https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20240118

GH4169合金扩散连接界面区热变形特性研究

徐勤思[1]，张洺川[1,2]，刘 意[2]，蔡雨升[2]，牟义强[1]，任德春[2]，吉海宾[2]，雷家峰[2]

（1. 沈阳航空航天大学 民用航空学院，辽宁 沈阳 110136）

（2. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心，辽宁 沈阳 110016）

摘 要：采用Gleeble 3800热机械模拟实验机对GH4169合金扩散连接区进行热压缩试验，在变形温度为1213~1333 K和应变速率为0.01~10 s^{-1}的范围内，研究了GH4169合金扩散连接区的热变形行为。结果表明，通过热变形可以有效消除GH4169合金扩散界面的“连接线”。扩散连接界面区的δ相演化情况受变形条件的影响。变形温度低于δ相的溶解温度时，残存球化的δ相阻碍再结晶形核晶粒的长大，影响后续再结晶过程，降低应变速率可以促进δ相的球化程度；变形温度高于δ相的溶解温度时，δ相溶解为再结晶提供额外的驱动力，再结晶程度显著提升。采用基于应变补偿的双曲正弦型Arrhenius本构方描述GH4169合金扩散连接区流变应力与变形条件间的关系，本构方程的计算值与实验值吻合较好。根据GH4169合金扩散连接区的动态模型构建热加工图，确定了最佳加工参数范围为：变形温度为1310~1333 K、应变速率为0.01~0.05 s^{-1}。

关键词：GH4169合金；连接线；扩散连接区；热变形；δ相；本构方程；热加工图

中图法分类号：TG146.1+5；TG132.3+3 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2025)07-1864-09

1 引 言

镍基高温合金具有优异的机械性能、良好的耐蚀性和抗氧化性，被广泛用于航空航天等领域高温构件的制造，其中GH4169合金是应用较为广泛的镍基高温合金之一[1–3]。随着航空航天等领域装备性能的提升，一些结构部件的设计趋于复杂化，例如蜂窝状结构、格子桁架结构等[4-5]。这些复杂结构部件通过传统加工方式生产制备时普遍存在一定的限制，例如加工精度偏差、焊接裂纹和脆性相生成等，严重影响了部件的使用性能，对材料性能与加工技术提出了更高的要求。扩散连接（diffusion bonding, DB）是一种较先进的固相焊接技术，可以有效避免传统焊接方法造成的凝固裂纹、组织差异以及脆性相引入等问题，该技术的发展为精密、复杂结构部件高质量、整体化成形提供了新思路[6-9]。

“连接线”（bond line, BL）是高温合金材料扩散连接界面处较为典型的特征之一。这种扩散界面的“连接线”往往是由碳氧化物在连接界面处沉淀所形成，而碳元素对镍基高温合金的性能至关重要，因此，界面“连接线”也是影响扩散连接镍基高温合金组织与性能的关键因素[10–11]。目前，有学者在其研究中提到了扩散连接界面“连接线”的现象特征，但关于其对接头的影响特性却并未进行深入研究报道。实际上，在前期的研究中发现，扩散界面“连接线”的存在会降低扩散接头的力学性能，尤其是延伸率，严重制约了扩散连接高温合金的实际运用。如何消除扩散界面“连接线”的影响对扩散连接在高温合金的应用具有重要意义，而目前尚未有相关研究对此进行报道。

热变形是金属材料加工过程至关重要的一项工艺，可以对成形部件的组织和性能进行一定改善[12–14]。基于这一特性，热变形成为消除高温合金扩散界面“连接线”这一组织特征的有效方法。高温合金在热变形过程中存在复杂的组织演变行为，而扩散连接高温合金材料热变形特性尚不清晰。本研究通过进行热压缩试验，研究GH4169合金扩散连接区在不同变形条件下的热变形行为，揭示扩散区的热变形本构模型、建立相应的热加工图，为消除高温合金扩散界面“连接线”和调控组织性能提供理论支撑，为航空航天领域高可靠性构件研制奠定技术基础。

2 实 验

采用的GH4169合金锻造棒材的化学成分见表1，棒材组织为均匀的等轴晶，存在少量的孪晶、δ相及碳化物，如图1所示。将2段GH4169合金棒材放置在保护气氛热压炉中进行保温保压扩散连接，获得扩散连接的GH4169合金试样。

在扩散连接试样的1/2半径处抽取直径为8 mm、高度为12 mm的热压缩试样，扩散连接界面位于热压缩试

收稿日期：2024-07-05

作者简介：徐勤思，女，1987年生，博士，讲师，沈阳航空航天大学民用航空学院，辽宁 沈阳 110136，E-mail：xqs@sau.edu.cn

样中心处。采用 Gleeble 3800 热机械模拟实验机对试样进行热压缩实验，变形温度为 1213~1333 K，应变速率为 0.01、0.1、1 和 10 s^{-1}，实验过程示意图如图 2 所示。在试样和压头之间放置石墨箔片作为润滑剂，以减少摩擦。实验在真空度为 13.3 Pa 的环境下进行，将试样加热到预设温度后保温 3 min，以使试样温度均匀，随后压缩到预设的应变后，立即水淬以保持变形组织。沿平行于压缩方向切取样品用于组织表征。采用型号为 ZEISS AXIOVERT 200 MAT 的金相（OM）显微镜和配备了 Ultim MaxN 硅漂移型能谱仪（EDS）的 MIRA 3 型场发射扫描电子显微镜（SEM）对试样微观组织进行观察分析。

3　结果与讨论

3.1　扩散连接区显微组织

GH4169 合金扩散连接区的显微组织如图 3 所示。可以看出，连接界面处实现了完全冶金结合，无孔隙等缺陷。扩散连接区由界面扩散区（区域I）以及基体母材区（区域II）构成。扩散连接区中不同区域的 δ 相呈现不同的形貌和分布特征。区域I中的 δ 相主要呈颗粒状，主要分布在晶粒晶界周围以及界面“连接线”处；区域II中的 δ 相主要以长针状集中分布在晶粒内部，呈魏氏体状。由此可见，GH4169 合金扩散连接区的“连接线”主要由连接界面处的 δ 相和不同尺寸的碳化物构成。

表 1　GH4169 合金的化学成分

Table 1　Chemical composition of GH4169 alloy (wt%)

Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Co	C	Fe
53.6	17.97	5.43	3.00	1.03	0.51	0.26	0.027	Bal.

