



W 颗粒增强 Ti 基金属-金属复合材料的 准静态和动态力学行为

李 谋¹, 周 睿^{1,2}, 杜 萌¹, 曹远奎¹, 刘 彬¹, 刘 咏¹

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;

2. 香港城市大学 材料科学与工程系, 香港 999077)

摘 要: Ti 基金属-金属复合材料具有良好的强度和塑性等综合性能。采用扫描电子显微术(SEM)、X 射线衍射(XRD)、材料力学性能试验、分离式霍普金森压杆(SHPB)、MATLAB 软件等分析技术研究了 W 颗粒增强 Ti 基金属-金属复合材料(Ti-W)在准静态和动态下的力学行为。结果表明: Ti-W 复合材料具有 β -Ti 相和 β -W 相组成的双相异质结构; 当 W 元素含量大于 25%(摩尔分数)时, 组织中析出细小的富 W 相。Ti-W 复合材料在准静态下的最高屈服强度和极限强度可达 1567 MPa(Ti-30W)和 1726 MPa(Ti-30W); 动态下最高屈服强度和极限强度可达 2148 MPa(Ti-15W)和 2908 MPa(Ti-30W)。因此, Ti-W 复合材料具有明显的应变速率强化效应。比较了改进的 Johnson-Cook(JC)本构模型和 Back-Propagation(BP)神经网络模型对 Ti-W 复合材料力学行为的适用性, 发现 BP 神经网络能更好地描述 Ti-W 复合材料在准静态和动态下的力学行为。

关键词: Ti-W 金属-金属复合材料; 应变速率强化; Johnson-Cook(JC)本构模型; Back-Propagation(BP)神经网络模型

文章编号: 1004-0609(2022)-01-0066-10

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 李 谋, 周 睿, 杜 萌, 等. W 颗粒增强 Ti 基金属-金属复合材料的准静态和动态力学行为[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(1): 66-75. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37881

LI Mou, ZHOU Rui, DU Meng, et al. Quasi-static and dynamic behavior of W particle reinforced Ti matrix metal-metal composite[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(1): 66-75. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37881

金属-金属复合材料是指将多种金属或合金通过冶金结合制备而成的复合材料, 该材料既保留了不同金属或合金各自的性能特点, 又具有单一金属不具有的综合性能, 具有广阔的应用前景^[1-4]。Ti 及 Ti 合金具有轻质高强和优异的耐腐蚀等诸多优点, 是主要的金属-金属复合材料基体^[5-6]。在 Ti 中添加 W 颗粒后形成的 Ti-W 复合材料具备良好的性能, W 颗粒的引入可以提高复合材料的强度和硬度, 并且延展性损失很小^[7]。目前, 关于 Ti-W 复合材料的研究^[8-9]主要集中在准静态性能。在冲击载荷条件下, 材料的性能要求更加苛刻, 变形机

制也更复杂^[10-14]。

材料的动态本构模型描述了材料的流变应力与应变, 应变速率和温度之间的关系。最常用的动态本构模型是 JC 本构模型。该模型形式简单, 可以通过较少的应力-应变曲线来获得。但是, JC 本构模型在应用时也常常会出现较大的误差, 为了提高模型的准确性, 需要根据实际材料的特性进行修正^[15-16]。人工神经网络方法是一种构建动态本构模型的新方法。这种方法不需要依赖基本原理或者物理规律, 只需根据已有的数据, 就能建立起一个灵活且高度非线性的模型, 已成功地应用于很多合金

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51625404)

收稿日期: 2020-11-24; 修订日期: 2021-07-14

通信作者: 刘 咏, 教授, 博士; 电话: 0731-88836939; E-mail: yonliu@csu.edu.cn

动态本构模型的构建^[17-18]。

本文采用放电等离子烧结和包套锻造的方法制备了 Ti-W 金属-金属复合材料, 对其进行准静态和动态的压缩性能试验, 并建立材料的 JC 本构模型和 BP 神经网络模型, 研究材料在准静态和动态变形下的力学行为。

1 实验

1.1 材料制备

Ti- x W($x=15, 20, 25, 30$, 摩尔分数, %)复合材料以 Ti 元素粉(粒度 $<45\ \mu\text{m}$)和 W 元素粉(粒度 $<2.4\ \mu\text{m}$)为原料。粉末在 V 型混料机上混合 6 h, 并以氩气作为保护气氛。随后, 混合粉末通过放电等离子烧结致密化, 设备型号为日本 LABOX-6020Khv。烧结温度、烧结压力和保温时间分别为 1200 °C、30 MPa 和 5 min。然后, 将烧结后的试样进行包套热锻, 保温温度和保温时间分别为 1000 °C 和 80 min, 在高度方向的总变形量约为 70%。

1.2 组织和性能表征

材料的相结构分析采用的设备是 Rigaku D/MAX-2250 型 X 射线衍射仪。材料的微观组织分析采用的设备是配备有能量散射 X 射线分析仪(EDX)的 FEI Quanta 250 FEG 型扫描电子显微镜。

准静态压缩试验在 Instron 8802 万能材料试验机上进行, 应变速率为 $4\times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$, 采用 $d\ 6\ \text{mm}\times 9\ \text{mm}$ 的圆柱形样品。动态压缩试验是分离式霍普金森压杆上进行, 应变速率为 1654~3521 s^{-1} (应力大于 80%最大应力的平均应变速率), 采用 $d\ 5\ \text{mm}\times 5\ \text{mm}$ 的圆柱形试样。所有的样品均取自锻造变形区。动态压缩试验的数据分析可参考作者前期的工作^[19]。

2 实验结果

表 1 所示为 Ti-W 复合材料的理论密度和实际密度。由于 Ti 和 W 的相互固溶, 复合材料的实际密度大于采用体积不变原则计算出来的理论密度。由表 1 可知, Ti-W 复合材料完全致密, 基本上没有

表 1 Ti-W 复合材料的理论密度和实际密度

Table 1 Theoretical density and real density of Ti-W composites

Composite	Theoretical density/ ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$) ^a	Real density/ ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)
Ti-15W	6.52	6.55
Ti-20W	7.21	7.30
Ti-25W	7.91	7.94
Ti-30W	8.61	8.63

^a Without alloying.

