

300M 超高强钢高温热变形行为及显微组织

许瑜倩

(安徽工业大学 冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243000)

摘要: 采用 Gleeble-3800 热模拟试验机在 950~1050 °C 变形温度范围及 0.01~0.1 s⁻¹ 应变速率条件下对 300M 超高强钢进行热压缩实验。基于动态材料模型建立了应变补偿本构方程, 研究了实验钢在高温下的热变形行为。采用电子背散射衍射技术结合 ARPGE 晶体学分析软件, 研究了不同变形条件下超高强钢的显微组织演变规律。结果表明, 在实验温度范围内, 温度升高通过促进动态回复降低位错密度, 导致流变应力下降; 而应变速率增加引起几何必要位错密度增加, 致使流变应力上升。晶体学分析揭示了协调塑性变形模式下马氏体变体呈现显著取向择优特性。此外, 300M 超高强钢的热变形激活能为 353.37 kJ·mol⁻¹, 建立的本构方程相关系数达到 0.99703, 平均相对误差仅为 1.80%, 表明该方程能够有效预测不同变形条件下 300M 超高强钢的流变应力。

关键词: 300M 超高强钢; 热变形行为; 本构方程; 动态再结晶; 流变应力

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2025.06.028

中图分类号: TG142 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3940 (2025) 06-0221-13

High temperature hot deformation behavior and microstructure of 300M ultra-high strength steel

Xu Yuqian

(College of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243000, China)

Abstract: The hot compression experiments of 300M ultra-high strength steel was conducted on the Gleeble-3800 thermal simulation experimental machine at the deformation temperature of 950–1050 °C and the strain rate of 0.01–0.1 s⁻¹. Then, based on the dynamic material model, the strain compensation constitutive equation was established, and the hot deformation behavior of experimental steel at high temperatures was studied. Furthermore, the microstructure evolution laws of ultra-high strength steel under different deformation conditions were studied by electron backscatter diffraction technology combined with ARPGE crystallographic analysis software. The results indicate that within the experimental temperature range, the increase in temperature reduces dislocation density by promoting dynamic recovery, resulting in a decrease in the rheological stress. While the increase in strain rate leads to an increase in geometrically necessary dislocation density, resulting in an increase in the rheological stress. Crystallographic analysis reveals that the martensite variants exhibit significant orientation preference characteristics under coordinated plastic deformation mode. In addition, the hot deformation activation energy of 300M ultra-high strength steel is 353.37 kJ·mol⁻¹, the correlation coefficient of the established constitutive equation reaches 0.99703, and the average relative error is only 1.80%, indicating that the equation can effectively predict the rheological stress under different deformation conditions.

Key words: 300M ultra-high strength steel; hot deformation behavior; constitutive equations; dynamic recrystallization; rheological stress

在航空装备轻量化与高性能化的迫切需求驱动下, 300M 超高强钢广泛应用于航空航天、军事装备及高端制造业^[1], 其优异的抗疲劳性能和卓越的强韧性匹配使其成为制造飞机起落架等关键承力部件的首选材料^[2]。然而, 该钢种在锻造等高温塑性成形过程中常面临动态再结晶行为复杂、变形抗力波

动显著及显微组织均匀性差等问题, 导致工艺窗口狭窄、产品性能分散性大。深入研究其高温热变形行为及显微组织演变规律, 对突破“工艺-组织-性能”协同调控瓶颈、实现复杂构件的高精度成形具有重要意义。

近年来, 国内外学者对 300M 钢的热变形特性进行了广泛而深入的研究。赵明杰等^[3]通过热扭转变形实验揭示了 300M 超高强钢在高温下的变形机制。刘凯^[4]则通过构建动态再结晶模型, 实现了晶粒尺寸演变规律的定量预测。袁培柏^[5]在其研究中

收稿日期: 2025-02-23; 修订日期: 2025-05-25

作者简介: 许瑜倩 (2004-), 女, 本科生

E-mail: 18434464504@163.com

详细介绍了 300M 超高强钢制飞机起落架零件的真空淬火工艺, 为实际生产提供了宝贵经验。石旭^[6]和章晓婷等^[7]分别从高温本构模型和流变行为的角度出发, 提出了多种改进的本构方程, 进一步深化了对 300M 超高强钢的理解。针对不同材料体系的热变形行为的研究, 刘宁等^[8]通过单道次压缩实验研究了含钒高锰 LNG 储罐用钢的动态再结晶行为, 揭示了应变速率与温度对再结晶晶粒尺寸的影响规律。霍巍丰等^[9]对 Fe-4Mn-1.5Al-0.5Si-0.2C-0.05Nb 中锰钢的研究表明, 动态再结晶的发生与变形温度、应变速率密切相关, 其本构方程与动态再结晶图的构建为工艺参数优化提供了重要参考。此外, 其他材料体系的研究方法为本研究提供了重要借鉴, 曹建国等^[10]基于改进的 Arrhenius 模型, 构建了无取向电工钢在高温下的变形本构关系, 揭示了温度和应变速率对流变应力的影响规律。李清阳等^[11]则通过修正非线性本构模型, 研究了 GH3625 高温合金的热变形行为, 提供了新的视角来理解复杂成分合金的热加工特性。毛欢等^[12]进一步发展了基于应变补偿的 TC20 钛合金本构方程, 强调了应变补偿在提升本构模型精度方面的重要性。

现有研究对 300M 超高强钢的多层次组织行为与热力学参数的关联机制尚未系统揭示, 且传统本构模型难以满足复杂热力耦合场下的高保真模拟需求。因此, 本工作以 300M 超高强钢为研究对象, 通过热压缩研究不同温度下 300M 超高强钢的热变形行为, 构建高精度 Arrhenius 应变补偿本构模型, 同时对变形后的组织进行电子背散射衍射 (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) 表征分析, 揭示“温度-应变速率-组织”协同作用机制以及动态再结晶的显微组织演变规律。研究成果有助于丰富 300M 超高强钢的基础理论及其热变形行为的仿真模拟。

1 实验材料与方法

本实验用 300M 超高强钢的化学成分如表 1 所示, 其基于 4340 钢体系, 通过添加硅和钒元素复合微合金化技术实现性能升级, 属于高强度低合金钢体系^[13]。根据对同类超高强度钢的研究, 选定 950~1050 °C 温度区间以及 0.01~0.10 s⁻¹ 的应变速率梯度。该温度范围覆盖了 300M 超高强钢的完全奥氏体化温度 ($A_3 = 860$ °C) 及典型热加工温度, 既能防止铁素体生成 (<900 °C), 又可防止晶粒过

表 1 300M 超高强钢的化学成分 (% , 质量分数)

Table 1 Chemical compositions of 300M ultra-high strength steel (% , mass fraction)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Fe
0.4	1.8	1.5	1.0	2	0.5	0.1	余量

度长大 (>1100 °C)。为避免应变速率过快时, 流变曲线呈现回复型而影响再结晶临界应变及峰值应力的判断, 选用较低的应变速率 (0.01~0.1 s⁻¹)。

采用真空感应炉熔炼制备 20 kg 的钢锭, 通过多道次控温锻压成横截面尺寸为 20 mm×60 mm 的方坯。在方坯上截取 $\Phi 8$ mm×12 mm 的圆柱形试样。利用 Gleeble-3800 热模拟试验机进行热压缩实验, 将试样以 10 °C·s⁻¹ 的加热速度加热至 1200 °C, 保温 5 min, 然后以 10 °C·s⁻¹ 的冷却速度冷却至变形温度, 保温 5 s。随后按照设定的变形温度和应变速率进行压缩变形, 真应变为 1, 以确保加工硬化和再结晶软化之间竞争达到稳态 (通常, 真应变达到 0.8 即可), 达到预定真应变后迅速水淬冷却。将压缩试样沿轴向对半切开后, 依次使用砂纸从粗到细 (400#~2000#) 逐级打磨, 随后对试样进行电解抛光, 抛光后迅速超声清洗 (酒精中), 避免污染。电解液为体积分数为 10% 的高氯酸酒精溶液, 抛光电流为 1 A, 时间为 35 s。采用 TESCAN-MIRA3 型电子显微镜, 开展 EBSD 测试, 步长为 0.05 μ m。

2 结果及讨论

2.1 真应力-真应变曲线

实验钢在不同变形温度与应变速率下的流变应力曲线如图 1 所示, 可以看出, 变形温度和应变速率对材料的变形行为具有显著影响。在变形的初始阶段, 由于位错密度迅速上升, 位错间的相互钉扎作用增强了位错运动的阻力, 导致加工硬化效应加剧, 所有曲线在此阶段均呈现线性关系, 表明材料处于弹性变形阶段。随着应变的增加, 位错滑移与交滑移活动性增强, 材料内部显微组织发生变化, 曲线进入非线性塑性变形阶段。当应力达到峰值后, 随着应变的持续增加, 应力开始下降, 表现出明显的动态再结晶特征, 流变应力逐渐软化。当发生完全动态再结晶后, 流变应力不再随应变变化, 材料进入稳态流动阶段, 此时加工硬化和动态软化达到动态平衡^[14]。

