

Mo-Nb 单晶的热变形行为及本构方程

张 文^{1,2}, 张平祥^{1,2}, 李来平², 程 军², 胡忠武², 高选乔², 赵 彬^{1,2}

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 采用 Gleeble-3800 热模拟试验机对 Mo-Nb 单晶材料的高温流变应力变化规律进行了热模拟实验研究, 变形温度区间为 1100~1300 °C, 应变速率为 0.001~10 s⁻¹, 变形程度为 50%, 真应变量为 0.7。结果表明, 变形温度和变形速率对 Mo-Nb 单晶材料的流变应力有较大影响, Mo-Nb 单晶材料的真应力-真应变曲线表现出峰值、应变软化和稳态流动等特征。采用修正 Arrhenius 双曲正弦函数建立了 Q 、 A 、 n 、 α 等材料常数与真应变的函数关系式, 计算了在试验条件下的各种材料参数, 推导了 Mo-Nb 单晶材料高温变形本构方程。

关键词: Mo-Nb 单晶; 本构方程; 热压缩

中图分类号: TG146.4⁺12

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0207-07

航天科技的不断发展对元器件所使用的材料性能提出了更高的要求, 许多先进能源系统要求部件可长时间承受高温且形变最小, 在这种条件下, 只有钼合金和钨合金能够满足如此严格的要求。例如空间热离子反应堆中的发射极要求材料在超过 1500 °C 的高温环境中服役 7~10 年, 而且总应变量不超过 1%^[1-3]。然而, 传统的高温合金和难熔金属多晶材料由于高温蠕变率较大, 而且微结构不稳定, 不能很好地满足器件的设计要求。难熔金属(如 W、Mo)及其合金的单晶材料与多晶材料相比, 其结构更加稳定, 而且这类材料还有蠕变速率低, 强度高, 耐辐照以及与核材料相容性好等优异性能, 因此是目前先进空间电源系统的发射极和接收极的首选材料^[4]。俄罗斯、美国等国家非常重视此类单晶材料在航天领域的发展, 并开展了持续多年的研究, 其中俄罗斯的研究水平处于世界前列, 研究的重点主要集中在材料的高温性能^[5]。但是由于该类材料属于敏感材料, 国外对中国实行产品与技术封锁, 关于难熔金属单晶材料的研究报道非常少, 国内目前仅有个别单位可制备大尺寸($\Phi \geq 28$ mm)的 Mo-Nb 合金单晶材料, 这种材料通过向高纯 Mo 单晶中加入合金元素 Nb, 形成 Mo-Nb 合金固溶体来达到强化基材的目的。目前对于 Mo-Nb 单晶材料来说, 其应用还仅局限于制备先进空间电源系统的发射极和接收极, 并且不需要进行高温变形, 因此仅有的一些研究也主要集中在高温蠕变性能方面^[6], 对变形行为鲜有研究。对 Mo-Nb 单晶材料而言, 由于其优异的性能,

研究材料的变形能力是进一步拓宽其应用领域的当务之急, 如能建立合理的流变应力数学模型, 根据模型选择合适的热变形条件对单晶材料的组织性能研究非常重要^[7], 本研究利用 Gleeble-3800 热模拟试验机, 对 Mo-Nb 单晶进行热模拟压缩实验, 分析 Mo-Nb 高温塑性变形过程中流变应力的变化规律以及变形温度和应变速率对流变应力的影响规律, 并采用适用性较好的 Arrhenius 双曲正弦函数模型, 对不同变形温度和应变速率条件下变形得到的实验数据进行拟合, 建立可反映 Mo-Nb 单晶材料高温塑性变形过程的本构方程。

1 实 验

实验原材料选用的是西北有色金属研究院利用电子束悬浮区域熔炼法制备的 Mo-Nb<111>单晶棒材^[8], 材料化学成分见表 1。首先将 Mo-Nb 单晶棒材沿轴向<111>方向采用线切割加工成 $\Phi 8$ mm×12 mm 的圆柱体压缩试样, 两端和外圆磨光, 压缩试样如图 1 所示, 图 2 为 Mo-Nb 单晶的金相组织。将压缩试样在美国 DSI 公司生产的 Gleeble-3800 热/力模拟试验机上进行恒温等应变速率压缩试验, 试样压缩率为 50%, 真应变量为 0.7, 具体试验参数见表 2, 将变形后的单晶试