孔隙。材料密度高可归因于其制备工艺: 1) 放电等离子烧结能快速地得到致密度高的材料; 2) 热塑性变形可以进一步消除缺陷, 细化组织。

图 1 所示为 Ti-W 复合材料的相成分分析。结果表明, 四种成分的 Ti-W 复合材料的主要相均为 β -Ti 相和 β -W 相。图 2 所示为 Ti-W 复合材料的显微组织, 表 2 所示为图 2(b)中各点的化学成分。从图 2(a)可以看到 Ti-W 复合材料表现出明显的异质结构, 两个区域表现出不同的衬度。较亮的区域在较暗的区域中表现出由锻造产生的择优取向。结合图 2(b)和化学成分分析可知, 较亮的区域(富 W 区)为 β -W 相的团聚体, 团聚区为数百个微米, 在宏观上, 这些团聚区分布得较为均匀; 较暗的区域(富 Ti 区)为 β -Ti 相。此外, 当复合材料中 W 的含量超过 25%时, 可观察到组织中析出细小的富 W 相, 如图 2(c)所示。

图 3 所示为 Ti-W 复合材料在不同应变速率下的真实压缩应力-应变曲线。结果表明, Ti-15W 复

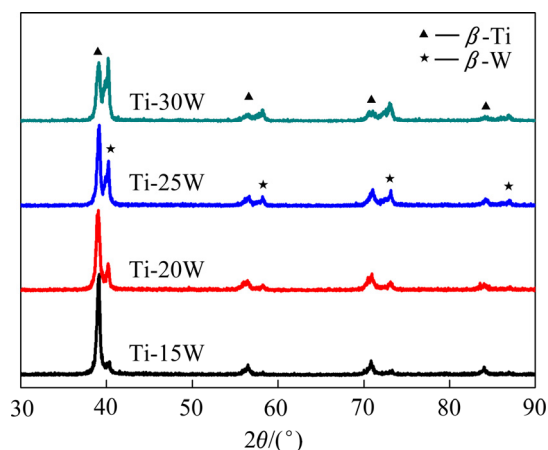


图 1 Ti-W 复合材料的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of Ti-W composites

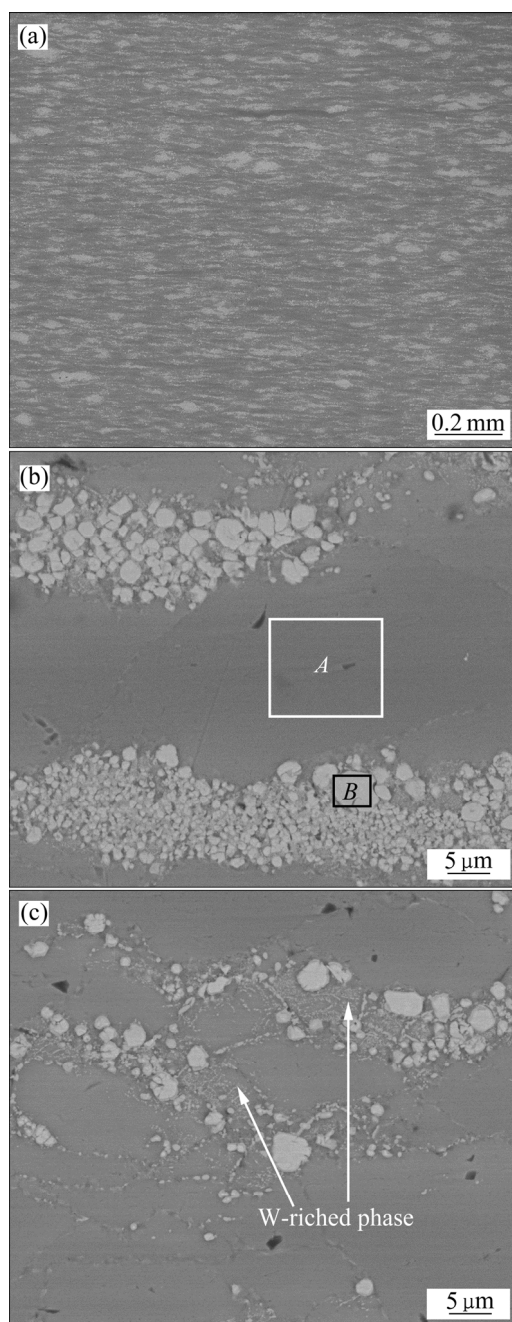


图 2 Ti-W 复合材料的微观结构

Fig. 2 Microstructures of Ti-W composites: (a), (c) Ti-30W; (b) Ti-20W

表 2 图 2(b)中不同区域的化学成分

Table 2 Chemical compositions of different zones shown in Fig. 2(b)

Zone	Mass fraction/%	
	Ti	W
A	59.92	40.08
B	3.2	96.8

合材料的在准静态变形下的屈服强度和压缩塑性分别为 1424 MPa 和 35.4%。当 W 的含量增加至 20% 时, 材料的屈服强度几乎不变, 塑性略有下降。但当 W 含量继续增加时, 材料的屈服强度显著增加, 最高可达 1567 MPa(Ti-30W), 并且塑性变化量较小。这与文献[7]报道的结论相符合, 即 W 的引入可使得材料在延展性损失很小的情况下显著提高强度。随着应变速率的增加, 四种成分的 Ti-W 金属-金属复合材料的屈服强度和极限强度整体有着增加的趋势, 但屈服强度增加得不稳定, 在一些速率下甚至有所下降。其中, 屈服强度增加最多的是 Ti-15W, 可达 50.8%; 极限强度增加最多的为 Ti-30W, 可达 68.5%。同时, 相对于准静态变形, 材料在动态变形时塑性明显下降。