在同一变形温度下, 随着应变速率的提高, 材

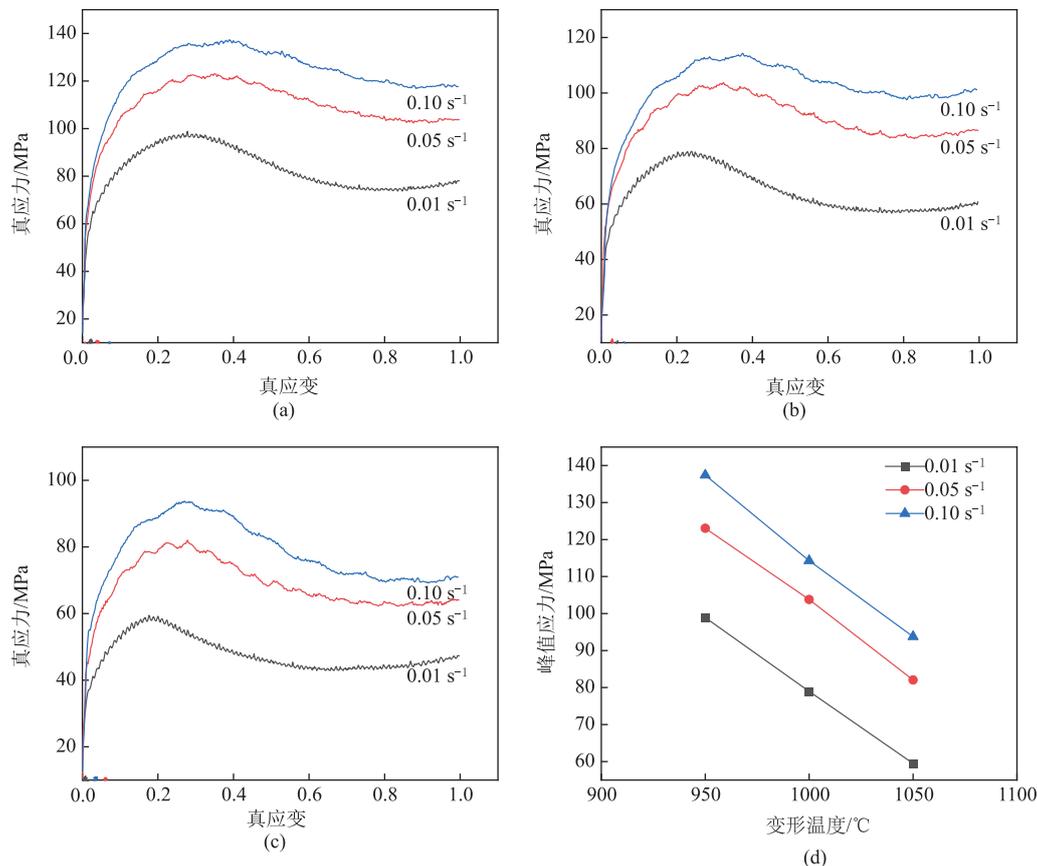


图1 不同变形温度下300M超高强钢的真应力-真应变曲线及峰值应力与变形温度关系曲线

(a) 950 °C (b) 1000 °C (c) 1050 °C (d) 峰值应力与变形温度关系曲线

Fig. 1 True stress-true strain curves of 300M ultra-high strength steel under different deformation temperatures and relationship curves between deformation temperature and peak stress

(a) 950 °C (b) 1000 °C (c) 1050 °C (d) Relationship curves between temperature and peak stress

料的流变应力值也随之上升, 其原因为: 在较高的应变速率下, 材料缺乏足够的时间进行动态回复和动态再结晶等软化过程, 导致位错在材料内部大量累积, 内应力增加, 因此, 需要更大的应力来维持变形^[15]。而当应变速率一定时, 随着变形温度的升高, 材料的流变应力逐渐降低, 其原因为: 温度的升高加剧了材料内部原子的热运动, 削弱了原子间的相互作用力, 使得材料更易发生塑性变形^[16]。此外, 变形温度的升高还增强了热激活作用, 促使材料内部的位错攀移与重排, 从而降低了材料所需的流变应力。

2.2 本构方程的构建

Arrhenius 方程能够有效表征热激活过程主导的高温塑性变形机制。300M 超高强钢在高温下的流变行为受动态回复、动态再结晶等热激活过程控制, 与模型物理基础高度吻合。根据 Arrhenius 模型, 应变速率可以通过双曲正弦函数来表征^[17], 其表达式为:

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

式中: $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; A 为常数; α 为应力因子; σ 为流变应力; n 为应力指数; Q 为材料热变形激活能, ($J \cdot mol^{-1}$); T 为绝对温度, K; R 为摩尔气体常数, 为 $8.314 J \cdot (mol \cdot K)^{-1}$ 。

为了更精确地描述不同应力条件下的行为, 还可以使用以下两个简化形式:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\alpha\sigma < 0.8) \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\alpha\sigma > 1.2) \quad (3)$$

式中: A_1 、 A_2 、 n_1 和 β 为与材料有关的常数, α 、 β 、 n_1 满足 $\alpha = \beta/n_1$ 。

当变形温度保持不变时, 分别对式 (1) ~ 式 (3) 取自然对数并重新排列, 得到以下形式:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (4)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

通过实验数据, 可以绘制出本构方程的关系曲线, 如图 2 所示。将式 (5) 和式 (6) 分别带入 σ 的值, 并以 $\ln \dot{\varepsilon}$ 为纵坐标, $\ln \sigma$ 或 σ 为横坐标, 绘

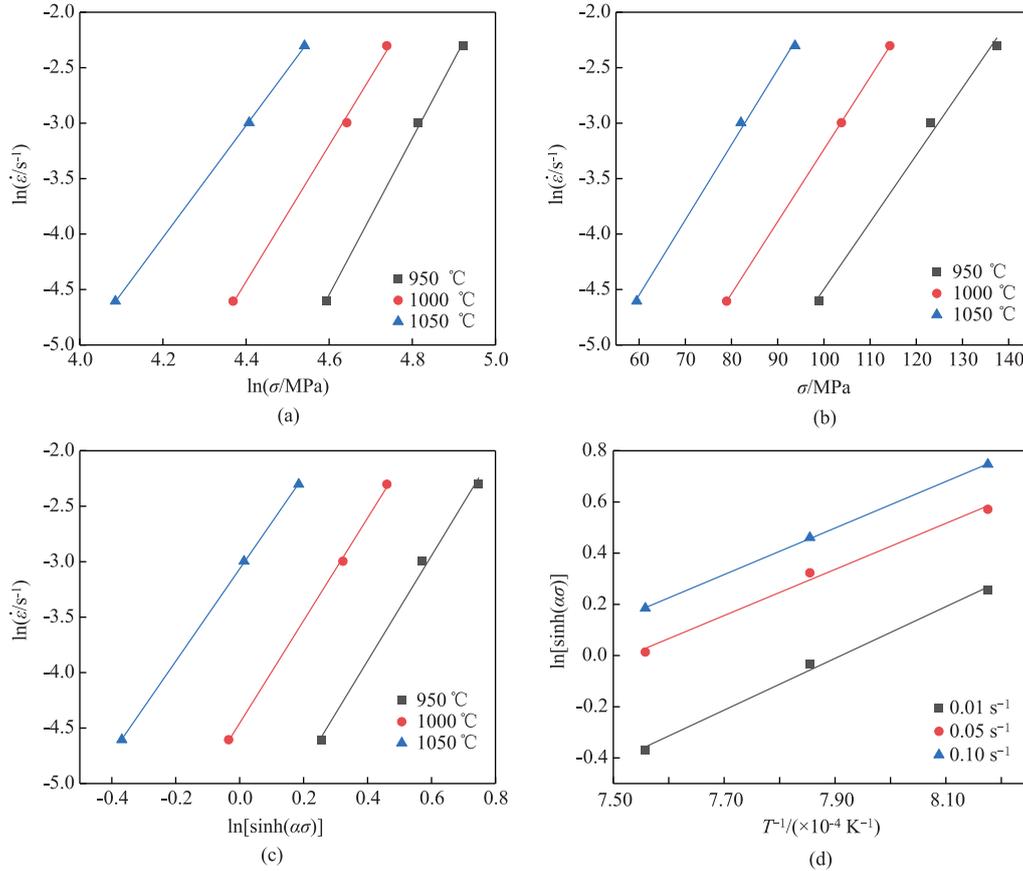


图 2 本构方程的关系曲线

(a) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ (b) $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ (c) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ (d) $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - T^{-1}$

