DOI: 10.3901/JME.2020.12.116

Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V 超高碳钢的热变形行为与再结晶组织研究*

张伟 闫志杰 王睿 李大赵 康燕 武中豪 杨晓敏
(中北大学材料科学与工程学院 太原 030051)

摘要: 采用 Gleeble-3500 热模拟机对 Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V 超高碳钢在温度为 950~1 150 °C, 变速率为 0.01~5 s⁻¹, 变形量为 40% 条件下进行热压缩模拟试验。研究 Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V 超高碳钢在热压缩过程中变形温度和应变速率对超高碳钢真应力-应变曲线, 以及对再结晶组织演变的影响规律, 并构建出超高碳钢本构方程。结果表明, 在升高变形温度和降低应变速率的情况下, 超高碳钢更容易发生再结晶。在应变速率一定时, 流变应力随着温度的升高而降低; 在温度一定时, 流变应力随应变速率的减小而降低。通过流变应力曲线获得本构方程, 能够准确地描述超高碳钢的流变行为, 同时获得超高碳钢的激活能为 $Q=729.37$ kJ/mol。在微观组织方面, 变形温度为 1 050 °C 时, 应变速率由 0.01 s⁻¹ 增加到 5 s⁻¹ 时, 晶粒尺寸降幅 5.21 μm。因此, 超高碳钢应该在温度为 1 000~1 050 °C 和应变速率在 1~5 s⁻¹ 下进行热变形。

关键词: Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V 超高碳钢; 压缩变形; 流变应力; 流变应力本构方程; 微观组织演变

中图分类号: TG142

Hot Deformation Behavior and Recrystallization Structure of Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V Ultra High Carbon Steel

ZHANG Wei YAN Zhijie WANG Rui LI Dazhao KANG Yan
WU Zhonghao YANG Xiaomin

(School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051)

Abstract: The Gleeble-3500 thermal simulator is used to simulate the thermal compression of Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V ultra-high carbon steel under a temperature of 950-1 150 °C, a strain rate of 0.01-5 s⁻¹, and a deformation of 40%. To study the influence of deformation temperature and strain rate of Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V ultra-high carbon steel on the true stress-strain curve of ultra-high carbon steel during hot compression and the evolution of recrystallization structure, and construct stress constitutive equation of ultrahigh carbon steel. The results show that ultrahigh carbon steel is more prone to recrystallization when the deformation temperature is increased and the strain rate is lowered. When the strain rate is constant, the flow stress decreases with the increase of temperature, when the temperature is constant, the flow stress decreases with the decrease of strain rate. The constitutive equation is obtained by the flow stress curve, which can accurately describe the rheological behavior of ultra-high carbon steel, and the activation energy of ultrahigh carbon steel is $Q=729.37$ kJ/mol. In terms of microstructure, when the deformation temperature is 1 050 °C, the grain size decreases by 5.21 μm when the strain rate from 0.01 s⁻¹ to 5 s⁻¹. Therefore, ultra-high carbon steel should be thermally deformed at a temperature of 1 000 °C to 1 050 °C and a strain rate of 1 to 5 s⁻¹.

Key words: Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V ultra-high carbon steel; hot compression deformation; flow stress; flow stress constitutive equation; microstructure evolution

0 前言

超高碳钢(Ultra-high carbon steel, UHCS)是指

含碳量(wt.%)为 1.0%~2.1%的过共析钢, 渗碳体体积分数占 15%~32%的普通碳钢, 具有高强度、高硬度和良好的耐磨性能^[1]。由于超高碳钢过高的含碳量, 会导致其在传统铸造工艺下很难避免碳的偏析及粗大碳化物形成, 并且在传统热处理工艺下也很难避免从奥氏体晶界处析出粗大网状碳化物, 这些都会导致超高碳钢出现脆性过大等现象, 限制超

* 山西省自然科学基金(201801D121105)、中央引导地方科技发展专项资金(YDZX20191400004587)和山西省科技重大专项(20181101014)资助项目。20190618 收到初稿, 20191205 收到修改稿

