

置氢处理对铸态 TiZrAlV 合金高温变形行为及显微组织的影响

唐 敏, 陈莉君, 王 轩, 栾佰峰, 刘 庆

(重庆大学 材料科学与工程学院 教育部轻合金材料国际联合实验室 轻金属科学与技术重庆市重点实验室, 重庆 400044)

摘 要: 为了探究置氢处理对 45Ti-47Zr-5Al-3V 合金高温变形行为及显微组织的影响, 利用动态热模拟试验机, 对置氢与未置氢的铸态合金在不同变形条件下进行热压缩, 并构建了本构方程及热加工图。结果表明, 加入适量的氢可以显著降低 TiZrAlV 合金的流变应力和变形激活能, 计算得到未置氢合金热压缩变形激活能为 339.7 kJ/mol, 而置氢后的激活能为 286.5 kJ/mol, 适宜的加工参数为 650~900 °C, 0.01~1 s⁻¹。OM 和 EBSD 显微组织观察表明, 置氢能细化铸态组织, 增加 β 相含量, 促进动态再结晶, 从而显著降低了合金的流变抗力, 扩大了热加工窗口, 提高了热加工性能。

关键词: 置氢; TiZrAlV 合金; 本构方程; 动态再结晶

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)02-0568-07

高温合金因强度高、耐热耐蚀性好等优点而被广泛用于高温结构材料领域并具有广泛的应用前景。然而, 一般情况下高温合金塑性较差, 容易在加工过程中产生开裂, 需要在高变形温度及较低的应变速率条件下加工成形, 从而限制了其应用^[1,2]。

氢在金属结构材料中一直被当作有害元素, 如使材料产生氢脆等现象。但是氢也可作为一种临时合金元素来提高合金的热加工性能^[3,4]。20 世纪 50 年代, 研究学者就已经发现添加适量的氢可提高钛合金的塑性^[5,6]。温道胜等^[7,8]通过研究热氢处理对 TiAl 基金属间化合物高温变形行为的影响发现, 与未置氢相比, 置氢不仅使合金峰值流变应力显著下降, 还促进位错运动、动态再结晶和孪生变形。宗影影等^[9]通过实验发现, Ti₂AlNb 合金板材在 930 °C 变形时, 置氢合金的峰值应力比未置氢合金下降了约 36%, 伸长率提高了约 53%。侯洪亮等^[10]发现 Ti6Al4V 合金加入质量分数 0.1% 的氢, 其峰值流变应力降低 53%。张勇等^[11]研究发现, 加入 0.2% 的氢可使 Ti25Al10Nb3V1Mo(质量分数, %, 下同)合金峰值应力降低 37%~45%。以上研究均表明, 置氢处理技术能显著降低流变应力, 促进再结晶, 从而提高钛合金的高温变形能力, 明显改善热加工性能, 降低钛合金的制造成本。

近年来, 一些学者^[12,13]开发了一系列具有较好综合力学性能和耐磨性能的新型 TiZrAlV 合金, 该合金

强度高达 1690 MPa, 但室温成形性能较差, 难以满足复杂结构的需求^[14]。为了提高 TiZrAlV 合金的热变形能力, 本实验通过研究置氢处理对铸态 TiZrAlV 合金高温变形行为及其显微组织的影响规律, 以期获得一种有效改善合金热加工性能的方法。

1 实 验

实验材料为 45Ti-47Zr-5Al-3V (TiZrAlV) 铸态合金, 原材料为海绵锆(Zr+Hf \geq 99.5%)、海绵钛(Ti \geq 99.7%)、工业纯铝(Al \geq 99.5%)以及纯钒(V \geq 99.9%)。采用的置氢工艺为液态置氢。液态置氢工艺是将合金熔炼时的保护气体氩气换为氢气与氩气的混合气体, 混合气体中的氢分压由气体分析系统所监测。通过调整氢气与氩气的体积分数, 可以得到不同氢分压的混合气体, 氢原子在合金中的溶解受到混合气体中氢分压的影响, 因此可以得到不同含氢量的合金^[15]。采用高真空非自耗电弧炉熔炼, 极限真空度 1×10^{-3} Pa, 通过 JF-2200 系统控制炉内氢气和氩气体积分数, 分别制备出不含氢与含氢的 TiZrAlV 铸态合金, 0H 和 20H 表示炉内氢含量的体积分数(也表示未置氢和置氢合金样品)。

利用线切割将铸态 TiZrAlV 合金加工成 $\Phi 6$ mm \times 9 mm 圆柱样品, 采用 Gleeble-3500 型动态热模拟试验机进行热压缩模拟实验, 变形温度为 600、700、800 和 900 °C, 应变速率为 0.001、0.01、0.1 和 1 s⁻¹, 试