Fig. 2 Relationship curves of constitutive equation

将式 (4) 整理后得到:

$$\ln [\sinh(\alpha \sigma)] = \frac{Q}{RT} \frac{1}{n} + \frac{1}{n} \ln \dot{\varepsilon} - \frac{\ln A}{n} \quad (7)$$

由式 (7) 绘制出以 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 为纵坐标, $1/T$ 为横坐标的线性回归曲线如图 2d 所示, 该曲线的斜率为 $\frac{Q}{Rn}$ 。代入数据, 计算可得 $Q = 353.3714295 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。

通过引入温度补偿应变率因子 Zener-Hollomon 参数 (Z 参数)^[18], 该模型可系统揭示应变率与变形温度对流变应力的影响。该参数的表达式为:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \quad (8)$$

制线性回归曲线, 如图 2a 和图 2b 所示。根据图 2a 和图 2b 的线性回归曲线斜率, 可以求得 $n_1 = 6.08459$, $\beta = 0.064447 \text{ MPa}^{-1}$ 。根据 $\alpha = \beta/n_1$, 计算可得 $\alpha = 0.010859 \text{ MPa}^{-1}$ 。

在同一变形温度下, 将应变率 $\dot{\varepsilon}$ 、流变应力 σ 及 α 值代入式 (4), 可绘制出图 2c, 并确定 $n = 4.512093$ 。

将式 (8) 两边取自然对数, 得到:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] \quad (9)$$

将变形参数分别代入式 (8), 计算结果整理如表 2 所示。基于这些数据, 绘制了如图 3 所示的 $\ln Z$ 与 $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$ 的关系曲线, 得到 $A = 4.09632 \times 10^{12}$ 。将已求得的各项参数 (A 、 α 、 n 、 Q) 逐步代入式 (1), 最终确定 300M 超高强钢的本构方程为:

$$\dot{\varepsilon} = 4.09632 \times 10^{12} [\sinh(0.010859 \sigma)]^{4.512093} \times \exp\left(-\frac{353.3714295 \times 10^3}{RT}\right) \quad (10)$$

2.3 动态再结晶临界条件

在 300M 超高强钢高温塑性变形行为研究中,

表 2 不同变形条件下 Z 参数计算值

Table 2 Calculated values of Z parameter at different deformation conditions

$\dot{\varepsilon}/s^{-1}$	变形温度/°C		
	950	1000	1050
0.01	1.23389×10^{13}	3.15212×10^{12}	8.92731×10^{11}
0.05	6.16946×10^{13}	1.57606×10^{13}	4.46366×10^{12}
0.10	1.23389×10^{14}	3.15212×10^{13}	8.92731×10^{12}

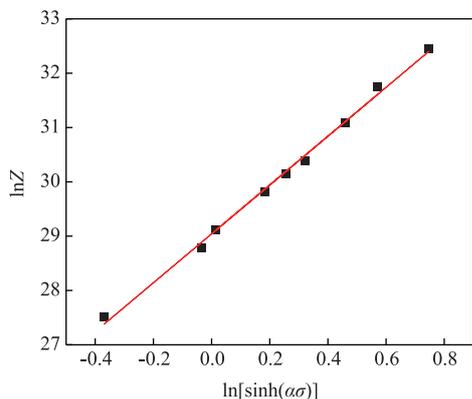


图 3 $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的拟合曲线

Fig. 3 Fitting curve of $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

加工硬化率 θ 是评估材料硬化程度的重要指标。基于加工硬化率 θ 与流动应变 ε 的实验数据开展回归分析，所得结果如图 4 所示。以 950 °C、0.1 s⁻¹ 情况为例，图 4d 的加工硬化率曲线中存在两大典型特征：峰值应力 σ_p （材料最大承载能力）和稳态应力 σ_{ss} （应力平台阶段），此时材料加工硬化效应趋于消失，应力值不再随着应变的增加而上升^[19]。在从峰值应力向稳态应力过渡的过程中，曲线出现明显转折点，该点称为临界应力点，其所对应的应力值称为临界应力 σ_c ，所对应的应变值则称为临界应变 ε_c ，标志着材料内部变形机制发生变化。

当动态再结晶未启动时，加工硬化率 θ 与流动应变 ε 间通常符合线性关系。然而，一旦动态再结晶触发，300M 超高强钢的加工硬化率会显著下降，并偏离线性规律。根据 Najafizadeh A 和 Jonas J J^[20] 的研究，加工硬化率 θ 可通过流变应力 σ 的三阶多项式来描述，其表达式如下：

$$\theta = B_1\sigma^3 + B_2\sigma^2 + B_3\sigma + B_4 \quad (11)$$

式中： B_1 、 B_2 、 B_3 和 B_4 为常数。

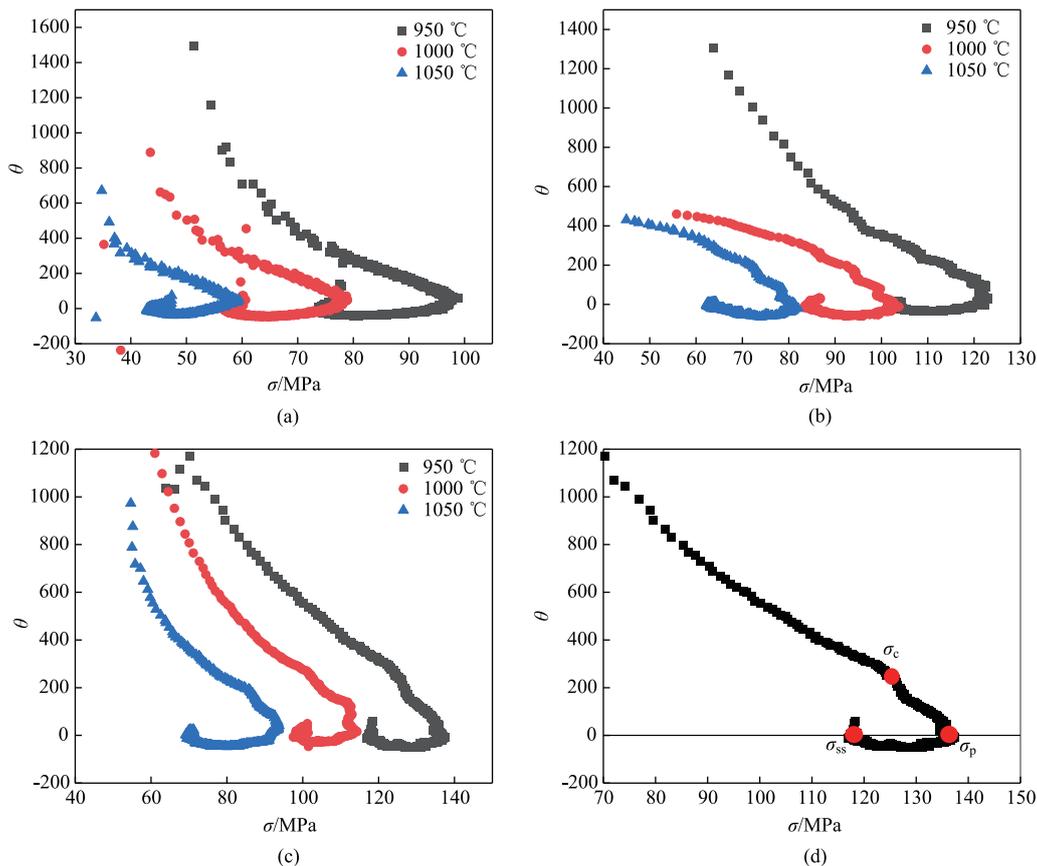


图 4 300M 超高强钢在不同变形条件下的加工硬化率曲线

(a) 0.01 s⁻¹ (b) 0.05 s⁻¹ (c) 0.10 s⁻¹ (d) 950 °C, 0.10 s⁻¹

Fig. 4 Work hardening rate curves of 300M ultra-high strength steel under different deformation conditions

对式 (11) 进行求导, 可以得到加工硬化率相对于流变应力的变化率, 如式 (12) 所示:

$$\frac{d\theta}{d\sigma} = 3B_1\sigma^2 + 2B_2\sigma + B_3 \quad (12)$$

动态再结晶发生时, $d\theta/d\sigma$ 达到极小值, 即式 (13) 的二阶导数为 0:

$$\frac{d^2\theta}{d\sigma^2} = 0 \Rightarrow 6B_1\sigma_c + 2B_2 = 0 \Rightarrow \sigma_c = \frac{-B_2}{3B_1} \quad (13)$$