高碳钢的应用^[2]。20 世纪 70 年代, 石淑琴等^[3-6]发现超高碳钢的组织充分细化后, 会使钢在保留高强度和韧性的同时获得了良好的超塑性, 这也为超高碳钢的应用开辟了一条新的路径。

目前, 可通过快速凝固技术, 普通热处理和热变形工艺获得组织优化的超高碳钢^[7]。通过快速凝固技术, 如喷射成形和粉末冶金等方法, 虽然可以获得超细晶组织, 但是其特殊的工艺和设备并不利于规模生产。采用淬火, 回火和循环淬火等热处理工艺虽然能使晶粒细化, 碳化物呈颗粒析出, 但是高温淬火会导致材料内部产生难以消除的微裂纹等缺陷。

采用热变形加工处理, 例如轧制, 锻造等, 避免超高碳钢在传统的热处理工艺下出现粗大的网状碳化物及微裂纹等缺陷, 同时可使晶粒得到细化。常见的热变形试验方法主要是通过实验室轧机模拟轧制或通过液压机对试验样品进行锻造等, 这些试验方案往往都不能够动态地展现试验材料的受热和变形过程, 并且试验成本相对较高, 误差范围过大。相较于以上热变形试验方法, 采用热加工模拟变形可以动态的模拟材料受热及变形的过程, 可以研究成分与各工艺参数对组织和性能的影响, 用于指导产品设计和实际生产工艺的制定, 还有助于建立数学模型, 具有效率高, 试验成本低等优点^[8-9]。目前, 关于超高碳钢研究主要集中于组织、性能、热处理工艺、合金化处理和制备工艺等方面。通过采用热模拟压缩来模拟热加工过程研究超高碳钢的热变形行为与再结晶组织对于优化材料的热加工工艺具有科学意义和应用价值。所以, 本文通过利用 Gleeble-3500 热模拟试验机, 采用单次热模拟压缩试验, 研究热压缩过程中不同的变形参数对超高碳钢力学行为、微观组织的影响, 通过建立流变应力本构方程, 研究其本构特性, 为热加工工艺参数的制定提供依据。流变应力本构方程作为材料的特有属性, 可为后续研究中有限元分析以及验证微观组织演变规律等提供重要依据。

1 试验材料及方法

试验材料为超高碳钢, 其主要化学成分(wt.%) 为 1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V。选取铸态棒料, 经线切割将试验材料切割成尺寸为 $\phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的圆柱试样, 如图 1 所示。

使用 Gleeble-3500 热模试验机上进行等温压缩试验, 为了减小压头和试样之间的摩擦力, 防止压缩过程中试样出现鼓形变形、粘连压头以及变形过程中试样发生氧化等问题, 在试样两端各放置钼片与石墨片, 涂抹润滑油进行润滑和真空处理^[10]。将

试样置于压头砧子中央, 变形温度选用为 950 $^{\circ}\text{C}$ 、1000 $^{\circ}\text{C}$ 、1050 $^{\circ}\text{C}$ 、1100 $^{\circ}\text{C}$ 和 1150 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.01 s^{-1} 、0.1 s^{-1} 、1 s^{-1} 和 5 s^{-1} 。将试样以 10 $^{\circ}\text{C/s}$ 的速度加热至 1200 $^{\circ}\text{C}$ 后保温 300 s, 然后以 5 $^{\circ}\text{C/s}$ 速度将试样冷却至变形温度并保温 60 s, 使试样内部温度均匀。然后在所设定的应变速率下进行等温压缩, 变形量设置为 40%。压缩变形结束后, 取出试样空冷至室温, 进行金相组织观察。试验工艺如图 2 所示。

