

· 形变与相变 ·



9Cr3W3Co 叶片钢的热变形行为研究

杜丽萍¹, 龚志华^{1,2}, 赵吉庆², 杨 钢², 姚 斌³

(1 内蒙古科技大学材料与冶金学院, 包头 014010; 2 钢铁研究总院特殊钢所, 北京 100811;
3 攀钢集团江油长城特殊钢有限公司科技部, 江油 621700)

摘 要: 利用 Gleeble-3800 热力模拟机, 在温度 950 ~ 1 150 °C, 应变速率 0.1 ~ 10 s⁻¹, 变形量为 70.9% 的条件下, 对 9Cr3W3Co 合金进行了单道次热变形实验。为了更好地模拟现场过程, 分别采用道次变形量由大到小以及道次变形量由小到大的方案, 进行多道次变形过程模拟, 应变速率为 5.0 s⁻¹, 总变形量为 70.9%。研究了汽轮机叶片用 9Cr3W3Co 合金动态再结晶行为的变形特点, 得到了合金的应力-应变曲线, 并利用动态材料模型构建该合金在不同变形条件下的三维热加工图。结果表明, 9Cr3W3Co 合金的应力-应变曲线表现出应力随变形温度的升高而降低, 随应变速率的增大而增大。为准确描述三者间的关系, 建立了双曲正弦本构方程, 最终得到其热激活能为 655.051 kJ/mol, 结合微观组织演变的结果分析, 得出合金的最佳热加工区域应为: 变形温度 1 050 ~ 1 150 °C, 应变速率 0.1 ~ 1 s⁻¹, 并且在快锻变形过程中, 先大变形后小变形的锻造工艺有利于获得均匀的晶粒尺寸。

关键词: 9Cr3W3Co; 本构方程; 3D 热加工图; 动态再结晶

DOI: 10.20057/j.1003-8620.2023-00023 **中图分类号:** TG142.7

Research on Thermal Deformation Behavior of 9Cr3W3Co Blade Steel

Du Liping¹, Gong Zhihua^{1,2}, Zhao Jiqing², Yang Gang², Yao Bing³

(1 Institute of materials & metallurgy, Inner Mongolia University of Science & Technology, Baotou 014010, China; 2 Special Steel Institute of Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China; 3 Department of science and technology, Sichuan Changcheng Special Steel Co., Ltd., Pangang Group, Jiangyou 621700, China)

Abstract: A single pass hot deformation experiment was carried out on 9Cr3W3Co alloy by using Gleeble-3800 thermal simulator at the temperature of 950-1 150 °C, the strain rate of 0.1-10 s⁻¹ and the deformation of 70.9%. In order to better simulate the on-site process, the multi pass deformation process simulation simulation was carried out by using the scheme of the pass deformation from large to small and the pass deformation from small to large. The strain rate was 5.0 s⁻¹, and the total deformation amount was 70.9%. The deformation characteristics of dynamic recrystallization behavior of 9Cr3W3Co alloy used for steam turbine blades were studied, the stress-strain curve of the alloy was obtained, and the dynamic material model is used to construct the 3 D thermal processing diagram of the alloy under different deformation conditions. The results indicate that the stress-strain curve of 9Cr3W3Co alloy shows that the stress decreases with the increase of deformation temperature and increases with the increase of strain rate. In order to accurately describe the relationship between the three, the hyperbolic sine constitutive equation is established, and finally its thermal activation energy is 655.051 kJ/mol. Combined with the analysis of the results of microstructure evolution, it is concluded that the best hot working area of the alloy should be: deformation temperature 1 050-1 150 °C, strain rate 0.1-1 s⁻¹. In the process of rapid forging deformation, the forging process of first large deformation and then small deformation is conducive to obtaining uniform grain size.

Key Words: 9Cr3W3Co; Constitutive Equation; 3D Thermal Processing Diagram; Dynamic Recrystallization

自 20 世纪以来, 关于超超临界火电机组叶片材料的开发主要着重于高温部件所用的 9% ~ 12%Cr 耐热钢^[1]。9Cr3W3Co 合金在 GB/T8732—2014《汽轮机叶片用钢》中被列入, 在超临界和超超临界火电机组汽轮机中也大量选用此合金。目前对钢铁