收稿日期: 2020-02-21

基金项目: 国家自然科学基金(51531005, 51421001, 51901029)

作者简介: 唐 敏, 女, 1994 年生, 硕士生, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 023-65106067, E-mail: 1240594460@qq.com

样的压缩变形量为 50%，加热升温速率为 10 °C/s，保温 3 min 后在设定条件下进行热压缩，变形结束后立即水淬。随后将热压缩样品沿压缩轴向剖开，经机械研磨、化学腐蚀或电解抛光后利用金相显微镜(OM)和电子背散射衍射(EBSD)技术进行显微组织观察。

2 结果及讨论

2.1 置氢对铸态组织的影响

图 1 为未置氢与置氢 TiZrAlV 合金的铸态组织。从图 1 中可看出，未置氢(0H)的 45Ti-47Zr-5Al-3V 合金热变形前为粗大的 β 相晶粒，晶粒内分布着大量的 α 相。置氢(20H)后样品组织中晶粒发生了明显的细化， α 相含量明显减少，这说明置氢处理抑制了 α 相的析出，增加了 β 相的稳定性。

2.2 置氢对热压缩变形行为的影响

图 2 为 2 种铸态 45Ti-47Zr-5Al-3V 合金在应变速率 0.001~1 s⁻¹、变形温度 600~900 °C 下热压缩后得到的应力-应变曲线。从图 2 可以看出，置氢与未置氢合金的流变应力随热压缩温度的升高而下降，随应变速率的升高而升高。在低温高应变速率条件下，加工硬化使得流变应力快速到达峰值，随后应力值由于变形组织发生流变软化快速降低。高温低应变速率条件下，由于动态再结晶和动态回复等引起的软化很快与加工硬化达到平衡状态，应力-应变曲线呈现较平稳的状态；随着应变速率降低以及变形温度升高，应力下降的趋势逐渐减小，流变曲线转变为典型的动态再结晶型，即流变应力在变形过程中达到峰值后下降至稳定的应力阶段。现有文献中也有类似现象的报道^[16-18]，大幅度的应力下降可能和变形过程中晶界处运动位错的消失有关。置氢合金的应力-应变曲线与未置氢合金的变化趋势一致，且在相同变形条件下，置氢合金的流变应力普遍低于未置氢合金，即更快地到达应力峰

值后出现应力降低并进入稳态流变阶段，说明置氢处理促进了合金的动态软化，即动态回复及动态再结晶。图 2a 中，应变速率为 0.001 s⁻¹、温度为 600 °C 时，置氢对合金的流变应力峰值影响不大，未出现明显的软化现象；当温度到达 700 °C 时，置氢使合金出现了显著的软化效应，出现了明显的应力降低；随着压缩温度进一步升高，置氢处理仍使合金的峰值应力有所降低，但幅度较小。而随着应变速率的减小，置氢合金在 600 °C 及以上温度变形条件下均明显出现峰值应力下降，合金在更小的应变条件下达到了峰值应力，如图 2b、2c、2d 所示，这就意味着置氢处理可以明显促进合金的动态再结晶，降低合金的流变应力。

2.3 本构关系

流变应力是表征材料高温变形能力的重要参数，是变形体内组织演变的综合反映。在金属材料的热变形过程中，应变速率、变形温度以及变形程度成为影响流变应力的主要因素。根据置氢与未置氢 TiZrAlV 合金高温热压缩模拟试验所获得的真应力-应变数据，以双曲线正弦 Arrhenius 模型为基础构建了热变形过程本构方程。研究表明，金属高温变形应变速率 $\dot{\epsilon}$ 、温度 T 与流变应力 σ 之间的数学关系可分别表示为如下 3 种情况^[19,20]：

低应力水平 $\alpha\beta < 0.8$ ：

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

高应力水平 $\alpha\beta > 1.2$ ：

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

全部应力通用：

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

式中， $\dot{\epsilon}$ 表示应变速率； σ 表示峰值应力或稳态流变应力； A 、 A_1 、 A_2 、 α 、 β 均为材料常数； n 、 n_1 为应力指数； Q 为变形激活能； T 为绝对温度，单位为 K； R 为气体常数，其值为 8.314 J/(mol·K)； α 、 β 和 n_1 之间满足： $\alpha = \beta/n_1$ 。