表 1 Mo-Nb 单晶的化学成分

Table 1 Chemical composition of Mo-Nb single crystals								
Mo	Nb	C	N	H	O	Fe	Si	Al
$\omega/\%$		$\mu\text{g/g}$						
Balance	3.1	<50	<30	<10	<30	<1	<1	<1

收稿日期: 2017-01-09

作者简介: 张 文, 男, 1981 年生, 博士生, 高级工程师, 西北工业大学, 陕西 西安 710072, 电话: 029-86231082, E-mail: gwenzh@163.com

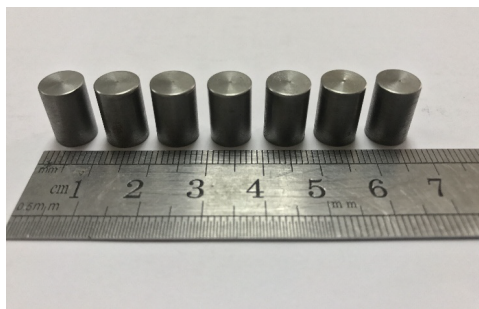


图 1 Mo-Nb 单晶试样

Fig.1 Specimens of Mo-Nb single crystals

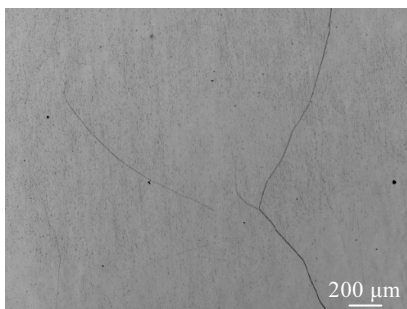


图 2 Mo-Nb 单晶的金相组织

Fig.2 OM image of Mo-Nb single crystals

表 2 正交试验参数

Table 2 Orthogonal experimental parameters					
Strain rates/s ⁻¹	1100 °C	1150 °C	1200 °C	1250 °C	1300 °C
0.001	√	√	√	√	√
0.01	√	√	√	√	√
0.1	√	√	√	√	√
1	√	√	√	√	√
10	√	√	√	√	√

样沿着与压缩轴向平行的方向切开, 制备金相试样, 采用 Axio vert A1/Stemi2000 光学显微镜以及 JSM-6460 扫描电镜分析样品的显微组织。

2 结果与讨论

2.1 流变应力曲线

图 3 为 Mo-Nb 单晶试样在不同变形温度和变形速率条件下的真应力-真应变曲线。可以看出, 在变形初期 ($\varepsilon < 0.1$), 真应力和真应变几乎呈线性关系, 材料在变形初期的主要变形机制是以弹性变形和动态回复为主, 由于加工硬化导致流变应力随着应变增加而迅速上升达到峰值, 第 2 阶段, 随着材料的软化作用大于加工硬化作用, 流变应力逐渐下降, 最后趋于稳定, 曲线表现出稳态流变特征。表 3 列出了在不同变形温