材料热变形行为的研究模式已经比较成熟^[2], Abe 等^[3]研究开发了适合 620 ~ 650 °C 超超临界机组用 9Cr3W3Co 系列耐热钢。

本文针对 9Cr3W3Co 合金通过 Gleeble-3800 热力模拟机开展热变形试验, 分析合金在不同应变参

基金项目: 内蒙古高等学校青年科技英才计划资助项目(项目编号: NJYT23115); 内蒙古自然科学基金资助项目(项目编号: 2022MS05039)

作者简介: 杜丽萍(1998—), 女, 硕士研究生; **E-mail:** duliping1210@163.com; **收稿日期:** 2023-02-24

通信作者: 龚志华(1979—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** gzh_2001@163.com

表1 9Cr3W3Co合金的化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of 9Cr3W3Co alloy

项目	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	V
标准	0.080 ~ 0.130	≤0.100	0.35 ~ 0.65	≤0.010 0	≤0.015 0	10.00 ~ 12.00	0.10 ~ 0.40	0.15 ~ 0.25
试验钢	0.092	0.066	0.46	0.003 4	0.008 2	10.47	0.23	0.18
项目	Ni	Co	W	Ti	Al	Nb	N	B
标准	0.30 ~ 0.70	2.50 ~ 3.50	2.40 ~ 3.00	≤0.050	≤0.150	0.050 ~ 0.120	0.010 ~ 0.035	0.010 ~ 0.025
试验钢	0.59	3.33	2.56	0.005	0.005	0.082	-	0.028

数下的流变应力曲线并构建本构方程描述合金的流变应力行为,绘制材料的热加工图,同时分析不同变形参数下材料的组织情况,验证热加工图的准确性和合理性,为选择合适的晶粒状态提供理论依据^[4]。本方案的实施,既保证9Cr3W3Co合金质量的稳定性,也可以为其它品种的叶片钢质量问题的解决提供一定的理论基础。

1 实验材料与方法

实验选用长城特钢生产的9Cr3W3Co合金材料,经3 t真空感应电炉熔炼^[5],沿轧制方向取长度150 mm的棒材,利用热力模拟机进行热变形实验,实验过程中通过充入氩气以防试样高温氧化。试验材料的热处理工艺采用淬火+两次回火的工艺,淬火温度为1 100 °C,保温1 h后油冷,回火温度为570 °C+690 °C,两次回火都保温2 h,随后空冷。开展试验时试样两端涂抹石墨润滑剂以消除试样与压头间的摩擦^[6],使试样在压缩过程中保持单向压缩状态,其化学成分见表1。

利用Gleeble-3800热力模拟机将试样先在变形温度为950、1 000、1 050、1 100、1 150 °C,应变速率为0.1、1、10 s⁻¹的条件下进行单道次变形,变形后立即水冷。然后再进行四道次变形,以20 °C/s升温到1 150 °C,保温5 min,以5 °C/s降温至变形温度,保温1 min后开始变形第一道次,各道次变形完后以5 °C/s降温进入下一道次,保温1 min后变形,四道次完成后水冷。各道次的变形温度分别为1 100、1 050、1 000、950 °C,应变速率为5.0 s⁻¹,变形量为70.9%。9Cr3W3Co合金四道次的两种不同变形量的实验方案见表2。其中压缩量为每次压下量占每道次轧制前长度的百分比。

2 实验结果与分析

2.1 应力应变曲线

9Cr3W3Co合金单道次变形时不同变形温度和应变速率条件下的应力-应变曲线如图1所示,从图1可以看出,当应变速率不变时,9Cr3W3Co合金

表2 9Cr3W3Co合金两个四道次的实验方案

Table 2 Two four passes experimental schemes for 9Cr3W3Co alloy

项目	第一道次	第二道次	第三道次	第四道次
变形温度/°C	1 100	1 050	1 000	950
方案一压缩量/%	35	30	20	20
方案二压缩量/%	20	20	30	35

流变应力随变形温度上升有不同幅度降低。例如图1(a),应变速率为0.1 s⁻¹时,随变形温度由950 °C升至1 150 °C,变形抗力从198 MPa逐步降低至80 MPa。因为随着温度的升高,原子间的结合力变弱,临界切应力下降,不同滑移系的临界切应力下降速度不同,最终使材料的变形抗力出现不同程度的降低,此时材料也表现出明显的稳态流变特征,即动态再结晶过程。而在变形温度不变时,当应变速率增加,9Cr3W3Co合金的应力峰值不断增大。这是因为在高应变速率下,材料发生热变形的时间减少,位错在单位时间增殖次数增加,回复再结晶则来不及完全进行,最终导致应力值增大^[7]。图1(b)和图1(c)在950 °C时,加工硬化起主要作用,因而表现出应力值不断上升的现象。这是由于合金中加入了Co、W元素,阻碍晶粒的生长及位错的移动,延长了再结晶的进程;而在1 000~1 150 °C的高温区间,合金表现出动态再结晶。因而提高变形温度或降低应变速率时,合金再结晶更加完全,稳态阶段更加显著。