图 1 试样尺寸

图 2 超高碳钢热压缩模拟试验工艺示意图

将变形后的试样, 沿中心轴线方向进行切割, 对其进行抛磨处理后, 使用 4% 的硝酸酒精进行腐蚀, 将试样沿压缩方向平行方向放置, 使用金相显微镜在截面中心位置区域拍摄金相照片。通过采用 Image pro plus(IPP)软件测量晶粒粒径大小从而获得晶粒尺寸大小。具体方法为选取多个晶粒作为样本, 分别对各个晶粒的长轴与短轴尺寸进行测量并统计(图 3), 然后对样本数据取平均值即为晶粒尺寸大小。在测量晶粒长轴与短轴的过程中会出现人为误差等因素, 因此, 通过选取多个样本数据求平均值来尽可能地降低误差。

图 3 晶粒大小测量示意图

2 结果与讨论

2.1 超高碳钢应力应变曲线

通过热模拟压缩试验得到不同变形条件下超高碳钢的真应力-应变曲线, 如图 4 所示。材料的热变

图4 不同应变速率下的超高碳钢热压缩变形的真应力-真应变曲线

形过程就是材料的加工硬化和动态软化两种机制相互作用的过程。动态软化机制包括动态再结晶和动态回复两种，它们都是通过位错攀移和交滑移等来实现热变形过程中的软化^[11]。从图4可以看出，超高碳钢在热压缩变形初期，随着应变的不断增大，流变应力迅速增加。这是因为在热加工变形初期加工硬化的作用明显大于动态软化作用，在这个阶段位错密度显著增加，来保持变形能。随着应变的不断增大，钢中产生动态软化的作用，流变应力增加速度逐渐降低，直至达到一个稳定状态。流变应力产生下降的原因是由于动态软化作用产生位错的交滑移和攀移在驱动力的作用下发生结合和重组使位错密度降低，进而导致流变应力产生下降的趋势^[12]。峰值应力对应的临界应变也在不断地下降；在变形温度一定的情况下，随着应变速率的增加，变应力在不断地增加，同时其在发生动态软化对应的临界应变也在不断地增加。

在同一应变速率下，超高碳钢峰值应力随着变形温度的升高而降低。当应变速率为 0.01 s^{-1} 时，峰值应力从 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的 135.79 MPa 下降到 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的 33.16 MPa ，降幅为 102.63 MPa ；当应变速率为 5 s^{-1} 时，峰值应力从 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的 214.22 MPa 下降到 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的 79.38 MPa ，降幅为 134.87 MPa 。在同一变形温度下，超高碳钢的峰值应力随着应变速率的增加而增加。当温度为 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时，峰值应力由 0.01 s^{-1} 下的 135.79 MPa 增加到 5 s^{-1} 下的 214.22 MPa ，增幅为 78.43 MPa ；当温度为 $150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时，峰值应力由 0.01 s^{-1} 下的 33.16 MPa 增加到 5 s^{-1} 下的 79.35 MPa ，增幅为 46.19 MPa 。

由图4a中 $T=1000\sim1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 的应力-应变曲线可以看出，流变应力在增加到一定数值之后，应力出现峰值，随着应变的增加，应力出现下降随后基本保持不变，达到一个稳定的状态。这是由于在应变速率为 0.01 s^{-1} 时，应力随着应变的不断增大而增加，当应变达到一定的程度后，动态软化和加工硬化之间的相互作用使曲线达到峰值，然后随着应变的不断增大，动态软化作用不断加强，流变应力产生下降趋势，直至曲线趋于平衡状态。图4b和4c的真应力-应变曲线中，随着应变的不断增大，应力没有出现峰值情况，曲线类型表现为动态回复型。动态回复型曲线通常表现出三个阶段特征，第一阶段，微变形阶段，曲线呈直线，加工硬化速率增加，真应力以较大的增长速率增长；第二阶段，真应力因加工硬化而导致增加，但加工硬化速率降低，曲线呈曲线缓慢增长；第三阶段，稳定变形阶段，加

