

镍基高温合金 GH4065A 的热变形行为及组织演变规律研究

税 焱^{1,2}, 付建辉^{1,2}

(1. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司, 四川 成都 610300; 2. 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 辽宁 鞍山 114009)

摘 要: 运用热力压缩试验设备对取自工业三联工艺 (VIM+ESR+VAR) 铸锭并完成均匀化的 GH4065A 样品进行试验。结果揭示了热加工工艺参数变形温度、应变速率和工程应变对 GH4065A 流变应力的影响, 并通过试验数据建立起 GH4065A 50% 工程应变下的本构方程。在此基础上, 通过试验数据绘制了 GH4065A 的热加工图和失稳判据图, 明确了其稳定变形的加工区间。通过对变形组织演变规律的研究, 明确了 γ' 相析出范围、未再结晶工艺条件、部分再结晶工艺条件、完全再结晶工艺条件, 并绘制了 GH4065A 的再结晶图。

关键词: 变形高温合金; 热变形行为; 本构方程; 微观组织演变

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)04-0173-10

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.04.025

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Study on deformation behavior and microstructure evolution at elevated temperatures of nickel based superalloy GH4065A

Shui Lang^{1,2}, Fu Jianhui^{1,2}

(1. Chengdu Institute of Advanced Metallic Material Technology and Industry Co. Ltd., Chengdu 610300, Sichuan, China; 2. State Key Laboratory of Metal Material for Marine Equipment and Application, Anshan 114009, Liaoning, China)

Abstract: This paper performs thermal compression studies on GH4065A samples from a sample disk that is obtained from an industrial plant and has undergone VIM+ESR+VAR and homogenization. This study reveals the impact of thermal compression parameters such as deformation temperature, strain rate and engineering strain on the flow stress of GH4065A, and constructs constitutive equations of GH4065A at the 50% engineering strain. Based on experimental data, the thermal processing map and instability criterion map of GH4065A are proposed, by which the stable processing zones of GH4065A can be identified. This paper also studies the microstructure evolution of GH4065A, and the results reveal the precipitation range of γ' phase, non-recrystallization processing range, partial recrystallization processing range, and full recrystallization processing range of GH4065A, by which the recrystallization map is proposed.

Key words: wrought superalloy, thermal compression, constitutive equations, microstructure evolution

收稿日期: 2022-04-22

作者简介: 税焱, 1987 年出生, 男, 博士, 高级工程师, 主要从事高温合金材料研究, E-mail: ustb1234@126.com。

0 引言

GH4065A 合金作为难变形镍基高温合金的代表牌号,是在粉末冶金牌号 R88DT 基础上经成分优化而来。GH4065A 合金可采用传统的铸-锻工艺生产,并且可以得到与粉末冶金相近的高温力学性能,从而使其生产成本显著降低。因此, GH4065A 有望在我国下一代航空发动机中得到广泛应用。GH4065A 中 Al、Ti 元素含量较高,形成了大量的 γ' 相,其强化效果使得合金的强度提高而塑性降低,因此增加了其变形过程的难度^[1-8]。当前国内外针对 GH4065A 的研究包括:热处理对析出相的影响^[9]、针对机械加工性质的研究^[10]、针对制备流程的讨论及相关研究^[1-3]、冶金缺陷及抗氧化性质研究^[11-12]等,但较少涉及到对该合金热变形行为的研究。作为典型的变形高温合金,变形过程是重要的生产步骤。针对变形过程的研究可以为生产现场开坯等工序提供重要的指导,从而达到对工艺过程进行优化的目的。

的。因此本研究将通过 Gleeble 3500 热力学压缩试验设备探索 GH4065A 合金在变形过程中的流变应力特征及其组织演变规律,掌握该合金热变形过程特点,从而对生产现场工艺形成指导。

1 试验方法

试验所用试样整体取自某厂经真空感应熔炼、电渣重熔和真空自耗所得的直径为 508 mm 的三次锭端部,并且已经完成均匀化工艺处理,样品整体为 $\varnothing 508 \text{ mm} \times 60 \text{ mm}$ 的圆盘状。通过直读光谱测量不同位置取样的成分范围,如表 1 所示,元素在不同铸锭位置的宏观分布没有显著差别。

用于 Gleeble3500 压缩试验的取样方法为:在上述样品圆盘 1/2 半径处取 $\varnothing 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的标准圆柱状压缩样若干。经不同工艺压缩后的样品经线切割纵剖为两半,将中心部分经金相砂纸打磨后机械抛光,用 $\text{CuSO}_4 + \text{HCl} + \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 混合液腐蚀出金相组织,用于观察变形过程中的组织演变。

表 1 GH4065A 经均匀化后的自耗锭样品成分范围

Table 1 Composition range of the GH4065A sample disk from a homogenized VAR ingot

Al	Co	Cr	Mo	Nb	Ti	W	Fe	Ni
2.19~2.20	13.40~13.49	16.17~16.27	4.10~4.18	0.695~0.752	3.53~3.69	3.61~3.68	0.21~0.22	55.73~56.12

2 试验结果与讨论

2.1 GH4065A 合金变形前组织特征

典型的 GH4065A 合金变形前原始组织如图 1 所示。由于样品经历了均匀化过程,因此晶粒较为粗大,如图 1(a) 所示,而 γ' 相如雪花状,尺寸为 $1 \sim 2 \mu\text{m}$,如图 1(b) 所示。

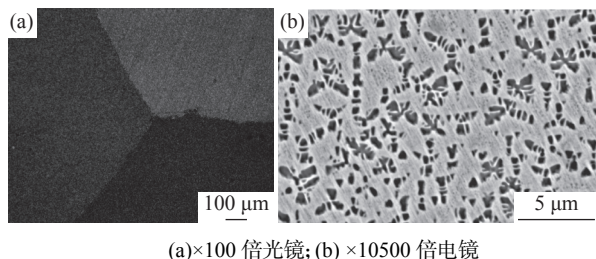


图 1 GH4065A 已均匀化自耗锭典型组织

Fig. 1 Typical microstructure of the homogenized GH4065A VAR ingot

根据文献调研, GH4065A 原始的铸态组织热塑性较低,但在 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 附近时却具备优良的热塑性,

从而为自耗锭的铸态组织开坯提供了一个关键的温度窗口^[4,7-8]。因此,试验选择了 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 作为热压缩的参考温度。

