

粉末高温合金热挤压工艺参数的研究进展

王 杰^{1,2}, 贾 建^{1,2}, 刘志凌^{1,2}, 曲敬龙^{1,2,3}

(1. 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

(2. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

(3. 四川钢研高纳锻造有限责任公司, 四川 德阳 618099)

摘 要: 提高粉末高温合金等难变形合金的热加工性能是提高合金成形性、成材率和发展高性能合金的重要途径。合金制备工艺中的热挤压可以有效改善显微组织, 提高合金的热加工性能。本文综述了近年来粉末高温合金热挤压工艺参数的研究进展, 系统地探讨了热挤压参数对挤压过程和组织的影响, 总结了热挤压参数选择与优化的研究工作。目前, 挤压速度和挤压比对合金组织的影响、热挤压过程的数值模拟以及挤压结构的优化等需要进一步研究。借此为理解热挤压过程以及后续工程实践提供参考, 并为调控合金组织、优化热加工工艺和提高热加工性能提供一定的理论指导和技术支持。

关键词: 粉末高温合金; 热挤压; 组织; 参数优化

中图分类号: TG132.3⁺3; TG376.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)09-2416-13

1 引言

粉末高温合金的组织均匀, 高温综合性能优异, 被广泛应用于航空发动机涡轮盘等热端部件^[1-3]。一代装备, 一代材料。现代航空技术的发展使得发动机需要具有大推力、高推重比, 进而对涡轮盘性能提出了更高的要求。为满足这一要求, 粉末高温合金更新换代, 合金化程度逐步提升, 以期获得更为优异的力学性能和高温稳定性。然而, 提高合金化程度在增强合金性能的同时, 也给合金带来了热加工窗口变窄、变形抗力增大、热加工性能降低的问题, 这些问题成为制约航空发动机进一步发展的瓶颈^[4-7]。因此, 如何提升高合金化粉末高温合金的热加工性能, 成为当前粉末高温合金领域面临的关键问题。

目前, 粉末高温合金的主要制备工艺路线为: 粉末制备+热等静压+热挤压+等温锻造+热处理^[8]。其中, 采用合适的热挤压工艺可以生产出组织均匀、晶粒细小的挤压棒材, 这为后续的等温锻造提供了优异的组织基础, 极大地提升了合金的热加工性能^[9]。尽管粉末高温合金热挤压的研究已经取得了一定的进展, 但热挤压工艺尚不成熟, 研究工作有待完善。首先, 热挤压过程中合金坯料变形不均匀, 坯料表面的变形程度高于心部。其次, 受组织缺陷、热挤压参数等的影响, 热挤压过程中合金的温度和应力等分布复杂, 组织调控困难。热挤压得到的棒材存在组织均匀性不足、材料利用率低以及生产成本较高等问题, 热挤压工艺的控制难度较大^[9-10]。为了解决这些

问题, 确保合金组织和性能满足加工要求, 棒材在等温锻造之前通常需要进行预处理^[11-12], 但这样会增加生产成本。因此, 选择合适的热挤压工艺至关重要。而理解热挤压工艺参数对合金挤压过程和微观组织的影响规律, 明确工艺参数的选择原则及优化策略, 是合理选择热挤压工艺的前提, 同时对合金的组织调控、工艺优化以及热加工性能提升具有重要作用。

本文综述了当前粉末高温合金热挤压工艺参数的研究进展, 系统地探讨了热挤压参数对合金挤压过程和组织的具体影响, 明确了热挤压参数选择的原则和优化方法, 指出了该领域的研究短板, 并提出了相应的解决方法。

2 热挤压工艺简介

粉末高温合金由于其较高的变形抗力, 被认为是典型的难变形材料。为了降低挤压过程中的载荷和热量损失, 确保挤压过程的顺利进行, 在挤压开始前, 挤压坯料周围通常要包覆一种塑性高于坯料本身的钢制材料, 即包覆挤压。图1为粉末高温合金的包覆挤压示意图^[13], 包覆挤压结构主要由挤压杆、挤压筒、模具、包套以及高温合金坯料组成。包覆挤压的具体实施流程为: 先将合金粉末封装在包套中, 通过热等静压处理形成坯料, 其中包套的作用是防止坯料在后续的挤压过程中发生温降和开裂。然后, 将包套的上下端分别焊接前后垫, 完成挤压坯料的制备, 变形抗力较低的前垫和后垫分别用于引导

收稿日期: 2024-09-24

基金项目: 国家自然科学基金(52274330); 国防基础科研计划(JKCY2020512C001)

作者简介: 王 杰, 男, 1999年生, 博士生, 钢铁研究总院, 北京 100081, E-mail: wj18435680292@163.com

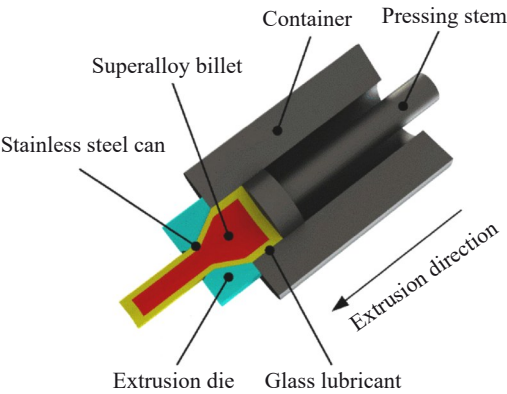


图1 粉末高温合金的包覆挤压示意图

Fig.1 Schematic diagram of cladding extrusion of powder metallurgy superalloys^[13]

合金流出模口和确保合金的完全挤出。接下来,将挤压坯料低温预热后涂抹防氧化剂,随后升温至设定的高温并进行保温处理以保证温度均匀。保温完成后,在坯料表面喷涂玻璃润滑剂,以降低摩擦并提高挤压效率。最后,将加热好的坯料转移到已经预热的挤压模具中,通过挤压杆的推进,坯料在径向、环向、轴向三向不均匀的挤压力作用下从模口流出,形成热挤压棒材。

3 热挤压参数的影响规律

3.1 热挤压参数对挤压过程的影响

热挤压过程中粉末高温合金的温度、应力等的大小及其分布是决定合金成形过程的关键因素。然而,受挤压温度、挤压速度、挤压比等热挤压参数的影响,温度场、应力场和应变场这些过程变量的分布较为复杂,进而导致热挤压过程难以控制。因此,为了更好地控制热挤压

过程,有必要系统地研究热挤压参数对温度场、应力场等关键过程变量的影响。

挤压温度也称为坯料初始温度,指的是坯料在进行热挤压之前进入挤压筒的温度。挤压温度的升高会导致热挤压过程中坯料的应力降低且分布均匀、温度升高和载荷降低。张明等^[9]在FGH98合金的挤压模拟中发现,随着坯料初始温度的升高,坯料在进入模具时的应变速率几乎没有变化,但应力明显降低且分布更加均匀(见图2a),同时挤压棒材的应变几乎没有变化,而温度明显升高(见图2b),这是因为热挤压过程类似于绝热过程,会使坯料温度大约升高30℃。相似的规律在FGH4113A、WZ-A3合金的挤压模拟中也被观察到^[8,14]。并认为应力降低是高温下合金的动态软化效果较强和 γ' 相溶解较多导致的^[8]。此外,杨杰等^[15]在FGH96合金的挤压模拟中发现,随着挤压温度的升高,棒材的最大载荷明显降低(见图2c)。这种现象在新型四代镍基粉末高温合金中也有所报道^[16]。

挤压速度是指挤压杆推动坯料向模口移动的速度,挤压速度的升高会导致热挤压过程中坯料的应力增大、应变速率升高、温度分布不均匀和载荷升高。杨秋梅^[8]在FGH4113A合金的挤压模拟中发现,当挤压速度由25 mm/s增加为45 mm/s时,模口处的峰值等效应力增大了246 MPa(见图3a),并认为这是高挤压速度下坯料在模腔中的应变速率较高和变形抗力较大造成的。而温红宁等^[14]在WZ-A3合金的包覆挤压模拟中也发现,坯料在模腔中的应变速率随着挤压速度的增加而逐渐升高(见图3b)。类似现象在FGH98合金^[9]中也有报道,且挤压速度越低,棒材中的温度分布越均匀(见图3c)。进一步地,杨杰等^[15]在FGH96合金中观察到挤压速度与棒材的