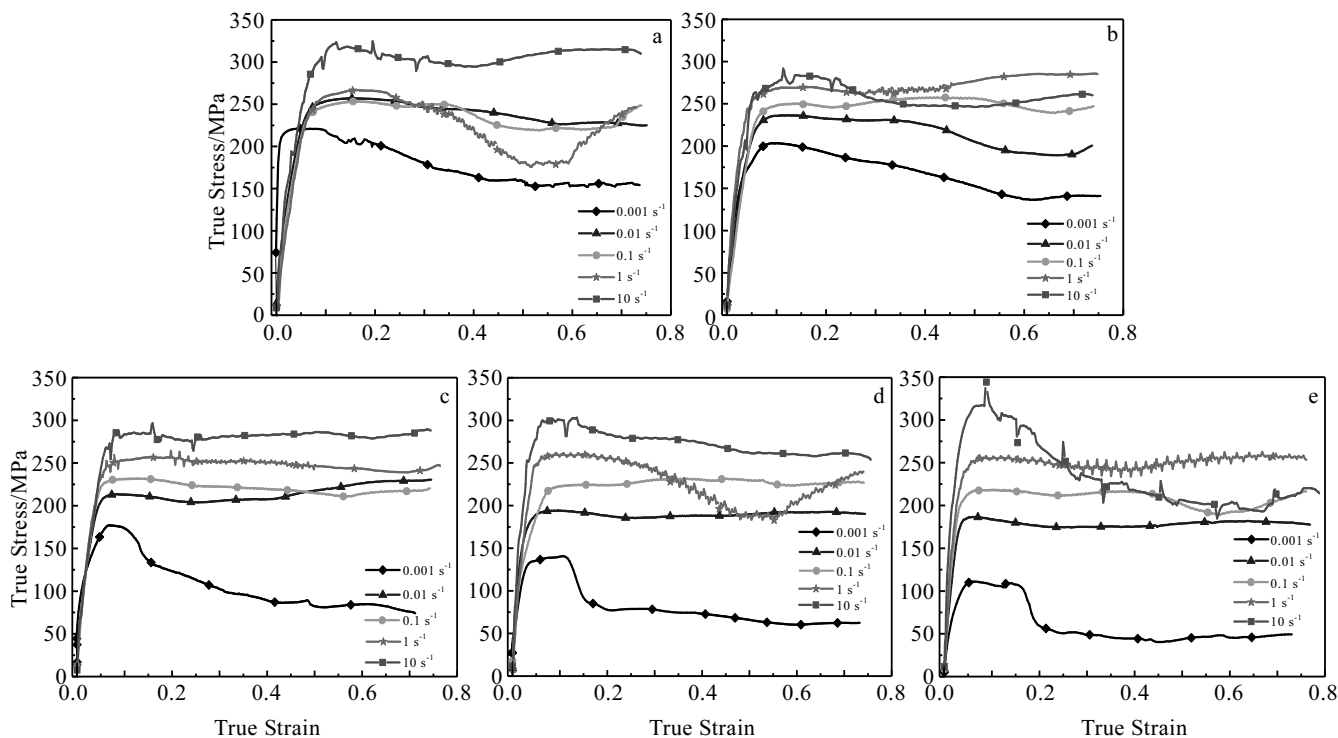


图 3 不同变形温度和应变速率条件下 Mo-Nb 单晶的真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of Mo-Nb single crystals at different deformation temperatures and strain rates:

(a) 1100 °C, (b) 1150 °C, (c) 1200 °C, (d) 1250 °C, and (e) 1300 °C

表 3 不同变形条件下 Mo-Nb 单晶的峰值应力

Table 3 Peak flow stress of Mo-Nb single crystals at different deformation conditions

Temperature/°C	Peak flow stress/MPa				
	0.001 s ⁻¹	0.01 s ⁻¹	0.1 s ⁻¹	1 s ⁻¹	10 s ⁻¹
1100	221.11	245.10	253.63	266.75	324.58
1150	203.71	236.57	257.62	285.76	291.71
1200	177.10	230.63	241.93	264.34	296.66
1250	140.57	194.24	231.7	261.73	303.27
1300	110.94	186.61	218.39	262.68	321.18

