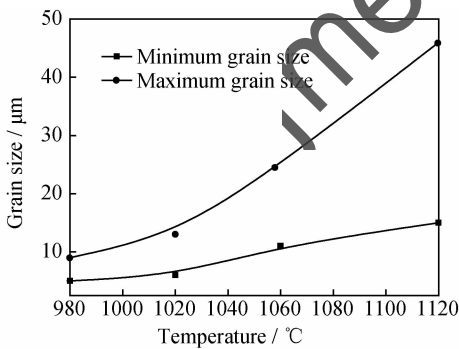


图 5 GH4169 合金双锥试样变形后再结晶晶粒度分布区间图
Fig. 5 The distribution of recrystallization grain size for GH4169 alloy double cone-shape sample after deformation

图 6 为 GH4169 合金双锥试样在 980, 1020, 1060℃ 和 1120℃ 变形温度下,热变形后预测晶粒尺寸与实际晶粒尺寸的对比。从选取的中心、1/2 半径、边缘 3 个典型位置来看,双锥形试样在 980℃ 下实际变形后得到的晶粒尺寸为 5~9.75μm,1020℃ 下晶粒尺寸为 6.7~10.5μm,1060℃ 下晶粒尺寸为 19.3~

流程是合理的,能够较好地反映出零件在锻造过程中

不同位置的组织演变,可用于指导实际生产。

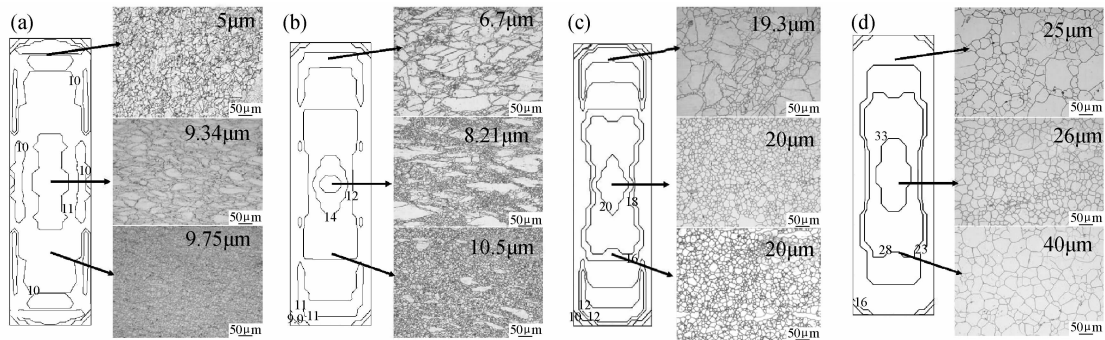


图6 GH4169合金双锥形试样热变形后不同变形温度下晶粒尺寸的实际值与计算值的对比

(a)980℃;(b)1020℃;(c)1060℃;(d)1120℃

Fig. 6 Relationships between predicted and experimental grain size of GH4169 alloy double cone-shape sample after deformation at different temperatures

(a)980℃;(b)1020℃;(c)1060℃;(d)1120℃

参考文献

- [1] WEAVER D S, SEMIATIN S L. Recrystallization and grain-growth behavior of a nickel-base superalloy during multi-hit deformation[J]. Scripta Materialia, 2007, 57(11): 1044—1047.
- [2] LEE H T, HOU W H. Development of fine-grained structure and the mechanical properties of nickel-based superalloy 718[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 555(15): 13—20.
- [3] KASHYAP B P, CHATURVEDI M C. Activation energy for superplastic deformation of IN718 superalloy[J]. Scripta Materialia, 2000, 43(5): 429—433.
- [4] WANG Y, SHAO W Z, ZHEN L. Hot deformation behavior of delta-processed superalloy 718[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(7—8): 3218—3224.
- [5] SUNDARARAMAN M, MUKHOPADHYAY P, BANERJEE S. Precipitation and room temperature deformation behavior of Inconel 718[A]. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives[C]. USA: TMS, 1994. 419—440.
- [6] 姚志浩, 王秋雨, 张麦仓, 等. GH738 高温合金热变形过程显微组织控制与预测 II. 组织演化模型验证与应用[J]. 金属学报, 2011, 47(12): 1591—1599.
- [7] WANG Y, SHAO W Z, ZHEN L, et al. Flow behavior and microstructure of superalloy 718 during high temperature deformation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 497(1—2): 479—486.
- [8] 姚志浩, 董建新, 张麦仓. GH738 高温合金热变形过程显微组织控制与预测 I. 组织演化模型的构建[J]. 金属学报, 2011, 47(12): 1581—1590.
- [9] YAO Z H, DONG J X, ZHANG M C. Microstructure control and prediction of GH738 superalloy during hot deformation I. construction of microstructure evolution model[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47(12): 1581—1590.
- [10] LORIA E A. The status and prospects of alloy 718[J]. Journal of Metals, 1988, 40(7): 36—41.
- [11] MEDEIROS S C, PRASAD Y V R K, FRAZIER W G, et al. Modeling grain size during hot deformation of IN718[J]. Scripta Materialia, 2000, 42(1): 17—23.
- [12] MEDEIROS S C, PRASAD Y V R K, FRAZIER W G, et al. Microstructural modeling of metadynamic recrystallization in hot working of IN718 superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 293(1—2): 198—207.
- [13] ZHOU L X, BAKER T N. Effects of dynamic and metadynamic recrystallization on microstructures of wrought IN-718 due to hot deformation [J]. Materials Science and Engineering: A, 1995, 196(1—2): 89—95.
- [14] NA Y S, YEOMA J T, PARK N K, et al. Simulation of microstructures for alloy 718 blade forging using 3D FEM simulator [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 141(3): 337—342.
- [15] WANG Y, ZHEN L, SHAO W Z. Hot working characteristics and dynamic recrystallization of detail-processed superalloy 718 [J]. Journal of Alloys and Compound, 2009, 474(1—2): 341—346.
- [16] 韦家虎, 董建新, 喻健, 等. δ 相对 GH4169 合金热变形行为的影响[J]. 航空材料学报, 2012, 32(6): 72—77.
- [17] WEI J H, DONG J X, YU J, et al. Influence of δ phase on hot deformation behavior of GH4169 alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 72—77.

收稿日期: 2012-05-17; 修订日期: 2012-12-18

作者简介: 韦家虎(1981—), 男, 工程师, 博士研究生, 从事变形高温合金锻造工艺优化研究, 联系地址: 北京市 81 信箱 49 分箱(100095), E-mail: weijiahu1981@163.com