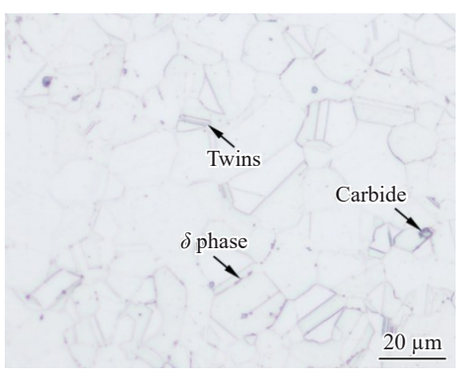


图 1　锻造 GH4169 合金的显微组织

Fig.1　Microstructure of as-received GH4169 alloy

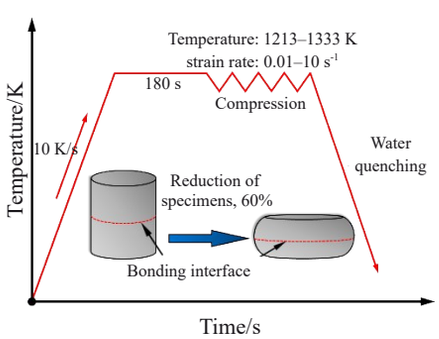


图 2　GH4169 合金扩散连接区热压缩试样尺寸及过程示意图

Fig.2　Schematic diagram of thermal compression process for diffusion bonding alloy GH4169

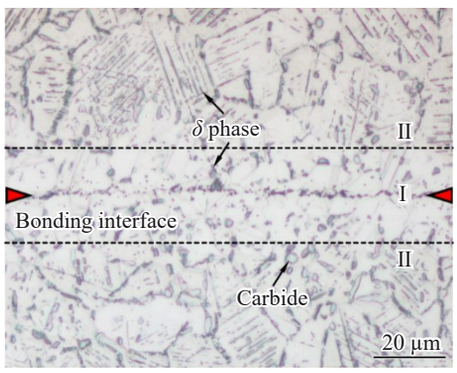


图 3　GH4169 合金扩散连接区的显微组织

Fig.3　Microstructure of diffusion bonded region of GH4169 alloy

3.2　扩散连接区真应力-真应变曲线

GH4169 合金扩散连接区在不同变形条件下的真应力-真应变曲线如图 4 所示。可以看出，在同一变形温度下，GH4169 合金扩散连接区的应力水平随着应变速率的增加而增加。曲线大致可以划分为 3 个阶段：第 1 阶段，发生在变形初期，流变应力迅速增加达到第 1 个峰值，然后迅速降低或趋于稳定；第 2 阶段，达到第 1 个应力峰值后，出现了 1 个应力增加相对缓和的阶段，随后达到第 2 个应力峰值；第 3 阶段，流变应力达到峰值后，在较多应变能的积累下趋于减小，发生动态恢复和再结晶，导致材料软化。

造成上述现象的原因是由于变形初期晶粒内大量激增的位错运动被晶界阻挡，导致应力迅速增加。随变形量的逐渐增加，位错运动跨越晶界进行，此时位错的湮灭和亚结构晶粒生产所引起的软化并不足以补偿位错密度增加引起的硬化[15-17]。由于 GH4169 合金具有较低的层错能，在变形过程中位错扩展宽度较大，难以集束，使得螺型位错的交滑移和刃型位错的攀移行为受到限制，难以发生异号位错之间的相互湮灭，因此随着应变速率的提高，合金内部位错数量激增，加工硬化程度增加，从而导致合金的抗变形能力增强[18–19]。

值得注意的是，当变形温度较低、应变速率相对较快的情况下，曲线出现明显波动，并在变形后期出现了应力异常升高的二次硬化现象（如图 4a 中箭头所示），这可能与扩散连接区中的 δ 相在该温度下演化行为有关，后面结合显微组织进一步分析。

