



钴基高温合金 GH5605 热压缩变形行为

张 兵^{1,3}, 赵芬芬^{1,3}, 陈韩锋², 杨 艳², 马艳恒^{1,3}, 祁 凯^{1,3}

- (1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 西安 710055;
2. 金川集团股份有限公司, 镍钴资源综合利用国家重点实验室, 金昌 737100;
3. 功能材料加工国家地方联合工程研究中心, 西安 710055)

摘 要:利用 Gleeble-3500 热模拟试验机对真空感应(VIM)+电渣重熔(ESR)所得的 GH5605 合金铸锭进行热压缩实验, 研究其在变形温度为 950~1200 °C、应变速率为 0.001~10 s⁻¹、真应变为 0.65 时的热变形行为。结果表明: 铸态 GH5605 合金的真应力-应变曲线属于加工硬化+动态回复型, 分为 3 个阶段, 即 I 剧烈加工硬化阶段、II 平缓加工硬化阶段、III 稳态流变阶段。建立的 Arrhenius 本构方程相关系数(R_c)和平均相对误差(δ)分别为 0.95 和 11.99%, 结合热加工图和变形组织分析得出 GH5605 合金良好的加工区域为变形温度 1055~1200 °C、应变速率 0.01~0.1 s⁻¹。

关键词: 钴基高温合金; 热变形行为; 本构模型; 热加工图; 显微组织

文章编号: 1004-0609(2021)-04-0879-11

中图分类号: TG132.3

文献标志码: A

引文格式: 张 兵, 赵芬芬, 陈韩锋, 等. 钴基高温合金 GH5605 热压缩变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(4): 879-889. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37772

ZHANG Bing, ZHAO Fen-fen, CHEN Han-feng, et al. Hot compression deformation of cobalt-based superalloy GH5605[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(4): 879-889. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37772

钴基高温合金在高温具有优良的稳定性和高强度, 广泛应用于航空发动机的涡轮叶片及内部的导向叶片, 又因其良好的生物相容性, 在生物医学领域也备受关注^[1-6]。GH5605 合金是以 20Cr、15W 固溶强化的非磁性钴基高温合金, 主要用于制造发动机导向叶片、涡轮外环、外壁、涡流器、封严片等零部件, 国内外成分相近的有: L605, HS25, WF-11, ASTM F90, KC20WN^[3,7]。这些零件一旦发生故障, 会带来非常严重的后果及损失, 因而对 GH5605 合金进行热变形行为进行研究具有重要意义。

目前, 对 GH5605 合金的研究主要集中在添加合金元素和热处理工艺对组织演变、析出相及热拉伸变形等方面的影响。裴丙红^[8]研究了热处理工艺

对 GH5605 合金碳化物组织分布的影响, 采用含量中上限(0.12%)控制 C 元素, 合金的室温性能和持久性能都能满足标准要求, 其最佳固溶处理工艺参数为 1230 °C、60 min、水冷。FAVRE 等^[3,9]采用平均场模型结合逆向工程方法研究了 L605 合金高温变形过程中的组织演变, 在高温(>1100 °C)和低应变速率(应变速率<0.1 s⁻¹)下, 动态再结晶会使晶粒从开始的 100 μm 细化到 10 μm。NARUSHIMA 等^[10]探讨了在 600~1450 °C 温度区间, C、N、Mn 等微量合金元素对 ASTM F90 合金析出相的影响, 发现在 600~1000 °C 范围内, 析出相为 M₂₃X₆ 相; 在 1000~1450 °C 范围内, 析出相为 η 相。SAMII 等^[11]研究了 Nb 对铸态 HS25 合金在 950~1200 °C 温度范围内热拉伸变形行为的影响, 发现 Nb 在合金中因

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51874226); 镍钴资源综合利用国家重点实验室开放课题(301170504)

收稿日期: 2020-07-06; 修订日期: 2021-03-11

通信作者: 张 兵, 教授, 博士; 电话: 13691363825; E-mail: r.zhang1112@163.com

形成 NbC, 从而提高了基体强度和伸长率, 且材料在高温时 ($>1050\text{ }^{\circ}\text{C}$) 发生动态再结晶, 在低温仅发生了动态回复。

材料热变形行为取决于变形温度、应变速率和变形程度等工艺参数^[12], ZHANG 等^[13]研究了镍基高温合金 GH4698 合金在不同工艺参数下的热变形行为, 分析了真应力-真应变曲线, 在 Arrhenius 本构方程的基础上, 建立了锻态 GH4698 合金的本构模型。宫润燕^[14]研究了 GH4169 合金的高温变形行为, 表明动态再结晶是合金高温塑性变形过程中的主要软化机制, 并利用有限元数值模拟对合金叶片挤压、轧制过程进行模拟, 结果表明 GH4169 合理的挤压工艺参数为: 变形温度为 $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、摩擦因数 0.3、上模下压速度 200 mm/s 。LI 等^[15]研究了在恒定和阶梯应变速率下, 时效镍基高温合金在热压缩变形过程中的组织演变, 发现不连续动态再结晶和连续动态再结晶在恒定和阶梯应变速率下均会发生, 其中不连续动态再结晶是主要的形核机制。

本文通过热压缩实验研究铸态 GH5605 合金在不同条件下的热变形行为, 分析热变形过程中的真应力-真应变曲线, 基于 Arrhenius 本构方程, 建立了铸态 GH5605 合金热变形过程中的本构模型并绘制热加工图, 结合变形后的微观组织, 选定最佳加工工艺参数, 为 GH5605 合金的热加工工艺参数优化提供数据支撑。

1 实验

实验材料为真空感应及电渣重熔(VIM+ESR) GH5605 合金铸锭($d\ 120\text{ mm}$), 化学成分见表 1, 其原始铸态组织形貌呈现出紧密分布的枝晶(如图 1 所示)。

沿铸锭横截面 $R/2$ 处切取 $d\ 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的标准圆柱体热压缩试样(如图 2 所示), 在 Gleeble-3500 热模拟机上进行单道次热压缩实验, 工艺参数为变形温度 $950\sim 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率 $0.001\sim 10\text{ s}^{-1}$ 、真应变 0.65, 压缩结束后水冷, 以保留高温变形时的组织。在变形过程中为减小试样两端与压头的摩擦, 将试样两端面打磨光滑并涂抹石墨润滑剂。整个过程中温度的监测由焊接在试样上的热电偶完成, 热压缩过程由计算机控制, 并记录真应力-真应变曲线数据, 分析真应力-真应变曲线, 建立本构模型,

