



4Cr5Mo2V 压铸模具钢的热变形行为

刘嘉舟^{1,2}, 张永强^{2,3}, 陈琳琳⁴, 邱英南², 迟宏宵², 周 健², 杨银辉¹

(1 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 昆明 650093; 2 先进特殊钢全国重点实验室, 北京 100081;

3 大冶特殊钢有限公司, 黄石 435001; 4 广东小鹏汽车科技集团有限公司, 广州 510530)

摘 要:通过在 Gleeble 3800 热模拟试验机对特大型 4Cr5Mo2V 压铸模具钢进行热压缩实验, 设置变形参数: 变形温度为 1 000~1 200 °C, 应变速率分别为 0.01、0.1、1、10 s⁻¹, 变形量 50%。结果表明: 温度与应变速率对流变应力的影响显著, 且流变应力随着温度升高而降低, 随应变速率增大而升高。并基于双曲正弦修正的 Arrhenius 方程推导出特大型 4Cr5Mo2V 压铸模具钢的高温流变本构模型, 并得到其热变形激活能 $Q=387.273$ kJ/mol。进一步推导出应变补偿性本构方程以此来提高模型的精确度, 最后得出预测值与实验值的线性相关系数 $R^2=0.976$, 证明了应变补偿性本构方程具有较高的精度和可靠性。根据建立的热加工图得到最佳的热加工窗口为 1 030~1 200 °C、应变速率小于 0.060 s⁻¹。结合显微组织分析得出低温高应变速率下组织呈链状未完全再结晶特征, 动态再结晶是一个热激活过程, 提高变形温度可获得均匀的等轴晶粒, 但温度过高会导致晶粒粗化。研究结果为 4Cr5Mo2V 大型压铸模具锻造工艺的优化提供了理论依据。

关键词:压铸模具钢; 热变形; 动态再结晶; 热加工图

DOI:10.20057/j.1003-8620.N260101 **中图分类号:**TG316.1

Hot Deformation Behavior of 4Cr5Mo2V Die-Casting Die Steel

Liu Jiazhou^{1,2}, Zhang Yongqiang^{2,3}, Chen Linlin⁴, Di Yingnan², Chi Hongxiao², Zhou Jian², Yang Yinhui¹

(1 School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China; 2 State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Beijing 100081, China; 3 Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435001, China; 4 Guangdong XPeng Automotive Technology Group Co., Ltd., Guangzhou 510530, China)

Abstract: Hot compression experiments were conducted on a large-scale 4Cr5Mo2V die-casting die steel using a Gleeble 3800 thermal simulation testing machine. The deformation parameters were set as follows: deformation temperatures ranging from 1 000 °C to 1 200 °C, the strain rates were 0.01 s⁻¹, 0.1 s⁻¹, 1 s⁻¹, 10 s⁻¹ respectively, and a reduction of 50%. The results show that both temperature and strain rate have significant effects on the flow stress; specifically, the flow stress decreases with increasing temperature and increases with increasing strain rate. A high-temperature flow constitutive model for the large-scale 4Cr5Mo2V die-casting die steel was derived based on the hyperbolic-sine modified Arrhenius equation, and the thermal deformation activation energy was determined to be 387.273 kJ/mol. A strain-compensated constitutive equation was further developed to enhance the model accuracy. The linear correlation coefficient (R^2) between the predicted and experimental values was found to be 0.976, confirming that the strain-compensated constitutive equation possesses high precision and reliability. Based on the established processing maps, the optimal hot-working window was identified as 1 030 °C–1 200 °C with strain rates below 0.060 s⁻¹. Microstructural analysis revealed that at low temperatures and high strain rates, the microstructure exhibits chain-like, incompletely recrystallized features. Dynamic recrystallization is a thermally activated process; increasing the deformation temperature promotes uniform equiaxed grains, but excessively high temperatures lead to grain coarsening. These findings provide a theoretical basis for optimizing the forging process of large 4Cr5Mo2V die-casting molds.

Key Words: Die-Casting Die Steel; Hot Deformation; Dynamic Recrystallization; Hot Processing Map

模具钢作为模具制造的关键基础材料, 其性能优劣直接影响模具的加工精度和使用寿命, 成为决定制造业发展水平的重要战略要素^[1]。DIEVAR

(4Cr5Mo2V) 是 H13 钢的改进型, 是由瑞典一胜百公司专门为高压压铸的苛刻应用而开发^[2]。该材料是在 H13 的基础上采用“低 Si、高 Mo、低 V”的合金成

基金项目: 重点新材料研发及应用国家科技重大专项(2025ZD0611100)

作者简介: 刘嘉舟(2002—), 男, 硕士, 工程师; **E-mail:** 1093793862@qq.com; **收稿日期:** 2026-06-30

通信作者: 杨银辉(1975—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** yyhyan@sina.com

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

分思路设计,结合先进的重熔技术并且对整个生产线进行创新与优化,使其比常规的H13钢具有更高的淬透性、强韧性、热稳定性以及热疲劳性能,尤其适用于制造大型模具^[3]。近年来,DIEVAR因其优异的综合性能而在压铸与锻造工艺中得到了日益广泛的应用,目前已成为一体化压铸模具领域极具发展潜力的关键材料之一^[4]。且近些年来随着新能源汽车产业的发展,愈来愈多的企业对汽车的轻量化有着极高的追求,而一体化压铸技术正加速替代传统的多部件焊接工艺,成为汽车制造行业的主流发展方向。但是,随着模具尺寸的增大,模具钢在特大型规格下难以保证心边性能的均匀性。且由于心边性能不均,严重影响了特大型模具钢在苛刻条件下的服役寿命,使得模具过早失效,制约了一体化压铸技术的产业化进程。大尺寸DIEVAR(4Cr5Mo2V)心部热变形抗力较大、应力集中,如果锻造工艺参数选择不当,容易导致热变形失稳,从而造成锻件开裂,因此有必要优化锻造及热处理工艺参数,以确保大型模块所用压铸模具钢具备良好的服役性能^[5-6]。

使用Gleeble 3800热模拟试验机进行了压缩模拟实验,研究了不同变形条件下4Cr5Mo2V钢显微组织的变化,分析了其高温流动行为,并建立了高温本构模型。结合热加工图,对试验钢的热加工性能进行了判断,从而为后续4Cr5Mo2V压铸模具钢锻造工艺的制定提供科学依据和参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

热变形所用的4Cr5Mo2V钢为大冶特钢生产的特大型压铸模具钢锭,采用的熔炼和精炼设备均为40 t,钢锭尺寸为 $\phi 810$ mm,化学成分见表1。使用材料的初始状态为铸态。其生产工艺为:电弧炉熔炼(EAF)、炉外精炼(LF)、真空脱气(VD)及保护气氛电渣重熔(PESR),锭型尺寸为 $\phi 810$ mm。图1为试验钢心部位置的原始态金相组织。