度(1100~1300 °C)和变形速率(0.001~10 s⁻¹)条件下 Mo-Nb 单晶的峰值应力。图 4 是不同变形速率条件下 Mo-Nb 单晶的峰值应力与变形温度的关系,由图 4 可知,峰值应力随着变形速率的增加而增加,而随着变形温度的升高而降低,说明变形温度和变形速率对 Mo-Nb 单晶的流变应力变化有较大影响。由图 3d 及图 3e 可以看出,在应变速率为 0.001 s⁻¹时,材料的真应力-应变曲线甚至出现了一个明显的“台阶”,说明在高温、低应变速率($T \geq 1250$ °C, $\dot{\epsilon} = 0.001$ s⁻¹)条件下, Mo-Nb 单晶的峰值应力降低,材料的软化现象更为明显。值得注意的是,在热变形条件为 1100 °C/1 s⁻¹、1250 °C/1 s⁻¹、1300 °C/1 s⁻¹和 1300 °C/10 s⁻¹时,曲线出现明显的锯齿状震荡和软化现象,并与其他应变速率的曲线发生交叉。这种现象可能是由于 Mo-Nb 单晶材料在热变形过程中出现的局部温升、组织演变、变形失稳等机制的联合作用大于加工硬化作用导致真应变值不均匀增加,从而导致真应力出现不规则变化^[9,10]。

2.2 Mo-Nb 单晶的本构方程

大量研究表明,金属材料的热变形可以看作是一个热激活的过程,不同应变条件下流变应力、变形温度和应变速率之间的本构关系一般可用 Arrhenius 型方程的 3 种形式来表达^[11-13]。当流变应力相对较低时

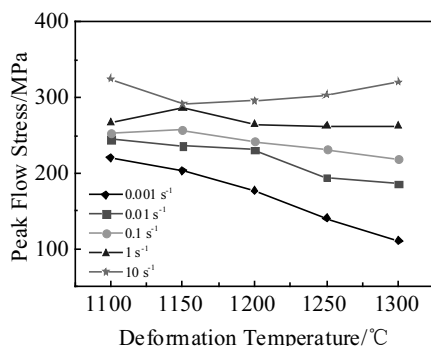


图 4 不同变形速率条件下 Mo-Nb 单晶的峰值应力与变形温度的关系

Fig.4 Peak flow stress vs deformation temperature for the Mo-Nb single crystals at different strain rates

($\alpha\sigma < 0.8$, 其中 α 为应力水平参数), 可以用指数函数来表示^[12]:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma_1^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

其中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率 (s⁻¹), σ 为流变应力, A_1 和 n_1 为与温度无关的材料常数, R 为摩尔气体常数 ($R=8.314$ J/mol·K), Q 为与材料自身有关的变形激活能 (kJ/mol), T 为绝对温度 (K)。

当流变应力相对较高时 ($\alpha\sigma > 1.2$), 可采用幂指数函数表示^[14]:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

其中 A_2 和 β 为与温度无关的材料常数。

Sellars 对 Arrhenius 方程进行了修正, 采用包含热变形激活能 Q 和变形温度 T 的双曲正弦函数来描述材料的稳态流变行为^[15,16]:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

其中, A 为结构因子, α 为应力水平参数, n 为应力指数, A 、 α 、 n 均为材料常数, 与材料有关, 与温度无关, 式(3)对前面 2 种情况都比较适用, 因此本研究拟按照修正双曲正弦函数建立 Mo-Nb 单晶材料的本构方程。

假设 Mo-Nb 单晶材料在热变形过程中, $\dot{\epsilon}$ 和 σ 满足式(1)、(2)、(3), 并且假定激活能 (Q) 与温度 (T) 无关, 对式(1)、(2)、(3)两边取自然对数, 得到:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma + \left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma + \left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5)$$

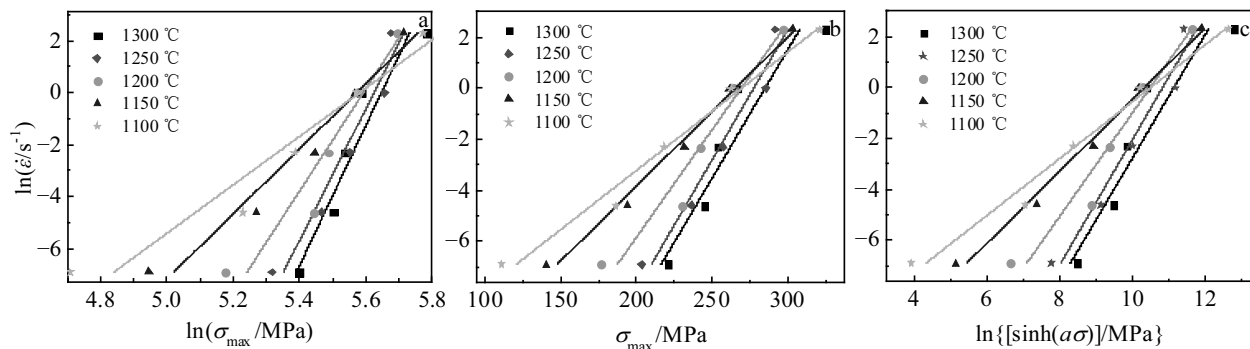
$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] + \left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (6)$$