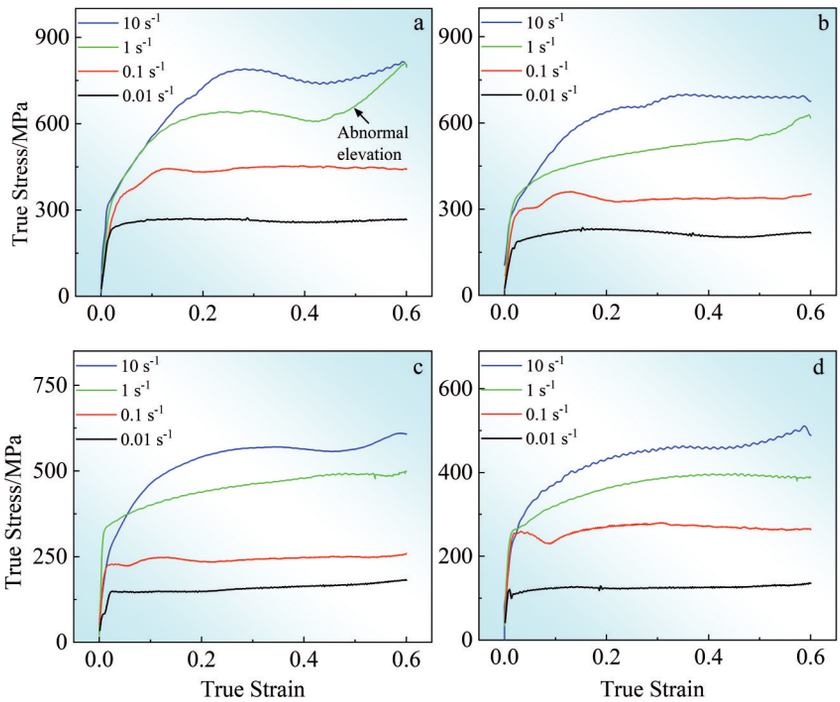


图4 GH4169合金扩散连接区在不同温度下的真应力-真应变曲线

Fig.4 True stress-true strain curves of diffusion bonded region of GH4169 alloy at various temperatures: (a) 1213 K, (b) 1253 K, (c) 1293 K, and (d) 1333 K

3.3 热变形微观组织演变

图5为变形温度1213 K时GH4169合金扩散连接区在不同应变速率下的微观组织。可以看出，变形后扩散连接区的原始连接界面周围均富集了大量的呈条带状黑色物相，这是由于该温度低于组织中δ相的溶解温度，组织中魏氏体状的δ相在变形过程中破碎、球化，但并未溶解，并在组织中堆积而造成的。值得注意的是，当应变速率较低时，组织中δ相的球化程度较高，较多再结晶的细小晶粒沿变形的原始晶粒晶界处集中分布（图5a）；随着应变速率的增大，δ相的球化程度降低，组织中仍保留着部分长针状或短棒状δ相，再结晶程度显著降低，晶粒被拉长变形，呈纤维状（如图5b~5d中红色圆圈处所示）。

应变速率为0.01 s^{-1}时，GH4169合金扩散连接区在不同变形温度下的金相显微组织如图6所示。可以看出，随着变形温度的不断提升，组织中δ相逐渐溶解，数量不断减少，再结晶程度不断提升（图6a、6b）。当变形温度达到1293 K时，原本扩散连接区的界面“连接线”现象消失（图6c）。当变形温度达到1333 K时，组织中的δ相完全溶解，实现了完全再结晶（图6d）。

δ相的形貌和数量对扩散连接区热变形过程中的组织演变有着显著的影响作用[20-23]。在热变形过程中，位错会在δ相周围堆积，使得δ相附近应力集中[17,22–23]，当达到应力极限时，δ相就会发生破碎断裂。在较低速率下变形过程相对较慢，组织中初始的δ相有较充足的演变时间进行的断裂；另一方面，较低的应变速率可以为Nb原子的扩散提供更为充足的时间[22–23]，因此，δ相的球化程度显著提升（如图5a所示）。δ相的演化行为对再结晶的程度也有着较为重要的影响。一方面，δ相的球化和溶解能够为再结晶晶粒提供更多的形核位置[20–21]，能促进动态回复和再结晶的软化过程进行；另一方面，δ相的钉扎作用在变形过程中会阻碍晶界的延伸。再结晶形核往往倾向于先在晶界处进行，当形核完成后，会向晶粒内继续形核长大，而晶粒内残存的δ相会起到阻碍作用，继而再结晶的程度也相应受到影响，因此，在变形后期，再结晶过程受到阻碍，晶粒变形程度严重增加，发生局部塑形流动等失稳现象，曲线出现二次硬化现象（图4a）。

3.4 基于应变补偿的Arrhenius本构模型

由真应力应变曲线可知合金的热力学行为和流变应力之间存在一定的内在联系，通过构建本构模型进一步研究其热变形特征。过程如下[16,24–25]：

$$\dot{\varepsilon} = A_1\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\alpha\sigma < 0.8) \tag{1}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma)\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\alpha\sigma > 1.2) \tag{2}$$

