

低密度 Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr 钽合金的热变形行为及组织

赵红运¹ 朱宝辉^{1,2} 刘彦昌^{1,2} 曹艳飞³ 胡革全² 韩伟松² 唐寿全²

(1.西北稀有金属材料研究院宁夏有限公司稀有金属特种材料国家重点实验室; 2.宁夏中色金航钛业有限公司;
3.中国科学院金属研究所,沈阳材料科学国家研究中心)

摘 要 采用 Gleeble-3800 型热模拟试验机在变形温度为 900~1 100 ℃、应变速率为 0.01~10 s⁻¹ 条件下对 Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr 合金进行了等温热压缩试验,对其高温塑性变形行为及微观组织演变规律进行了研究。结果表明,合金的流变曲线在低应变速率和较高变形温度时呈现出以动态再结晶为主的特征,在较高应变速率和较低热变形温度时呈现出以动态回复为主的特征。流变应力随着变形温度的升高或应变速率的降低呈下降趋势,高温塑性变形行为可以用双曲正弦函数的本构方程来表征,其平均变形激活能为 412.37 kJ/mol。此外,变形条件对合金的显微组织影响比较显著。在相同温度下,随着应变速率降低,动态再结晶区域随之增大;当应变速率一定时,随着温度升高,由动态回复向动态再结晶转变。

关键词 钽合金;热变形;本构方程;显微组织

中图分类号 TG146.2 文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.12.008 开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Thermal Deformation Behavior and Microstructure of the Low-density Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr Alloy

Zhao Hongyun¹, Zhu Baohui^{1,2}, Liu Yanchang^{1,2}, Cao Yanfei³, Hu Gequan²,
Han Weisong², Tang Shouquan²

(1.State Key Laboratory of Special Rare Metal Materials, Northwest Rare Metal Materials Research Institute Ningxia Co., Ltd.; 2.Ningxia Horizontal Titanium Industry Co., Ltd.; 3.Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences)

Abstract: The thermal deformation behavior and microstructure evolution of the low-density Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr alloy were investigated in detail by the isothermal hot compression test with the deformation temperature of 900~1 100 ℃ and strain rate of 0.01~10 s⁻¹ on Gleeble-3800 thermal simulation machine. The results indicate that the flow curves of the alloy are characterized by dynamic recrystallization at low strain rate and high deformation temperature, and dynamic recovery at high strain rate and low deformation temperature, respectively. The flow stress is decreased with the increase of deformation temperature or the decrease of strain rate. The deformation behavior at high temperature can be expressed by the hyperbolic sine function constitutive equation, where the average deformation activation energy is 412.37 kJ/mol. In addition, the significant effect of deformation conditions on the microstructure can also be observed. When the temperature is constant, the dynamic recrystallization region becomes larger with the decrease of strain rate, and when the strain rate is constant, the dynamic recovery is gradually transferred into the dynamic recrystallization as the temperature increases.

Key Words: Niobium Alloy, Thermal Deformation, Constitutive Equation, Microstructure

收稿日期:2021-08-19;修改稿收到日期:2021-10-21
基金项目:稀有金属特种材料国家重点实验室开放课题资助项目(SKL2017K002,SKL2017K003);中国科学院“西部之光”人才培养引进计划资助项目(XAB2017AW10);国家科技重大专项基金资助项目(2017-Ⅷ-0008-0101);工业强基工程资助项目(TC190A4DA/35)
第一作者简介:赵红运,男,1973 年出生,高级工程师,宁夏石嘴山(753000),E-mail:zhaohongyun@otic.com.cn
通信作者:曹艳飞,男,1988 年出生,副研究员,沈阳(110016),E-mail:yfcao10s@imr.ac.cn
引用格式:赵红运,朱宝辉,刘彦昌,等. 低密度 Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr 钽合金的热变形行为及组织[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(12):1 488-1 493.
ZHAO H Y, ZHU B H, LIU Y C, et al. Thermal deformation behavior and microstructure of the low-density Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(12):1 488-1 493.

[2] 李涛,董超芳,李晓刚,等. 环境因素对铝合金大气腐蚀的影响及其动态变化规律研究[J]. 腐蚀与防护, 2009, 30(4): 215-219.

[3] 全国铸造标准化技术委员会.GB/T 1173-2013 铸造铝合金[S].北京:中国标准出版社, 2013.

[4] 赵志农. 腐蚀失效分析案例[M]. 北京:化学工业出版社, 2009.

