https://doi.org/10.1051/jnwpu/20244261071

9Cr18Mo 不锈轴承钢的热变形行为研究

张宇，王建国，刘东，梁郅睿，赵佳航

（西北工业大学 材料学院，陕西 西安　710072）

摘　要：利用热压缩试验研究了 9Cr18Mo 不锈轴承钢在变形温度为 950~1 150 ℃、应变速率为 0.01~10 s^{-1} 条件下的显微组织演化和热变形行为。结果表明：9Cr18Mo 不锈钢表现出较强的正应变速率敏感性和负温度敏感性，软化机制为动态再结晶和动态回复机制。建立了应变补偿型 Arrhenius 本构方程，计算值与试验值吻合。基于 Murty 准则建立了 9Cr18Mo 不锈钢的热加工图，结合显微组织分析，确定了 9Cr18Mo 不锈钢的最佳加工参数为：变形温度为 1 050~1 120 ℃、应变速率为 0.1~1 s^{-1}。采用 EDS 分析了 9Cr18Mo 不锈钢显微组织的成分分布，结合 JMAPTPRO 软件计算结果，确定了高温下未溶于基体的粗大带状碳化物由 M_7C_3 型碳化物和 $M_{23}C_6$ 型碳化物组成。

关　键　词：9Cr18Mo 不锈钢；本构方程；热加工图；EDS 分析

中图分类号：TG142.71　　**文献标志码：**A　　**文章编号：**1000-2758(2024)06-1071-07

随着对轴承类材料在高氧化气氛、无润滑、腐蚀性等恶劣环境下服役的性能要求越来越高，国内外众多学者针对不锈轴承钢的生产工艺、成分设计、锻造和热处理工艺进行了大量相关研究。作为用途最广、用量最大的不锈轴承钢，9Cr18Mo 不锈钢对应国外的 440C 不锈钢，通过平衡碳、铬元素的比例，实现了 9Cr18Mo 不锈钢强度与耐蚀性的匹配；Mo 元素的添加进一步提高了 9Cr18Mo 不锈钢的硬度与抗回火稳定性，被广泛应用于航空航天、海洋工程、核工业等领域。作为高碳铬不锈轴承钢，调控锻造工艺与热处理工艺实现对碳化物和残余奥氏体的控制一直是关注的重点。

何曲波等[1]研究了单向拔长、镦粗-拔长、镦粗-拔长-短时扩散退火-拔长等不同锻造方式对 9Cr18Mo 不锈轴承钢组织的影响。结果表明：通过镦粗-拔长和短时扩散退火可以破碎组织中存在的粗大碳化物，从而达到细化碳化物改善组织均匀性的效果。王仕军等[2]的研究表明多次低温分解加正火工艺可以充分去除 9Cr18Mo 不锈钢在锻造过程中产生的孪晶碳化物。Siqueira 等[3]研究了奥氏体化和回火工艺参数对 AISI-440C 钢的组织、硬度以及钝化和耐蚀性的影响，高温长时间回火促使富铬碳化物析出，降低 9Cr18Mo 不锈钢的耐蚀性。汪红晓等[4-5]研究了不同热处理制度下 9Cr18 不锈钢孪晶碳化物、直线状碳化物、链状碳化物的析出条件及机理。结果表明，高碳铬不锈轴承钢在锻造过程中需尽量避免在高温下长时间保温，加热温度越高，在晶粒长大的过程中更容易由于堆垛层错形成生长孪晶。Hetzner 等[6]报道了 440C 不锈钢的 EBSD 结果，指出 440C 不锈钢中的较大碳化物由2 种成分构成，其析出机理为：非平衡凝固可能导致在升高的温度下 $M_{23}C_6$ 碳化物的存在，随着凝固的进行，$M_{23}C_6$ 在 M_7C_3 碳化物上形核并长大。

袁兆静[7]对比了国产 9Cr18Mo 不锈钢和进口 440C 钢的微观组织，进口 440C 钢的碳化物分布更为均匀，残留奥氏体含量较低，显微组织优于国产 9Cr18Mo 钢。通过冷处理手段，可以显著降低残留奥氏体的含量，从而提高钢的耐磨性。Kumar 和李慧东等[8-9]研究了深冷处理对 440C 不锈钢的残余奥氏体、硬度、耐蚀性的影响。除深冷处理外，多次回火工艺也可以减少高碳铬不锈轴承钢在淬火后的残余奥氏体含量。Yang 等[10]阐述了回火操作中残余奥氏体的转变机理：马氏体相变的不变性平面应变形将适应缺陷扩展到相邻的残余奥氏体中，有利