2.2 热力学参数对 GH4065A 流变应力的影响

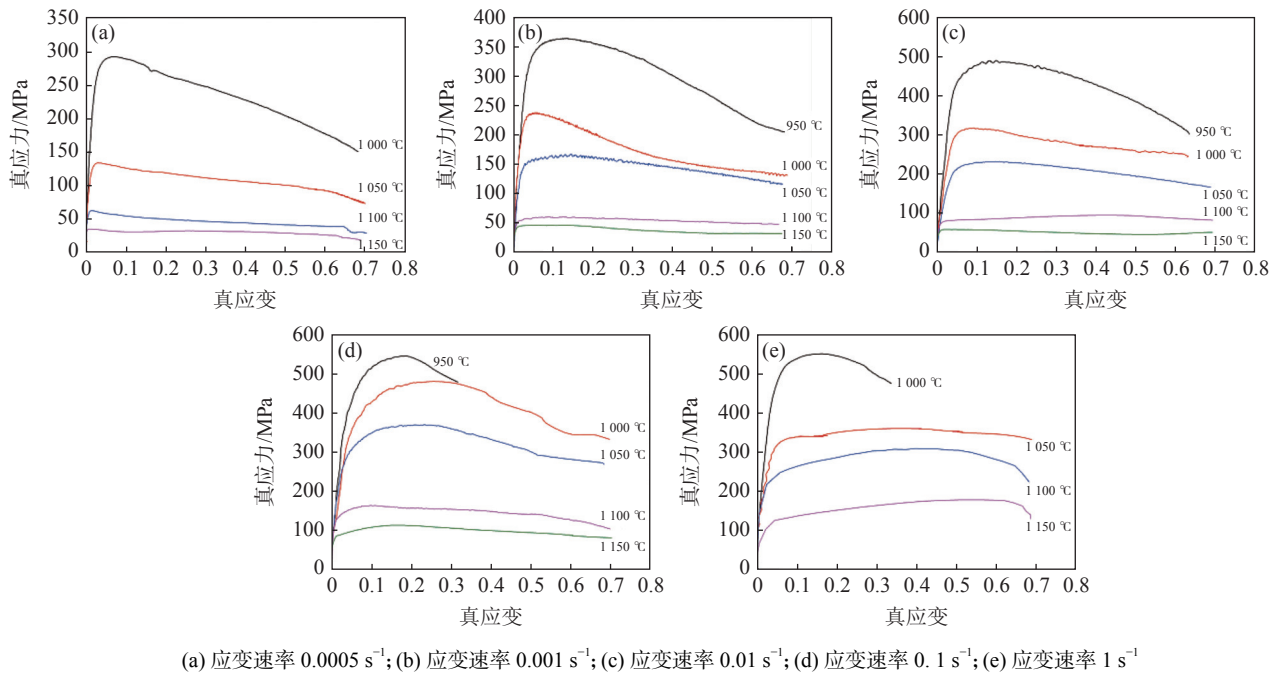
运用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行等温恒应变速率轴向压缩、热模拟单道次压缩试验,以 $10 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的加热速度将试样从室温加热到测试温度,保温时间 3 min,再以不同的应变速率对试样进行单道次压缩变形,为保持变形组织,变形终了后以 $60 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷却速度降至室温。

2.2.1 变形温度对流变应力的影响

变形温度对合金在热加工过程中金属的流动行为、组织演变有重要影响。图 2 是工程应变量为 50% 时,在不同的应变速率条件下,变形温度对流变应力的影响。从图 2 可以看出,当变形温度从 $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 降低至 $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,流变应力的增加最为明显。以快锻机开坯工艺的应变速率 0.1 s^{-1} 为例,当温度从 $1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 降至 $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,峰值应力从

150 MPa 升至 350 MPa 左右,如图 2 (d) 所示。这是由于 GH4065A 的 γ' 全溶温度在 1 110 $^{\circ}\text{C}$ 左右。当变形温度在 1 100 $^{\circ}\text{C}$ 时, γ' 相弥散析出量较少,而当变形温度降至 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 时,较大的过冷度驱动大量 γ' 相弥散析出,从而产生强烈的弥散强化效应。

图 3 是工程应变量为 50%,应变速率为 0.1 s^{-1} ,变形温度为 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 时弥散析出的 γ' 相的光镜照片。由图 3 可知,弥散析出 γ' 相显著增加了合金的强度,引起热压缩过程中的变形抗力大幅上升。在生产现场的开坯过程中应尽量避免该过程的进行。



(a) 应变速率 0.0005 s^{-1} ; (b) 应变速率 0.001 s^{-1} ; (c) 应变速率 0.01 s^{-1} ; (d) 应变速率 0.1 s^{-1} ; (e) 应变速率 1 s^{-1}

图 2 工程应变量为 50% 时变形温度对流变应力的影响

Fig. 2 The impact of deformation temperature on flow stress at the 50% engineering strain

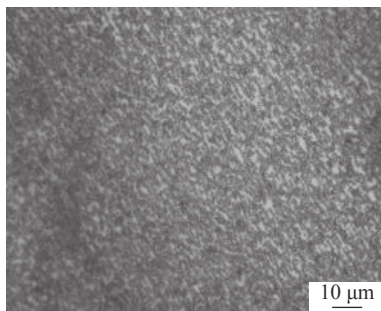


图 3 工程应变量为 50%,应变速率为 0.1 s^{-1} ,变形温度为 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 时弥散析出的 γ' 相光镜照片

Fig. 3 Optical microscope of γ' phase dispersive precipitation at the 50% engineering strain, 0.1 s^{-1} strain rate and 1 050 $^{\circ}\text{C}$

2.2.2 应变速率对流变应力的影响

图 4 为工程应变量为 50% 时,不同温度下应变速率对流变应力的影响。在金属变形过程中,应力-应变主要受制于加工硬化和软化(动态回复及动态再结晶)这两个相反过程控制。随着应变速率增加,流变应力增加,峰值应力和峰值应变也随应变速

率的增加而增大,发生动态再结晶的临界应变相应增加。这主要是由于应变速率增加,变形时间缩短,动态回复和动态再结晶不充分,消除由于变形造成的加工硬化的效果减弱,因此流变应力增加。

2.2.3 工程应变量对流变应力的影响

图 5 为变形温度为 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 050 $^{\circ}\text{C}$,应变速率为 0.01 s^{-1} 条件下,工程应变量为 30%, 50% 和 70% 的真应力-真应变曲线。从图 5 可以看出,在应变速率和变形温度均相同的条件下,在压缩初始阶段,由于晶粒产生滑移,出现位错增殖和塞集,导致加工硬化,表现为应力随工程应变量的增加而大幅增加,当真应变约为 0.1 时,应力基本达到峰值水平,当工程应变继续增加时,流变应力开始下降,这是由于发生了动态回复和再结晶行为,动态软化速率大于加工硬化速率,流变应力随着工程应变量的增加逐渐下降,并呈现稳态流变的特征,直至完全动态再结晶。

