

均匀化态GH4975合金热变形行为研究

陈 硕¹, 朱 兴¹, 江 河¹, 万志鹏², 吴 晗², 王 涛², 董建新¹

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 中国航发北京航空材料研究院先进高温材料重点实验室, 北京 100095)

摘 要: 基于Gleeble热压缩模拟实验, 研究了应变速率为0.1和1 s⁻¹及变形温度为1140~1200 °C条件下均匀化态GH4975合金的热变形行为。通过EBSD、SEM等实验表征手段, 结合合金微观组织演变情况探讨了均匀化态GH4975合金的动态再结晶机制。结果表明, 在较低变形温度下, 合金内以晶界处的不连续动态再结晶机制为主; 随着变形温度的提高, 逐渐向第二相粒子促进新晶粒形核的机制转变。这与合金内析出相的形态与分布密切相关。在GH4975合金内, γ' 相促进动态再结晶。随着变形温度的提高, γ' 相部分回溶, 稀疏分布的 γ' 相将实现良好的动态再结晶晶粒组织。 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相表面可作为再结晶晶核点, 促进动态再结晶。

关键词: 难变形高温合金; GH4975高温合金; 热变形; 动态再结晶

中图法分类号: TG132.3⁺3; TG115.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)12-3137-08

1 引言

随着航空工业的发展, 发动机的推重比不断提高, 作为核心热端部件的涡轮盘, 其承温能力也不断提高^[1-2]。针对新一代高推重比航空发动机的极端工况需求, 国内正在加速推进难变形高温合金的研发^[3-4]。GH4975合金是近年来国内研制的一种服役温度达到850 °C的难变形涡轮盘用镍基高温合金^[5]。合金内主要的沉淀强化元素Al、Ti、Nb含量之和约9.2wt%, W含量约10wt%, C含量约0.1wt%^[6]。高合金化程度保证该合金比普通高温合金的高温持久能力及高温强度更高^[6], 其时效状态下 γ' 相含量为64wt%, γ' 相全溶温度达到1200 °C以上, 可在850 °C下长期服役, 与其他现有合金相比具有独特的优势^[7]。

近年来, 国内对GH4975合金展开了研究。但是, 在以 γ' 相强化的难变形高温合金中, 由于高合金化程度的特点, 导致合金的热加工温度往往落在 γ 和 γ' 两相共存的温度区, 热变形抗力大、可塑性差、热加工窗口窄等问题给合金铸锭的开坯过程带来非常大的困难^[8-9]。这是具有高合金化特点的变形高温合金所遇到的普遍难题, 包括GH4151、GH4175、GH4975等典型难变形高温合金。在合金化程度相对较低的GH4169^[10]、GH4738^[11]等合金中, 通过热加工图的构建及合理的热加工工艺的设计可以确保合金在开坯、锻造等过程中的可控性。随着合金化程度的提高, 在GH4151^[12]、GH4975^[13]等合金中, 组织

调控困难, 使合金的热加工失稳区逐渐扩大, 合金的热变形过程不可控, 易发生开裂, 这是由合金的凝固特点所造成的^[14]。严重的元素偏析将导致复杂的偏析相析出, 析出相难以在后续的统一化过程中完全回溶, 反而会成为热加工过程中的裂纹源^[15]。目前, 国内对于均匀化态GH4975合金热变形行为的研究较少, 还处于起步阶段^[16-19]。因此, 对均匀化态GH4975合金在不同变形条件下合金的变形行为进行研究是十分有必要的。

本文主要探讨了不同变形温度和应变速率下均匀化态GH4975合金的热变形规律, 同时对GH4975合金的动态再结晶机制进行了分析与探讨, 为该合金的热变形行为研究提供实验依据及理论指导。

2 实验

GH4975合金的化学成分如表1所示。实验用均匀化态GH4975合金为真空感应熔炼(VIM)+真空自耗重熔(VAR)双联工艺熔铸而成, 后经过双阶段均匀化制度处理得到的 $\Phi 327$ mm均匀化锭。将合金锭的表面车光后, 经过低倍腐蚀剂(60 mL HNO₃+200 mL HCl+50 g FeCl₃+30 g (NH₄)₂S₂O₈+50 mL H₂O)侵蚀。其均匀化锭心

表1 GH4975合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4975 alloy (wt%)

C	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Fe	Ni
0.115	7.96	1.18	10.22	5.01	2.49	1.66	0.10	Bal.