9Cr3W3Co合金不同变形量组合的真应力-真应变曲线如图2所示。将两种不同实验方案的钢试样在950~1 100 °C,以5 s⁻¹的应变速率进行变形,图2中由左到右依次为一到四道次变形。方案一是在高温区进行大的塑性变形,方案二是在高温区进行小的变形。由图2可知,当变形温度降低,两种方案材料的应力均增加,在第一道次变形时,两种方案的峰值应力相近,即变形抗力相近。这是由于在高温条件下,回复和再结晶来不及进行,必然产生加工硬化,使变形抗力增加。变形抗力受到变形量的

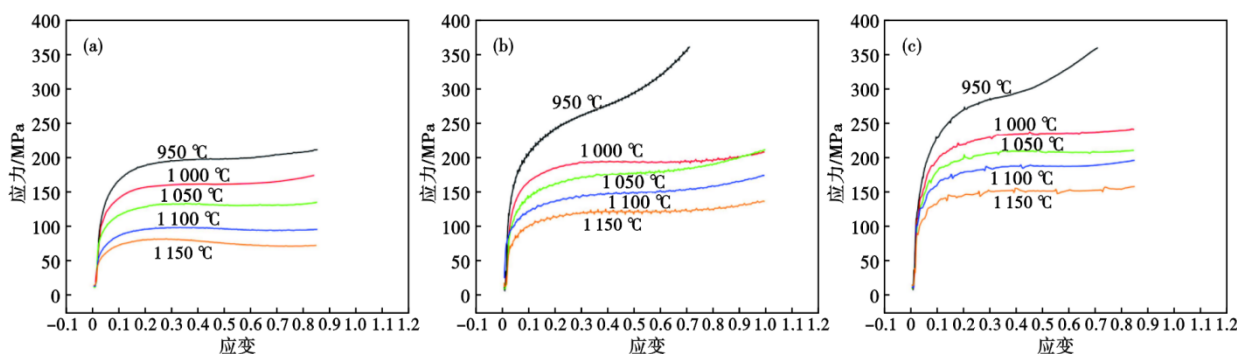


图 1 9Cr3W3Co 合金单道次变形时不同变形温度和应变速率条件下的应力-应变曲线: (a) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$
 Fig. 1 Stress-strain curves of 9Cr3W3Co alloy under different deformation temperatures and strain rates during single pass deformation : (a) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$

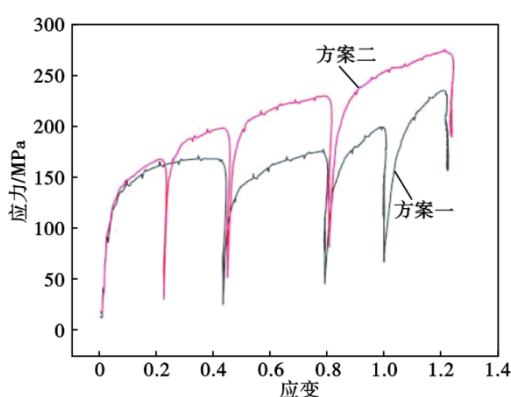


图 2 9Cr3W3Co 合金不同变形量组合的真应力-真应变曲线
 Fig. 2 True stress-strain curves of 9Cr3W3Co alloy with different deformation combinations

影响,变形量 $\leq 30\%$ 时,变形困难,变形抗力增加得比较显著,因而变形抗力较大;当变形量 $> 30\%$ 时,晶格畸变能较大,一定程度上促进了回复与再结晶过程的进行,但变形抗力的增加变得比较缓慢,最终表现为变形抗力较大。但方案一各道次变形峰值应力均低于方案二,表明方案一在变形过程中的抗力较方案二低。因为材料由小到大变形时,在前一道次变形时所产生的应变还没有来得及在两道次间隔时间内完全回复和再结晶,就进入下一道次继续变形,这样上道次的应变残留量必然留到下一道次的变形过程中,参与下一道次的变形^[8],导致金属变形抗力值较大,反之则金属变形抗力值较小。