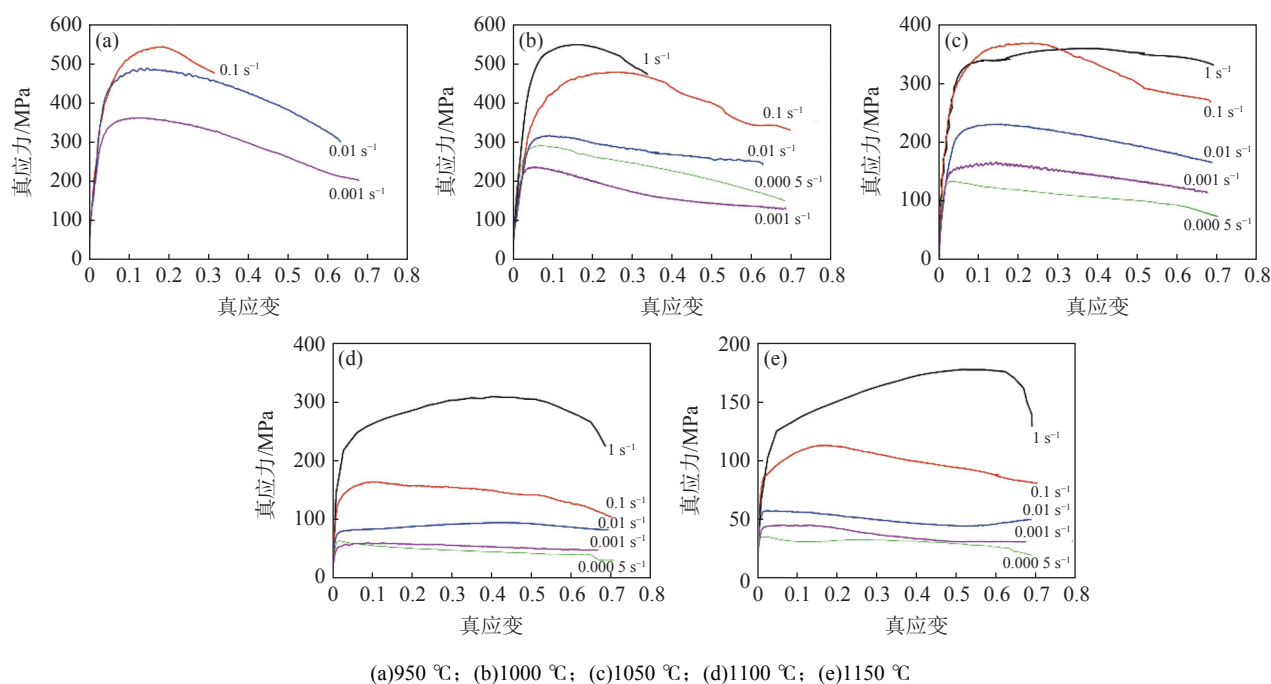


图4 工程应变量为50%时不同温度下应变速率对流变应力的影响

Fig. 4 The impact of strain rate on flow stress at the 50% engineering strain with different temperature

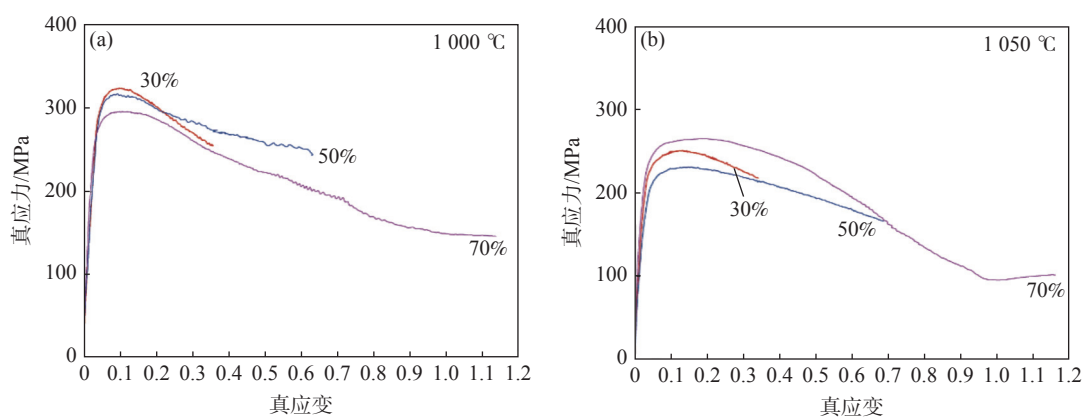


图5 应变速率为0.01 s⁻¹时工程应变对流变应力的影响

Fig. 5 The impact of engineering stain on flow stress at the strain rate of 0.01 s⁻¹

2.3 GH4065A 本构关系的构建及验证

运用上述数据,将峰值应力与变形条件的关系作图可以得到图6。通过对式(1)~(3)的本构关系进行回归,可得到GH4065A在50%工程应变量下的本构方程。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/RT] \quad (1)$$

其中

$$\dot{\epsilon} = AF(\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

$$F(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (3)$$

式中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s⁻¹; Q 为变形激活能, J/mol; R 为气体常数, 取 $R=8.314$ J/mol; T 为变形温度, K; A 为结构因子, s⁻¹; α ($\alpha=\beta/n$) 为应力水平参数, MPa⁻¹; n 为应力指数; β 为常数^[13]。

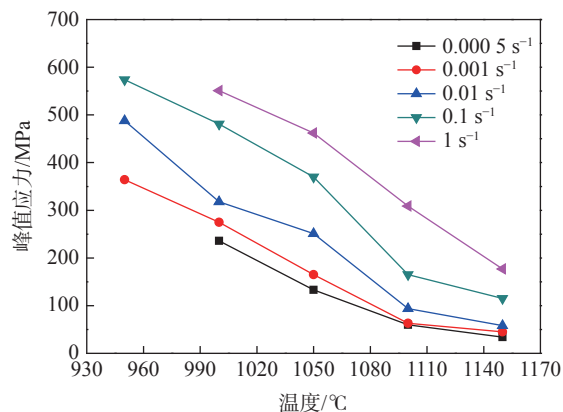


图6 峰值应力与变形条件的关系

Fig. 6 The relationship of peak stress and deformation conditions

通过将试验数据按式(1)~(3)的本构关系进行回归,可以获得 GH4065A 合金 Z 参数和峰值应力关系表达式:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left[\frac{873083.1001}{RT} \right] \quad (4)$$

$$\dot{\epsilon} = 2.2157 \times 10^{-32} [\sinh(0.0044\sigma)]^{4.34964} \exp \left[-\frac{873083.1001}{RT} \right] \quad (5)$$

通过上述关系式可以获得峰值应力与 Z 参数的关系如图7所示,图中实线为本构方程计算值,数据散点是试验测试值,可以看出试验值与计算值线性相关系数为 $r=0.9888$,说明模型计算值与试验值拟合较好。