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{3}$$

式中，$\dot{\varepsilon}$为应变速率（s^{-1}）；A_1、A_2、A为结构因子；α为材料应力水平常数；n为应力指数；R为理想气体常数（R=

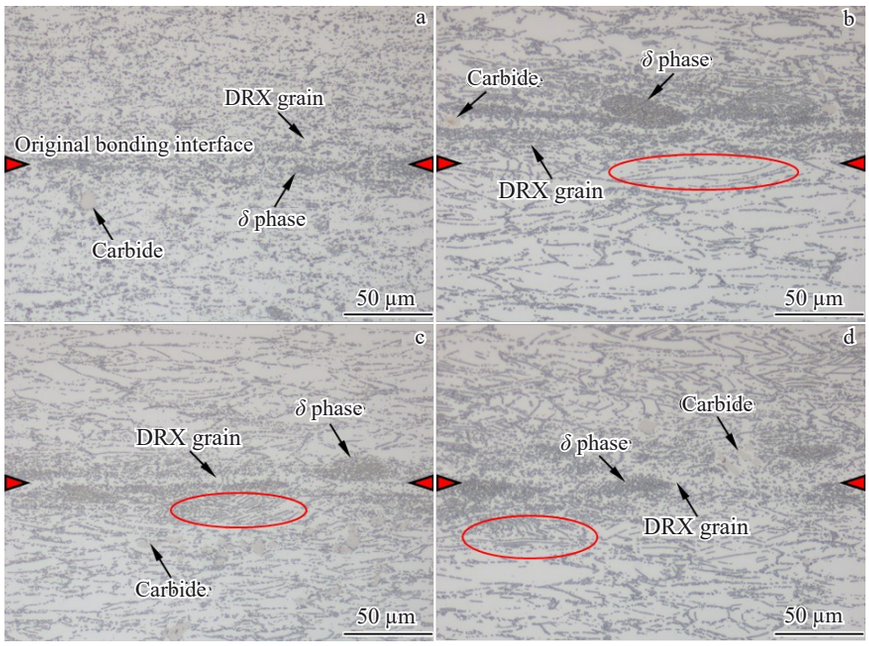


图5　变形温度为1213 K时GH4169合金扩散连接区在不同应变速率下的金相显微组织

Fig.5　OM images of diffusion-bonded region of GH4169 alloys at 1213 K with the strain rate of 0.01 s^{-1} (a), 0.1 s^{-1} (b), 1 s^{-1} (c), and 10 s^{-1} (d)

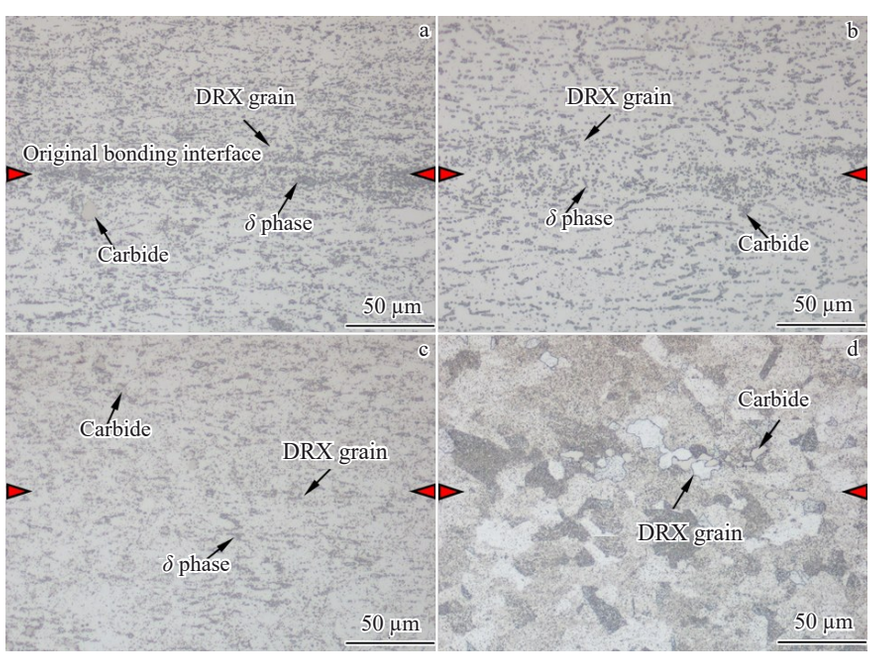


图6　应变速率为0.01 s^{-1}时不同变形温度下GH4169合金扩散连接区的金相显微组织

Fig.6　OM images of diffusion-bonded region of GH4169 alloys with the strain rate of 0.01 s^{-1} at different temperatures: (a) 1213 K, (b) 1253 K, (c) 1293 K, and (d) 1333 K

8.413 J·(mol·K)$^{-1}$)；Q为变形激活能(J/mol)，其反映材料热变形的难易程度，也是材料在热变形过程中重要的力学性能参数；T为变形温度(K)；σ为流变应力(MPa)。这里选取不同变形条件下的σ_p峰值应力数据用于建立本构方程。T和$\dot{\varepsilon}$之间的关系可以用Zener-Hollomon参数(Z)来表示，其物理意义是温度补偿变形速率因子[25]：

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A\left[\sinh\left(\alpha\sigma_p\right)\right]^n \tag{4}$$

对式(3)两边分别取自然对数，可以得到：

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A + \left(-\frac{Q}{RT}\right) + n\ln\left[\sinh\left(\alpha\sigma_p\right)\right] \tag{5}$$

图 7a 和 7b 分别给出了峰值应力条件下 $\ln\dot{\varepsilon}$–$\ln\sigma_p$ 和 $\ln\dot{\varepsilon}$–σ_p 之间的关系，对图 7a 和 7b 中不同温度下的数据进行线性拟合，并对图中不同温度下线性拟合直线的斜率取平均值，分别得到 n_1=61.063，β=0.1715，$\alpha=\beta/n_1$=0.0028。图 8a 和 8b 分别给出了峰值应力下 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$-$\ln\dot{\varepsilon}$ 以及 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$-1000/$T$ 之间的关系。对图中的数据进行线性拟合，可以看出曲线均呈现出较好的线性关系。对图 8a 和 8b 中拟合直线的斜率分别求取平均值，可得 n=0.23，b=12.313。

根据上述分析，可得到在该条件下的热变形激活能为 Q=443.2569 kJ/mol。对式(4)两侧取自然对数可得：

$$\ln Z = \ln\dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n\ln\left[\sinh\left(\alpha\sigma_p\right)\right] \tag{6}$$

将所求得 Q、α、n 以及 T、$\dot{\varepsilon}$、s 数值带入式(6)，即可绘制出 lnZ-ln[sinh($\alpha\sigma_p$)]关系图，如图 9 所示，图中直线截距为 ln$A$=40.6907，计算得出材料的结构因子 A=4.7×10^{17}。

将所求得的 α、Q、n 和 A 值带入式(3)中，得到本构方程为：

$$\dot{\varepsilon}=4.7\times10^{17}\left[\sinh\left(0.0028\sigma_p\right)\right]^{4.23616}\exp\left(-\frac{443.5407}{RT}\right) \tag{7}$$