2.2 9Cr3W3Co 合金的热变形本构方程

金属材料的热变形行为与材料的应变速率、变形温度以及变形量等变形条件有关。金属的热变形为热激活过程,其流变应力本构方程通常采用双曲正弦函数的 Arrhenius 关系式^[9]来建立,本构方程表征了热变形工艺参数(变形温度、应变速率和应

变)与流变应力间的对应关系^[10],如式(1)所示:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中: $\dot{\epsilon}$ 为应变速率; A 为结构因数; α 为应力水平参数; σ_p 为流变应力; n 为应力指数; Q 为激活能, kJ/mol。

在低应力水平时 ($\alpha\sigma_p < 0.8$), 如式(2):

$$\dot{\epsilon} = A \sigma_p^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

在高应力水平时 ($\alpha\sigma_p > 1.2$), 如式(3):

$$\dot{\epsilon} = A^{-n'} \exp(n'\alpha\sigma_p) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

进而可简化为式(4):

$$\dot{\epsilon} = A \exp(\beta\sigma_p) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

α, β 和 n' 之间满足 $\alpha = \beta/n'$ 。对式(3)和式(4)两边分别取对数并求偏导, 可得:

$$n' = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma_p} \right]_T \quad (5)$$

$$\beta = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma_p} \right]_T \quad (6)$$

将各变形条件下的流变曲线中的峰值应力数值代入式(5)和式(6), 分别作 9Cr3W3Co 合金峰值应力与应变速率的关系曲线 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ 和 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$, 如图 3 所示。对所得的关系进行线性拟合, 即可得到 $n' = 10.3593, \beta = 0.05522$ 。计算可得 $\alpha = \beta/n' = 0.00533$ 。

9Cr3W3Co 合金的热变形条件和流变应力之间的关系, 可以用 Zener-Hollomon^[11] 参数 Z 表达。

$$Z = A [\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (7)$$

对式(7)两边取对数, 可得

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma_p)] \quad (8)$$

由式(1)对 $1/T$ 求偏导得

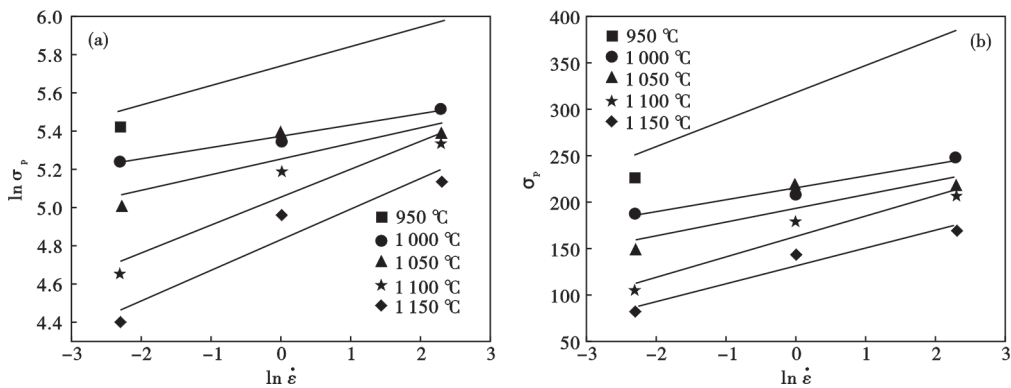


图 3 9Cr3W3Co 合金峰值应力与应变速率的关系曲线: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$, (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$
 Fig. 3 Relationship curve between peak stress and strain rate of 9Cr3W3Co alloy : (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$, (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_p$

$$Q = R \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]}{\partial \left(\frac{1}{T} \right)} \bigg|_{\dot{\epsilon}} \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]} \bigg|_T \quad (9)$$

热激活能 Q 是关于 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ 和 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - 1/T$ 的求解过程。绘制出相关的关系图, 如图 4 (a) 和图 4 (b) 所示。假设 K 为 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - 1/T$ 斜率的平均值, n 为 $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ 斜率的平均值, 求得 $K=10.314 438$ 、 $n=7.639$ 。

热变形激活能 $Q=RnK=655.051 \text{ kJ/mol}$ 。同时求出对应的 $\ln Z$, 可绘出 $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - \ln Z$ 图, 如图 4 (c) 所示。最终得到 $\ln A=58.943$ 。将 A 、 α 、 n 、 Q 值代入 (1) 式, 得到热变形本构方程。

$$\dot{\epsilon} = e^{58.943} [\sinh(0.005 33 \sigma_p)]^{7.639} \exp \left(\frac{655 051}{8.314 T} \right)$$