当加工硬化率 θ 由上升转为下降时所对应的应力值点, 即为曲线导数 $d\theta/d\sigma$ 由正值变为负值的临界点, 如式 (14) 所示:

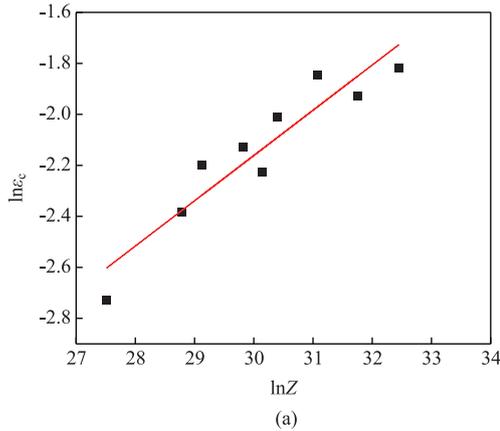
$$\frac{\partial^2\theta_c}{\partial\sigma^2} = 0 \quad (14)$$

式中: θ_c 为动态再结晶开始时临界应力状态下的加工硬化率。

由于存在:

$$\frac{\partial\theta_c}{\partial\sigma} = \frac{\partial\theta}{\partial\sigma} = \frac{\partial\sigma}{\theta\partial\varepsilon} = \frac{\partial\ln\theta_c}{\partial\varepsilon} \quad (15)$$

则式 (14) 可得:



$$\frac{\partial^2\theta_c}{\partial\sigma^2} = \frac{\partial^2\ln\theta_c}{\partial\varepsilon^2} = 0 \quad (16)$$

同样地, 对不同条件下单峰值前的 $\ln\theta$ 与流动应变 ε 的数据, 采用三次多项式拟合, 并计算出临界应变值 ε_c 。

动态再结晶的触发严格依赖于材料的变形量是否超越特定的临界值, 即需满足流动应变 ε 大于临界应变值 ε_c 的必要条件。为深入探究该临界状态, 可引入 θ 的对数形式。基于 Sellars 模型, 通过引入 Z 参数耦合应变速率与温度对临界应变和临界应力的影响, 具体表达式为:

$$\varepsilon_c = k_1 Z^{P_1} \quad (17)$$

$$\sigma_c = k_2 Z^{P_2} \quad (18)$$

式中: k_1 、 k_2 、 P_1 和 P_2 为与材料相关的常数。

将式 (17) 和式 (18) 两边分别取自然对数得:

$$\ln\varepsilon_c = p_1 \ln Z + \ln k_1 \quad (19)$$

$$\ln\sigma_c = p_2 \ln Z + \ln k_2 \quad (20)$$

代入实验数据并绘制 $\ln\varepsilon_c - \ln Z$ 、 $\ln\sigma_c - \ln Z$ 的散点图, 如图 5 所示。

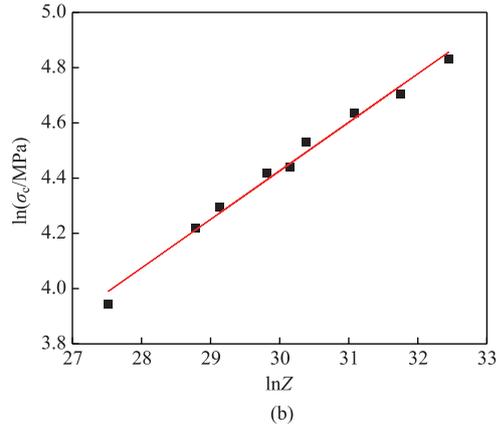


图 5 300M 超高强钢的 $\ln\varepsilon_c - \ln Z$ (a) 和 $\ln\sigma_c - \ln Z$ (b) 曲线

Fig. 5 Curves of $\ln\varepsilon_c - \ln Z$ (a) and $\ln\sigma_c - \ln Z$ (b) for 300M ultra-high strength steel

可得式 (19) 和式 (20) 的线性回归方程为:

$$\ln\varepsilon_c = 0.1775\ln Z - 7.48655 \quad (21)$$

$$\ln\sigma_c = 0.1757\ln Z - 0.84506 \quad (22)$$

进一步转换为:

$$\varepsilon_c = 0.0006Z^{0.1775} \quad (23)$$

$$\sigma_c = 0.4295Z^{0.1757} \quad (24)$$

结合表 3 和表 4 的数据可知, 临界应力 σ_c 与峰值应力 σ_p 、临界应变 ε_c 与峰值应变 ε_p 均随着变形温度的升高, 表现出下降的趋势, 表明高温环境有

利于材料的塑性流动和再结晶过程。所有测试温度下均满足 $\sigma_p > \sigma_c$ 且 $\varepsilon_p > \varepsilon_c$, 这意味着材料在达到临界应变后仍需进一步变形才能达到峰值应变, 这是发生动态再结晶的核心判据。在不同变形温度和应变速率条件下, 临界应力与峰值应力的比值 (σ_c/σ_p) 分布于 0.85~0.91, 显示出相对稳定的特性。这种现象表明特定材料条件下, 临界应力与峰值应力的比例为固定值, 可作为评估动态再结晶敏感度的重要参考指标。一般而言, 比值越低, 材料动态再结晶倾向越显著。

表 3 不同变形条件下 300M 超高强钢的峰值应力与临界应力

Table 3 Peak stress and critical stress of 300M ultra-high strength steel under different deformation conditions

变形温度/℃	$\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$			$\dot{\varepsilon} = 0.05 \text{ s}^{-1}$			$\dot{\varepsilon} = 0.10 \text{ s}^{-1}$		
	σ_p	σ_c	σ_c/σ_p	σ_p	σ_c	σ_c/σ_p	σ_p	σ_c	σ_c/σ_p
950	98.905	84.887	0.8583	123.04	110.45	0.8977	137.42	125.44	0.9129
1000	78.955	68.056	0.8620	103.80	92.74	0.8934	114.29	103.02	0.9013
1050	59.482	51.641	0.8682	82.055	73.354	0.8940	93.748	83.022	0.8856

表 4 不同变形条件下 300M 超高强钢的峰值应变与临界应变

Table 4 Peak strain and critical strain of 300M ultra-high strength steel under different deformation conditions

变形温度/℃	$\dot{\varepsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$			$\dot{\varepsilon} = 0.05 \text{ s}^{-1}$			$\dot{\varepsilon} = 0.10 \text{ s}^{-1}$		
	ε_p	ε_c	$\varepsilon_c/\varepsilon_p$	ε_p	ε_c	$\varepsilon_c/\varepsilon_p$	ε_p	ε_c	$\varepsilon_c/\varepsilon_p$
950	0.2782	0.1079	0.3879	0.3488	0.1453	0.4164	0.3893	0.1625	0.4174
1000	0.2382	0.0924	0.3880	0.3238	0.1339	0.4135	0.3730	0.1580	0.4236
1050	0.1761	0.0653	0.3706	0.2785	0.1111	0.3990	0.2700	0.1189	0.4403

2.4 本构模型的验证

在建立应变补偿型本构方程过程中, 设定应变区间为 0.05~0.80, 并以 0.05 为间隔采取数据来计算材料常数^[21]。通过式 (25)~式 (28) 所示的七阶多项式回归算法, 可准确表征应变与材料常数及变形激活能的耦合关系, 所得回归曲线表现出高度一致性及良好的普适性。结果表明, 在设定应变区间内, 七阶多项式回归曲线预测与实验数据的偏差极小, 充分证明了回归方法的有效性。七阶多项式回归参数 Q 、 $\ln A$ 、 n 及 α 的具体数值如表 5 所示, 对应的回归曲线如图 6 所示, 其中 r^2 为决定系数。

$$\alpha(\varepsilon) = E_1 + E_2\varepsilon + E_3\varepsilon^2 + E_4\varepsilon^3 + E_5\varepsilon^4 + E_6\varepsilon^5 + E_7\varepsilon^6 + E_8\varepsilon^7 \quad (25)$$

$$\ln A(\varepsilon) = F_1 + F_2\varepsilon + F_3\varepsilon^2 + F_4\varepsilon^3 + F_5\varepsilon^4 + F_6\varepsilon^5 + F_7\varepsilon^6 + F_8\varepsilon^7 \quad (26)$$

$$n(\varepsilon) = G_1 + G_2\varepsilon + G_3\varepsilon^2 + G_4\varepsilon^3 + G_5\varepsilon^4 + G_6\varepsilon^5 + G_7\varepsilon^6 + G_8\varepsilon^7 \quad (27)$$

$$Q(\varepsilon) = H_1 + H_2\varepsilon + H_3\varepsilon^2 + H_4\varepsilon^3 + H_5\varepsilon^4 + H_6\varepsilon^5 + H_7\varepsilon^6 + H_8\varepsilon^7 \quad (28)$$

