

引用格式: 杨若男, 谢明昭, 谢锦丽, 等. GH4169 合金盘锻件热加工过程冶金缺陷演化行为研究[J]. 中国材料进展, 2026, 45(2): 168-178.

YANG R N, XIE M Z, XIE J L, *et al.* Study on the Evolution Behavior of Metallurgical Defects During Hot Working of GH4169 Alloy Disk Forgings [J]. Materials China, 2026, 45(2): 168-178.

GH4169 合金盘锻件热加工过程冶金缺陷演化行为研究

杨若男^{1,2,3}, 谢明昭^{2,3}, 谢锦丽^{2,3}, 毕中南^{2,3},
秦海龙^{2,3}, 高旻钦¹

(1. 中国石油大学(北京), 北京 102249)

(2. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

(3. 钢铁研究总院 高温合金新材料北京市重点实验室, 北京 100081)

摘要: 白斑等冶金缺陷的分布特性和尺寸是影响轮盘服役稳定性的关键因素。采用超声波探伤、切割取样观察和有限元模拟等方法, 对 GH4169 合金棒材中预置白斑的化学成分和组织形貌进行了表征, 在此基础上探究了热加工过程中冶金缺陷的演化规律。研究发现, 与常规 GH4169 合金棒材/盘件对比, 白斑的化学成分无明显差异, 主要差异集中在 Nb 元素的含量(质量分数), 白斑中为 4.5%, 对比标准相差 1%; 白斑晶粒尺寸明显大于常规组织, 尺寸为 50 μm , 是正常组织的 5 倍。白斑易出现在棒材芯部位置, 外缘产生的概率最小, 仅为 7%。在盘锻件热加工过程中, 棒材芯部、1/2R、外缘的白斑分别遗留至盘件轮毂、轮辐和轮缘。研究结果可为实际生产过程中控制盘锻件内部缺陷尺寸及预测缺陷转移位置提供理论和实验支撑。

关键词: GH4169 合金; 白斑; 超声波探伤; 演化行为

中图分类号: TG132.3 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2026)02-0168-11

Study on the Evolution Behavior of Metallurgical Defects During Hot Working of GH4169 Alloy Disk Forgings

YANG Ruonan^{1,2,3}, XIE Mingzhao^{2,3}, XIE Jinli^{2,3}, BI Zhongnan^{2,3},
QIN Hailong^{2,3}, GAO Yangqin¹

(1. China University of Petroleum (Beijing), Beijing 102249, China)

(2. Beijing GAONA Materials & Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China)

(3. Beijing Key Laboratory of Advanced High Temperature Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: The distribution characteristics and dimensions of metallurgical defects such as white spots are the key factors affecting the service stability of the wheel. In this study, white spots were preset in GH4169 alloy bars. Then the chemical composition and tissue morphology of the preset white spots were characterized by ultrasonic flaw detection and cutting sample observation, respectively. On this basis, the evolution law of metallurgical defects during thermal processing was investigated by combining with finite element simulation. The final study found no significant difference in the chemical composition of the white spots compared with the conventional GH4169 alloy bars/coils, and the main difference is focused on the content of Nb elements. The Nb element in the white spots is 4.5wt%, with a deviation of 1wt% from the standard value. In addition

to this, the grain size of the white spots is 50 μm , significantly 5 times larger than that of the traditional tissue. White spots are most likely to occur at the core location of the bar. The probability of white spots arising at the outer edge is the smallest, only 7%. In the hot working process of disk forgings, the white spots in the core, 1/2R and outer edge of the bar are left to the hub, spoke and rim of the disk, respectively. The results of the study can provide scientific and experimental support for controlling the size of internal defects and predicting the location of defect

收稿日期: 2025-01-25 修回日期: 2025-03-03

基金项目: 国家科技重大专项(J2019-IV-0007-0075)

第一作者: 杨若男, 女, 2000 年生, 硕士研究生

通讯作者: 秦海龙, 男, 1989 年生, 高级工程师, 硕士生导师,

Email: hailongqin@126.com

高旻钦, 男, 1988 年生, 副教授, 硕士生导师,

Email: easeheart@126.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202501022

transfer in disk forgings during actual production.

Key words: GH4169 alloy; white spots; ultrasonic flaw detection; evolutionary behavior

1 前言

随着航空航天技术的发展, 高温合金凭借其在高温和复杂应力环境下保持优良性能的特点, 成为了航空航天领域不可替代的关键材料。GH4169 高温合金作为一种典型的沉淀强化镍基高温合金, 在 $-253 \sim 700$ °C 温度范围内具有良好的综合性能, 并具有良好的抗疲劳、抗氧化、耐腐蚀性能, 在航空发动机等动力机械的生产制造中扮演着重要角色, 约占变形高温合金总产量的 45%^[1-4]。但在生产使用中, GH4169 高温合金也面临着很多亟待解决的问题, 其中冶金缺陷的产生及演化成为限制涡轮盘服役寿命的重要因素。

高温合金中常见的冶金缺陷有黑斑^[5]、白斑^[6, 7]、孔隙^[8]、夹杂^[9, 10]等, 而其中白斑对涡轮盘服役寿命的影响最为显著。白斑是一种溶质贫乏缺陷, 在真空自耗熔炼过程中, 当电极棒有缺陷或真空度有波动时, 导致熔炼过程中电弧不稳定, 将飞溅或挥发的环突、锭冠、格架等贫 Nb, Ti 元素的金属扫落入金属熔池。另外, 当电极棒中心有裂纹、缩管现象, 也会造成中心贫 Nb, Ti 元素的树枝干部位的金属落入熔池。这些扫落入熔池的金属携带着金属熔池表面或结晶器壁上的大量夹杂物, 凝固时被截留在凝固前沿, 形成了白斑^[11]。根据白斑的形状、特点和形成原因, 可分为分离状(discrete)白斑、枝晶状(dendritic)白斑和凝固状(solidification)白斑^[12]。目前白斑的识别主要依据其化学成分特征^[13], 并且由于其特殊的形成机制, 白斑的预防工作比其他冶金缺陷更加困难。

GH4169 高温合金热加工过程通常分为开坯锻造和低温精轧两个阶段进行。开坯锻造采用高温、大变形、多次, 精轧采用低温、小变形、精确控温控制工艺^[14]。通过合理的热加工工艺, 可以获得优良的晶粒组织和力学性能。但经研究发现, 白斑通过均匀化处理、热变形、

热处理都无法消除^[15], 即在热加工过程中白斑会随着周围组织的变形遗传至盘锻件中, 而白斑的存在会降低材料的低周疲劳寿命^[16], 导致轮盘的实际使用寿命下降。目前, 针对白斑的研究主要集中在形成机制及其识别方法上。在发现白斑后, 通常会对铸锭进行部分切除处理, 以防止白斑遗传至成品件中。然而, 并非所有位置的缺陷经热加工后仍存在于成品件中。因此, 研究白斑在热加工过程中的演化规律, 对预测其在盘件中的遗留位置具有重要意义, 同时能够有效降低生产全流程中的合金材料损耗, 提高经济性。