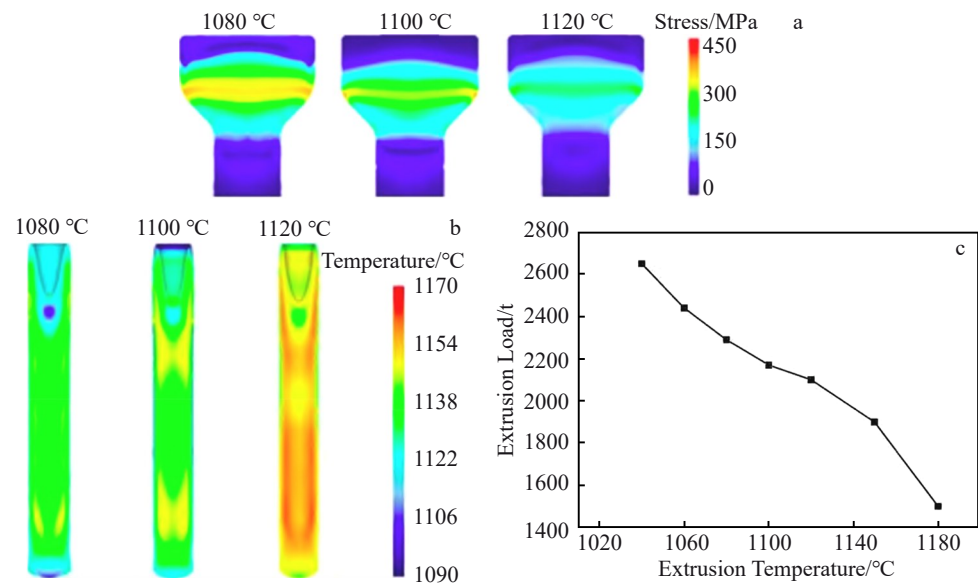


图2 挤压温度对挤压过程的影响

Fig.2 Effect of extrusion temperature on the extrusion process: (a) stress^[9]; (b) temperature^[9]; (c) extrusion load^[15]

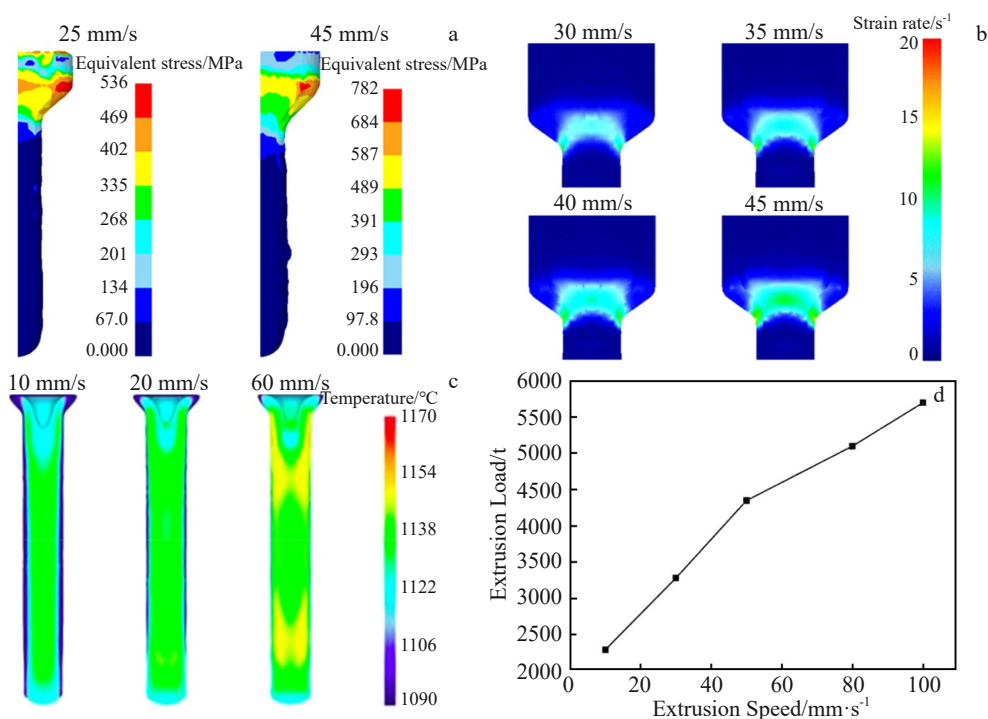


图3 挤压速度对挤压过程的影响

Fig.3 Effect of extrusion speed on the extrusion process: (a) stress^[8]; (b) strain rate^[14]; (c) temperature^[9]; (d) extrusion load^[15]

最大载荷呈明显的正比例关系,如图3d所示。

挤压比是坯料在挤压前后的横截面积比值,挤压比的增加会导致热挤压过程中坯料的应变速率升高、应力增大和应变增加。温红宁等^[14]在WZ-A3合金的挤压模拟中发现,坯料在模腔中的应变速率随着挤压比的增加而升高,且当挤压比为8.72时,峰值应变速率高达 20 s^{-1} ,如图4a所示。同时挤压比的增加使得包覆层在模腔的局部应力集中增加,坯料的应变增加且分布更加均匀,如图4b~4c所示。

模具结构在热挤压过程中也发挥着至关重要的作用,模具结构参数主要包括模角、工作带长度和入口圆角半径,其对挤压过程中坯料的应力、温度及载荷等有着重要影响。朱兴林等^[17]结合数值模拟和正交设计分析了模

具结构对FGH96合金包覆挤压过程中的包套完整性等的影响。结果表明,模角的减小、工作带长度的缩短以及入口圆角半径的增大,能够有效提升包套的完整性,增加坯料的挤压比并降低挤压过程中的载荷。李昌等^[18]进一步探讨了模具结构对FGH96合金有效应变、温度等分布的影响,发现工作带长度和入口圆角半径对应变和温度分布的影响不大。在FGH98合金的挤压模拟中,张明等^[9]观察到模角越小,坯料在进入模具时的应力大小无明显变化但分布越均匀,而应变速率越小且分布越均匀(见图5a、5b);同时模角越小,挤压棒材的应变和温度分布越均匀。霍万晨等^[16]在新型四代粉末高温合金的包覆挤压模拟中也观察了相似现象,并给出了更直观的数值统计结果(见图5c、5d),并发现挤压过程中的最大载荷

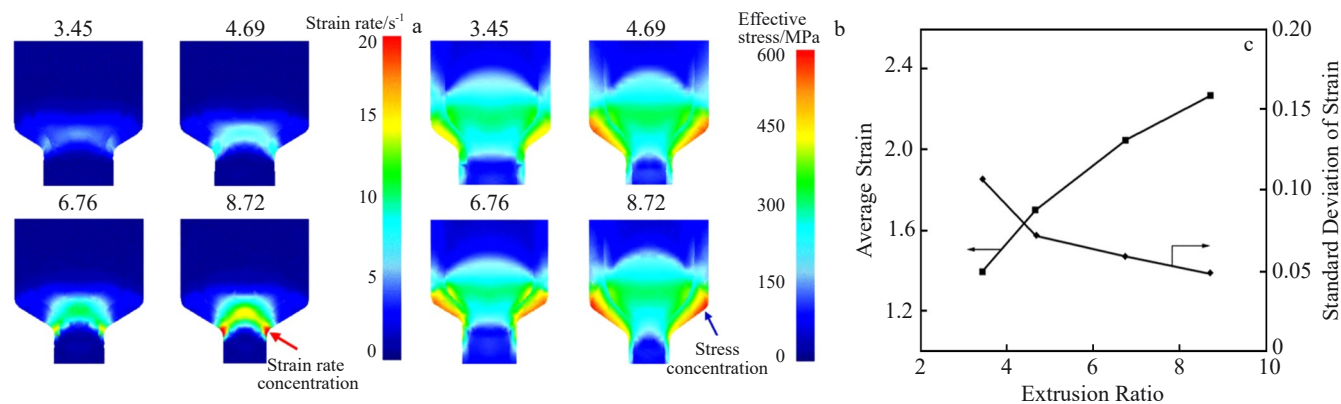


图4 挤压比对挤压过程的影响

Fig.4 Effect of extrusion ratio on the extrusion process^[14]: (a) strain rate; (b) effective stress; (c) strain