再绘制热加工图。

金相试样采用线切割将压缩后的试样沿轴向对半切开, 对试样进行研磨及抛光后使用 10 g

表 1 铸态 GH5605 的化学成分

Table 1 Chemical composition of as-cast GH5605 alloy (mass fraction, %)

Co	Cr	W	Ni	Mn
53.6	19.42	15.0	10.23	1.32
Si	P	Fe	C	S
0.11	<0.005	0.17	0.12	<0.001

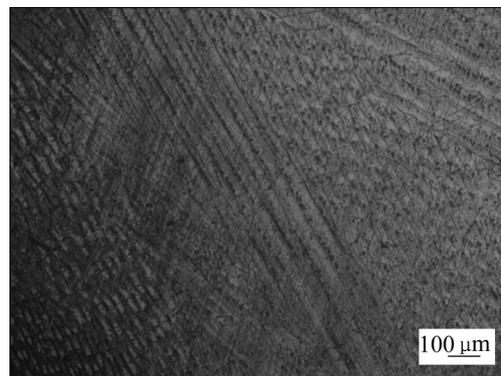


图 1 铸态 GH5605 合金显微组织

Fig. 1 Microstructure of as-cast GH5605 alloy

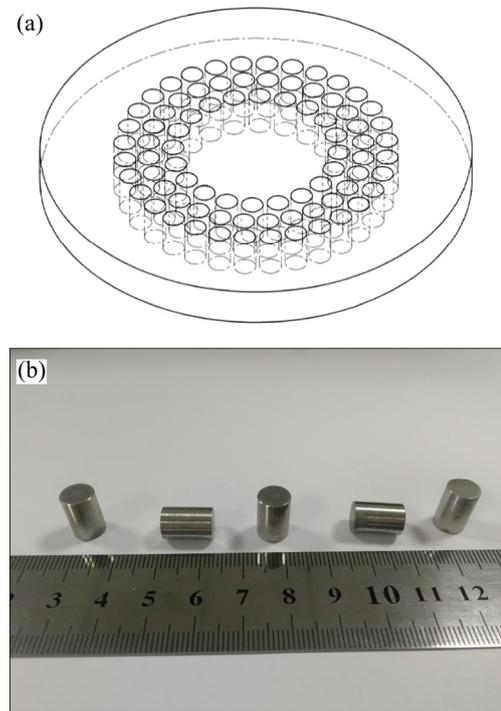


图 2 切样示意图和 GH5605 标准热压缩试样照片

Fig. 2 Schematic diagram of cutting sample(a) and photos of standard thermal compression specimens(b)

CuSO₄+30 mL HCL 的混合溶液进行腐蚀, 之后用光学显微镜观察试样显微组织, 结合热加工图分析找出合理加工区域。

2 结果和讨论

2.1 真应力-真应变曲线

图 3 所示为 GH5605 合金在变形温度 950~1200 °C、应变速率 0.001~10 s⁻¹ 及真应变 0.65 的真应力-真应变曲线。从图 3 中可以看出, 变形温度、

应变速率以及应变对应力有显著影响。在应变速率为 0.001 s⁻¹、温度由 950 °C 升高至 1200 °C 时, 达到稳态流变所需的真应变由 0.168 减小至 0.018(见图 3(a)); 在应变速率为 0.01 s⁻¹、温度由 950 °C 升高至 1200 °C 时, 达到稳态流变所需的真应变由 0.440 减小至 0.021(见图 3(b)); 在应变速率为 0.1 s⁻¹、温度由 950 °C 升高至 1200 °C 时, 达到稳态流变所需的真应变由 0.587 减小至 0.105(见图 3(c)); 在应变速率为 1 s⁻¹、温度为 950 °C 和 1000 °C 时, 材料的真应力-真应变曲线整体呈加工硬化状态, 没有达