图 4 所示为 Ti-15W 复合材料在应变速率为 0.004 s^{-1} 和 1934 s^{-1} 时的断口形貌。Ti-15W 复合材料在两种应变速率下的断口形貌均包含椭圆形韧窝(见图 4(c))、拉长形韧窝(见图 4(f))以及河流花样。由此可见, 它们的破坏形式均为剪切断裂和解理断裂的混合断裂机制。与应变速率为 0.004 s^{-1} 的断口形貌相比, 复合材料在应变速率为 1934 s^{-1} 的断口形貌表现出更少的椭圆形韧窝和更多的拉长形韧窝, 同时, 断口形貌更加起伏不平, 裂纹数量少而扩展长度长。在应变速率为 2657 s^{-1} 时, Ti-15W 复合材料试样发生了破碎。这主要是因为应力从断裂尖端处卸载或者过度加载, 导致了应力波的产生。当应力波的强度足够高时, 可以引起裂纹分叉, 最终导致试样破碎^[20]。

3 分析与讨论

3.1 显微组织

Ti-W 复合材料具有富 Ti 区和富 W 区组成的异质结构, 富 W 区和富 Ti 区均为 β 结构, 但是富 W 区的 Ti 含量比富 Ti 区的 W 含量要多。该种组织形成的主要原因如下: W 原子在 Ti 基体的扩散速率和 Ti 原子在 W 基体中的不同。在高温下 Ti 基体由 HCP 结构转变为 BCC 结构, 原子间隙增大, 利于 W 原子的扩散^[21]; 同时, W 相较于 Ti 原子尺寸更小, 使得 W 在 Ti 基体中具有更大的扩散速率。而 Ti 原子进入 W 基体中的扩散速率较小^[21]。因此,

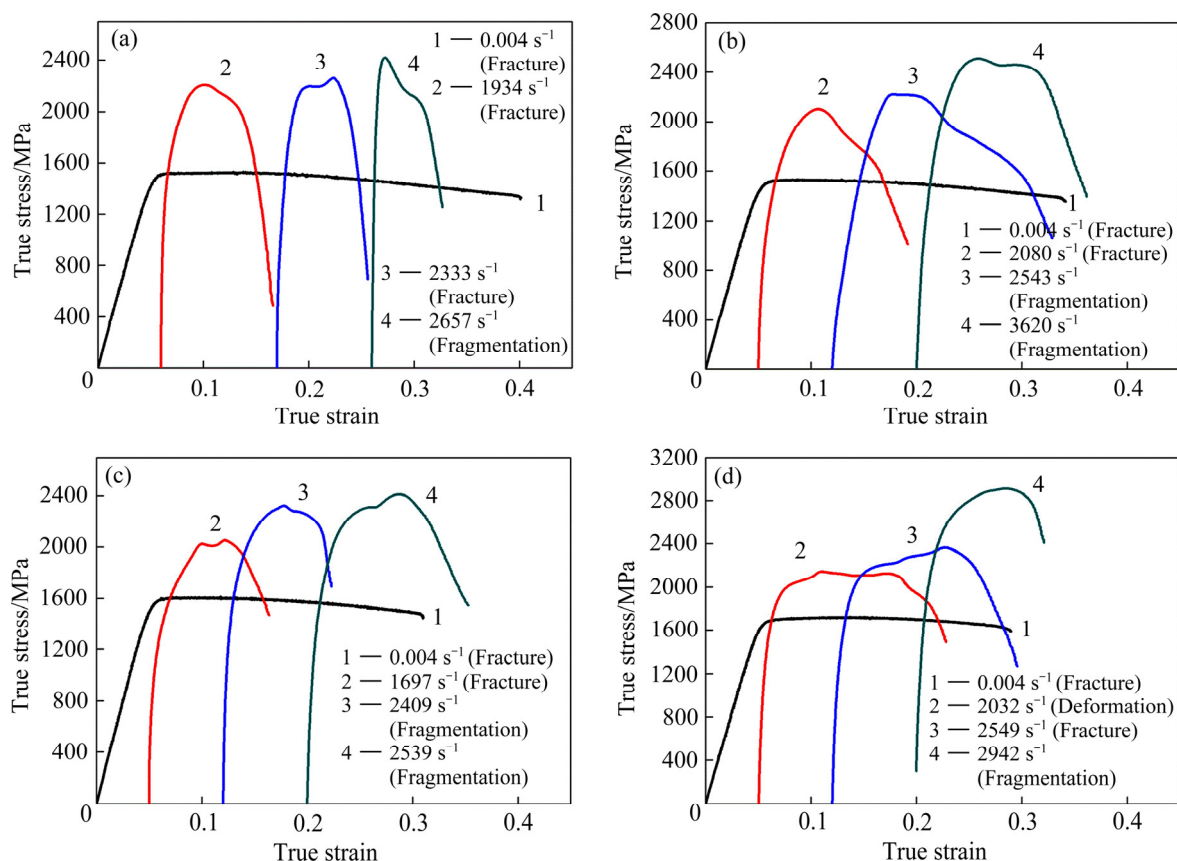


图 3 Ti-W 复合材料在不同应变速率下的真实应力-应变曲线

Fig. 3 True compression stress-strain curves of Ti-W composite at different strain rates: (a) Ti-15W; (b) Ti-20W; (c) Ti-25W; (d) Ti-30W