1.2 试验方法

采用Gleeble 3800试验机开展了单道次热压缩实验,以此模拟大型模块的锻造过程。在试验钢铸

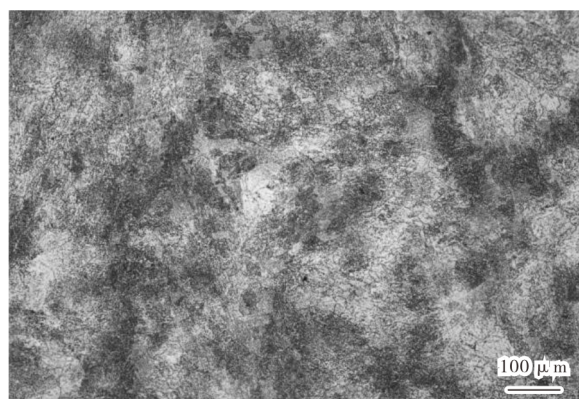


图1 4Cr5Mo2V试验钢原始态金相组织

Fig. 1 Original metallographic structure of 4Cr5Mo2V test steel

锭补缩端心部取直径8 mm、高12 mm的圆柱体若干支。以10 °C/s的升温速率将样品加热到1 200 °C,保温3 min确保其受热均匀,以获得均匀的微观组织;随后以同样的速率(10 °C/s)冷却至设定的变形温度,为消除试样内部的温度梯度,保温30 s。变形温度选取1 000、1 050、1 100、1 150、1 200 °C,变形速率分别为0.01、0.1、1、10 s⁻¹,变形量设为50%。热压缩过程中,我们在试样表面贴上0.05 mm厚的钼片作为润滑,以减少摩擦和热量损失。变形结束后将试样立即水淬至室温,以保留高温变形后的微观组织。热压缩变形实验的工艺参数,如图2所示。压缩完成后,试样沿平行于压缩轴的方向进行切片,切面经机械抛光处理。采用10%的硝酸酒精溶液侵蚀试样30 s,采用Olympus GX53光学显微镜观察试样中心位置的显微组织结构。

2 结果与讨论

2.1 高温流变应力曲线

图3为4Cr5Mo2V压铸模具钢在不同变形温度和变形速率下的真应力-真应变曲线。在热压缩初始阶段,流变应力随应变的增加而迅速上升,在达到峰值应力后缓慢下降并趋于平稳。该现象是由于在变形的初始阶段,材料内部的位错密度迅速增加,位错之间的相互作用使得畸变能增大,致使加工硬化迅速增强,使得流变应力迅速上升^[7-8]。随着应变的增大,动态回复与动态再结晶的作用逐渐显现,流变应力趋于稳定。高温流变应力反映了加工硬化与动态回复以及动态再结晶引发的软化作用之间的动态竞争关系。在不同的热变形参数下(不同变形温度与应变速率),流变应力呈不同的规律变化。

在低温低应变速率及高温低应变速率条件作

表1 4Cr5Mo2V试验钢化学元素成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the 4Cr5Mo2V test steel %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	Al	Fe
0.36	0.24	0.39	4.89	2.19	0.54	0.065	0.044	0.031	Bal.

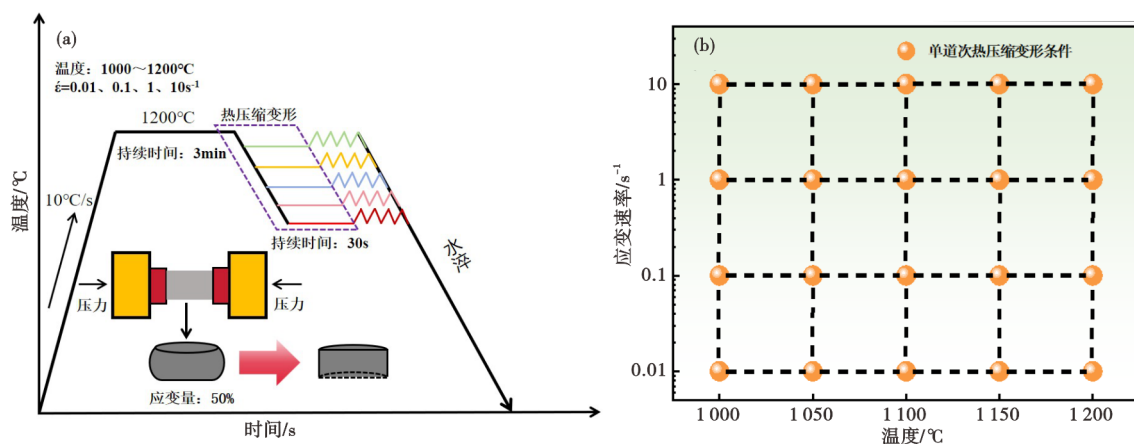


图2 实验设计:(a) 热变形工艺参数,(b) 变形温度和应变速率

Fig. 2 Experimental design: (a) hot deformation process parameters, (b) deformation temperature and strain rate

用下(1 000 °C、0.01 s⁻¹; 1 050 °C、0.1 s⁻¹; 1 200 °C、0.01 s⁻¹; 1 200 °C、0.1 s⁻¹),流变应力曲线迅速上升至峰值,真应力随着真应变的增加持续降低。由于较低的应变速率使得变形所需的时间延长,为位错重排、晶界演变以及动态软化过程提供了充足的时间^[9];同时,金属原子间的结合力随着温度上升减弱,原子的运动流动性增强,热激活过程更为活跃,有利于位错滑移与晶界的迁移,使得真应力随着真应变的增加持续下降^[10]。在高温高应变速率条件下(1 150 °C、1 s⁻¹; 1 200 °C、1 s⁻¹; 1 150 °C、10 s⁻¹; 1 200 °C、10 s⁻¹),流变应力快速上升至峰值,进入稳态后,应力几乎不随着应变的增加而显著变化。表明在此条件下,位错的产生与湮灭达到动态平衡,加工硬化与动态回复以及动态再结晶的软化作用相互抵消^[11]。在低温高应变速率条件下(1 000 °C、1 s⁻¹; 1 100 °C、1 s⁻¹; 1 050 °C、10 s⁻¹; 1 100 °C、10 s⁻¹),流变应力达到峰值后,由于动态回复与动态再结晶的软化作用,曲线增速逐渐减缓,但直至变形结束仍保持上升趋势。高应变速率即使有利于动态再结晶形核,但其缩短了变形时间,削弱了动态再结晶引起的软化效果^[12],因此,位错