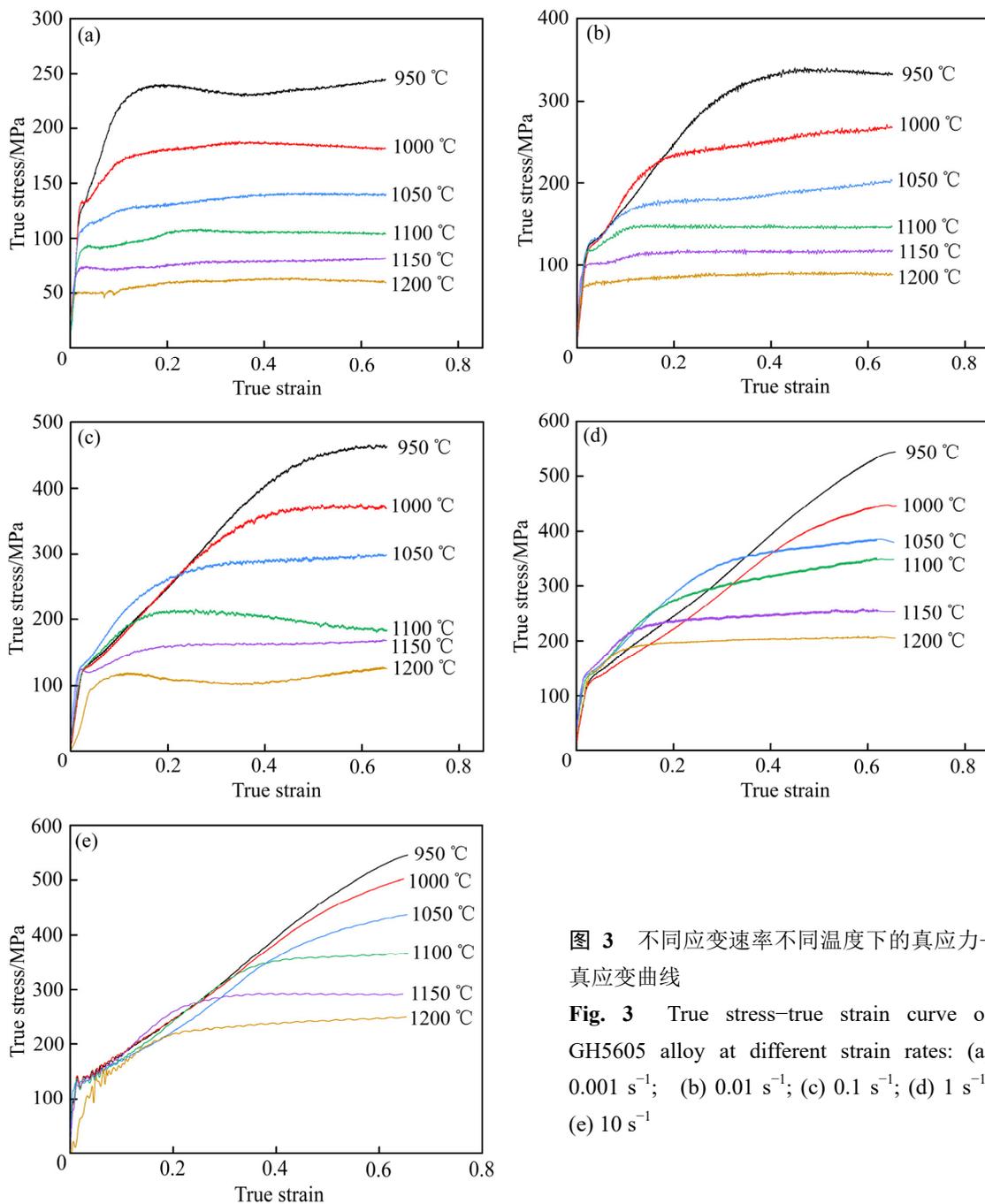


图 3 不同应变速率不同温度下的真应力-真应变曲线

Fig. 3 True stress-true strain curve of GH5605 alloy at different strain rates: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹; (e) 10 s⁻¹

到稳态流变；在 1200 °C 时，达到稳态流变所需的真应变为 0.13(见图 3(d))；在应变速率为 10 s^{-1} 、温度为 950~1050 °C 时，材料的真应力-真应变曲线整体呈加工硬化状态，未达到稳态流变；在 1200 °C 时，达到稳态流变所需的真应变为 0.30(见图 3(e))。因此，在热压缩变形过程中，铸态 GH5605 合金的真应力-真应变曲线属于加工硬化型和动态回复型。当变形温度一定时，应力值随应变速率的增加而增大；当应变速率一定时，应力值随变形温度的升高而减小。

以变形温度 1200 °C、应变速率 1 s^{-1} 为例，如图 4 所示，依据真应力-真应变曲线的变化规律，铸态 GH5605 合金在各变形条件下的真应力-真应变曲线主要分为 3 个阶段：I 剧烈加工硬化阶段，在真应变为 0~0.06 范围内，加工硬化显著，真应力-真应变曲线接近直线，加工硬化率^[16] ($\theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon$) > 500 MPa；II 平缓加工硬化阶段，在真应变 0.06~0.22 范围内，在达到屈服点后，曲线的上升趋势减缓，随着应变量的增大应力呈非线性增加， θ 下降且趋势变缓；III 稳态流变阶段，随着变形量继续增加，在真应变大于 0.22 后应力值变化不大，真应力-真应变曲线及 θ 值均逐渐到达一个恒值，材料由于发生动态回复进入稳态流变阶段。当变形温度为 1200 °C、应变速率低于 1 s^{-1} 时，加工硬化阶段在更短的应变内完成变形，稳态流变阶段变长；当变形温度低于 1200 °C、应变速率高于 1 s^{-1} 时，随着温度的降低，应变速率的增大，加工硬化阶段变长，

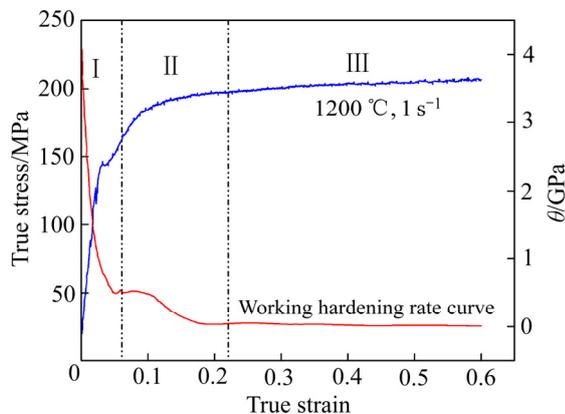


图 4 GH5605 合金的真应力-真应变曲线及加工硬化率曲线

Fig. 4 True stress-true strain curve and working hardening rate curve of GH5605 alloy

稳态流变阶段变短，甚至消失。

图 5 所示为 GH5605 合金的峰值应力曲线，可以看出 GH5605 合金的峰值应力随温度的升高而逐渐下降，随应变速率的增大而增大，表明 GH5605 合金为正应变速率敏感材料。在应变速率为 10 s^{-1} 、变形温度由 950 °C 升高至 1200 °C 时，材料的峰值应力值降低了约 295 MPa。在变形温度为 950 °C，应变速率由 0.001 s^{-1} 升高至 10 s^{-1} 时，材料的峰值应力值增大了约 297 MPa。这主要是由于随着变形温度的升高，合金滑移所需的临界剪切应力降低，滑移系更易开动。此外，金属材料的高温变形是热激活过程，提高材料的变形温度相当于增加了热激活能，位错也更容易开动，并且运动速度明显提高，使动态回复消耗位错的能力提高，位错密度降低，合金的硬化作用减弱，降低合金的应力；随着应变速率的增加，变形过程缩短，金属内部的畸变程度加剧，继续变形困难，同时动态回复难以充分完成，因而导致合金变形抗力提高^[17]。

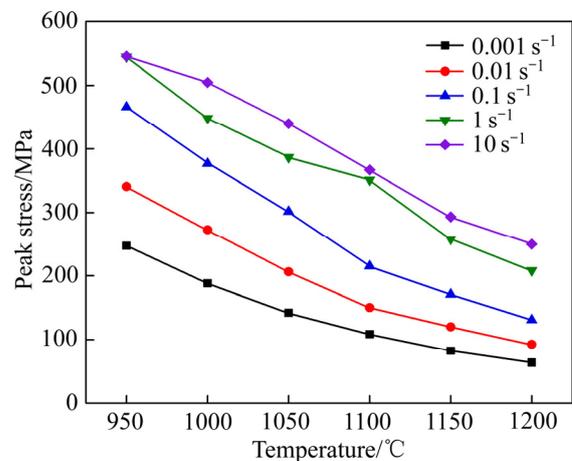


图 5 峰值应力变化关系曲线

Fig. 5 Relation curves of peak stress variation

2.2 本构模型

双曲正弦本构模型广泛用于描述高温下应变速率，变形温度和应力之间的关系。温度和应变速率对变形行为的影响可以通过指数方程中的 Zener-Hollomon 参数来表征^[18]，表达式如下：