本研究分别在 GH4169 高温合金棒材不同位置预置了白斑, 采用超声波探伤、切割取样观察和 DEFORM 软件模拟等方法, 对白斑的化学成分和组织形貌进行了表征, 在此基础上探究了热加工过程中冶金缺陷的演化规律以及演化过程中的影响因素, 为生产过程中缺陷尺寸的控制及位置预测提供重要指导。

2 实验

2.1 GH4169 合金中白斑的预置方法

本研究中, GH4169 合金棒材的制备采用真空感应熔炼(vacuum induction melting, VIM)+真空自耗重熔(vacuum arc remelting, VAR)的双联冶炼工艺路线, 常规 GH4169 合金棒材的主要化学成分见表 1。通过调整真空自耗重熔的冶炼工艺预置白斑^[17-19], 具体操作如下: 真空自耗重熔时, 在起弧阶段控制电流, 控制最大熔速。在熔炼阶段控制电极棒处于不同位置时熔速由慢到快。在氦气冷却阶段, 开始充氦质量为 400 kg, 充氦达标质量为 500 kg, 氦气压力值为 600 Pa。最后在填充阶段, 充填质量为 160~200 kg, 控制起弧最大熔速 ≥ 1.5 kg/min, 最终使产生白斑的倾向性增大, 在棒材中成功预置白斑。

表 1 GH4169 高温合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4169 high-temperature alloy(w%)

Element	C	Cr	Nb	Ti	Al	Mo	Ni	Mn	Si	Fe
Content	0.023	18.05	5.42	0.91	0.48	2.90	53.89	0.05	0.10	18.00

2.2 白斑的微观形貌和成分分析

首先采用 LS-1500 型水浸式超声波检测系统, 对比试块为直径 0.4 mm 的平底孔, 对预置白斑的棒材及盘锻件进行超声检测^[20]。切割取样后, 借助 OLYMPUS GX-71 型光学显微镜(OM)对缺陷和基体进行晶粒度评级, 利用

JSM-7800F 型场发射扫描电镜(SEM)观察其高倍显微组织, 最后通过 JXA-8530F 场发射扫描电镜对机械抛光后的样品进行电子探针 X 射线微区分析(electron probe X-ray microanalysis, EPMA), 用面扫描的方式对样品表面白斑与正常组织中 Nb, Ni, Cr, Fe 等元素含量进行检测, 测

定局部区域的成分平均含量,明确元素成分之间的差异。

2.3 有限元模型的建立

DEFORM 有限元模拟能够实现热-力-质等多物理场耦合,精确描述缺陷在热加工中的行为。此外,DEFORM 支持多种先进材料模型(如粘塑性模型、蠕变模型等),可准确模拟材料在高温、高压等复杂条件下的变形行为,从而提高模拟结果的可靠性。因此,本研究选用 DEFORM 有限元模拟协助进行白斑演化规律的探索,将高精度超声检测技术与 DEFORM 数值模拟相结合,实现了对白斑缺陷在热加工过程中演化规律的多尺度、高精度研究。

2.3.1 基本假设

由于锻粗过程中主要发生的是塑性变形,弹性变形相对较小,可以忽略不计,因此本研究在锻饼及模锻阶段所建立的坯料模型为三维刚塑性有限元模型,在保证对研究的问题有较高精度,同时减少有限元计算时间的前提下,对模拟过程作如下假设:①上下模为刚体;②坯料为各向同性;③坯料不可压缩,体积不变,不考虑体积力的影响。

2.3.2 有限元模型的建立

在 DEFORM-3D 软件中进行物理模型的构建,所有的参数均依照实际工况选取^[21-23]。

如图 1 所示,坯料按照在实际生产中的参数进行设置,材料为 GH4169 高温合金,棒材高度为 468 mm,直径为 220 mm。本次的锻粗模型为对称模型,为了节约计算时间,选取 3D 模型的 1/4 部分进行模拟,坯料起始温度设定为 20 ℃。

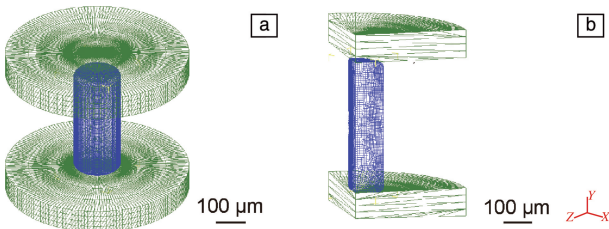


图 1 棒材锻粗有限元模型:(a)棒材 3D 模型,(b)棒材 3D 模型的 1/4
Fig. 1 Finite element model of bar upsetting process: (a) 3D model, (b) 1/4 3D model

锻饼时,上下模具为直径 800 mm 的圆砧,上模具下行速度为 5 mm/s,最大压力为 108 N,锻饼高度 $H = (145 \pm 10)$ mm,起始温度设为 50 ℃,环境温度为 30 ℃,保温温度为 1010 ℃;模锻时,上下模具为 $\Phi 700$ mm 模芯+ $\Phi 700$ mm 模套,上模具下行速度为 5 mm/s,最大压力为 108 N,起始温度设为 50 ℃,环境温度为 30 ℃,保温温度为 1000 ℃。

2.3.3 刚塑性模型的建立

GH4169 高温合金热处理过程温度场主要以零件从外部到内部的传热过程为主,可以通过傅里叶传热模型进行描述:

$$J_r = -k \frac{\partial T}{\partial r} \quad (1)$$

式中, J_r 为在 r 方向上的热流密度, k 为热导率, $\frac{\partial T}{\partial r}$ 为温度梯度。

锻造过程中材料的流变应力模型通常采用 Arrhenius 方程进行描述。Arrhenius 方程作为目前被广泛使用且精度较高的本构模型之一^[24-27],描述了流动应力和应变速率以及变形温度之间的关系,具体如式(2):

$$\dot{\varepsilon} = A_1 [\sinh(\alpha \cdot \sigma)]^{n_1} \exp(-Q/(RT)) \quad (2)$$

式中, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; A_1 、 n_1 、 α 均为与材料状态相关的常数; σ 为流变应力; Q 为热变形表观激活能; R 为摩尔气体常数; T 为温度。该模型表明流动应力与温度成反比,温度越高,流动应力越小;同时,流动应力与应变速率成正比,应变速率越高,流动应力越大。

3 结果与讨论

3.1 预置白斑的微观形貌及成分分析

对预置白斑的棒材横截面进行低倍腐蚀发现,白斑基本分布在棒材芯部和 $1/2R$ 处附近,形状和大小不一,大多数呈点状或叶片状。图 2 为其中一个预置白斑的金相照片,如图 2a 所示,该缺陷为长 1 mm、宽 0.3 mm 的灰白色斑点,与周围晶粒尺寸相差较大。放大倍数后进行晶粒度评级,发现正常组织区域晶粒度为 10 级,平均晶粒尺寸在 10 μm 左右,为等轴晶组织;白斑区域有混