将表 3 中不同变形温度条件下的峰值应力 σ_{\max} 和 $\dot{\epsilon}$ 代入式(4)和式(5)中, 拟合出 $\ln \sigma_{\max} - \ln \dot{\epsilon}$ 、 $\sigma_{\max} - \ln \dot{\epsilon}$ 的关系曲线, 如图 5a、5b 所示。

根据式(4)可知, n_1 即为图 5a 中直线的斜率, 求出图 5a 中 1100, 1150, 1200, 1250 和 1300 °C 5 条直线斜率的平均值, 计算可得 $n_1=18.797$ 。同理, 对图 5b 中 5 条直线的斜率求平均值即为 β , 计算可得 $\beta=0.0781$ 。

α 、 β 和 n_1 之间的关系为 $\alpha = \beta/n_1$, 即 $\alpha=0.04153$ 。将 α 值代入式(6), 拟合出 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 关系曲线, 如图 5c 所示。由式(6)可知, 图中直线斜率即为 n 值。求出图 5c 中 5 条直线斜率的平均值, 可得到 $n=0.42174$ 。

由图 5c 可以看出, $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 符合线性关

图 5 $\ln \dot{\epsilon}$ 与 $\ln \sigma_{\max}$ 、 σ_{\max} 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系Fig.5 $\ln \dot{\epsilon}$ vs $\ln \sigma_{\max}$ (a), σ_{\max} (b), and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ (c)

系,说明 Mo-Nb 单晶材料在高温压缩形变过程中,流变应力与变形速率之间的关系满足式(3)中的 Arrhenius 关系式。

Zener^[17-20]采用 Zener-Hollomon 参数来描述 T 和 $\dot{\epsilon}$ 的关系, Z 称为温度补偿应变速率因子:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (7)$$

当 $\dot{\epsilon}$ 为常数时,假定在某一温度区间内,激活能(Q)为一定值,对式(7)两边取自然对数,得到:

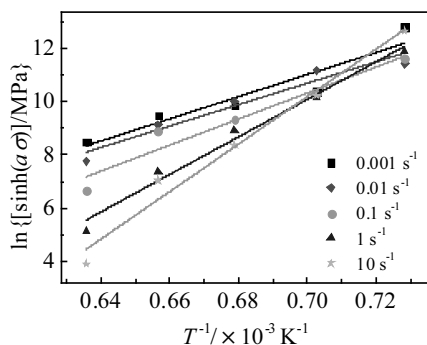
$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (8)$$

在给定应变速率条件下,假设在一定的变形温度区间内,热变形激活能(Q)保持恒定,根据式(7)可得:

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = A' + B'[(1000/T)] \quad (9)$$

将 σ_{\max} 、 α 、 T 代入式(9),拟合出 $1000/T - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系,如图 6 所示。由图 6 可知,Mo-Nb 单晶在高温塑性形变过程中, $1000/T$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 符合线性关系。

因此, Mo-Nb 单晶在高温塑性变形过程中,可用下式表示流变应力和温度补偿应变速率因子的关系:

图 6 $1000/T$ 与 $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$ 的关系Fig.6 $1000/T$ vs $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$

$$\sigma = f\left(\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)\right) = f(Z) \quad (10)$$

2.3 材料常数及本构方程的求解

由式(7)可知:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + 1 \right]^{1/2} \right\} \quad (11)$$