式中: $E_1 \sim E_8$ 、 $F_1 \sim F_8$ 、 $G_1 \sim G_8$ 、 $H_1 \sim H_8$ 为七阶多项式拟合系数。

表 5 各参数的多项式拟合数据

Table 5 Polynomial fitting data for each parameter

参数	数值	参数	数值	参数	数值	参数	数值
E_1	0.01816	F_1	40.999	G_1	7.98415	H_1	483.0246
E_2	-0.09662	F_2	-261.319	G_2	-88.96913	H_2	-2861.7130
E_3	0.59095	F_3	1967.235	G_3	957.61600	H_3	21975.4900
E_4	-2.25607	F_4	-6178.174	G_4	-4968.47300	H_4	-72339.7300
E_5	5.45936	F_5	6866.865	G_5	13478.51000	H_5	93636.0400
E_6	-7.61179	F_6	3605.931	G_6	-19868.06000	H_6	5225.8420
E_7	5.49505	F_7	-12733.070	G_7	15129.73000	H_7	-108841.0000
E_8	-1.58461	F_8	6881.752	G_8	-4668.18200	H_8	64755.7700

流变应力可以通过 Zener-Hollomon 形式进行描述^[22], 联立式 (1) 和式 (8), 推导出以下方程:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left[\frac{\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)}{A} \right]^{\frac{1}{n}} + \left[\frac{\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)}{A} \right]^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (29)$$

为校验本构方程的可靠性, 将各参数带入式

(29) 中, 求解流变应力的预测值。通过对比应力-应变的实验数据与模型预测结果, 如图 7 所示, 其中, r 为相关系数, $AARE$ 为平均相对误差。可见, 在不同的应变速率与变形温度条件下, 预测曲线与实验数据呈现显著重合趋势, 证实本构模型能够准确描述 300M 超高强钢的流变应力行为。因此, 该模型在热变形仿真模拟中的应用具备较高的实用价值。

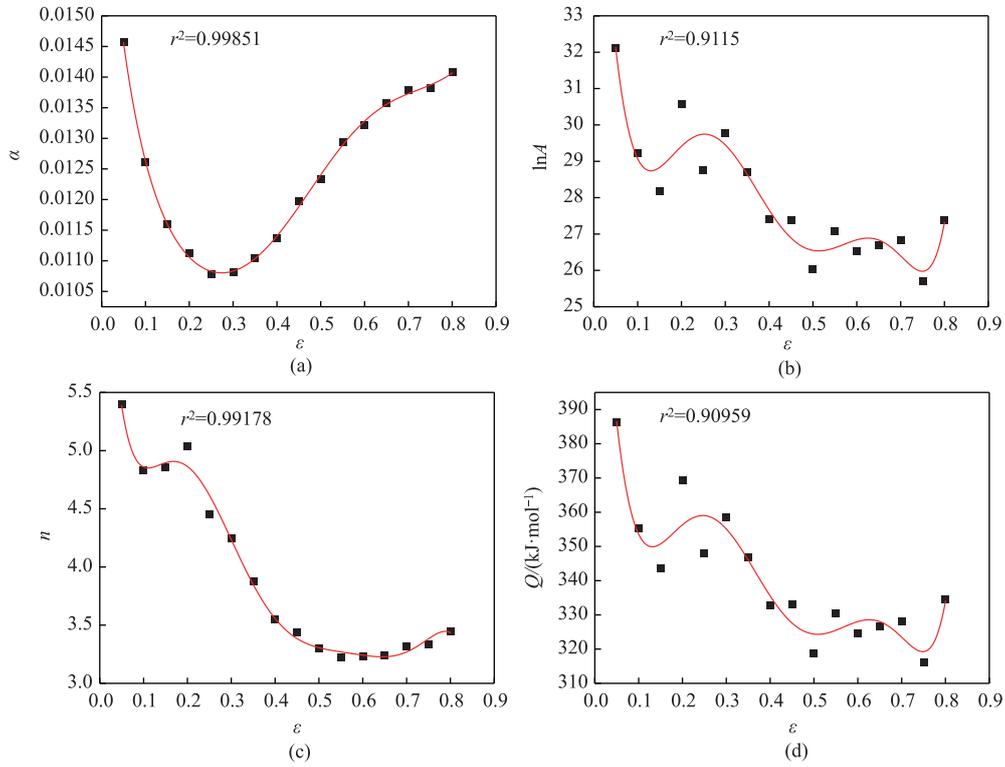


图 6 各参数与 ε 之间的关系曲线

(a) α (b) $\ln A$ (c) n (d) Q

Fig. 6 Relationship curves between each parameter and ε

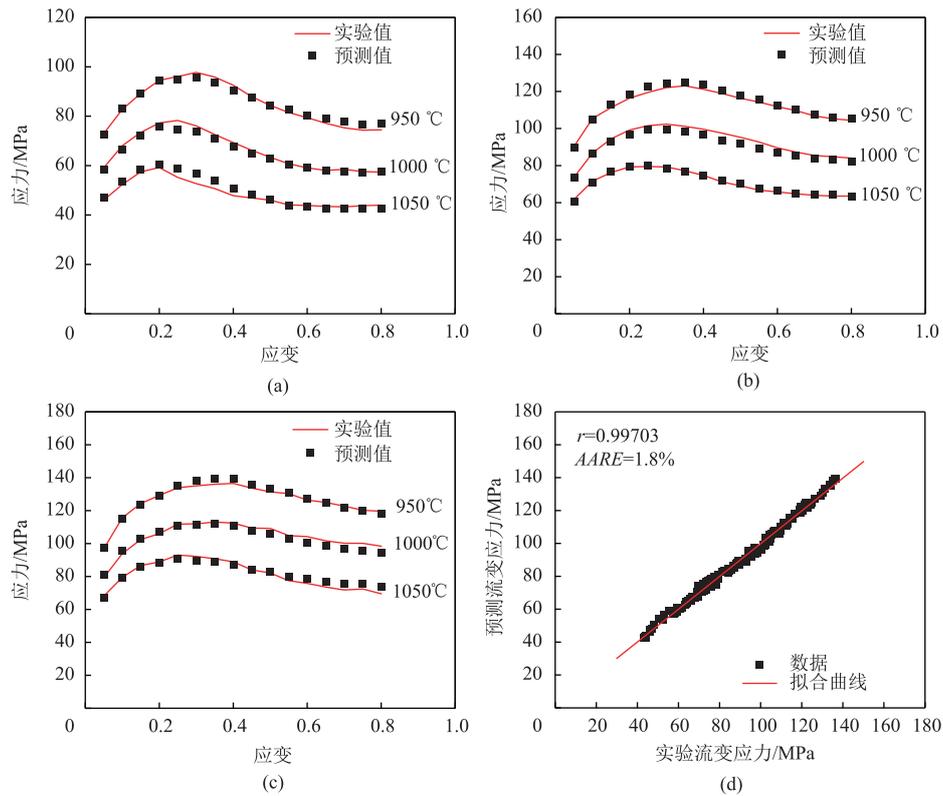


图 7 不同变形条件下流变应力的实验值和预测值对比及相关性

(a) 0.01 s^{-1} (b) 0.05 s^{-1} (c) 0.10 s^{-1} (d) 流变应力实验值与预测值相关性

Fig. 7 Comparison and correlation of flow stress between experimental and predicted values under different deformation conditions

(a) 0.01 s^{-1} (b) 0.05 s^{-1} (c) 0.10 s^{-1} (d) Correlation of flow stress between experimental and predicted values

为量化评价 Arrhenius 本构模型的预测能力，引入相关系数 r 和平均相对误差 $AARE$ 作为评估指标^[23]，其数学表达式如式 (30) 和式 (31) 所示。相关系数 r 用于衡量实验值与预测值之间的线性关联强度。当 r 趋近于 1 时，说明二者具有显著正相关性。平均相对误差 $AARE$ 反映实验值与预测值之间的偏离程度， $AARE$ 值越低，表明数据离散性越小。

$$r = \frac{\sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})^2} \sqrt{\sum_{i=1}^N (y_i - \bar{y})^2}} \quad (30)$$

$$AARE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{x_i - y_i}{x_i} \right| \times 100\% \quad (31)$$

式中： x_i 为第 i 个实验值； y_i 为第 i 个预测值； \bar{x} 为实验均值； \bar{y} 为预测均值； N 为样本数量。

还引入了平均绝对误差 MAE 和均方根误差 $RMSE$ 作为补充评估指标，如式 (32) 和式 (33) 所示。

$$MAE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (x_i - y_i) \quad (32)$$

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (y_i - \bar{y})^2} \quad (33)$$

