粉末冶金技术
Powder Metallurgy Technology
双月刊 1982年创刊
中文核心期刊; 中国科技核心期刊; 中国科学引文数据库来源期刊

粉末冶金Mo14Re合金热变形行为及微观组织演变

薛建嵘，林小辉，李延超，梁　静，张　新，高选乔，杨毅超，张　文

Thermal deformation behavior and microstructure evolution of Mo–14Re alloys prepared by powder metallurgy

XUE Jianrong, LIN Xiaohui, LI Yanchao, LIANG Jing, ZHANG Xin, GAO Xuanqiao, YANG Yichao, and ZHANG Wen

在线阅读 View online: https://doi.org/10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2022030010

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

关注微信公众号，获得更多资讯信息

粉末冶金 Mo–14Re 合金热变形行为及微观组织演变

薛建嵘，林小辉，李延超，梁　静，张　新，高选乔，杨毅超，张　文✉

西北有色金属研究院, 西安 710016

✉通信作者, E-mail: gwenzh@163.com

摘　要　通过 Gleeble 1500 热模拟试验机对粉末冶金法制备的 Mo–14Re 合金进行了恒应变速率压缩实验，分析了变形温度（1100～1400 ℃）和应变速率（0.100～0.001 s^{-1}）对流变应力及组织演变的影响，并采用双曲正弦型 Arrhenius 模型建立了 Mo–14Re 合金的本构方程。结果表明：随着变形温度升高或者应变速率降低，粉末冶金 Mo–14Re 合金在热变形过程的流变应力也随之减小，真应力–真应变曲线表现出明显的加工硬化和动态软化现象。动态软化行为主要归结于粉末冶金 Mo–14Re 合金热压缩变形处于低应变速率（0.010 s^{-1} 和 0.001 s^{-1}）或较高变形温度（＞1200 ℃）时发生的动态再结晶，形核方式为晶界凸出形核，随着应变速率的降低或温度的升高，再结晶程度不断增加，晶粒不断长大，当温度为 1400 ℃，应变速率为 0.001 s^{-1} 时，完全再结晶完成。

关键词　Mo–14Re 合金；热变形；本构方程；显微组织

分类号　TG146.4+1；TF123

Thermal deformation behavior and microstructure evolution of Mo–14Re alloys prepared by powder metallurgy

XUE Jianrong, *LIN Xiaohui*, *LI Yanchao*, *LIANG Jing*, *ZHANG Xin*, *GAO Xuanqiao*, *YANG Yichao*, *ZHANG Wen*✉

Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China

✉Corresponding author, E-mail: gwenzh@163.com

ABSTRACT　The constant strain rate compression experiment of powder metallurgy Mo–14Re alloys was carried out by Gleeble 1500 thermal simulation tester. The effects of deformation temperature (1100~1400 ℃) and strain rate (0.100~0.001 s^{-1}) on the flow stress and microstructure evolution were analyzed. The constitutive equation of Mo–14Re alloys was established by hyperbolic sinusoidal Arrhenius model. The results show that, the flow stress of powder metallurgy Mo–14Re alloys decreases with the increase of deformation temperature or the decrease of strain rate during the thermal deformation, and the true stress-true strain curve shows the obvious work hardening and dynamic softening phenomenon. The dynamic softening behavior is mainly attributed to the dynamic recrystallization of Mo–14Re alloys at low strain rate (0.010 s^{-1} and 0.001 s^{-1}) or high deformation temperature (>1200 ℃) during the thermal compression. The nucleation mode is grain boundary protruding nucleation. With the decrease of strain rate or the increase of

收稿日期：2022−04−18
基金项目：陕西省科技重大专项项目（2020ZDZX04-02-01；2020ZDZX04-02-02）
DOI：10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2022030010；https://pmt.ustb.edu.cn

temperature, the degree of recrystallization continues to increase, the grains continue to grow, and the Mo–14Re alloys are completely recrystallized at 1400 ℃ with the strain rate of 0.001 s^{-1}.

KEY WORDS Mo–14Re alloys; thermal deformation; constitutive equation; microstructure

难熔金属钼的晶体结构为体心立方（BCC），熔点高达 2620 ℃，具有原子间结合力大、导电率高、强度好、硬度高、导热性能好等优异特性[1–3]，但钼的本征脆性限制了其的应用范围。为了提高钼的加工性能，通常在钼基体中添加适当的铼，可以在改善其塑性的同时提升强度。在添加铼元素后，钼合金的韧脆转变温度（ductile-brittle transition temperature，DBTT）显著降低，这就可以使该类型合金的低温性能得到有效改善。除此之外，铼元素的加入还有助于提高钼合金的再结晶温度，起到抑制再结晶的作用，从而获得优异的高温性能。通过添加铼，可以减弱钼的各向异性，提高了钼合金的理化特性及加工性能，这被称之为“铼效应”，被广泛应用于航空航天、冶金、国防、机械、石油、电子、核工业等诸多领域[4]。