收稿日期：2023-10-18
基金项目：国家自然科学基金(52101052)资助
作者简介：张宇(2001—)，硕士研究生
通信作者：王建国(1987—)，副研究员 e-mail：jianguow@nwpu.edu.cn

于后续回火操作中的进一步转变。

高碳铬不锈轴承钢的数值仿真方面,Jia 等[11]通过准静态(应变速率为 0.001~0.1 s^{-1})和动态(温度范围为 25~650 ℃,应变速率为 800~4 000 s^{-1})状态下的应力-应变曲线讨论了 9Cr18Mo 不锈钢的流变行为,并建立了 Johnson-Cook(J-C) and Power-Law(P-L)型本构方程,以模拟 9Cr18Mo 不锈钢切削行为。李松松等[12]研究了 95Cr18 马氏体不锈钢的高温变形行为,基于 Prasad 准则给出了 95Cr18 不锈钢的热变形可加工工艺区间为变形温度 975~1 150 ℃、应变速率 0.1~2.7 s^{-1}。

综上,国内外 9Cr18Mo 不锈钢的相关报道主要集中在锻造工艺和热处理工艺等调控手段对显微组织及力学性能的影响,有关 9Cr18Mo 不锈钢的数值模拟、热变形行为、显微组织演变与热加工工艺之间联系的相关研究较少。本文基于热模拟压缩试验,研究 9Cr18Mo 不锈钢在不同变形条件下的热变形行为,分析 9Cr18Mo 不锈钢流动应力的响应规律,建立应变补偿型 Arrhenius 本构方程。基于动态材料模型理论构建热加工图,从而获得适宜的热加工工艺范围,为 9Cr18Mo 不锈钢锻造工艺参数的选择提供一定的依据。

1 试验材料与方法

试验材料采用经过 1 100 ℃×2 h 固溶处理后的 9Cr18Mo 不锈钢棒材,其化学成分和原始显微组织如表 1 和图 1 所示。

表 1 试验用钢的化学成分(质量分数) %

元素	含量	元素	含量	元素	含量
C	1.01	Cr	16.45	Mn	0.35
Si	0.48	Ni	0.27	P	0.022
S	0.011	Mo	0.64	Fe	余量

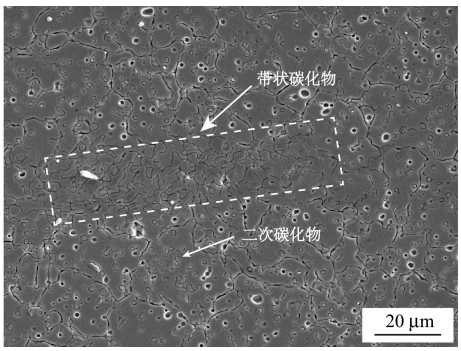


图 1 9Cr18Mo 不锈钢原始组织

可以看出固溶处理后,带状碳化物大量溶解;快速冷却下,二次碳化物均匀地从基体中少量析出。

在 Gleeble-3500 型热模拟试验机上进行高温压缩实验,试样尺寸为∅8 mm×12 mm。以 10 ℃/s 的速率将试样加热至变形温度并保温 5 min,充分消除温度不均匀性。高度压下率为 60%,变形温度为 950,1 000,1 050,1 100 和 1 150 ℃应变速率分别为 0.01,0.1,1,10 s^{-1}。热变形结束后空冷至室温。将热压缩完成后的试样沿径向纵剖后进行金相制备,使用 5 g 氯化铁+10 ml 盐酸+100 ml 水溶液擦拭 30 s后观察试样纵剖面中心位置的显微组织。