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

式中 $Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$, 因此只要根据 GH5605 的热加工变形条件分别求出 α 、 A 、 n 和 Q 等材料参数值, 并将其值分别代入式(1)即可得到 GH5605 的各个变形参数与应力之间关系的本构方程。

计算时取真应变为 0.1~0.65 条件下的应力 σ 。不同真应变 n' 和 β 的值分别由 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 曲线获得, 以 $\epsilon = 0.6$ 为例如图 6 所示, 经计算 $n' = 7.8039$, $\beta = 0.034$, 则 $\alpha = \beta/n' = 0.004362$ 。

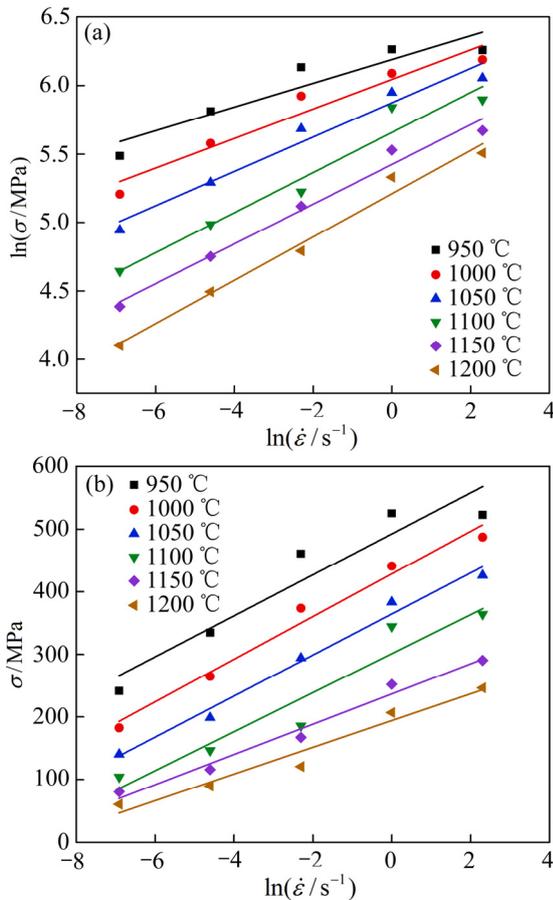


图 6 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 的关系图
Fig. 6 Relation curves of $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ (a) and $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$ (b)

作 $\ln \sinh[(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 的关系图, 如图 7(a)所示, 通过曲线斜率可求出 $n=5.65648$ 。作不同应变的 $\ln \sinh[(\alpha\sigma)]$ 和 T^{-1} 的关系图如图 7(b)所示, 通过曲线斜率均值求出 $m=11.5611$, 由 $Q=Rnm$ 可求出变形激活能 $Q=543.6959$ kJ/mol。

分别建立不同应变 $\ln Z$ 与 $\ln \sinh[(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 关系曲线如图 8 所示, 求得直线在 $\ln Z$ 坐标轴上的截距即为 $\ln A = 44.91565$ 。

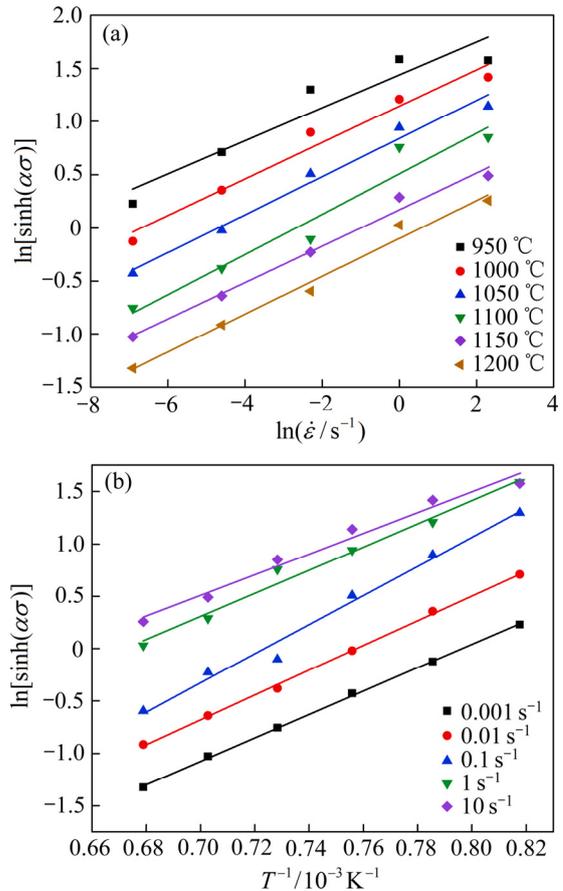


图 7 $\ln \sinh[(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sinh[(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 的关系图
Fig. 7 Relation curves of $\ln \sinh[(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ (a) and $\ln \sinh[(\alpha\sigma)] - 1000/T$ (b)

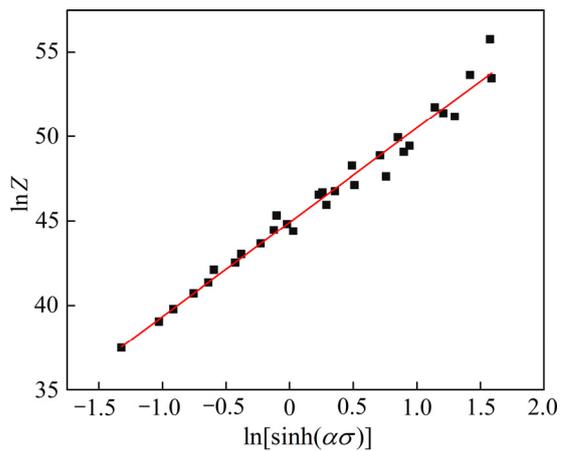


图 8 $\ln Z - \ln \sinh[(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 的关系图
Fig. 8 Relationship between $\ln Z$ and $\ln \sinh[(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$

各值求解结果如表 2 所列。

可得到不同真应变下 GH5605 合金的本构方程, 其在真应变为 0.6 时本构方程为

表2 GH5605 合金参数 α 、 n 、 Q 、 A 和 $\ln A$ Table 2 Alloy parameters α , n , Q , A and $\ln A$ of GH5605