根据前面的分析,如果求得 Mo-Nb 单晶的材料常数 A 、 α 、 n 和 Q ,便可以由式(11)来表示 Mo-Nb 单晶在热变形过程中的流变应力变化。

对式(6)两边求偏微分,得到:

$$Q = R \left| \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right|_T \cdot \left| \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}} \quad (12)$$

式(12)中的 $\left| \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right|_T$ 以及 $\left| \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}}$ 分别

表示 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 和 $1000/T - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线的斜率。求出图 5c 和图 6 中 5 条直线斜率的平均值,将这 2 个斜率值代入式(12),可求出变形激活能 $Q=202.93$ kJ/mol。

由图 6 和式(6)可知, $\ln A - Q/RT$ 为 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ 关系直线的截距,将 Q 、 R 、 T 代入可求得 5 个温度下不同的 A 值,取平均值得到: $A=4.54 \times 10^4$ s⁻¹。

因此,求得的 Mo-Nb 单晶的材料常数为: $A=4.54 \times 10^4$ s⁻¹; $\alpha=0.04153$ mm²/N; $n=0.42174$; $Q=202.93$ kJ/mol。

将上述求得的材料常数 A 、 α 、 n 、 Q 代入式(3),即可得到 Mo-Nb 单晶在变形温度区间 1100~1300 °C、应变速率 0.001~10 s⁻¹、变形程度为 50%,真应变量为 0.7 的条件下进行高温变形时的流变应力本构方程:

$$\dot{\varepsilon} = 4.54 \times 10^4 \left[\sinh(0.04153\sigma) \right]^{0.42174} \exp\left(\frac{-202.93}{RT}\right)$$

温度补偿应变速率参数 Z 为:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{202.93}{RT}\right)$$

由式(7), 可表示为:

$$\sigma = 24.08 \ln \left\{ \left[Z / (4.54 \times 10^4) \right]^{2/0.42174} + \sqrt{\left[Z / (4.54 \times 10^4) \right]^{2/0.42174} + 1} \right\}$$

2.4 压缩样品的微观组织

图 7 是变形后的 Mo-Nb 单晶材料的金相组织, 由

图 7 可以看出, 在 1150 和 1200 °C 条件下变形后的样品内部出现了密度较大的互相垂直的裂纹, 这是由于位错沿着滑移面运动产生的, 而 1250 °C 变形后的样品内部的裂纹数量明显减少, 在 1300 °C 条件下变形后的样品内部未发现有明显的裂纹, 仍旧保持较好的单晶组织结构, 这说明较高的变形温度对单晶样品的塑性变形是有利的。根据文献[6], 金属单晶在塑性变形时, 滑移线充满滑移面分层, 滑移线附近表现出晶格畸变, 且晶格畸变随着滑移过程的发展而增大, 并产生附加应力。因为塑性变形过程会释放出能量, 导致部分应力弛豫, 此为滑移面形成位错的原因之一。因此, 滑移线附近区域为位错和其他缺陷密度较高的晶格强烈