收稿日期: 2025-12-25

基金项目: 北京市自然科学基金(2242042)

作者简介: 陈 硕, 女, 2000年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: chenshuo014@163.com

部晶粒形貌如图 1 所示,除边缘区域外,细小的等轴晶均匀分布在合金内部,晶粒尺寸约 500 μm 。在均匀化锭中心位置取样,对均匀化态 GH4975 合金微观组织进行观察。

在铸锭中心位置沿轴向取 $\Phi 8\text{ mm} \times 12\text{ mm}$ 的圆柱形压缩样,在 Gleeble 3500 热模拟试验机上进行恒应变速率的等温热压缩试验。试样以 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的加热速率升至变形温度,保温 180 s 后开始压缩,变形结束后立即水冷以保留高温下热变形后的组织形态。选取的变形温度分别为 1140、1160、1180 和 1200 $^{\circ}\text{C}$,应变速率分别为 0.1 和 1 s^{-1} ,最大变形量为 30%(真应变 0.36)。

将试样沿轴向对半切开,用于合金热压缩态组织分析。试样经磨抛后,采用电解抛光液(20vol% $\text{CH}_3\text{OH} + 80\text{vol}\% \text{H}_2\text{SO}_4$)对其表面进行电解抛光,以消除表面残余应力层,电抛电压为 10 V,电解时间为 10 s。在带有背散

射电子显微镜(EBSD)分析软件的场发射扫描电子显微镜下观察合金热压缩态晶粒组织演变情况。在电抛的基础上,采用电解腐蚀液(15 g $\text{CrO}_3 + 10\text{ mL H}_2\text{SO}_4 + 150\text{ mL H}_3\text{PO}_4$)分别对均匀化态及热压缩态试样进行电解侵蚀,电解电压为 10 V,电解时间为 5 s,在附带 INCA-X-ACT 能谱(EDS)的 Supra55 场发射扫描电镜(FESEM)观察 γ' 析出相的形态及分布。

3 结果与讨论

3.1 均匀态 GH4975 合金的微观组织

均匀化态 GH4975 合金的微观组织形貌如图 2 所示。经过 1150 $^{\circ}\text{C}/50\text{ h} + 1200\text{ }^{\circ}\text{C}/100\text{ h}$ 均匀化处理以后,枝晶偏析已基本消除,如图 2a、2b 所示,但基体内仍存在 MC 一次碳化物以及未完全回溶的 $(\gamma + \gamma')$ 共晶相,且 MC 碳化物及 $(\gamma + \gamma')$ 共晶相边缘存在明显的回溶特征(图 2c)。由于一次碳化物的熔点较高, $(\gamma + \gamma')$ 共晶相的尺寸较大,都较难在均匀化过程中完全消除,相界面易在变形时成为裂纹的起源,加剧开裂^[8]。合金基体中 γ' 相的微观形貌如图 2d 所示。除了呈现不规则形貌的一次 γ' 相外,其周围还存在细小的二次 γ' 相析出。一次 γ' 相的尺寸约 2 μm 。

3.2 GH4975 合金的热压缩变形行为

均匀化态 GH4975 合金在不同变形条件下等温热压缩的宏观形貌如图 3 所示。在 30% 变形量下,所有试样表面均存在宏观裂纹,主要集中在鼓肚区域。此外,在相同变形温度下,应变速率越高,由 0.1 s^{-1} 升至 1 s^{-1} ,开裂越严重。在其余 GH4975 合金的热变形机制研究中,也发现了类似的现象。在同一变形温度下(1200 $^{\circ}\text{C}$),随着应

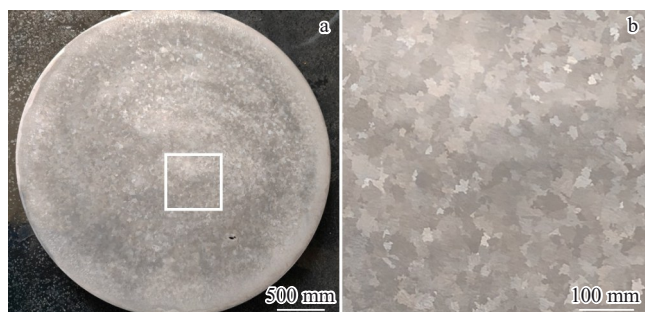


图 1 均匀化态 GH4975 合金宏观组织

Fig.1 Macrostructure of homogenized GH4975 ingot (a) and local magnification of marked area in Fig.1a (b)