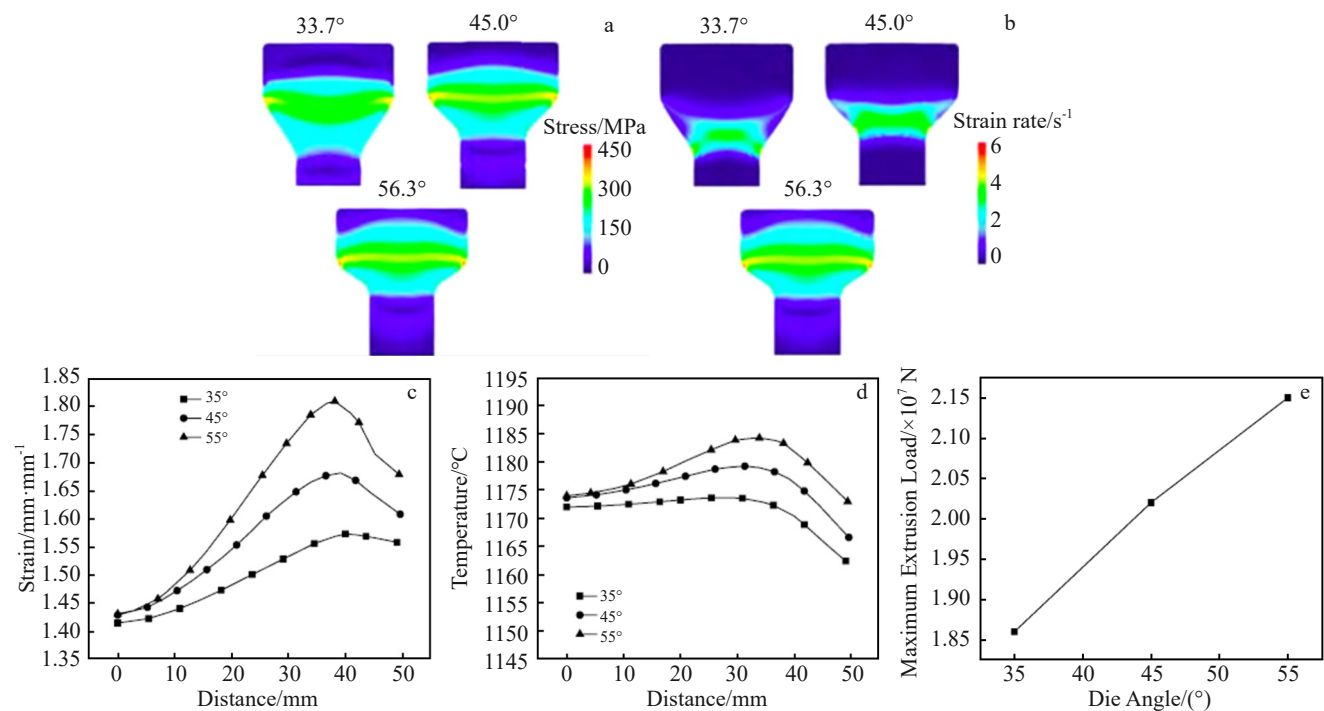


图5 模角对挤压过程的影响

Fig.5 Effect of die angle on the extrusion process: (a) stress^[9]; (b) strain rate^[9]; (c) strain^[16]; (d) temperature^[16]; (e) maximum extrusion load^[16]

随模角的增加而明显升高,如图5e所示。

此外,模具和坯料之间的摩擦和传热也是影响挤压过程的重要因素。在FGH96合金棒材的热挤压模拟中,刘趁意等^[19]发现随着摩擦因子的增加,坯料的峰值温度呈明显的线性上升趋势。在不同的热传导系数条件下,坯料横截面的径向温度分布不均匀。同时,挤压载荷随摩擦因子和热传导系数的增加而增加(见图6)。李海霞^[20]在FGH96合金管材的挤压模拟中也得出了相似的结论。

3.2 热挤压参数对合金组织的影响

原始颗粒边界(prior particle boundaries,PPBs)和非金属夹杂物是热等静压态粉末高温合金的常见遗留组织缺陷,也是合金的主要裂纹源^[21-22]。图7显示了粉末高温合金A1热挤压前后的显微组织,其中 X_{DRX} 为动态再结晶(dynamic recrystallization,DRX)体积分数, d 为平均晶粒尺寸。可看出合理的热挤压工艺能有效破碎PPBs,促进动态再结晶过程,使合金获得细小且均匀的晶粒组织^[12]。同时,热挤压可以在一定程度上破碎非金属夹杂物,提升粉末高温合金的洁净度^[23-25]。然而,挤压温度、挤压速度等热挤压参数对晶粒、析出相等组织特征的影响比较复杂,进而影响棒材质量。为了更好地调控合金组织和提高棒材质量,需要明确热挤压参数对合金组织特征的影响规律。

挤压温度影响合金的应力和应变分布,而应力和应变的分布显著影响着合金微观组织的演变,挤压温度的升高会促进晶粒的长大和 γ' 相的溶解。肖磊等^[26]在新型粉末高温合金WZ-A3的热挤压实验结果中发现,当挤压温度为1110℃时,挤压棒材已发生完全DRX。随着挤

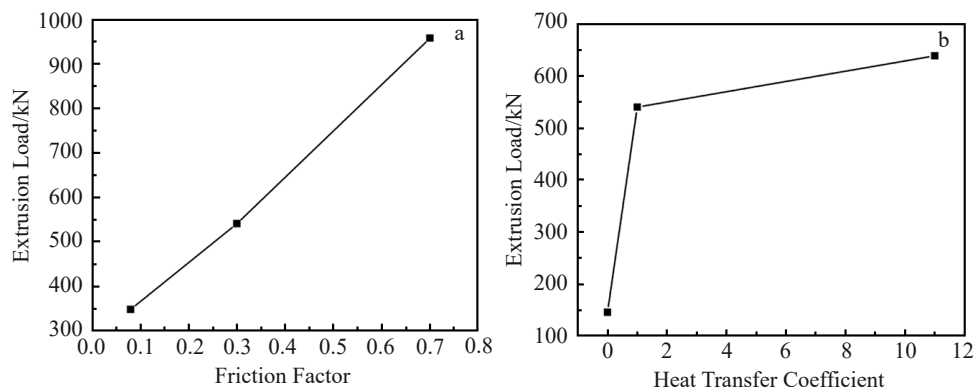


图6 摩擦因子和传热系数对挤压载荷的影响

Fig.6 Effect of friction factor (a) and heat transfer coefficient (b) on the extrusion load^[19]

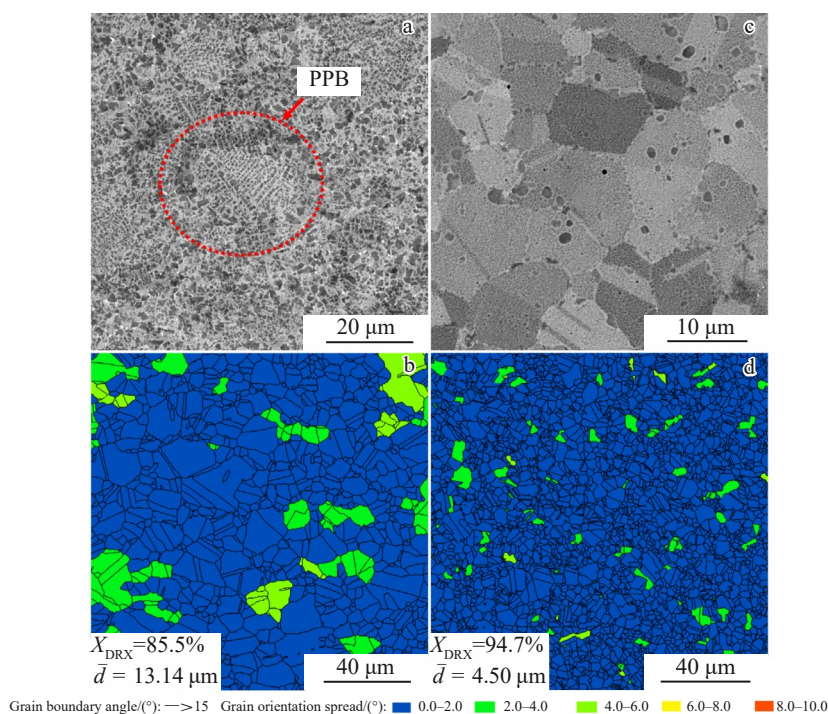


图7 粉末高温合金A1热挤压前后的显微组织

Fig.7 Microstructures of powder metallurgy superalloy A1 before (a–b) and after (c–d) hot extrusion^[12]: (a, c) images at backscattered electron mode; (b, d) grain boundary+grain orientation spread images

压温度继续增加,晶粒发生明显长大,大尺寸 γ' 相逐渐溶解(见图8a)。杨秋梅^[8]利用数值模拟也发现了类似的现象,当挤压温度从1080℃升高至1140℃时,挤压棒材中心区域(P_1)的平均晶粒尺寸(d)由2.57 μm 增加至6.13 μm , γ' 相溶解比($X_{\gamma'}$)由0.15增加至1(见图8b)。并认为在高的变形温度下,位错运动增强促进了晶界的迁移,晶粒发生明显长大;同时元素扩散变快, γ' 相溶解较多。

挤压速度在一定程度上也影响着合金的微观组织。肖磊等^[26]发现,在20~50 mm/s范围内,随挤压速度的增大,棒材晶粒尺寸整体呈增大趋势(见图9a)。并认为挤压速度的增加一方面提升了挤压坯料的应变速率,导致棒材产生明显的温升,晶粒发生长大。另一方面缩短了坯料的变形时间,晶粒来不及长大。而当挤压速度从20 mm/s增大至35 mm/s时,棒材晶粒尺寸无明显改变,这是因为当挤压速度增大至35 mm/s时,温升对晶粒长大的促进作用与变形时间缩短对晶粒长大的抑制作用达到了平衡。但随着挤压速度继续增大至50 mm/s,由于温升的显著增加,晶界上的大尺寸 γ' 相大量溶解,晶粒发生长大。杨秋梅^[8]则发现FGH4113A挤压棒材中心区域的平均晶粒尺寸随挤压速度的增大而明显减小。并认为挤压速度较高时,热挤压时间短,DRX晶粒来不及长大;同时挤压棒材的 γ' 相溶解比随挤压速度的增大而减小,当挤压速度从25 mm/s增加至45 mm/s时, P_1 处的 $X_{\gamma'}$ 由0.991减小至0.574(见图9b)。因为在低挤压速度下,热