温度和应变速率对热变形过程的影响用 Zener-Holloman 参数表示：

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

通过式(3)和式(4)的转化以及双曲正弦函数的定义， Z 表达如下：

$$Z = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (5)$$

对式(3)两边取对数后进行微分，便得到变形激活能的公式如下：

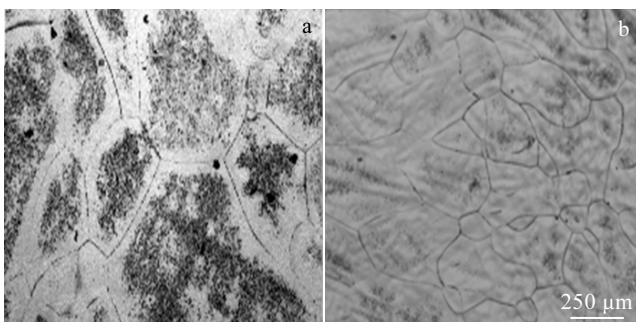


图 1 未置氢与置氢 TiZrAlV 合金铸态组织特征

Fig.1 As-cast microstructures of unhydrogenated 0H (a) and hydrogenated 20H (b) TiZrAlV alloys

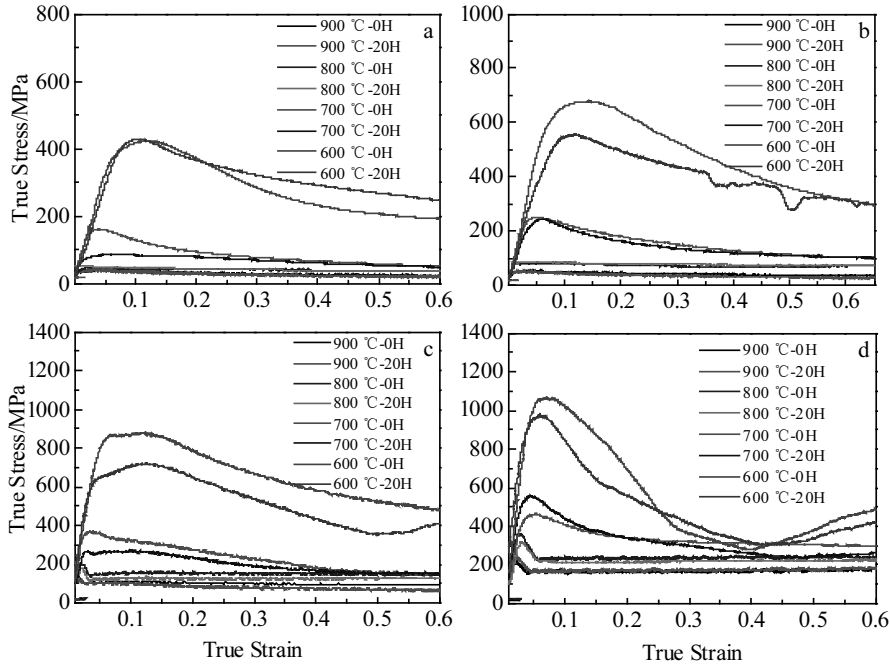


图 2 不同变形条件下未置氢与置氢 TiZrAlV 合金的热压缩真应力-应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of unhydrogenated (0H) and hydrogenated (20H) TiZrAlV alloys under different deformation conditions: (a) 0.001 s⁻¹, (b) 0.01 s⁻¹, (c) 0.1 s⁻¹, and (d) 1 s⁻¹

$$Q = \left\{ \frac{\partial(\ln \dot{\epsilon})}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (6)$$

根据图 2 得到的不同变形条件下的流变应力峰值、应变和对应温度数据，分别绘制出置氢与未置氢 TiZrAlV 合金的 $\sigma-\ln \dot{\epsilon}$ 、 $\ln \sigma-\ln \dot{\epsilon}$ 、 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln \dot{\epsilon}$ 、 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1/T$ 、 $\ln Z-\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线，见图 3、图 4 和图 5，计算得到置氢前后各参数值列于表 1。

综上，将热压缩变形关系式中所有相关材料参数分别代入式(3)，即可获得未置氢与置氢 TiZrAlV 合金在 600~900 °C 的高温压缩变形本构方程如下：

$$\dot{\epsilon} = 7.26 \times 10^{13} [\sinh(0.0074\sigma)]^{2.89} \exp(-339.7 \times 10^3/RT) \quad (7)$$

$$\dot{\epsilon} = 5.32 \times 10^{11} [\sinh(0.0096\sigma)]^{2.76} \exp(-286.5 \times 10^3/RT) \quad (8)$$

2.4 热加工图构建

热加工图不仅能反映材料在不同变形条件下内部组织的变化情况，而且还可以用来判断材料的可加工性，从而为制定最佳的加工工艺提供理论依据^[21]。为了更好地掌握置氢对 TiZrAlV 合金热加工性能的影响，分别将置氢与未置氢 TiZrAlV 合金的功率耗散图和失稳图叠加构成热加工图。通过三次多项式拟合 $\ln \sigma-\ln \dot{\epsilon}$ 系图，便得到不同温度下的 $\ln \sigma$ 的表达式如下：

$$\ln \sigma = A + B \ln \dot{\epsilon} + C \ln^2 \dot{\epsilon} + D \ln^3 \dot{\epsilon} \quad (9)$$