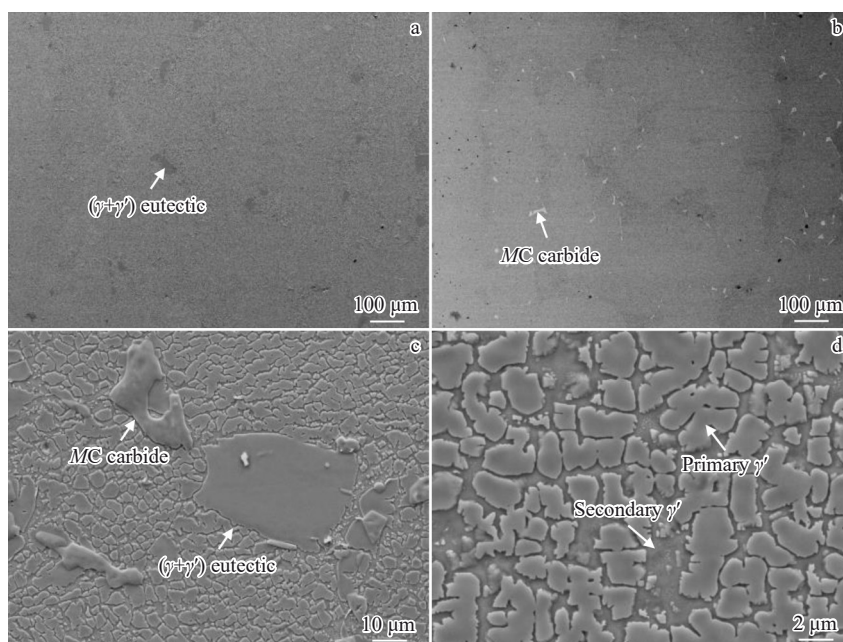


图 2 均匀化态 GH4975 合金的微观组织形貌

Fig.2 Microstructures of homogenized GH4975 alloy: (a) SEM image; (b) BSE image; (c) large-sized precipitates; (d) primary γ' and secondary γ' phases

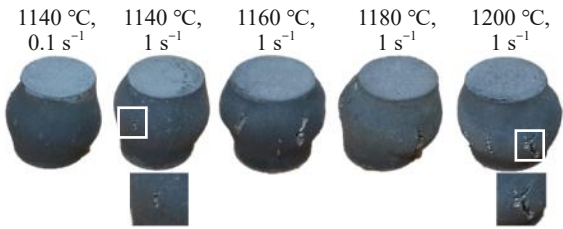


图3 均匀化态 GH4975 合金热压缩后宏观形貌

Fig.3 Macro-morphologies of homogenized GH4975 alloy after isothermal compression tests

变速率的增加,合金的再结晶程度低,易发生开裂^[20]。不同变形条件下均匀化态 GH4975 合金等温热压缩的真应力-真应变曲线如图 4 所示,均呈现相似的变化趋势。对于低层错能的镍基高温合金 GH4975 合金来说,由于其扩展位错很宽,难以通过位错湮灭的动态回复过程软化合金,基本以动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX)的形式释放能量^[21]。此时,曲线大致可以分为三个阶段:加工硬化阶段、动态再结晶开始阶段及稳态流变阶段^[22]。变形开始后,位错大量增殖,应力随应变增大而迅速增加,合金出现加工硬化特征。当位错积累的能量达到临界应变后^[23],位错湮灭形成再结晶晶粒,合金内开始发生动态再结晶,储存能逐渐释放,曲线中流变应力的增速缓慢下降。但此时仍为加工硬化过程起主导作用,因此,随应变增加,应力增加并达到峰值。最后,在高温下驱动动态再结晶持续发生,加工硬化行为与动态再结晶软化作

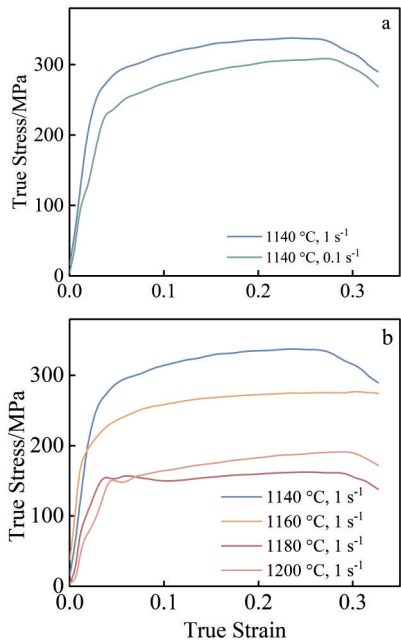


图4 不同温度、应变速率下均匀化态 GH4975 合金的真应力-真应变曲线

Fig.4 Typical true stress-true strain curves of homogenized GH4975 alloy at different strain rates (a) and temperatures (b)

用达到动态平衡,流变应力趋于稳定^[22]。观察图 4a,在相同变形温度下,随着应变速率的增加,合金的流变应力随之增加。而在相同的应变速率下,如图 4b 所示,随着变形温度的提高,合金的流变应力大幅下降。为了探究不同热压缩变形条件下合金变形行为存在上述差异的原因,对热压缩试样开展组织分析。