工硬化被动态回复所引起的软化过程所消除, 达到动态平衡状态, 曲线接近一条水平直线^[13]。由图 4d 可以看出, 真应力-应变曲线随着应变的不断增大, 流变应力在达到一个应力峰值后产生下降的趋势, 这是由于超高碳钢在应变速率为 5 s^{-1} 时, 由于变形速度的快, 时间短, 试样在变形后产生的热量不能及时扩散出去进而导致材料内部的温度升高, 使得曲线产生先升高后下降的趋势^[12]。

2.2 超高碳钢流变应力本构方程的建立

在热变形过程中, 温度和应变速率对其会产生很大的影响, 为了更好地研究和制定热变形工艺参数, 通过引入 Zener-Hollomon 参数来更好地研究温度和应变速率对热变形过程中的影响^[14-15]。通过分析流变应力曲线可以看出超高碳钢在热压缩过程中流变应力变化范围较宽, 采用流变应力本构方程可对超高碳钢在高温变形时的流变应力与应变速率之间的关系进行描述。

热变形过程中的峰值(稳态)应力、温度、应变速率之间的关系如式(1)所示

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中, Z 为 Zener-Hollomon 参数; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; Q 为变形激活能, J/mol ; R 为气体常数 $8.314 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$; T 为绝对温度, K 。

基于 SELLARS 蠕变方程^[16-17], 峰值(稳态)应力与应变速率和变形温度的关系如式(2)~(4)所示

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

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

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

式中, A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 n 、 α 、 β 为与材料相关的常数。其中, $\alpha = \beta / n_1$; σ 为流变应力, MPa 。

式(2)适用于低应力水平($\alpha \cdot \sigma < 0.8$), 式(3)适用于高应力水平($\alpha \cdot \sigma > 1.2$), 为了防止产生误差 SELLARS 和 TEGART 提出采用双曲正弦函数(式(4)), 适用于任何应力状态下^[18]。假设 Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V 超高碳钢变形符合应力函数关系式, 且在变形温度一定时, $\exp(-Q/RT)$ 为定值, 分别对式(2)、(3)和(4)两边取自然对数得^[19]

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

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

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

根据式(5)和式(6), 以 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ 为坐标分别进行作图, 得出关系图如图 5 所示, 对其进行线性拟合取斜率的平均值, 得出 $n_1 = 8.204 \ 792$, $\beta = 0.085 \ 345$, 根据 $\alpha = \beta / n_1$, 得出 $\alpha = 0.010 \ 402$ 。

图 5 超高碳钢的流变应力和应变速率之间的关系图

根据 α 的值绘制 $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ (图 5)。图 6 为超高碳钢的峰值应力与应变速率的关系曲线。当变形温度一定的条件下, $\ln[\sinh(\alpha \sigma)]$ 和 $\ln \dot{\varepsilon}$ 呈线性关系, 峰值应力随应变速率的增加而增加^[20]。由式(7)可以看出, n 的值即为曲线斜率的值。所以对曲线 $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 进行线性拟合, 取斜率的平均值可得, 即应力指数 $n = 6.232 \ 471$ 。

图 6 $\ln[\sinh(\alpha \sigma)] - \ln \dot{\varepsilon}$ 关系图

整理式(7)可得

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{1}{n} \cdot \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{nR} \cdot \frac{1}{T} - \frac{\ln A}{n} \quad (8)$$

由式(8)可以看出, Q/nR 即为 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 曲线的斜率。根据 n 的值绘制 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 的曲线如图 7 所示, 即超高碳钢峰值应力与变形温度的关系曲线。当应变速率一定时, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $1/T$ 呈线性关系, 峰值应力随着变形温度的升高而下降。对其进行线性拟合, 求其斜率的平均值为 14.076, 根据 Q/nR 可以计算出激活能 $Q=729.37$ kJ/mol。

图7 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 关系图

根据式(1)和式(4)可得

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (9)$$

对式(9)两端取自然对数可得

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (10)$$

式中, Z 参数表示变形温度和应变速率对热变形过程的综合作用。将 Q 的值代入式(9)可以得出在不同应变速率和温度下的 Z 值, 绘制 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系图, 如图 8 所示。从图中可以看出超高碳钢的峰值应力随着 Z 参数值的增加而不断增加。然后对其进行线性拟合, 求其斜率即为高碳钢合金常数 n 的值, 截距即为 $\ln A$ 的值。所以可得, $n=5.99381$, $\ln A=63.35129$, 进而得出 $A=3.26 \times 10^{27}$ 。