由于具有较高的韧脆转变温度，钼及钼合金难以在室温下进行加工，在实际生产当中，通常采用热加工的方式加工成形。在热加工过程中，热加工参数可决定材料的内部组织，从而影响其性能。诸多学者通过热模拟的方法对钼及钼合金的热变形行为展开研究，包括纯钼[5–6]、TZM 合金[7–8]、Mo–Hf–C[9]等。钼铼合金作为重要的高温结构材料，近年来已经被广泛应用于核反应堆的包壳和结构材料，特别是高温及空间核反应堆中[10–11]，研究人员对 Mo–Re 合金的制备方法[12]、力学性能[13]、热处理[14]等进行了较为广泛的研究，但对 Mo–Re 合金的热变形行为还鲜有报道。研究 Mo–Re 合金的热变形行为不仅可以深入了解该类合金在高温过程中的变形特性，还可以得到变形工艺参数对其流变应力的影响作用，从而为 Mo–Re 合金的加工制定合理的工艺路线及设计方案，提供可靠的数据支撑和有力的理论依据。

1 实验材料及方法

1.1 材料的制备

实验所用的原料为高纯钼粉（＞99.95%）和铼粉（＞99.98%），两种粉末的平均粒径一般小于 5 μm。钼铼合金采用粉末冶金烧结成形获得，先将高纯钼粉和铼粉按照 86:14 的质量比进行混合，混合后的钼铼粉分布相对均匀，如图 1（a）所示。混合粉末经冷等静压（＞150 MPa）成形，最后经过预烧结和高温氢气烧结（＞2000 ℃）制备出相对密度＞90% 的钼铼合金坯料。将获得的钼铼坯料经过锻造后得到 Mo–14Re 棒材，其显微组织如图 1（b）所示。

1.2 热变形实验

热变形实验在 Gleeble-1500 热模拟试验机上进行，将 Mo–14Re 棒材加工成尺寸为 ϕ6 mm×9 mm 的圆柱体样品，试样表面焊接热电偶，监测实际温度的变化。试样的变形温度分别为 1100 ℃、1200 ℃、1300 ℃、1400 ℃，应变速率分别为 0.100 s^{-1}、0.010 s^{-1}、0.001 s^{-1}。压缩完成后试样宏观形貌如图 1（c）和图 1（d）所示，由热模拟试验机自动绘制真应力–真应变曲线。用线切割沿轴向切开压缩试样，采用 Murakamig 腐蚀剂对抛光后的金相试样进行腐蚀，利用 Axiaven A1 金相显微镜对切开后的试样进行组织观察和分析。

2 结果与讨论

2.1 热变形参数对流变应力的影响

图 2（a）～图 2（c）为粉末冶金 Mo–14Re 合金真应力–真应变曲线，其中变形温度分别为 1100 ℃、1200 ℃、1300 ℃、1400 ℃，应变速率分别为 0.100 s^{-1}、0.010 s^{-1}、0.001 s^{-1}，图 2（d）为 Mo–14Re 合金抗压强度与热变形参数之间的关系曲线。从热压缩真应力–真应变曲线可以看出流变应力对热变形温度、应变速率都非常敏感。在热压缩变形过程中，材料的应力–应变曲线反映出流变应力与热变形条件之间的关系，本文主要研究了高温压缩过程中热变形温度和应变速率对流变应力的影响。

2.1.1 温度对流变应力的影响

从图 2（a）可以看出，当应变速率为 0.100 s^{-1}，温度为 1100 ℃ 的流动曲线一直处于上升状态，这表明加工硬化能力大于动态软化；当温度大于 1200 ℃ 时，流动曲线表现出“平台”特征，加工硬化与动态软化处于平衡过程。当应变速率为 0.010 s^{-1} 时，温度大于 1200 ℃ 的流动曲线出现了