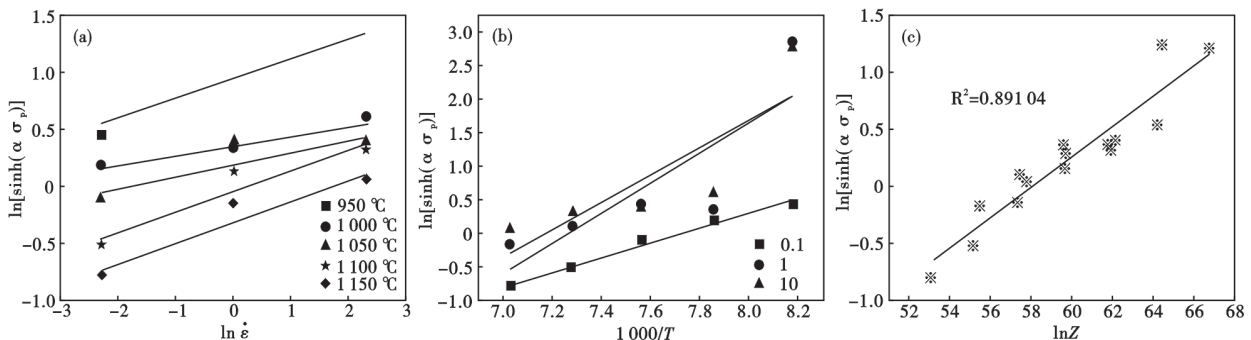


图 4 9Cr3W3Co 合金应变速率、变形温度、峰值应力关系曲线: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$, (b) $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - 1/T$, (c) $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - \ln Z$
 Fig. 4 Strain rate, deformation temperature, and peak stress relationship curve of 9Cr3W3Co alloy : (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$, (b) $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - 1/T$, (c) $\ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] - \ln Z$

2.3 不同变形条件下的组织

热变形时, 合金的动态再结晶是合金组织演化行为中的一个重要行为。动态再结晶也是合金细化晶粒, 控制显微组织的关键技术^[12]。

9Cr3W3Co 合金同一温度不同应变速率下的金相组织如图 5 所示。由图 5 可知, 热变形后的组织表现为完全再结晶, 应变速率越大, 晶粒越细。这是因为较慢的应变速率有利于位错的重排和晶界的迁移, 从而推动了材料的形核^[13], 但也会延长再结晶的时间; 而随着应变速率的增大, 晶粒中发生畸变的速度变快, 大大缩短再结晶形核时间, 从而达到细化晶粒的效果。对比 3 个不同应变速率下的组织可以得到应变速率越低, 组织中晶粒尺寸的差异越大, 较为明显的是应变速率为 0.1 s^{-1} 的组织。晶粒尺寸不均匀会对后续热处理的组织稳定性有很大影响, 因此在制定现场工艺时应尽量避免。

9Cr3W3Co 合金同一应变速率不同温度下的金相组织如图 6 所示。经比较可见, 在一定的应变速率下, 温度不一样材料的晶粒尺寸也不一样。如图

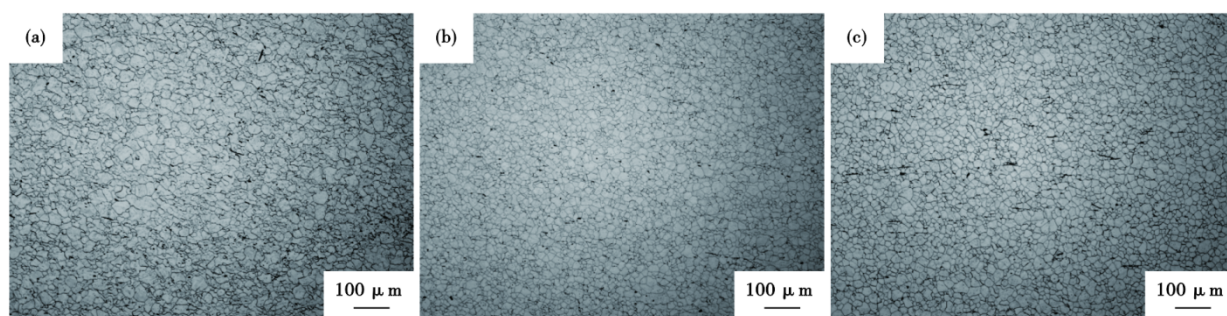


图 5 9Cr3W3Co 合金同一温度不同应变速率下的金相组织:(a)1 000 °C、0.1 s⁻¹ 条件下的组织,(b)1 000 °C、1 s⁻¹ 条件下的组织,(c)1 000 °C、10 s⁻¹ 条件下的组织