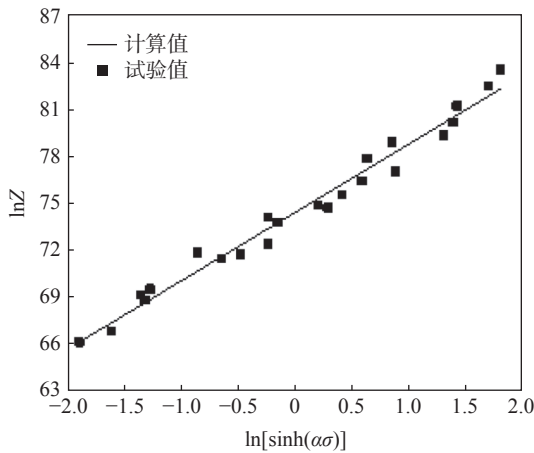


图7 峰值应力试验值和计算值拟合关系

Fig. 7 Correlation of experimental data and fitted data of peak stresses

以工程应变量为50%的压缩试验数据,采用动态材料模型方法绘制 GH4065A 在50%工程应变下的热加工图(图8),其中,阴影部分为 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 区域,即加工失稳区。从图8可以看出耗散效率因子 η 的极大值出现在 $\ln\dot{\epsilon} < -7$ 且温度在 $1090 \sim 1120^\circ\text{C}$ 范围时, η 可取到0.65。但是 $\ln\dot{\epsilon} = 7$ 对应的应变速率约为 0.001 s^{-1} ,对于快锻机开坯过程很难达到如此之低的应变速率。 η 的另一个极大值出现在 $\ln\dot{\epsilon}$ 从0到-2.5,温度在 $1100 \sim 1130^\circ\text{C}$ 范围, η 可取到0.43。这个范围对应的应变速率为 $1 \sim 0.08 \text{ s}^{-1}$,是快锻机可以达到的范围。因此在此范围内运用快锻机开坯可获得最佳功率耗散率。图中阴影部分为流变失稳区域。在快锻机的应变速率范围 $1 \sim 0.05 \text{ s}^{-1}$ 内($\ln\dot{\epsilon}$ 范围0至-3), 1050°C 以上温度为可稳定变形区域。在较低的应变速率范围内, GH4065A 可以进行低于 1050°C 的变形,但在工业生产开坯过程中不会涉及到。

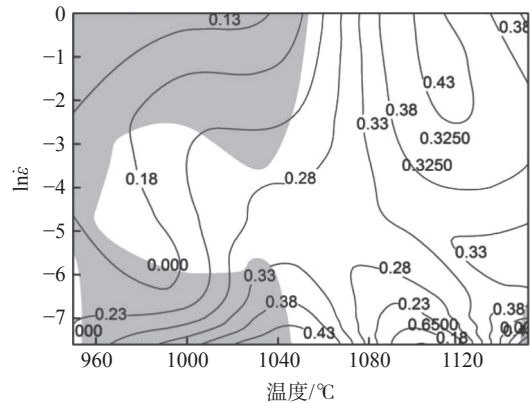


图8 GH4065A 在50%工程应变量时的热加工和失稳判据
Fig. 8 Thermal processing map and instability criterion map of GH4065A at the 50% engineering strain

2.4 GH4065A 热变形过程中的组织演变

2.4.1 变形温度对 GH4065A 组织的影响

图9为工程应变量为50%时应变速率和变形温度对组织演变的影响。其中,横向代表等应变速率下变形温度由高至低产生的变形组织。结果显示,当应变速率 $\geq 0.001 \text{ s}^{-1}$ 时, γ' 相在 1050°C 时开始弥散析出。在更低的应变速率 0.0005 s^{-1} 变形时, γ' 相在 1050°C 还没有弥散析出,而在更低的变形温度 1000°C 时弥散析出。当 γ' 相弥散析出时,弥散强化效果显著提高,合金的变形抗力也大幅度提升,变形变得更加困难。因此,在 GH4065A 合金变形过程中应该尽量避免 γ' 相弥散析出的情况。对比各种条件下组织再结晶的情况,可以看出温度为 1150°C 时,在 0.01 、 0.001 、 0.0005 s^{-1} 三个变形速率条件下可以产生完全再结晶,而当温度降至 1100°C 时,各种应变速率均不能使组织完全再结晶。此外,温度为 1150°C 时,在 0.01 、 0.001 、 0.0005 s^{-1} 变形速率条件下的平均晶粒尺寸分别约为 100 、 150 、 $200 \mu\text{m}$ 。

2.4.2 应变速率对 GH4065A 组织的影响

图9中纵向代表等变形温度下不同应变速率对组织产生的影响。其中,在 1150°C 时,从应变速率 1 s^{-1} 至 0.0005 s^{-1} ,再结晶程度随应变速率降低而逐渐增加, 0.01 、 0.001 、 0.0005 s^{-1} 三组应变速率下生成的组织基本可视为完全再结晶。但是其完全再结晶的晶粒尺寸均偏大,主要是由于应变速率越低时,已经发生了动态再结晶的晶粒在该温度下快速长大所导致。在 1100°C 时,仅在极低的应变速率 0.0005 s^{-1} 时生成的组织发生了完全再结晶,其它应变速率下产生的组织均未能产生完全再结晶。因此,运用常规的动态再结晶原理变形的温度窗口

为 $1\,150 \sim 1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}$, 并且要求工程应变量为 50% 、变形速率为 $0.000\,5\text{ s}^{-1}$ 。在温度低于 $1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 变形非常容易产生 γ' 弥散析出组织, 从而导致合金被迅速强化, 使变形更加困难。若要避免 γ' 弥散析

出, 则需要将变形速率降至 $0.000\,5\text{ s}^{-1}$ 。并且在该条件下变形产生的再结晶晶粒由于变形速率过慢易长得粗大, 直径可达 $200\text{ }\mu\text{m}$ 。因此, 这种变形工艺不是适合生产现场的变形工艺。