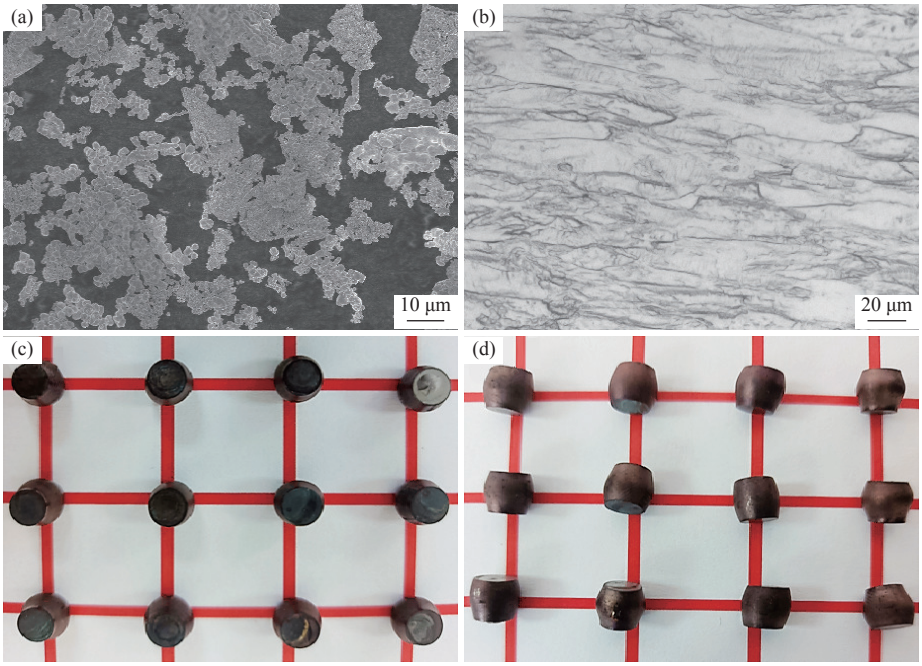

图 1　经混合后的钼铼合金粉显微形貌（a），锻造后 Mo–14Re 合金的轴向显微组织（b），热压缩后试样俯视图（c）和热压缩后试样正视图（d）

Fig.1　Microstructure of the mixed Mo–14Re alloy powders (a), the axial microstructure of the forged Mo–14Re alloys (b), the top view of the hot compression samples (c), and the front view of the hot compression samples (d)

下降，动态软化处于主导地位，当应变达到临界值时发生动态再结晶，动态再结晶的热软化效应减小了塑性变形时产生的加工硬化现象。当应变速率为 0.001 s^{-1}，在变形温度 1100～1400 ℃ 范围内，流变应力均出现了下降，并且下降的幅度明显大于应变速率为 0.010 s^{-1}，这说明温度越高，发生动态再结晶程度就越大。从图 2 真应力–真应变曲线可以看出，在同一应变速率下，温度越高，流变应力越低，温度与流变应力成反比关系[15]，这主要是由于温度升高，原子间距变大，原子热震动的振幅增大，可以获得热扰动能量，热运动剧烈，原子间结合力减弱，材料自身在热激活和外力作用下，原子平均动能增大，促使位错发生运动和合并重组分布，造成多边化，位错湮灭速度增大，位错密度减小，临界分切应力下降。

2.1.2　应变速率对流变应力的影响

在相同的温度条件下，应变速率的增加会造成流变应力的上升。主要是由于在高应变速率条件下，发生相同应变所需的变形时间比较短，发生动态回复的程度较低，动态再结晶的趋势较弱，表现为热软化作用不太明显，热软化效应难以弥补同时发生的加工硬化效应[15]。随着应变的不断增加，位错数目增多，晶界处形成了大量位错，大量位错受晶界阻碍而互相纠缠和堆积，出现了加工硬化现象，流变应力迅速变大。从图 2（a）可以看出，当应变速率为 0.100 s^{-1} 时，应力达到峰值后，流变应力随着应变的增大持续上升，流变应力上升的程度随着变形温度的升高反而降低；当应变速率为 0.010 s^{-1} 时（图 2（b）），应力达到峰值后，应力进入平台期，这说明材料在该恒应力下可持续变形，表现为典型的动态回复型曲线；当流变速率继续降低至 0.001 s^{-1} 时，应力随着应变不断增大，直达峰值后又随着应变而下降，最后稳定持续下降，这个过程是因为在峰值之前加工硬化占主导地位，峰值之后软化作用开始大于硬化作用，流变曲线表现出下降趋势。从图 2（d）可以看出，随着温度升高或应变速率降低，抗压强度也随之降低，表现出抗压强度对温度和应变速率较强的敏感性。

2.2　本构方程

在研究材料的高温压缩变形行为时，一般采用 Arrhenious 本构方程来表述变形温度、流变应力和应变速率的关系[16–18]，如式（1）～式（3）所示。

$$\dot{\varepsilon} = A_1\, \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \tag{1}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \tag{2}$$