图8 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线图

将以上所得的所有参数代入式(4)可以得到超高碳钢的流变应力本构方程

$$\dot{\epsilon} = 3.26 \times 10^{27} [\sinh(0.010402\sigma)]^{6.23} \times \exp(-(7.294 \times 10^5) / RT) \quad (11)$$

由式(9)可得

$$\sigma_p = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{\dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{\dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (12)$$

将数值代入式(9)和式(12)可得^[21]

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{87728}{T}\right) = 3.26 \times 10^{27} [\sinh(0.010402\sigma)]^{5.99} \quad (13)$$

$$\sigma_p = 96.14 \ln \left\{ \left(\frac{\dot{\epsilon} \cdot \exp(87728/T)}{3.26 \times 10^{27}} \right)^{0.167} + \left[\left(\frac{\dot{\epsilon} \cdot \exp(87728/T)}{3.26 \times 10^{27}} \right)^{0.334} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (14)$$

根据式(13)和式(14)可知, 流变应力是关于 Z 的一个函数, Z 值的大小可直接影响流变应力的大小。同时应变速率和变形温度也是 Z 的函数。在热变形过程中, 在应变速率一定的情况下, 随着温度的升高, Z 值减小, 流变应力减小; 在温度一定的情况下, 应变速率增大, Z 值增大, 流变应力增加。

2.3 变形条件对超高碳钢微观组织的影响

图 9 为超高碳钢在温度为 1050 °C, 应变速率分别为 0.01 s⁻¹、0.1 s⁻¹、1 s⁻¹ 和 5 s⁻¹ 时变形后的显微组织照片。由于试样在压缩结束后采用空冷的冷却方式冷却至室温, 再结晶和相变组织拥有足够的时间进行相变, 但是相变时间不能使其长大^[22]。图中黑色长条状组织为碳化物组织(箭头所示)。从图 9a~9d 可以看出, 在大晶粒的附近附着有小晶粒说明超高碳钢在热变形过程中的软化机制主要是动态再结晶和动态回复两种, 且随着应变速率的增加, 晶粒尺寸在不断减小且逐渐趋于均匀化。在变形温度为 1050 °C, 应变速率为 0.01 s⁻¹ 下的晶粒平均尺寸约为 7.99 μm, 减小到 5 s⁻¹ 下的 2.78 μm, 降幅约为 5.21 μm。这是由于在温度一定的情况下, 应变速率的增加会使加工硬化产生的几率增大, 加工硬化所产生的位错能有利于动态再结晶的进行, 但是过高的应变速率导致试样的变形速度加快, 产

生再结晶的时间缩短, 晶粒形核长大的时间变短, 所以在温度和变形量一定的情况下, 再结晶的晶粒随着应变速率的增加而减小^[22-23]。从图中可以看出, 在高应变速率下的组织相较于低应变速率下的晶粒组织更加细小致密。

图 9 1 050 °C 不同应变速率下 1.3%C 的超高碳钢微观组织

图 10 为超高碳钢在应变速率为 1 s^{-1} , 不同温度下的金相组织。可以看出, 超高碳钢在应变速率

图 10 应变速率 1 s^{-1} 不同变形温度下超高碳钢的微观组织

和变形量一定的条件下, 随着温度的升高, 等轴晶数目越来越多, 超高碳钢更易发生再结晶。当温度大于 $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后, 再结晶的大晶粒不断吞食附近的小晶粒, 使得等轴晶粒不断变大。