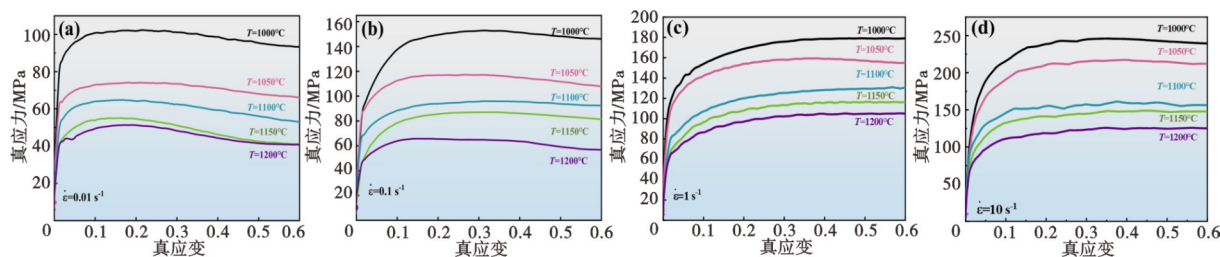
密度仍然较高,且在此温度下的动态回复与动态再结晶的软化作用无法抵消加工硬化效应,加工硬化仍起主导作用,流变应力直至变形结束仍保持上升趋势。总体而言,在同一应变速率下,峰值应力随温度升高而降低;而同一温度下,峰值应力随着应变速率加速而升高。

2.2 高温流变应力模型

为了深入研究4Cr5Mo2V压铸模具钢的高温流变应力行为,必须系统阐明不同变形参数(变形温度、应变速率和应变量)对热变形过程的影响规律。高温流变应力作为表征材料塑性成形性能的重要指标,需要建立本构方程进行定量分析。研究表明,该4Cr5Mo2V压铸模具钢的高温流变应力主要取决于上述变形参数,采用Sellars与Tegart提出的双曲正弦形式修正的Arrhenius方程^[13],能够较好地反映其在高温变形过程中流变应力与变形温度、应变速率之间的内在关联。修正的Arrhenius方程表示如式(1)。

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

式中, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s⁻¹; A表示与温度无关的常数;

图3 4Cr5Mo2V钢高温流变应力曲线:(a) 0.01 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, (c) 1 s⁻¹, (d) 10 s⁻¹Fig. 3 Flow stress curves of 4Cr5Mo2V steel at high temperature: (a) 0.01 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, (c) 1 s⁻¹, (d) 10 s⁻¹

α 表示优化后的结构因子(与材料相关); σ 为曲线中某一应变率对应的应力值,MPa; n 为应力指数; Q 为热变形激活能, J/mol; R 为气体常数, $R = 8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$; T 为变形温度, K。

依据 Zener-Hollomon 理论,在高温下,金属及合金的变形速率主要受热激活机制的控制,流变应力、变形温度与应变速率三者之间满足以下关系^[14]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (2)$$

式中, Z 为温度补偿的应变速率。上式中 A 和 n 一般可以直接通过 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线关系拟合得到,参数 Z 根据 $\alpha\sigma$ 的大小对应不同的表达式变换。

在较低应力水平($\alpha\sigma < 0.8$)下,式(2)可以简化成式(3);而在较高应力水平($\alpha\sigma > 1.2$)下,式(2)可以简化成式(4)^[15-16]。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_1 \sigma^{n_1} (\alpha\sigma < 0.8) \quad (3)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_2 \exp(\beta\sigma) (\alpha\sigma > 1.2) \quad (4)$$

式(3)式(4)中, A_1 、 A_2 、 n_1 、 β 均为材料常数。式中, α 、 β 与 n_1 满足以下关系式 $\alpha = \beta/n_1$ 。对式(1)、式(3)、式(4)两边取对数,可得式(5)、(6)、(7)。

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

由于峰值应力对工业生产制造尤为重要,所以 σ 通常取峰值应力 σ_p 进行求解,最后得出求解材料参数 α 、 n 、 Q 、 A 。

对式(6)、(7)进行线性回归拟合,得到 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 以及 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 关系曲线,其线性回归关系曲线如图 5(a)(b)所示。各曲线的斜率倒数分别为 $\beta = 0.0642$ 、 $n_1 = 7.217$,从而计算得到 $\alpha = \beta/n_1 = 0.0089$ 。由式(4)可知,在恒定温度下 T , $\ln A$ 与 $\frac{Q}{RT}$ 之和为常数 C ,因此, $\ln \dot{\epsilon} = C + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 。对每个温度下的 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 进行线性拟合,其关系曲线如图 5(c)所示,所得斜率为 n ,并取各个温度 T 下的平均值作为最终 $n = 5.31$;在恒定速率 $\dot{\epsilon}$ 下,对式(1)两端进行求导,因此, $Q = nR \left[\frac{\partial(\ln(\sinh(\alpha\sigma)))}{\partial(1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}}$ 。对

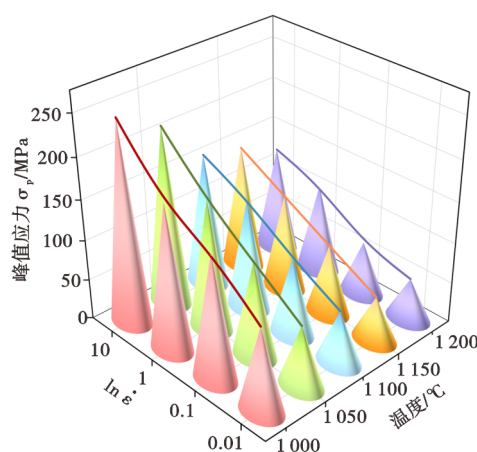


图4 不同变形条件下4Cr5Mo2V钢的峰值应力 σ_p
Fig. 4 Peak stress σ_p of 4Cr5Mo2V steel under different deformation conditions

每个应变速率下的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 10000/T$ 进行线性拟合,其关系曲线如图 5(d)所示,取多个应变速率的拟合斜率平均值,进而计算得到最终的变形激活能 $Q = 387.273 \text{ KJ/mol}$ 。

通过已知参数,计算不同应变速率 $\dot{\epsilon}$ 与不同变形温度 T 下的 Z 值,并对 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 进行线性拟合,拟合关系曲线如图 5(e)所示,相关系数 $R^2 = 0.9883$,拟合直线截距平均值为 $\ln A = 31.28$,因此得出 $A = 3.84 \times 10^{13}$ 。将上述结果带入式可得 4Cr5Mo2V 压铸模具钢热变形本构方程为: $\dot{\epsilon} = 3.84 \times 10^{13} [\sinh(0.0089\sigma)]^{5.31} \times \exp(-3.87273 \times 10^5/RT)$ 。