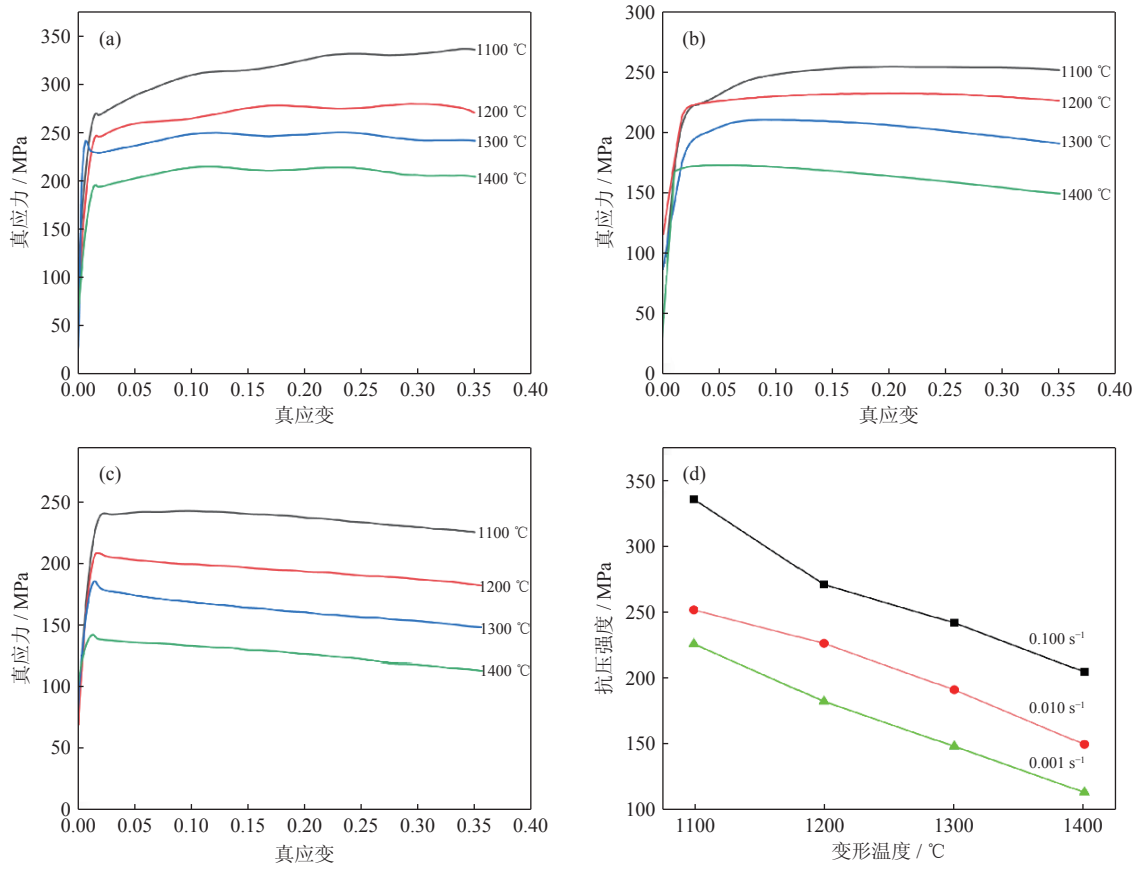

图 2　Mo–14Re 合金在不同应变速率条件下的真应力–真应变曲线及抗压强度：（a）0.100 s^{-1}；（b）0.010 s^{-1}；（c）0.001 s^{-1}；（d）抗压强度

Fig.2　Stress-strain curves and compressive strength of the Mo–14Re alloys at the different true strains: (a) 0.100 s^{-1}; (b) 0.010 s^{-1}; (c) 0.001 s^{-1}; (d) compressive strength

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

式中：A、A_1、A_2、n、n_1、β 和 α（$\alpha=(\beta/n_1)$）为与变形温度无关的常数；Q 为变形激活能，kJ·mol^{-1}；T 为绝对温度，K；$\dot{\varepsilon}$为应变速率，s^{-1}；σ 为流变应力，MPa；R 为气体常数，kJ·(mol·K)$^{-1}$。式（1）～式（3）分别称为幂函数方程、指数方程和双曲正弦方程。当流变应力较低（$\alpha\sigma$<0.8）时，适用于幂函数方程（式（1））；当流变应力较高（$\alpha\sigma$>1.2）时，适用于指数方程（式（2））；而这两种应力情况下双曲正弦方程均可适用，因此本研究拟按照双曲正弦方程（式（3））建立本构关系。利用 Mo–14Re 合金热压缩变形实验测试的数据，β 和 n_1 可分别由图 3 所示 ln$\dot{\varepsilon}$–lnσ 和 ln$\dot{\varepsilon}$–σ 关系曲线得到。

假定激活能与变形温度、应变速率无关，对式（3）取对数就可以得出式（4）。将 $\alpha=(\beta/n_1)$ 带入式（4），当变形温度 T 为常数，对 σ 求偏导拟合，并当应变速率恒定时，对（1/T）求偏导，得出式（5）。

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

$$Q = R\cdot n\cdot\frac{\partial\ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)} \tag{5}$$

令 $k=\dfrac{\partial\ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)}$，拟合 ln$\dot{\varepsilon}$–ln[sinh($\alpha\sigma$)] 与 ln[sinh($\alpha\sigma$)]–1000/$T$ 关系曲线，结果如图 4 所示。经计算得到粉末冶金 Mo–14Re 合金在峰值应力时 α=0.043、n=9.167、k=4.328703、Q=329.922kJ·mol^{-1}。