挤压时间较长, γ' 相有充足的时间发生溶解。进一步地,杨杰等^[15]在不同挤压速度下的FGH96合金组织中发现,当挤压速度为10、30、50 mm/s时,合金中的PPBs完全破碎,但当挤压速度达到100 mm/s时,PPBs未完全破碎,在粉末颗粒内部出现了大量DRX晶粒,认为这是太高的挤压速度下形核率降低,DRX不充分导致的。

合适的挤压比可以破碎组织缺陷,细化晶粒。Wen等^[13]系统地研究了挤压比对新型镍基粉末高温合金组织的影响,其结果如图10所示。可看出热等静压态合金的初始组织由粗大晶粒和少量的一次 γ' 相组成,同时存在较多孪晶界。挤压比(λ)为3.5时,由于变形量和DRX程度较低,合金中仍然观察到残余变形晶粒,且变形晶粒中位错密度较高,一次 γ' 相先因挤压引起的温升而溶解,随后在挤压冷却时析出。当 λ 为5.0时,合金组织为细小DRX晶粒,平均尺寸为4.47 μm ,且晶界处均匀分布着近球形的一次 γ' 相,孪晶界数量最多。该条件下的组织在室温和700℃时表现出最佳的强度和塑性。当 λ 增加到8.5时,一次 γ' 相发生溶解,DRX晶粒发生异常长大,平均尺寸为8.07 μm 。宋晓俊等^[27]则发现 λ 为4时,合金基本发生完全DRX且晶粒均匀细小,平均尺寸约为10 μm 。当 λ 增加至6时,此时变形热的影响大于等效应变,DRX晶粒开始长大,平均尺寸约为15 μm 。李力等^[28]在 λ 为6、9、12时FGH95挤压棒材的晶粒组织中发现,随着 λ 的增加,平均晶粒尺寸减小。杨秋梅^[8]也发现了类似现象,并认为模口处合金的流动性在高 λ 下较强,DRX晶粒来不

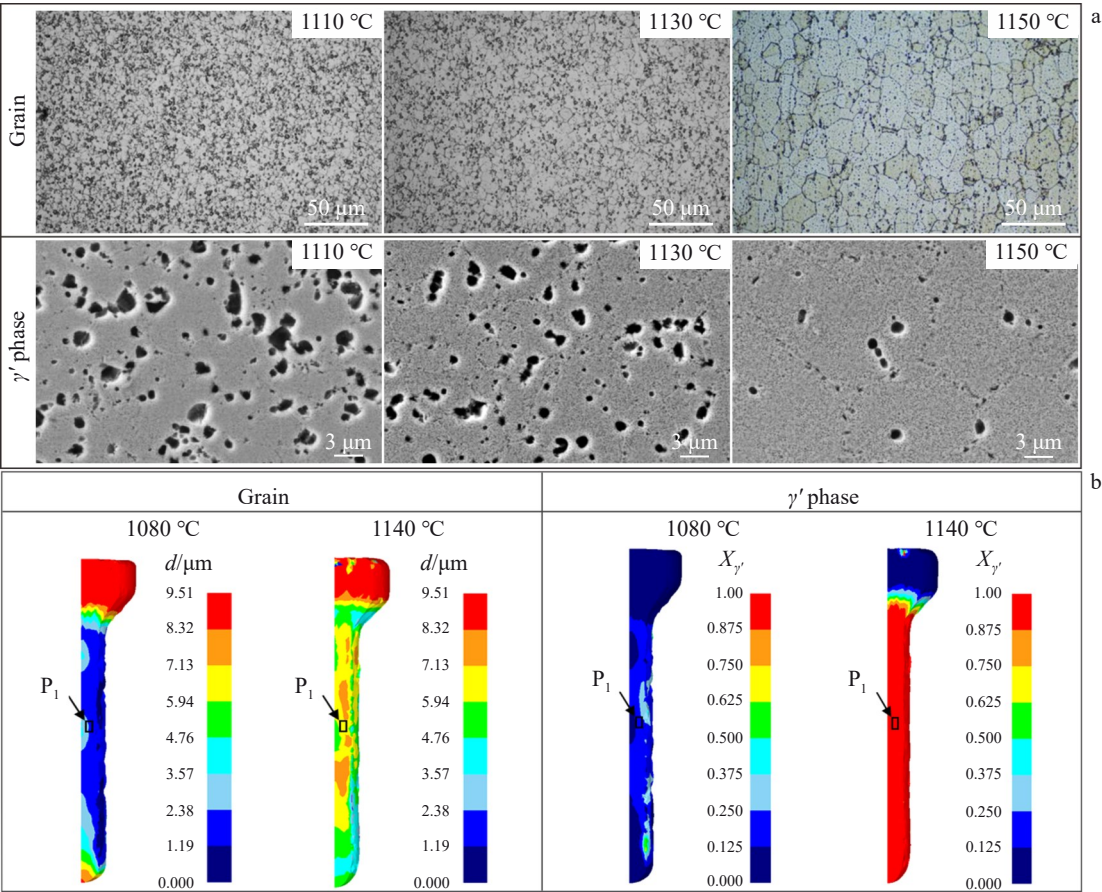


图8 挤压温度对合金组织的影响
Fig.8 Effect of extrusion temperature on alloy microstructure in experiments^[26] (a) and numerical simulations^[8] (b)

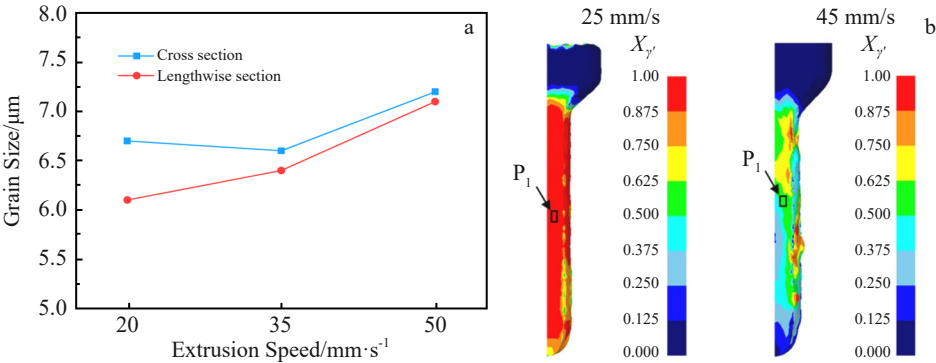


图9 挤压速度对合金组织的影响
Fig.9 Effect of extrusion speed on grain size^[26] (a) and γ' precipitates^[8] (b)

及长大,因此晶粒组织较细小。同时还发现在2.7~3.7范围内,随着 λ 的增大,DRX程度增加且分布趋于均匀, γ' 相的溶解比增大。因为当 λ 增大时,坯料在凹模位置的流动速度和变形程度增加,变形热增多,导致DRX程度增加。同时 γ' 相和位错之间的相互作用增强,使 γ' 相溶解较多。Tan^[29]和Yang^[30]等发现 λ 的增大导致PPBs变形程度增加,并通过有限元方法模拟建立 λ 与PPBs变形关系的数学方程定量表征了PPBs的变形。杨杰等^[15]在不同 λ

下的FGH96合金组织中观察到,当 λ 为5时,合金中的PPBs完全破碎。而在FGH95合金中, λ 为12时PPBs才完全破碎。

综上所述,受热挤压参数的影响,粉末高温合金热挤压过程和组织演变比较复杂。现有的不同研究中,挤压参数对热挤压过程的影响规律基本一致,该方面的研究已经比较深入和成熟。但在不同合金中,挤压速度对晶粒和 γ' 相以及挤压比对晶粒的影响规律不同,且PPBs完

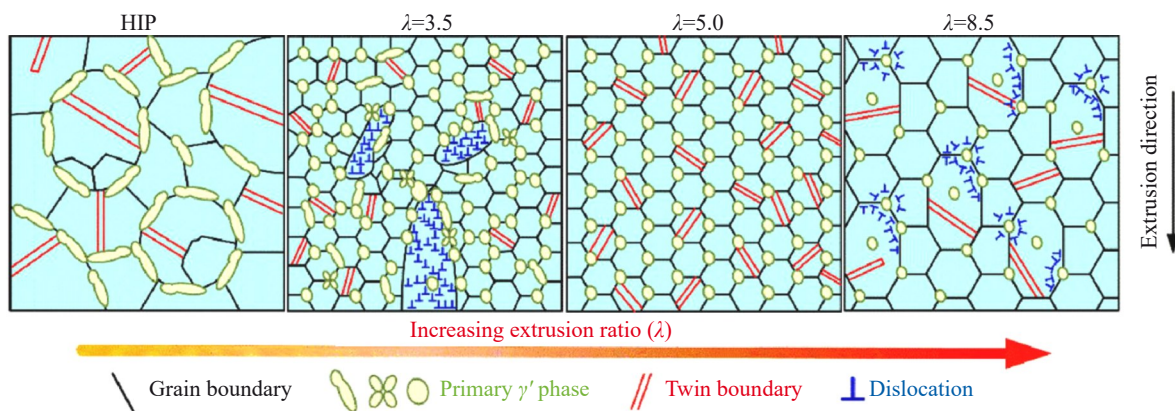


图 10 挤压比对合金组织的影响

Fig.10 Effect of extrusion ratio on alloy microstructure^[13]