对式(9)两边取偏导即为应变速率敏感因子 m 的表达式：

$$m = B + 2C \ln \dot{\epsilon} + 3D \ln^2 \dot{\epsilon} \quad (10)$$

把不同应变速率值代入上式后即可求出 m 值。材料在塑性变形时的功率耗散因子用 η 表示：

$$\eta = \frac{2m}{m+1} \quad (11)$$

由最大熵原理，采用 $\zeta(\dot{\epsilon})$ 为失稳判断依据：

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \lg \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \lg \dot{\epsilon}} \quad (12)$$

由图 6a 所示未置氢 TiZrAlV 合金的热加工图可以看出，未置氢合金的塑性变形区间较窄，在本研究的变形条件下，失稳区域主要集中在 600~750 °C，0.01~1 s⁻¹ 区间，适宜的塑性变形区域主要为 775~900 °C，0.01~0.1 s⁻¹。而置氢合金的热加工图失稳区域明显减小(主要集中在 600~630 °C，0.5~1 s⁻¹ 区间)，热加工窗口显著拓宽，适宜的塑性变形区间扩大为 650~900 °C，0.01~1 s⁻¹，如图 6b 所示。

2.5 微观组织演变

图 7 所示为置氢前后 TiZrAlV 合金在 700 °C 不同应变速率条件下的流变应力峰值变化。由图可知，在同一温度不同应变速率条件下，随着应变速率的提高，流变应力峰值也相应增大，但未置氢合金相比，相同变形条件下置氢合金的流变应力均显著下降。

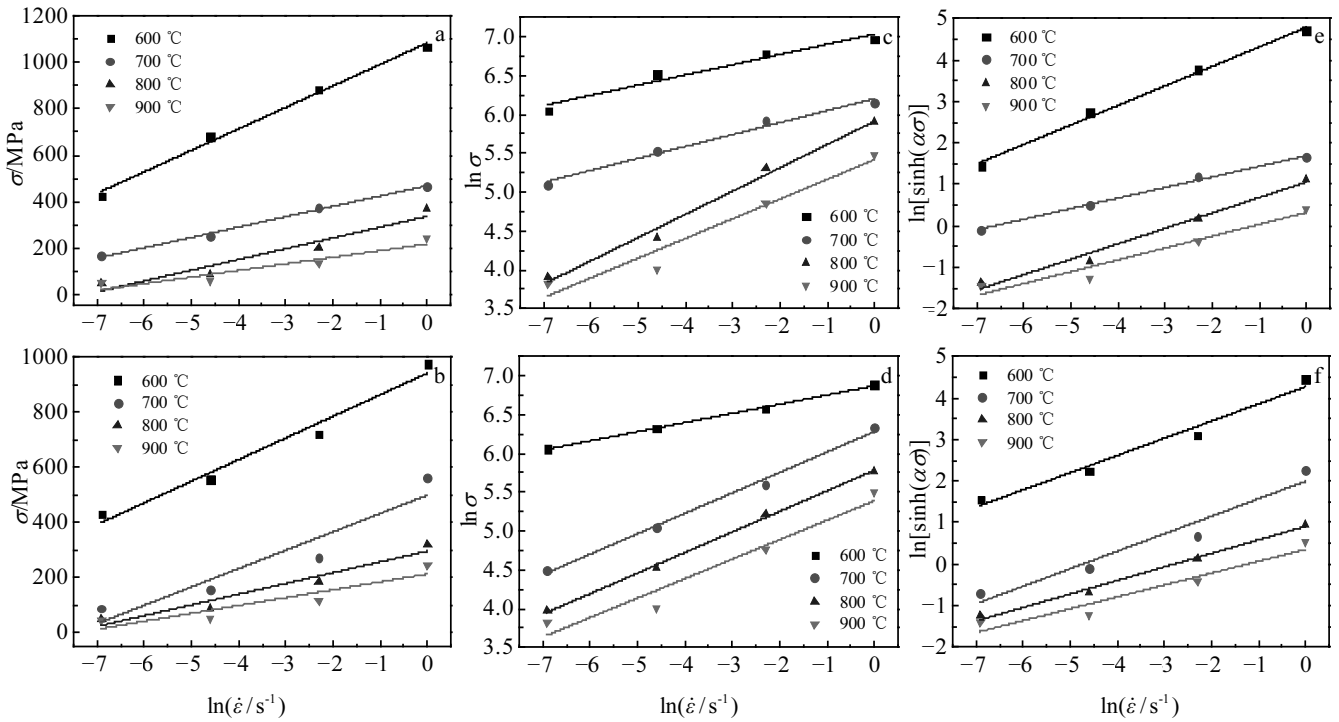


图 3 未置氢与置氢 TiZrAlV 合金流变应力与应变速率间的关系

Fig.3 Relationships between flow stresses and strain rates of unhydrogenated 0H (a, c, e) and hydrogenated 20H (b, d, f) TiZrAlV alloy