运用 Zener-Hollomon 参数[19] 结合式（3）得到式（6）。

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

式中：Z 是 Zener-Holomon 参数，即温度补偿应变速率因子；Q 是热变形激活能，kJ·mol^{-1}；A 是常数；R 是气体常数；T 指绝对温度，K[15]。对式（6）两边取对数得到式（7）。

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

根据式（7）得到了 ln$Z$ 与 ln[sinh($\alpha\sigma$)] 关系，如图 5 所示，通过线性拟合可以得出 $A=e^{20.329}$。将求得的 α、n、Q 和 A 带入式（3），求得粉末冶金

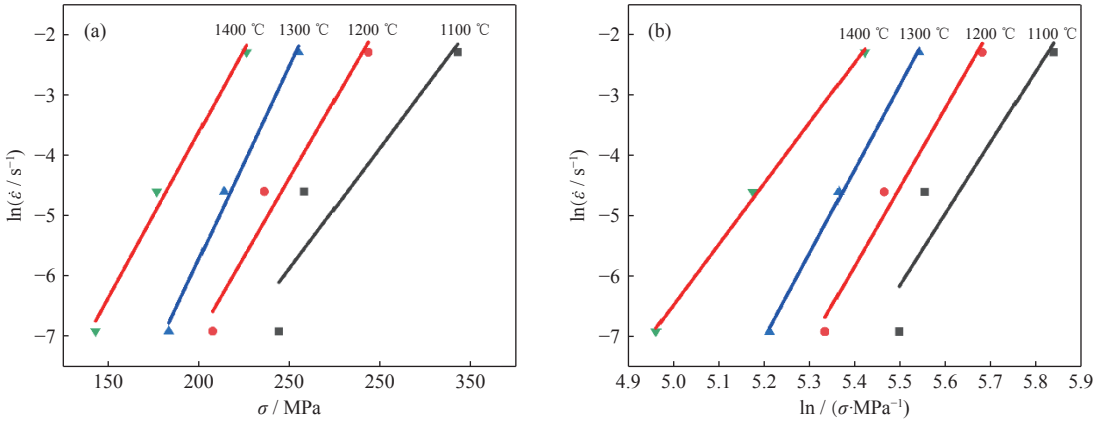

图 3　Mo–14Re 合金热变形的应变速率–流变应力关系曲线：（a）ln$\dot{\varepsilon}$–σ；（b）ln$\dot{\varepsilon}$–lnσ

Fig.3　Relationship between the strain rate and steady-state stress during the thermal deformation of Mo–14Re alloys: (a) ln$\dot{\varepsilon}$–σ; (b) ln$\dot{\varepsilon}$–lnσ

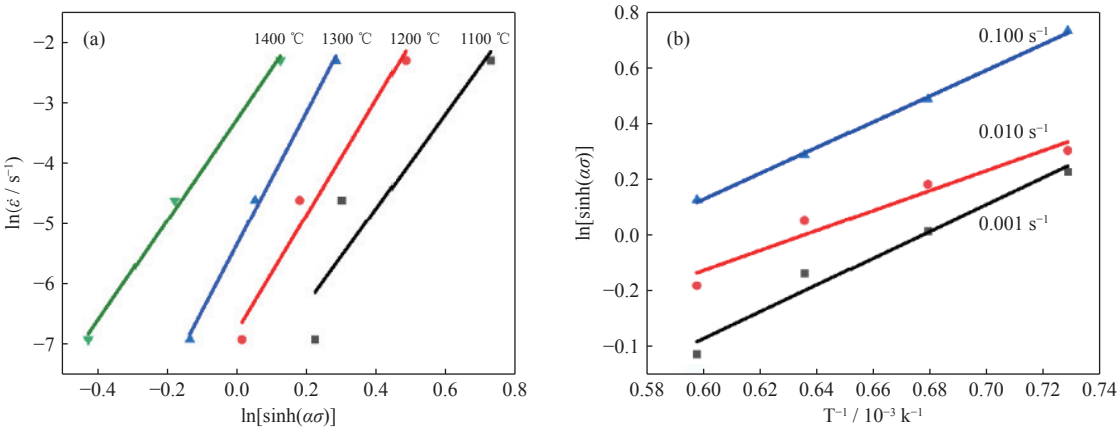

图 4　Mo–14Re 合金热变形的流变应力–应变速率与温度–流变应力关系曲线：（a）ln$\dot{\varepsilon}$–ln[sinh($\alpha\sigma$)]；（b）ln[sinh($\alpha\sigma$)]−1000/T

Fig.4　Flow stress-strain rate and temperature-flow stress of the Mo–14Re alloys during the thermal deformation: (a) ln$\dot{\varepsilon}$–ln[sinh($\alpha\sigma$)]; (b) ln[sinh($\alpha\sigma$)]−1000/T