全破碎的临界挤压比也存在较大差异。

4 热挤压工艺参数的选择和优化

4.1 热挤压工艺参数的选择

科学和合理地选择粉末高温合金的热挤压工艺参数至关重要。目前,关于模具预热温度、挤压温度等热挤压参数的选择已经取得了一定的研究进展。

关于模具预热温度的选择,可通过考虑坯料温度和模具寿命等因素去制定合适的模具预热温度,模具预热温度应低于其回火温度。在挤压时,坯料与模具之间的热传导会使坯料表面温度降低,变形抗力增大。而模具

内腔温度的升高,会引起模具内外层产生较大的温差,模具产生热应力和热疲劳,寿命降低^[20]。因此,为了防止坯料发生温降和保证模具寿命,非常有必要对模具进行预热。而模具预热温度越高,其变形抗力越小,但是温度太高时,模具强度较低。由表 1 可知模具预热温度为 300 ℃ 左右,这是因为挤压机的模具材料一般都是 H13 钢,故预热温度为 300 ℃ 左右,而实际有些挤压机可达到 450 ℃。

关于挤压温度的选择,可通过细小晶粒、低变形抗力等原则去制定合适的挤压温度。挤压温度应该高于合金

表 1 粉末高温合金的适宜热挤压工艺参数

Table 1 Suitable hot extrusion process parameters of powder metallurgy superalloys

Alloy	Die preheating temperature/°C	Complete dissolution temperature of γ' precipitates/°C	Extrusion temperature/°C	Extrusion ratio	Extrusion speed/mm·s ⁻¹	Die angle/(°)	Ref.
LSHR	-	1157	1066	-	-	-	[31]
IN100	-	1185	1150	6:1/9:1/12:1	80	-	[32-33]
René95	-	1155	1090-1100	6:1-10:1	-	-	[33]
René88DT	-	1130	1070-1100	7:1	-	-	[34-35]
René104	-	1157	1010-1107	3:1-6:1	-	-	[36]
FGH95	-	1160	1120	6:1/9:1/12:1	-	-	[28, 37]
FGH98	300	1165	1100	-	40	40	[9]
WZ-A3	280	1150	1080-1120 1080-1106	4:1-6.5:1	30-35 35-45	40-60	[14]
WZ-A3	-	1150	1110	4:1-4.7:1	20-35	-	[26]
FGH4113A	300	1150	1100-1125	3.7:1-6.7:1	21-50	45	[8]
A1	-	1142	1100	5.2:1	-	-	[38]
A3	-	1150	1150	5:1	-	-	[39]
New four-generation powder metallurgy superalloys	-	1180	1090-1100	-	30-40	40	[16]

的DRX温度,并低于 γ' 相完全溶解温度。张明等^[9]认为只有将挤压温度保持在特定的区间内,合金才能拥有良好的组织和热加工性能。因为温度过高时,挤压棒材的应力较小且分布均匀,但叠加挤压过程中产生的变形热,使得合金内部温度超过 γ' 相完全溶解温度时,晶粒会发生明显长大,棒材容易开裂;而在低温下晶粒细小,但变形抗力增大,棒材热挤压困难。进一步地,温红宁等^[14]提出挤压温度应低于 γ' 相完全溶解温度。因为当坯料初始温度低于 γ' 相溶解温度时,粉末高温合金处于 $\gamma+\gamma'$ 双相区。晶界处未溶解的一次 γ' 相可以钉扎晶界并阻止晶粒长大,有助于合金的挤压成形。同时,挤压温度应该高于DRX温度。因为在此温度区间内,晶粒可以充分发生再结晶而不会过度长大,另外,应将挤压温度控制在 γ' 相含量较少的温度下,防止合金的变形抗力大于设备极限吨位而发生闷车现象。由表1可知挤压温度的范围为: γ' 相完全溶解温度-150℃~ γ' 相完全溶解温度,大多数合金的挤压温度为1100℃和 γ' 相完全溶解温度-60℃。

关于挤压速度的选择,可通过热加工图获得合金的最佳应变速率加工窗口,根据加工窗口去制定合适的挤压速度。挤压速度应在合适的区间内选择一个较低的数值,因为在较低的挤压速度下,挤压载荷较低且棒材的应力、温度和组织分布均匀。但挤压速度过低时,棒材表面温度会大幅度下降。因此在选取挤压速度时应使挤压棒材应力分布均匀,同时要在挤压棒材内部温度均匀和外表面保持一定温度之间做一个平衡^[9]。由表1可知粉末高温合金挤压速度的选取范围为20~80 mm/s,大多数合金的挤压速度为40 mm/s左右。

关于挤压比的选择,为了使得挤压力小于设备的安全使用吨位,挤压比应在合适的区间内选择一个较大的数值。因为挤压比太小时,坯料的变形量小,合金的PPBs不能被完全消除,DRX也不完全。而挤压比过大时,挤压力较大且挤压温度较高。此外,挤压过程中坯料

外层金属向模口流动的阻力和内外层金属的流动速度差也较大,这会导致坯料变形不均匀^[20]。因此,粉末高温合金成形必须保证一定的挤压比,获得足够大的变形量以充分消除PPBs并发生完全DRX^[14]。同时,使应变和温度均匀分布,由表1可知粉末高温合金挤压比的选取范围为3:1~12:1,而目前为满足航空发动机的要求,挤压比一般不小于6:1^[40]。

关于模角的选择,在进行热挤压时应尽可能地选择小模角。因为模角较大时,棒材中的应变分布不均匀,热挤压过程存在绝热温升,变形热会使棒材温度升高。变形量越大的部位温度也越高,导致温度分布不均匀^[16]。而合金的晶粒尺寸高度敏感于温度,进而晶粒分布也不均匀,材料的利用率会降低^[9]。为了使挤压棒材的晶粒尺寸分布均匀,提高材料的利用率,在进行热挤压时应该尽量选择较小的模角。由表1可知模角的选取范围为40°~60°,大多数合金的模角为40°。

关于坯料加热和转移时间,挤压过程中坯料的温度要尽量保持恒定和均匀。因此,在挤压前坯料的加热时间要足够长,使坯料整体达到设定温度。同时,当坯料加热完毕从加热炉转移到挤压机的时间较长时,即使在包套的保护下,坯料的温度也会发生下降。因此,坯料的转移时间要尽可能短,使坯料中心温度保持在设定温度。如果受工况限制,转移时间无法缩短,则可通过适当提高坯料的加热温度来保证挤压前温度。

在明确各挤压参数的选取原则后,可采用热压缩模拟和有限元模拟相结合的方法去高效地确定粉末高温合金的最优热挤压参数^[41],如图11所示。首先根据合金的 γ' 相完全溶解温度等热力学参数对热等静压态粉末高温合金进行一定温度和应变速率范围内的热压缩模拟实验,由该实验去获得合金的应力-应变曲线,建立合金的本构方程和热加工图;然后根据热加工图确定一个合适的加工窗口,并分析该加工窗口对应的显微组织,进而确

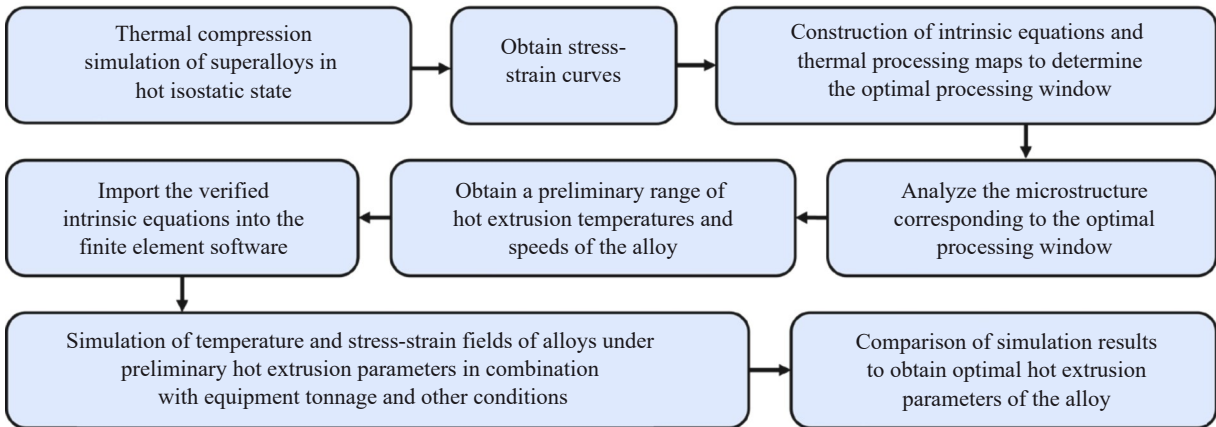


图11 粉末高温合金的热挤压工艺参数选择流程

Fig.11 Flowchart of hot extrusion process parameter selection for powder metallurgy superalloys^[41]