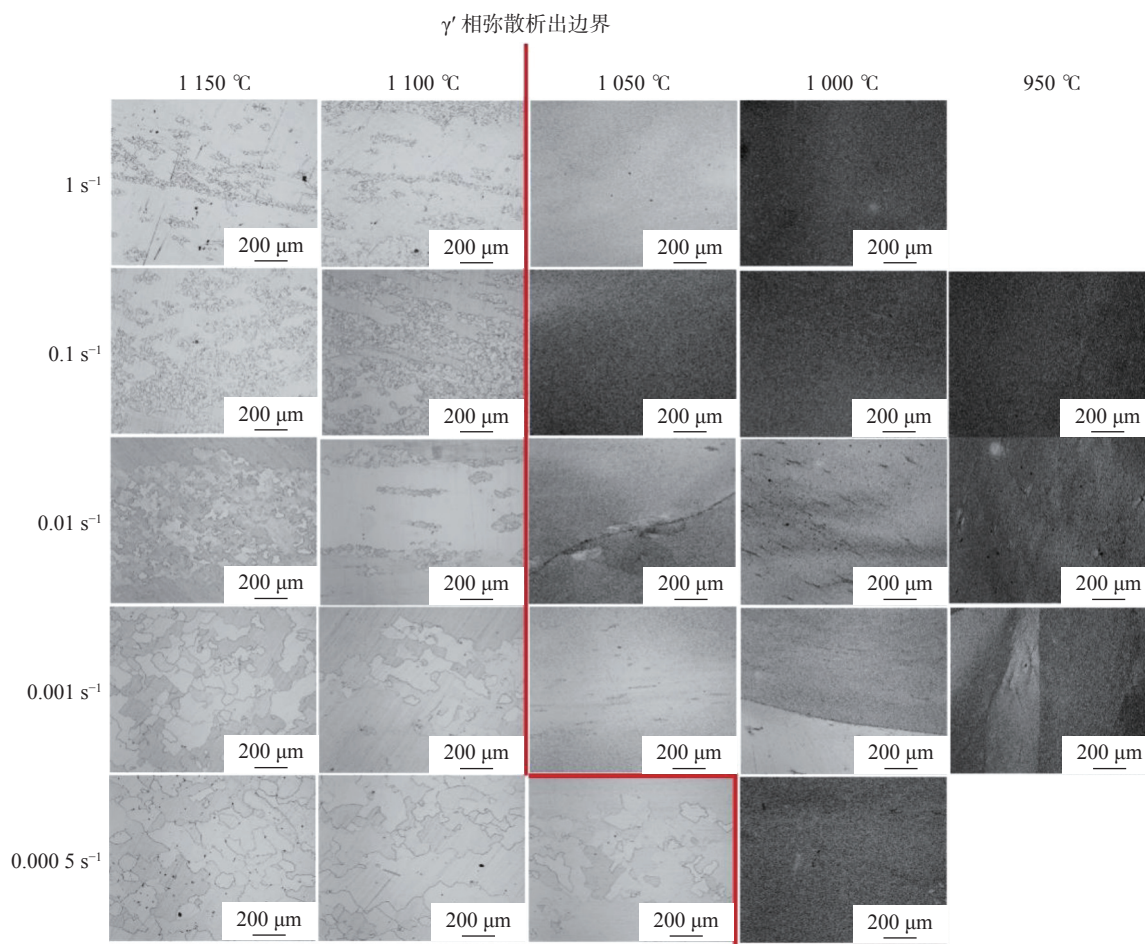


图 9 工程应变量为 50% 时变形温度和变形速率对组织的影响

Fig. 9 The impact of deformation temperature and strain rate on microstructures at the 50% engineering strain

图 10 为工程应变量为 70% 时变形温度和变形速率对组织产生的影响。在应变速率为 0.001 s^{-1} 时, 虽然可以实现组织完全再结晶, 但是由于过于低的应变速率会导致晶粒尺寸生长得较为粗大。在 0.01 s^{-1} 的应变速率下, 从 $1\,150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 至 $1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 基本都可以实现组织完全再结晶, 并且晶粒尺寸较细小。在应变速率为 0.1 s^{-1} 时, 仅在 $1\,150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 就可以实现完全再结晶, 当温度降至 $1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 只能实现大部分组织的再结晶。在应变速率为 1 s^{-1} , 温度为 $1\,150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时也不能实现组织的完全再结晶。此外, 图 10 还明显显示出较低的应变速率可以延迟 γ' 相弥散析出规律, 即在 0.001 s^{-1} 和 0.01 s^{-1} 变形速率时,

γ' 相低于 $1\,000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 才弥散析出。对比图 9 和图 10 中的 0.001 s^{-1} 和 0.01 s^{-1} 两组变形速率可以看出, 50% 工程应变时, 温度降至 $1\,050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时 γ' 相就弥散析出了, 而 70% 工程应变时温度降至 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 才弥散析出, 即较大的工程应变也可以延迟 γ' 相的弥散析出。

30% 工程应变时, 几乎没有完全再结晶的条件。并且, 部分再结晶的比例也非常低。对于 γ' 相弥散析出条件而言, 完全没有 50% 和 70% 工程应变时的延迟效果。因此, 30% 工程应变对于 GH4065A 合金开坯工艺而言太低了。

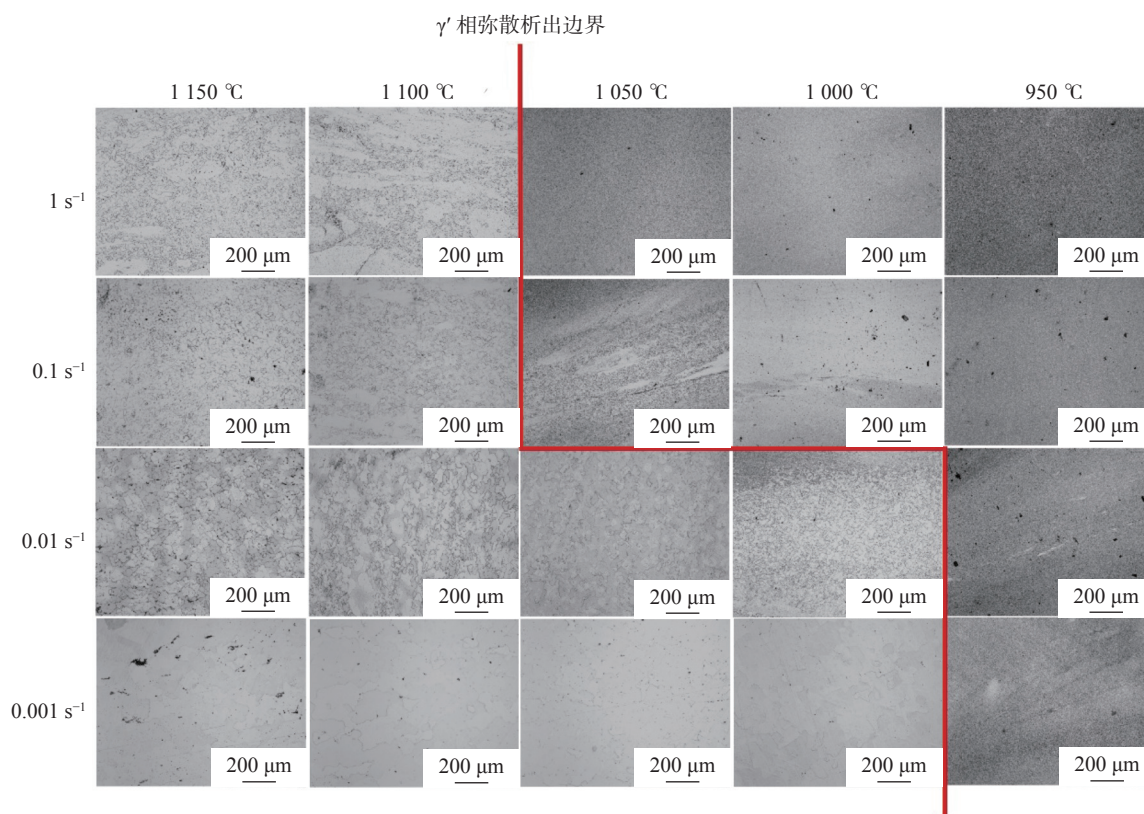


图 10 工程应变量为 70% 时变形温度和变形速率对组织的影响

Fig. 10 The impact of deformation temperature and strain rate on microstructures at the 70% engineering strain