[5] 大崎修平. 铝合金的应力腐蚀开裂[J]. 杨湘生 译. 铝加工技术, 1997(4):45-55.

(编辑:栗万仲)

钼合金具有高熔点(2 741 K)、低密度(与其他难熔金属相比较)、高温比强度高、冷热成形性能和耐蚀性好等综合特征,已经成为航空航天结构件极具发展潜力的材料之一,被广泛应用于制造火箭喷管发动机、超音速飞机、飞船、导弹、卫星以及核反应堆的关键部件^[1~4]。目前,国内应用比较多的钼合金为 C103(Nb-10Hf-1Ti-0.7Zr)和 Nb521(Nb-5W-2Mo-1Zr),使用温度比较高($\geq 1\,400\text{ }^{\circ}\text{C}$),主要应用于航天发动机的燃烧室身部和喷管延伸段等部位。但由于这些合金密度较大($>8.8\text{ g/cm}^3$),难以满足我国新型设计发动机对于减重方面的要求^[5]。

低密度钼合金是以金属钼为基体,在此基础上添加 Al、V、Cr、Zr 等合金元素,以及少量的 Mo、W、Hf 或 C 等,形成密度 $<8\text{ g/cm}^3$ 、高温强度与镍基合金相当的一种钼基合金^[6]。美国和前苏联对于低密度钼合金的研究比较成熟,开发了近 50 种合金类型,比如 Nb-Ti-Al、Nb-Ti-Al-Cr、Nb-Ti-Al-Hf、Nb-Ti-Al-Cr-Hf 等(密度在 $5.5\sim 8.0\text{ g/cm}^3$ 之间)。从密度、高温比强度、塑-脆性转变温度等综合考虑,Nb-Ti-Al 系合金比镍基合金密度低、熔点高,具有中温强度高、耐蚀性强、焊接性及成形性能好等特点,是最有可能用于中等温度范围服役的候选材料^[6~10]。我国自 2005 年开始研制低密度钼合金,开发了 Nb-31Ti-7Al- x V-1.5Zr(密度 5.95 g/cm^3)和 Nb-35Ti-6Al- x Cr- y V-1W-0.5Zr(密度 $6\sim 6.98\text{ g/cm}^3$)两种合金,并对合金板材加工工艺、焊接性能、应力-应变曲线及微观组织进行了研究^[5,11~13];唐新阳等^[14]、余宸旭等^[15]、刘建飞等^[16]研制了 Nb-40Ti-7Al、Nb-38Ti-12Al 等低密度钼合金,并对合金的热变形行为、再结晶动力学和高温氧化行为等进行了研究;宁夏东方钽业股份有限公司也开发了 Nb-Ti-Al-Cr 和 Nb-Ti-Al-Zr 两个系列(密度为 $5.99\sim 6.15\text{ g/cm}^3$)的新型低密度合金。但截至目前,国内低密度钼合金均仍处于试制阶段。同时,由于合金元素含量高,特别是高铝含量会导致合金塑性降低以及高温涂层脆化等问题,严重影响了钼合金的实际应用。为了解决这一问题,特别设计了一种新型的 Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr 低密度钼合金。

本课题采用热模拟等温压缩试验研究了不同热变形条件对 Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr 合金热变形行为的影响以及微观组织的变化,并采用双曲正弦函数建立了以 Zener-Hollomon 参数表达的本构方程,为 Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr 合金的热变形工艺设计和优化提供参考。

1 试验材料与方法

采用 50 kg 真空自耗电弧炉熔铸 $\phi 220\text{ mm}$ 的 Nb-

Ti-Al-Mo-W-Zr 合金铸锭,其化学成分(质量分数)为: 35.15% 的 Ti、5.74% 的 Al、5.90% 的 Mo、0.70% 的 W、0.12% 的 Zr 和 0.023% 的 C,其余为 Nb。铸锭经过开坯锻造至 $\phi 150\text{ mm}$,再进行退火处理。然后进行机加工制备 $\phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的试样,并对试样的上、下圆面使用金相砂纸进行反复打磨和抛光处理。

采用 Gleeble-3800 热模拟试验机进行等温压缩试验,热压缩温度为 $900\sim 1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率为 $0.01\sim 10\text{ s}^{-1}$,热压缩的真应变为 0.7(相对变形量为 50%)。为了减少在热压缩变形时因接触摩擦力引起的变形不均匀,在试样和压头接触的两个端面加垫钽片减小阻力。试样升温速率为 $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,升温至预定温度后保温 5 min,进行热压缩后立即水淬至室温以保留高温时的组织。采用线切割将压缩后的试样沿轴向对半切开,选用一半制备金相试样。对磨抛后的试样采用 H_2SO_4 、 HNO_3 、HF(体积比 1:1:1)的混合液进行腐蚀,采用 OLYMPUS GX51 金相显微镜观察试样的显微组织。