2 结果与讨论

2.1 流变应力响应行为

基于热模拟压缩试验,得到了 9Cr18Mo 不锈钢在不同应变速率下的流变应力-应变曲线,如图 2 所示。所有变形条件下 9Cr18Mo 不锈钢的流变应力均随着应变增加而迅速上升,在达到峰值后由于材料内部加工硬化机制和动态软化机制相互竞争、不断平衡,流变应力开始趋于平缓或者缓慢下降。大量研究[13-14]表明:对于具有低层错能的金属材料(铜、黄铜、不锈钢),其主要软化机制为非连续动态再结晶。热变形过程中,位错易在原奥氏体晶界或者晶界三叉节点处大量堆积、增殖。当累计的位错密度高于动态再结晶所需的临界位错密度时,再结晶晶粒以晶界弓弯的方式形核并通过晶界迁移方式逐渐长大。在变形温度为 950~1 050 ℃条件下,应变速率较低时(见图 2a)~2b)),达到一定变形量后,流变应力随应变增大而减小,越来越多的再结晶形核质点被激活,从而造成流变应力的持续软化。由于材料的再结晶行为需要一定的“孕育期”,在更高的应变速率下再结晶晶粒来不及形核长大,动态再结晶的软化效果降低。当试验钢的应变速率提高到 1~10 s^{-1}(见图 2c)~2d)),9Cr18Mo 不锈钢的动态回复作用明显增强,在达到临界变形量后,流变应力略微降低便趋于恒定值。随着变形温度增加,流变应力在达到临界变形量后软化趋势减小,峰值应力与稳态应力的差值减小,与文献[15]中提到的高温下动态再结晶所需驱动力较小的结论相符。如图 3 所示,峰值应力随着应变速率的增加和变形温度的降低而增大,9Cr18Mo 不锈钢表现出较强的正应变速率敏感性和负温度敏感性。变形温度降低导致

合金内部晶界迁移速率降低,抑制了动态再结晶和动态回复机制的软化作用。应变速率的增加使材料的加工硬化效果更加明显,位错增殖的速度加快,峰值应力随着应变速率的增加而增加。

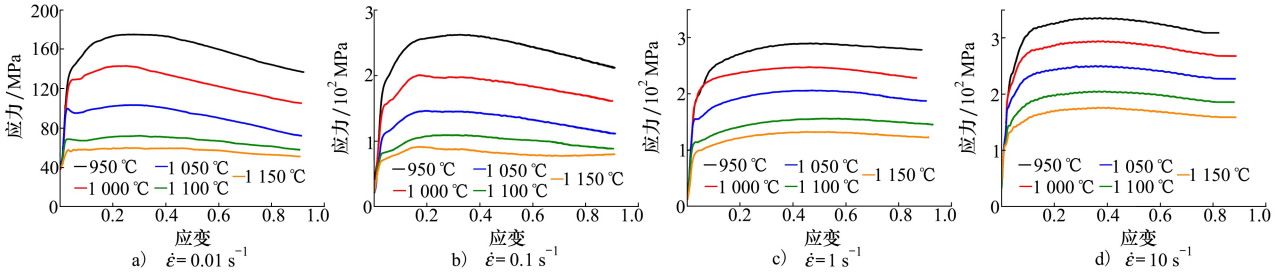


图 2　9Cr18Mo 不锈钢流变应力-应变曲线

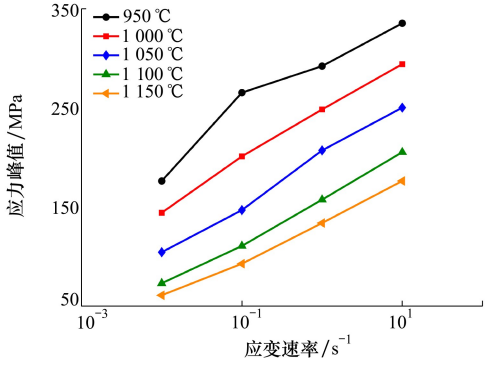


图 3　9Cr18Mo 不锈钢峰值应力与应变速率的关系曲线

2.2　应变补偿型 Arrhenius 本构方程的建立

随着热变形中应力增加,流变应力与应变速率的关系逐渐从指数关系变为幂指数关系,如(1)~(2)式所示。Sellars 等[16]采用双曲正弦函数表示流变应力与应变速率的关系,且该函数满足修正后的 Arrhenius 关系,如(3)式所示。

$$\dot{\varepsilon} = A_1\sigma^{n_1} \tag{1}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 e^{\beta\sigma} \tag{2}$$

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n e^{-Q/RT} \tag{3}$$

式中:$\dot{\varepsilon}$ 为应变速率;σ 为流变应力;T 为变形温度 $A_1, n_1, A_2, \beta, \alpha, n, A, Q$ 均为模型参数。所有参数可以通过流变应力曲线的数据拟合得到,从而得到材料的高温本构方程。(3) 式为流变应力的隐式表达式,可以引入如(4) 式所示的 Z 参数[17],将材料的高温本构方程表示为(5) 式所示的显式形式。

$$Z = \dot{\varepsilon} e^{Q/RT} \tag{4}$$

$$\sigma = \frac{1}{a}\ln\left\{\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{2/n} + 1\right]^{1/2}\right\} \tag{5}$$