综合上述不同工程应变变量下变形温度和应变速率对组织的影响,可以看出较大工程应变变量才能使 GH4065A 组织产生较大范围的再结晶。但是在 Gleeble 试验过程,70% 工程应变变量几乎都会导致样品的大幅度开裂。因此,在现场开坯时可能存在 70% 工程应变变量难以实现的问题。所以 50% 的工程应变变量是较为稳妥的方式。

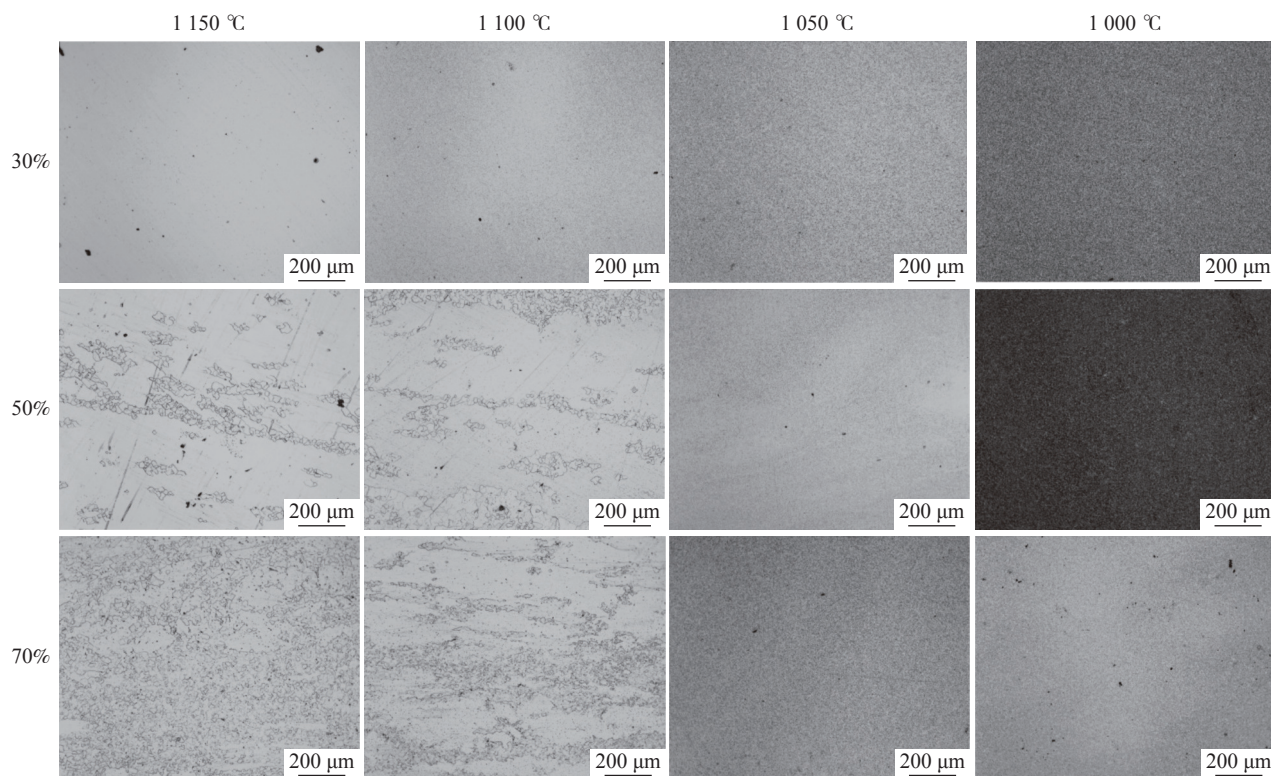
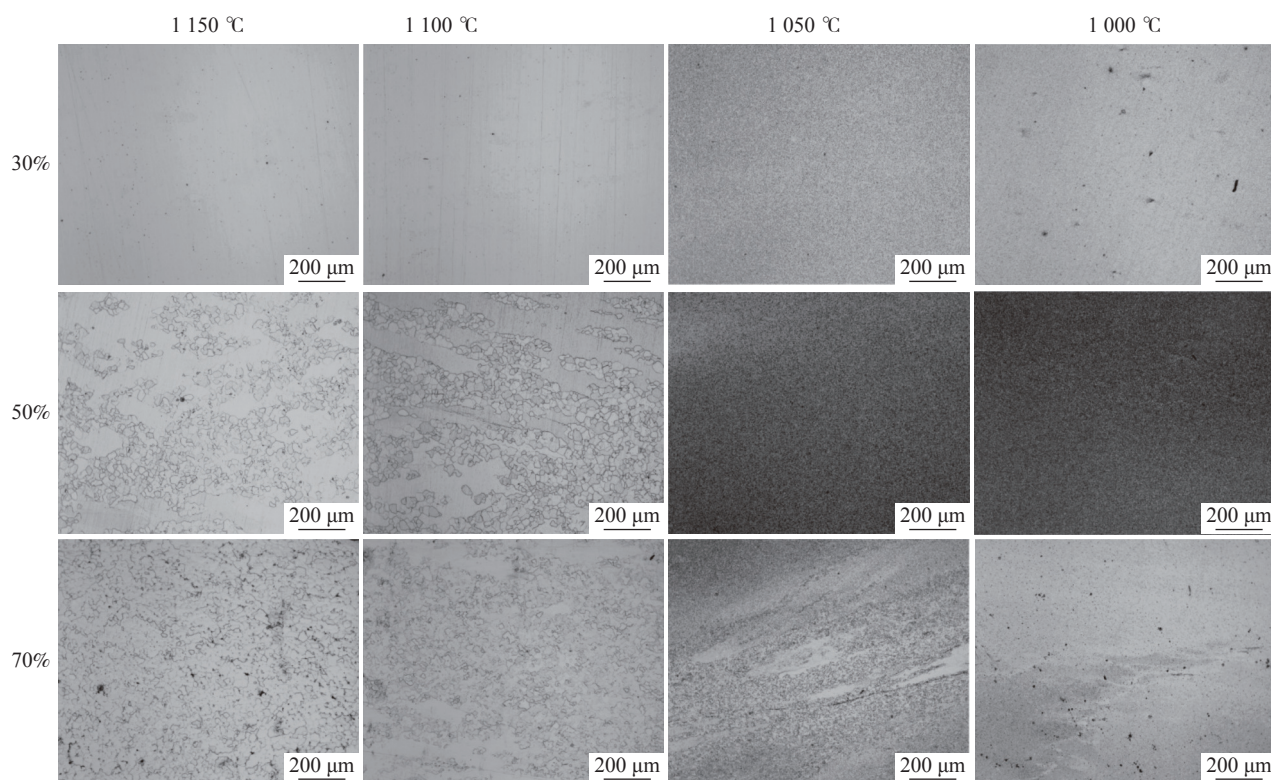
2.4.3 工程应变变量对 GH4065A 组织的影响

