

编者按：“四海文苑”是本刊特设的观察世界粉末冶金技术动态的一个窗口。本期介绍美国著名粉末冶金学者、美国密西西比大学 CAVS 讲座教授 R. M. German 教授，荣获日本粉末冶金协会的研究功绩奖后，在日本进行的关于“粉末注射成形与液相烧结的科学基础”的获奖纪念报告。这是 German 教授多年研究的成果，内容精彩。经日本 JSPM 同意，特译为中文，以飨读者，并向 JSPM 致以诚挚谢意。



## 粉末注射成形与液相烧结 科学基础的建立

Randall M. German

(CAVS Chair Professor in Mechanical Engineering, Director, Center for Advanced Vehicular Systems,  
Mississippi State University, P. O. Box 5405 Mississippi State, MS 39762-5405, USA)

**摘要：**就固-液-孔隙系统的流变学特性而言，粉末注射成形与液相烧结具有同样特点。粉末注射成形起始于 1930 年代，而金属粉末的液相烧结大体上也可溯源于同一时代。这 2 种工艺都对粘度和固体含量与温度的关系高度敏感，但都有所不同。因此，提出了一个包括应变速率、颗粒大小、固体含量等因素及颗粒结合程度的模型。在液相烧结中，固体在液体中的溶解度通过颗粒结合影响与时间相关的粘度。同样，在粉末注射成形中，长聚合物的缠结影响与时间相关的粘度。粉末注射成形与液相烧结二者的相似之处，在于都能够将流变学特性模型用于计算机模拟。

**关键词：**粉末注射成形；液相烧结；流变学模型；粘度；粘性流动烧结

## Establishment of the scientific underpinnings in powder injection molding and liquid phase sintering

Randall M. German

(CAVS Chair Professor in Mechanical Engineering, Director, Center for Advanced Vehicular Systems,  
Mississippi State University, P. O. Box 5405 Mississippi State, MS 39762-5405, USA)

**Abstract:** Powder injection molding and liquid phase sintering share common features with respect to the rheological response of the solid-liquid-pore system. Injection molding of powders dates from the 1930s, and liquid phase sintering of metallic powders dates from about that same time. Both processes share a strong sensitivity of viscosity to solid content and temperature, but there are differences. Accordingly, a model is introduced that includes factors as strain rate, grain size, solid content, and degree of grain bonding. In liquid phase sintering there is solid solubility in the liquid, which influences the time-dependent viscosity through grain bonding. Similarly, in powder injection molding the entanglement of long polymers leads to a time-dependent viscosity. Thus, both powder injection molding and liquid phase sintering show similarities that support a model for the rheological response useful in computer simulations.

**Key words:** powder injection molding; liquid phase sintering; rheological model; viscosity; viscous flow sintering

粉末冶金成形与致密化取决于液-固混合物的多种形态。例如,液相烧结、粉浆浇注、粉末-聚合物挤压、带材浇注、粉末注射成形、液体金属熔渗、悬浮液浇注及超固相线烧结。这些工艺都是分别用不同的经验模型处理的<sup>[1]</sup>,但是,还从来没有统一处理过。为了有助于创建固-液-孔隙系统的粘度模型,这篇文章指出了这些工艺固有的相似之处。为了能够精确地预测最终零件的尺寸、形状及性能,计算机模拟需要这些措施<sup>[2]</sup>。在以往工作中忽略的一个典型因素是屈服强度,因此,在流变学特性中增添了流动产生的方法。

## 1 显微组织

在粉末冶金中见到的固-液-孔隙系统与悬浮液(诸如涂料)相关的流变学特性相比倾向于刚性。颗粒都是不能变形的固体,液体渗透于颗粒之间,而且不再有孔隙存在。在液相形成的几分钟内,尽管孔隙的大小与方位时时都在改变,但固-固结合却在形成。在这时要考虑的问题是,如何才能将所有这些因素组合到一个流变学特性的模型中。