ε	α	n	Q	A	$\ln A$
0.1	0.008390736	13.61933946	567.6519519	2.30×10^{19}	44.58119
0.15	0.007180743	10.93294461	522.5501706	7.52×10^{17}	41.1613
0.2	0.006390251	9.330098899	509.206669	3.49×10^{17}	40.39399
0.25	0.005870216	8.355033211	519.9785126	1.18×10^{18}	41.61364
0.3	0.005470324	7.537783138	532.2217143	4.54×10^{18}	42.95975
0.35	0.005145324	6.930487213	530.6696728	5.16×10^{18}	43.08767
0.4	0.004265607	6.984703499	548.2166933	9.44×10^{19}	45.99362
0.45	0.004718024	6.296171927	548.6634876	3.55×10^{19}	45.01466
0.5	0.004562942	6.069311538	553.172778	6.12×10^{19}	45.56077
0.55	0.004453207	5.894778209	542.4304968	2.62×10^{19}	44.71258
0.6	0.004361969	5.656481857	543.6958613	3.21×10^{19}	44.91565
0.65	0.004299713	5.666739075	544.7054266	3.73×10^{19}	45.06525

$$\sigma = \frac{1}{0.004361} \cdot \ln \left\{ \left(\frac{Z}{3.21 \times 10^{19}} \right)^{1/5.6565} + \left[\left(\frac{Z}{3.21 \times 10^{19}} \right)^{2/5.6565} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (2)$$

为了能够准确地衡量本构模型与试验数据的吻合度, 现引入平均相对误差(δ)和相关系数 R_r 来进行误差分析, 其表达式如式(3)~(4)所示:

$$\delta = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{E_i - p_i}{E_i} \right| \times 100\% \quad (3)$$

$$R_r = \frac{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})(p_i - \bar{p})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (E_i - \bar{E})^2 \sum_{i=1}^N (p_i - \bar{p})^2}} \quad (4)$$

式中: E_i 为试验应力值(MPa); \bar{E} 为试验应力平均值(MPa); p_i 为预测的应力值(MPa); \bar{p} 为预测的应力平均值(MPa); N 为数据数量。

从所研究的本构方程中得出的应力的试验值与预测值的相互关系如图9所示。通过计算, 整个温度下的 $\delta=11.99\%$, $R_r=0.95$ 。在各种加工条件下的本构方程试验值和预测值之间的比较如图10所示。图中曲线为 Gleeble-3500 热模拟机实测的应力值, 散点为计算预测出来的理论应力值。可以看出, 在大多数变形条件下, 应力的预测值与实测值偏差较小, 在 1050~1200 °C 4 个高温均有良好的相关性,

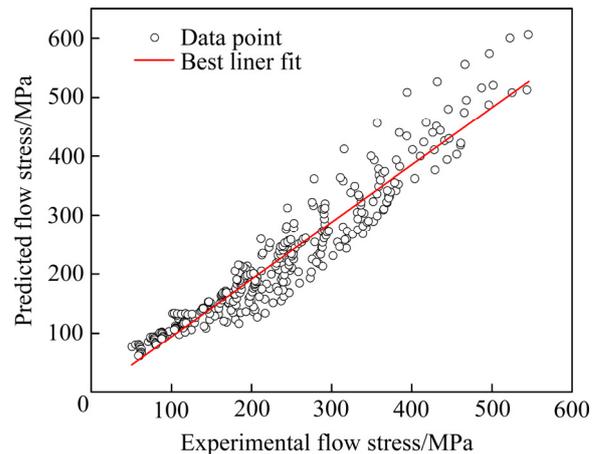


图9 试验应力值和预测应力值之间的相关性

Fig. 9 Correlation between experimental and predicted stress values

而在 950、1000 °C 两个低温和高应变速率时有一定的偏差。这是一方面由于原始材料为铸态组织存在成分偏析和不均匀, 另一方面由于在 950、1000 °C 和高应变速率条件下, 材料大部分处于加工硬化状态, 并且变形区内变形不均匀, 变形的不同步使得试验和预测应力值产生一定的偏差, 易导致材料变形失稳。

2.3 热加工图

热加工图可以直观反映出材料在不同变形参数时的变形机理, 可对材料的可加工性进行预测评估。基于动态材料模型(Dynamic materials model, DMM)^[19]构建了 GH5605 合金的热加工图。DMM

