

文章编号: 1004-0609(2003)06-1338-05

高能球磨 Ti/Al 粉末挤压固结致密过程数值分析^①

李小强¹, 李元元¹, 龙雁¹, 胡连喜², 王尔德²

(1. 华南理工大学 机械工程学院, 广州 510640; 2. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

摘 要: 基于高能球磨过程中粉末的大塑性变形行为的分析, 推导了球磨粉体的本构方程, 并针对球磨 Ti/Al 粉末的挤压过程进行了有限元模拟。分析结果表明, 随着球磨时间的延长, 粉末固结致密难度增加, 所需挤压力显著增大。该趋势和模拟数值均与挤压实验结果基本一致, 验证了所推导的球磨粉体本构方程的合理性。

关键词: Ti/Al 粉末; 高能球磨; 本构关系; 挤压; 数值分析

中图分类号: TF 124

文献标识码: A

自 Benjamin 等^[1]提出高能球磨工艺以来, 由于它在细化粉末晶粒、实现强制固溶以及制备非晶材料等方面的优越性, 因而受到了广泛关注并得到了飞速发展^[2-6]。然而, 由于高能球磨工艺的固有特性, 它获得的只是粉末, 为了拓宽其应用领域, 往往需对球磨粉末进行有效固结成形处理。由于球磨加工硬化和细晶强化等作用, 经球磨后粉体的塑性加工难度显著增加, 从而对固结致密工艺提出了更高的要求^[7, 8]。为了优化致密参数和减少实验工作量, 有必要对球磨粉末固结致密过程进行数值模拟研究。尽管目前对元素和预合金粉末致密过程的数值模拟已进行了较多的研究工作^[9-11], 同时高能球磨机理和球磨模型的研究也得到了进一步发展^[12-14], 然而, 关于球磨粉末本构方程的研究仍鲜见报道, 更不用说对在此基础上的球磨粉末固结致密成形过程进行数值模拟。这在一定程度上阻碍了对球磨粉末致密行为的研究。本文作者基于对高能球磨过程中粉末的大塑性变形行为的分析, 推导出了球磨粉体的本构方程, 并通过数值模拟方法研究了 Ti/Al 二元球磨粉末挤压致密成形过程, 对所推导的球磨粉末本构方程的合理性进行了验证。

1 球磨粉体本构方程

1.1 球磨粉末变形分析

根据 Maurice^[12]等的研究, 高能球磨过程中两个磨球每次碰撞捕获的粉末量 V_c 、被捕获粉末变形前的初始高度 h_0 、粉末的变形量 $\epsilon_{\max}$ 及碰撞接触

时间 2τ 可分别描述为

$$V_c = f_p \cdot V_s = \frac{\rho_p / (\rho_p C_R)}{V_t / V_b - 1} \cdot L_f \cdot \frac{1}{3} \pi r_h^2 \quad (1)$$

$$h_0 = \frac{1}{3} L_f \cdot \frac{\rho_p / (\rho_p C_R)}{V_t / V_b - 1} \quad (2)$$

$$\epsilon_{\max} = \ln \left[\frac{h_0}{h_0 - v \tau / 2} \right] \quad (3)$$

$$2\tau = 5.5744 v^{-0.2} (\rho_b / E_b)^{0.4} R \quad (4)$$

式中 f_p 为球磨桶中粉末相对体积含量, %; ρ_p 为粉末密度; V_t 和 V_b 分别为球磨桶容积和磨球的体积; C_R 为球料质量比; h 为被捕获粉末变形后的高度; t 为变形时间; r_h 为磨球的弹性变形区半径; ρ_b 和 E_b 分别为磨球密度及其弹性模量; v 为磨球线速度; R 为球磨机搅拌杆长度; L_f 为磨球空间运动平均自由程, 它是一个只与装球量、磨球半径相关的参量。

当对摩尔比为 1:1 (即体积比为 16:15) 的 Ti、Al 元素混合粉进行球磨时, 如果将复合粉中 Ti、Al 看成是交替均匀层叠排列, 则 Ti、Al 层厚度之比应为 16:15, 相邻两层间距可表示为

$$l = l_0 \exp \left(- \sum \epsilon_{\max} \right) = l_0 \exp \left[- \frac{v m_b}{2(L_f + 2\tau) V_b \rho_b} \cdot \frac{V_p}{V_c} \cdot t \cdot \ln \left[\frac{h_0}{h_0 - 1.3937 v^{0.8} (\rho_b / E_b)^{0.4} R} \right] \right] \quad (5)$$