Fig. 5 Metallographic structure of 9Cr3W3Co alloy at the same temperature and different strain rates : (a) Microstructure at 1 000 °C and 0.1 s⁻¹ , (b) Microstructure at 1 000 °C and 1 s⁻¹ , (c) Microstructure at 1 000 °C and 10 s⁻¹

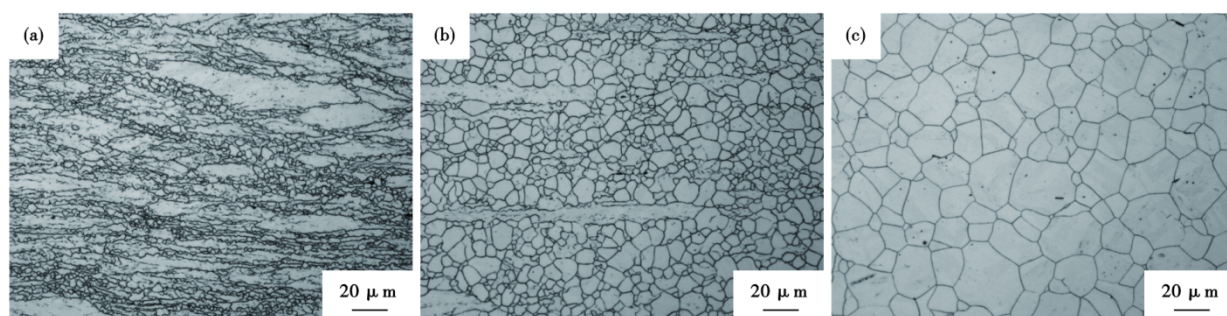


图 6 9Cr3W3Co 合金同一应变速率不同温度下的金相组织:(a)1 050 °C、10 s⁻¹ 条件下的组织,(b)1 100 °C、10 s⁻¹ 条件下的组织,(c)1 150 °C、10 s⁻¹ 条件下的组织

Fig. 6 Metallographic structure of 9Cr3W3Co alloy at the same strain rate and different temperatures : (a) Microstructure at 1 050 °C and 10 s⁻¹ , (b) Microstructure at 1 100 °C and 10 s⁻¹ , (c) Microstructure at 1 150 °C and 10 s⁻¹

6(a),当变形温度在1 050 °C时,只有部分分布不均匀且细小的晶粒形成,局部区域出现大块未完全再结晶的动态回复组织。当变形温度升为1 100 °C,如图6(b)所示,动态再结晶进一步发生,晶粒明显呈现为尺寸均匀的等轴状,但仍有部分组织未完全再结晶,对比1 050 °C下的组织,晶粒有一定的长大。当变形温度达到1 150 °C时,如图6(c)所示,再结晶晶粒尺寸增大,整个合金组织明显发生粗化。

9Cr3W3Co 合金不同方案下四道次变形后的组织如图7所示。图7(a)为四道次由大到小的变形后得到的组织,晶粒尺寸不均匀,出现了混晶现象,影响材料的性能;而图7(b)是采用了由小到大变形的的方式得到的组织,合金中出现了未完全再结晶的动态回复组织,且组织不均匀。在总变形量相同的条件下,先进行大变形量再进行一定程度的小变形量,可使经过完全再结晶后的晶粒相对更加细小^[14]。所以利用再结晶过程对晶粒尺寸进行调节和控制能够较好地保证高温合金力学性能,在制定现场工艺时采用方案一效果更好。

2.4 热加工图的建立

通过构建功率耗散图可获得材料的安全热加工区和失稳区。 P 表示单位体积内吸收的总功率:

$$P = G + J = \dot{\epsilon} \int_0^{\sigma_p} \sigma_p d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma_p} \dot{\epsilon} d\sigma_p \quad (10)$$

式中: G 为功率耗散量; J 为耗散协量。 m 表示应变速率敏感因子。

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (11)$$

η 表示功率耗散因子。

$$\eta = \frac{2m}{m + 1} \quad (12)$$

合金在各种变形条件下流变失稳的判别准则均可由式(12)来表达。当 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 时,由于变形的不确定性,使材料处于流变失稳态,观察组织可能有部分流动带、缠结带等区域;当 $\xi(\dot{\epsilon}) \geq 0$ 时,材料处于流变稳定状态^[15]。