3.3 热压缩态 GH4975 合金的微观组织演变情况

结合 EBSD 分析均匀化态 GH4975 合金热变形过程中组织演变行为。图 5 为不同应变速率下热压缩试样的再结晶组织形貌。观察图 5a、5b 的晶粒图发现,合金在 1140 °C 热变形后动态再结晶程度低,晶界周围产生项链状分布的再结晶晶粒,这是不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)的特征^[24]。随着应变速率的增加,合金内位错增速加快,加工硬化速率增加,导致合金的流变应力增加。同时由于 1 s⁻¹ 较高的应变速率,短时间内位错密度迅速增加,无法全部释放储存能使合金内再结晶比例少^[23]。对于低层错能的镍基变形高温合金来说,不连续的动态再结晶形核是组织演变的主要机制^[25]。图 5c 和 5d 为合金经不同应变速率热变形后纵剖面的局部取向差分布图。合金内动态再结晶程度低、变形不均匀,仅晶界区域能较好地释放能量,而晶粒内部依旧存在较高的储存能无法释放。由于 GH4975 合金低层错能的特点,合金不易发生以亚晶合并机制为主导的晶粒内连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)的形核与长大,即原始晶粒内大量位错纠结形成亚晶并发展为再结晶晶粒,基本通过晶界迁移机制为主的原始结晶处形核或在第二相粒子的相界面处形核^[24-25],新晶粒主要在晶界区域发生不连续的形核与长大释放应力。在 1140 °C 下,动态再结晶基本发生在原始晶界处,此时合金内部以晶界处的不连续的动态再结晶形核机制为主。

图 6 为在相同应变速率、不同变形温度(1160、1180、1200 °C)条件下试样热压缩后再结晶组织情况。随着变形温度的提高,合金内动态再结晶比例增大,再结晶晶粒尺寸也明显增加(图 6a~6c),统计结果如表 2 所示。在同一变形量的条件下,改变试验的变形温度和应变速率,合金均未完全再结晶。当变形温度一定时,随着应变速率的提高,动态再结晶晶粒尺寸略微减小。这可能是由于高应变速率下,合金内大量存在的 γ' 相阻碍再结晶晶粒长大所导致的。而随着温度的升高,合金动态再结晶驱动力增加,使动态再结晶的晶粒尺寸和比例持续增大。在 1160 °C 下的核平均取向差(kernel average misorientation, KAM)图中(图 6d),由于变形温度的提高,合金内动态再结晶驱动力增加,能量得到释放使其应力水平降低,证实了前述观点。此时应力大多集中在原始晶粒内形成的细小的再结晶晶粒处(对比图 6a、6d)。究其原因,可能与

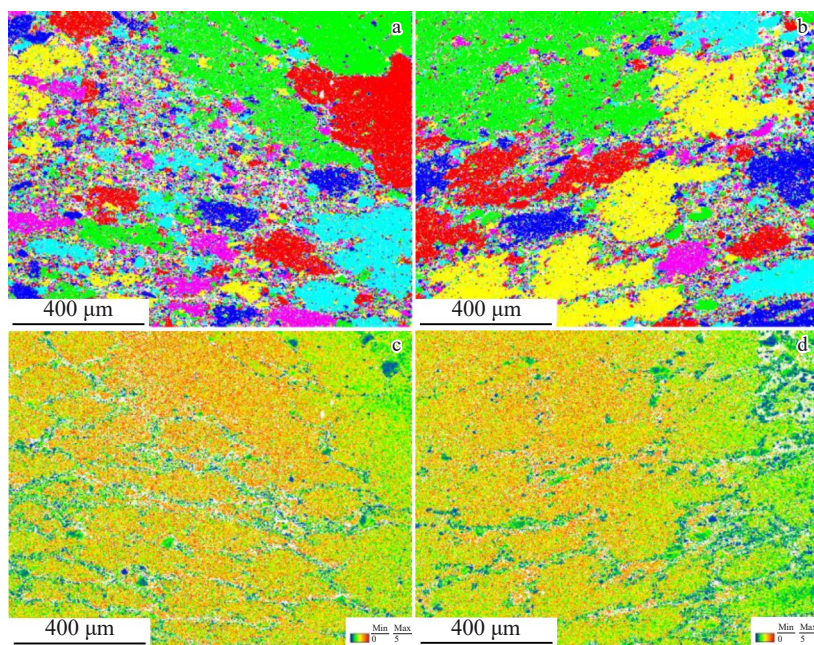


图5 不同应变速率下热压缩后 GH4975 合金的 EBSD 晶粒图及 KAM 图

Fig.5 Grain color maps (a–b) and KAM maps (c–d) of GH4975 alloys after isothermal compression tests under different conditions: (a, c) 1140 °C, 0.1 s⁻¹; (b, d) 1140 °C, 1 s⁻¹

合金内 γ' 析出相的尺寸与分布有关。有研究表明,与细小弥散分布的 γ' 相相比,稀疏分布的大尺寸 γ' 相可以通过加强局部位错密度和晶格畸变促进动态再结晶形核^[24,26]。因此,进一步对 γ' 析出相的尺寸与分布对 GH4975 合金的动态再结晶的影响机制进行讨论。