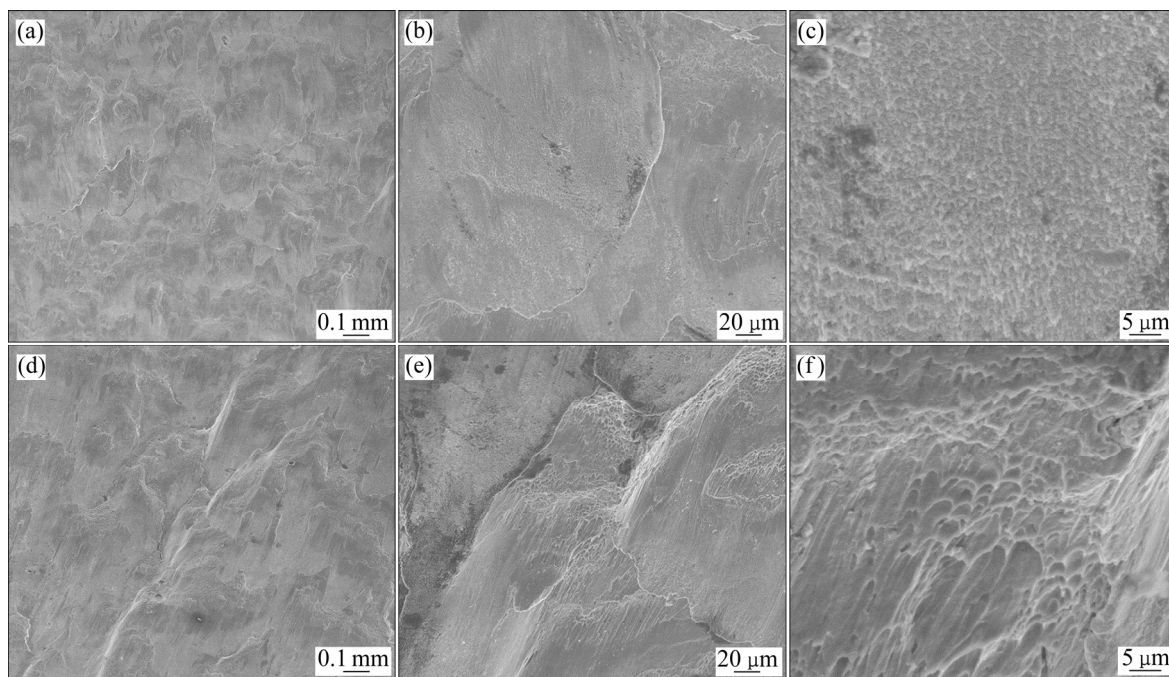


图 4 Ti-W 复合材料的压缩断口形貌

Fig. 4 Compression fracture morphologies of Ti-15W composite : (a)–(c) 0.004 s⁻¹; (d)–(f) 1934 s⁻¹

富 W 区中的 Ti 含量很少, 而富 Ti 区的 W 含量较高。W 是一种 β 相稳定元素, 随着富 Ti 区 W 含量的升高, 富 Ti 区由 α 相向 β 相转变。从表 2 可知, Ti 区的 W 含量高达 40.08%(质量分数), 超过了文献中形成 β 单相结构时的 31.43%(质量分数), 从而富 Ti 区继续保持 β 单相结构。

Ti-W 复合材料具有非平衡状态的显微组织, 即快冷条件使得高温下的 β -Ti 相得以保留。在室温下, W 在 Ti 中的固溶度极低。因此, 冷却过程中, 4 种成分的 Ti-W 复合材料的富 Ti 区的 W 含量是过饱和状态, 均会发生 W 的析出。然而, 由于冷速较快, 以及 W 的析出较慢, 不同 W 含量的材料析出也不一样。材料中的 W 含量越高, 在高温烧结中, W 原子在 Ti 区的扩散量越多, 其过饱和和固溶度也越高, 因此在冷却时更容易析出富 W 相。当复合材料中的 W 含量大于 25%(摩尔分数)时, 可观察到其组织中析出了细小的析出富 W 相。可能受到放大倍数或者观察手段的制约, 在较低含量 W 的材料中, 可能也有 W 相的重新析出。

3.2 力学性能

Ti-W 复合材料具有优异的准静态强度, 原因如下: 1) Ti-W 复合材料致密度高, 孔隙率很低。在致密材料中, 材料的孔隙度越高, 力学性能如强度、塑性、硬度等越低。孔隙对脆性材料(如纯 W)和塑性材料(如纯 Ti)均有不利影响, 但是作用程度不同。在脆性材料中, 孔隙会引起强烈的应力集中, 成为材料中的薄弱环节, 使得材料在较低的应力下断裂; 在塑性材料中, 孔隙主要是削弱了试样承载的有效断面, 使应力在材料中分布不均匀, 从而使得材料断裂。2) 存在多种强化机制的作用。在 Ti-15W 和 Ti-20W 复合材料中, 材料的强化机制可总结为三个方面: 细晶强化^[22]、固溶强化和颗粒强化^[7]。烧结时间短, 原始粉末形成的细小组织可以保留下来, 并且在后续的热处理中没有发生明显的长大。从图 2(b)和(c)中可以看出, 富 Ti 区的晶粒尺寸约为 40 μm , 可起到细晶强化的作用。富 Ti 区 W 原子的固溶可导致晶格畸变, 从而提高其强度。未固溶的富 W 区颗粒尺寸小于 3 μm , 硬度高可产生颗粒强化。在 Ti-25W 和 Ti-30W 中材料的强化机制除了上述三种, 细小的富 W 析出相也起强化作用^[23-24]。