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \frac{m}{m + 1}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (13)$$

以温度、应变速率和应变作为 x, y, z 轴的参数,

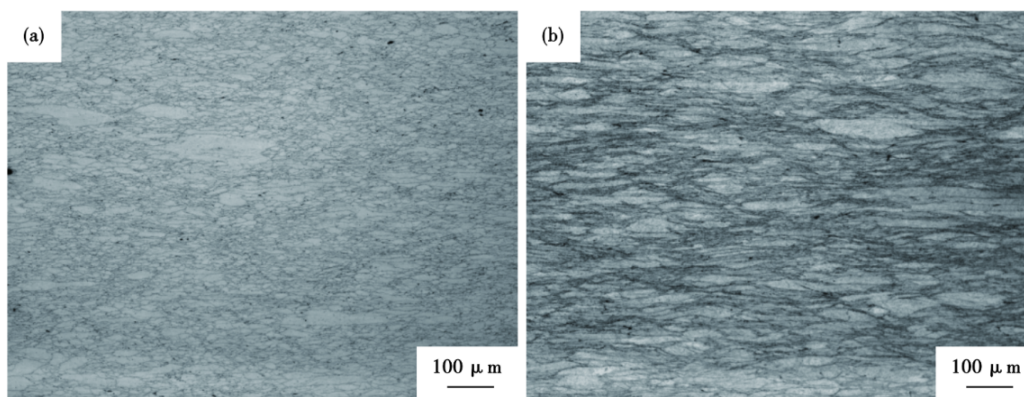


图 7 9Cr3W3Co 合金不同方案下四道次变形后的组织:(a)方案一,(b)方案二

Fig. 7 Microstructure of 9Cr3W3Co alloy after four passes of deformation under different schemes : (a) Scheme 1, (b) Scheme 2

利用 origin 软件绘制出 9Cr3W3Co 合金应变为 0.6 的三维功率耗散图,如图 8 所示。图 8 中彩色等高线取值是功率耗散 η , 颜色愈深, 区域值就愈高, 可以看出, 功率耗散整体呈现下面的区域和中间区域显著低于上面的区域。合金在应变速率为 0.1 s^{-1} 、变形温度为 $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 附近区域, 热变形后的组织性能最佳, 再结晶形核率最高, 利于细化再结晶晶粒。

但在热变形时某些能量过高的区域易发生组织的异常粗化, 使合金在热变形时发生热变形失稳的现象^[16]。失稳图的绘制方法与功率耗散图类似, 如图 9 所示, 红区是热加工安全区, 是部分或完全再结晶组织, 颜色越深的区域其安全性越强, 在材料变形时, 微观组织转变所需要的能量也就越多, 对变形愈有利^[17]。而绿色区域为失稳区, 集中于低温区, 其加工失稳性较高。因此, 9Cr3W3Co 合金的热变形失稳易发生于较低的变形温度和较大的应变速率区。在热变形的稳定区内结合功率耗散较大的区域, 确定材料的最佳热加工窗口为 $1050 \sim 1150 \text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率为 $0.1 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 。

3 结论

(1) 9Cr3W3Co 合金的热激活能为 655.051 kJ/mol , 其热变形本构方程为。

$$\dot{\epsilon} = e^{58.943} [\sinh(0.00533\sigma_p)] 7.639 \exp\left(\frac{655.051}{8.314T}\right)$$

(2) 在单道次热变形时, 9Cr3W3Co 合金的应力-应变曲线表现出应力随变形温度的升高而降低, 随应变速率的增大而增大; 而进行四道次热变形时, 进行先大变形后小变形的组织均匀性更好, 推荐现场采用。

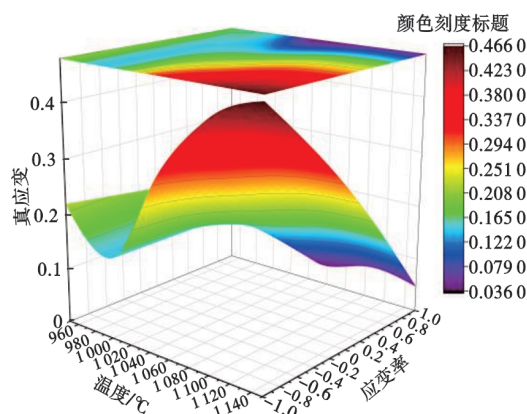


图 8 9Cr3W3Co 合金的 3D 功率耗散图

Fig. 8 3D power dissipation diagram of 9Cr3W3Co alloy;