本文采用应变补偿型 Arrhenius 本构方程,每间隔 0.05 应变,计算出不同应变条件下的各模型参数,并使用五次多项式分别拟合 $\alpha, n, \ln A, Q$ 与应变量的函数表达式,得到 9Cr18Mo 合金随应变状态变化的本构方程,如(6)式所示。

$$\dot{\varepsilon} = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(\ln A - Q/RT) \tag{6}$$

式中

$$\begin{cases} Q = (-2\,775.859\varepsilon^5 + 5\,392.061\varepsilon^4 - 3\,329.565\varepsilon^3 + 581.298\varepsilon^2 - 106.83\varepsilon + 582.251) \times 10^3 \\ \alpha = -0.103\,9\varepsilon^5 + 0.258\,7\varepsilon^4 - 0.246\,2\varepsilon^3 + 0.114\,5\varepsilon^2 - 0.025\,7\varepsilon + 0.008\,4 \\ n = -130.881\,6\varepsilon^5 + 312.439\,4\varepsilon^4 - 275.603\varepsilon^3 + 110.322\,3\varepsilon^2 - 21.427\,8\varepsilon + 7.603\,7 \\ \ln A = -224.852\,3\varepsilon^5 + 432.537\,7\varepsilon^4 - 261.864\,4\varepsilon^3 + 42.809\,4\varepsilon^2 - 9.483\,6\varepsilon + 50.575\,4 \end{cases}$$

2.3　模型的验证

用上述得到的本构方程(见(6)式)预测不同变形条件下 9Cr18Mo 不锈钢的流变应力值。图 4 为不同温度下流变应力的试验值和预测值对比。为了更好地评估 9Cr18Mo 不锈钢计算所得本构方程的预测精确度,分别引入相关系数 R 和平均相对误差绝对值 E_{AAR} 2 个统计参数[18],计算公式如(7)式所示。

$$R = \frac{\sum_{i=1}^{N}(x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^{n}(x_i - \bar{x})^2 \sum_{i=1}^{N}(y_i - \bar{y})^2}} \tag{7}$$

$$E_{AAR} = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\left|\frac{y_i - x_i}{y_i}\right| \times 100\%$$

式中：y_i 为流变应力试验值；x_i 为流变应力预测值；N 为试验总量。

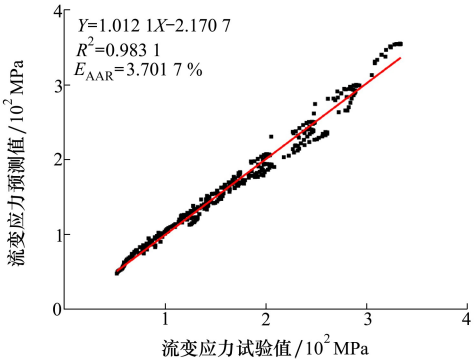


图 4　流变应力预测值与试验值对比

从图 4 可以看出，流变应力的试验值和预测值的相关系数 R^2 为 0.983 1，平均相对误差绝对值 E_{AAR} 为 3.701 7%，流变应力预测值和试验值拟合结果优异。

2.4　热加工图的建立

热加工图可以准确预测合金在变形过程的“安全区域”，防止材料在变形过程出现楔形裂纹、绝热剪切带、负塑性流动等缺陷。建立热加工图可以优化加工工艺，为材料加工提供安全保障。材料的热加工性是指材料在塑性变形过程中不发生破坏所达到的极限变形能力，Prasad[19] 在前人研究的基础上优化了动态材料模型理论。首先，引入应变速率敏感指数 m 来表示外界作用于材料塑性变形和组织结构变化的能量比例，如(8)式所示。

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\dot{\varepsilon} \cdot \partial \sigma}{\sigma \cdot \partial \dot{\varepsilon}} = \frac{\partial(\lg \sigma)}{\partial(\lg \dot{\varepsilon})} \tag{8}$$