式中 m_b 为单个磨球的质量; l_0 和 l 分别为起始和球磨过程中某一时刻粉末中组元层片的间距。在球料比、装料量、装球量等磨球条件一定时, 式(5)

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(59875015); 华南理工大学自然科学基金资助项目(E5305293)

收稿日期: 2003-01-08; 修订日期: 2003-08-27

作者简介: 李小强(1972-), 男, 博士。

通讯联系人: 李小强, 博士; 电话: 020-87113832; E-mail: lxqgyy@163.com

可进一步写成

$$\begin{aligned}\varepsilon_t &= -\ln(l/l_0) = \frac{At}{Bv^{-1} + C} \cdot \ln\left[\frac{k}{k - Dv^{0.8}}\right]; \\ A &= m_b V_p / V_c; B = 2L_f V_b \rho_b; C = 4\tau V_b \rho_b; \\ D &= 1.393 7R(\rho_b/E_b)^{0.4}; k = h_0\end{aligned}\quad (6)$$

式中 A 、 B 、 C 、 D 和 k 均为与球磨环境相关的正常数, ε_t 为球磨时间为 t 时粉末的总压缩应变量的绝对值。

1.2 本构方程推导

从细观角度看, 可将球磨二元粉末看作是一种层片复合材料。尽管单个粉末具有各向异性, 但由于粉坯是由众多颗粒无序取向构成的, 从宏观上仍可视为均匀的各向同性材料来处理。因而, 可在粉坯上取包含某点的一个非无限小的微元体, 无论二元粉末是否经过机械球磨, 该微元体所包含的粉末颗粒数均远大于 1, 并基于此处微元体中组元间的弱界面结合, 可假设单元内组元间的应力传递为无损传递。当组元材质在一定温度下的流动应力方程为 $\sigma_i = C_i \bar{\varepsilon}_i^{n_i} \dot{\varepsilon}_i^{m_i} + y_{i,0}$ 时, 则根据复合材料力学理论, 全致密微元体的应力 $\bar{\sigma}_c$ 可写成

$$\begin{aligned}\bar{\sigma}_c &= \sum_i (C_i \bar{\varepsilon}_i^{n_i} \dot{\varepsilon}_i^{m_i} + y_{i,0}) \varphi_i \\ &= \bar{\sigma}_i = C_i \bar{\varepsilon}_i^{n_i} \dot{\varepsilon}_i^{m_i} + y_{i,0}\end{aligned}\quad (7)$$

$$y_{i,0} = C_i \bar{\varepsilon}_i^{n_i} \dot{\varepsilon}_i^{m_i} + y'_{i,0} \quad (8)$$

式中 符号下标 c 和 i 分别表示微元体和不同组元; C 、 n 和 m 为常数; $y'_{i,0}$ 为组元粉末未球磨时的屈服应力; $y_{i,0}$ 为组元经不同时间球磨后的屈服应力; φ_i 为组元体积分数, %。值得注意的是, 式(7)与式(8)中 $\bar{\varepsilon}_i$ 描述的对象并不相同, 前者指球磨后继续挤压变形时产生的应变; 而后者指球磨过程中组元累积应变, 是一个与球磨时间历史和球磨变形历史相关的量, 由式(6)计算。

对于二元体系, 且组元变形时应变速率对应力的影响可以忽略时, 即 $m_i = 0$, 球磨粉体本构方程则可表述为

$$\begin{aligned}y_{1,0} \leq \bar{\sigma}_c \leq y_{2,0} \text{ 时,} \\ \bar{\varepsilon}_c = \frac{\varphi_1 (\bar{\sigma}_c - y_{1,0})^{\frac{1}{n_1}}}{C_1}\end{aligned}\quad (9)$$

$$\begin{aligned}\bar{\sigma}_c \geq y_{2,0} \geq y_{1,0} \text{ 时,} \\ \bar{\varepsilon}_c = \frac{\varphi_1 (\bar{\sigma}_c - y_{1,0})^{\frac{1}{n_1}}}{C_1} + \\ (1 - \varphi_1) \left[\frac{\bar{\sigma}_c - y_{2,0}}{C_2} \right]^{\frac{1}{n_2}}\end{aligned}\quad (10)$$