定合金初步的热挤压温度和速度范围;接下来验证本构方程并将其导入有限元软件,结合设备吨位、坯料转移时间等模拟初步热挤压参数下合金的温度场与应力应变场;最后,通过对比模拟结果获得合金最优的热挤压参数(挤压的温度和速度、坯料的加热和转移时间等)。

4.2 热挤压工艺参数的优化

粉末高温合金热挤压工艺的实验周期长,成本高。传统的热挤压工艺优化方法,如试错法,由于其耗时长且成本高昂,已不能满足现代工业的快速发展需求。近年来,随着计算技术的进步,有限元模拟和机器学习技术因其在效率和成本上的优势,已成为合金工艺设计和优化的重要工具。研究者基于材料本构方程,采用 DEFORM、ABAQUS 等软件对合金的热挤压过程进行了全面的数值模拟,在通过模拟结果得到优化的热挤压工艺参数后,利用热挤压实验验证了数值模拟在工艺参数优化中的可行性,这为粉末高温合金的热挤压提供了有力的技术支持。此外,通过调整合金的表征方法、挤压结构也可为热挤压工艺参数的优化提供帮助。

4.2.1 数值模拟

目前,国内的二代粉末高温合金 FGH96、部分三代粉末高温合金以及新型四代粉末温合金等的热挤压参数已经通过对小试样合金进行 DEFORM 有限元模拟得到了优化^[8-9,14,16-18],有限元模拟的几何模型主要由上模具、下模具、高温合金坯料和包覆层等 4 部分组成,如图 12 所示。在进行模拟时,需要设置的参数包括包覆材料、模具材料、摩擦因子、传热系数等,表 2 总结了部分粉末高温合金的热挤压过程模拟参数设置。

此外,对 DEFORM 软件进行的二次开发以及其他模拟软件也被用于合金的工艺参数优化。王明佳^[42]将二次开发所建立的组织演变模型嵌入到 DEFORM-2D 软件模拟了 Inconel 740 合金的热挤压组织,准确预测了 DRX 体积分数、位错密度等,为优化热挤压工艺提供了指导。周

宇森^[43]采用 DEFORM 软件建立的元胞自动机模型模拟了 Inconel 600 合金不同热挤压参数下的 DRX 行为,并通过热加工图确定了合金较优的热挤压工艺。丁雨田^[44]和高鑫^[45]等使用 ABAQUS 软件模拟了 GH3625 合金的热挤压过程,获得了 GH3625 合金较优的热挤压工艺参数。邓永刚^[46]把用 Fortran 语言建立的 DRX 动力学模型开发到 MSC.Superform 软件中,模拟了 IN690 合金管材高速热挤压过程的组织演变,以 DRX 体积分数等为目标组织对热挤压参数进行优化,获得了较优的热挤压工艺参数范围并成功验证。进一步地,姚志浩等^[47-48]对 MSC.Superform 软件进行了二次开发,将构建的 GH738 合金组织演化模型与热力耦合软件计算相结合,预测了直径为 1250 mm 的超大型涡轮盘的锻造工艺,并优化了工艺参数。其模拟结果与实际基本吻合。同时,利用该方法对国内即将生产的直径为 1400 mm 的特大型涡轮盘的锻造工艺和晶粒组织进行预测。对于粉末高温合金,杨秋梅^[8]以微观组织为控制目标,借助多目标粒子群优化算法并通过 MATLAB 软件编程,成功优化了三代粉末高温合金 FGH4113A 的热挤压工艺,并采用有限元模拟仿真和热挤压试验验证了优化后的工艺参数,具体优化流程如图 13 所示。

4.2.2 表征方法

对于粉末高温合金热挤压后得到的棒材,一般先采用探伤对棒材的合格率进行检测,主要检查材料内部气孔、裂纹、夹杂等缺陷。随后对棒材组织进行表征和分析,在表征时可使用高通量扫描电镜对组织进行大尺度连续拍照,并借助机器学习去精准统计组织特征,以更好地分析组织演变,节省热挤压参数的优化时间。卢毓华等^[49]采用 Navigator-100 系列原位高通量场发射扫描电镜(scanning electron microscope, SEM),对 GH4096 合金组织进行了多张 SEM 高倍图像的快速采集和拼接,成功分析了高倍图像的大视场组织,如图 14 所示;同时利

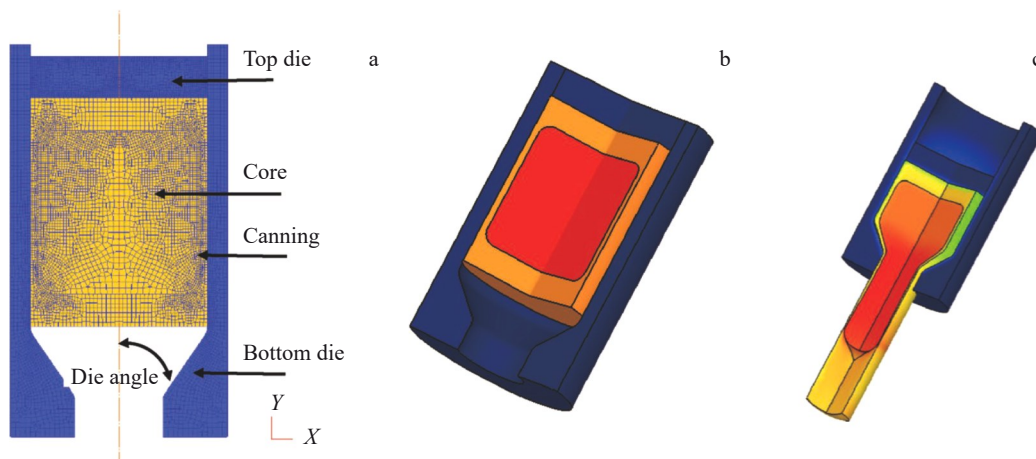


图 12 包覆挤压有限元模型的几何模型和挤压杆行进过程

Fig.12 Finite element model of cladding extrusion: (a) geometric model; (b-c) advancing processes of pressing stem

表2 粉末高温合金的热挤压过程模拟参数设置

Table 2 Parameter setting for simulation of hot extrusion process of powder metallurgy superalloys

Alloy	Cladding material	Die material	Friction factor		Heat transfer		Convection	Ref.
			between extrusion barrel and cladding	Friction factor between blank and cladding	coefficient among blank, cladding and die cavity/ $\text{N}\cdot\text{s}^{-1}\cdot\text{mm}^{-1}\cdot^{\circ}\text{C}^{-1}$		coefficient between blank and environment/ $\text{N}\cdot\text{s}^{-1}\cdot\text{mm}^{-1}\cdot^{\circ}\text{C}^{-1}$	
FGH96	304 stainless steel	H13 steel	0.3	0.3	11		0.02	[18]
FGH98	316L stainless steel	-	-	0.01	0.2		-	[9]
FGH4113A	316L stainless steel	Steel	0.12	0.01	5		0.02	[8]
WZ-A3	316L stainless steel	H13 steel	0.1	0.5	2		0.02	[14]
New four-generation powder metallurgy superalloys	316L stainless steel	-	-	-	-		-	[16]

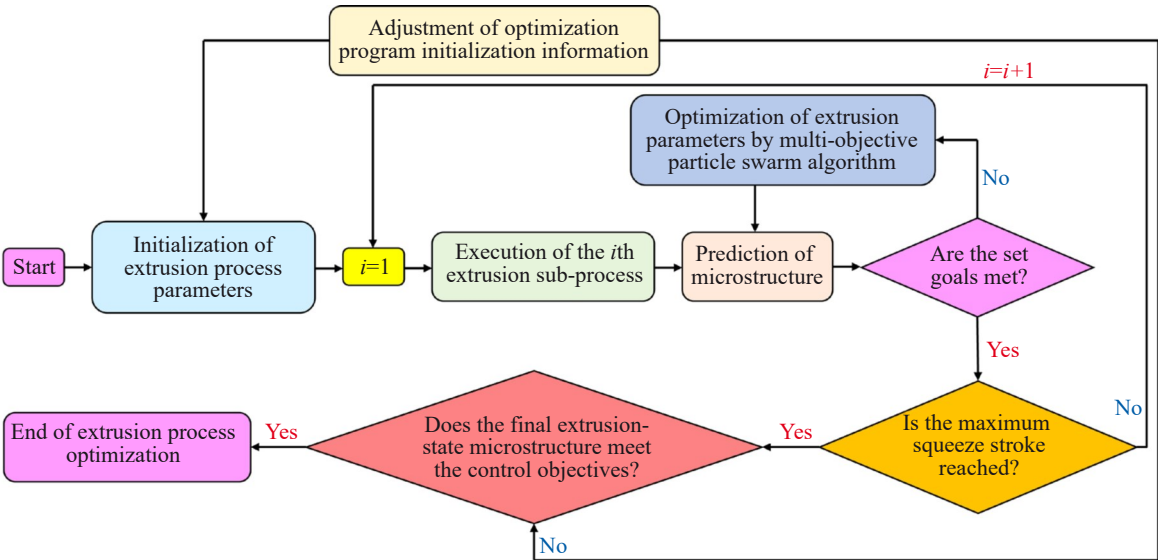


图13 FGH4113A 合金热挤压工艺优化流程

Fig.13 Optimization flow of hot extrusion process of FGH4113A alloy^[8]