然后，提出了功率耗散因子 η 的计算公式和失稳判据 ξ 的计算方法，见(9)~(10)式。

$$\eta = \frac{J}{J_{max}} = \frac{2m}{m+1} \tag{9}$$

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \tag{10}$$

将不同应变下的功率耗散因子 η 及对应的应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 和温度 T 所构成的平面上绘制等值线图，即可得到功率耗散图。对得到的不同应变速率和变形温度下的 ξ 值进行二维插值，将大于 0 的区域标记为“安全区”、小于 0 的区域标记为“失稳区”后得到失稳图。将功率耗散图和失稳图相叠加，即可得到基于动态材料模型 DMM 的热加工图。但 Prasad 的计算方式是认为应变速率敏感指数 m 为定值，只适用于流变应力符合幂律方程的情况。Murty 等[20] 提出了适用范围更广的功率耗散系数计算公式及对应的失稳判据，见(11)~(12)式。

$$\eta = \frac{J}{J_{max}} = \frac{P-G}{J_{max}} = 2\left\{1 - \frac{1}{\sigma\dot{\varepsilon}}\left[\left(\frac{\sigma\dot{\varepsilon}}{m+1}\right)_{\dot{\varepsilon}=\dot{\varepsilon}_{min}} + \int_{\dot{\varepsilon}_{min}}^{\dot{\varepsilon}} \sigma \mathrm{d}\dot{\varepsilon}\right]\right\} \tag{11}$$

$$\xi = \frac{2m}{\eta} - 1 < 0 \tag{12}$$

计算过程中涉及到大量数值积分与微分的步骤，计算量巨大，因此本文使用了 MATLAB 软件的“interp2”二维插值函数，“gradient”梯度函数和“cumtrapz”累计梯形积分函数。通过拟合精度较高的三次样条插值算法进行二维插值后，使用梯度函数求偏导，累计梯形函数求积分等方式，可以快速、较高精度地计算出应变速率敏感指数 m，功率耗散因子 η，失稳判据 ξ。

图 5 为 9Cr18Mo 不锈钢在峰值应力下的热加工图，图中等值线上的数值表示功率耗散系数值，阴影部分表示失稳区。功率耗散系数值反映塑性变形时用于组织结构变化而消耗的能量，在显微组织上主要表现为原奥氏体晶粒的再结晶行为，一般可以通过晶粒尺寸、形状来判断合金在热变形下的再结晶程度。从热加工图可以看出 9Cr18Mo 合金的安全加工区为高温低应变速率区域。“失稳区”主要分布在高应变速率区和低温区。

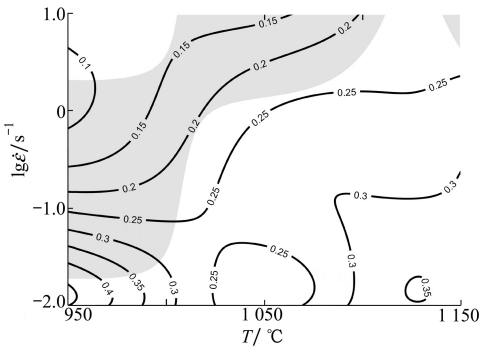


图 5　9Cr18Mo 不锈钢在峰值应力下的热加工图

2.5　显微组织分析

为了验证热加工图，并探讨 9Cr18Mo 不锈钢在不同热变形参数下的组织演化行为，对 9Cr18Mo 不锈钢的部分热压缩试样进行显微组织分析。当变形温度为 1 100 ℃时，随着应变速率增加，9Cr18Mo 合

金的耗散值逐渐降低,在 10 s^{-1}应变速率下出现了失稳现象。图 6 为 1 100 ℃下 9Cr18Mo 合金在不同变形速率下的显微组织。在 0.01 s^{-1}应变速率下,部分变形晶粒的位错密度低于动态再结晶形核所需的临界位错密度,再结晶晶粒激活较少,且有充分的时间长大,变形后的组织由大小混合的等轴晶粒组成;0.1 ~1 s^{-1}应变速率下,随着应变速率增加,位错在晶界和碳化物周围大量增殖,再结晶晶粒增多,但应变速率较快,再结晶晶粒以原始晶界弓弯的形式形核并通过晶界迁移实现晶粒长大,晶粒呈不规则形状。