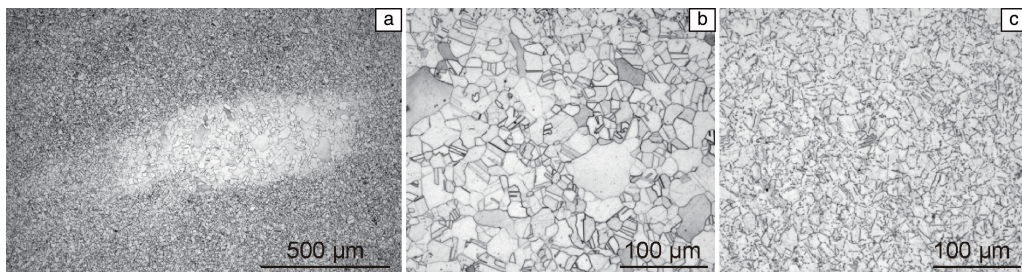


图 2 GH4169 合金棒材中预置的白斑:(a, b)白斑缺陷低倍、高倍组织,(c)基体组织

Fig. 2 Pre-set white spots in GH4169 alloy bars: (a, b) macrostructure and microstructure of white spot defect, (c) matrix structure

晶出现, 晶粒尺寸较大, 为 50 μm 左右, 晶粒度为 7 级, 两者相差 3 级。

电子探针具有分辨率高、精度高等优点。表 2 为利用 EPMA 定量分析测定的白斑与基体处的元素成分质量分数。由表 2 可知, 白斑中 Nb 为负偏析元素, Al, Cr, Fe 等都是正偏析元素。其中白斑和基体中 Nb 元素的质量分数分别为 4.5% 和 5.5%, 对比相差 1%。图 3a 为缺陷与基体边界处的背散射电子图像和 EPMA 元素面扫描结果, 左侧为白斑区域, 右侧为基体, 白斑处明显贫 Nb 且富 Cr, Fe。选取二者远离分界处的区域进行局部放大, 如图 3b 和 3c 所示。结果表明, 在正常区域的晶界上有大量棒状或针状 δ 相析出, 而白斑处几乎没有该析出相。有研究^[28, 29]表明, 在 GH4169 高温合金中, 锻造态 GH4169 合金的组织由 γ 基体、 γ' (Ni_3AlTi)、 γ'' (Ni_3Nb)、 δ (Ni_3Nb) 和 NbC 相组成, 其中 δ 相主要在长期时效或长期使用过程中沿着晶界析出, 起到钉扎晶界、阻碍晶粒

粗化的作用^[30, 31]。这也解释了在 Nb 元素贫乏的白斑区域, 由于 δ 相析出少, 使得晶界出现异常长大、晶粒出现明显粗大的现象。

表 2 白斑与基体元素含量比较

Table 2 Comparison of white spots and matrix element content (w/%)

Location	Nb	Ni	Cr	Fe	Al
Defect	4.5	53.7	19.2	18.8	0.44
Matrix	5.5	53.7	18.7	18.2	0.40
Defect/matrix	0.81	1.00	1.02	1.03	1.10

综上所述, 白斑与基体晶粒尺寸明显不同, 白斑的晶粒尺寸比基体低 3 级, 这可能是由于 Nb 元素含量的减少使得白斑处几乎无 δ 相析出, 无法在晶界生长时起到钉扎作用, 因此白斑晶粒异常长大。

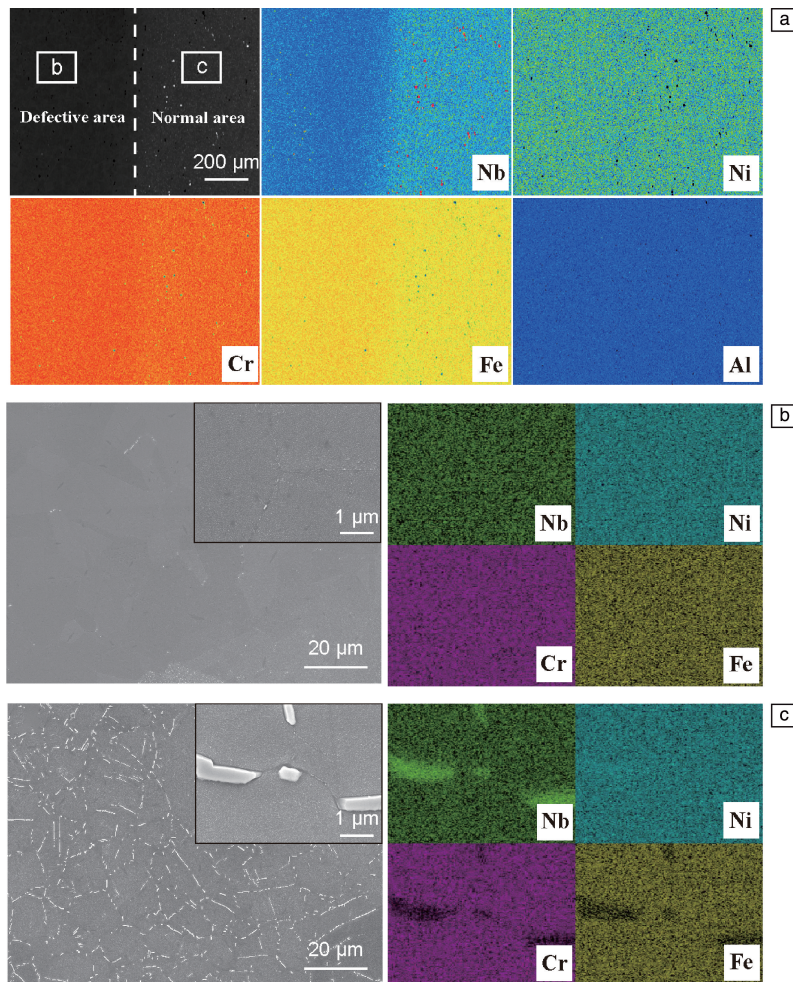


图 3 白斑与基体边界处 EPMA 结果(a), 图 3a 中 b(b) 和 c(c) 区域的高倍率照片及 EDS 结果

Fig. 3 EPMA results at the border between the white spot and the matrix (a), high magnification images and EDS results of b(b) and c(c) regions in Fig. 3a

3.2 缺陷演化过程的模拟与实验

为了探究白斑在 GH4169 合金热加工过程中的演化规律,对棒材及盘件中的白斑数量及分布进行了统计。图 4 为棒材中白斑的分布示意图(图 4a)和部分超声 C 扫结果(图 4b~4d)。该棒材直径为 220 mm,采用周面径向入射的方式对棒材进行探伤。由于近场区的影响,存在约 10 mm 的检测盲区,该区域的检测结果不纳入分析考量。本研究遵循深度扫描原则,如图 4b~4d 所示,在距表面 10~60, 50~90 mm 和 80 mm~棒材中轴的深度范围内进行超声成像和评估,分别定义为棒材芯部区、1/2R 区和外缘区。结果表明,棒材中轴的白斑数量最多,1/2R 区次之,而外缘区白斑产生的概率最小,表明在冶炼过程中白斑易产生于棒材芯部位置。锻造成盘件后,再次进行超声探伤,结果如图 5 所示,盘件中轮毂区域白斑更密集,这与棒材的超声检测结果相似,表明在热加工过程中,白斑没有发生较多的跨区域迁移。