在高变形速率条件下,材料塑性变形产生的热量来不及充分释放至外部环境,从而形成绝热状态,导致试样温度升高。而温度升高会促进动态回复和动态再结晶的软化作用,导致实测的流变应力低于其真实值,需对测量结果进行温度修正^[17]。但本试验通过估算后实际应力值虽低于修正后的应力值,但是二者偏差极小,(最高为 4.2MPa,相对误差 $< 1.7\%$),所以该偏差对上述高温流变应力模型及下述热加工图的建立影响较小。

2.3 高温流变应力模型的验证

由于通过单一应变计算得到的高温流变应力模型中的材料常数会随真实应变的增加而发生改变,该方法缺乏全面性,无法精确描述材料的流动行为。为提高模型的准确性,将应变关系引入本构方程并建立应变补偿型阿伦尼乌斯方程,可显著提升预测精度,从而实现应力值的精确估算^[18]。基于

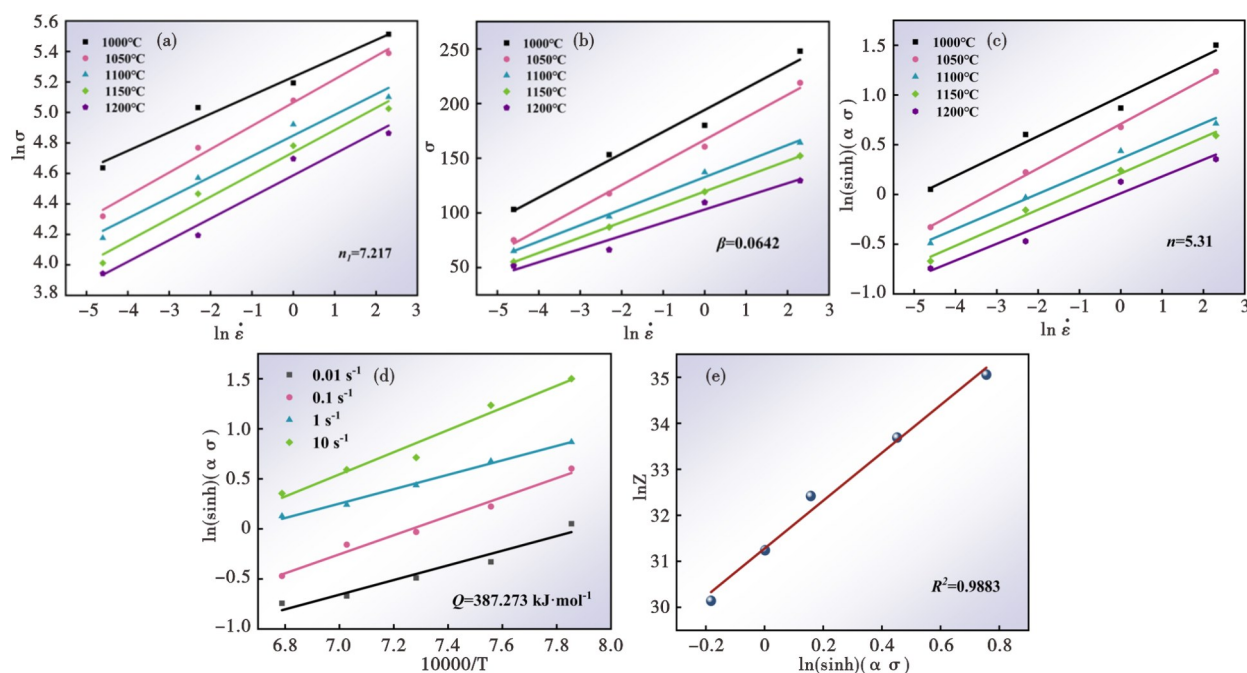


图5 不同参数关系: (a) $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$, (b) $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$, (c) $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$, (d) $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - 10000/T$, (e) $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha \sigma)]$
Fig. 5 Relationship between different parameters: (a) $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$, (b) $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$, (c) $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$, (d) $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - 10000/T$, (e) $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha \sigma)]$

表2 不同参数的决定系数R平方(COD)

Table 2 R-squared (coefficient of determination) values for various parameters

温度/°C	β	n_1	n	A	$Q/(\text{KJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	
		R^2			$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	R^2
1 000	0.973 86	0.977 12	0.978 80	0.978 8	0.01	0.948 31
1 050	0.993 45	0.990 7	0.998 41	0.998 41	0.1	0.981 48
1 100	0.994 69	0.975 43	0.987 71	0.987 71	1	0.993 04
1 150	0.999 95	0.980 11	0.992 29	0.992 29	10	0.968 28
1 200	0.964 50	0.965 71	0.968 20	0.968 20		

表3 4Cr5Mo2V 钢参数与应变多项式拟合系数

Table 3 4Cr5Mo2V steel parameters and strain polynomial fitting coefficients

α		n		$Q/(\text{KJ} \cdot \text{mol}^{-1})$		$\ln A$	
B ₀	0.010 8	C ₀	6.412 69	D ₀	459.471 13	E ₀	38.121 85
B ₁	-0.014 51	C ₁	-2.248 42	D ₁	77.865 31	E ₁	8.068 89
B ₂	0.049 62	C ₂	-10.626 38	D ₂	-1 518.337 57	E ₂	146.786 06
B ₃	-0.072 61	C ₃	22.307 42	D ₃	2 967.702 24	E ₃	298.600 01
B ₄	0.042 02	C ₄	-11.568 55	D ₄	-1 791.914 67	E ₄	189.198 75

不同变形条件下的真应力-应变曲线,在0.1~0.6的真实应变范围内,以0.1为间隔,对材料参数 $\alpha, n, Q, \ln A$ 进行了四次多项式拟合,具体如式(8)。

如图6所示,通过拟合相关系数与真实应变进行关联分析,相关系数 R^2 均在0.99以上,表明计算结果与实验测量结果具有良好的一致性。将表3中的多项式拟合参数代入式(8)、(9)、(10)、(11),即可得到材料参数与真应变之间的关系表达式,如式(12)、(13)、(14)、(15)。

$$\alpha = B_0 + B_1 \epsilon + B_2 \epsilon^2 + B_3 \epsilon^3 + B_4 \epsilon^4 \quad (8)$$

$$n = C_0 + C_1 \epsilon + C_2 \epsilon^2 + C_3 \epsilon^3 + C_4 \epsilon^4 \quad (9)$$

$$Q = D_0 + D_1 \epsilon + D_2 \epsilon^2 + D_3 \epsilon^3 + D_4 \epsilon^4 \quad (10)$$

$$\ln A = E_0 + E_1 \epsilon + E_2 \epsilon^2 + E_3 \epsilon^3 + E_4 \epsilon^4 \quad (11)$$