2 试验结果与讨论

2.1 合金的流变应力曲线

Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr 合金在不同热变形条件下等温压缩的真应力-真应变曲线见图 1。可以看出,在不同的应变速率和变形温度下,合金的流变应力曲线呈现相似的变化特征。在初始变形时,流变应力随着应变量的增加而快速增加,在接近峰值时应力增速减缓,当流变应力达到峰值后开始趋于稳态变化阶段,比较符合典型的动态再结晶(Dynamic recrystallization, DRX)和动态回复(Dynamic recovery, DRV)曲线的 4 个阶段,即硬化阶段、过渡阶段、软化阶段和稳态阶段^[17,18]。在应变速率为 $0.01\sim 0.1\text{ s}^{-1}$ 时(见图 1a 和图 1b),变形温度为 $1\,000\sim 1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的流变应力曲线呈现出以动态再结晶为主的特征;在应变速率为 $1\sim 10\text{ s}^{-1}$ 时(见图 1c 和图 1d),变形温度为 $900\sim 1\,000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的流变应力曲线呈现出以动态回复为主的特征。当应变速率为 0.01 s^{-1} 时,峰值应力从 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 246.39 MPa 降至 $1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 74.95 MPa,降幅达 70%。即当应变速率一定时,合金的流变应力随着温度的升高而降低,表明该合金为变形温度敏感型材料。同样,当变形温度为 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,随着应变速率从 0.01 s^{-1} 增加至 10 s^{-1} ,真应力从 246.39 MPa 增加到 509.98 MPa,增幅达 107%。即当变形温度相同时,流变应力随着应变速率的增加而不断增大,反映出该合金对应变速率也极为敏感。也就是说,在高温区($1\,000\sim 1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}$)和低应变速率($0.01\sim 0.1\text{ s}^{-1}$)条件下变形时,峰值应力比较低而且对应的应变值也比

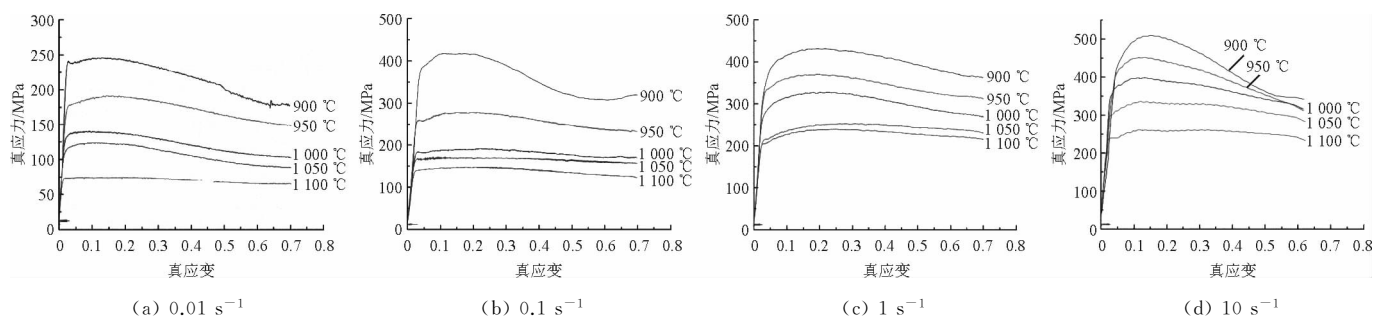


图 1 不同应变速率条件下合金的真应力-真应变曲线

Fig.1 The true stress-strain curves of the alloy at different strain rates

较小, Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr 合金的动态再结晶也更易发生。

图 2 为应变速率和变形温度对合金不同参数热压缩变形峰值应力的影响。可以看出, 当温度一定时, 峰值应力随应变速率的增加而增大, 见图 2a。较低的应变速率可以提供足够的时间通过动态软化 (DRV 和 DRX) 使位错相互反应和湮灭^[19,20], 从而显著降低流变应力。当应变速率一定时, 合金的峰值应力随着温度的升高而降低, 见图 2b。这是因为温度的升高引起位错运动的能垒随之下降。而且, 温度越高, 位错迁移率越高, 位错重排速度会越快, 导致软化速度也会加快^[19]。