这是一个与组元粉体力学性能、组元体积分数以及

组元变形历史相关的全致密微元体应力—应变表达式。

为了客观反映二元复合粉体挤压过程, 在借助有限元软件分析时, 尚需为其提供全致密粉体材料传热系数和比热容等材料物性参数。这些参数均可按复合原则处理, 球磨粉体传热系数 κ_c 和热容 C_c 计算方法如下:

$$\kappa_c = \sum_i \lambda_i \varphi_i \quad (11)$$

$$C_c = \sum_i C_i \varphi_i \quad (12)$$

上述推导的球磨粉末致密微元体的本构方程, 不仅适用于二元球磨粉末, 也可推广应用于一元和多元球磨粉末。但由于该本构方程的推导是以粉末变形为基础的, 因此对于长时间球磨形成强烈固溶和生成新相的情况不宜选用。

2 Ti/Al 球磨粉末挤压有限元分析

2.1 有限元模型

图 1 所示为模拟 $d 48 \text{ mm} \times 24 \text{ mm}$ 球磨 Ti/Al (摩尔比为 1:1) 粉末坯挤压过程的有限元模型。模具与工件之间的摩擦属剪切摩擦, 即摩擦力 $F = \mu \tau$, 式中 τ 为粉体剪切屈服强度, μ 为摩擦因子 (取 0.3)。粉末坯料的平均传热系数和热容分别为

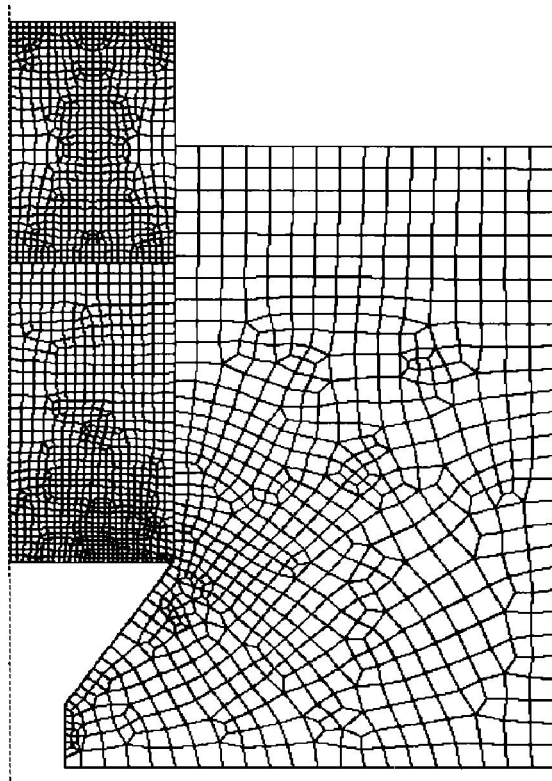


图 1 粉末坯料与模具的初始有限元网格 ($\lambda = 9$)

Fig. 1 Finite element model of powder billet and die set

$\kappa_c \rho_r$ 和 $C_c \rho_r$, 均与实时相对密度 ρ_r 成正比。坯料与模具之间的传热系数为 $50.0 \text{ kW}/(\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})$ 。粉坯和模具的初始温度都为 $250\text{ }^\circ\text{C}$ 。球磨不同时间后粉坯(室温, $1\,000\text{ MPa}$ 下单向压制而成)挤压起始相对密度如表 1 所示。球磨粉致密体的应力—应变关系由前面所推导的本构方程计算确定。球磨条件为: 磨球材质和直径分别为 GCr15 和 8 mm , 装球量为 0.5 , 球料质量比 $20:1$, 球磨机搅拌杆长 100 mm , 球磨转速 400 r/min 。本研究仅对球磨时间不

表 1 球磨粉坯挤压起始相对密度

Table1 Raw relative densities of milled powder billets before extrusion

Milling time/h	Relative density/ %
0	88.25
0.5	87.70
1	84.70
2	81.42
3	75.41

超过 3 h 的粉末挤压过程进行数值分析。因为更长时间的球磨会引发粉末强烈固溶, 甚至反应生成金属间化合物^[15], 已不宜选用上述本构方程。

有限元数值模拟软件采用非线性有限元软件 DEFORM2D。

2.2 挤压过程数值分析

图 2 所示为对球磨 1 h 后粉末坯挤压过程(挤压比 $\lambda=9$) 模拟所获得的坯料内部等效应力分布图。粉坯在挤压过程中, 最大等效应力出现在凹模口附近; 在挤出坯料的前端存在一个低应力; 与凸模端部接触部位的应力相对较低, 只是当凸模行程 D 达到最大值(48 mm) 附近时, 与凸模端部接触部位的应力才达到较大值。