3.4 γ' 相对 GH4975 合金热变形行为的影响

析出相对合金的热变形行为有较大影响。因此,为

分析基体内 γ' 相对均匀化态 GH4975 合金热变形行为的影响,对晶粒内发生动态再结晶区域进行 EBSD 观察,结果如图 7 所示。图 7a 为再结晶区域的反极图(inverse pole figure, IPF),晶粒内存在动态再结晶晶粒。因 IPF 图不能很好地区分出 γ' 相,对此区域进行图像质量(image quality, IQ)图观察。大尺寸 γ' 相与基体结构存在细微差异,衍射信号质量差,在 IQ 图中呈黑色。观察可知, γ' 相

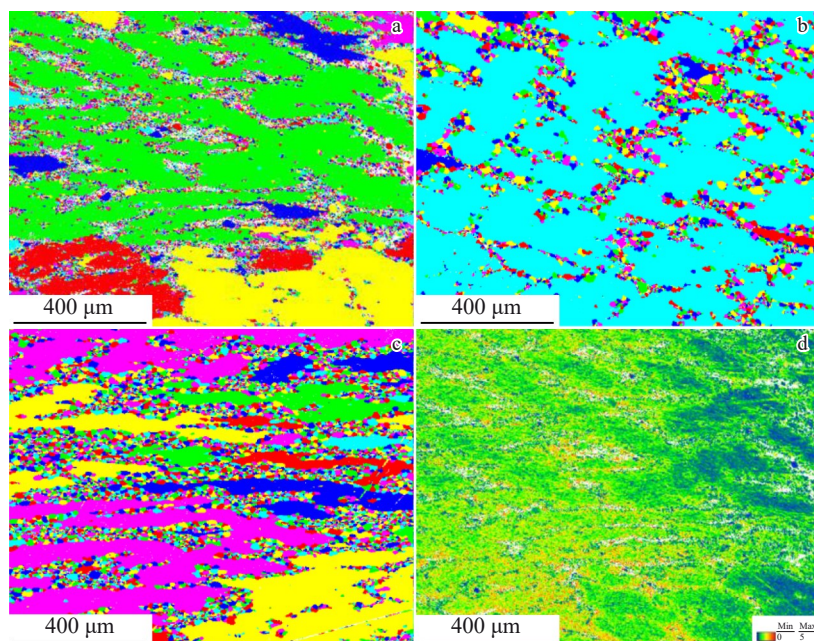


图6 不同变形温度下热压缩后 GH4975 合金的 EBSD 晶粒图及 KAM 图

Fig.6 Grain color maps (a–c) and KAM map (d) of GH4975 alloys after isothermal compression tests at different temperatures: (a, d) 1160 °C; (b) 1180 °C; (c) 1200 °C

表 2 均匀化态 GH4975 合金在不同变形条件下的微观组织参数
Table 2 Microstructure parameters of homogenized GH4975 alloy under different deformation conditions

Deformation condition	Recrystallized grain size/ μm	Recrystallization fraction/%
1140 $^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1}	14	25
1140 $^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1}	13	20
1160 $^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1}	15	29
1180 $^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1}	25	33
1200 $^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1}	26	45

对晶界起钉扎作用,阻碍再结晶晶粒长大,从而使动态再结晶过程受到抑制。但是随着变形温度的提高,合金内 γ' 相回溶至基体内,此时第二相颗粒的钉扎作用减弱,导致合金在 1180 及 1200 $^{\circ}\text{C}$ 下的动态再结晶晶粒快速长大。图 7c 为观察区域的 IQ+IPF 图。 γ' 相密集分布的区域内,合金热变形后存在细小的再结晶晶粒组织。 γ' 相钉扎晶界,阻碍晶界运动。大量 γ' 相聚集的区域,第二相颗粒钉扎晶界使此区域内再结晶晶粒无法长大。 γ' 相形态分布对再结晶晶粒组织存在较大影响。因此,均匀化态 GH4975 合金内 γ' 相形貌的调控也尤为重要,是后