Ti-W 复合材料具有明显的应变率强化效应。通常使用应变率敏感指数 m 来定量分析这一作用, 其计算式可表示为^[25]

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2} = \left(\frac{\dot{\epsilon}_1}{\dot{\epsilon}_2} \right)^m \quad (1)$$

式中: σ_1 和 σ_2 分别为 $\dot{\epsilon}_1$ 和 $\dot{\epsilon}_2$ 应变率下的极限强度。因此, $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 关系线的斜率即为 m 值。作 $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ 关系线图, 如图 5 所示。可见, Ti-W 复合材料均具有一个正的 m 值, 即材料的极限强度随着应变率的升高而增加。应变率强化作用的原因通常是高应变率下局部应力较大, 会有更多的变形因子, 如位错^[26]、孪晶^[27]或者马氏体^[28]而产生的。

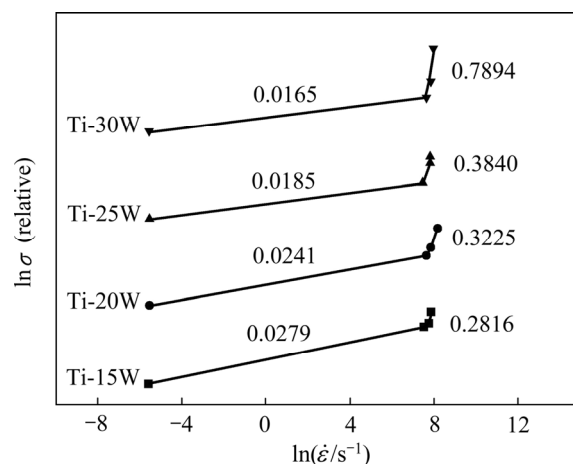


图 5 Ti-W 复合材料 $\ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\epsilon}$ 的关系线图

Fig. 5 Relationship between $\ln \sigma$ and $\ln \dot{\epsilon}$ of Ti-W composites

Ti-W 复合材料的动态力学性能特征同样与材料的成分组织有关。Ti 和 W 的塑性变形能力相差很大, 复合材料的塑性变形主要由富 Ti 区承担, 受到载荷时复合材料内部的流变应力分布不均匀。在受静载荷时, 复合材料有足够的时间协调变形; 而在受动载荷时, 复合材料可能来不及协调变形, 局部应变相差很大。这可能导致一些富 Ti 区提前达到屈服, 进而使得复合材料的屈服强度增长得不稳定, 并且在某些速率下有所下降。这也可能导致裂纹提前在局部产生, 进而使得复合材料的塑性下降。随着复合材料中 W 含量的增加, 流变应力的分布会更不均匀, 这会提高材料的动态应变率敏感性^[29], 因此 Ti-30W 复合材料表现出最大的动态 m 值。

3.3 模型拟合

JC 本构模型可以用来描述材料在准静态和动态变形下的应力-应变曲线, 其基本形式为

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (2)$$

式中: A 、 B 、 n 、 C 和 m 均为模型常数; σ 为流变应力; ε 为等效塑性应变; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; $\dot{\varepsilon}_0$ 为参比应变速率; T 、 T_m 和 T_r 分别为试验温度、材料的熔点和室温。

直接采用 JC 模型拟合 Ti-W 复合材料的力学行

为会存在较大的误差, 原因如下: 1) Ti-W 复合材料的流变应力随着塑性应变的变化不单调, 而是随着塑性应变的增加先增加后减小。2) Ti-W 复合材料的应变速率敏感性很高。考虑到试验在室温下进行, 因此, 将式(2)修正如下:

$$\sigma = (A + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2) \left(C_1 + C_2 \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \quad (3)$$

式中: B_1 、 B_2 、 C_1 和 C_2 均为模型常数。通过对不同应变速率的应力-应变曲线拟合得到模型参数, 如表 3 所示。将得到的修正 JC 模型与实验数据进行比较, 如图 6 所示。修正的 JC 模型在动态应变

表 3 Ti-W 复合材料的 JC 模型参数

Table 3 Parameters for JC model of Ti-W composites

Sample	$\dot{\varepsilon}_0$	A	B_1	B_2	C_1	C_2
Ti-15W	1934	1769	23049	-306948	0.7263	0.277
Ti-20W	2080	1507	23346	-239551	0.7346	0.271
Ti-25W	1697	1432	25201	-252241	0.8015	0.221
Ti-30W	2032	1821	8468	-53800	0.7919	0.288