从图 10a 可以看出, 超高碳钢在 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 热压缩后, 出现了部分细小的新晶粒, 所以超高碳钢在此时产生了再结晶。由图 10b~10e 可知, 随着温度的不断升高, 热压缩后的晶粒逐渐趋于均匀, 且大部分为等轴状, 说明随着温度的升高超高碳钢更易发生动态再结晶。这是由于随着温度的不断升高, 金属原子的振动不断地加强, 原子间的结合力在不断地降低, 流变应力减小, 再结晶的发生依赖于位错密度的增加, 位错密度增加到一定值时, 动态再结晶晶粒在晶界处形核, 温度的升高恰恰为位错的交滑移和攀移提供了更多的能量, 位错移动速度加快, 再结晶更容易发生。

3 结论

(1) 通过热模拟压缩试验的方法, 探究了不同应变速率和不同温度对 Fe-1.3C-5Cr-0.4Mo-0.4V 超高碳钢真应力-应变曲线的影响。当应变速率分别为 0.01 s^{-1} 、 5 s^{-1} 时, 温度从 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 升高至 $1\ 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 峰值应力降幅分别为 102.63 MPa 和 134.87 MPa 。在同一变形温度下, 超高碳钢的峰值应力随着应变速率的增加而增加。当其变形温度分别为 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $1\ 150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 应变速率由 0.01 s^{-1} 增加到 5 s^{-1} , 峰值用力增幅分别为 78.43 MPa 和 46.19 MPa 。流变应力曲线表现为动态回复型, 且温度不改变曲线类型。

(2) 根据峰值应力、应变速率和温度之间的双曲正弦关系求得超高碳钢的激活能 $Q = 729.37 \text{ kJ/mol}$, Zener-Hollomon 参数值的大小可直接影响流变应力的大小, 超高碳钢在热变形过程中应增加温度, 降低应变速率以获得低的流变应力。

(3) 在变形温度为 $1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.01 s^{-1} 下的晶粒平均尺寸约为 $7.99 \mu\text{m}$, 减小到 5 s^{-1} 下的 $2.78 \mu\text{m}$, 降幅约为 $5.21 \mu\text{m}$ 。在相同的变形量和应变速率下, 随着变形温度的升高, 超高碳钢越容易发生再结晶, 在温度大于 $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后, 再结晶产生的大晶粒逐渐吞食附近小晶粒而出现长大的现象。因此, 超高碳钢应该在温度为 $1\ 000\sim 1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和应变速率在 $1\sim 5 \text{ s}^{-1}$ 下进行热变形。