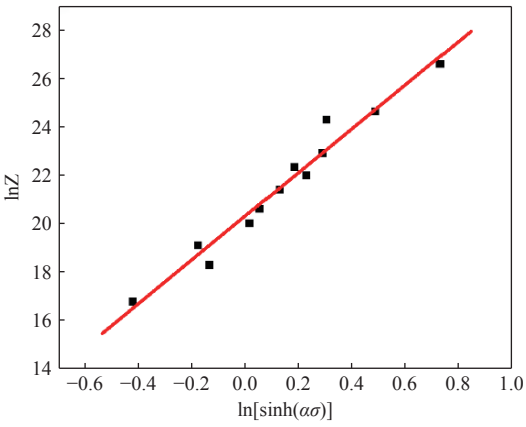

图 5　Mo–14Re 合金热变形的 ln$Z$–ln[sinh($\alpha\sigma$)] 曲线

Fig.5　ln$Z$–ln[sinh($\alpha\sigma$)] curve of the thermal deformation for the Mo–14Re alloys

Mo–14Re 合金本构方程，如式（8）所示。

$$\dot{\varepsilon} = e^{20.329}[\sinh(0.043\sigma)]^{9.167}\exp(-329922/RT) \tag{8}$$

图 6 所示为粉末冶金 Mo–14Re 合金峰值应力与预测应力。从图可以看出，峰值应力的真实值与预测值符合程度较高，误差范围均在 5% 以内，平均误差在 3.5% 左右。

2.3　显微组织演变

2.3.1　热变形温度对显微组织的影响

热变形温度对材料的组织演变尤为重要，高温条件下原子容易被激活，运动剧烈，晶界移动速度也会随着温度升高而增强，再结晶程度较高，组织更均匀，但温度过高，晶界会出现“过烧”。因此，在实际生产当中，选择合理的变形温度对材料加工起着关键作用。

图 7（a）～图 7（d）为应变速率为 0.100 s^{-1} 时，不同热变形温度条件下的显微组织结构，从图中可以看出，当温度为 1100 ℃ 时，粉末冶金 Mo–14Re 合金材料的内部结构呈现出纤维状组织，主

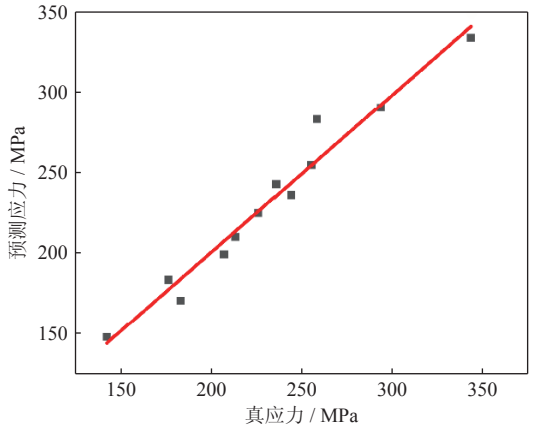

图 6　粉末冶金 Mo−14Re 合金实验峰值应力与 Arrhenius 模型本构方程预测应力

Fig.6　Experimental peak stress and stress prediction by constitutive equation of Arrhenius model for the powder metallurgy Mo−14Re alloys

要原因是由于热压缩变形的温度低、速度快，不具备晶粒充分长大的时间，没有达到热激活能，不足以驱动再结晶，所以组织结构仍处于原始状态，晶粒尺寸没有明显变化。当温度为 1200 ℃ 时，粉末冶金 Mo–14Re 合金的变形程度也随之增大，导致纤维状组织的边界处产生了微量且细小的动态再结晶晶粒，并带有锯齿状压痕，随着热变形温度的进一步升高，界面移动速度加快，晶粒的增长速度也随之加快。这说明在同一应变速率下，温度越高，动态再结晶晶粒长大速度就越快，从图 7（d）可以看出，当温度达到 1400 ℃ 时，再结晶晶粒已经趋于等轴晶。

图 7（e）～图 7（h）为应变速率为 0.010 s^{-1} 时，不同温度条件下 Mo–14Re 合金的显微组织结构。与应变速率为 0.100 s^{-1} 的微观组织结构相比，由于应变速率的相对减弱，纤维状组织发生了明显的宽化现象，原始粗大的晶粒发生了明显的压缩变形行为，产生了大量“锯齿状”晶界，表现为晶界凸出形核。图 7（i）～图 7（l）为应变速率为 0.001 s^{-1} 时，不同热变形温度条件下的显微组织结构，在低应变速率条件下，随着温度的升高，动态再结晶不断发生，再结晶晶粒也随之不断增加，最后形成了等轴晶。