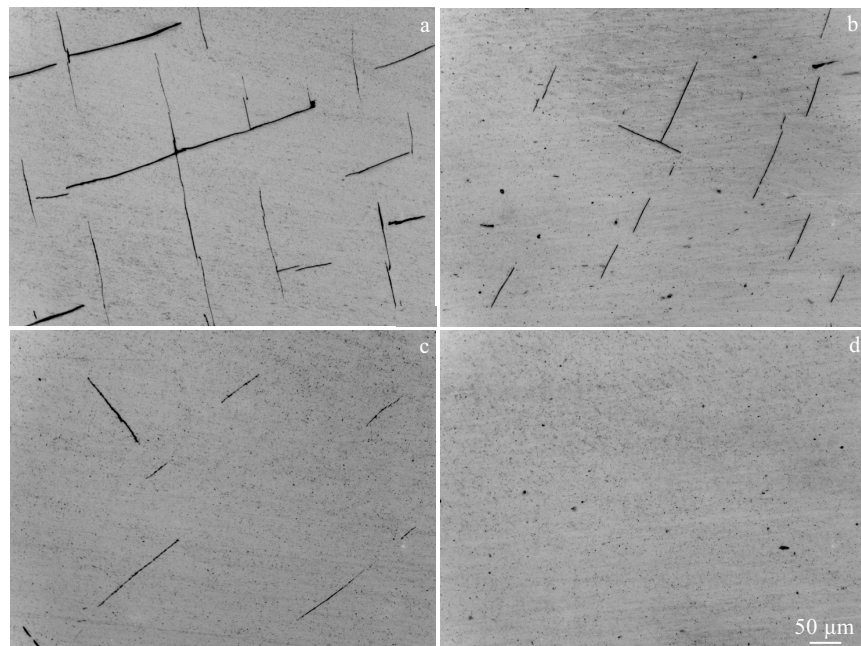


图 7 不同变形条件下变形样品的显微结构

Fig.7 Microstructures of deformed specimens under different conditions: (a) 1200 °C/0.01 s⁻¹, (b) 1150 °C/10 s⁻¹, (c) 1250 °C/1 s⁻¹, and (d) 1300 °C/10 s⁻¹

畸变的范围区, 滑移带内部在滑移过程中 (特别是复合滑移时) 将产生裂纹。当单晶的塑性变形量逐渐增大时, 滑移面位置与作用力方向的夹角逐渐减小, 单晶被滑移带分成错取向晶体层块, 晶体层块的边界分布在滑移作用面上, 随着变形程度不断增大, 晶体层块在作用力方向旋转, 错取向增加, 最后在大变形程度 (≥80%) 时, 材料内部将逐渐形成纤维组织 (纹理)。变形试样在剪切带附近的单晶组织的 SEM 照片如图 8 所示, 由于体心立方在晶格的金属在进行塑性变形时, 局部变形比较容易, 剪切带附近靠近表面的部位单晶塑性变形量较大 (>50%), 由图 8 可以看出,

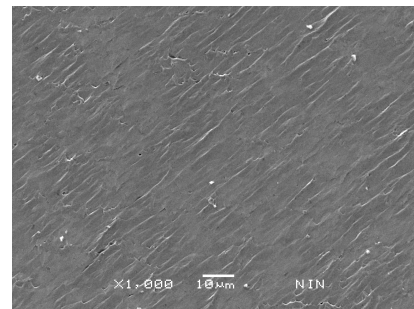


图 8 变形样品的纤维组织

Fig.8 Oriented fibrous tissue of deformed specimens

样品内部逐渐形成了有一定取向的纤维组织,这与文献[6]报道一致。

本研究建立的 Mo-Nb 单晶材料的本构关系可用于实际热加工过程中变形抗力的计算以及作为有限元模拟的本构方程。

3 结 论

1) 采用 Gleeble-3800 热模拟试验机对 Mo-Nb 单晶材料进行了热模拟压缩实验,结果表明,变形温度和变形速率对 Mo-Nb 单晶的流变应力影响明显,真应力-真应变曲线具有峰值应力、应变软化和稳态流动特征。从变形后样品的微观组织可以看出,较高的变形温度和变形速率对 Mo-Nb 材料的塑性变形比较有利。在高温、低应变速率 ($T \geq 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 0.001\text{ s}^{-1}$) 条件下, Mo-Nb 单晶的峰值应力明显降低,材料的软化现象更为明显。

2) 采用 Arrhenius 双曲正弦函数建立了 Q 、 A 、 n 、 α 等材料常数与真应变的函数关系式,计算了在试验条件下的各种材料参数: $A = 4.54 \times 10^4\text{ s}^{-1}$; $\alpha = 0.04153\text{ mm}^2/\text{N}$; $n = 0.42174$; $Q = 202.93\text{ kJ/mol}$ 。

3) 建立了包含变形温度、应变速率和变形量的双曲正弦函数形式的 Mo-Nb 单晶材料的高温流变应力本构方程:

$$\dot{\varepsilon} = 4.54 \times 10^4 \left[\sinh(0.04153\sigma) \right]^{0.42174} \cdot \exp\left(\frac{-202.93}{RT}\right)$$