用MIPAR软件建立了 γ' 相分割和识别方法,确定了定量统计 γ' 相所需要的最小区域。Wang等^[39]为了定量分析粉末高温合金中的 γ' 相演变,使用Dragonfly软件中的深度学习模块对SEM图像中的 γ' 相进行快速识别和特征提取,具体流程如图15所示。此外,可对热等静压态粉末高温合金进行一定参数范围内的热压缩模拟实验。在实验过程中利用三维全场应变测量系统去表征合金的应变分布,实现合金应变的在线监测和动态反馈,表征结果可为合金热挤压工艺参数的制定和优化提供指导。

4.2.3 挤压结构

传统的包覆结构采用上、下盖均无倒角的规则状包套。而在实际挤压过程中,受前、后垫比合金塑性高和坯料心部金属流速大于边缘的影响,挤压棒材的头部发生开裂且尾部形成长缩尾,导致挤压棒材的性能和利用率降低。石英男等^[50]通过对包套的上、下盖设置倒角,优化了包套的结构,倒角可以限制挤压模口处合金的流动变形和增加挤压过程中棒材尾部中心位置的金属流动距离,从而改善了合金棒材的开裂和缩尾,棒材利用率也由68%提升至87%。此外,包套太厚时容易导致变形不均

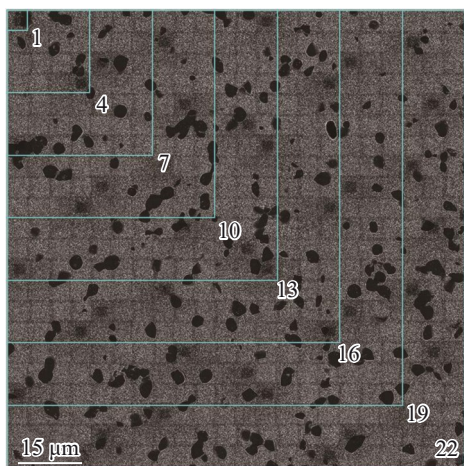


图 14 GH4096 合金中 484 张 57 000 倍 SEM 图像的拼接图

Fig.14 Stitching image of 484 SEM images with magnification of 57 000 in GH4096 alloy^[49]

匀,太薄则保温效果差,但目前还缺乏对包套厚度的系统研究。我国现在已拥有较大吨位的挤压机,国内使用这些大型挤压机成功实现了大规格粉末高温合金棒材的热挤压^[31]。但粉末高温合金的挤压棒材去头去尾还比较严重,利用率低。可优化挤压结构比如通过增加挤压筒的长度来增加挤压棒材的长度,以提高棒材利用率,因为不同长度的挤压棒材去掉的头尾部分几乎是相同的。

上述研究表明,热挤压工艺参数已经有了一个较为清晰的选择原则和范围。而粉末高温合金热挤压的数值模拟主要依赖于 DEFORM 有限元软件,有限元软件的二次开发以及可处理复杂多元问题的机器学习如 MATLAB 等在粉末高温合金热挤压方面的相关报道较少。因此,可以利用机器学习等来更好地预测和优化热挤压工艺,并参照大型盘件的锻造工艺预测方法去开展大规格棒材的挤压预测工作。此外,可结合高通量电镜和深度学习

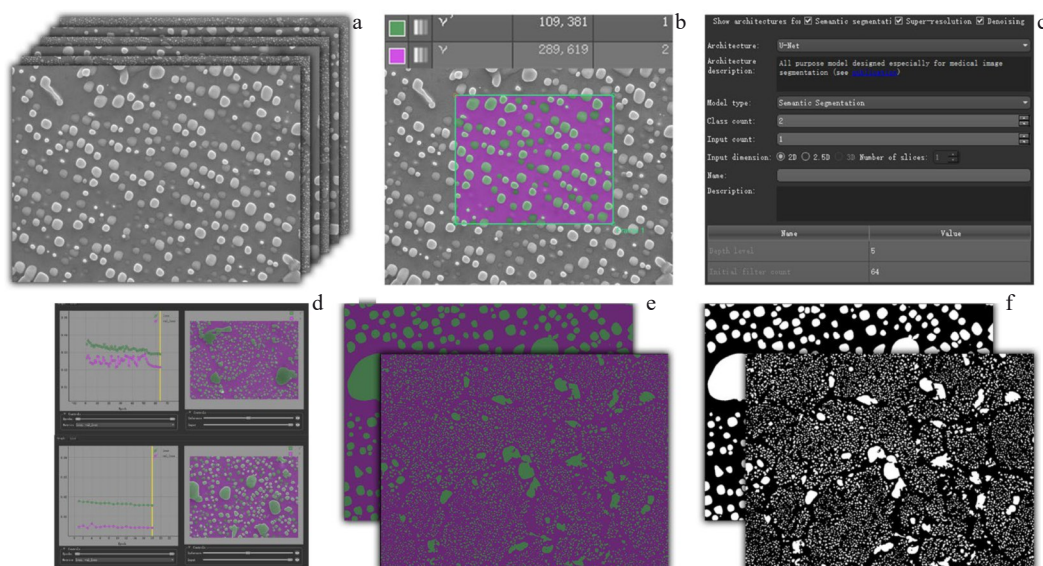


图 15 SEM 图像中 γ' 相的提取流程

Fig.15 Workflow for segmentation, identification and extraction of the γ' precipitates in SEM images^[39]: (a) import image; (b) annotation of γ' matrix and γ' precipitates; (c) model generation; (d) neural network training; (e) model application; (f) extraction of γ' precipitates

去高效地完成组织表征,为优化挤压工艺节省时间。同时,利用三维全场应变测量系统去表征热压缩模拟实验过程中合金的应变分布。通过优化挤压结构来提升棒材利用率也是未来应该重点关注的问题。

5 结果与展望

了解热挤压工艺,明确热挤压参数的影响规律并掌握参数的选取原则和优化策略对合金的组织调控和热加工性能提升至关重要。本文在现有研究的基础上,介绍了粉末高温合金热挤压工艺参数对挤压过程和组织的影响和热挤压参数的选择与优化两方面的研究进展。目前关于粉末高温合金热挤压工艺参数的研究已经取得很大的进展,但是还存在一些问题需要研究:

1)对于热挤压参数对热挤压过程和组织的影响。热挤压参数对热挤压过程的影响规律基本一致,该方面的研究已经比较深入和成熟。但不同合金中,挤压速度对晶粒和 γ' 相以及挤压比对晶粒的影响规律不同,PPBs 完全破碎的临界挤压比也存在较大差异。采用现有的理论模型或数学方程难以准确地预测 PPBs 完全破碎的临界条件。可结合热挤压实验和机器学习去准确地建立 PPBs 和 DRX 的动力学模型,获得粉末高温合金完全消除 PPBs 和完全 DRX 的临界条件。

2)对于热挤压的表征方法和数值模拟,应采用高通量电镜并结合深度学习快速地定量表征挤压组织。利用三维全场应变测量系统去表征热压缩模拟实验过程中合

金的应变分布。此外,粉末高温合金热挤压的数值模拟方式比较单一。随着航空技术的发展,挤压棒材的规格不断提高,目前采用的小试样实验虽然可以进行外推,但无法对尺寸因素的影响进行精确分析。因此,大规格粉末高温合金棒材的热挤压模拟也应该进一步研究。可利用机器学习来更地的预测和优化热挤压工艺,并参照大型盘件的锻造工艺预测方法去开展大规格棒材的挤压工作。