2.3.2　应变速率对显微组织的影响

在热变形过程中，应变速率的变化对材料显微组织的变化起着重要作用，应变速率越低，晶粒越粗化[15]，随着应变速率的不断增加，产生了动态再结晶，从而导致晶粒细化。

图 7（a）、图 7（e）、图 7（i）为 Mo–14Re 合金在 1100 ℃ 时不同应变速率下热压缩变形显微组织。可以看出，与原始组织结构相比，热变形加工后合金的晶粒形状变化比较明显。图 7（a）表现出纤维状拉长晶粒，并未发生明显的再结晶，伴随着应变速率的降低，再结晶晶粒逐渐增大，在低应变速率下，变形时间较长，可以完成再结晶过程；应变速率较大时，再结晶晶粒细小（图 7（e））；应变速率较低时，晶粒发生长大，表现出粗大的组

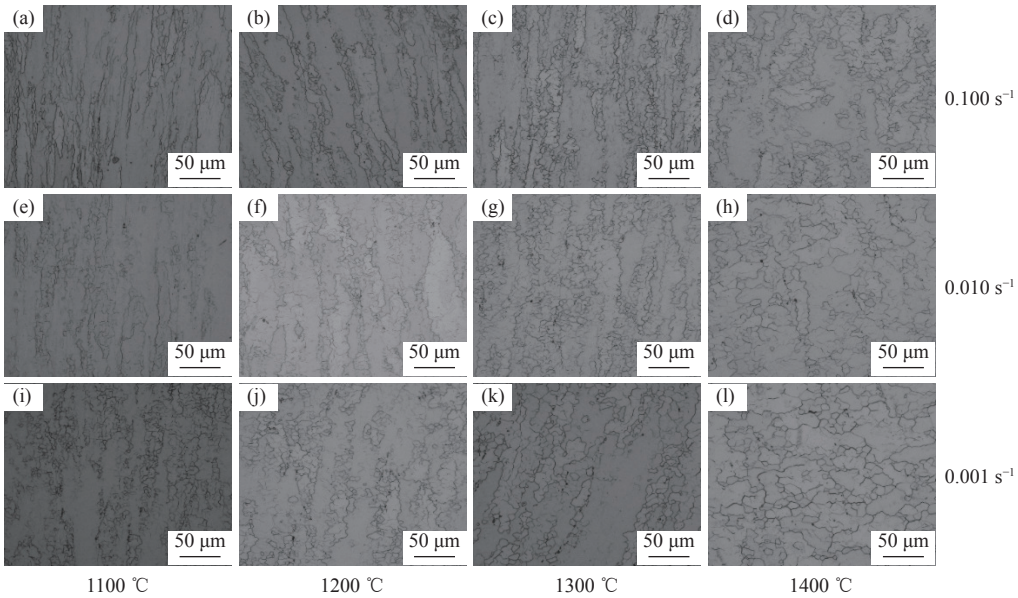

图 7　Mo–14Re 合金在不同热变形条件下的微观组织

Fig.7　Microstructure of the Mo–14Re alloys under the different hot deformation conditions

织（图 7（i））。

图 7（d）、图 7（h）、图 7（l）为 Mo–14Re 合金在 1400 ℃ 时不同应变速率下热变形微观组织。可以看出，在 1400 ℃ 时动态再结晶程度已经很高，随着应变速率降低，晶粒呈等轴状分布，再结晶程度比较高。主要是由于在比较低的应变速率条件下，动态再结晶有足够的时间进行，随着变形量的增大，当应变速率在 0.001 s^{-1} 时已经实现完全再结晶。

3　结论

（1）粉末冶金 Mo–14Re 合金在热变形过程的流变应力随变形温度升高和应变速率降低而减小，加工硬化和动态软化为主要的热变形方式。在高应变速率条件下（0.100 s^{-1}）流变应力曲线符合动态回复型特征，在低应变速率条件下（0.010 s^{-1} 和 0.001 s^{-1}）为典型的动态再结晶曲线。

（2）根据实验获得的不同热变形条件下的应力–应变曲线，并结合双曲正弦型 Arrhenius 模型建立了 Mo–14Re 合金本构方程，即 $\dot{\varepsilon} = e^{20.329}[\sinh(0.043\sigma)]^{9.167}\exp(-329922/RT)$。误差分析结果表明，误差范围均在 5% 以内，可较好地预测 Mo–14Re 合金的热变形行为。

（3）粉末冶金 Mo–14Re 合金动态再结晶的形核方式为晶界凸出形核，即首先在晶界处发生再结晶，微观组织表现为“锯齿状”，较高的温度和较低的应变速率可以促发动态再结晶；随着应变的持续进行，再结晶晶粒不断长大，在温度为 1400 ℃、应变速率为 0.001 s^{-1} 已经实现完全再结晶，呈等轴状晶粒。