重要参数如下:组成(特别是固相与液相之比与孔隙度);显微组织(主要是颗粒大小与颗粒连接度);工艺过程(受温度与应变速率控制的参数)。

现以粉末注射成形为例:颗粒都是呈近球形的刚性固体,熔融聚合物是润滑性液体,而且是在产生剪切变薄的情况下,以很高的应变速率,强制混物流入模型内。粉末注射成形的理想注射料都是饱和的,因此,不会产生孔隙导致的复杂化。

相反地,液相烧结的特点是在一些固-固发生结合的情况下,固体为圆形颗粒(因此,有屈服强度存在),小孔隙(其起着润滑相的作用)及润湿液体。在这里孔隙度不是不变的,因此,当颗粒-颗粒的固体结合开始消失,然后当孔隙消除<sup>[3]</sup>时,粘度就发生变化。此外,重力导致的相分离,使粘度因位置而异。当由于固体颗粒结合形成固体骨架时,系统的刚性增大。在液相烧结中,液相的粘度比熔融聚合物低,但是,屈服强度都在发生相当大的变化。就颗粒-颗粒结合、系统刚性、屈服强度及流变学而言,二面角是主要因素<sup>[4]</sup>。小的二面角会导致半固态状态,具有触变(thixotropic)性状且屈服强度低。

可用简单的圆柱体压坯测定屈服强度。当将圆柱体压坯立着烧结时,从顶部到底部累积的应力是

增大的。在压力超过剪切强度处,压坯将产生变形与胀大,以减小应力:

$$\tau_r = \rho gh \quad (1)$$

式中: $\tau_r$ 为材料的剪切强度; $\rho$ 为测定的烧结体密度(包括屈服时的孔隙度); $g$ 为重力加速度; $h$ 为测定的从压坯顶部到屈服处的高度。图1为自身导致的屈服的例子。在用视频图象进行的试验中<sup>[5]</sup>,测定的屈服时的强度低到5MPa<sup>[6]</sup>。在其他缓慢地进行烧结致密化的场合,强度要高得多,且压坯形状保持良好。

微重力试验表明,液体含量高的系统没有刚性,重力有助于颗粒-颗粒接触,而且在液相烧结中颗粒-颗粒接触的形成可增大变形抗力<sup>[7]</sup>。倘若除去重力,则颗粒-颗粒接触的消失将使压坯强度减小,倾向于使边缘圆化与变形。因此,在微重力下,压坯的粘度较小,并且如图2所示产生球形化。关键点在于,全面的流变学模型必须包括重力引发的颗粒-颗粒接触。

## 2 数据收集

烧结时的致密化最好用恒定加热速率膨胀仪测定法测量,但可用视频图象来估计。鉴于膨胀仪中的接触力可能显著影响测量结果,最好采用视频图象对变形进行定量。借用玻璃科学的一个观念,弯曲梁技术可给出定量的应变数据和载荷(零件厚度)、时间及温度的关系。图3示恒定速率加热时挠曲与温度的关系。用中心间距的挠曲可求出烧结时的粘度。同样,用原位断裂试验<sup>[8]</sup>也可提供一种测量加热时强度的方法,采用此方法时烧结呈现出涉及热软化与烧结结合二者的复杂变化。为了充实分析,可采用对淬火试样进行定量检测的显微镜检验法,其可提供关于孔隙度、孔隙大小、颗粒大小及颗粒-颗粒结合的信息。

根据这些试验,可得到试样体积的信息(在粉末-聚合物系统中,聚合物的热膨胀大会导致膨胀,而在烧结中,加热时发生收缩);而且,根据质量除以体积可计算出密度。其次,横向断裂强度可给出变形抗力的数据,而弯曲梁试验可提供粘度。粘度模型为拟合这些结果提供了一个框架。图4示预合金化90Cu-10Sn青铜粉在加热时得到的数据;曲线示强度的演变、致密化、液体的体积分数及变形和加热时温度的关系<sup>[8-9]</sup>。由于液体形成,伴随着强度减低,致密化显著位移。在大多数试验中,系统仅只