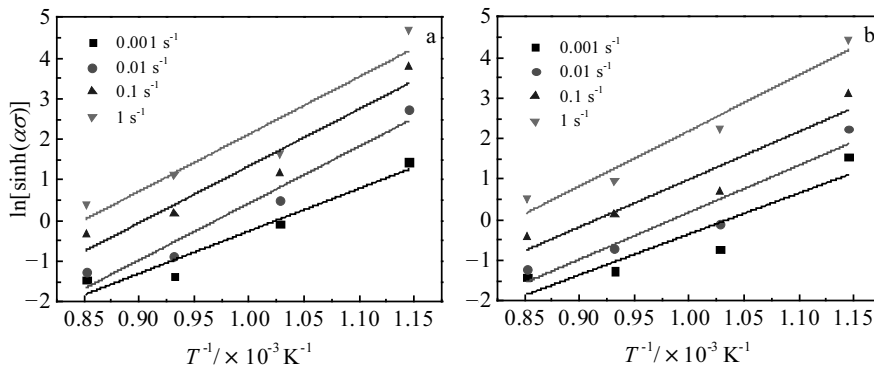


图 4 未置氢与置氢 TiZrAlV 合金流变应力与变形温度的关系

Fig.4 Relationships between flow stresses and deformation temperatures of unhydrogenated 0H (a) and hydrogenated 20H (b) TiZrAlV alloys

为了探究置氢对 TiZrAlV 合金高温变形显微组织的影响规律，选取 TiZrAlV 合金在 700 °C，0.01 s⁻¹ 变形条件下的微观组织进行分析，表征部位均为变形合金大变形区域。

如图 8 所示，8a、8b 为反极图配色的取向分布图 (IPF 图)；8c、8d 为相图，红色代表 α 相，黄色代表 β 相；8e、8f 代表再结晶组织分布图，蓝色代表完全再结晶，黄色代表亚结构，红色表示变形组织。置氢前后合金的平均晶粒尺寸、β 相含量以及再结晶晶粒分

数见表 2。由图 8a、8b 可以看出，置氢前后合金变形组织均发生动态再结晶，图 8a 存在较多的变形 β 相及晶粒尺寸细小的 α 相，8b 中 β 相和 α 相晶粒尺寸都明显长大，且在氢的作用下晶粒大小更加均匀。未置氢合金的平均晶粒尺寸约为 0.65 μm，置氢后平均晶粒尺寸增加至 0.72 μm，说明置氢处理促进动态再结晶及晶粒长大。因为一方面，置氢处理降低了合金的 β 相转变点，从而使合金的再结晶温度也降低，在相同温度下变形后置氢合金的晶粒较大；另一方面，氢原

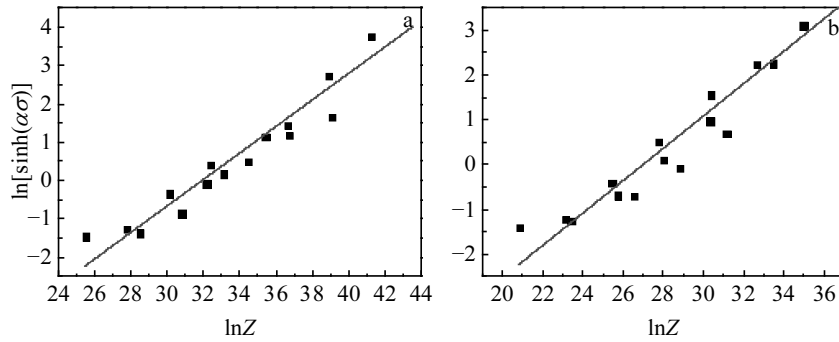


图 5 未置氢与置氢 TiZrAlV 合金的 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-\ln Z$ 的关系

Fig.5 Relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $\ln Z$ of unhydrogenated 0H (a) and hydrogenated 20H (b) TiZrAlV alloys