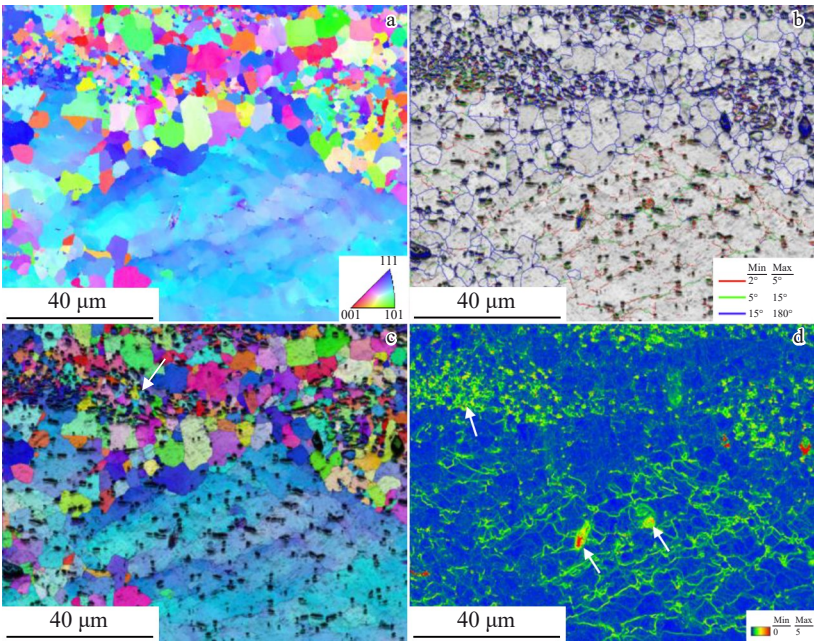


图 7 γ' 相对均匀化态 GH4975 合金热变形行为的影响

Fig.7 Effect analysis of γ' phase on hot deformation behavior of homogenized GH4975 alloy: (a) IPF; (b) IQ map; (c) IQ+IPF map; (d) KAM map

续研究的重点。图 7d 为此区域的 KAM 图。 γ' 相的周围应力集中程度增加。大量位错在 γ' 相周围增殖,在较高温度下成为动态再结晶形核点,促进了动态再结晶过程^[26]。随着变形温度的升高,由原始晶界处的不连续动态再结晶形核机制逐渐转变为晶粒内第二相粒子相界面处的形核。合金的热变形行为与 γ' 相的含量、形态和分布密切相关,而 γ' 相的含量、形态及分布又受变形条件,主要是变形温度的影响。因此,对不同变形温度下的合金内 γ' 相的微观形貌进行观察。

图 8 为相同应变速率、不同变形温度下热变形后 γ' 相的 SEM 照片。随着变形温度的提高, γ' 相回溶,合金内 γ' 相密度与尺寸减小。在较低变形温度下,由于晶粒内存在大量 γ' 相,第二相颗粒阻碍位错运动,加强位错密度和晶格畸变促进形核。但此时由于 γ' 相的密集分布,晶粒内的再结晶晶粒也难以长大,如图 5a、5b 所示。在较低变形温度下,GH4975 合金的动态再结晶以晶界处的不连续动态再结晶为主。随着变形温度的提高, γ' 相的密

度降低并趋于稀疏分布。此时,第二相粒子对再结晶晶界的钉扎作用减弱,在较高的晶界迁移率和较小的迁移阻力下^[27],晶粒内相界面处形核的再结晶晶粒得以长大,促进了再结晶过程,使合金内动态再结晶分数持续增加。在 GH4975 合金内 γ' 相对动态再结晶起促进作用。随着变形温度升高,动态再结晶软化作用增强,合金内稳态流变应力降低。

3.5 ($\gamma+\gamma'$)相对 GH4975 合金热变形行为的影响

由于均匀化很难完全消除($\gamma+\gamma'$)共晶相,而共晶相对合金的热变形行为存在较大影响^[15]。因此,进一步观察 ($\gamma+\gamma'$)共晶相周围的再结晶晶粒组织。图 9 为 1140 $^{\circ}\text{C}$ -1 s^{-1} 变形条件下共晶相及共晶相周围的晶粒组织形貌。在镍基高温合金中,析出相可以通过钉扎作用阻碍再结晶。但当其周围局部位错密度达到临界值时,也可以通过第二相粒子诱导再结晶形核机制 (particle stimulated nucleation, PSN) 促进再结晶形核,从而促进动态再结晶的发生^[28-30]。PSN 机制是指激活变形金属在第二相粒子

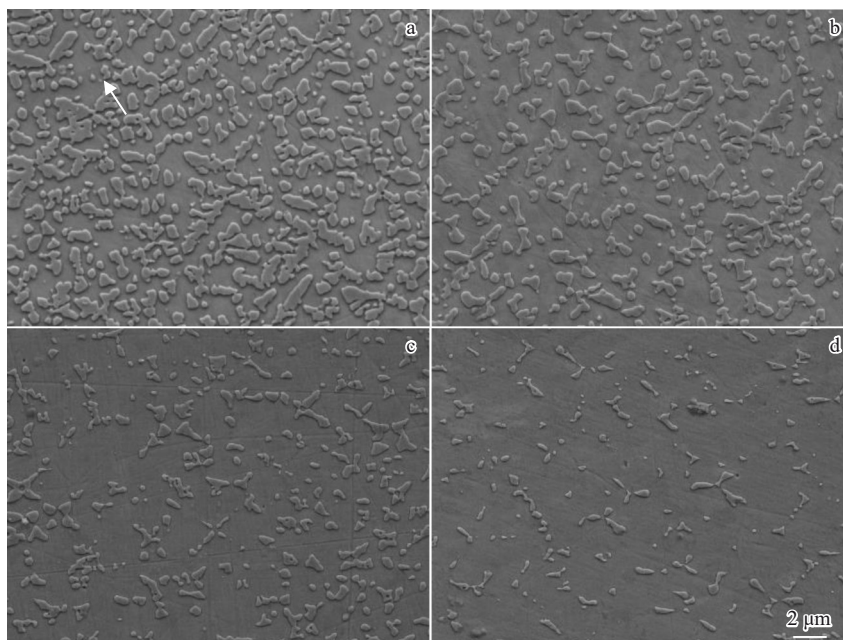
图8 不同温度下均匀化态 GH4975 合金内 γ' 相形貌

Fig.8 Morphologies of γ' phase of homogenized GH4975 alloy at different temperatures: (a) 1140 °C; (b) 1160 °C; (c) 1180 °C; (d) 1200 °C