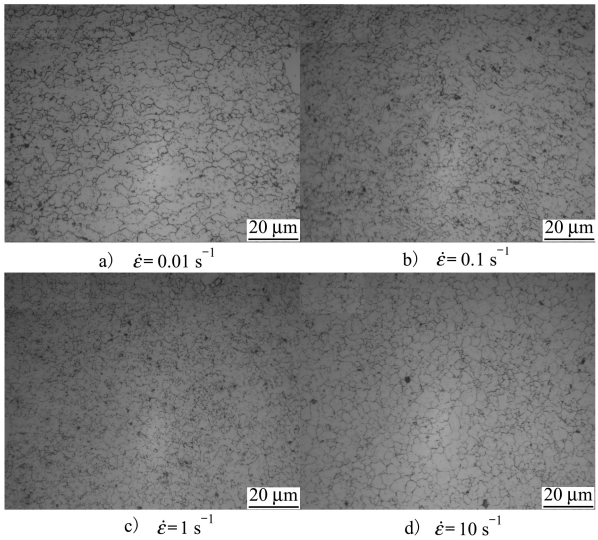


图 6　9Cr18Mo 不锈钢 1 100 ℃变形后的显微组织

可以看出,此时 9Cr18Mo 不锈钢的软化机制为非连续动态再结晶。10 s^{-1}应变速率下,变形后的组织为尺寸均匀的等轴晶粒和少量的细小晶粒,此时高应变速率产生的绝热温升提高了碳原子的扩散能力,位错运动和晶界迁移的时间大大缩短[21],再结晶所需激活能较少,晶粒可以充分长大并呈等轴状,但由于高应变速率下硬质碳化物和奥氏体基体应变不协调,在碳化物富集区易出现孔洞、显微裂纹等缺陷,如图 7 所示。

结合上述显微组织分析,9Cr18Mo 不锈钢由于富含合金元素的成分特点,在高温变形的过程中仍保留有粗大的碳化物。由于硬质碳化物和奥氏体基体应变不协调,显微裂纹易在碳化物富集区萌生并扩展。图 8 展示了 1 150 ℃,0.1 s^{-1}变形参数下的带状碳化物,可以看出 9Cr18Mo 不锈钢的带状碳化物似乎由 2 种成分组成。

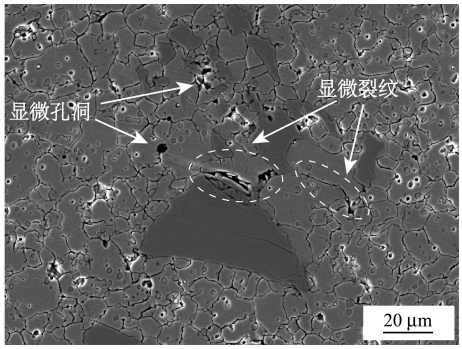
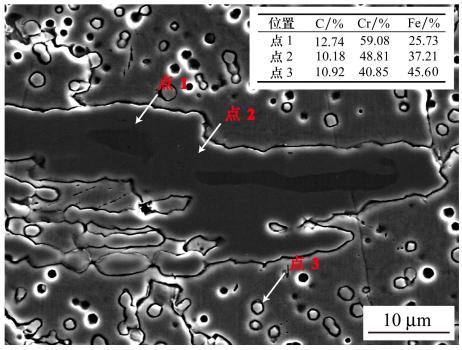


图 7　9Cr18Mo 不锈钢 1 150 ℃,10 s^{-1}变形条件下的显微孔洞和显微裂纹



位置	C/%	Cr/%	Fe/%
点 1	12.74	59.08	25.73
点 2	10.18	48.81	37.21
点 3	10.92	40.85	45.60

图 8　1 150 ℃,0.1 s^{-1}变形参数下 9Cr18Mo 不锈钢显微组织

对带状碳化物不同颜色的区域、细小的二次碳化物进行 EDS 分析。点 1 为带状碳化物内部颜色较深位置,EDS 结果显示此处富含 C、Cr 元素;点 2 为带状碳化物内部颜色较浅的位置,C、Cr 元素含量减少且 Fe 元素含量增加;点 3 位置为基体中析出的细小二次碳化物,Cr 元素含量进一步减少且 Fe 元素含量增加。结合文献[22]中利用 JMARTPEO 软件的计算结果,M_7C_3 型碳化物富含 Cr 元素且在 1 042~1 272 ℃区间内稳定存在。由于试样热变形后以较快速度冷却,被 $M_{23}C_6$ 型碳化物包裹的 M_7C_3 型碳化物来不及完全转化,从而在室温下得以保留。因此,粗大的带状碳化物由 M_7C_3 型碳化物和 $M_{23}C_6$ 型碳化物组成。根据文献[6]中的报道结果,$M_{23}C_6$ 型碳化物即使在 525 ℃下双回火 2 h 依然存在,说明此类粗大的带状碳化物具有一定的稳定性。