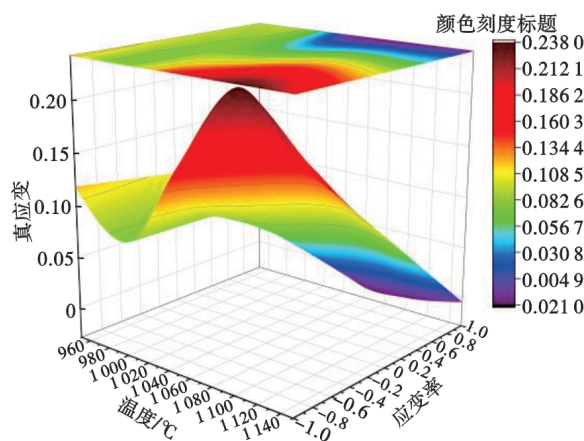


图 9 9Cr3W3Co 合金的 3D 失稳图

Fig. 9 3D instability map of 9Cr3W3Co alloy;

(3) 9Cr3W3Co 合金热变形过程中的再结晶程度随着应变速率减小、变形温度升高和变形量增加而增加。最佳热加工窗口为: 应变速率 $0.1 \sim 1 \text{ s}^{-1}$, 变形温度 $1050 \sim 1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

参考文献

[1] 吕 鹏,陈亚楠,关庆丰,等. 新型超超临界机组用叶片钢 11Cr12 Ni3Mo2VN 的热变形行为[J]. 材料导报,2020,34(4): 4113-4117.

[2] 骆素珍. 9Cr-3W-3Co 新型马氏体耐热钢的热加工性能研究[J]. 宝钢技术,2019,(5):10-17.

[3] Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9%Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants [J]. Science and Technology of Advanced Materials,2008,9(1):1-15.

[4] 李 莎,赵振铎,王贵平. N08800 铁镍基合金热变形行为及组织演变[J]. 特殊钢,2021,42(5):16-20.

[5] 邢 娜,黄 宝,何立波. 超临界超超临界锅炉管品种的开发现状[J]. 特殊钢,2016,37(1):17-21.

[6] 王春霞. 变形铝硅合金的动态再结晶行为[D]. 沈阳:东北大学,2014.

[7] 王哨兵,孙文强,王 曼,等. Gleeble 热模拟在 S32750 奥氏体-铁素体双相钢中的热塑性应用研究[J]. 特殊钢,2022,43(4):5-9.

[8] 陈振韬,冯亚暄. 低合金钢热轧多道次变形抗力试验研究[J]. 鞍钢技术,1995(11):26-34.

[9] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation [J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.

[10] 付建辉. HGH3126 镍基合金热变形行为及组织演变[J]. 特殊钢,2020,41(2):1-5.

[11] 王志蒙,王玉辉,曹文全,等. GCr15 轴承钢热变形行为及加工图[J]. 材料热处理学报,2017,38(1):191-197.

[12] 张 云,曹富荣,林开珍,等. GH4742 高温合金的动态再结晶行为[J]. 中国有色金属学报,2013,23(11):3091-3099.

[13] 陈 曦,耀 国,史晓楠,等. IN718Plus 高温合金的动态再结晶行为及模型研究[J]. 稀有金属,2019,(12):1260-1268.

[14] 张 鑫,白亚冠,聂义宏. 变形工艺参数对 GH4169 合金再结晶的影响[J/OL]. 热加工工艺,2023,(5):51-56+60.

[15] 毛训聪,陈乐平,彭 聪. 铸态 Mg-Zn-Zr-Gd 合金的热压缩变形行为[J]. 材料热处理学报,2022,43(12):19-27.

[16] 胡志强,王开坤,詹建明,等. 新型热作模具钢 5CrNiMoVNb 的热变形行为研究. 钢铁研究学报. doi:10.13228/j.boyuan.issn1001-0963.20220140.

[17] 蔡 晨,李俞铸,谷 宇,等. 粗大柱状晶 Fe-36 Ni 因瓦合金的高温流变行为[J]. 塑性工程学报,2022,29(11):153-164.

欢迎订阅 2024 年《特殊钢》期刊

全国各地邮局均可订阅(可破订)

邮发代号:38-183

定价:25.00 元/期、150.00 元/年

邮编:435001

地址:湖北省黄石市黄石大道 316 号、大冶特殊钢有限公司《特殊钢》杂志社

电话:0714-6297386

0510-80673212