参 考 文 献

[1] 罗光敏, 吴建生, 史海生, 等. 1.25C-3.0Si 超高碳钢的

- 变形与组织分析[J]. 上海交通大学学报, 2003, 37(12): 1835-1839.
- LUO Guangmin, WU Jiansheng, SHI Haisheng, et al. Deformation and microstructure analysis of an ultrahigh carbon steel (1.25C-3.0Si) in physical simulation tests[J]. Journal of Shanghai Jiao Tong University, 2003, 37(12): 1835-1839.
- [2] 李小军, 吴建生, 章靖国, 等. 超高碳钢超塑性的研究进展[J]. 机械工程材料, 2004, 28(2): 4-6.
- LI Xiaojun, WU Jiansheng, ZHANG Jingguo, et al. Progress in researches on the super plasticity of ultrahigh carbon steels[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2004, 28(2): 4-6.
- [3] 石淑琴, 陈光, 谷南驹. 超细晶超高碳钢的超塑性研究[J]. 新技术新工艺, 2003, 12(12): 45-48.
- SHI Shuqin, CHEN Guang, GU Nanju. The research on super plastic of ultrafine grained ultrahigh-carbon steels[J]. New Technology & New Process, 2003, 12(12): 45-48.
- [4] SHERBY O D, OYAMA T, WADS W J, et al. Divorced eutectoid transformation process and product of ultra-high carbon steels. United States: 4448613[P]. 1984-05-21.
- [5] SHERBY O D, OYAMA T. Ultrahigh carbon steel alloy and processing thereof. United States: 4533390[P]. 1985-08-20.
- [6] SHERBY O D, KUM D W. Ultrahigh carbon steels containing aluminum: United States, 4769214[P]. 1988-09-20.
- [7] 樊亚军, 蔺卫平, 张占领, 等. 1.6%C 超高碳钢高温超塑性研究[J]. 热加工工艺, 2006, 35(22): 10-12.
- FAN Yajun, LIN Weiping, ZHANG Zhanling, et al. Study on high-temperature super plasticity of 1.6%C ultra-high carbon steel[J]. Material & Heat Treatment, 2006, 35(22): 10-12.
- [8] 梁皖伦, 方金凤, 曹军. 热模拟试验在金属热变形研究中的应用[J]. 理化检验-物理分册, 2001, 37(11): 470-473.
- LIANG Wanlun, FANG Jinfeng, CAO Jun. Application of thermal simulation technique in the study on thermal deformation of metal[J]. PTCA(Part A: Physical Testing), 2001, 37(11): 470-473.
- [9] 郑芳, 宋红梅. Gleeble3800 热模拟试验机在宝钢的典型应用与功能开发[J]. 宝钢技术, 2003, 5(5): 29-32.
- ZHENG Fang, SONG Hongmei. Typical applications and functional development of Gleeble-3800 at Baosteel[J]. Baosteel Technology, 2003, 5(5): 29-32.
- [10] 孙胜英. Gleeble-3500 热/力模拟压缩试验若干问题的分析与处理[J]. 理化检验(物理分册), 2012, 48(7): 452-453.
- SUN Shengying. Problems analysis and solution of compression test with hydraulic wedge for Gleeble-3500 thermal analogue[J]. PTCA(Part A: Physical Testing), 2012, 48(7): 452-453.
- [11] WU T, GAO Y W, WANG M Z, et al. Influence of initial microstructure on warm deformation processability and microstructure of an ultrahigh carbon steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2014, 21(1): 52-59.
- [12] 冯玮, 徐富家. 20CrMnTiH 钢热压缩微观组织演变及动态再结晶模型[J]. 塑性工程学报, 2014, 21(3): 78-84.
- FENG Wei, XU Fujia. Microstructure evolution and dynamic recrystallization model of 20CrMnTiH steel during hot compression[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2014, 21(3): 78-84.
- [13] 杨吉春, 刘香军, 吕艳红, 等. 变形温度对 IF 钢应力-应变曲线及组织的影响[J]. 金属热处理, 2016, 41(6): 47-50.
- YANG Jichun, LIU Xiangjun, LÜ Yanhong, et al. Effect of deformation temperature on strain-stress curve and microstructure of IF steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(6): 47-50.
- [14] XIA Y, ZHANG C, ZHANG L, et al. A comparative study of constitutive models for flow stress behavior of medium carbon Cr-Ni-Mo alloyed steel at elevated temperature[J]. Journal of Materials Research, 2017, 32(20): 1-10.
- [15] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1): 22-32.
- [16] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1136-1138.
- [17] JONAS J J, SELLARS C M, TEGART W J M. Strength and structure under hot-working conditions[J]. Metallurgical Reviews, 1969, 14(1): 1-24.
- [18] SHEN W F, ZHANG L W, ZHANG C, et al. Constitutive analysis of dynamic recrystallization and flow behavior of a medium carbon Nb-V micro-alloyed steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25(5): 2065-2073.
- [19] WEN D X, LIN Y C, ZHOU Y. A new dynamic recrystallization kinetics model for a Nb containing Ni-Fe-Cr-base superalloy considering influences of initial δ phase[J]. Vacuum, 2017, 141(1): 316-327.