图 6 则通过频数分布直方图统计了棒材中由芯部至外缘、盘件中由轮毂至轮缘的白斑数量。统计结果显示,棒材芯部共检测到 32 处缺陷,1/2R 区有 7 处,外缘区有 3 处,白斑数量从芯部向外缘递减,由检测到的缺陷数量进行计算,在冶炼过程中棒材外缘区域生成白斑的概率仅为 7%。在热加工后的盘件中,轮毂处检测到 28 处缺陷,轮辐 18 处,轮缘 13 处,数量由轮毂至轮缘位次减少。

为了更清晰地追踪每个白斑的初始位置及每一步移动的位置,采用 DEFORM 软件对演化过程进行模拟。如图 7 所示,棒材被划分为 15 个区域,在每个区域中心设置一个追踪点^[32],作为初始缺陷 P1 至 P15。在锻压过程中,上模具作为主要模块,以预设速度沿负 Y 轴方向移动。模拟结果表明,热加工后盘件中白斑的最终位置与棒材中的位置分布基本一致。在首次锻压镦饼(一火)后,棒材中部随着由上而下的挤压向外凸出,导致白斑沿轴向的移动距离显著大于沿径向的移动距离。位于棒材中部的白斑随着凸起发生径向移动,而棒材两端的白斑沿径向的移动距离相对较小。

在第二次模锻(二火)时,由于模具形状的改变,材料的受力方向也随之改变,但白斑的整体位置变化依旧与棒材中的位置相对应。处于棒材芯部的 5 个白斑(P1~P5)在盘件中依然位于内侧,其中 P2、P3 和 P4 这 3 个白斑因挤压而更接近,并同时沿径向向外移动。而位于两端的 P1 与 P5 在应力作用下向沿径向向外移动距离较小,尤其 P1 的移动范围最小。位于棒材 1/2R 处的白斑(P6~P10)表现出相似现象,其中中部的 3 个白斑(P7~P9)移动距离更远,而两端的 P6 和 P10 沿径向移动范围较少,但整体来看,这一区域的 5 个白斑移动范围较 P1~P5 更大。同样,位于棒材外缘的 5 个白斑中,P13 沿径向移动的距离最大,其次是 P12,而 P14 根据下模

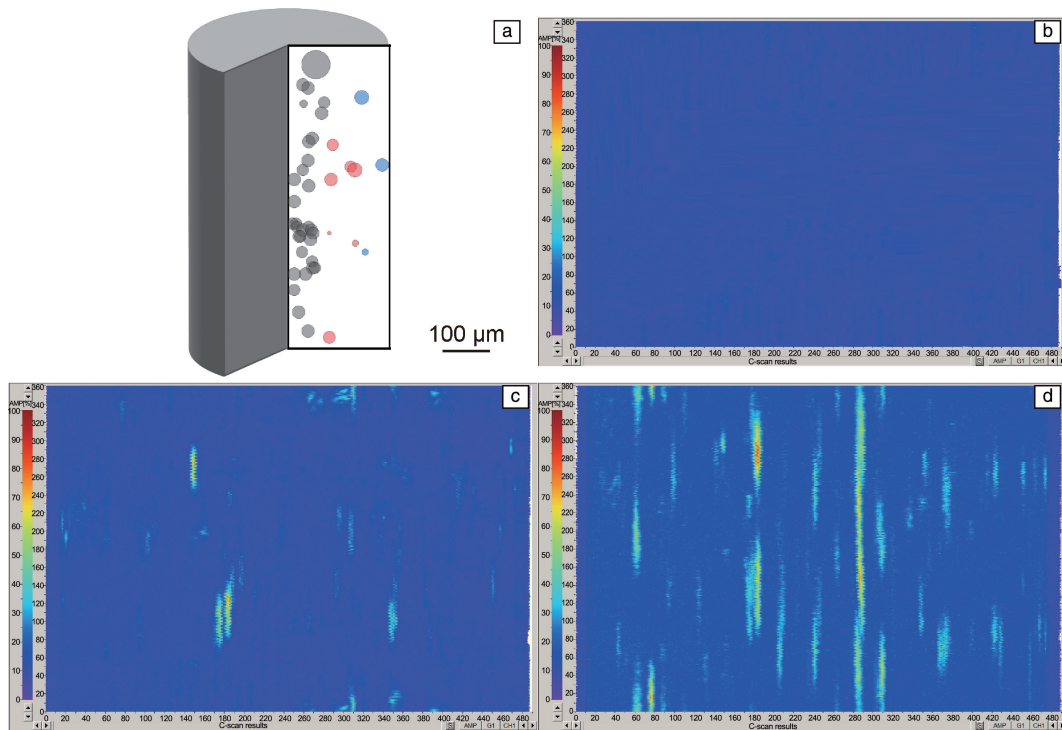


图 4 棒材缺陷分布示意图(a);距表面 10~60 mm(b), 50~90 mm(c)和 80 mm~棒材中轴(d)的超声 C 扫结果

Fig. 4 Schematic diagram summarizing the distribution of defects in bars (a); ultrasound C-scan results at 10~60 mm (b), 50~90 mm (c), 80 mm~central axis of the bars (d) from the surface

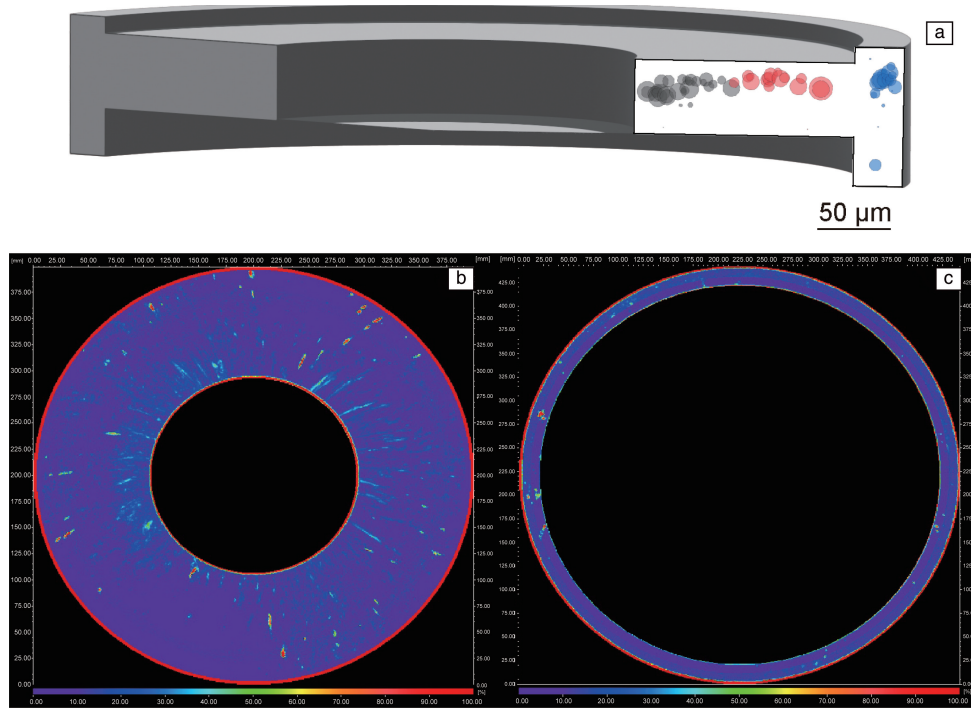


图 5 盘件缺陷分布示意图(a); 轮盘轮辐、轮毂(b)和轮缘(c)的超声 C 扫结果

Fig. 5 Schematic diagram summarizing the distribution of defects in the disk part forgings (a); ultrasound C-scan results at the spoke, hub (b) and rim (c) of the wheel