本构模型的预测性能指标汇总于表 6 中。图 7d 显示了不同应变速率和变形温度条件下，流变应力预测值与实验值之间的良好对应关系，其中相关系数 r 达到 0.99703，平均相对误差 $AARE$ 仅为 1.8%。结果表明，本研究提出的应变补偿型 Arrhenius 本构模型在多个主要变形域内能精确预测 300M 超高强钢的流变应力，展现出优异的预测能力。

表 6 本构方程的预测精度

Table 6 Prediction accuracy of constitutive equation

模型	指标			
	r	$AARE/\%$	MAE	$RMSE$
Arrhenius	0.99703	1.8	0.0936	1.8646

2.5 显微组织演变

通过对不同热处理条件的 300M 超高强钢样品进行 EBSD 技术表征，并利用 ARPGE 软件重构了原始奥氏体晶粒形貌，结果如图 8 所示。由于马氏体相变过程中发生局部织构，导致母相与马氏体取向关系混乱，EBSD 难以标定^[24]。结合图 9 所示的不

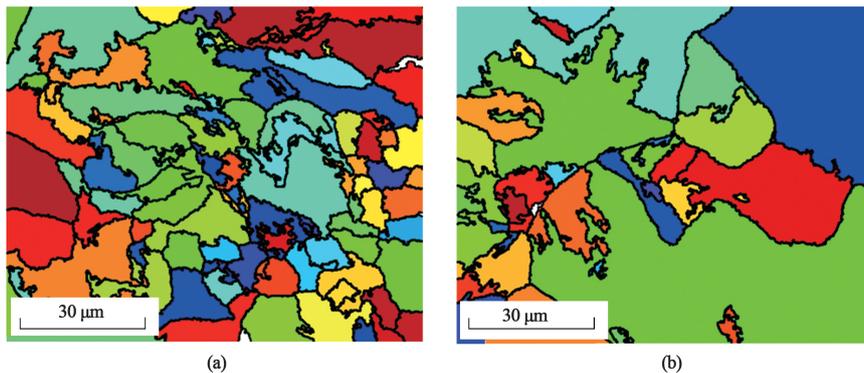


图 8 由 ARPGE 重构得到的原奥氏体晶粒形貌

(a) 950 °C, 0.1 s⁻¹ (b) 1050 °C, 0.01 s⁻¹

Fig. 8 Original austenite grain morphologies reconstructed by ARPGE

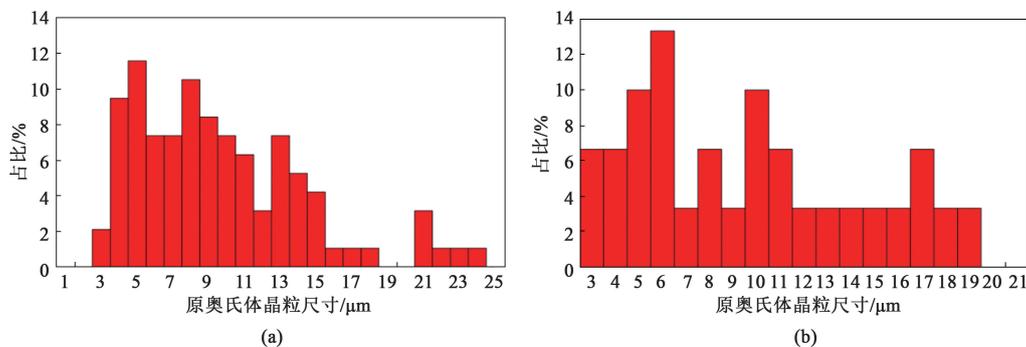


图 9 原奥氏体晶粒尺寸分布

(a) 950 °C, 0.1 s⁻¹ (b) 1050 °C, 0.01 s⁻¹

Fig. 9 Distributions of original austenite grain size

同变形温度下原奥氏体晶粒尺寸的分布情况，可以观察到样品中原始奥氏体晶粒的尺寸存在显著差异。在 950 °C 的变形温度下，晶粒较为细小且分布均匀，平均尺寸约为 9.16 μm。然而，当变形温度升至 1050 °C 时，晶粒生长明显，平均尺寸增加至 13.09 μm。这表明，低温高应变速率变形，有助于细化奥氏体晶粒尺寸，表现在晶粒长大时间及长大速率两个方面：(1) 高应变速率变形可缩短变形时间，进而缩短晶粒长大时间；(2) 变形温度较低，可降低晶界迁移率，进而降低晶粒尺寸。

在马氏体相变过程中，晶粒从奥氏体转变为马氏体时会经历显著的形状变化和旋转。为了最小化相变能并协调剧烈的塑性变形，不同取向的马氏体变体会以特定的方式组合在一起。马氏体相变中存在 24 种变体，依据其晶体学取向关系，可以分为两大类组合模式：密排组合和 Bain 组合^[25]。Bain 组合是一种常见的变体组合方式，通过 $(111)\gamma // (110)\alpha$ 取向关系降低形状应变能，但需协调多方向应变，导致变体分布分散，如图 10a 所示。密排组合则通过保持某些特定的密排方向或密排面平行

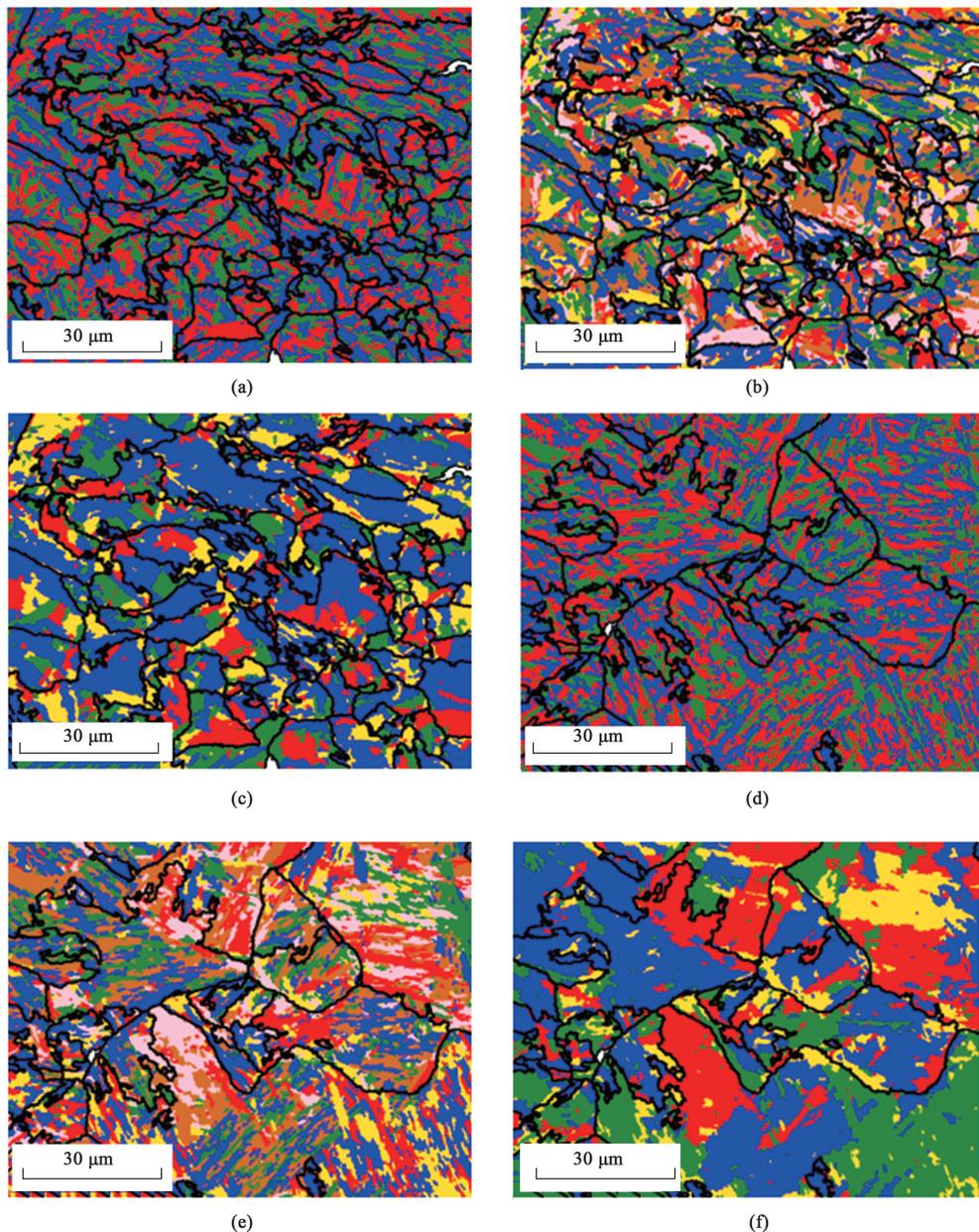


图 10 马氏体变体组合分布情况

(a) Bain, 950 °C (b) CPD, 950 °C (c) CPP, 950 °C (d) Bain, 1050 °C (e) CPD, 1050 °C (f) CPP, 1050 °C