参 考 文 献

[1] Jiang L J, Li L P, Yao Y F, et al. Annual review of molybdenum in 2014. *China Molybd Ind*, 2015, 39(1): 1
(蒋丽娟, 李来平, 姚云芳, 等. 2014 年钼业年评. 中国钼业, 2015, 39(1): 1)

[2] Wang M, Deng Y S. Global molybdenum market in 2015. *China Molybd Ind*, 2016, 40(1): 55
(王敏, 邓永山. 2015 年全球钼市场评述. 中国钼业, 2016, 40(1): 55)

[3] Wang J P, Zhang H C, Wang J G, et al. Analysis of global molybdenum resource supply and demand structure and some suggestions. *China Min Mag*, 2016, 25(Suppl 2): 1
(王家鹏, 张洪川, 王建国, 等. 全球钼资源供需形势分析及对策建议. 中国矿业, 2016, 25(增刊 2): 1)

[4] Li H G. *Metallurgy of Rare Earth*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1990
(李洪桂. 稀有金属冶金学. 北京: 冶金工业出版社, 1990)

[5] Yang S T, Li J W, Wei S Z, et al. Pyroplastic deformation behavior of pure molybdenum plate slab and constitutive equation. *Chin J Nonferrous Met*, 2011, 21(9): 2126
(杨松涛, 李继文, 魏世忠, 等. 纯钼板坯高温塑性变形行为及本构方程. 中国有色金属学报, 2011, 21(9): 2126)

[6] Chaudhuri A, Sarkar A, Suwas S. Investigation of stress-strain response, microstructure and texture of hot deformed pure molybdenum. *Int J Refract Met Hard Mater*, 2018, 73: 168

[7] Sun Y, Wang Y, Xu W, et al. Hot deformation behavior of recrystallized TZM alloy. *Chin J Rare Met*, 2010, 34(5): 689
(孙远, 王妍, 徐伟, 等. 再结晶态 TZM 合金热变形特征的研究. 稀有金属, 2010, 34(5): 689)

[8] Hu P, Li H, Zuo Y G, et al. Investigation of microstructure and tensile properties of as-processed TZM alloy at elevated temperature. *Mater Charact*, 2021, 173(12): 110933

[9] Safari A, Imran M, Weiss S. A comparative study on modified johnson–cook and arrhenius-type constitutive models to predict the hot deformation behaviour of molybdenum-hafnium-carbide alloy. *J Mater Eng Perform*, 2021, 30: 1945

[10] Huang H T, Wang W J, Zhong W Y, et al. Research progress on application of Mo–Re alloy in space nuclear power. *At Energy Sci Technol*, 2020, 54(3): 505
(黄洪涛, 王卫军, 钟武烨, 等. 钼铼合金在空间核电源中的应用性能研究进展. 原子能科学技术, 2020, 54(3): 505)

[11] Zeng Y, Sun Y J, An G, et al. Research progress of Mo–Re alloy structural materials used for nuclear reactors. *Powder Metall Technol*, 2023, 41(4): 307
((曾毅, 孙院军, 安耿, 等. 核反应堆用钼铼合金结构材料的研究进展. 粉末冶金技术, 2023, 41(4): 307)

[12] Leichtfried G, Schneibel J H, Heilmaier M. Ductility and impact resistance of powder-metallurgical molybdenum-rhenium alloys. *Metall Mater Trans A*, 2006, 37: 2955

[13] Leonard K J, Busby J T, Zinkle S J. Microstructural and mechanical property changes with aging of Mo–41Re and Mo–47.5Re alloys. *J Nucl Mater*, 2007, 366(3): 369

[14] Xue J R, Lin X H, Li Y C, et al. Effect of heat treatment temperature on microstructure and mechanical properties of Mo–14Re alloy tubes, *Powder Metall Technol*, 2023, 41(3): 263
(薛建嵘, 林小辉, 李延超, 等. 热处理温度对 Mo–14Re 合金管材微观组织及力学性能的影响. 粉末冶金技术, 2023, 41(3): 263)

[15] Jiao B Q. *Reach on Superplasticity and Microstructure Evolution with Large Grains of WSTi3515S Burn-Resistant Titanium Alloy* [Dissertation]. Xi'an: Chang'an University, 2017
(焦奔奇. WSTi3515S 阻燃钛合金大晶粒超塑性及组织演变研究 [学位论文]. 西安: 长安大学, 2017)

[16] Rao K P, Hawbolt E B. Development of constitutive relationships using compression testing of a medium carbon steel. *J Eng Mater Technol*, 1992, 114(1): 116

[17] Kreuss G. *Deformation Processing and Structure*. Ohio: American Society for Metal, 1984

[18] Zhao J W, Ding H, Zhao W J, et al. Modelling of the hot deformation behavior of a titanium alloy using constitutive equations and artificial neural network. *Comput Mater Sci*, 2014, 92: 47

[19] Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *J Appl Phys*, 1944, 15: 22