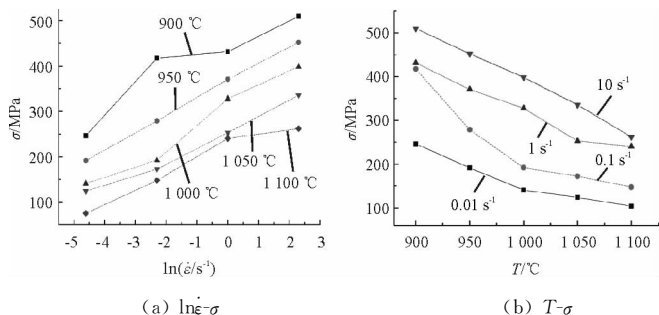


图 2 应变速率、变形温度对峰值应力的影响

Fig.2 Effect of strain rate and deformation temperature on peak stress

2.2 热变形本构方程

实际热变形的合金流动应力主要取决于变形温度、变形程度和应变速率的影响, 常采用由 Zener-Hollomon 参数 Z 表征的 Arrhenius 方程^[21,22] 描述合金的本构关系:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A F(\sigma) \exp[-Q/(RT)] \quad (2)$$

式中, $F(\sigma)$ 为应力函数, 因应力水平不同有 3 种表达式^[23,24]:

$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^{n_1} & (\alpha\sigma < 0.8) \\ \exp(\beta\sigma) & (\alpha\sigma > 1.2) \\ [\sinh(\alpha\sigma)]^n & (\forall \sigma) \end{cases} \quad (3)$$

式中, Z 为温度补偿的应变速率因子; $\dot{\epsilon}$ 为应变速率,

s^{-1} ; σ 为稳态或峰值应力, MPa; Q 为表观形变激活能, kJ/mol; R 为气体摩尔常数, 8.314 J/(mol · K); T 为热力学温度, K; A 、 α 、 β 和 n 为材料常数, 其中, $\alpha = \beta/n_1$ 。

由于合金在热压缩试验中发生了动态再结晶, 因此应力值选用的是不同变形条件下的峰值应力 σ_p 值。当温度一定时, Q 、 R 、 T 和 A 均为常数, 将式 (3) 代入式 (2) 中, 两边取自然对数可转换为:

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

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

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

从式 (4) ~ 式 (6) 可以看出, 当温度恒定时, $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 σ , 以及 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 三者分别呈现线性关系, $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\epsilon}$ - σ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 的线性关系见图 3。其中 n_1 和 β 可以通过对 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ - σ 的线性关系图求斜率拟合获得, 发现 $n_1 = 7.7260$, $\beta = 0.0306 \text{ MPa}^{-1}$, $\alpha = \beta/n_1 = 0.0040 \text{ MPa}^{-1}$ 。将 α 值代入式 (6), 通过对 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 的线性回归拟合可以获得斜率倒数, 求平均值后得出 $n = 5.6538$ 。当应变速率恒定时, 可以将式 (3) 中应力水平为任意值的函数 $F(\sigma)$ 代入式 (2) 并两边取自然对数, 再求偏导可得:

$$Q = R \cdot \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \bigg|_T \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \bigg|_{\dot{\epsilon}} \quad (7)$$

由式 (7) 可以看出, $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 与 $1/T$ 也呈线性关系, 绘制 $1/T$ - $\ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线见图 3d, 拟合直线斜率求均值, 并代入 R 和 n , 可求得合金的热变形激活能 $Q = 412.367 \text{ kJ/mol}$ 。从图 3c 中拟合的直线截距 $[Q/(RT) - \ln A]/n$ 可求出 A 的值。取不同温度的 A 值求其平均值, 可求出材料常数 $A = 7.977 \times 10^{15}$ 。

为了验证试验中用 Z 参数表征流动应力的准确性, 将式 (1) 两边取自然对数后代入式 (6) 可得:

$$\ln Z = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] \quad (8)$$

对 $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ 和 $\ln Z$ 进行线性拟合, 应力仍然选择不同参数压缩变形的峰值应力, 拟合曲线见图 4, 拟合度为 0.994。 A 和 n 值可通过图 4 线性回归的直线斜率