在致密化后发生变形。诸如钨重合金、预合金化钢及渗杂硼的不锈钢中,当系统的粘度减低至 1~

100GPa·s 范围时,都发生变形。

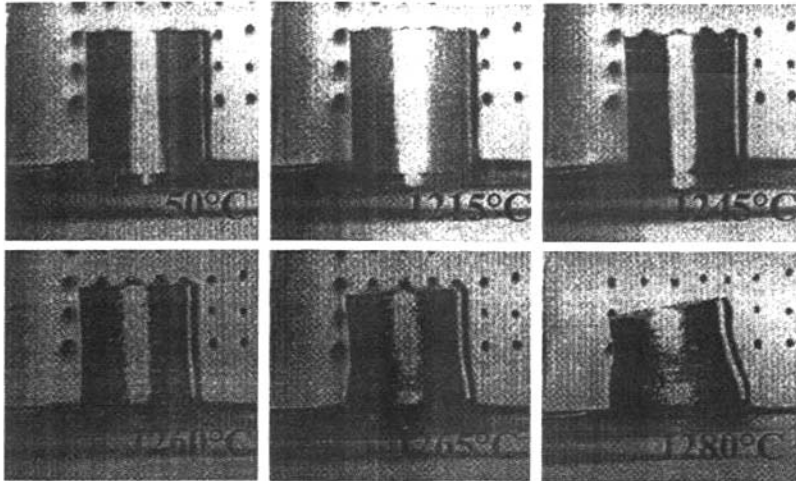


图 1 自身-应力诱发屈服的概念和用视频图象跟踪正圆柱体测定的屈服强度; 是一个直径 25mm 的、渗杂硼的不锈钢试样,以 10°C/min 将之加热到指出的温度 (Anand Lal 提供照片)

Fig.1 The concept of self-stress induced yielding and the measurement of the yield strength using video imaging to follow the deformation of a right circular cylinder. This is an initially 25mm diameter sample of boron-doped stainless steel heated at 10°C/min to the indicated temperatures (picture courtesy of Anand Lal)

### 3 模型

流变学模型需要组成、显微组织及工艺过程因素。关于粘度,组成因素主要受控于固相与液相之比。液体含量高时,系统是流体,没有强度;但是,如图 5 所示,当接近固体的临界掺入量 (loading) 时,粘度变为无限大。倘若有孔隙存在,由于液体不足以充填孔隙,粘度实际上是无限大(变形会一直延迟到致密化才接近结束的原因)。固体的临界掺入量是最重要的材料参数,其因固体颗粒的形状和粒度分布二者而异。固体的临界掺入量通常是试验确定的,但对于许多系统,其倾向于 0.60~0.64 的范围。所有这些因素都已包括在下列的粘度模型中:

$$\eta_M = \eta_B \Omega (\tau - \tau_Y) \left(1 - \frac{\varphi}{\varphi_C}\right)^{-2} \exp(B\epsilon) \quad (2)$$

式中:  $\eta_M$  为固-液混合物的粘度;  $\eta_B$  为纯液体的粘度;  $\Omega$  为几何形状项;  $\tau$  为施加的剪切应力[其范围从内力(诸如重力)到来自外部的实际压力];  $\tau_Y$  为系统的表观屈服强度;  $\varphi$  为掺入固体的分数[固体体

积对(固体+液体)体积之比];  $\varphi_C$  为固体的临界掺入量(对于球形颗粒往往接近 0.64);  $B$  为孔隙因素,一般约为 23;  $\epsilon$  为比颗粒小的封闭孔隙的孔隙度分数。倘若总孔隙度大于 8%,则开口孔隙结构与伴随振动结合的毛细力会显著增大粘度,实际上使  $\eta = \infty$ 。

依据这个模型,大孔隙(诸如工艺过程的缺陷)对粘度没有影响。鉴于比颗粒尺寸小的孔隙对颗粒流动仅只起润滑性作用,因此,孔隙度项  $\epsilon$  仅只是依据比颗粒尺寸小的孔隙而定。这和不计零件中的大孔隙(可认为其为孔隙)相似。