采用包含 Zener-Holloman 参数的双曲正弦函数本构方程如式(8)所示，可用以预估特定应变下的流变应力。

$$\sigma=\frac{1}{\alpha}\ln\left\{\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n}+\left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{2/n}+1\right]^{1/2}\right\} \tag{8}$$

将所求得参数带入式(8)可得 GH4169 合金扩散连接区的流变应力方程：

$$\sigma=\frac{1}{0.0028}\ln\left\{\left(\frac{Z}{4.7\times10^{17}}\right)^{1/4.23616}+\left[\left(\frac{Z}{4.7\times10^{17}}\right)^{2/4.23616}+1\right]^{1/2}\right\} \tag{9}$$

应变对材料常数(α、n、Q 和 ln$A$)的影响十分显著，间接影响了材料的热变形行为[25–26]。为使得模型更为精确，根据不同应变下的材料常数(包括 α、n、Q 以及 ln$A$)对峰值应力下的本构方程进行修正，建立应变补偿的本构方程。文献[27]中指出，这些材料常数与真应变之间存在五阶多项式函数关系，所给出的关系式如式(10)所示。

$$\begin{cases}\alpha=\alpha_0+\alpha_1\varepsilon^1+\alpha_2\varepsilon^2+\alpha_3\varepsilon^3+\alpha_4\varepsilon^4+\alpha_5\varepsilon^5\\ n=n_0+n_1\varepsilon^1+n_2\varepsilon^2+n_3\varepsilon^3+n_4\varepsilon^4+n_5\varepsilon^5\\ Q=Q_0+Q_1\varepsilon^1+Q_2\varepsilon^2+Q_3\varepsilon^3+Q_4\varepsilon^4+Q_5\varepsilon^5\\ \ln A=A_0+A_1\varepsilon^1+A_2\varepsilon^2+A_3\varepsilon^3+A_4\varepsilon^4+A_5\varepsilon^5\end{cases} \tag{10}$$

通过对 α、n、Q 和 ln$A$ 进行五阶多项式拟合，得到的拟合曲线如图 10 所示。

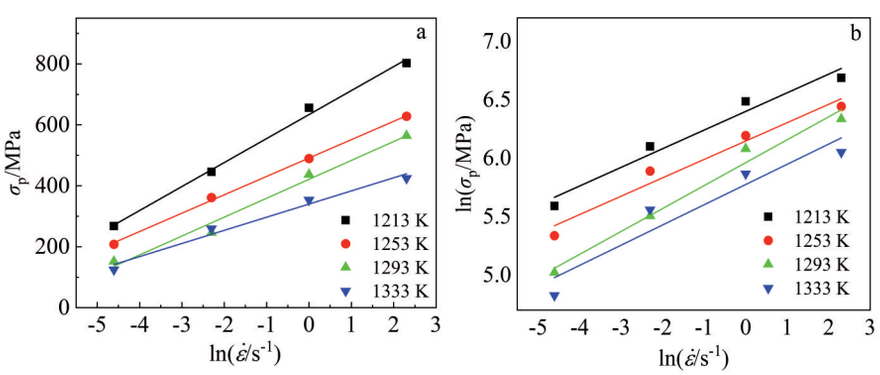


图 7　σ_p 和 $\ln\dot{\varepsilon}$ 的关系及 $\ln\sigma_p$ 和 $\ln\dot{\varepsilon}$ 的关系

Fig.7　Relationships between σ_p vs $\ln\dot{\varepsilon}$ (a) and between $\ln\sigma_p$ vs $\ln\dot{\varepsilon}$ (b)

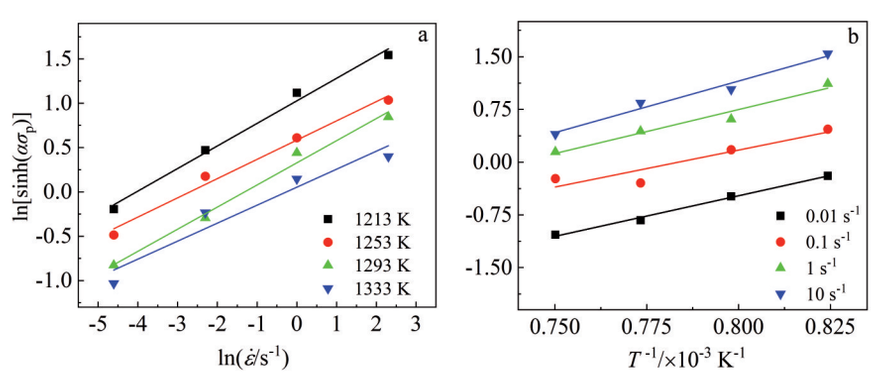


图 8　$\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 和 $\ln\dot{\varepsilon}$ 的关系及 $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ 和 1000/T 的关系

Fig.8　Relationships between $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$-$\ln\dot{\varepsilon}$ (a) and between $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$-1000/$T$ (b)

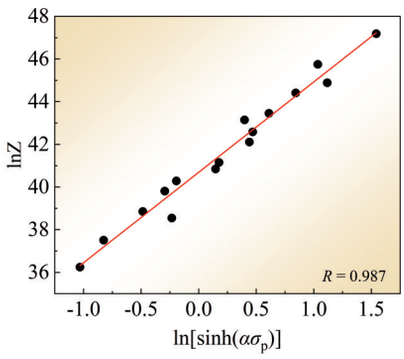


图 9　lnZ 和 ln[sinh($\alpha\sigma_p$)]的关系

Fig.9　Relationship between lnZ and ln[sinh($\alpha\sigma_p$)]