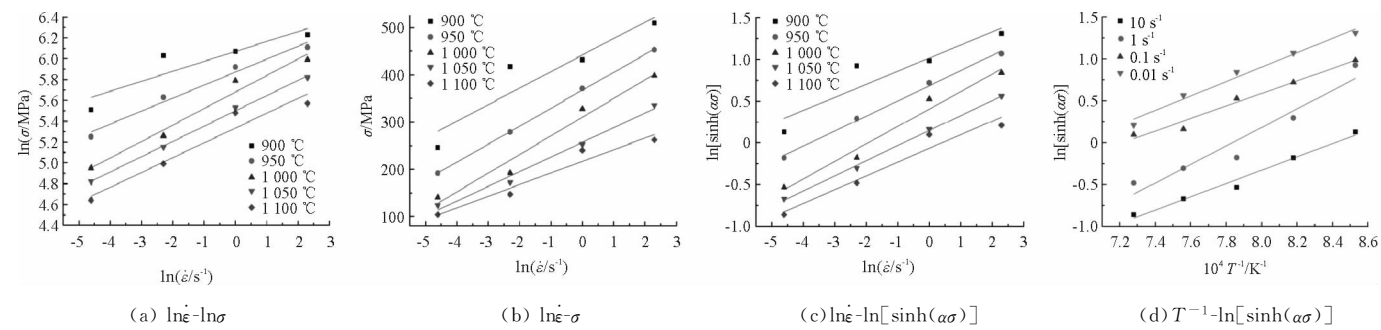


图 3 峰值应力与应变速率、变形温度的线性关系

Fig.3 The linear relationship between peak stress and strain rate or temperature

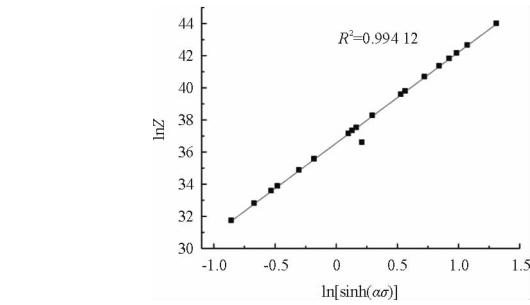


图 4 峰值应力和 Z 参数的关系图

Fig.4 The linear relationship between peak stress and Z parameters

表 1 本构方程相关参数值

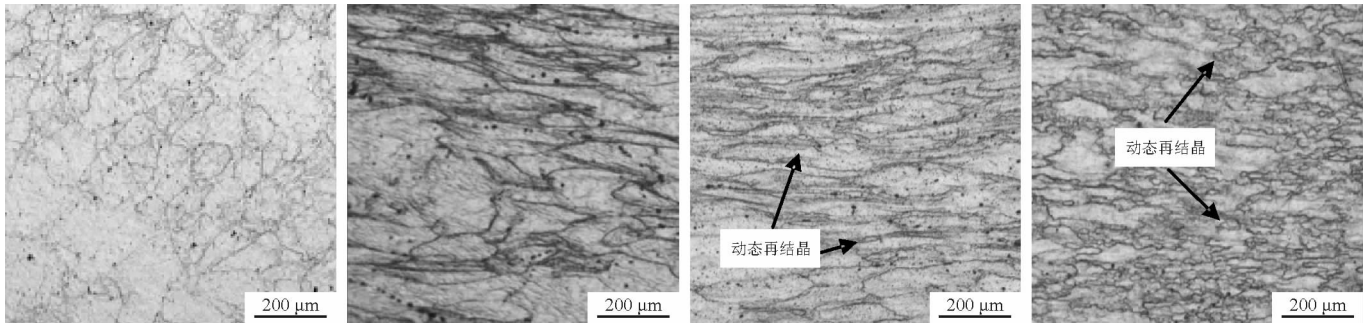
Tab.1 The values of related parameters of constitutive equation				
n	α/MPa^{-1}	β/MPa^{-1}	A/s^{-1}	$Q/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$
5.653 8	0.004 0	0.030 6	7.977×10^{15}	412.37

将式(3)代入(2),并结合表 1,可获得合金的 Arrhenius 型本构方程:

$$\dot{\epsilon} = 7.977 \times 10^{15} [\sinh(0.004\sigma)]^{5.653\ 8} \times \exp[-412.367/(RT)]$$