- [20] 卓秀秀, 徐桂芳, 袁圆, 等. 0Cr17Mn17Mo3NiN 奥氏体不锈钢的热变形行为及热加工图[J]. 机械工程学报, 2017, 53(22): 74-80.
- ZHUO Xiuxiu, XU Guifang, YUAN Yuan, et al. Hot deformation behavior and processing map of 0Cr17Mn17-Mo3NiN austenitic stainless steel[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2017, 53(22): 74-80.
- [21] 郑惠锦, 彭云, 阎璐, 等. 喷射沉积 Al-7Si-0.5Cu-0.5Mg 热变形行为研究[J]. 机械工程学报, 2018, 54(14): 107-115.
- ZHENG Huijin, PENG Yun, YAN Lu, et al. Investigation on hot deformation behavior of spray formed Al-7Si-0.5Cu-0.5Mg alloy[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(14): 107-115.
- [22] 刘香军, 杨吉春, 杨昌桥, 等. 变形速率对 Ti-IF 钢和 Ti+Ce-IF 钢流变应力和显微组织的影响[J]. 金属热处理, 2016, 41(10): 53-56.
- LIU Xiangjun, YANG Jichun, YANG Changqiao, et al. Effect of deformation rate on flow stress and microstructure of Ti-IF and Ti + Ce-IF steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(10): 53-56.
- [23] ROUT M, RANJAN R, PSL S K, et al. EBSD study of microstructure evolution during axisymmetric hot compression of 304LN stainless steel[J]. Materials Science & Engineering A, 2018, 711(1): 378-388.
- 作者简介: 张伟, 男, 1994 年出生。主要研究方向为超高碳钢热变形力学性能与微观组织。
E-mail: zhangwei5435588@163.com
闫志杰(通信作者), 男, 1974 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为凝固过程控制与新材料开发。
E-mail: zjyan@nuc.edu.cn

第 9 届上银优秀机械博士论文奖——特别奖

滚珠丝杠副预紧力衰退预测及试验研究

作 者: 周长光

毕业学校: 南京理工大学

指导教师: 冯虎田 陈增涛

论文针对国产滚珠丝杠副预紧力丧失过快导致其在精度保持性、寿命以及可靠性等方面均落后于国外产品这一行业突出的共性基础技术问题, 从预紧力衰退起点(预紧力精确计算方法)、中间过程(预紧力退化过程)和终点(失效阈值计算方法)三个方面展开理论与试验研究, 最终建立了一种预测滚珠丝杠副预紧力退化完整过程的方法体系。论文主要贡献如下。

(1) 预紧力衰退预测曲线起点: 创新性地设计了预紧力可调滚珠丝杠副并构建了滚珠丝杠副预紧力与空载扭矩同步在线监测系统, 测量了不同的转速和预紧力水平下的动态摩擦系数, 找到了测量预紧力的最佳转速, 并提出了预紧力的精确计算方法。

(2) 预紧力衰退预测曲线终点: 综合考虑了丝杠、螺母以及其他弹性元件的变形, 分析了预紧滚珠丝杠副的受力分布, 研制了临界预紧力和最大轴向载荷同步在线测量系统, 测量了滚珠丝杠副的卸载状态, 并提出了最大轴向载荷和临界预紧力的计算方法。

(3) 预紧力衰退预测曲线的中间过程: 考虑了磨损区域会随着丝杠轴的转动而沿着滚道往复运动的特点, 推导出了修正系数 K'_n , 将传统 Archard 磨损理论应用到滚珠丝杠副上; 提出了一种利用预紧滚珠丝杠副在无轴向载荷作用下的运转试验代替有轴向载荷情况的试验方法, 通过磨损测试系统测得了磨损系数并总结了磨损规律。将修正后的磨损理论与试验测得的磨损系数相结合, 建立了滚珠丝杠副预紧力的预测模型。

(4) 制定了详细的预紧力衰退试验方案并研制了滚珠丝杠副加载运转系统, 对型号为 R40-16K5-FDC 的双螺母预紧滚珠丝杠副进行了预紧力衰退试验, 测量了运行过程中的预紧力、行程变动量和行程偏差的变化曲线, 证明了预紧力衰退综合预测模型的误差在 5.53% 以内。基于预紧力衰退试验结果, 进一步提出了抑制预紧力衰退的优化策略, 优化后的滚珠丝杠副的预紧力衰退量减小了 72.4%。