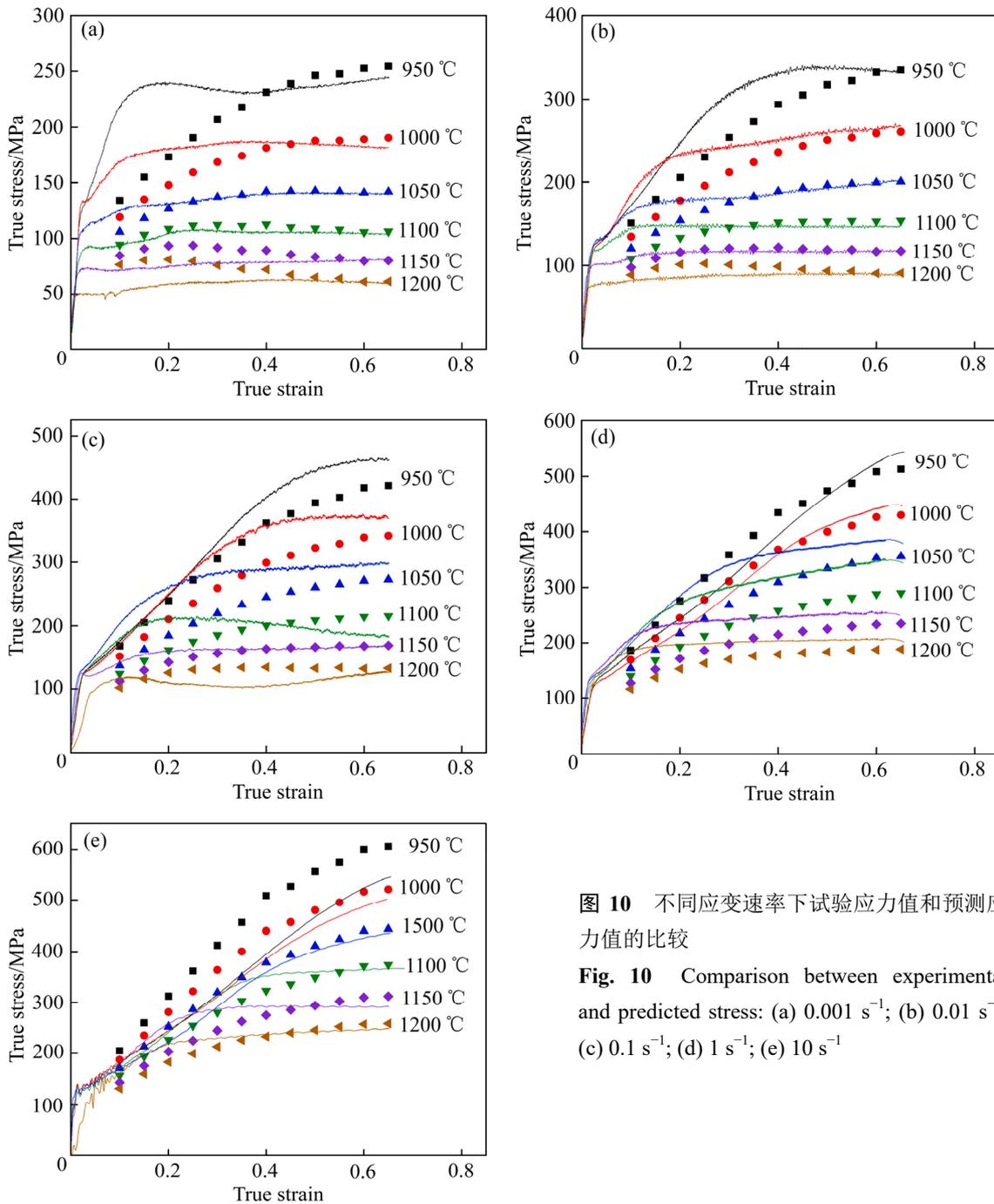


图 10 不同应变速率下试验应力值和预测应力值的比较
 Fig. 10 Comparison between experimental and predicted stress: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹; (e) 10 s⁻¹

是依据大塑性变形连续介质力学、物理系统模拟和不可逆热力学理论而建立的。DMM 模型将热变形过程作为一个能量单元, 单位体积消耗的总能量(P)是由材料塑性变形消耗的能量 G 和组织转变消耗的能量 J 构成。这个过程的数学表达式为^[20-21]

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (5)$$

描述功率耗散特征的参数 η 是由耗散协量 J 和材料处于理想线性耗散能量 J_{\max} 的比例来决定, 即:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (6)$$

式中: m 为应变速率敏感指数^[22],

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\dot{\epsilon} \partial \sigma}{\sigma \partial \dot{\epsilon}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (7)$$

能耗因子 η 值表明组织演变耗散能量所占理想线性耗散能量的比例, η 值越大即组织耗散功率越大, 但这并不完全意味着材料的加工性越好, 还需结合失稳判据来分析。

PRASADY 等^[20]根据不可逆力学极值原理, 认为耗散函数和应变速率满足不等式:

$$\frac{dD}{d\dot{\epsilon}} < \frac{D}{\dot{\epsilon}} \quad (8)$$

则系统不稳定, 其失稳判据表达式为

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (9)$$

根据式(9)可绘制出材料的能耗因子图和失稳图, 将二者叠加后即可获得材料的热加工图。基于动态材料模型构建了 GH5605 合金的热加工图, 图 11 所示分别为真应变为 0.1、0.3、0.5 和 0.65 时的加工图, 对应于热压缩过程的初级阶段、中间阶段和最终阶段。其中阴影部分为加工失稳区。

在 GH5605 合金塑性变形过程中, 可以观察到, 在真应变为 0.1 时加工图失稳区的分布较乱, 随着应变增大在真应变为 0.3、0.5 时失稳区主要集中在低温、高应变速率区域, 当真应变增大到 0.65 时失稳区开始向高温移动。以压缩终态 $\epsilon=0.65$ 为例, 图中可以看出有 3 个可加工区 I、II、III。I 区温度为 950~980 °C, 应变速率为 10 s⁻¹; II 区温度 950~1015 °C, 应变速率为 0.001~0.01 s⁻¹; III 区温度 1040~1200 °C, 应变速率为 0.001~0.1 s⁻¹。但 I 可加工区范围小且功率耗散值低(<0.1), 不是最佳加工区域。II、III 区功率耗散值最大达到 0.3 左右, 适合 GH5605 热加工。为了验证加工图判断的正确性, 对变形后的显微组织进行观察。