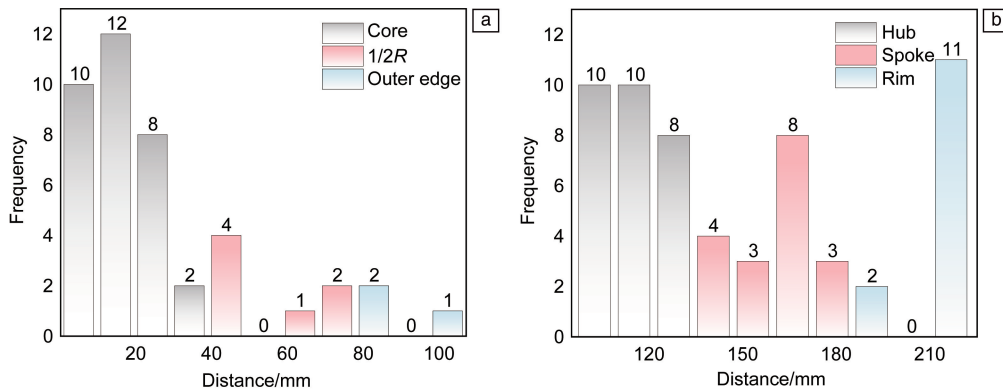


图 6 棒材(a)和盘件(b)中缺陷频数分布直方图

Fig. 6 Histogram of defects frequency distribution in bars (a) and disk forgings (b)

具的形状被挤压至下方, 外缘处的 5 个白斑移动范围更加分散。在最终机加工阶段, 部分材料将被切除, 因此不能保证所有白斑都完整遗留至盘件中。本研究中, 仅棒材 1/2R 处中间部分的 P7~P9 所在区域能够保证完整遗留, 其余部分均存在被切除的可能。

结合图 4~图 6 分析, 可以得出以下结论: 实验检测到棒材芯部与盘件轮毂处白斑数量最多, 证明热加工过程中, 棒材芯部的白斑主要遗留至盘件轮毂区域, 与模拟结果相符; 棒材中 1/2R 处到外缘区域, 白斑数量呈递减趋势, 但盘件中轮辐到轮缘处白斑数量却呈上升趋势。如图 7 所示, step 1~step 5 为棒材到盘件热加工过程中

的 5 个主要步骤, 分别代表初始棒材、镦粗、模锻、热加工和切边后的结果。从白斑的演化轨迹推测, 在热加工过程中, 棒材 1/2R 处的白斑沿径向向外迁移, 最终演化为盘件轮缘部分的缺陷, 导致盘件轮缘部分的白斑数量超过棒材外缘。总体上, 盘件中的缺陷数量多于棒材, 这可能是由于热加工过程中的横向拉伸作用, 一些大尺寸缺陷在移动过程中分裂成小尺寸缺陷, 因此数量变多。

3.3 部分缺陷演化过程的模拟与实验

从多批次棒材检测结果中选取了部分缺陷进行模拟过程中的实时位置追踪, 将得到的模拟结果与实验结果进行对比, 如图 8 所示。图 8a 为缺陷在棒材中的位置示

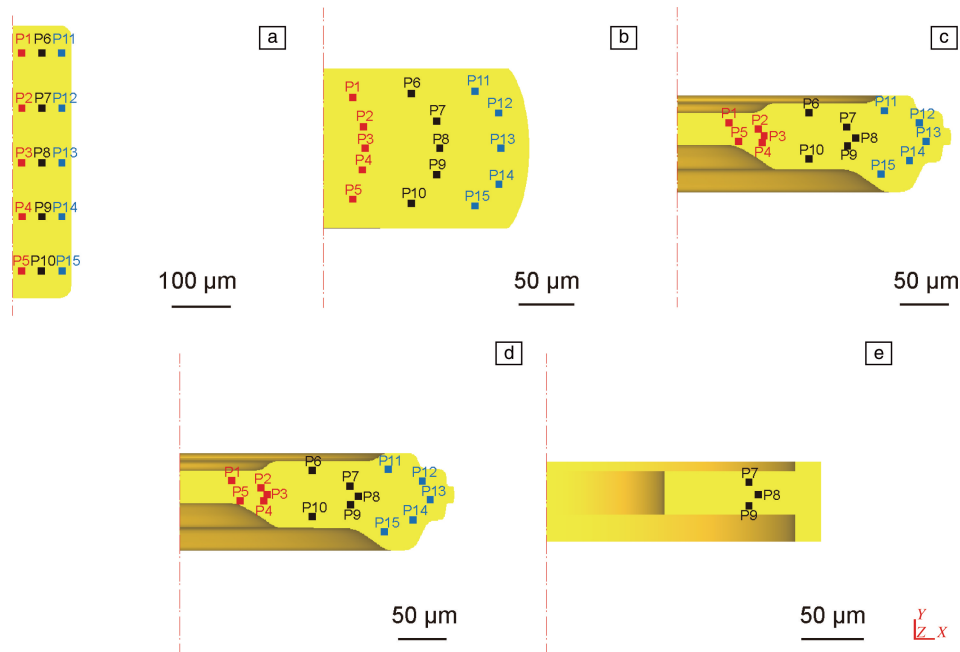


图 7 棒材到盘件热加工过程的模拟示意图: (a) 第 1 步, (b) 第 2 步, (c) 第 3 步, (d) 第 4 步, (e) 第 5 步

Fig. 7 Schematic simulation of bar to disk hot working process; (a) step 1, (b) step 2, (c) step 3, (d) step 4, (e) step 5

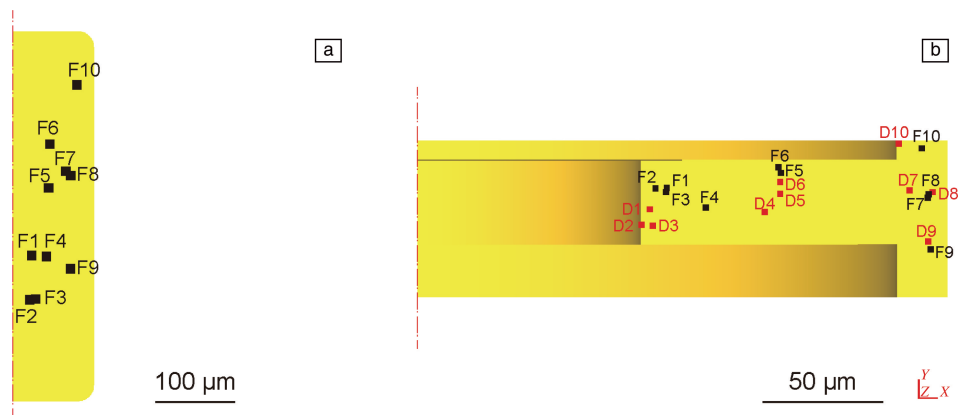


图 8 部分缺陷实验结果与模拟结果的对比: (a) 棒材中部分缺陷的实际位置; (b) 黑色字体表示缺陷在盘件中的实际位置, 而红色字体表示根据图 8a 棒材中缺陷的实际定位进行 DEFORM 模拟后缺陷在盘件上的位置