2.3 变形条件对显微组织的影响

图 5 为 Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr 合金在应变速率为 $0.01\ \text{s}^{-1}$ 条件下不同温度的变形组织。其中,图 5a 为原始状态的显微组织,经观察可以发现原始组织为大小不均匀的等轴组织,晶粒尺寸分布在 $100\sim 200\ \mu\text{m}$ 之间。在应变速率为 $0.01\ \text{s}^{-1}$ 条件下,经 $950\ ^\circ\text{C}$ 变形后,原来大小不均匀的等轴晶粒被拉长成纤维状,晶界比较平直,存在有局部塑性流动现象,且流动方向与试样的压缩方向呈一定角度(约为 45°)。由于最大剪应力主要发生在该方向,在变形过程中容易产生微裂纹,因此在实际应用中应尽量避免^[26]。另外,也可以看到该显微组织中没有发现动态再结晶的新晶粒,结合图 1a 可以判断该变形条件下发生的是动态回复。随着温度继续升高到 $1\ 050\ ^\circ\text{C}$,在局部晶界处可以看到出现了再结晶的细小晶粒,类似链条状分布在纤维状大晶粒的晶界上,表现为典型的“项链状”组织特征^[27~29],说明已经开



(a) 原始组织 (b) $950\ ^\circ\text{C}$ (c) $1\ 050\ ^\circ\text{C}$ (d) $1\ 100\ ^\circ\text{C}$

图 5 铝合金原始组织及在 $0.01\ \text{s}^{-1}$ 条件下不同温度热变形后的显微组织

Fig.5 The original microstructure of the alloy and the microstructure after thermal deformation at $0.01\ \text{s}^{-1}$

始发生了动态再结晶,属于动态再结晶的开始阶段,见图5c。当温度升高到1100℃时,再结晶晶粒数目和体积分数明显增加,很多区域已经发生了明显的动态再结晶,局部原有拉长的纤维状大晶粒被细小等轴的再结晶晶粒(平均粒径为20 μm)所替代,也残存有少量的拉长晶粒,表明动态再结晶过程局部比较充分,见图5d。由此可见,当变形温度不断升高时,变形机制从较低温度时的动态回复逐渐过渡到较高温度的动态再结晶,变形机制发生了明显变化。这是因为随着温度升高,一方面使得位错的滑移、攀移和原子扩散更容易进行,进一步促进了动态再结晶的进行;另一方面温度升高也会导致再结晶临界变形程度不断降低,从而促进动态再结晶的发生。

图6为Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr合金在1100℃条件下不同应变速率的显微组织。当应变速率为0.01 s⁻¹时,大部分区域存在明显的动态再结晶组织,也发现了少量的晶界比较平直的纤维状大晶粒,见图6a。当应变速率增加到0.1 s⁻¹时,动态再结晶区域几乎消失,呈

现大面积的纤维状组织,仅在局部的晶界上有少量的小颗粒再结晶晶粒出现,也就是动态再结晶刚开始的阶段,见图6b。随着应变速率进一步增加到1 s⁻¹时,在拉长的纤维状组织中局部区域晶粒的晶界发生扭转、断裂并消失,细长纤维组织局部存在比较集中的条带和局部塑性流动现象,流动方向与试样的压缩方向呈约45°的角度^[26],说明该区域塑性变形极不均匀,见图6c。结合图1a~图1c可以看出,当0.01~0.1 s⁻¹低应变速率时软化机制以动态再结晶为主,当应变速率达到1 s⁻¹时,软化机制主要是动态回复。这是因为当应变速率较低时,合金晶粒有一定的时间可以完成形核和生长,有利于动态再结晶的进行。当应变速率不断增加时,由于变形时间较短,导致新的晶粒来不及形核,致使动态再结晶难以发生。随着应变速率进一步提高,变形过程产生的热效应由于来不及分散而变得更加明显,加之压缩本身存在变形不均匀现象,在局部热效应的影响下导致合金局部软硬性能差异变大,更进一步加剧了变形的不均匀性。