3　结　论

1) 9Cr18Mo 不锈钢的流变曲线符合典型的动态回复和动态再结晶特征,表现出较强的正应变速

率敏感性和负温度敏感性,其峰值应力随温度升高和应变速率降低而减小。建立了 9Cr18Mo 不锈钢的应变补偿型 Arrhenius 本构方程,可以很好预测 9Cr18Mo 不锈钢热变形下的流变行为。

2) 基于 DMM 理论和 Murty 准则建立了 9Cr18Mo 不锈钢的热加工图,并结合显微组织分析,确定了热加工区间为:应变速率 0.1~1 s^{-1}、变形温度为 1 050~1 120 ℃。

3) 结合 SEM 表征和 EDS 分析,确定了 9Cr18Mo 不锈钢高温下未溶于基体的粗大带状碳化物由 M_7C_3 型碳化物和 $M_{23}C_6$ 型碳化物组成。

参考文献:

[1] 何曲波, 刘海定, 赵安中, 等. 9Cr18Mo 轴承钢中碳化物控制的工艺实践[J]. 热加工工艺, 2018, 47(5): 139-142
HE Qubo, LIU Haiding, ZHAO Anzhong, et al. Process practice of carbide control in 9Cr18Mo bearing steel[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(5): 139-142 (in Chinese)

[2] 王仕军, 于志敏, 姚艳书. 消除 9Cr18Mo 锻造孪晶组织的热处理工艺[J]. 轴承, 2006(5): 11-13
WANG Shijun, YU Zhimin, YAO Yanshu. Heat treatment technology for eliminatin 9Cr18Mo forging twin[J]. Bearing, 2006(5): 11-13 (in Chinese)

[3] SIQUEIRA J S, ALVES M R D, LUIZ T M, et al. Effect of heat treatment on the chromium-depleted zones of a high carbon martensitic stainless steel[J]. Materials and Corrosion-Werkstoffe Und Korrosion, 2021, 72(11): 1752-1761

[4] 汪红晓. 高碳铬不锈轴承钢孪晶碳化物研究[J]. 特钢技术, 2011, 17(4): 9-15
WANG Hongxiao. Research on twin carbide in high carbon chromium stainless bearing steel[J]. Special Steel Technology, 2011, 17(4): 9-15 (in Chinese)

[5] 瓦房店轴承厂理化试验室. 9Cr18 不锈钢孪晶碳化物形成原因的分析及孪晶碳化物对冲击韧性的影响[J]. 理化检验物理分册, 1974(5): 9-17
Physical and Chemical Laboratory of Wafangdian Bearing Factory. Analysis of the formation reason of twin carbides in 9Cr18 stainless steel and the effect of twin carbides on impact toughness[J]. Physical Testing and Chemical Analysis, 1974(5): 9-17 (in Chinese)

[6] HETZNER D W, VAN GEERTRUYDEN W. Crystallography and metallography of carbides in high alloy steels[J]. Materials Characterization, 2008, 59(7): 825-841

[7] 袁兆静. 国产 G102Cr18Mo 钢与进口 440C 钢的组织与性能分析[J]. 金属热处理, 2018, 43(3): 71-75
YUAN Zhaojing. Analysis on microstructure and property of domestic G102Cr18Mo steel and imported 440C steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43(3): 71-75 (in Chinese)

[8] KUMAR V, THIRUMURUGAN R, SHANMUGAM. Investigation on microstructural and mechanical properties of sub-zero processed AISI 440C steel[J]. International Journal of Materials Research, 2020, 111(9): 761-770

[9] 李慧东,张覃轶,刘伟, 等. 深冷处理对 440C 马氏体不锈钢组织和耐蚀性的影响[J]. 金属热处理, 2022,47(8):152-157
LI Huidong, ZHANG Qinyi, LIU Wei, et al. Effect of deep cryogenic treatment on microstructure and corrosion resistance of 440C martensitic stainless steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(8): 152-157 (in Chinese)

[10] YANG J R, YU T H, WANG C H. Martensitic transformations in AISI 440C stainless steel[J]. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2006, 438: 276-280

[11] JIA H, ZHANG J, YI X, et al. Rheological behaviours and constitutive models of 9Cr18Mo stainless steel at high temperature and high strain rate[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2023, 44(5): 158-166