Fig. 8 Comparison between experimental and simulated results of some defects: (a) the actual position of some defects in the bar; (b) the black fonts represent the actual location of the defects in the disk, while the red fonts represent the position of the defects in the disk after DEFORM simulation based on the actual location of the defects in the rod in Fig. 8a

意图, 图 8b 为缺陷在盘件中的位置示意图。其中, 黑色字体(如 F1、F2)表示缺陷在盘件中的实际位置, 红色字体(如 D1、D2)表示缺陷在盘件中的模拟位置。F1~F3 位于棒材芯部, 实验结果中这 3 个缺陷均遗留在盘件的轮毂处; F4~F6 位于棒材 1/2R 区域, 对应遗留在盘件的轮辐区; F7~F10 位于棒材外缘, 遗留在盘件的轮缘位置。这与图 7 所示的模拟结果较为一致, 但如图 8b 所示, 部分缺陷的实际位置与模拟位置仍存在一定偏差。

单独观察其中一个白斑 F4 的演化路径及最终遗留在盘件中的位置。该缺陷在棒材中位于距头端 285 mm、埋深

67 mm 处, 属于 1/2R 区。缺陷当量为 $\Phi 0.8$ mm-8 dB。热加工后, 缺陷 F4 在盘件中的位置距中心轴约 120 mm、埋深在 20 mm 左右, 缺陷当量减小, 为 $\Phi 0.8$ mm-9 dB, 表明缺陷 F4 的尺寸减小(图 9a 和 9b)。

如图 9c 和 9d 所示, 将实际白斑位置导入 DEFORM 软件进行模拟分析。图 9d 中, 通过比较模拟结果与实际盘件中的白斑位置, 发现实际盘件中的白斑 F4 相较于模拟结果 D4 向左偏移了 25 mm, 向上偏移了 2 mm。这种偏差可能是由于实际生产环境中的复杂性所致, 例如工件内部应力状态、缺陷初始状态的不确定(尺寸、形状

等)、模具和设备精度、实际材料的微观结构和力学性能等,本研究主要对工件内部应力状态和缺陷尺寸产生的影响进行讨论。

在本实验中,应变主要在锻饼过程中产生。当工件受到外力作用时,其内部组织发生应变,同时冶金缺陷也随之变形。图 10 展示了锻饼过程中的应变分布仿真结果,分别在组织芯部、芯部与边缘区域交界处和边缘区域任选一点,观察 P1、P2 和 P3 这 3 个特定点的应变变化。从图中可以看到,3 个区域的应变分布是不均匀的。具体来说,P1 区域的应变最高,其应变速率相对于 P2 和 P3 区域更大(图 10),根据流变应力与应变速率的关系(式(2)),P1 区域的流变应力也更大,P2 区域的流变

果,分别在组织芯部、芯部与边缘区域交界处和边缘区域任选一点,观察 P1、P2 和 P3 这 3 个特定点的应变变化。从图中可以看到,3 个区域的应变分布是不均匀的。具体来说,P1 区域的应变最高,其应变速率相对于 P2 和 P3 区域更大(图 10),根据流变应力与应变速率的关系(式(2)),P1 区域的流变应力也更大,P2 区域的流变

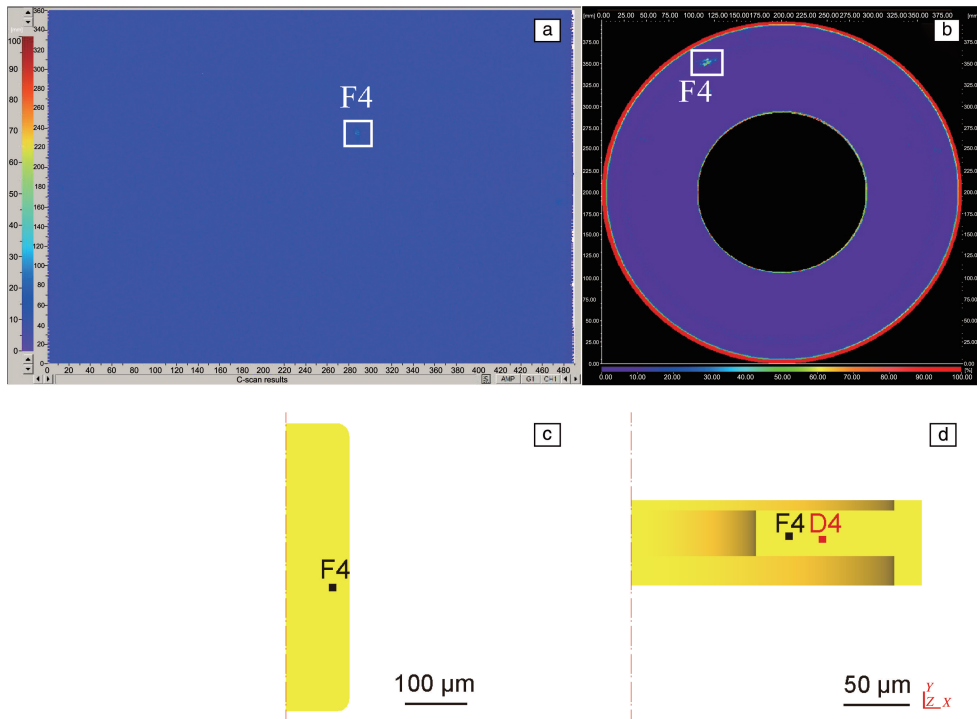


图 9 单个缺陷实验与模拟结果:棒材(a)和盘件(b)中缺陷的实际位置;(c)棒材中缺陷的真实位置被导入 DEFORM 的对应点 F4;(d)黑色字体表示盘件中缺陷 F4 的真实位置,而红色字体表示基于棒材中缺陷 F4 实际位置的 DEFORM 模拟后的盘件中缺陷 D4 位置

Fig. 9 Experimental and simulation results of individual defects: the actual position of the defects in the bar (a) and the disk (b); (c) the actual position of the defects in the bar is imported into the corresponding point F4 of DEFORM; (d) the black font represents the actual position of defect F4 in the disk, while the red font represents the position of the defect D4 in the disk after DEFORM simulation based on the actual position of the defect F4 in the bar

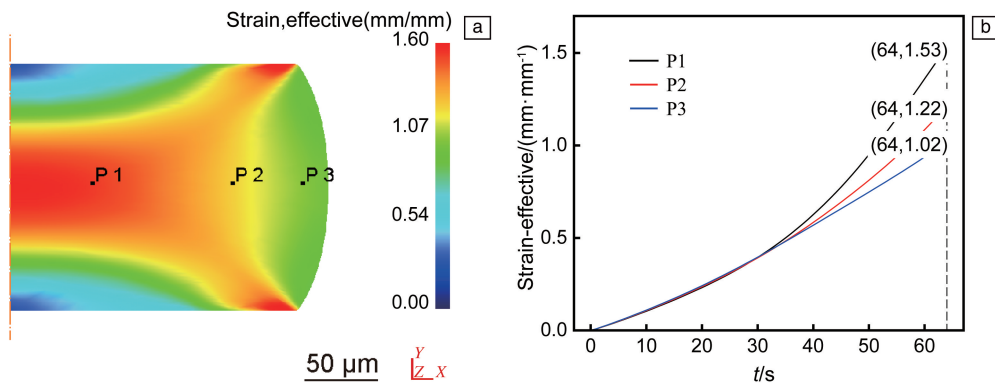


图 10 锻饼后应变分布仿真示意图(a); P1、P2 和 P3 点的等效应变曲线图(b)