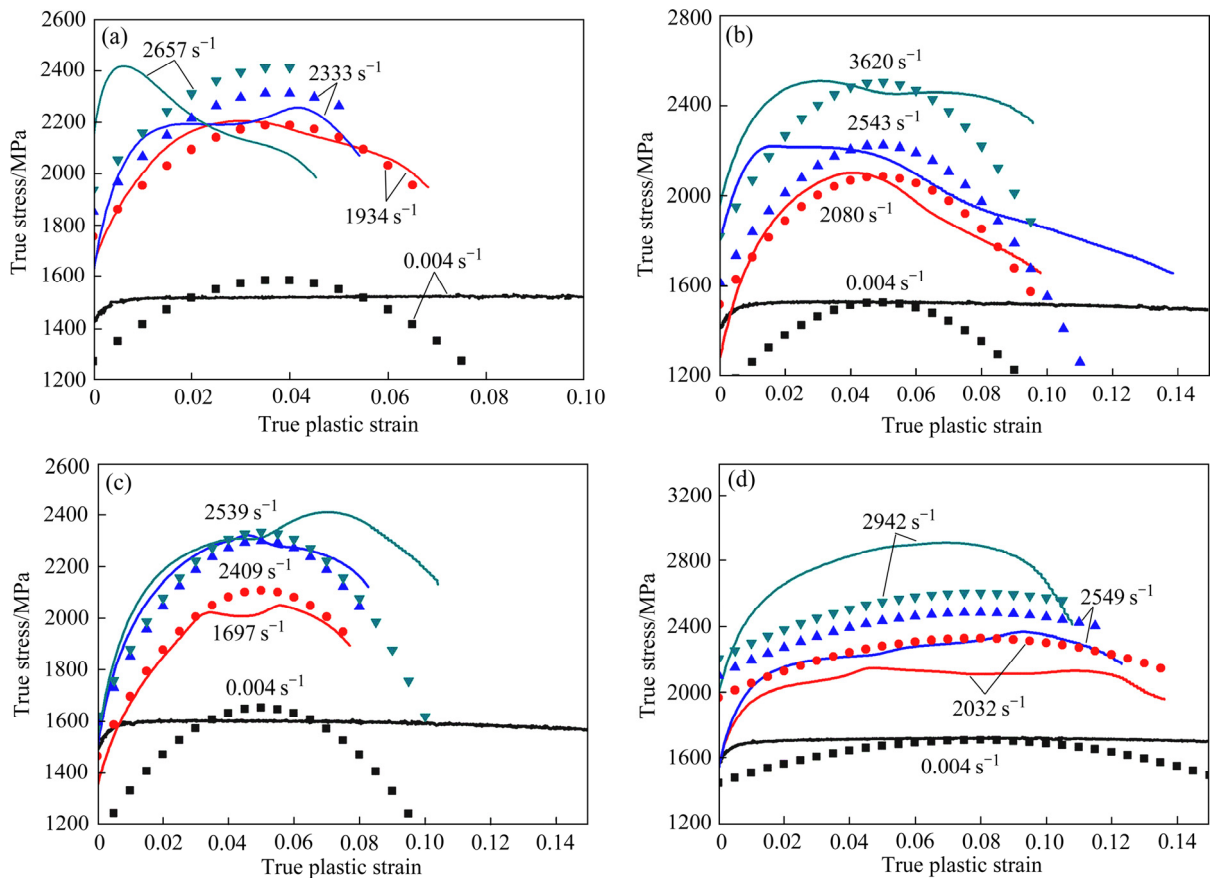


图 6 Ti-W 复合材料实验数值与修正 JC 模型比较

Fig. 6 Comparison between experimental flow stresses (line) and their corresponding flow behaviors by using modified JC plastic model (point) for Ti-W composites at different strain rates: (a) Ti-15W; (b) Ti-20W; (c) Ti-25W; (d) Ti-30W

下拟合得较为吻合,但与在准静态变形下的应力-应变曲线存在较大的误差。这是由于 Ti-W 复合材料在准静态和动态变形下表现出不同的变形机制,在准静态变形时复合材料具有一个稳定的流变行为而在动态变形时流变应力变化得不稳定。

BP 神经网络是一种依照误差逆向传播算法训练而成的多层前馈人工神经网络,其基本算法包括信号的前向传播以及误差的反向传播两个过程^[18]。本研究将塑性应变(ε)和应变率($\dot{\varepsilon}$)作为输入,将流变应力(σ)作为输出,构建三层 BP 神经网络来描述和预测 Ti-W 复合材料的动态变形应力-应变曲线。

在训练神经网络之前需要对数据进行归一化处理,以改善数据的可读性。同时,数据在训练完毕后,需要进行反归一化处理。本研究采用线性转换法对数据进行归一化处理,如式(4)所示:

$$y = \frac{x - x_{\min}}{x_{\max} - x_{\min}} \quad (4)$$

式中: x 为输入向量; y 为归一化后的输出向量; x_{\min} 和 x_{\max} 分别为 x 的最小值和最大值。

在开发 BP 神经网络模型时,随机选取一半的输入-输出对,将其用于训练网络,另一半输入-输出对则用来对 BP 网络模型进行可靠性测试。具体的网络参数如下:传递函数“tansig”;输出函数“tansig”;算法“traingdm”;学习率:0.01;动量因子:0.9;运算次数:10000;神经元个数:40(Ti-15W),50(Ti-20W),60(Ti-25W),70(Ti-30W)。将得到的 BP 神经网络模型与实验数据进行比较,如图 7 所示。相对于 JC 本构模型,BP 神经网络模型拟合得更好。