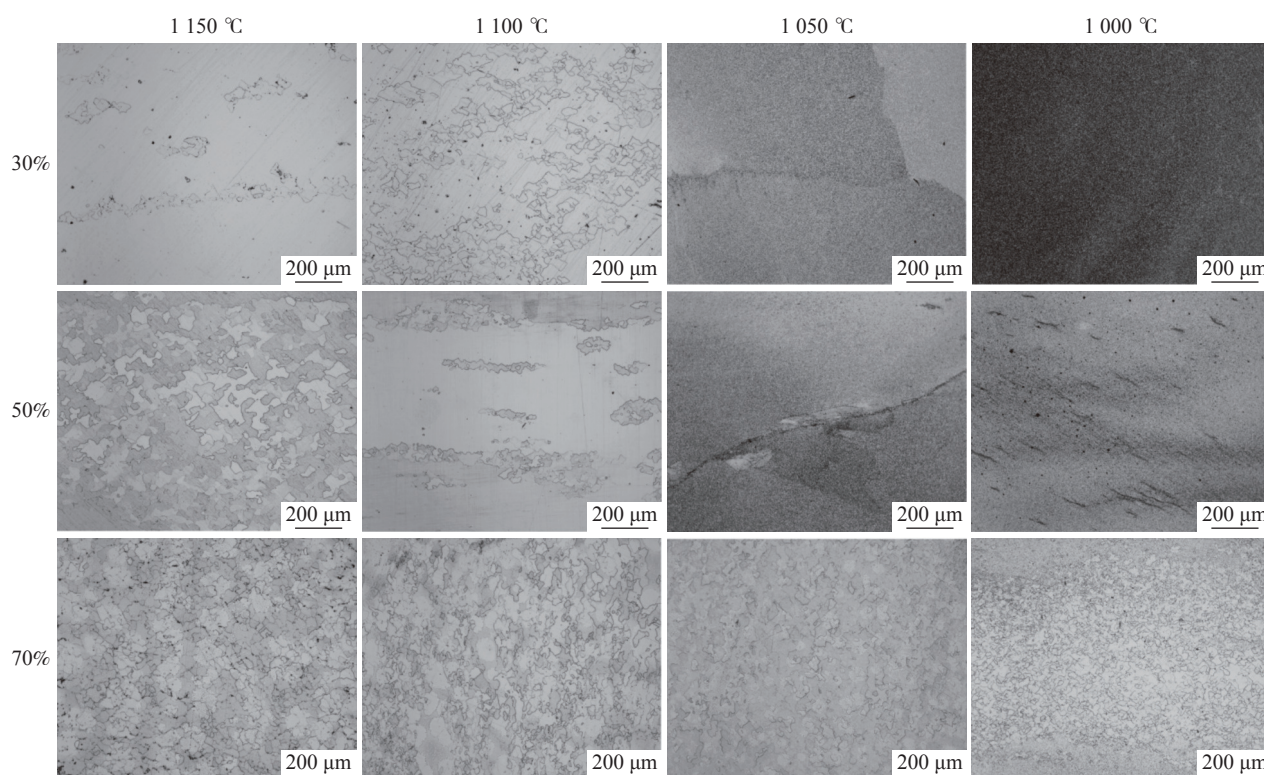
图 11 为应变速率 1 s^{-1} 时工程应变量和变形温度对 GH4065A 组织的影响。从图 11 可以看出在如此高的应变速率下,没有样品可以实现完全再结晶。除此之外,1100 °C 以上时,当工程应变变量达到 50% 和 70% 时,组织有部分再结晶。总体而言,在 1100 °C 以上时,组织再结晶程度随工程应变变量增加而增加。

图 12 为应变速率 0.1 s^{-1} 时工程应变量和变形温度对 GH4065A 组织的影响。从图 12 可以看出,在工程应变量为 70% 时,在 1150 °C 变形时可以完全再结晶,并且形成的再结晶晶粒较为细小。随着变形温度的降低,70% 工程应变变量在 1100 °C 和 1050 °C 再结晶程度逐次降低。在温度低至 1000 °C 时,70% 工程应变变量也不能使组织产生再

结晶。在 50% 工程应变量的情况下,1150 °C 和 1100 °C 可以使组织部分再结晶,但温度降至 1050 °C 及以下时, γ' 相弥散析出,组织未发生再结晶。30% 的工程应变变量条件下,在 1150 °C 和 1100 °C 变形均不能使组织发生再结晶,而温度降到 1050 °C 及以下时, γ' 相弥散析出,组织无法继续变形。因此,在大工程应变变量条件下,GH4065A 更容易完全再结晶,这是由应变诱导 γ' 相析出效应导致。该效应是 γ' 相质量分数超过 35% 合金的共同特征,且随着 γ' 质量分数的持续提高,其自发性显著增大。在工程应变变量仅为 50% 的条件下,需要在 γ' 相析出温度以上采用较慢的变形速率才能保证完全再结晶,并且由于温度较高而易导致再结晶晶粒的粗大。

图 13 为应变速率 0.01 s^{-1} 时工程应变量和变形温度对 GH4065A 组织的影响。从图 13 可以看出,在工程应变量为 70% 时,从 1150 °C 到 1000 °C 都能形成完全再结晶组织,并且形成的再结晶晶粒随变形温度的降低而减小。而在工程应变量为 50% 时,仅在 1150 °C 就发生了完全再结晶。并且在工程应变量为 70% 时,完全再结晶发生的温度范围要显著宽于 50%。因此,与图 12 中所得出的规律相同,大工程应变变量可以增加组织再结晶的温度范围。

图 11 变形速率 1 s^{-1} 时工程应变对组织的影响Fig. 11 The impact of engineering strain on microstructures at the 1 s^{-1} strain rate图 12 变形速率 0.1 s^{-1} 时工程应变对组织的影响Fig. 12 The impact of engineering strain on microstructures at the 0.1 s^{-1} strain rate

图 13 变形速率 0.01 s^{-1} 时工程应变对组织的影响Fig. 13 The impact of engineering strain on microstructures at the 0.01 s^{-1} strain rate

综合上述情况,可以总结在不同温度、工程应变量和应变速率条件下, GH4065A 组织的再结晶规律如图 14 所示。可以看出 0.01 s^{-1} 应变速率和 70% 工程应变可以实现较大温度范围的组织再结晶。在 0.1 s^{-1} 应变速率时, 70% 工程应变量的部