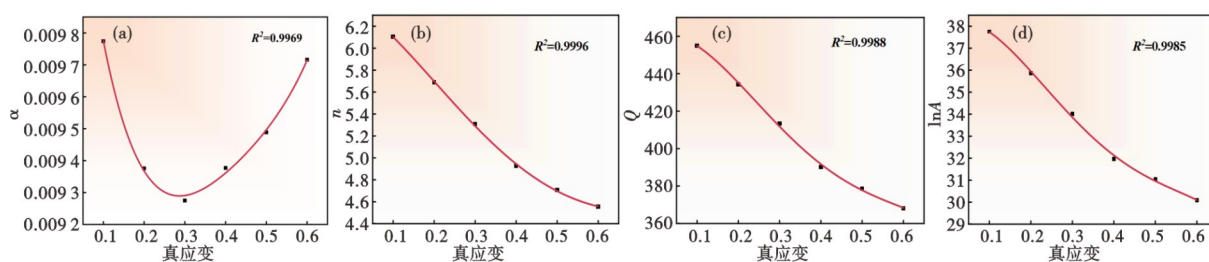
$$\alpha = 0.0108 - 0.01451\epsilon + 0.04962\epsilon^2 - 0.07261\epsilon^3 + 0.04202\epsilon^4 \quad (12)$$

$$n = 6.41269 - 2.24842\epsilon - 10.62638\epsilon^2 + 22.30742\epsilon^3 - 11.56855\epsilon^4 \quad (13)$$

$$Q = 459.47113 + 77.86531\epsilon - 1518.33757\epsilon^2 + 2967.70224\epsilon^3 - 1791.91467\epsilon^4 \quad (14)$$

$$\ln A = 38.12185 + 8.06889\epsilon - 146.78606\epsilon^2 + 298.60001\epsilon^3 - 189.19875\epsilon^4 \quad (15)$$

将等式(2)代入等式(16),推导出应变补偿型高温流变方程,如等式(17)所示。为了验证其准确性,在真应变0~0.6范围内均匀选取50个点计算其应力值。基于该方程计算所得应力与热变形实验所得应力-应变曲线的对比,如图7所示。

图6 参数与真应变的关系: (a) α , (b) n , (c) Q , (d) $\ln A$ Fig. 6 Relationship between parameters and true strain: (a) α , (b) n , (c) Q , (d) $\ln A$

$$\sigma = \frac{1}{\alpha(\varepsilon)} \ln \left\{ \left(\frac{Z(\varepsilon)}{A} \right)^{\frac{1}{n(\varepsilon)}} + \sqrt{\left(\frac{Z}{A(\varepsilon)} \right)^{\frac{2}{n(\varepsilon)}} + 1} \right\} \quad (16)$$

$$\sigma = \frac{1}{\alpha(\varepsilon)} \ln \left\{ \frac{\dot{\varepsilon} \exp \left(\frac{Q(\varepsilon)}{RT} \right)}{A(\varepsilon)} \right\}^{\frac{1}{n(\varepsilon)}} + \sqrt{\left(\frac{\dot{\varepsilon} \exp \left(\frac{Q(\varepsilon)}{RT} \right)}{A(\varepsilon)} \right)^{\frac{2}{n(\varepsilon)}} + 1} \quad (17)$$

采用应变补偿型高温流变模型所计算的预测

表4 计算应力值与实际应力值线性拟合的平均绝对相对误差(AARE)、均方根误差(RMSE)、最大相对误差(MRE)

Table 4 Average absolute relative error (AARE), root mean square error (RMSE), and maximum relative error (MRE) of the linear fitting between calculated and actual stress values

R^2	AARE/%	RMSE/MPa	MRE/%
0.972	5.38	7.97	13.74

应力值,在(1 000 °C、0.1 s⁻¹)变形条件下略低于实测值,其他变形条件下的计算应力散点紧密分布于实测曲线周围,表现出良好的一致性。进一步将计算应力值与实测应力值进行线性回归分析如图7所示,由于应变补偿型高温流变模型的计算值与实际值接近,因此通过应变补偿型高温流变模型的计算值与高温流变模型的实际值进行线性拟合,得到二

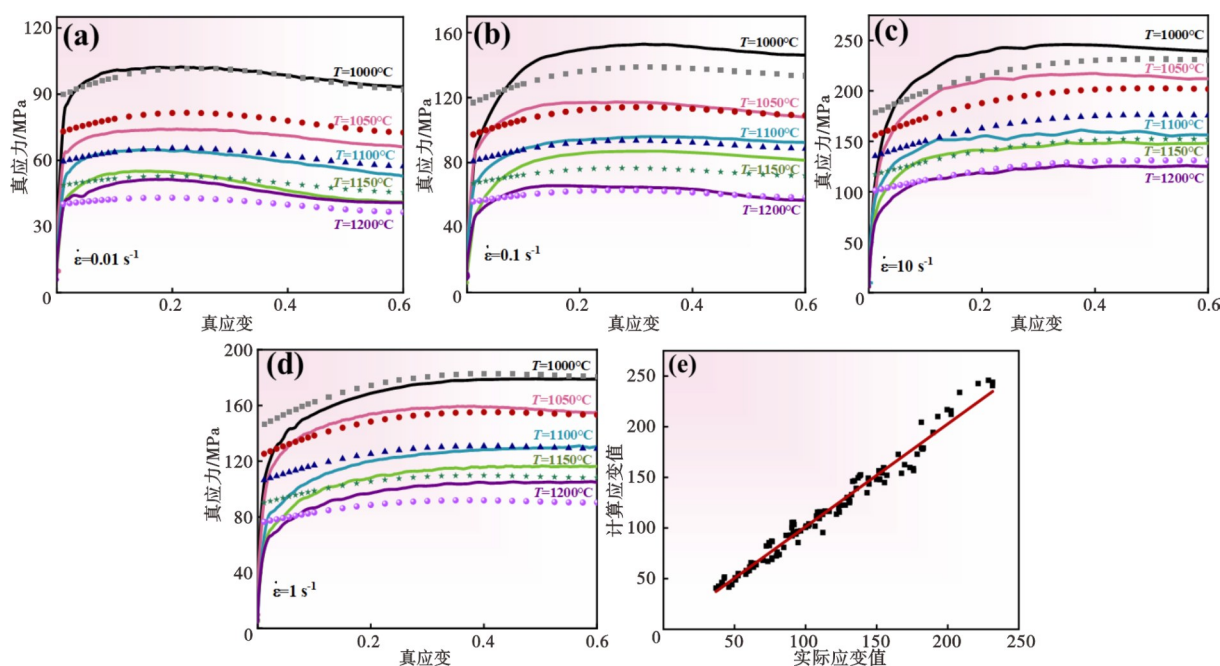


图7 不同变形条件下实验值与理论计算值对比: (a) 0.01 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, (c) 1 s⁻¹, (d) 10 s⁻¹, (e) 计算值与实际值线性拟合
Fig. 7 Comparison of experimental values and theoretical calculation values under different deformation conditions: (a) 0.01 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, (c) 1 s⁻¹, (d) 10 s⁻¹, (e) linear fitting of calculated values and actual values