图 12 所示为 GH5605 合金对应图 11(d) 下不同区域的显微组织, 图 12(a)和(c)所示分别为(950 °C,

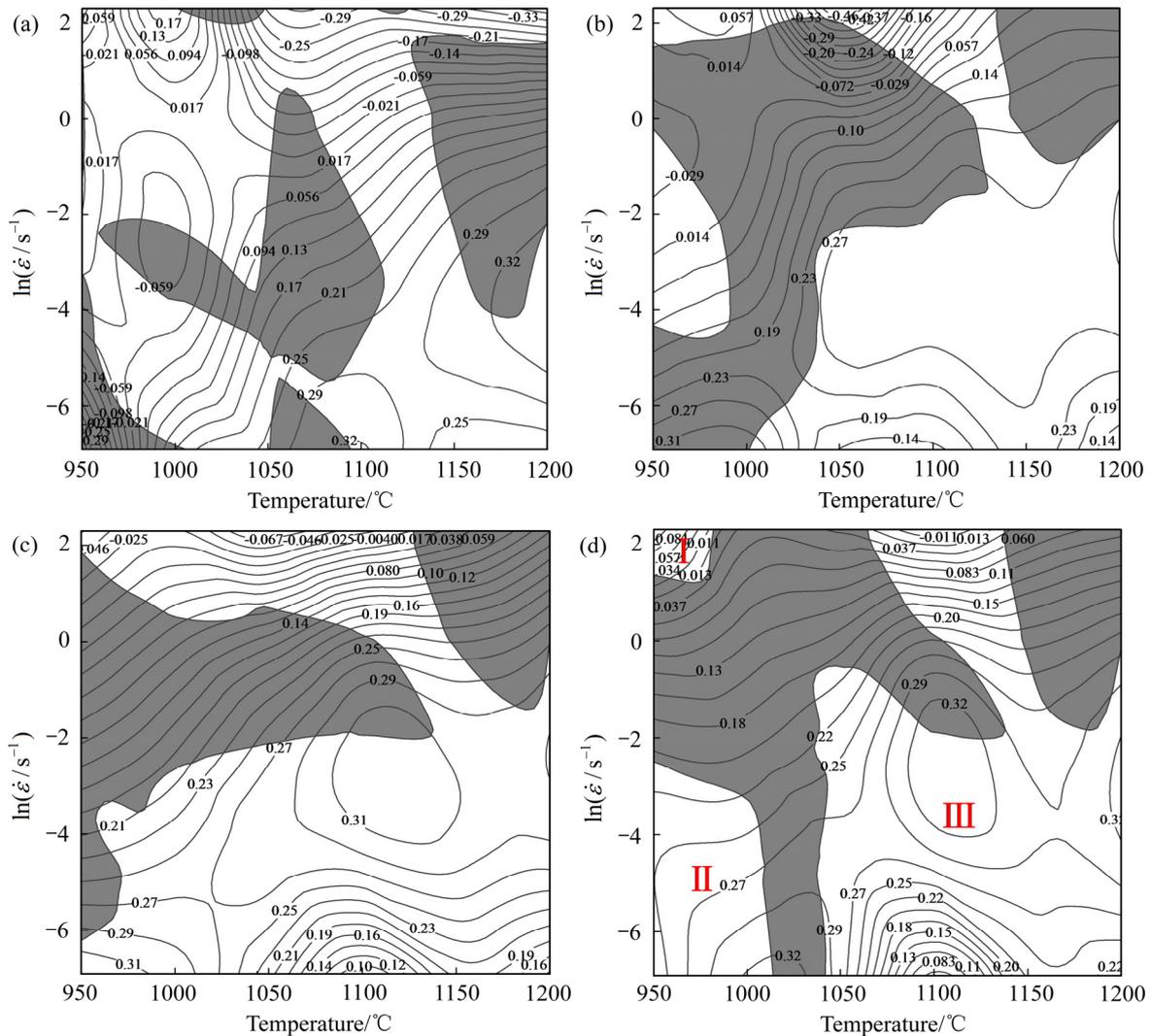


图 11 GH5605 的热加工图

Fig. 11 Processing map of GH5605: (a) $\epsilon=0.1$; (b) $\epsilon=0.3$; (c) $\epsilon=0.5$; (d) $\epsilon=0.65$

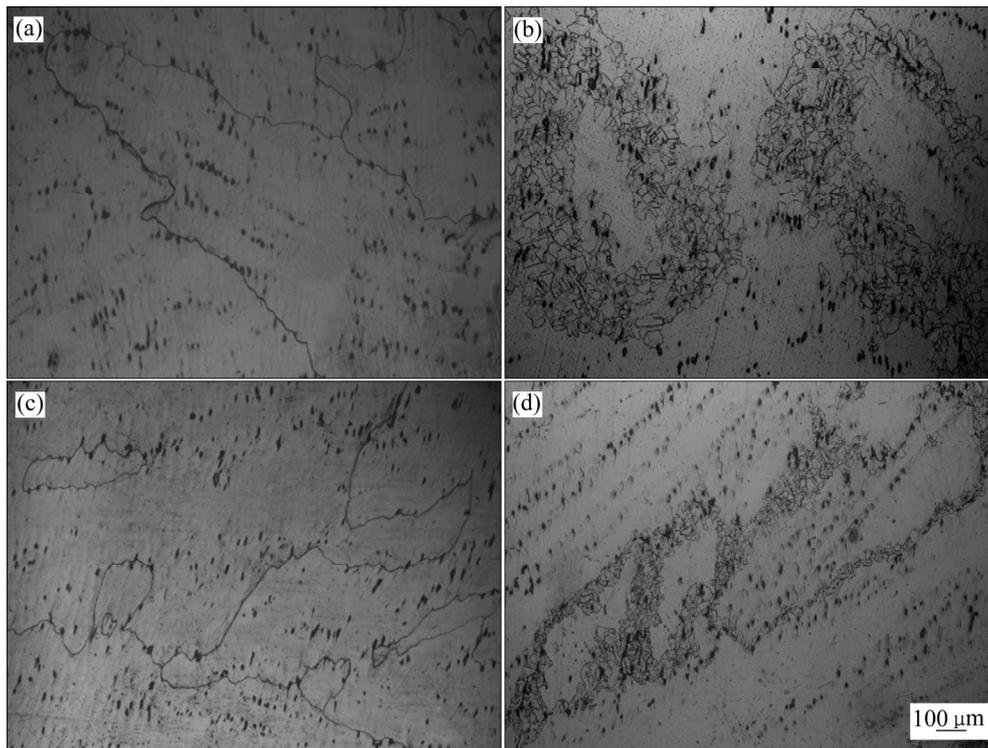


图12 不同条件下GH5605的显微组织

Fig. 12 Microstructures of GH5605 under different conditions: (a) 950 °C, 1 s⁻¹; (b) 1200 °C, 0.001 s⁻¹; (c) 1050 °C, 1 s⁻¹; (d) 1200 °C, 0.01 s⁻¹

1 s⁻¹)和(1050 °C, 1 s⁻¹)合金的显微组织,在热加工图中为不可加工区,可以看出其组织粗大。结合真应力-应变曲线可以看出在低温和高应变速率时真应力-应变曲线为加工硬化型,材料变形不均匀,几乎未发生动态回复,材料处于加工硬化状态;图12(b)和(d)所示分别为(1200 °C, 0.001 s⁻¹)和(1200 °C, 0.01 s⁻¹)合金的显微组织,在热加工图中为良好的加工区,可以看出在大晶粒晶界附近有大量细小的晶粒,这种微观组织有助于提高材料的强度与韧性。结合显微组织和加工图确定的最佳加工区域温度为1055~1200 °C,应变速率为0.01~0.1 s⁻¹。

3 结论

1) 在热压缩变形过程中, GH5605 合金的真应力-真应变曲线属于加工硬化型+动态回复型,真应力-真应变曲线主要分为3个阶段,即I剧烈加工硬化阶段、II平缓加工硬化阶段、III稳态流变阶段。

2) 利用 Arrhenius 本构模型计算获得 GH5605 合金本构模型的相关系数(R)和平均相对误差(δ)分

别为 0.95 和 11.99%, 并预估其应力在高温时有良好的相关性。

3) 在动态材料模型的基础上构建了 GH5605 合金的热加工图,并结合显微组织验证了加工图的准确性,结果表明应变速率为 0.01~0.1 s⁻¹、温度为 1055~1200 °C 是 GH5605 合金的良好加工区。

REFERENCES

- [1] 郭建亭. 高温合金材料学[M]. 北京: 北京科学出版社, 2008.
GUO Jian-ting. Superalloy material science[M]. Beijing: Beijing Science Press, 2008.
- [2] 中国金属学会高温材料分会. 高温合金手册(全2册)[M]. 北京: 中国标准出版社, 2011.
High-temperature Materials Branch of the Chinese Metal Society. High-temperature alloy (Manual 2 volumes)[M]. Beijing: China Standard Press, 2011.
- [3] FAVRE J, KOIZUMI Y, CHIBA A, et al. Deformation behavior and dynamic recrystallization of biomedical Co-Cr-W-Ni (L-605) alloy[J]. Metallurgical and Materials