[12] 李松松, 李伟, 肖强, 等. 95Cr18 马氏体不锈钢高温变形行为[J]. 塑性工程学报, 2023, 30(2): 105-114
LI Songsong, LI Wei, XIAO Qiang, et al. High temperature deformation behavior of 95Cr18 martensite stainless steel[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2023, 30(2): 105-114 (in Chinese)

[13] SAKAI T, BELYAKOV A, KAIBYSHEV R, et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions[J]. Progress in Materials Science, 2014, 60: 130-207

[14] 万志鹏, 王涛, 孙宇, 等. GH4720Li 合金热变形过程动态软化机制[J]. 金属学报, 2019, 55(2): 213-222
WAN Zhipeng, WANG Tao, SUN Yu, Dynamic softening mechanisms of GH4720Li alloy during hot deformation[J]. Acta Met-

allurgica Sinica, 2019, 55(2): 213-222 (in Chinese)
[15] 汤伟, 袁武华, 朱志飞. 超高强度钢 AF1410 的高温变形本构方程及热加工图[J]. 热加工工艺, 2017, 46(23): 129-133
TANG Wei, YUAN Wuhua, ZHU Zhifei. High temperature deformation constitutive equation and hot processing map of ultra-high strength steel AF1410[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(23): 129-133 (in Chinese)
[16] SELLARS C M, WHITEMAN J A. Recrystallization and grain growth in hot rolling[J]. Metal Science Journal, 1978, 13(3/4): 187-194
[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] 刘志凌, 任帅, 刘伟, 等. GH141 镍基高温合金的热变形行为和组织演变[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(8): 2577-2592
LIU Zhiling, REN Shuai, LIU Wei, et al. Hot deformation behavior and microstructure evolution of GH141 nickel-based superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(8): 2577-2592 (in Chinese)
[19] PRASAD Y. Processing maps: a status report[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2003, 12(6): 638-645
[20] MURTY S, RAO B N, KASHYAP B P. Development and validation of a processing map for zirconium alloys[J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2002, 10(5): 503-520
[21] JALAJA K, MANWATKAR S K, ANAND P, et al. Metallurgical analysis of surface distress on balls during the operation of AISI 440C ball bearings for satellite applications[J]. Engineering Failure Analysis, 2021, 124: 105376
[22] SYARIF J, YOUSUF M H, SAJURI Z, et al. Effect of partial solution treatment temperature on microstructure and tensile properties of 440C martensitic stainless steel[J]. Metals, 2020, 10(5): 14

Study on hot deformation behavior of 9Cr18Mo stainles bearing steel

ZHANG Yu, WANG Jianguo, LIU Dong, LIANG Zhirui, ZHAO Jiahang
(School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The microstructure evolution and hot deformation behavior of 9Cr18Mo stainless bearing steel were studied with the hot compression test at the temperature ranging from 1 223 to 1 423 and strain rates from 0.01 to 10 s^{-1}. The results indicate that the 9Cr18Mo stainless steel shows strong positive strain rate sensitivity and negative temperature sensitivity. The softening mechanism is dynamic recrystallization and dynamic recovery mechanism. A constitutive equation with the strain compensation considered was developed and the prediction value is in good agreement with the experimental value. The processing map of 9Cr18Mo stainless steel was established with the Murty criteria. Combined with microstructure analysis, the optimal hot processing parameter range is between 1 050 ℃ and 1 120 ℃ and the strain rate is between 0.1 and 1 s^{-1}. The composition distribution of the microstructure of 9Cr18Mo stainless steel was analyzed with the EDS. In combination with the calculation results of the JMAPTPRO software, it was determined that the coarse banded carbides were not dissolved in the matrix at high temperature were composed of M_7C_3 carbide and $M_{23}C_6$ carbide.

Keywords: 9Cr18Mo stainless steel; constitutive equation; EDS; hot processing map

引用格式: *张宇, 王建国, 刘东, 等. 9Cr18Mo 不锈轴承钢的热变形行为研究[J]. 西北工业大学学报,2024,42(6): 1071-1077*
ZHANG Yu, WANG Jianguo, LIU Dong, et al. Study on hot deformation behavior of 9Cr18Mo stainles bearing steel[J]. Journal of Northwestern Polytechnical University, 2024, 42(6): 1071-1077 (in Chinese)

© 2024 Journal of Northwestern Polytechnical University.

This is an Open Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution License (http://creativecommons.org/licenses/by/4.0), which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.