影响粘度的显微组织因素包括颗粒大小、颗粒连结度及孔隙大小(相对于颗粒大小)。孔隙度包括在上面的公式(2)中。流动阻力来自固体骨架的连接度,其可借助 vanderwaals 力进行微弱结合,或由于颗粒间烧结颈而强力结合。在这两种情况下,一旦应力超过了结合强度,就开始产生流动。在液相烧结中,任何新产生的液体往往都将穿过和散布于颗粒界,实际上形成微弱结合<sup>[3]</sup>。附加的关键因素

皆来自连接度,连接度控制着表观屈服强度和附加的颗粒大小的因素,由之前的触变成形工作已认识到,较小的颗粒增大固-液的粘度  $\eta_M^{[10]}$ 。

$$\eta_M = (G_0/G)^3 \tag{3}$$

式中:  $G_0$  为原始的颗粒大小;  $G$  为反映实时的颗粒大小。在液相烧结中需要对粘度进行修正,其一般为<sup>[11]</sup>:

$$G^3 = G_0^3 + k_0 t \exp(Q_G/RT) \tag{4}$$

式中:  $k_0$  为频率因素;  $t$  为时间;  $Q_G$  为颗粒长大活化能;  $R$  为气体常数;  $T$  为绝对温度。  $k_0$  取决于液体的体积分数  $(1 - \varphi)$  和固体在液体中扩散相关的粗化速率  $(m^3/s)k_L$  及孔隙度  $\epsilon^{[12]}$ :

$$k_0 = k_L(1 - \epsilon) / [(1 - \varphi)^{2/3}] \tag{5}$$

颗粒-颗粒接触使系统产生了强度,阻止粘性流动。依据颗粒间结合的大小与悬浮液固体的分数可以估计烧结体原位的强度<sup>[13]</sup>。需要的参数是颈的大小与颗粒大小之比,但是知道了固体掺入量  $\varphi$  与连接度  $C_{SS}$  时,就能大致估计出屈服强度  $\tau_Y$  如下:

$$\tau_Y = a\sigma_T\varphi(C_{SS} - C_P) \tag{6}$$

式中:  $a$  为几何形状项(接近 2);  $C_P$  为显微组织的渗透极限连接度(约相当于每一颗粒三维固-固接触的 1.5,经常取值约为 0.1); 固有或原始的材料强度  $\sigma_T$  决定于温度,而对于液相烧结,只不过是室温下全密度强度  $\sigma_0$  到熔化温度  $T_m$  下零强度的线性成比例地外推,因此,可由  $\sigma_T = \sigma_0(1 - T/T_m)$  近似地求出  $\sigma_T$ , 式中  $T$  是测定  $\sigma_T$  时的温度。式 6 表明: 粉末-聚合物系统几乎没有结合和几乎不存在内在的流动阻力; 而液相烧结系统结合相当显著,一直到原始材料被加热熔化时都有流动阻力存在。

工艺过程因素主要受温度影响,但是,所有系统好像都同样呈现出剪切速率减小的性状<sup>[10]</sup>:

$$\dot{\gamma}_M = (d\gamma/dt)^{-m} \exp(E/RT) \tag{7}$$

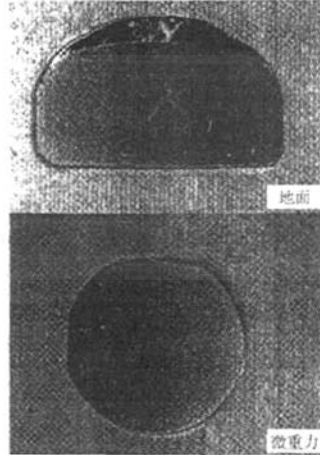


图2 在地球上(地面上的重力导致形成上部有液体渗出盖的固体骨架)与在微重力下(未形成颗粒接触,压坯强度较低与变形较大)液相烧结时导致压坯形状不同的例证; 试样是用热等静压密实的钨重合金(78% W - 15.4% Ni - 6.6% Fe)切削加工成的圆柱体(直径 10mm), 然后将其在 2 种重力环境中,重新加热到 1 500℃