分再结晶和完全再结晶范围比 50% 工程应变量大, 并且在 30% 工程应变时不能使组织再结晶。在 1 s^{-1} 应变速率时, 没有能够使组织完全再结晶的条件。总体而言, 较大工程应变可以使得再结晶程度提升的趋势较为明显。

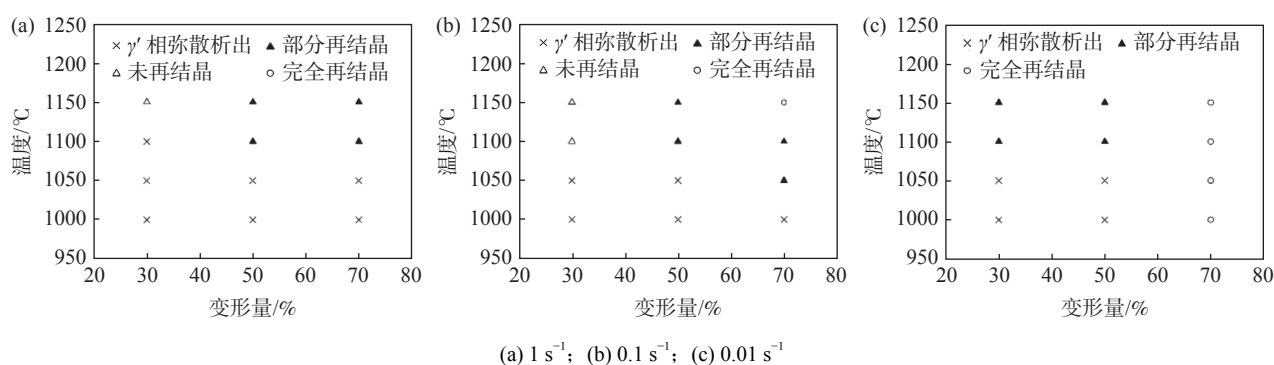


图 14 GH4065A 合金发生完全动态再结晶条件

Fig. 14 Full dynamic recrystallization map of GH4065A

3 结论

通过对 GH4065A 合金样品进行热力压缩试验, 获得了如下结论:

1) 通过 Gleeble 热压缩模拟获得了变形的工艺

参数 (温度、应变速率和工程应变) 对流变应力的影响规律, 并建立起变形本构方程。通过试验数据绘制了 GH4065A 合金的热加工图和失稳图, 明确了 GH4065A 最佳变形工艺区间。并结合生产现场快锻机的变形条件, 认为适合快锻机开坯的工艺条

件为应变速率 $1 \sim 0.08 \text{ s}^{-1}$, 温度 $1100 \sim 1130 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

2)总结了变形后组织的再结晶规律,明确了 γ' 相弥散析出的边界、未再结晶工艺条件、部分再结晶工艺条件、完全再结晶工艺条件。认为大工程应

变量有利于 GH4065A 完全再结晶,较低的应变速率有利于 GH4065A 完全再结晶。结合生产现场快锻机的变形条件,明确了快锻机单道次变形难以使其完全再结晶,而需要在 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 附近多道次变形。

参考文献

- [1] Heaney J A, Lasonde M L, Powell A M, *et al.* Development of a new cast and wrought alloy (Rene65) for high temperature disk applications[C]//Proceedings of the 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives. USA, Pittsburgh: TMS, 2014: 67-77.
- [2] Bond B J, O'Brien C M, Russell J L, *et al.* Rene65 billet material for forged turbine components[C]//Proceedings of the 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives. USA, Pittsburgh: TMS, 2014: 107-118.
- [3] Wojcik T, Rath M, Kozeschnik E. Characterisation of secondary phases in Ni-based superalloy Rene 65[J]. Materials Science and Technology, 2018, 34: 1-7.
- [4] Zhao Guangpu, Huang Shuo, Zhang Beijiang, *et al.* Microstructure control and mechanical properties of the newest nickel-based wrought superalloy GH4065A[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2015, 27(2): 40-47.
(赵光普, 黄烁, 张北江, 等. 新一代镍基变形高温合金GH4065A的组织控制与力学性能[J]. 钢铁研究学报, 2015, 27(2): 40-47.)
- [5] Du Jinhui, Zhao Guangpu, Deng Qun, *et al.* Development of wrought superalloy in China[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2016, 36(3): 27-39.
(杜金辉, 赵光普, 邓群, 等. 中国变形高温合金研制进展[J]. 航空材料学报, 2016, 36(3): 27-39.)
- [6] Liu Qiaomu, Huang Shunzhou, Liu Jia, *et al.* Progress and application of high temperature structural materials on aero-engine[J]. Gas Turbine Experiment and Research, 2014, 27(4): 51-56.
(刘巧沐, 黄顺洲, 刘佳, 等. 高温材料研究进展及其在航空发动机上的应用[J]. 燃气轮机试验与研究, 2014, 27(4): 51-56.)
- [7] Zhang Beijiang, Zhao Guangpu, Zhang Wenyun, *et al.* Investigation of high performance disc alloy Gh4065 and associated advanced processing technologies[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(10): 1227-1234.
(张北江, 赵光普, 张文云, 等. 高性能涡轮盘材料GH4065及其先进制备技术研究[J]. 金属学报, 2015, 51(10): 1227-1234.)
- [8] Zhang Beijiang, Huang Shuo, Zhang Wenyun, *et al.* Recent development of nickel-based disc alloys and corresponding cast-wrought processing techniques[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(9): 1095-1114.
(张北江, 黄烁, 张文云, 等. 变形高温合金盘材及其制备技术研究进展[J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1095-1114.)
- [9] Laurence A, Cormier J, Villechaise P, *et al.* Impact of the solution cooling rate and of thermal aging on the creep properties of the new cast & wrought rene 65 ni-based superalloy[C]//Proceedings of the 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives. USA, Pittsburgh: TMS, 2014: 333-348.
- [10] Olufayo O A, Che H, Songmene V, *et al.* Machinability of Rene 65 superalloy[J]. Materials, 2019, 12: 2034.
- [11] Huang Shuo, Zhang Beijiang, Tian Qiang, *et al.* Isothermal and static oxidation behavior of superalloy GH4065A[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2016, 28(7): 55-60.
(黄烁, 张北江, 田强, 等. 高温合金GH4065A的恒温静态氧化行为[J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(7): 55-60.)
- [12] Wang Zixing, Huang Shuo, Zhang Beijiang, *et al.* Study on freckle of a high-alloyed GH4065 nickel base wrought superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(3): 417-426.
(王资兴, 黄烁, 张北江, 等. 高合金化GH4065镍基变形高温合金点状偏析研究[J]. 金属学报, 2019, 55(3): 417-426.)
- [13] Dong Jianxin. Extrusion and microstructure control of nickel based alloy pipe [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2014: 26-37.
(董建新. 镍基合金管材挤压及组织控制[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2014: 26-37.)