得到材料常数与真应变的关系后，即可通过应变补偿修正的本构方程预测特定应变下的流变应力。模型的精度可以通过计算得到模型的预测值与实验值的对比来检测，不同条件下实验测得的流变应力与应变补偿的本构方程预测流变应力之间的比较关系如图 11 所示。使用相关系数 R 与平均绝对相对误差（AARE）对预测数据与实验数据进行误差评估分析，表达式为[26]：

$$R=\frac{\sum_{i=1}^{N}\left(E_i-\bar{E}\right)\left(P_i-\bar{P}\right)}{\sqrt{\sum_{i=1}^{N}\left(E_i-\bar{E}\right)^2\sum_{i=1}^{N}\left(P_i-\bar{P}\right)^2}} \tag{11}$$

$$\mathrm{AARE}=\frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\left|\frac{E_i-P_i}{E_i}\right|\times 100\% \tag{12}$$

式中，E_i 为实验流变应力值，$\bar{E}$ 为实验流变应力的平均值，P_i 为预测流变应力值，$\bar{P}$ 为预测流变应力的平均值。模型预测的评价结果如图 12 所示，R 为 97.7%，AARE 为 8.25%，这表明应变补偿修正后的本构模型相适度较好，能较为准确的描述 GH4169 合金扩散连接区的热变形行为。

3.5　GH4169 合金扩散连接区热加工图

根据动态材料模型（dynamic materials model，DMM）构建热加工图，进一步研究 GH4169 合金扩散连接区的变形演化机制和安全加工区。

材料在变形过程中吸收的总能量（P）为[28]：

$$P=\sigma\dot{\varepsilon}=G+J=\int_0^{\dot{\varepsilon}}\sigma\mathrm{d}\dot{\varepsilon}+\int_0^{\dot{\varepsilon}}\dot{\varepsilon}\mathrm{d}\sigma \tag{13}$$

其中，G 和 J 分别表示变形耗散的能量和组织演化所用的能量，二者的功率分配由应变速率敏感系数 m 来确定[29]：

$$m=\frac{\partial J}{\partial G}=\frac{\partial(\ln\sigma)}{\partial(\ln\dot{\varepsilon})} \tag{14}$$

式中，当 $0<m<1$ 时，表明材料处于稳态流变过程；m=1 表示材料处于理想线性耗散状态，此时形变过程中 J 取最大值 $\sigma\dot{\varepsilon}/2$。采用 η 值来反映材料的功率耗散效率：$\eta=2m/(m+1)$，η 值随应变速率和变形温度的变化形成不同区域的功率耗散图。一般情况下 η 越大，材料用于微观组织演变的能量也越多，材料越容易发生再结晶，η 值高的区域一般也对应较好的加工区；同时还要确定材

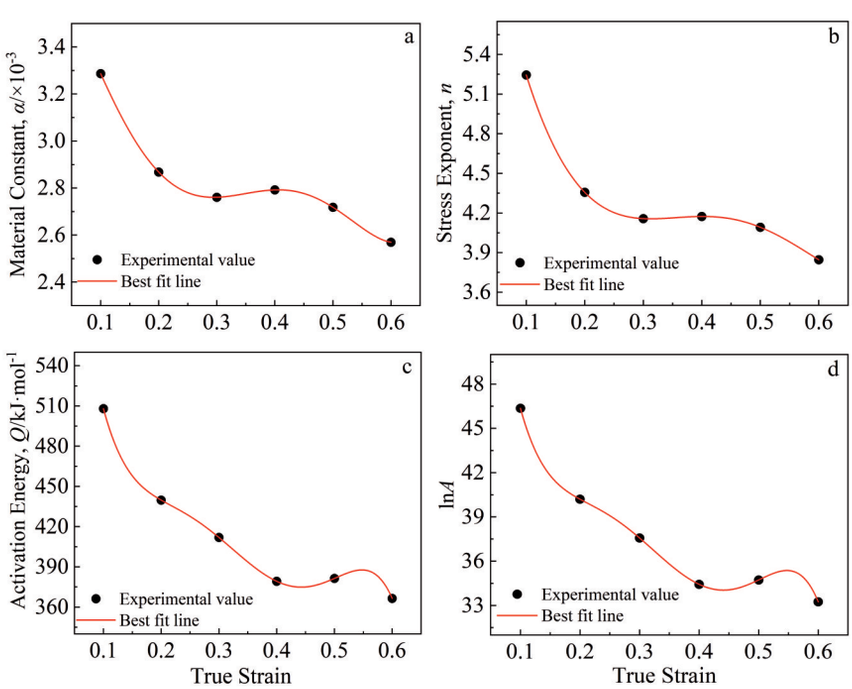


图 10　GH4169 合金扩散连接区 α、n、Q、ln$A$ 随真应变的变化

Fig.10　Variations of α (a), n (b), Q (c), and ln$A$ (d) with true strain for the GH4169 alloy in diffusion bonded region