者之间的相关系数 $R^2=0.972$, 证明计算所得的预测流变应力值与实测值较为接近。

2.4 热加工图分析

在热变形行为研究中,金属材料热变形过程中对变形参数的设计与优化具有至关重要的指导作用。热加工图是优化成形工艺参数、避免材料流变失稳的重要手段。单位体积内材料吸收的总能量 P 可分为两部分:一部分由塑性变形耗散(G),其中大部分能量以热的形式散失,一小部分则用于晶格畸变和晶体缺陷能的形成;另一部分用于微观组织变化(J),如动态回复、动态再结晶等。三者之间的关系可表示为^[19-20]:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (18)$$

式中, σ 表示为流变应力, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率。为描述能量在 G 与 J 之间的分配比例,引入应变速率敏感指数 m ^[21]:

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \quad (19)$$

在该模型中,为了进一步表征微观组织变化所消耗能量占总能量比例,定义功率 η 为功率耗散效率系数^[22]:

$$\eta = \frac{J}{J_{max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (20)$$

热加工过程中,易出现绝热剪切带、局部流变以及裂纹等失稳现象,为了识别流变失稳区域,依据不可逆热力学极值原理,Prasad 等建立了流变失稳判据如下^[23-24]:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m+1}{m} \right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \quad (21)$$

通过计算不同真应变值下的 η 与 ξ 的值,分别绘制出功率耗散效率系数图与加工流变失稳区域图,如图 8 所示。其中,随着应变速率的降低和温度的升高, η 逐渐增大,因为动态回复与动态再结晶过程能够在低应变速率充分进行,同时高温也促进软化作用的发生。如图 8(b) 所示,随着应变值的增加,流变失稳区域的面积逐渐增大,说明材料在较大应变下更易失稳。在 $\xi < 0$ 时,材料在该条件下会呈现不稳定性进而形成失稳区域,因此在制定加工参数时需要避开该区域^[25]。热加工图是通过功率耗散系数图与加工流变失稳图叠加得到,如图 9 所示。红色阴影为流变失稳区域,红色虚线以内代表最佳热加工窗口。在热加工图中,动态再结晶区通常对应 η 值较高的区域,该区域内微观组织以中均匀的等轴晶为主,等轴晶在变形过程中能够协调变形,进而改善了其加工性能。在实际生产中,通常选取 $\eta > 0.3$ 的区域进行加工,并且功率耗散效率越高其加工性能越好;相反, η 值较低的区域由于在变形过程中产生的大量位错难以通过动态回复与动态再结晶有效释放畸变能,进而导致流变失稳的概率升高^[26-27]。图 9 中红色虚线所围成的等值线区域对应在该真应变下的热变形条件下,代表材料在该条件下最佳的热加工区域。

进一步观察图 9(a)-(c) 得出,在不同应变值下,均出现流变失稳区域,且流变失稳区域的分布呈不

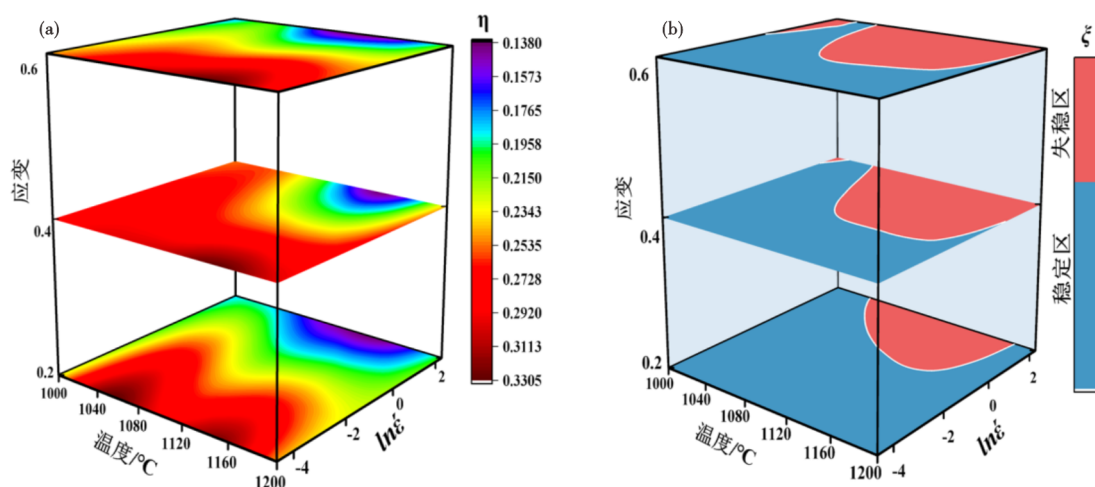


图 8 (a) 4Cr5Mo2V 钢不同应变功率耗散效率系数图, (b) 4Cr5Mo2V 钢不同应变加工流变失稳区域图

Fig. 8 (a) 4Cr5Mo2V steel efficiency coefficient of power dissipation for different strains, (b) 4Cr5Mo2V steel flow instability region for different processing strains

同的特征。当真应变为0.2时,流变失稳区域主要集中在1030~1180 °C、0.35~10 s⁻¹;当真应变为0.4时,流变失稳区主要集中在1040~1200 °C、0.13~10 s⁻¹;当真应变为0.6时,流变失稳区主要集中在1050~1200 °C、0.11~10 s⁻¹,同时1000~1010 °C、1~10 s⁻¹出现流变失稳区域。随着应变量的增加, η 值相对较高,材料的动态再结晶程度更完全,因此也更容易获得细小的等轴晶粒;同时最佳加工区域面积不断扩大,表明试样在较大应变下,热变形参数范围更加宽泛。然而,随着应变量的增加,流变失稳区面积逐渐增大,且部分与最佳加工区域重叠,由初始集中于低温高应变速率区域,逐步向高温高应变速率区和低温低应变速率区双向扩展。在高温条件下,材料内部会产生显著的热应力,同时高应变速率导致变形时间缩短,抑制了动态回复与动态再结晶的软化效果。因此,导致热变形过程中的能量无法及时释放,从而促使试样两侧出现孔洞和裂纹等缺陷,并逐渐向高温高应变速率扩散^[28];此外,随着应变量的增加,在低应变速率下,位错堆积加剧,应力集中持续累积,从而增强微裂纹形核与扩展的驱动力,导致微小的空洞和裂纹长大、连接,材料内部的损伤程度加剧^[29];由于温度较低材料通过动态回复与动态再结晶消耗变形能量较小,导致应力无法释放,在该变形条件下出现流变失稳区域。图9(d)为峰值应力下的热加工图,可以明显观察到该材料的失稳区域为1040~1190 °C、0.14~10 s⁻¹。因此,结合不同应变以及峰值应力下的热加工图,得到最佳加工区域为:1030~1200 °C,应变速率小于0.060 s⁻¹。虽然峰值应力下失稳区域的应变速率为0.14 s⁻¹,但由于应变增大时,失稳区域会向低应变速率拓展,如图9(c)所示,为了在大的变形量下保证其加工性能,因此将应变速率小于0.060 s⁻¹。