- Transactions A, 2013, 44(6): 2819–2830.
- [4] ANILKUMAR V, GUPTA R K, NARAYANA MURTY S V S, et al. Hot workability and microstructure control in Co20Cr15W10Ni cobalt-based superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 676: 527–541.
- [5] SORENSEN D, LI B Q, GERBERICH W W, et al. Investigation of secondary hardening in Co-35Ni-20Cr-10Mo alloy using analytical scanning transmission electron microscopy[J]. Acta Materialia, 2014, 63: 63–72.
- [6] UEKI K, UEDA K, NARUSHIMA T. Microstructure and mechanical properties of heat-treated Co-20Cr-15W-10Ni alloy for biomedical application[J]. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2016, 47(6): 2773–2782.
- [7] 刘超, 江河, 董建新, 等. 钴基高温合金 GH5605 铸态组织及高温扩散退火过程中元素再分配[J]. 工程科学学报, 2019, 41(3): 359–367.
- LIU Chao, JIANG-he, DONG Jian-xin, et al. As-cast microstructure and redistribution of elements in high-temperature diffusion annealing in cobalt-base superalloy GH5605[J]. Chinese Journal of Engineering, 2019, 41(3): 359–367.
- [8] 裴丙红. 热处理制度对 GH605 合金碳化物组织分布影响研究[J]. 特钢技术, 2017, 23(1): 4–11.
- PEI Bing-hong. Effect of heat treatment regime on distribution of carbides in alloy GH605[J]. Special Steel Technology, 2017, 23(1): 4–11.
- [9] FAVRE J, FABREGUE D, YAMANAKA K, et al. Modeling dynamic recrystallization of L-605 cobalt superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 653: 84–92.
- [10] NARUSHIMA T, MINETA S, KURIHARA Y, et al. Precipitates in Biomedical Co-Cr Alloys[J]. JOM, 2013, 65(4): 489–504.
- [11] SAMII ZAFARGHANDI M, ABBASI S M, MOMENI A. Effects of Nb on hot tensile deformation behavior of cast Haynes 25 Co-Cr-W-Ni alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 774: 18–29.
- [12] WANG K, LI M Q, LUO J, et al. Effect of the δ phase on the deformation behavior in isothermal compression of superalloy GH4169[J]. Materials Science & Engineering A, 2011, 528(13/14): 4723–4231.
- [13] ZHANG Peng, HU Chao, ZHU Qiang, et al. Hot compression deformation and constitutive modeling of GH4698 alloy[J]. Materials & Design, 2015, 65: 1153–1160.
- [14] 宫润燕. GH4169 合金高温塑性变形行为及组织演变规律研究[D]. 辽宁: 东北大学, 2014.
- GONG Run-yan. Research of microstructure evolution law and hot plastic deformation behavior for alloy GH4169[D]. Liaoning: Northeastern University, 2014.
- [15] LI Kuo-kuo, CHEN Ming-song, LIN Y C, et al. Microstructural evolution of an aged Ni-based superalloy under two-stage hot compression with different strain rates[J]. Materials & Design, 2016, 111: 344–352.
- [16] 周航, 张思倩, 张浩宇, 等. GH79 合金高温变形行为及变形机理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(12): 3939–3947.
- ZHOU Ge, ZHANG Si-qian, ZHANG Hao-yu, et al. Elevated temperature compression deformation behavior and mechanism of GH79 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(12): 3939–3947.
- [17] 王淑娟. TiNiFe 形状记忆合金的变形行为及微观组织演变规律的研究[D]. 北京: 有色金属研究总院, 2012.
- WANG Shu-juan. Deformation behavior and microstructure evolution of TiNiFe shape memory alloy[D]. General Research Institute for Nonferrous Metals, 2012.
- [18] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22–32.
- [19] SUZUKI A, POLLOCK T M. High-temperature strength and deformation of γ/γ' two-phase Co-Al-W-base alloys[J]. Acta Materialia, 2008, 56(6): 1288–1297.
- [20] PRASAD Y, RAO K P, SASIDHARA S. Hot working guide: A compendium of processing maps[M]. Materials Park, OH: ASM International, 1997.
- [21] HAN Ying, ZOU De-ning, CHEN Zhi-yu, et al. Investigation on hot deformation behavior of 00Cr23Ni4N duplex stainless steel under medium-high strain rates[J]. Materials Characterization, 2011, 62(2): 198–203.
- [22] CAVALIERE P, CERRI E, LEO P. Hot deformation and processing maps of a particulate reinforced 2618/Al₂O₃/20p metal matrix composite[J]. Composites Science and Technology, 2004, 64(9): 1287–1291.

Hot compression deformation of cobalt-based superalloy GH5605

ZHANG Bing^{1,3}, ZHAO Fen-fen^{1,3}, CHEN Han-feng², YANG Yan², MA Yan-heng^{1,3}, QI Kai^{1,3}

- (1. College of Metallurgy Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China;
2. State Key Laboratory of Nickel and Cobalt Resource integrated utilization, Jinchuan Group Co., Ltd., Jinchang 737100, China;
3. National & Local Engineering Researching Center for Functional Materials Processing, Xi'an 710055, China)

Abstract: Hot compression deformation tests of cobalt base superalloy 5605 alloy by vacuum induction electroslag remelting were performed on Gleeble-3500 thermal simulator. The deformation behavior of as-cast GH5605 alloy was studied at the temperature ranging from 950–1200 °C, strain rate ranging from 0.001 to 10 s⁻¹ with true strain of 0.65. The results show that the true stress-strain curve of GH5605 alloy belongs to the working hardening type + dynamic recovery type. The true stress-strain curve of GH5605 alloy is mainly divided into three stages: I severe work hardening stage; II gentle work hardening stage; III steady stage. The average relative error (δ) of the constitutive model is 11.99%, the correlation coefficients (R_r) is 0.95, the optimum hot working domain for GH5605 alloy is 1055–1200 °C and 0.01–0.1s⁻¹.

Key words: cobalt-based superalloy; hot compression deformation; constitutive modeling; processing map; microstructure

Foundation item: Project(51874226) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (301170504) supported by State Key Laboratory of Nickel and Cobalt Resources Comprehensive Utilization, China

Received date: 2020-07-06; **Accepted date:** 2021-03-11

Corresponding author: ZHANG Bing; Tel: +86-13691363825; E-mail: r.zhang1112@163.com

(编辑 王 超)