对球磨不同时间粉末坯料挤压($\lambda=9$ 和 16) 过程的数值模拟结果显示, 经不同时间球磨粉末坯料在挤压过程中的应力响应规律以及挤压载荷随凸模压下量的变化规律与球磨 1 h 挤压比为 9 时的相似。

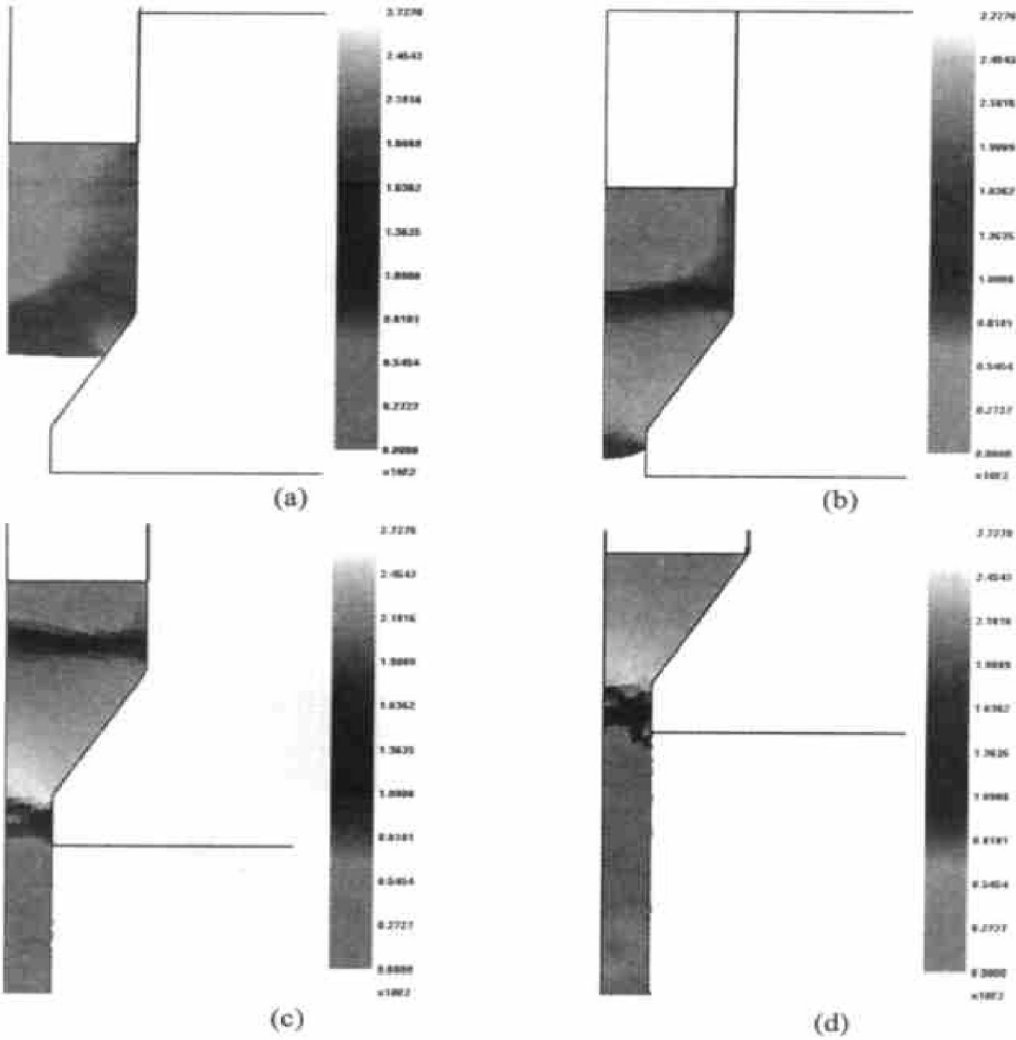


图 2 球磨 1 h 粉末坯料挤压等效应力分布($\lambda=9$)

Fig 2 Effective stress distribution during extrusion of billets of powder milled for 1 h
(a) $-D=10\text{ mm}$; (b) $-D=20\text{ mm}$; (c) $-D=30\text{ mm}$; (d) $-D=40\text{ mm}$

图 3 所示为数值模拟获得的球磨不同时间粉末坯料挤压过程中最大挤压载荷及其拟合曲线。在同一挤压条件下, 随球磨时间的延长, 所需挤压力显著升高; 对于球磨相同时间粉末坯料, 随挤压比的增加, 挤压载荷亦明显升高。