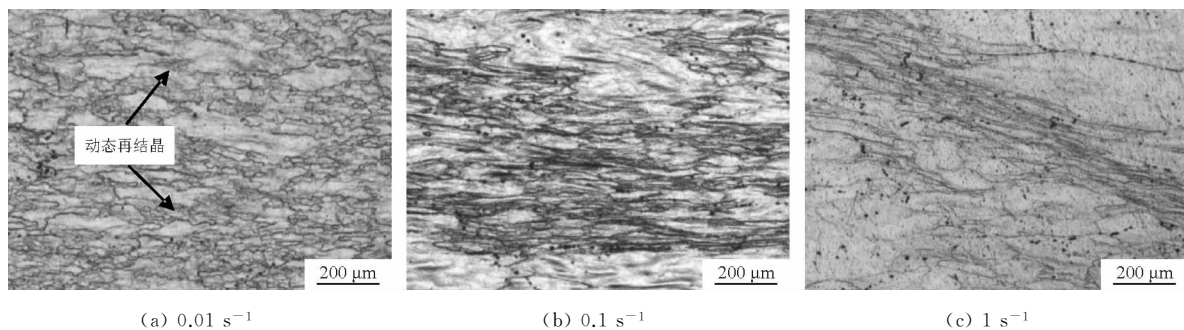


图6 钼合金在1100℃条件下不同应变速率的显微组织

Fig.6 Microstructure of the alloy at 1100 °C at different strain rates

综上,热压缩变形温度和应变速率对Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr合金显微组织具有显著的影响。随着应变速率降低和变形温度升高,合金的软化机制由动态回复向动态再结晶过渡,而且动态再结晶可明显细化晶粒尺寸。

3 结 论

(1)Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr合金流变应力曲线在低应变速率和较高温度时呈现出以动态再结晶为主的特征,在高应变速率和较低温度时呈现出以动态回复为主的特征,且流变应力均随着温度的升高或应变速率的下降呈降低趋势。

(2)采用Arrhenius方程式计算获得合金的平均热变形激活能为412.36 kJ·mol⁻¹,构建的本构方程为:
 $\dot{\epsilon} = 7.977 \times 10^{15} [\sinh(0.004\sigma)]^{5.6538} \times \exp[-412.367/(RT)]$ 。

(3)随着应变速率降低和变形温度升高,Nb-Ti-Al-Mo-W-Zr合金的软化机制由动态回复向动态再结晶转变。

参 考 文 献

- [1] 《稀有金属材料加工手册》编写组. 稀有金属材料加工手册[M]. 北京:冶金工业出版社,1984.
- [2] 冯景苏. 钕应用的新进展[J]. 稀有金属材料与工程,1994,23(3): 7-12.
- [3] 黄虹,黄金昌. 航空航天推进系统用钕基复合材料[J]. 稀有金属与硬质合金,1999,138(9): 61-65.
- [4] 郭青蔚,王肇信. 现代钕钼冶金[M]. 北京:冶金工业出版社,2009.
- [5] 蔡小梅,郑欣,李中奎,等. 热轧温度对低密度Nb-Ti-Al-V-Zr-C合金性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程,2012,41(6): 1094-1096.
- [6] 郑欣,白润,蔡小梅,等. 新型钕合金研究进展[J]. 中国材料进展,2014,33(Z1): 586-594.
- [7] ALLAMEH S M, HAYES R W, LI M, et al. Microstructure and mechanical properties of a β Nb-Ti based alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2002, A328: 122-132.