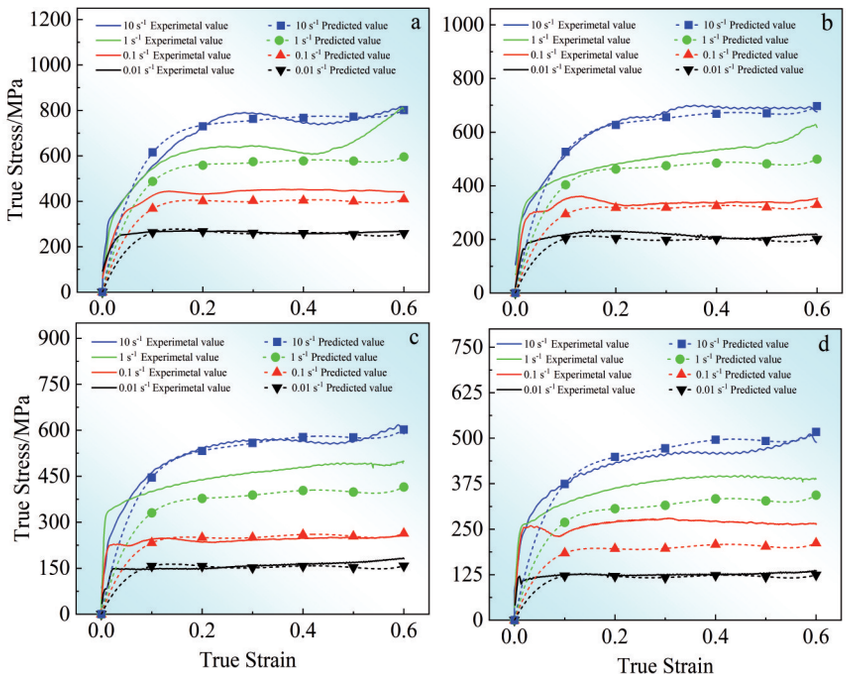


图 11　不同温度下 GH4169 合金扩散连接区实验与预测的流变应力应变关系

Fig.11　Relationships between the experimental and predicted flow stress of diffusion bonded region of GH4169 alloy at different temperatures: (a) 1213 K, (b) 1253 K, (c) 1293 K, and (d) 1333 K

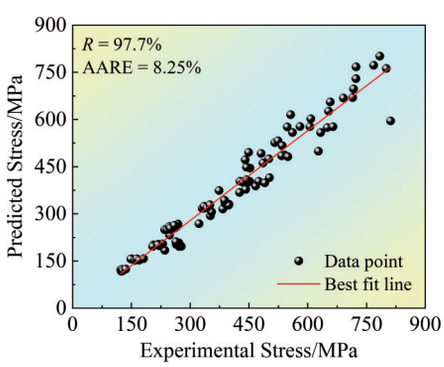


图 12　GH4169 合金扩散连接区热变形过程中实验应力数据与计算应力数据间的拟合关系

Fig.12　Fitting relationship between experimental and calculated stress data of GH4169 alloy in diffusion bonded region during thermal deformation

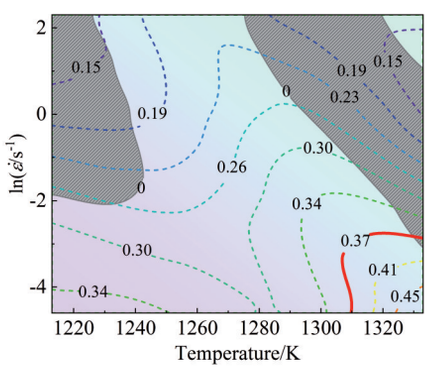


图 13　GH4169 合金扩散连接区的热加工图

Fig.13　Thermal processing map of diffusion bonded region for GH4169 alloy

料的失稳区域，结合 η 值确定最佳的加工区域。

根据大应变塑性流变过程中的最大值原理，依据流变失稳判据[30]：

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln [m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \qquad (15)$$

通过对失稳图和功率散耗图的叠加，得到了 GH4169 合金扩散连接区的热加工图，如图 13 所示。热加工图中的等高线代表功率散耗系数，图中的阴影区域代表失稳区域。从图 13 中可以看出，当变形温度较低（1213 K）、应变速率较快的条件下，图中所对应区域的 η 值均较小（小于 0.14），一般认为在这种情况下，材料可能会发生绝热剪切变形或局部塑性流动等失稳现象[31-33]。结合其对应的微观组织，该区域对应条件下合金组织再结晶程度较低，晶粒变形严重发生局部塑形流动，呈纤维状（图 5b~5d）。随着变形温度的逐渐升高，以及变形速率逐渐降低，图中的功率耗散系数逐渐增加，通常认为加工图中非失稳区的功率耗散系数越高，热加工性能越

好[32]。当变形温度为 1310~1333 K、应变速率为 0.01~0.05 s^{-1}的条件范围时，功率耗散系数达到了加工图中最大部分（图 13 中红色线框所示部分），结合微观组织可以看出，在此变形条件范围内，动态再结晶程度相对较高，组织演化较为充分，为出现局部失稳和晶粒异常粗大的情况（如图 6d 所示），因此，该部分所示区域可作为最优加工区域。

4　结 论

1）通过热变形可以有效地消除 GH4169 合金扩散连接区的界面“连接线”。GH4169 合金扩散连接区的应力水平受到变形温度和应变速率的耦合影响。

2）变形温度低于 δ 相的溶解温度时，残存球化的 δ 相阻碍再结晶形核晶粒的长大，影响后续再结晶过程，降低应变速率可以促进 δ 相的球化程度；变形温度高于 δ 相的溶解温度时，δ 相溶解为再结晶提供额外的驱动力，再结晶程度显著提升。

3）GH4169 合金扩散连接区的流变应力与变形条件间的关系可用双曲正弦型 Arrhenius 本构方程进行描述：$\dot{\varepsilon} = 4.7 \times 10^{17}[\sinh(0.0028\sigma_p)]^{4.23616}\exp\left(-\frac{443.5407}{RT}\right)$。基于应变补偿对本构模型进行修正，修正后模型的 R 为 97.7%，AARE 为 8.25%，能较为准确的描述 GH4169 合金扩散连接区的热变形行为。