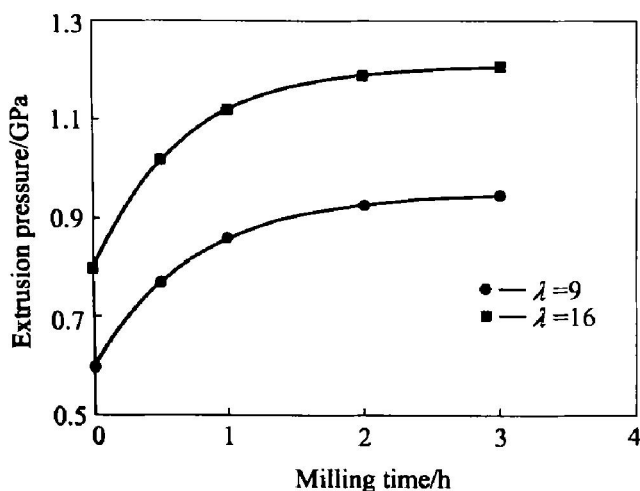


图 3 球磨不同时间粉末坯料挤压力及其拟合曲线

Fig. 3 Extrusion pressures for billets of powder milled for various time and their fit curves

3 实验验证

挤压实验选择与前述模拟初始条件相同的预热温度、模具形状和尺寸, 并采用石墨和黄油混合物作润滑介质。

图 4 所示为经不同时间球磨粉末坯料在不同挤压比下的挤压力。可以看出: 随球磨时间的延长, 由于球磨累积应变增加, 故挤压力增加; 同时随挤压比的增加, 由于粉体挤压变形程度增加, 挤压力

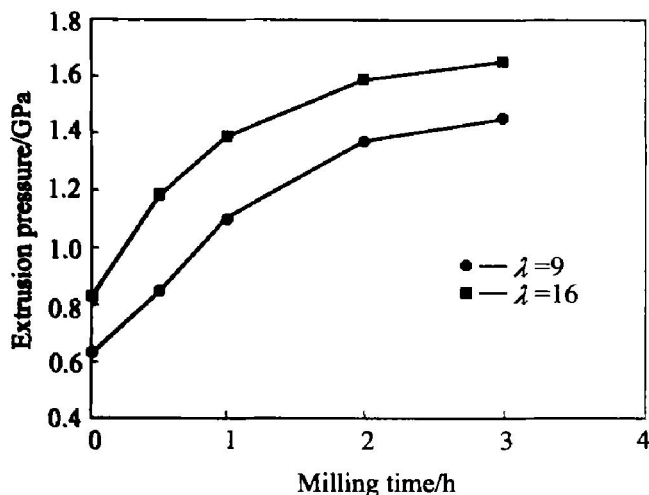


图 4 球磨时间对粉末坯料挤压力的影响

Fig. 4 Extrusion pressure as function of milling time

也相应提高。结合表 1 还可推断, 随球磨时间的延长, 粉末坯料的固结致密难度相应增大。

综上所述, 实验获得的挤压规律与有限元数值模拟结果是一致的, 在数值上两者是基本吻合的, 只是实验挤压力略偏高。分析认为这主要是由以下原因所造成: 1) 模拟时选用的材质为纯 Ti 和纯 Al, 而实际上粉末因含杂质和表面氧化等因素, 球磨前的真实屈服应力要偏高; 2) 模拟时未考虑实际球磨粉末组元间因存在一定程度的固溶而引起的强化效应; 3) 模拟选用的 Ti、Al 应力—应变公式外推至大塑性变形时的精确性尚有待进一步证实。

4 结论

1) 通过对机械球磨过程数值描述, 推导出了复合粉末组元层片厚度计算公式, 并结合细观复合力学理论给出了球磨粉末连续体的本构方程, 为球磨粉末塑性变形数值分析提供了基础。

3) 高能球磨 Ti/Al 二元粉末坯料挤压过程的数值分析表明, 随着球磨时间的延长, 粉末固结致密难度增加, 挤压力显著增大。该趋势和模拟数值均与挤压实验结果基本一致, 证实了所推导的球磨粉末本构方程是合理的。