Fig. 10 Schematic simulation of strain distribution after pier cake (a); equivalent strain curves at points P1, P2 and P3 (b)

应力次之, P3 区域最小。因此, 在变形过程中, 金属从 P1 和 P2 区域向外流动时, 由于流动应力的差异, 导致这些区域的金属流动行为不同, 进而影响该范围内缺陷的位移。这表明缺陷的转移与自身所在区域的流动应力密切相关。

在高温合金的热加工过程中, 白斑的尺寸对其演化行为具有显著影响。如图 11 和图 12 所示, 选取围绕白

斑 F1 的等距追踪点, 以模拟大尺寸和小尺寸两类缺陷热加工中的演化行为。设大尺寸缺陷原始尺寸为 $20\text{ mm} \times 20\text{ mm}$, 小尺寸缺陷原始尺寸为 $1.5\text{ mm} \times 1.5\text{ mm}$ 。热加工后, 大尺寸缺陷沿径向被拉长至原来的两倍, 长度从约 20 增加至约 56 mm, 而沿轴向被压缩至原来的 10%, 宽度从约 20 压缩至约 2 mm, 这增加了其沿径向破碎的可能性。其中, 锻饼过程结束后, 缺陷左端和右端分别

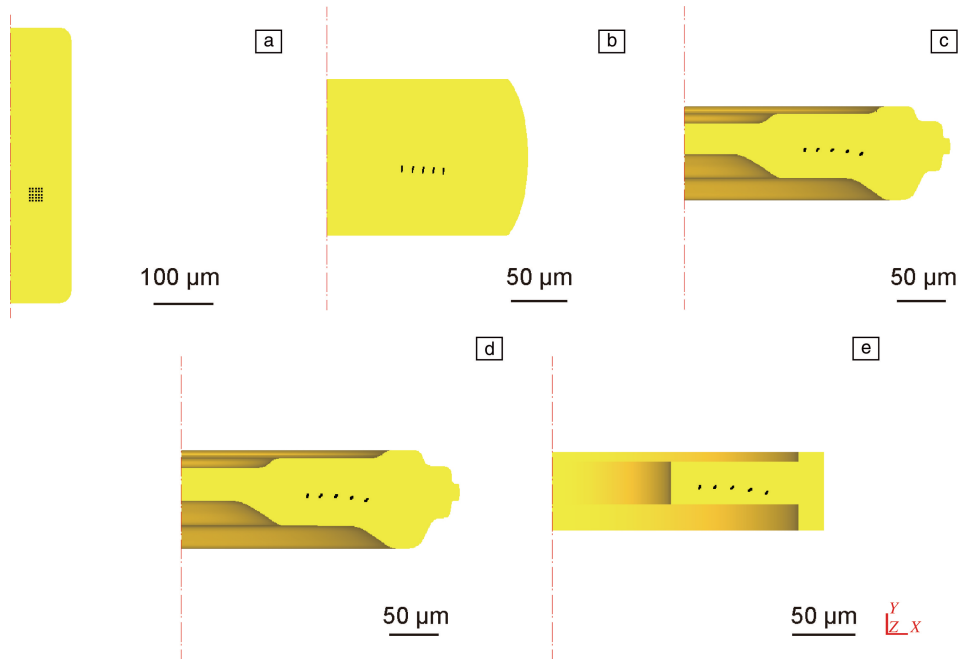


图 11 大尺寸缺陷演变过程: (a) 第 1 步, (b) 第 2 步, (c) 第 3 步, (d) 第 4 步, (e) 第 5 步

Fig. 11 Evolution process of large size defects: (a) step 1, (b) step 2, (c) step 3, (d) step 4, (e) step 5

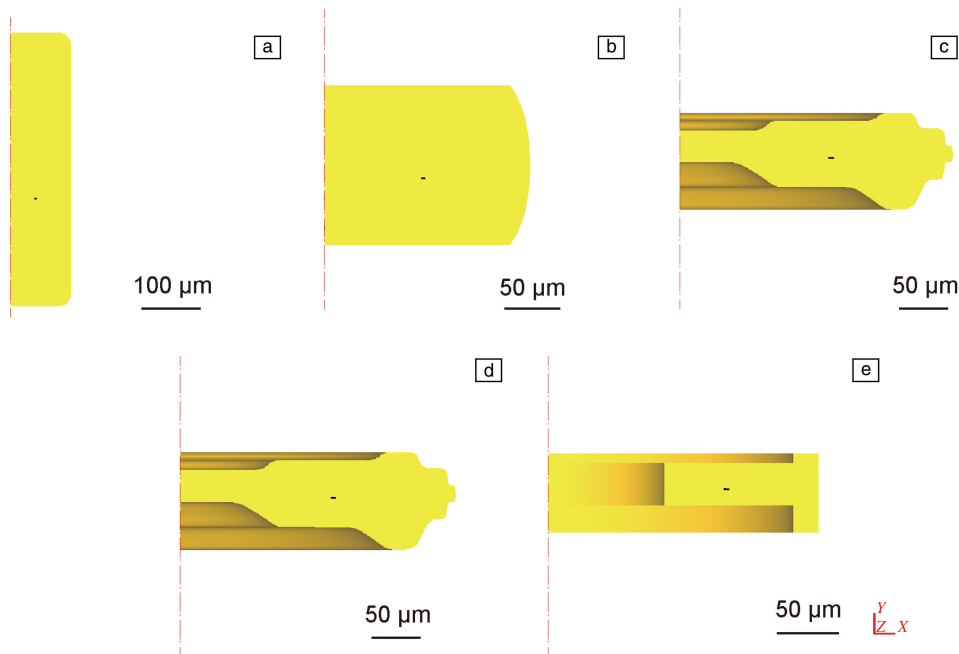


图 12 小尺寸缺陷演变过程: (a) 第 1 步, (b) 第 2 步, (c) 第 3 步, (d) 第 4 步, (e) 第 5 步

Fig. 12 Evolution process of small size defects: (a) step 1, (b) step 2, (c) step 3, (d) step 4, (e) step 5

位于图 10a 所示的 P1 和 P2 区域。由于两端所在区域的流动应力不同, 导致缺陷两端的位移不一致, 从而发生拉长变形, 并可能在拉长过程中发生破碎重组。如上述白斑 F4, 可能发生了类似拉长变形的现象, 在最终超声探伤时捕捉到左端缺陷信号, 因此与模拟结果存在偏差。相比之下, 尺寸较小的缺陷, 在变形过程中所受流动应力差异较小, 因此发生大变形和破裂的概率较低。在转移过程中, 小缺陷更容易保持其原始状态, 使得最终演化位置与模拟结果更为吻合。