表 1 置氢前后 TiZrAlV 合金的参数

Table 1 Parameters of unhydrogenated and hydrogenated TiZrAlV alloys

Alloy	n_1	β/MPa^{-1}	$Q/\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$	n	A/s^{-1}
TiZrAlV-0H	8.93	0.07	339.7	2.89	7.26×10^{13}
TiZrAlV-20H	6.01	0.06	286.5	2.76	5.32×10^{11}

子在合金中更倾向于向晶界移动，从而促进了位错运动^[22]，间接也促进了再结晶晶界的迁移和晶粒的长大。图 8c、8d 显示，相比于未置氢合金，置氢合金 α 相含量明显减少， β 相含量增加约 12.8%，说明置氢降低了 β 相转变点，提高了 β 相的稳定性，使得在相同

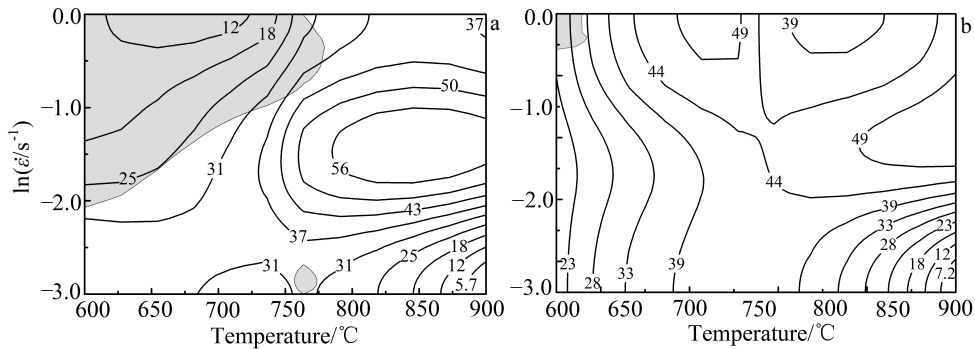


图 6 置氢前后 TiZrAlV 合金的热加工图

Fig.6 Hot working maps of unhydrogenated 0H (a) and hydrogenated 20H (b) TiZrAlV alloys

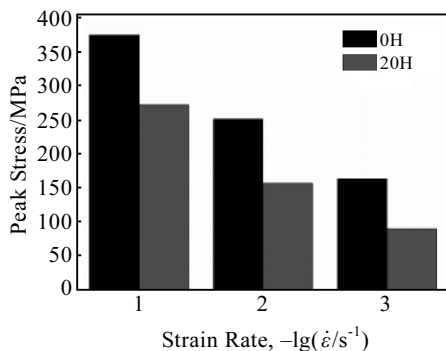


图 7 置氢前后 TiZrAlV 合金在 700 °C 不同应变速率条件下的峰值应力变化

Fig.7 Peak stress variation of unhydrogenated and hydrogenated TiZrAlV alloys at 700 °C and different strain rates

温度下置氢后合金 β 相含量增加。此外，由于 β 相为体心立方结构， α 相为密排六方结构， β 相的塑性远强于 α 相，这也是导致置氢合金的流变应力显著下降的原因。如图 8e、8f 和表 2 所示，在相同的变形条件下，置氢合金 α 相和 β 相发生完全再结晶的晶粒较未置氢合金分别增加 19.4% 和 10.1%，说明置氢能显著促进合金的动态再结晶。综上，置氢处理降低了 β 转变温度，增加了 β 相的含量，促进了合金的动态再结晶，从而使合金的流变应力显著降低、塑性明显提高。

图 9 为置氢前后 TiZrAlV 合金在 700 °C， 0.01 s^{-1} 下变形后的 KAM (kernel average misorientation) 图，绿色区域代表高密度位错区，而蓝色区域则代表低密度位错区域。KAM 图由数据处理软件 Channel 5 生成，用来定性表征材料塑性变形程度，它是利用每一个像