4 结论

1) Ti-W 复合材料表现出由 β -Ti 相和 β -W 相组成的双相异质结构,主要因为 Ti 和 W 只发生了有

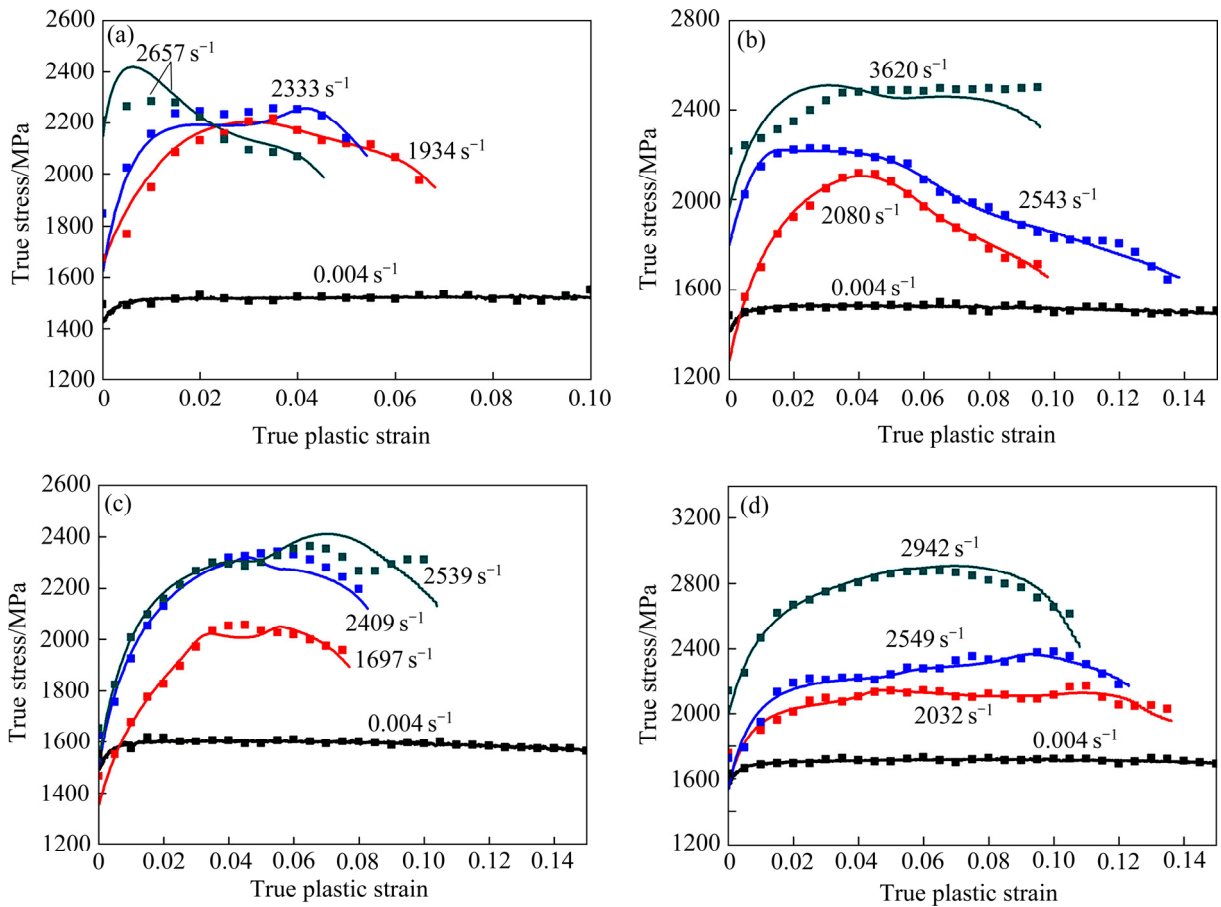


图 7 Ti-W 复合材料实验数值与 BP 神经网络模型的比较

Fig. 7 Comparison between experimental flow stresses(line) and their corresponding flow behaviors by using BP neural network (point) for Ti-W composites at different strain rates: (a) Ti-15W; (b) Ti-20W; (c) Ti-25W; (d) Ti-30W

限扩散。

2) Ti-W 复合材料表现出高的准静态强度, 这是材料中多种强化机制共同作用的结果。随着应变速率的增加, Ti-W 复合材料的最大强度上升, 具有明显的应变率强化效应。

3) 对 JC 本构模型进行修正后可较好地描述 Ti-W 复合材料在动态变形下的流变应力, 但不适用于准静态行为, 这是由于 Ti-W 复合材料在准静态和动态变形下表现出不同的变形机制。

4) 对 BP 神经网络模型基于输入-输出数据对来进行训练, 可以同时描述 Ti-W 复合材料在准静态和动态变形下的流变应力。

REFERENCES

- [1] GHALANDARI L, MOSHKARSAR M M. High-strength and high-conductive Cu/Ag multilayer produced by ARB[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 506(1): 172–178.
- [2] EBRAHIMI S H S, DEGHANI K, AGHAZADEH J, et al. Investigation on microstructure and mechanical properties of Al/Al-Zn-Mg-Cu laminated composite fabricated by accumulative roll bonding (ARB) process[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 718: 311–320.
- [3] MA X, HUANG C, MOERING J, RUPPERT M, et al. Mechanical properties of copper/bronze laminates: Role of interfaces[J]. *Acta Materialia*, 2016, 116: 43–52.
- [4] 徐圣航, 周承商, 刘 咏. 金属-金属层状结构复合材料研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(6): 1125–1142.
- XU Sheng-hang, ZHOU Cheng-shang, LIU Yong. Research progress in metal-metal laminated structural composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(6): 1125–1142.
- [5] XU S, DU M, LI J, et al. Bio-mimic Ti-Ta composite with hierarchical “Brick-and-Mortar” microstructure[J]. *Materialia*, 2019, 8: 100463.
- [6] OUYANG S, ZHENG K, ZHANG W, et al. Microscale electric fields induced by galvanically coupled Ti-Mg metal-metal composites promote antibacterial activity[J]. *Materialia*, 2020, 9: 100621.
- [7] 王庆相, 梁淑华, 杨 怡, 等. W 粉粒度对 Ti-20%W 合金组织和力学性能的影响[J]. *粉末冶金技术*, 2010, 28(1): 26–30.
- WANG Qing-xiang, LIANG Shu-hua, YANG Yi, et al. Effect of W powder size on the microstructure and mechanical properties of Ti-20 wt.% W alloy[J]. *Powder Metallurgy Technology*, 2010, 28(1): 26–30.
- [8] CHOE H, ABKOWITZ S M, ABKOWITZ S, et al. Effect of tungsten dissolution on the mechanical properties of Ti-W composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, 390(1): 62–66.
- [9] FRARY M, ABKOWITZ S, ABKOWITZ S M, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti/W and Ti-6Al-4V/W composites fabricated by powder-metallurgy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 344(1): 103–112.
- [10] LI Z, WANG B, ZHAO S, et al. Dynamic deformation and failure of ultrafine-grained titanium[J]. *Acta Materialia*, 2017, 125: 210–218.
- [11] LI Z, ZHAO S, WANG B, et al. The effects of ultra-fine-grained structure and cryogenic temperature on adiabatic shear localization in titanium[J]. *Acta Materialia*, 2019, 181: 408–422.
- [12] LI Z, ZHAO S, ALOTAIBI S M, et al. Adiabatic shear localization in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy[J]. *Acta Materialia*, 2018, 151: 424–431.
- [13] CHU M Y, JIAO Z M, WANG Z H, et al. Different deformation behaviors of two in-situ Ti-based metallic glass matrix composites upon quasi-static and dynamic compressions[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 639: 717–723.
- [14] ZHAN H, WANG G, KENT D, et al. Constitutive modelling of the flow behaviour of a β titanium alloy at high strain rates and elevated temperatures using the Johnson–Cook and modified Zerilli–Armstrong models[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 612: 71–79.
- [15] TANG Y L, ZHANG T W, SHI X H, et al. Design novel Ti-based metallic glass matrix composites with excellent dynamic plasticity[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 773: 844–852.
- [16] SONG W, NING J, MAO X, et al. A modified Johnson–Cook model for titanium matrix composites reinforced with titanium carbide particles at elevated temperatures[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 576: 280–289.
- [17] ZHOU T, SONG Z, SUNDMACHER K. Big data creates new opportunities for materials research: A review on