综上所述, 在高温合金的热加工过程中, 工件内部在外力作用下产生应力, 引起塑性变形。由于应变分布的不均匀性, 工件内部缺陷的位移存在差异。对于大尺寸白斑, 由于其两端所在区域的应力差异, 可能导致不同程度的位移, 进而引发缺陷的横向变形, 这种变形可能导致超声探伤时检测到的缺陷信号位置与模拟结果出现偏差。因此, 白斑的尺寸和所在区域的应力状态是影响其在热加工过程中行为的关键因素。

4 结 论

(1) 与常规 GH4169 合金棒材/盘件对比, 白斑的化学成分无明显差异, 主要差异集中在 Nb 元素的含量(质量分数), 白斑中的为 4.5%, 对比标准相差 1%; 晶粒尺寸明显大于常规组织, 尺寸为 50 μm , 是正常组织的 5 倍。

(2) 白斑易出现在棒材芯部位置, 外缘产生的概率最小, 仅为 7%。在盘锻件热加工过程中, 棒材芯部、1/2R、外缘的白斑分别遗留至盘件轮毂、轮辐和轮缘。

(3) 经模拟结果与实验结果对比发现, 白斑在热加工过程中的演化规律与模拟结果在整体趋势上相契合。然而, 由于工件内部应变分布不均和缺陷尺寸的影响, 缺陷两端在热加工过程中可能发生不同程度的位移, 最终导致部分实验结果与模拟结果存在偏差。

参考文献 References

- [1] GENG P H, QIN G L, ZHOU J, *et al.* Journal of Manufacturing Processes[J], 2018, 32: 469.
- [2] ZHANG Z B, GIDEON O, ROBERTO M, *et al.* Scripta Materialia [J], 2017, 140: 40.
- [3] CONDUIT B D, JONES N G, STONE H J, *et al.* Materials & Design[J], 2017, 131: 358.
- [4] 杜金辉, 吕旭东, 邓群, 等. 中国材料进展[J], 2012, 31(12): 12-20+11.
DU J H, LV X D, DENG Q, *et al.* Materials China[J], 2012, 31(12): 12-20+11.
- [5] 代鹏超, 魏志刚, 王资兴, 等. 宝钢技术[J], 2014, 5: 49.
DAI P C, WEI Z G, WANG Z X, *et al.* Baosteel Technology[J], 2014, 5: 49.
- [6] 李思彤. 真空自耗重熔 GH4169 凝固过程黑斑与白斑形成研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2021.
LI S T. Formation of Freckle and White Spot in Vacuum Consumable Remelting GH4169 Solidification Process[D]. Shenyang: Northeastern University, 2021.
- [7] JEAN F G, AUDE S, JULIEN J, *et al.* Advanced Engineering Materials[J], 2011, 13(7): 563.
- [8] 罗志伟, 严振宇, 郭博闻, 等. 航天制造技术[J], 2022, 5: 1.
LUO Z W, YAN Z Y, GUO B W, *et al.* Aerospace Manufacturing Technology[J], 2022, 5: 1.
- [9] 张义文, 刘建涛. 中国材料进展[J], 2013, 32(1): 1-11+38.
ZHANG Y W, LIU J T. Materials China[J], 2013, 32(1): 1-11+38.
- [10] 韩志宇, 曾光, 梁书锦, 等. 中国材料进展[J], 2014, 33(12): 748-755.
HAN Z Y, ZENG G, LIANG S J, *et al.* Materials China[J], 2014, 33(12): 748-755.
- [11] 朱勤天, 史志文, 李乐松, 等. 工业加热[J], 2023, 52(5): 21.
ZHU Q T, SHI Z W, LI L S, *et al.* Industrial Heating[J], 2023, 52(5): 21.
- [12] WANG X, BARRATT M D, WARD R M, *et al.* Journal of Materials Science[J], 2004, 39: 7169.
- [13] 张北江, 黄烁, 张文云, 等. 金属学报[J], 2019, 55(9): 1095-1114.
ZHANG B J, HUANG S, ZHANG W Y, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2019, 55(9): 1095-1114.
- [14] 吕达, 韩彦光, 崔毅, 等. 金属热处理[J], 2023, 48(8): 132.
LV D, HAN Y G, CUI Y, *et al.* Heat Treatment of Metals [J], 2023, 48(8): 132.
- [15] WANG C L, LIU X, LIU M H, *et al.* Annals of Nuclear Energy [J], 2021, 151: 107935.
- [16] 刘宗晖, 熊望骄, 张弓, 等. 镍基高温合金脏白斑缺陷损伤容限设计方法: CN202410994778[P]. 2024-07-24.
LIU Z H, XIONG W J, ZHANG G, *et al.* Design Method for Damage Tolerance of Dirty White Spot Defects in Nickel based High Temperature Alloys: CN202410994778[P]. 2024-07-24.
- [17] AUBURTIN P, WANG T, COCKCREFT S L, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions[J], 2000, 31(4): 801.
- [18] 王资兴, 黄烁, 张北江, 等. 金属学报[J], 2019, 55(3): 417-426.
WANG Z X, HUANG S, ZHANG B J, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2019, 55(3): 417-426.
- [19] WILLIAM T C, ROBIN M F J. Journal of Metals[J], 2005, 57(4): 52.
- [20] 杜金辉, 吕旭东, 董建新, 等. 金属学报[J], 2019, 55(9): 1115-1132.
DU J H, LV X D, DONG J X, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2019, 55(9): 1115-1132.

- [21] 薛永栋, 韩静涛. 冶金设备[J], 2007, 4: 34.
XUE Y D, HAN J T. Metallurgical Equipment[J], 2007, 4: 34.
- [22] XIA Y X, SHU X D, ZHU D B. Journal of Manufacturing Processes [J], 2021, 66: 145.
- [23] ZHANG Z J, DAI G Z, WU S N, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2009, 499: 49.
- [24] WANG M J, WANG W R, LIU Z L, *et al.* Materials Today Communications[J], 2018, 14: 188.
- [25] LI Y F, WANG Z H, ZHANG L Y, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2015, 25(6): 1889.
- [26] 张瑞, 刘鹏, 崔传勇, 等. 金属学报[J], 2021, 57(10): 1215-1228.
ZHANG R, LIU P, CUI C Y, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2021, 57(10): 1215-1228.
- [27] 武金江, 赵广迪, 王博, 等. 中国材料进展[J], 2024, 43(10): 902-911.
WU J J, ZHAO G D, WANG B, *et al.* Materials China[J], 2024, 43(10): 902-911.
- [28] ZHENG J J, GUO Y, LIU X, *et al.* IOP Conference Series: Earth and Environmental Science[C]. Bristol: IOP Publishing Ltd. 2021, 651(2): 022081.
- [29] 申佳林, 韦贤毅, 徐平伟, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2019, 48(5): 1467-1475.
SHEN J L, WEI X Y, XU P W, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2019, 48(5): 1467-1475.
- [30] 程春龙, 蒋崑, 许泉, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2025, 54(11): 2870-2878.
CHENG C L, CUI W, XU Q, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2025, 54(11): 2870-2878.
- [31] 石照夏, 胥国华, 刘宁, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(8): 2926-2934.
SHI Z X, XU G H, LIU N, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(8): 2926-2934.