3)对于挤压结构,目前还缺乏对包套厚度的系统研究。粉末高温合金的挤压棒材去头去尾较严重,利用率低。可通过增加挤压筒的长度来增加挤压棒材的长度,以提高棒材利用率。

参考文献 References

- [1] He Yingjie(何英杰), Ma Xiangdong(马向东), Li Yuan(李 远) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 223
- [2] Liu Chaofeng(刘朝峰), Cheng Junyi(程俊义), Ma Xiangdong(马向东) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 768
- [3] Cheng Junyi(程俊义), Liu Chaofeng(刘朝峰), Ma Xiangdong(马向东) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(9): 2614
- [4] Zhang Rui(张 瑞), Liu Peng(刘 鹏), Cui Chuanyong(崔传勇) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(10): 1215
- [5] Du Jinhui(杜金辉), Lv Xudong(吕旭东), Dong Jianxin(董建新) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1115
- [6] Zhang Beijiang(张北江), Huang Shuo(黄 烁), Zhang Wenyun(张文云) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1095
- [7] Zhang Ming(张 明), Liu Guoquan(刘国权), Hu Benfu(胡本芙). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(11): 1469
- [8] Yang Qiumei(杨秋梅). *Hot Deformation Behavior and Hot Extrusion Process Optimization of the HIPed FGH4113A Superalloy*(热等静压态 FGH4113A 合金热变形行为及热挤压工艺优化)[D]. Changsha: Central South University, 2023
- [9] Zhang Ming(张 明), Liu Guoquan(刘国权), Hu Benfu(胡本芙) et al. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2018, 36(3): 223
- [10] Qu Jinglong(曲敬龙), Sun Shaobin(孙少斌), Liu Mingdong(刘明东) et al. *China Patent*, 117380956B[P]. 2024
- [11] Liu Z L, Liu W, Zhang H et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 1973
- [12] Zhou Yazhou(周亚洲). *Study on Hot Deformation Behavior of a New Powder Nickel Base Superalloy*(一种新型粉末高温合金的热变形行为研究)[D]. Yantai: Yantai University, 2023
- [13] Wen H N, Tang X F, Jin J S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 847: 143356
- [14] Wen Hongning(温红宁), Jin Junsong(金俊松), Teng Qing(滕庆) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2022, 32(9): 2664
- [15] Yang Jie(杨 杰), Liu Guangxu(刘光旭), Wang Wenying(王文莹) et al. *China Metallurgy*(中国冶金)[J], 2021, 31(8): 40
- [16] Huo Wanchen(霍万晨), Liu Jiantao(刘建涛), Zhang Ming(张明) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2021, 42(2): 152
- [17] Zhu Xinglin(朱兴林), Liu Dong(刘 东), Yang Yanhui(杨艳慧) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2013, 33(1): 21
- [18] Li Chang(李 昌), Chen Leilei(陈蕾蕾), Zhai Zonghong(翟宗宏) et al. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2022, 40(3): 277
- [19] Liu Chenyi(刘趁意), Wang Shuyun(王淑云), Dong Yunpeng(东贇鹏) et al. *China Metalforming Equipment & Manufacturing Technology*(锻压装备与制造技术)[J], 2010, 45(2): 103
- [20] Li Haixia(李海霞). *Research on FEM Simulation of Extrusion Process of FGH96 Powder Metallurgy Superalloy Tube*(FGH96 粉末高温合金管材热挤压成形工艺模拟研究)[D]. Baotou: Inner Mongolia University of Technology, 2013
- [21] Huang Xina(黄西娜), Guo Sirui(郭斯蕊), Yue Wen(岳 文) et al. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2023, 41(5): 402
- [22] Zhang Ying(张 莹), Zhang Yiwen(张义文), Sun Zhikun(孙志坤) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3282
- [23] Feng Yefei(冯业飞), Zhou Xiaoming(周晓明), Zou Jinwen(邹金文) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(11): 1437
- [24] Wang Xiaofeng(王晓峰), Yang Jie(杨 杰), Zou Jinwen(邹金文) et al. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2019, 37(4): 264
- [25] Zhou Xiaoming(周晓明), Wang Zhibiao(王志彪), Wang Chaoyuan(王超渊) et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2021, 42(4): 252
- [26] Xiao Lei(肖 磊), He Yingjie(何英杰), Ma Xiangdong(马向东) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(6): 2215
- [27] Song Xiaojun(宋晓俊), Wang Chaoyuan(王超渊), Wang Yu(汪煜) et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2020, 41(11): 1024
- [28] Li Li(李 力), Yang Shizhong(杨士仲), Qiang Jinxi(强劲熙). *Central Iron and Steel Research Institute Technical Bulletin*(钢铁研究总院学报)[J], 1985, 5(4): 411
- [29] Tan L M, Li Y P, Liu C Z et al. *Materials Characterization*[J], 2018, 140: 30
- [30] Yang Q M, Lin Y C, Zhao W W et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 8037
- [31] Shi Yingnan(石英男), Sun Shaobin(孙少斌), Qu Jinglong(曲敬龙) et al. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2024, 34(1): 124
- [32] Semiatin S L, Levkulich N C, Saurber A E et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48(11): 5567

- [33] Li Li(李力), Qiang Jinxi(强劲熙), Yang Shizhong(杨士仲). *Central Iron and Steel Research Institute Technical Bulletin*(钢铁研究总院学报)[J], 1981(1): 59
- [34] Ducrocq C, Lasalmonie A, Honnorat Y. *Superalloys 1988*[C]. Seven Springs: The Metallurgical Society, 1988: 63
- [35] Wlodek S T, Kelly M, Alden D A. *Superalloys 1996*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 1996: 129
- [36] Krueger D D, Kissinger R D, Menzies R G. *Superalloys 1992*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992: 277
- [37] Jia Jian(贾建), Tao Yu(陶宇), Zhang Yiwen(张义文) *et al.* *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2007, 17(3): 36
- [38] Hu Benfu(胡本芙), Yin Fazhang(尹法章), Jia Chengchang(贾成厂) *et al.* *Chinese Journal of Engineering*(工程科学学报)[J], 2006, 28(12): 1121
- [39] Wang J, Huang H L, Xin D *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 1950
- [40] Wang Y L, Li Y, Zhang H *et al.* *Philosophical Magazine*[J], 2020, 101(2): 1
- [41] Anonymous(不公告发明人). *China Patent*, 106807794B[P]. 2019
- [42] Wang Mingjia(王明佳). *Study on the Workability of Inconel 740 Superalloy and Its Application in Hot Extrusion Process*(Inconel 740 合金热加工性能研究及在热挤压工艺中的应用)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2021
- [43] Zhou Yusen(周宇森). *Research on Hot Extrusion Process of Inconel 600 Alloy Tube Based on Physical and Numerical Simulation*(基于物理模拟与数值模拟的 Inconel 600 合金管热挤压工艺研究)[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2021
- [44] Ding Yutian(丁雨田), Chen Jianjun(陈建军), Li Haifeng(李海峰) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(16): 2753
- [45] Gao Xin(高鑫). *Numerical Simulation and Process Research for GH3625 Alloy Tubes*(GH3625 合金管材热挤压加工工艺的数值模拟研究)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2017
- [46] Deng Yonggang(邓永刚). *Research on High-Speed Hot Deformation Behaviors and Hot Extrusion Process for IN690 Superalloy Tube*(IN690 合金高速热变形行为及管材热挤压工艺研究)[D]. Shenyang: Shenyang Ligong University, 2012
- [47] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(12): 1581
- [48] Yao Zhihao(姚志浩), Wang Qiuyu(王秋雨), Zhang Maicang(张麦仓) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(12): 1591
- [49] Lu Yuhua(卢毓华), Wang Haizhou(王海舟), Li Dongling(李冬玲) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(7): 841
- [50] Shi Yingnan(石英男), Jia Jian(贾建), Zhang Guoxing(张国星) *et al.* *China Patent*, 114273658B[P]. 2023

Research Progress on Hot Extrusion Process Parameters of Powder Metallurgy Superalloys

Wang Jie^{1,2}, Jia Jian^{1,2}, Liu Zhiling^{1,2}, Qu Jinglong^{1,2,3}

(1. High Temperature Materials Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

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

(3. Sichuan CISRI-GAONA Forging Co., Ltd, Deyang 618099, China)

Abstract: Improving the hot working performance of difficult-to-deform alloys, such as powder metallurgy superalloys, is an important way to improve their formability, yield rate and the development of high performance alloys. Hot extrusion can effectively improve the microstructure of the alloy and enhance its hot working properties during the preparation process. This paper reviews the research progress on hot extrusion process parameters of powder metallurgy superalloys in recent years, systematically discusses the influence of hot extrusion parameters on the extrusion process and microstructure, and summarizes the research work on the selection and optimization of hot extrusion parameters. At present, the influence of extrusion speed and extrusion ratio on alloy microstructure, numerical simulation of hot extrusion process and optimization of extrusion device need to be further studied. This paper is used to provide reference for understanding the hot extrusion process and subsequent engineering practice, and to provide certain theoretical guidance and technical support for regulating the alloy microstructure, optimizing the hot working process and improving the hot working performance.

Key words: powder metallurgy superalloy; hot extrusion; microstructure; parameter optimization

Corresponding author: Jia Jian, Ph. D., Senior Engineer, High Temperature Materials Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62185834, E-mail: ujiajian@sina.com