- methods and applications of machine learning for materials design[J]. *Engineering*, 2019, 5(6): 1017–1026.
- [18] LI H Y, WANG X F, WEI D D, et al. A comparative study on modified Zerilli–Armstrong, Arrhenius-type and artificial neural network models to predict high-temperature deformation behavior in T24 steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 536: 216–222.
- [19] 李 谋, 刘 咏, 刘 彬, 等. 仿生结构 Ti-Ta 金属–金属复合材料的动态力学行为[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(8): 1818–1827.
- LI Mou, LIU Yong, LIU Bin, et al. Dynamic behavior of biomimic structure Ti-Ta metal-metal composite[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(8): 1818–1827.
- [20] MEYERS M A. *Dynamic behavior of materials*[M]. Canada: John Wiley & Sons, 1994: 488–495.
- [21] REISER J, FRANKE P, WEINGÄRTNER T, et al. Tungsten laminates made of ultrafine-grained (UFG) tungsten foil—Ageing of tungsten-titanium (W-Ti) laminates[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2015, 51: 264–274.
- [22] HALL E O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results[J]. *IOP Science*, 1951, 643(9): 747–752.
- [23] YANG H, LI K, BU Y, et al. Nanoprecipitates induced dislocation pinning and multiplication strategy for designing high strength, plasticity and conductivity Cu alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2021, 195: 113741.
- [24] XU S, LIU Y, YANG C, et al. Compositionally gradient Ti-Ta metal-metal composite with ultra-high strength[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 712: 386–393.
- [25] WEI Q, JIAO T, MATHAUDHU S N, et al. Microstructure and mechanical properties of tantalum after equal channel angular extrusion (ECAE)[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 358(1): 266–272.
- [26] LEE W S, CHEN C W. High temperature impact properties and dislocation substructure of Ti-6Al-7Nb biomedical alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 576: 91–100.
- [27] SALEM A A, KALIDINDI S R, SEMIATIN S L. Strain hardening due to deformation twinning in α -titanium: Constitutive relations and crystal-plasticity modeling[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(12): 3495–3502.
- [28] YANG H, WANG D, ZHU X, et al. Dynamic compression-induced twins and martensite and their combined effects on the adiabatic shear behavior in a Ti-8.5Cr-1.5Sn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 759: 203–209.
- [29] OMAR M F, AKIL H M, AHMAD Z A. Particle size—Dependent on the static and dynamic compression properties of polypropylene/silica composites[J]. *Materials & Design*, 2013, 45: 539–547.

Quasi-static and dynamic behavior of W particle reinforced Ti matrix metal-metal composite

LI Mou¹, ZHOU Rui^{1,2}, DU Meng¹, CAO Yuan-kui¹, LIU Bin¹, LIU Yong¹

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Department of Materials Science and Engineering, City University of Hong Kong, Hong Kong 999077, China)

Abstract: Ti matrix metal-metal composites exhibit good comprehensive properties such as strength and plasticity. The quasi-static and dynamic behavior of W particle reinforced Ti matrix metal-metal composites(Ti-W) were investigated by scanning electron microscopy(SEM), X-ray diffractometry (XRD), material mechanical properties test, split Hopkinson pressure bar (SHPB) and MATALAB software. The results show that Ti-W composites exhibit a dual phase heterostructure composed of β -Ti and β -W. When the content of element W in the composite is greater than 25% (mole fraction), fine W-rich phase is precipitated in the tissue. The maximum yield strength and ultimate strength of Ti-W composites can reach 1567 MPa (Ti-30W) and 1726 MPa (Ti-30W) under quasi-static condition. The maximum yield strength and ultimate strength can reach 2148 MPa (Ti-15W) and 2908 MPa (Ti-30W) under dynamic condition. Therefore, Ti-W composites exhibit obvious strain strengthening effect. By comparing the applicability of the modified Johnson-Cook (JC) constitutive model and Back-Propagation (BP) neural network model to the mechanical behavior of Ti-W composites, it is found that BP neural network can better describe the quasi-static and dynamic behavior of Ti-W composite.

Key words: Ti-W metal-metal composite; strain rate strengthening; Johnson-Cook (JC) constitutive model; Back-Propagation (BP) neural network model

Foundation item: Project(51625404) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2020-11-24; **Accepted date:** 2021-07-14

Corresponding author: LIU Yong; Tel: +86-731-88836939; E-mail: yonliu@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)