参考文献 References

- [1] El-Gebk M S, Hoover M D. *Proceedings of 10th Symposium on Space Nuclear Power and Propulsion*[C]. New York: American Institute of Physics Press, 1993: 267
- [2] Zee R H, Xiao Z, Chin B A *et al. Journals of Materials Processing Technology*[J], 2001, 113: 75
- [3] Baar R E. *Evolution of Refractory Metals and Alloys*[M]. Pennsylvania: The Minerals: Metals & Materials Society, 1994: 185
- [4] Hu Zhongwu(胡忠武), Li Zhongkui(李中奎), Zhang Qing(张清) *et al. Rear Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(12): 2254
- [5] Liu J, Chin B, Zee R. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1999, 89: 425
- [6] Lyakishev N P, Burkhanov G S. *Metallic Single Crystals*[M]. Moscow: Eliz, 2002: 165
- [7] Niu Jitai(牛济泰). *Physical Simulation in Materials and Hot-Working*(材料和热加工领域的物理模拟技术)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1999: 144
- [8] Hu Zhongwu(胡忠武), Li Zhongkui(李中奎), Zhang Qing(张清) *et al. Nonferrous Metals*(有色金属)[J], 2008, 60(2): 1
- [9] Zhu Y C, Zeng W D, Feng F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 1757
- [10] Cheng Jun(程 军), Mao Yong(毛 勇), Yu Zhentao(于振涛) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2015, 40(1): 146
- [11] Poirier J P, Guan Delin(关德林). *High Temperature Plastic Deformation of Crystal*(晶体的高温塑性变形)[M]. Dalian: Dalian University of Technology Press, 1989: 35
- [12] Zhang Xuemin(张雪敏), Cao Fuyang(曹福洋), Yue Hongyan(岳红彦) *et al. Rear Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 937
- [13] Zhang Bin(张 兵), Zhu Lele(朱乐乐), Wang Kuaishe(王快社) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2015, 39(5): 406
- [14] McQueen H J, Yue S, Ryan N D *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 1995, 53(1-2): 293
- [15] Sellars C M, McTegart W J. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 14: 1136
- [16] Shi H, McLaren A J, Sellars C M *et al. Materials Science and Technology*[J], 1997, 13(3): 210
- [17] Li W X, Yang J J, Xiao Y D *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 1995, 53(1-2): 293
- [18] Zener C, Hollomon J H. *Journal of Applied Physics*[J], 1944, 15(1): 22
- [19] Milovic C, Manojlovic D, Andjelic M *et al. Steel Research*[J], 1992, 63(2): 78
- [20] Liu Pengfei(刘鹏飞), Liu Dong(刘 东), Sun Wenru(孙文儒) *et al. Rear Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(2): 275

Hot Deformation Behavior and Constitutive Equation of Mo-Nb Single Crystals

Zhang Wen^{1,2}, Zhang Pingxiang^{1,2}, Li Laiping², Cheng Jun², Hu Zhongwu², Gao Xuanqiao², Zhao Bin^{1,2}

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: Isothermal compression of the Mo-Nb single crystals was conducted on a Gleeble-3800 thermal simulator in the deformation temperature range of 1100-1300 °C with strain rates from 0.001 to 10 s⁻¹, height reduction of 50%, and true strain 0.7. The results show that the deformation temperature and strain rates affect the flow stress during the thermal deformation of Mo-Nb single crystals significantly. The true stress-strain curves exhibit a peak flow stress, flow softening and steady flow behavior. The constants of Mo-Nb single crystals, such as the activation energy Q , and the stress exponent n , were calculated. The constitutive equation was established based on hyperbolic-sine equations of Arrhenius type.

Key words: Mo-Nb single crystals; constitutive model; hot compression

Corresponding author: Zhang Wen, Candidate for Ph. D., Senior Engineer, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-86231082, E-mail: gwenzh@163.com