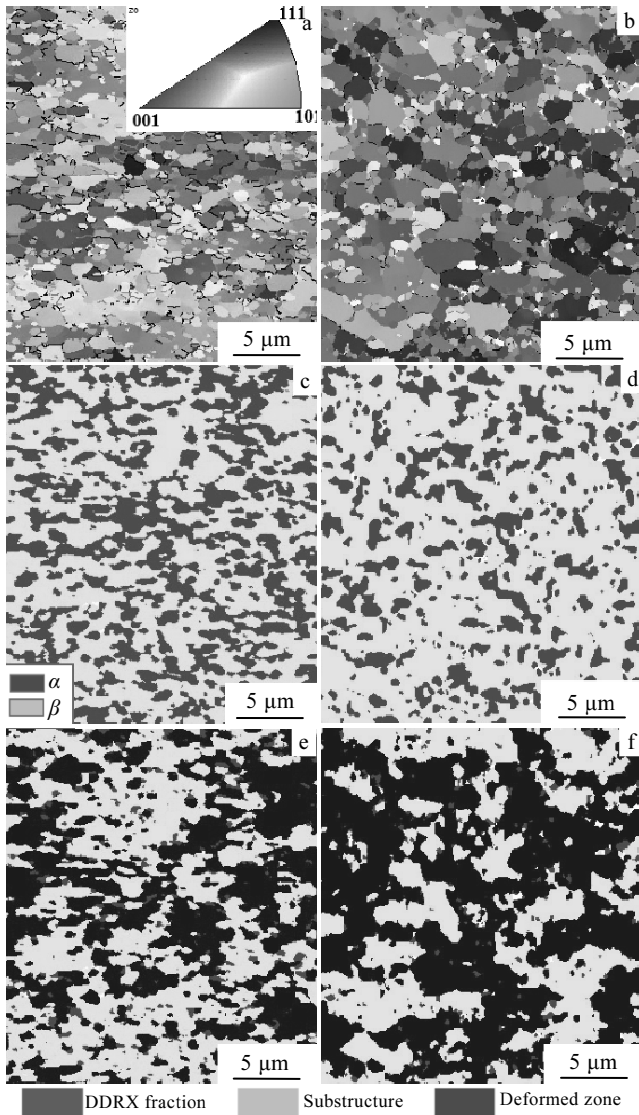


图 8 置氢前后 TiZrAlV 合金在 0.01 s⁻¹, 700 °C 变形条件下的微观组织

Fig.8 Microstructures of unhydrogenated 0H (a, c, e) and hydrogenated 20H (b, d, f) TiZrAlV alloys under deformation condition of 0.01 s⁻¹, 700 °C: (a, b) IPF; (c, d) phase maps; (e, f) recrystallization distribution

表 2 置氢前后 TiZrAlV 合金各参数对比

Table 2 Comparison of parameters of unhydrogenated and hydrogenated TiZrAlV alloys

Alloy	Average grain size/μm	Area fraction of β/%	Recrystallization fraction of α/%	Recrystallization fraction of β/%
TiZrAlV-0H	0.65	59.3	41.1	52.5
TiZrAlV-20H	0.72	72.1	60.5	62.6

素点与其最近邻点的取向偏差的平均值做图得到。从图 9a 可以看出, 当变形温度为 700 °C 时, 未置氢合金

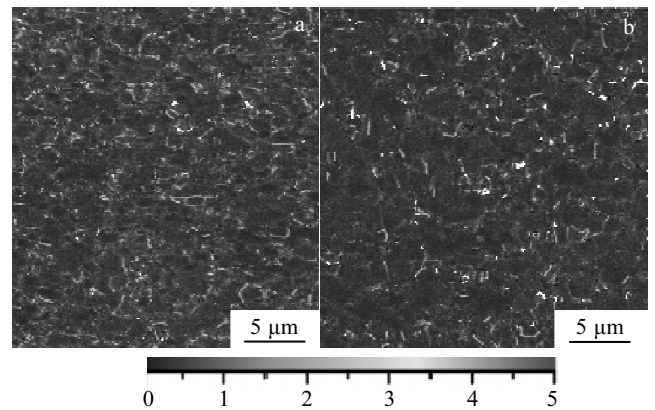


图 9 置氢前后 TiZrAlV 合金在 700 °C, 0.01 s⁻¹ 下变形后的 KAM 图

Fig.9 KAM maps of unhydrogenated 0H (a) and hydrogenated 20H (b) TiZrAlV alloys deformed at 700 °C and 0.01 s⁻¹

变形后内部出现较多晶格畸变区域或高密度位错区域。图 9b 显示, 置氢合金变形后 KAM ≤ 1 的区域(图中蓝色区域)面积分数显著增大, 位错密度显著降低。这是由于置氢有利于 β 相的转变, 体心立方 β 相具有更多的滑移系, 从而促进位错运动和动态再结晶, 因此显著降低晶粒的畸变程度和位错密度。

3 结 论

1) TiZrAlV 合金中加入适量的氢可以显著改变其压缩应力-应变特性并提高其热加工性能。计算得出未置氢合金的热变形激活能为 339.7 kJ/mol, 而置氢合金的热变形激活能降低到 286.5 kJ/mol, 构建的未置氢与置氢合金双曲正弦本构关系模型分别为:

$$\dot{\epsilon} = 7.26 \times 10^{13} [\sinh(0.0074\sigma)]^{2.89} \exp(-339.7 \times 10^3 / RT)$$

$$\dot{\epsilon} = 5.32 \times 10^{11} [\sinh(0.0096\sigma)]^{2.76} \exp(-286.5 \times 10^3 / RT)$$