- [8] SIKKA V K, LORIA E A. Characteristics of a multicomponent Nb-Ti-Al alloy via industrial-scale practice[J]. Materials Science and Engineering, 1997, A239-240: 745-751.
- [9] GRYLLS R J, BANERJEE S, PERUNGULAM S, et al. On the discontinuous yielding phenomena observed in a Nb-Ti-Al alloy[J]. Intermetallics, 1998, 149(6): 749-752.
- [10] LORIA E A. The processing-microstructure-property relationship for a multicomponent Nb-Ti-Al alloy[J]. Materials Science and Engineering, 1999, A271(1-2), 430-438.
- [11] 白润, 郑欣, 蔡小梅, 等. 低密度钼合金焊接接头组织与性能的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(5): 1 302-1 307.
- [12] 蔡小梅, 郑欣, 白润, 等. 低密度钼合金应力-应变曲线及微观组织研究[J]. 稀有金属与硬质合金, 2018, 46(6): 77-80.
- [13] 王峰, 郑欣, 白润, 等. 低密度 NbTiAlVZr 合金的微观组织和力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(11): 1 972-1 975.
- [14] 唐新阳, 肖来荣, 余宸旭, 等. Nb-Ti-Al 高温合金的热变形行为及热加工图[J]. 热加工工艺, 2016, 45(7): 1-5.
- [15] 余宸旭, 肖来荣, 赵雷, 等. Nb-Ti-Al 高温合金的再结晶动力学和晶粒长大行为[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(z2): 40-45.
- [16] 刘建飞, 肖来荣, 余宸旭, 等. Nb-38Ti-12Al 高温合金的氧化行为[J]. 宇航材料工艺, 2015, 45(5): 52-56.
- [17] ZAHIRI S H, DAVIES C H J, HODGSON P D. A mechanical approach to quantify dynamic recrystallization in polycrystalline metals[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(4): 299-304.
- [18] 杜诗文, 陈双梅. LZ50 钢的热变形行为及热加工图[J]. 材料热处理学报, 2016(3): 223-229.
- [19] BEYERLEIN I, TOME C. A dislocation-based constitutive law for pure Zr including temperature effects[J]. International Journal of Plasticity, 2008, 24(5): 867-895.
- [20] MOHAMMADI H, EIVANI A R, SEYEDEIN S H, et al. An investigation of hot deformation behavior of Zr-22Al alloy and development of its processing maps during isothermal compression[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 14: 507-520.
- [21] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9): 1 136-1 138.
- [22] JONAS J J, SELLARS C M, MCTEGART W J. Strength and structure under hot working conditions[J]. Metallurgical Reviews, 1969(14): 1-24.
- [23] 陈龙, 司家勇, 刘松浩, 等. 挤压态 FGH4096 合金的热变形行为及热加工图[J]. 材料导报, 2019(6): 2 047-2 054.
- [24] 钱昊, 杨银辉, 曹建春, 等. Fe-18Cr-9Mn-1.1Ni-1.1Mo-0.2N 节 Ni 型双相不锈钢高温热变形行为[J]. 材料导报, 2019(6): 2 040-2 046.
- [25] MA Z, HU F, WANG Z, et al. Constitutive equation and hot processing map of Mg-16Al magnesium alloy bars[J]. Materials, 2020(13): 3 107.
- [26] WAN P, ZOU H, WANG K L, et al. Hot deformation characterization of Ti-Nb alloy based on GA-LSSVM and 3D processing map[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021 (13): 1 083-1 097.
- [27] 张志强, 李佳浩, 黄镇, 等. Mg-10Gd-3Y-0.6Zr-1Ag 镁合金热压缩变形行为研究[J]. 材料科学与工艺, 2014, 22(6): 1-5.
- [28] LIU Z G, LI P J, XIONG L T, et al. High-temperature tensile deformation behavior and microstructure evolution of Ti55 titanium alloy[J]. Materials Science & Engineering, 2017, A680: 259-269.
- [29] CAI Z M, JI H C, PEI W C, et al. Hot workability, constitutive model and processing map of 3Cr23Ni8Mn3N heat resistant steel[J]. Vacuum, 2019, 165: 324-336.

(编辑: 刘晨辉)

俄罗斯开发出镁合金设备防腐复合涂层

俄罗斯科学院远东分院化学研究所电化学系统和表面改性工艺部门科研人员开发出一种保护镁合金的聚合物复合涂层。使用该方法可在镁合金表面形成几乎没有瑕疵的表面结构。

镁合金广泛用于包括汽车和飞机零件制造等领域。镁合金不仅很轻,而且非常坚固,但同时也有易受腐蚀和磨损等明显缺陷。因此,使用该材料制成的设备使用寿命比较短,且维修或替换都比较昂贵。为给这种材料提供保护,科研人员正在研发一种涂层,可防止侵蚀性环境破坏镁合金部件和结构,然而,这种涂层往往易出现小孔和微裂纹,如果长时间暴露在侵蚀性环境中,涂层也无法完全保护机械零件不被腐蚀。

据悉,俄罗斯科研人员使用了超分散聚四氟乙烯。这种聚合材料在日常生活中用于餐具不沾涂层,耐热、耐寒、弹性好而且具有很好的防水性。此外,它的化学稳定性胜过所有已知合成材料,不受酸碱影响。

科研人员用全新的方法将复合涂料涂在镁合金样本上:用等离子体电解氧化(PEO)技术,再喷涂聚合物。先在合金表面涂上 PEO 涂层,然后在涂层的小孔和表面均匀喷涂超分散聚四氟乙烯粉末,最后,将样本放在 300 摄氏度的炉内烘干。这样获得的涂层,瑕疵仅为 PEO 涂层的三分之一,因为聚合物会渗入小孔和微裂缝,将之封闭。在复合涂层的保护下,镁合金样本比未处理的材料更耐腐蚀。如果反复喷涂,保护性会更强。

为检验涂层的耐磨性,研究人员对样本进行了长时间的摩擦测试。结果显示,带有复合涂层的合金失去完整性(磨损)的速度比带有基本 PEO 涂层的合金慢 27 倍。

(摘自中国有色金属报)