REFERENCES

- [1] Benjamin J S. Dispersion strengthened superalloys by mechanical alloying[J]. Met Trans, 1970, 8(1): 2943 - 2951.
- [2] 朱心昆, 林秋实, 陈铁力, 等. 机械合金化的研究及进展[J]. 粉末冶金技术, 1999, 17(4): 291 - 296.
ZHU Xir-kun, LIN Qiu-shi, CHEN Tie-li, et al. Research and progress in mechanical alloying[J]. Powder Metallurgy Technology, 1999, 17(4): 291 - 296.
- [3] 唐振方, 高勇, 杨元政, 等. WC 粉体的高能球磨细化[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(S1): 246 - 249.
TANG Zhen-fang, GAO Yong, YANG Yuan-zheng, et al. Trituration of micrograded tungsten carbide by high energy ball milling[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(S1): 246 - 249.
- [4] Zou Y, Saji S, Kusabiraki K. Solid state reactions and microstructural evolution of $Al_{90-x}Fe_xNi_{10}$ mixed powders during high-energy ball milling[J]. International Journal of Materials and Product Technology, 2001(2): 682 - 687.
- [5] Hwang S, Nishimura C, McCormick P G. Mechanical milling of magnesium powder[J]. Materials Science and

- Engineering A, 2001(318): 22 - 33.
- [6] 张厚安, 刘心宇, 陈平. Al/MoSi₂ 复合粉末材料的机械合金化合成[J]. 粉末冶金技术, 2002, 20(3): 166 - 168.
- ZHANG Hou-an, LIU Xin-yu, CHEN Ping. Synthesis of Al/MoSi₂ powders by mechanical alloying[J]. Powder Metallurgy Technology, 2002, 20(3): 166 - 168.
- [7] Liang G X, Li Z M, Wang E D. Hot hydrostatic extrusion of mechanically alloyed Al-4.9Fe-4.9Ni powders[J]. Journal of Materials Science and Technology, 1994, 10(4): 285 - 288.
- [8] Ahn I S, Kim B S, Moon L H. Densification behavior of high energy ball-milled W-20% Cu[J]. Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials, 1995, 5(1): 209 - 217.
- [9] Smith L N, Midha P S. Computer simulation of morphology and packing behaviour of irregular particles, for predicting apparent powder densities[J]. Computational Materials Science, 1997, 7(4): 377 - 383.
- [10] Liu L, Yuan Y. Dynamic simulation of powder compact by random packing of monosized and polydisperse particles[J]. Journal of Materials Science Letters, 2000, 19(10): 841 - 843.
- [11] Huang C C, Cheng J H. Forging simulation of sintered powder compacts under various frictional conditions[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2002, 44(3): 489 - 507.
- [12] Maurice D R, Courtney T H. The physics of mechanical alloying: a first report[J]. Met Trans A, 1990, 21: 289 - 295.
- [13] 杨君友, 吴建生, 曾振鹏. 机械合金化过程中粉末的变形及其能量的转化[J]. 金属学报, 1998, 34(10): 1061 - 1067.
- YANG Jun-you, WU Jian-sheng, ZENG Zhen-peng. Investigation on the deformation and energy transfer of powders during mechanical alloying[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1998, 34(10): 1061 - 1067.
- [14] Watanabe R, Hashimoto H, Lee G G. Computer simulation of milling ball motion in mechanical alloying[J]. Materials Transactions JIM, 1995, 36(2): 102 - 109.
- [15] 李小强, 胡连喜, 王尔德. Ti-Al 二元粉末机械球磨过程中组织结构的变化[J]. 稀有金属材料与工程, 2001, 30(3): 183 - 186.
- LI Xiao-qiang, HU Lian-xi, WANG Er-de. Evolution of microstructures of Ti/Al binary powders during mechanical alloying process[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2001, 30(3): 183 - 186.

Numerical simulation of extrusion of high energy milled Ti/Al powders

LI Xiao-qiang¹, LI Yuan-yuan¹, LONG Yan¹, HU Lian-xi², WANG Er-de²

(1. School of Mechanical Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: On the basis of analysis of deformation behavior of powders during high energy milling, the plastic constitutive equation of milled powders was established. And using the equation, the extrusion of milled Ti/Al powders was further simulated by finite element method. The simulation results show that, with increasing the milling time, the densification of powders becomes more and more difficult, and the needed extrusion pressure substantially rises. Both the trend and the simulation data agree well with the experimental results, which affirms that the established plastic constitutive equation of milled powders is reasonable.

Key words: Ti/Al powder; high energy ball milling; plastic constitutive equation; extrusion; numerical simulation

(编辑 袁赛前)