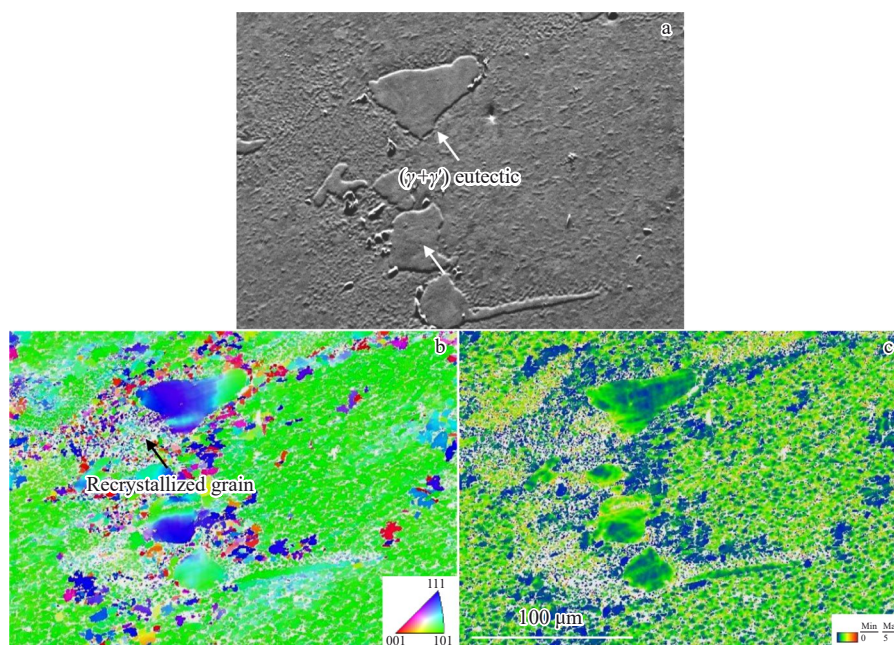
图9 $(\gamma+\gamma')$ 相对均匀化态 GH4975 合金热变形行为的影响

Fig.9 Effect of $(\gamma+\gamma')$ phase on hot deformation behavior of homogenized GH4975 alloy: (a) SEM image; (b) IPF; (c) KAM map

相界面上的再结晶形核,这与析出相的大小和分布有关。当第二相粒子尺寸较大,间距较宽($>1\ \mu\text{m}$)时,再结晶核心易在其表面产生^[31]。有研究报道,大尺寸的 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相,在合金热变形过程中以PSN机制促进了动态再结晶的发生,释放应力,软化合金^[13]。在本工作对均匀化GH4975合金的热变形行为的观察中,也发现了类似的现象。图9a及图9b分别为共晶相的二次电子像及IPF图,对比观察发现共晶相界面周围存在大量细小的动态

再结晶晶粒,共晶相界面可作为动态再结晶形核点, $(\gamma+\gamma')$ 共晶相以PSN机制诱导并促进合金的动态再结晶。进一步观察此时合金内的应力分布情况(图9c),发现 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相内存在不均匀分布的应力集中,在合金变形过程中 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相也存在不均匀变形。此时,共晶相内储存能迅速增加,促进了大尺寸 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相周围动态再结晶晶粒长大,释放变形过程中共晶相不均匀变形所造成的应力集中。因此,在 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相界面可作为动态再结晶

形核点,而($\gamma+\gamma'$)共晶相的不均匀变形可作为动态再结晶长大的驱动力促进动态再结晶发生。

4 结 论

1)在较低变形温度下,GH4975合金的热变形机制以晶界处的晶界迁移机制为主发生动态再结晶。随着变形温度的升高,合金以晶粒内 γ' 相界面处动态再结晶形核与长大为主促进动态再结晶的发生。随着变形速率的提高,动态再结晶晶粒尺寸和动态再结晶分数减小;随着变形温度的提高,动态再结晶晶粒尺寸和动态再结晶分数增大。

2)GH4975合金晶粒内 γ' 相可作为动态再结晶形核点。但细小、密集分布的 γ' 相会阻碍动态再结晶晶界迁移和晶粒长大,抑制动态再结晶过程。因此,需要对均匀化态GH4975合金内 γ' 相的形态分布调控以实现良好的热变形组织。