2) 氢可以显著扩大 TiZrAlV 合金的热加工窗口, 对于未置氢合金, 失稳区较大, 适宜的塑性加工区间为 775~900 °C, 0.01~0.1 s⁻¹; 而置氢合金的失稳区很小, 适宜的热加工区间扩大为 650~900 °C, 0.01~1 s⁻¹。

3) 置氢处理能细化铸态组织晶粒, 提高 β 相含量, 还可以促进位错运动和动态再结晶, 有利于降低位错密度和提高加工变形能力。

参考文献 References

[1] Liu Y, Yang D Z, He S Y *et al.* *Materials Characterization*[J], 2003, 50(4): 275
 [2] Yazdaniyan M M, Edrisy A, Alpas A T *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2007, 202(4): 1182

- [3] Eliezer D, Eliaz N, Senkov O N *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 280(1): 220
- [4] Zhang Xuemin, Zhao Yongqing, Zeng Weidong. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(15): 3489
- [5] Han Mingchen(韩明臣). *Aerospace Materials and Technology* (宇航材料工艺)[J], 1999, 29(1): 23
- [6] Senkov O N, Froes F H. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 1999, 24(6): 565
- [7] Wen Daosheng(温道胜), Zong Yingying(宗影影), Xu Wenchen(徐文臣) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(11): 1428
- [8] Wen Daosheng, Zong Yingying, Wang Yaoqi *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 656: 151
- [9] Zong Yingying(宗影影), Wen Daosheng(温道胜), Shao Bin(邵斌) *et al.* *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2014, 28(4): 248
- [10] Hou Hongliang(侯洪亮), Huang Chongguo(黄重国), Wang Yaoqi(王耀齐) *et al.* *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2008, 30(11): 1270
- [11] Zhang Yong(张勇). *Thesis for Doctor*(博士论文)[D]. Beijing: Beijing Institute of Aerial Materials, 1996
- [12] Liang S X, Yin L X, Che H W *et al.* *Materials and Design*[J], 2013, 52(24): 246
- [13] Liang S X, Ma M Z, Jing R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 539(2): 42
- [14] Wang Wenqiang(王文强). *Thesis for Doctor*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013
- [15] Su Y Q, Wang L, Luo L S *et al.* *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2009, 34(21): 8958
- [16] Han Yuanfei, Zeng Weidong, Qi Yunlian *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 529(1): 393
- [17] Zhao Jingwei, Ding Hua, Zhao Wenjuan *et al.* *Computational Materials Science*[J], 2014, 92(5): 47
- [18] Tan Yuanbiao, Liu Wenchang, Yuan Hui *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(12): 5284
- [19] Guan Delin(关德林), Zhang Junshan(张俊善). *High Temperature Plastic Deformation of Crystals*(晶体的高温塑性变形)[M]. Dalian: Dalian University of Technology Press, 1989
- [20] Lu Junqiang(卢俊强). *Thesis for Doctor*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2010
- [21] Hao Aiguo(郝爱国), Ji Wei(吉卫), Hao Hualei(郝花蕾) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(17): 141
- [22] Zhao J W, Ding H, Hou H L *et al.* *Materials Science Forum* [C]. Zürich: Trans Tech Publication, 2007: 295

Effect of Hydrogenated Treatment on High-Temperature Deformation Behavior and Microstructure of As-cast TiZrAlV Alloy

Tang Min, Chen Lijun, Wang Xuan, Luan Baifeng, Liu Qing

(Chongqing Key Laboratory for Light Metals, International Joint Laboratory for Light Alloys, Ministry of Education, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: In order to study the influence of hydrogenation on the high temperature deformation behavior and microstructure evolution of 45Ti-47Zr-5Al-3V alloy, a dynamic thermal simulation machine was used to hot compress the as-cast alloy with and without hydrogenation under different deformation conditions. The constitutive equation and hot working maps of the TiZrAlV alloy were established. The results show that the flow stress and deformation activation energy of TiZrAlV alloy can be significantly reduced by adding proper amount of hydrogen. The activation energy of unhydrogenated and hydrogenated alloy is 339.7 and 286.5 kJ/mol, respectively. Meanwhile, the optimum thermal processing parameters are 700~900 °C, 0.01~1 s⁻¹. The OM and EBSD microstructure observations show that adding hydrogen can refine the as-cast structure, increase the β -phase content and promote dynamic recrystallization, thus significantly reducing the flow resistance of the alloy, expanding the hot processing window and improving the thermal processing performance.

Key words: hydrogenation; TiZrAlV alloy; constitutive equation; dynamic recrystallization

Corresponding author: Luan Baifeng, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65106067, E-mail: bfluan@cqu.edu.cn