2.5 微观组织演变

如图10(a)所示,在低温低应变速率区(1000 °C、0.01 s⁻¹)变形后的组织有充分的时间驱动晶界迁移,促进晶粒的合并与生长,使得晶粒沿应变方向变形的程度降低且再结晶比例提高。但此时能观察到链状未完全再结晶的部分,这种现象的主要原因是连续变形过程中,先前变形形成的再结晶晶粒也开始发生形变,进一步促进动态再结晶过程。然而,晶粒的生长和变形无法与动态再结晶完全平衡,因此还存在这种链状结构^[7]。如图10(b)所示,在低温高应变速率区(1000 °C、10 s⁻¹),奥氏体晶粒沿主应变方向发生塑性延伸,仍然存在链状未完全再结晶的部分。而变形过程主要由位错积累与重排导致了亚晶粒的形成,这些亚晶粒在随后的变形过程中成核并生长为新的再结晶晶粒^[30]。由于变形过程持续时间短,动态再结晶晶粒未完全长大变形就已结束。随着温度的提高,在1200 °C如图10(c)(d)所示,未能观察到明显的链状结构,且组织均为较为均匀的等轴晶粒。这是因为动态再结晶是一种热激活过程,而高温帮助原子克服形核壁垒,从而促进动态再结晶的进行,形成相对均匀的等轴晶粒。然而晶粒粗化严重必然会降低成型件的使用寿命,因此动态再结晶晶粒的粗化程度需要对照热加工图分析^[31]。在1200 °C下组织均为均匀的等轴晶粒,在(1200 °C、0.01 s⁻¹)时的 η 值约为0.31,经分析,当前条件下的晶粒粗化程度处于可接受的范围,证明该变形参数较为合理。而高温高变形速率(1200 °C、10 s⁻¹)下在试样两侧形成裂纹,造成流变应力失稳相应的在此变形条件下的 η 值约为0.20。

3 结论

1)根据真实应力、应变速率以及变形温度所建立双曲正弦形式修正的Arrhenius方程得到

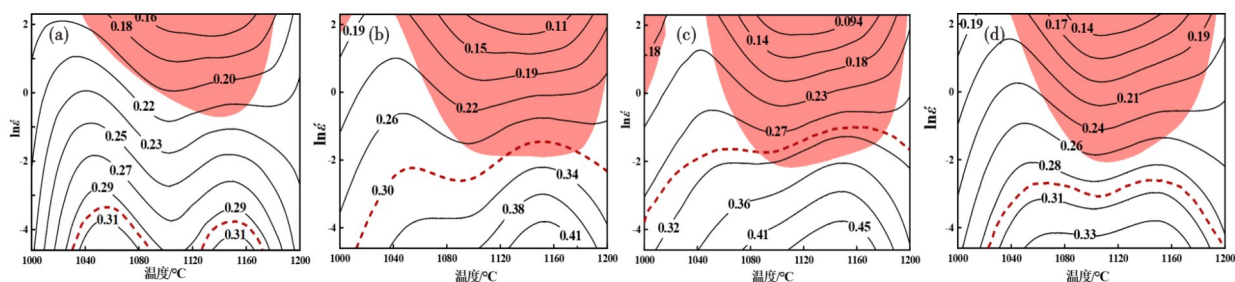


图9 4Cr5Mo2V钢不同应变下的典型热加工图:(a) 0.2,(b) 0.4,(c) 0.6,(d) 4Cr5Mo2V钢峰值应力对应应变

Fig. 9 Typical hot working maps of 4Cr5Mo2V steel at different strains: (a) 0.2, (b) 0.4, (c) 0.6, (d) peak stress versus strain

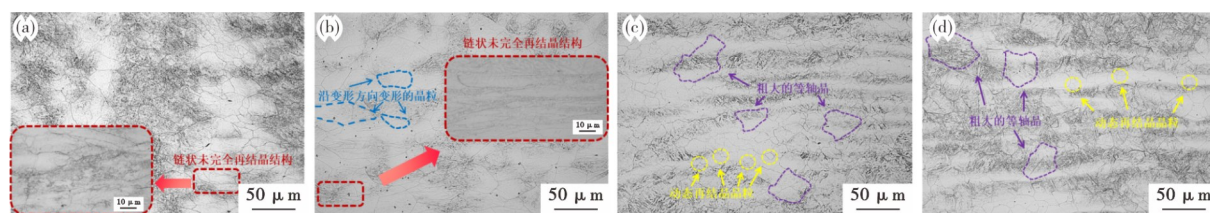


图 10 4Cr5Mo2V 钢不同变形条件下 OM 组织: (a) 1 000 °C, 0.01 s⁻¹; (b) 1 000 °C, 10 s⁻¹; (c) 1 200 °C, 0.01 s⁻¹; (d) 1 200 °C, 10 s⁻¹

Fig. 10 Optical microstructures of 4Cr5Mo2V steel under different deformation conditions: (a) 1 000 °C, 0.01 s⁻¹; (b) 1 000 °C, 10 s⁻¹; (c) 1 200 °C, 0.01 s⁻¹; (d) 1 200 °C, 10 s⁻¹

4Cr5Mo2V 钢热变形的激活能 $Q=387.273$ kJ/mol, 其方程表达式为 $\dot{\varepsilon} = 3.84 \times 10^{13} [\sinh(0.0089\sigma)]^{5.31} \times \exp(-3.87273 \times 10^5/RT)$ 。

2) 应变补偿阿伦尼乌斯模型计算得到的流动应力值与实验真实应力值进行线性拟合, 得到二者之间的决定系数 $R^2=0.972$, 证明应变补偿型阿伦尼乌斯方程能对流动应力得到较为准确的预测。