3)GH4975合金中大尺寸($\gamma+\gamma'$)共晶相表面可作为再结晶形核点,共晶相不均匀变形所造成的储存能增加可促进其周围动态再结晶晶粒长大。

参考文献 References

- [1] Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(Z1): 62
- [2] 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
- [3] 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
- [4] Du Jinhui(杜金辉), Zhao Guangpu(赵光普), Deng Qun(邓 群) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(3): 27
- [5] Zhang Yong(张 勇), Li Xinxu(李鑫旭), Wei Kang(韦 康) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(10): 1401
- [6] Wu Jinjiang(武金江), Zhao Guangdi(赵广迪), Wang Bo(王 博) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(10): 902
- [7] 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
- [8] Fu Rui(付 锐), Chen Xichun(陈希春), Ren Hao(任 昊) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2011, 31(3): 8
- [9] Jiang He(江 河), Li Yaojun(李姚军), Liu Qiyan(刘其源) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2552
- [10] Liu Guanghui(刘光辉), Sun Hongxing(孙红星), Zheng Xiaolei(郑晓磊) *et al. Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2025, 50(2): 227
- [11] Yao Zhihao(姚志浩), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(6): 1199
- [12] Wang Fa(王 法), Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(1): 245
- [13] Li Y S, Dong Y W, Jiang Z H *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2025, 36: 1491
- [14] Zhao G D, Zang X M, Sun Y X *et al. China Foundry*[J], 2026, 23: 83
- [15] Tan Y G, Liu F, Zhang A W *et al. Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2019, 32(10): 1298
- [16] Xiang Xuemei(向雪梅), Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(7): 988
- [17] Zhao G D, Zang X M, Sun Y X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2025, 942: 148711
- [18] Li Y S, Dong Y W, Jiang Z H *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 3366
- [19] Li Y S, Dong Y W, Jiang Z H *et al. JOM*[J], 2024, 76(9): 5133
- [20] Wang Y L, Tan Y, Zhang Y *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 202: 113034
- [21] Li Fulin(李福林), Fu Rui(付 锐), Bai Yunrui(白云瑞) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(7): 855
- [22] Ma Xiangdong(马向东), He Yingjie(何英杰), Li Yuan(李 远) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(9): 3307
- [23] Luo Rui(罗 锐), Sheng Donghua(盛冬华), Wang Zixing(王资兴) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(11): 3111
- [24] Tian Yuxing(田宇兴), Liu Cheng(刘 成), Cao Hailong(曹海龙) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3764
- [25] Li Jian(李 健), Wang Zixing(王资兴), Wang Andong(王安东) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2025, 46(2): 140
- [26] Li F L, Fu R, Yin F J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 693: 1076
- [27] Zhang Xianguang(张献光), Pei Yiwu(裴逸武), Zhou Yang(周 扬) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(2): 505
- [28] Chen J Y, Dong J X, Zhang M C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 673: 122
- [29] Zhu J C, Lin Y C, Yang Q M *et al. Materials Characterization*[J], 2024, 217: 114459
- [30] Yang Q M, Lin Y C, Guo J Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 910: 164909
- [31] Qin H Y, Tian Q, Zhang W W *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2022, 31(7): 5652

Hot Deformation Behavior of Homogenized GH4975 Superalloy

Chen Shuo¹, Zhu Xing¹, Jiang He¹, Wan Zhipeng², Wu Han², Wang Tao², Dong Jianxin¹

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

(2. Key Laboratory of Science & Technology on Advanced High Temperature Structural Materials,
AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Based on the Gleeble thermal compression simulation tester, the hot deformation behavior of the homogenized GH4975 superalloy was investigated at strain rates of 0.1 and 1 s⁻¹ with deformation temperature ranging from 1140 °C to 1200 °C. EBSD and SEM were used to observe the microstructure evolution of the homogenized alloy to study the dynamic recrystallization (DRX) mechanism of GH4975 superalloy. The results show that the main DRX mechanism of GH4975 superalloy at low temperature is discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) at grain boundaries. As the temperature increases, the mechanism gradually transitions to particle stimulated nucleation, where secondary phase particles promote the nucleation of new grains. This evolution is associated with the morphology and distribution of the precipitates. In the GH4975 superalloy, the γ' phase promotes DRX. As the deformation temperature increases, the γ' phase partially dissolves back into the matrix, and the sparsely distributed γ' phase contributes to a well-developed dynamically recrystallized grain structure. Additionally, the surfaces of the ($\gamma + \gamma'$) eutectic phase can serve as nucleation sites for recrystallization, thereby further promoting DRX.

Key words: wrought superalloy; GH4975 superalloy; hot deformation; dynamic recrystallization

Corresponding author: Jiang He, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: jianghe17@sina.cn; jianghe@ustb.edu.cn