Fig. 10 Distributions of martensitic variant combinations

性维持局部共格界面, 显著降低了界面能, 变体排列更有序, 如图 10c 所示。密排组合进一步分为密排方向 (Close-packed Direction, CPD) 和密排面 (Close-packed plane, CPP)。

由图 10 展示的不同温度下马氏体变体的组合分布情况可以看出, 当马氏体变体按 Bain 组合或 CPD 组合分类时, 变体之间的取向关系较为多样化, 导致其在显微组织中的分布较为分散, 易引发变体间应力集中, 促进微裂纹萌生。而在 CPP 组合中, 由于变体之间保持了特定的密排面平行关系, 变体集中分布可形成“自协作”结构, 通过内部位错滑移协调塑性变形, 提升强韧性匹配, 促进马氏体变体在材料中的分布更加集中且排列有序。因此, 遵循 CPP 组合的马氏体变体表现出更为集中的分布模式, 符合 CPP 组合的特征。

在马氏体相变中, 为了描述马氏体与母相之间特定晶体学取向关系, 选择符合 K-S (Kurdjumov-Sachs) 关系的 24 种变体进行分析。Cayron C^[26] 提出“变体-操作因子”概念, 用于描述不同变体间的取向关系。该方法通过归纳变体间的旋转和反射变换, 提供了一种系统化的工具来分析变体之间的几何关系。由于实际材料中的变体取向可能与理论上的 K-S 关系存在微小偏差, 因此, 可以通过操作因子的分布来解释局部区域内的变体选择行为, 描述 K-S 变体间关系的操作因子 ($O_1 \sim O_{23}$) 如表 7 所示。为了进一步分析 300M 超高强钢中变体的选择倾向, 使用 ARPGE 软件统计了不同变形温度下的操作因子分布^[27], 如图 11 所示。研究表明, 在变形温度为 950 °C 时, 操作因子 O_0 、 O_1 、 O_2 、 O_4 的比

表 7 关联 K-S 关系的操作因子

Table 7 Operating factors associated with K-S relationship

操作因子	角度 (°)/方向	操作因子	角度 (°)/方向
O_0	0	O_{12}	47.1/[56 24 49] α
O_1	60.0/[1 0 1] α	O_{13}	50.5/[20 5 16] α
O_2	60.0/[1 1 1] α	O_{14}	50.5/[16 20 5] α
O_3	10.5/[1 1 1] α	O_{15}	50.5/[24 15 16] α
O_4	60.0/[1 1 0] α	O_{16}	14.8/[21 56 4] α
O_5	10.5/[1 1 0] α	O_{17}	47.1/[49 24 56] α
O_6	50.5/[16 24 15] α	O_{18}	21.0/[0 4 9] α
O_7	49.4/[1 0 1] α	O_{19}	57.2/[21 7 18] α
O_8	49.4/[1 1 1] α	O_{20}	20.6/[5 9 9] α
O_9	57.2/[22 13 26] α	O_{21}	51.7/[9 9 5] α
O_{10}	57.2/[13 22 26] α	O_{22}	20.6/[4 0 13] α
O_{11}	14.8/[4 56 21] α	O_{23}	57.2/[21 18 7] α

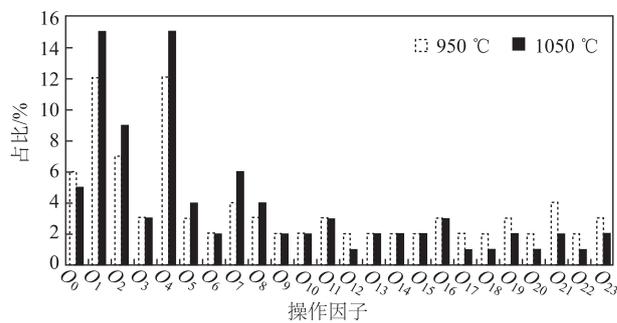


图 11 操作因子比例

Fig. 11 Proportion of operating factors

例较高。其中, O_0 表示小角度晶界 ($\leq 15^\circ$), 其含量相对较少, 而 O_1 、 O_2 、 O_4 表示大角度晶界 ($> 15^\circ$), 其含量较多且起主要作用, 说明此时变体间界面以大角度晶界为主。当变形温度升高至 1050 °C 时, 大角度晶界的操作因子 O_1 、 O_2 、 O_4 的含量均高于 950 °C 时的水平, 说明随着变形温度的升高, 大角度晶界的操作因子占据主导地位, 奥氏体晶粒粗化导致晶界密度降低, 但单个晶界能更高, 促使马氏体倾向于选择能降低界面能的变体。此外, 随着大角度晶界含量的提高, 材料内部出现明显的晶粒粗化效应, 减少了晶界对位错运动的阻碍作用, 同时大角度晶界处易形成微孔洞或裂纹源, 加速塑性变形。

3 结论

(1) 研究了 300M 超高强钢在不同变形温度和应变速率下的热变形行为。结果表明, 随着变形温度的升高, 实验钢的流变应力显著降低, 而随着应变速率的增加, 流变应力显著上升。

(2) 在传统本构模型的基础上, 建立了应变补偿型本构方程, 预测的流变应力曲线与实验数据高度吻合。表明该模型能够较好地预测不同变形条件下的流变应力, 相关系数为 0.99703, 平均相对误差为 1.8%。

(3) 通过 ARPGE 分析显示, Bain 和 CPD 组合的马氏体变体分布较为分散, 而 CPP 组合的变体则呈现出局部集中的特征。随着变形温度的提升, 相变驱动力逐渐减弱, 同时晶粒尺寸的增大促进了变体的选择倾向。

参考文献:

[1] 张慧萍, 王崇勋, 杜煦. 飞机起落架用 300M 超高强钢发展及

- 研究现状 [J]. 哈尔滨理工大学学报, 2011, 16 (6): 73-76.
- Zhang H P, Wang C X, Du X. Aircraft landing gear with the development of 300M ultra high strength steel and research [J]. Journal of Harbin University of Science and Technology, 2011, 16 (6): 73-76.
- [2] 张海成, 肖细军, 曾德涛. 飞机起落架用 300M 超高强度钢的表面脱碳行为研究 [J]. 热加工工艺, 2024, 53 (12): 120-124, 128.
- Zhang H C, Xiao X J, Zeng D T. Research on surface decarburization behavior of 300M ultra high strength steel for aircraft landing gear [J]. Hot Working Technology, 2024, 53 (12): 120-124, 128.
- [3] 赵明杰, 黄亮, 李建军, 等. 300M 钢热扭转变形条件下的变形行为研究 [J]. 塑性工程学报, 2020, 27 (11): 159-166.
- Zhao M J, Huang L, Li J J, et al. Deformation behaviors of 300M steel under hot torsion [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2020, 27 (11): 159-166.
- [4] 刘凯. 300M 钢的热态变形特性及其动态再结晶模型研究 [D]. 南昌: 南昌航空大学, 2012.
- Liu K. Investigation on Hot Deformation Feature and Dynamic Recrystallization Models of 300M Steel [D]. Nanchang: Nanchang University of Aeronautics and Astronautics, 2012.
- [5] 袁培柏. 300M 钢制飞机起落架零件的真空淬火 [J]. 金属热处理, 1991, 16 (10): 29-33.
- Yuan P B. Vacuum quenching of 300M steel aircraft landing gear parts [J]. Heat Treatment of Metals, 1991, 16 (10): 29-33.
- [6] 石旭. 300M 超高强度钢高温本构模型的研究 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2015.
- Shi X. Research on the High Temperature Constitutive Model of 300M Ultra-high Strength Steel [D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2015.
- [7] 章晓婷, 黄亮, 李建军, 等. 300M 高强度钢高温流变行为及本构方程 [J]. 中南大学学报 (自然科学版), 2017, 48 (6): 1439-1447.
- Zhang X T, Huang L, Li J J, et al. Flow behaviors and constitutive model of 300M high strength steel at elevated temperature [J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2017, 48 (6): 1439-1447.
- [8] 刘宁, 旷五洲, 陈俊. 含钒高锰 LNG 储罐用钢热变形行为及组织演变研究 [J]. 轧钢, 2023, 40 (5): 25-31, 46.
- Liu N, Kuang W Z, Chen J. Study on hot deformation behaviors and microstructure evolution of V-bearing high Mn steel for LNG tank [J]. Steel Rolling, 2023, 40 (5): 25-31, 46.
- [9] 霍巍丰, 宋仁伯, 张宇, 等. Fe-4Mn-1.5Al-0.5Si-0.2C-0.05Nb 中锰钢的热变形行为研究 [J]. 轧钢, 2023, 40 (1): 17-22.
- Huo W F, Song R B, Zhang Y, et al. Research on hot deformation behavior of Fe-4Mn-1.5Al-0.5Si-0.2C-0.05Nb medium Mn steel [J]. Steel Rolling, 2023, 40 (1): 17-22.
- [10] 曹建国, 王天聪, 李洪波, 等. 基于 Arrhenius 改进模型的无取向电工钢高温变形本构关系 [J]. 机械工程学报, 2016, 52 (4): 90-96, 102.
- Cao J G, Wang T C, Li H B, et al. High-temperature constitutive relationship of non-oriented electrical steel based on modified Arrhenius model [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2016, 52 (4): 90-96, 102.
- [11] 李清阳, 蔡军, 樊昱, 等. GH3625 高温合金热变形行为及修正非线性本构模型 [J]. 塑性工程学报, 2025, 32 (2): 172-178.
- Li Q Y, Cai J, Fan Y, et al. Thermal deformation behavior and modified nonlinear constitutive model of GH3625 superalloy [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2025, 32 (2): 172-178.
- [12] 毛欢, 韩莹莹. 基于应变补偿 Arrhenius 模型的 TC20 钛合金本构方程研究 [J]. 铸造技术, 2018, 39 (9): 1939-1942, 1947.
- Mao H, Han Y Y. Study on constitutive equations of TC20 alloy based on strain-compensated Arrhenius model [J]. Foundry Technology, 2018, 39 (9): 1939-1942, 1947.
- [13] 杨合, 孙志超, 林艳, 等. 管成形技术发展基础问题研究 [J]. 塑性工程学报, 2001, 8 (2): 83-85.
- Yang H, Sun Z C, Lin Y, et al. Advanced plastic processing technology and research progress on tube forming [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2001, 8 (2): 83-85.
- [14] 刘凯, 鲁世强, 欧阳德来, 等. 300M 钢动态再结晶动力学 [J]. 塑性工程学报, 2012, 19 (3): 82-87, 113.
- Liu K, Lu S Q, Ouyang D L, et al. Investigation on dynamic recrystallization kinetics of 300M steel [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2012, 19 (3): 82-87, 113.
- [15] 丁文圆, 宋庆华, 赵飞, 等. CLAM 钢的热变形行为及热加工图 [J]. 原子能科学技术, 2018, 52 (6): 1077-1084.
- Ding W Y, Song Q H, Zhao F, et al. Hot deformation behavior and processing map of CLAM steel [J]. Atomic Energy Science and Technology, 2018, 52 (6): 1077-1084.
- [16] 黄顺喆, 厉勇, 王春旭, 等. 300M 钢的热变形行为研究 [J]. 热加工工艺, 2010, 39 (20): 25-28.
- Huang S Z, Li Y, Wang C X, et al. Investigation on hot deformation behavior of 300M steel [J]. Hot Working Technology, 2010, 39 (20): 25-28.
- [17] 刘修莘, 杨素媛, 李先雨, 等. M54 超强度钢的热变形行为及显微组织研究 [J]. 兵器材料科学与工程, 2023, 46 (2): 1-6.
- Liu X P, Yang S Y, Li X Y, et al. Hot deformation behavior and microstructure of M54 ultra-strength steel [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2023, 46 (2): 1-6.
- [18] 马少伟, 张艳, 杨明, 等. Zener-Hollomon 参数对 Cr4Mo4Ni4V 高合金钢热变形行为的影响 [J]. 中南大学学报 (自然科学版), 2021, 52 (2): 376-388.

- Ma S W, Zhang Y, Yang M, et al. Effect of Zener-Hollomon parameters on hot deformation behavior of Cr4Mo4Ni4V high alloy steel [J]. *Journal of Central South University (Science and Technology)*, 2021, 52 (2): 376-388.
- [19] 孙佳伟, 陈学文, 苏志毅, 等. SA-765 Gr. II 钢的热变形行为及再结晶临界应变模型 [J]. *材料热处理学报*, 2024, 45 (5): 152-160.
- Sun J W, Chen X W, Su Z Y, et al. Hot deformation behavior and recrystallization critical strain model of SA-765 Gr. II steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2024, 45 (5): 152-160.
- [20] Najafzadeh A, Jonas J J. Predicting the critical stress for initiation of dynamic recrystallization [J]. *ISIJ International*, 2006, 46 (11): 1679-1684.
- [21] 芮程祥, 王家昌, 张明磊, 等. H13 模具钢的热变形行为及本构模型建立 [J]. *锻压技术*, 2024, 49 (10): 221-229.
- Guo C X, Wang J C, Zhang M L, et al. Hot deformation behavior and establishment of constitutive model for H13 die steel [J]. *Forging & Stamping Technology*, 2024, 49 (10): 221-229.
- [22] Wei G B, Peng X D, Hu F P, et al. Deformation behavior and constitutive model for dual-phase Mg-Li alloy at elevated temperatures [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26 (2): 508-518.
- [23] 金皓, 李全, 金朝阳. 基于 Johnson-Cook 模型的 AZ80 镁合金热变形行为 [J]. *塑性工程学报*, 2021, 28 (11): 150-157.
- Jin H, Li Q, Jin C Y. Thermal deformation behavior of AZ80 magnesium alloy based on Johnson-Cook model [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2021, 28 (11): 150-157.
- [24] 田畅. 中锰钢的奥氏体调控与 Cu 析出行为研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2022.
- Tian C. Study on Austenite Adjustment and Cu Precipitation in Medium Mn Steels [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2022.
- [25] 杨劼, 任慧平, 王海燕, 等. 低碳贝氏体钢等温淬火变体选择与特殊晶面定量表征 [J]. *材料导报*, 2024, 38 (9): 212-219.
- Yang J, Ren H P, Wang H Y, et al. Selection of isothermal quenching variants and quantitative characterization of special crystal faces of low carbon bainite steels [J]. *Materials Reports*, 2024, 38 (9): 212-219.
- [26] Cayron C. One-step model of the face-centred-cubic to body-centred-cubic martensitic transformation [J]. *Acta Crystallographica Section A: Foundations and Advances*, 2013, 69 (5): 498-509.
- [27] 高野, 任家宽, 李志峰, 等. 奥氏体化温度对 900 MPa 级 HSLA 钢显微组织和晶体学演变的影响 [J]. *材料研究学报*, 2022, 36 (1): 21-28.
- Gao Y, Ren J K, Li Z F, et al. Effect of austenitizing temperature on microstructure and crystallographic evolution of 900 MPa grade HSLA steel [J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2022, 36 (1): 21-28.

欢迎订阅《塑性工程学报》杂志



欢迎关注微信公众号

《塑性工程学报》(Journal of Plasticity Engineering) 创刊于1994年, 是由中国科学技术协会主管、中国机械工程学会主办的学术刊物。《塑性工程学报》为全国中文核心期刊, 被众多知名数据库收录: 中文核心期刊要目总览(北大)、中国科学引文数据库(CSCD)来源期刊(核心库)、中国科技期刊引证报告统计源核心期刊、中国科技核心期刊(中国科技论文统计源期刊)、中国学术期刊文摘数据库(核心版, CSAD-C)、中国学术期刊综合评价数据库、美国化学文摘CA、美国剑桥科学文摘材料信息(CSA: MI)、Scopus数据库、日本科学技术振兴机构中国文献数据库等。本刊主要报道与塑性成形领域及其交叉学科相关的前沿性、创新性的基础理论研究及工程技术应用等优秀科研成果。

办刊宗旨:

活跃本专业学术思想, 提高本专业学术理论, 强化本专业学术交流, 为不断提高我国塑性工程基础水平, 确立我国塑性工程界在世界科技阵容中的地位而服务。

读者对象:

本刊适用于从事与材料塑性成形理论研究、科研、生产、设计等相关的高校师生、科研人员及专业技术人员阅读。

本刊订阅方式

- | | |
|---|---|
| 1. 全国各地邮局均可直接订阅
本刊为月刊, 大16开本, 每月末出版
邮发代号: 80-353
国际标准刊号: ISSN 1007-2012
国内统一刊号: CN 11-3449/TG
国内定价: 40.00元/册 | 2. 逾期未定上者, 可与编辑部联系订阅
收款地址: 北京市海淀区学清路18号
收款人: 《塑性工程学报》编辑部
联系人: 薛老师
联系电话/传真: 010-62912592
电子邮箱: sxgxcb@263.net |
|---|---|

欢迎投稿, 网址: <http://sxgc.cbpt.cnki.net/>