3) 热加工图表明, 随着应变值的增大, η 值相对较高, 动态再结晶程度更完全; 但流变失稳区域 ($\xi < 0$) 面积也逐渐增大, 由初始集中于低温高应变速率

区域, 逐步向高温高应变速率区和低温低应变速率区双向扩展。结合不同应变量以及峰值应力下的热加工图, 4Cr5Mo2V 钢最佳的热加工窗口为 1 030~1 200 °C, 应变速率小于 0.060 s⁻¹。

4) 根据 OM 观察不同变形条件下 4Cr5Mo2V 显微组织, 当变形温度不变时, 增大应变速率, 晶粒来不及生长, 组织呈链状未完全再结晶特征; 当应变速率不变时, 提高变形温度提高了 4Cr5Mo2V 钢动态再结晶的体积分数, 组织转变为均匀的等轴晶, 过高的变形温度会使晶粒过度长大, 需结合热加工图分析。

参考文献

- [1] 赵健, 杨仁强, 王立青, 等. PMO 作用下高品质 H13 热作模具钢生产实践[J]. 特殊钢, 2026, 47(2): 27-31.
- [2] 杜傲博, 祝志超, 姚忠波, 等. 4Cr5Mo2V 模具钢冲击吸收能量波动原因分析[J]. 大型铸锻件, 2025, (3): 58-63.
- [3] 钟庆元, 孙晓林, 崔利民, 等. 4Cr5Mo2V 热作模具钢锻件退火组织异常成因与改善[J]. 南方金属, 2026, (1): 53-56.
- [4] Gu J B, Li J Y, Chang R J, et al. Comprehensive effect of nitrogen on Cr-Mo-V hot-working die steel with enhanced strength and toughness[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 766: 138386.
- [5] Huang W H, Lei L P, Fang G. Microstructure evolution of hot work tool steel 5CrNiMoV throughout heating, deformation and quenching[J]. Materials Characterization, 2020, 163: 110307.
- [6] Hu Z Q, Wang K K, Yang Y. Deformation behavior and evolution of austenite microstructure and texture during hot compression of 5CrNiMoV steel[J]. Metallography, Microstructure, and Analysis, 2020, 9(4): 576-587.
- [7] Hu X, Wang Z Y, Wang L, et al. Effect of pre-deformation on hot workability of super austenitic stainless steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 16: 238-250.
- [8] Zhou H L, Gao R M, Zhang S G, et al. Processing map of 17-4 pHmartensitic stainless steel and microstructural evolution during hot deformation[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2026, 41: 6124-6133.
- [9] Feng H M, Cui Y, Zhao Y L, et al. Hot workability and recrystallization mechanism of 60NiTi alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 944: 148927.
- [10] Zhou Y H, Lin X, Kang N, et al. Hot deformation induced microstructural evolution in local-heterogeneous wire + arc additive manufactured 2219 Al alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 865: 158949.
- [11] Xia X S, Chen Q, Li J P, et al. Characterization of hot deformation behavior of as-extruded Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 610: 203-211.
- [12] Mohebbi M S, Parsa M H, Rezayat M, et al. Analysis of flow behavior of an Nb-Ti microalloyed steel during hot deformation[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(5): 1604-1614.
- [13] Jonas J J, Sellars C M, McG Tegart W J. Strength and structure under hot-working conditions[J]. Metallurgical Reviews, 1969, 14(1): 1-24.
- [14] Li Y, Zhang Y, Tao N, et al. Effect of the Zener-Hollomon parameter on the microstructures and mechanical properties of Cu subjected to plastic deformation[J]. Acta Materialia, 2009, 57(3): 761-772.
- [15] Mirzadeh H, Cabrera J M, Prado J M, et al. Hot deformation behavior of a medium carbon microalloyed steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(10-11): 3876-3882.
- [16] Mirzadeh H, Parsa M H, Ohadi D. Hot deformation behavior of austenitic stainless steel for a wide range of initial grain size[J].

- Materials Science and Engineering: A, 2013, 569: 54-60.
- [17] Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [18] Lei C, Wang Q D, Ebrahimi M, et al. Hot deformation behavior and processing maps of an As-cast Al-5Mg-3Zn-1Cu (wt%) alloy [J]. Materials, 2023, 16(11): 4093.
- [19] Ning Y Q, Yao Z K, Guo H Z, et al. Investigation on hot deformation behavior of P/M Ni-base superalloy FGH96 by using processing maps[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(26): 6794-6799.
- [20] Venugopal S, Mannan S L, Prasad Y V R K. Processing maps for hot working of commercial grade wrought stainless steel type AISI 304[J]. Materials Science and Engineering: A, 1994, 177(1-2): 143-149.
- [21] Prasad Y V R K. Author's reply: Dynamic materials model: Basis and principles[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27(1): 235-236.
- [22] Narayana Murty S V S, Nageswara Rao B. Ziegler's criterion on the instability regions in processing maps[J]. Journal of Materials Science Letters, 1998, 17(14): 1203-1205.
- [23] S. V. S. Narayana Murty and B. Nageswara Rao. Ziegler's criterion on the instability regions in processing maps[J]. Journal of Materials Science Letters, 1998, 17(14): 1203-1205.
- [24] Ziegler H. Some extremum principles in irreversible thermodynamics, with application to continuum mechanics. Progress in Solid Mechanics 1963;4:93 - 193
- [25] Senthilkumar V, Balaji A, Narayanasamy R. Analysis of hot deformation behavior of Al 5083 - TiC nanocomposite using constitutive and dynamic material models[J]. Materials & Design, 2012, 37: 102-110.
- [26] Wang K L, Lu S Q, Fu M W, et al. Optimization of β /near- β forging process parameters of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si by using processing maps[J]. Materials Characterization, 2009, 60(6): 492-498.
- [27] Xu X D, Zhang P C, Fang J F, et al. The hot deformation behavior and processing map analysis of a high-nitrogen austenitic stainless steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 1359-1365.
- [28] Wang B J, Zhang Y, Tian B H, et al. Effects of Ce addition on the Cu-Mg-Fe alloy hot deformation behavior [J]. Vacuum, 2018, 155: 594-603.
- [29] Xu X, Xu R, Qiu C X, et al. Hot deformation behavior and microstructure evolution of the Al-2.5at.%Nd alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2026, 42: 7130-7147.
- [30] Hu Y X, Huang J H, Fu H B, et al. Hot deformation and dynamic recrystallization behavior of C56E2 bearing steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2026, 42: 7694-7705.
- [31] Di Y N, Fu B, Ma D S, et al. Hot deformation characteristics and dynamic recrystallization behavior of Cr5 die casting mold steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 3547-3557.