4）基于功率耗散效率和失稳参数随变形温度和应变率的变化，得到了 GH4169 合金扩散连接区在不同应变下的加工图。确定了最佳加工参数范围为：变形温度为 1310~1333 K、应变速率为 0.01~0.05 s^{-1}。

参考文献　　References

[1] Shi Zhaoxia(石照夏), Xu Guohua(胥国华), Liu Ning(刘 宁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2926

[2] Xia Yingxiang, Shu Xuedao, Zhu Debiao *et al*. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 66: 145

[3] Zhang Haiyan(张海燕), Cheng Ming(程 明), Hu Rufu(胡如夫) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(11): 3778

[4] Zhao Zhengcai, Xu Jiuhua, Fu Yucan *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2018, 31(1): 178

[5] Xun Y W, Tan M J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2000, 99(1–3): 80

[6] Khakian M, Nategh S, Mirdamadi S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 653: 386

[7] Han M, Lang L H, Li X X *et al. Metals*[J], 2020, 10: 1266

[8] Kumar R R, Gupta R K, Sarkar A *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 183: 111607

[9] Du Z H, Jiang S S, Zhang K F *et al. Materials & Design*[J], 2016, 104: 242

[10] Xiong J T, Peng Y C, Samiuddin M *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2020, 29: 3277

[11] Li Shiwei, Zu Yundi, Du Yajie *et al. Materials Characterization* [J], 2022, 194: 112359

[12] Zhang Hongjun, Li Chong, Liu Yongchang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 716: 65

[13] Yang Xingyuan(杨兴远), Jiang Muchi(姜沐池), Liu Yi(刘 意) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(12): 4125

[14] Jiang Muchi(姜沐池), Gong Jishuang(宫继双), Yang Xingyuan (杨兴远) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2025, 61 (6): 857

[15] Quan Guozheng, Mao Yuanping, Li Guisheng *et al. Computational Materials Science*[J], 2012, 55: 65

[16] He Hailin, Yi Youping, Cui Jindong *et al. Vacuum*[J], 2019, 160: 293

[17] Wen D X, Lin Y C, Li H B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 591: 183

[18] Chen Leli, Luo Rui, Hou Xiuli *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2022, 308: 117728

[19] Chamanfar A, Alamoudi M T, Nanninga N E *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 743: 684

[20] Zhang Fuxiang, Liu Dong, Yang Yanhui *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 830: 154590

[21] Lin Y C, He D G, Chen M S *et al. Materials & Design*[J], 2016, 97: 13

[22] Zhang H Y, Zhang S H, Cheng M *et al. Materials Characterization*[J], 2010, 61(1): 49

[23] Wang Y, Shao W Z, Zhen L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(7): 3218

[24] Wang Tao(王 涛), Wan Zhipeng(万志鹏), Sun Yu(孙 宇) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(1): 83

[25] Tan Y B, Ma Y H, Zhao F. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 741: 85

[26] Yao Jingjing(姚晶晶), Zhang Di(张 迪), Zhang Jishan(张济山) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(6): 2046

[27] Shamsolhodaei A, Zarei-Hanzaki A, Ghambari M *et al. Intermetallics*[J], 2014, 53: 140

[28] Ke Bin, Ye Lingying, Tang Jianguo *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 845: 156113

[29] Zang Qianhao, Yu Huashun, Lee Y S *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 151: 404

[30] Ren Facai, Chen Fei, Chen Jun *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 31: 640

[31] Jiang Yanghui, Chen Zhiyong, Zhan Congkun *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 640: 436

[32] Liu Qingqi(刘庆琦), Lu Ye(卢 晔), Zhang Yifei(张翼飞) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(10): 1299

[33] Yan Na, Li Zezhou, Xu Yongbo *et al. Progress in Materials Science*[J], 2021, 119: 100755

Thermal Deformation Characteristics of Diffusion-Bonded Interface Region of GH4169 Alloy

Xu Qinsi[1], Zhang Mingchuan[1,2], Liu Yi[2], Cai Yusheng[2], Mu Yiqiang[1], Ren Dechun[2], Ji Haibin[2], Lei Jiafeng[2]

(1. College of Civil Aviation, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The thermal deformation behavior of the GH4169 alloy diffusion-bonded region was investigated using a Gleeble 3800 thermal-mechanical simulation test machine at deformation temperatures of 1213–1333 K with strain rates of 0.01–10 s^{-1}. The results show that the "bond line" in the diffusion bonding region of GH4169 alloy can be effectively eliminated through thermal deformation. The evolution of the δ phase in the diffusion bonding interface region is affected by deformation conditions. When the deformation temperature is lower than the solution temperature of the δ phase, the residual spheroidized δ phase prevents the growth of recrystallization nucleation grains and affects the subsequent recrystallization process. The spheroidization degree of the δ phase can be enhanced by reducing the strain rate. When the deformation temperature exceeds the dissolution temperature of the δ phase, the dissolution of the δ phase creates an extra driving force for recrystallization, thereby significantly enhancing the extent of recrystallization. A hyperbolic sinusoidal Arrhenius constitutive equation with incorporating strain compensation was used to describe the correlation between flow stress and deformation conditions in the diffusion-bonded region of the GH4169 alloy. The calculated values of the constitutive equation agree with the experimental values. According to the dynamic model of the GH4169 alloy diffusion bonded region, the optimal processing parameters are determined as the deformation temperature between 1310–1333 K, and the strain rate between 0.01–0.05 s^{-1}.

Key words: GH4169 alloy; bond line; diffusion bonded region; thermal deformation; δ phase; constitutive equation; thermal processing map

---

Corresponding author: Ji Haibin, Ph. D., Professor, Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83970131, E-mail: hbji@imr.ac.cn