Fig.2 An illustration of the different compact shapes associated with liquid phase sintering on Earth (ground-based, where gravity induces the formation of a solid skeleton with an exuded upper liquid cap) and microgravity where grain contacts are not formed so the compact has a lower strength and distorts more. This was a 78% W - 15.4% Ni - 6.6% Fe tungsten heavy alloy densified by hot isostatic pressing, machined into cylinders, then reheated to 1500℃ in the two gravitational environments (the sample is 10mm in diameter)

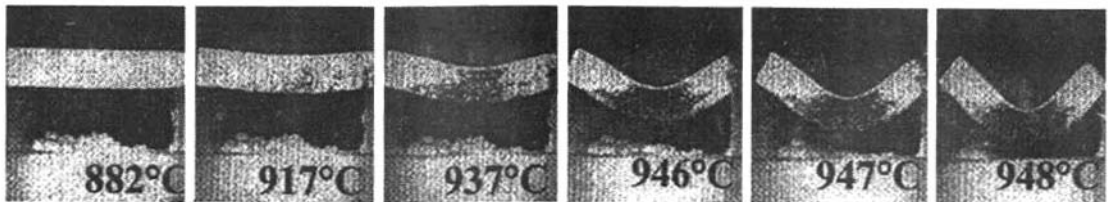


图3 得出长 55mm 的青铜粉末横向断裂杆烧结时粘度的弯曲梁试验原理, 表明了在高于固相线的不同温度下的挠曲(Anand Lal 提供照片)

Fig.3 The concept of a bending beam test to extract viscosity of a 55mm long bronze powder transverse rupture bar during sintering, showing the deflection at various temperatures over the solidus (picture courtesy of Anand Lal)

式中:  $d\gamma/dt$  为剪切应变速率;  $m$  为应变速率敏感度(通常  $0.7 < m < 1$ );  $R$  为气体常数;  $T$  为绝对温度;  $E$  为有效活化能, 其包括液体粘度因加热发生的变化、固-液比的变化(例如, 加热时聚合物体积的变化或固体熔化)以及温度的其他影响。在液相烧结中, 应变速率通常很小, 估计为  $0.01s^{-1}$  或更小, 但在粉末注射成形中, 速率可能会超过  $10\ 000s^{-1}$ 。

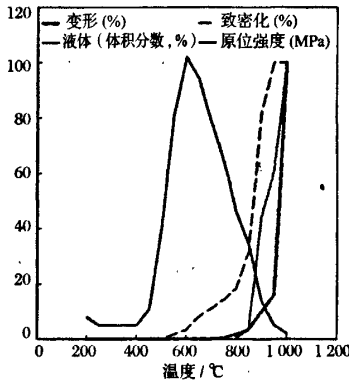


图 4 数据来自粒度为  $26\mu m$  的预合金化青铜粉 (90Cu-10Sn), 表明了以  $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$  加热时原位强度、致密化、变形及液体含量和温度的关系 (Anand Lal 与 Gregory Shoales 提供数据)

Fig.4 Data from a prealloyed bronze powder (90Cu - 10Sn) of  $26\mu m$  particle size, showing in situ strength, densification, distortion, and liquid percent versus temperature during heating at  $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$  (data courtesy of Anand Lal and Gregory Shoales)

#### 4 主模型

由上面的讨论, 可明显看出粉末冶金材料的粘度是多种因素的综合性状。对于用计算机模拟粉末冶金工艺, 需要包括这些不同效应的健全模型。表 1 说明了关键因素与其对固-液-孔隙系统粘度的影响。将这些项汇总于一个方程可能是困难的, 但可将模型表示如下:

$$\eta_M = \eta_B \Omega (\tau - \tau_Y) \left(\frac{G_0}{G}\right)^3 \left(\frac{d\gamma}{dt}\right)^{-m} \left(1 - \frac{\phi}{\phi_C}\right)^{-2} \exp(E/RT) \exp(Be) \quad (8)$$

已知这个公式中的一些项与时间无关, 诸如孔隙度、颗粒大小及固体掺入量(由于液体可能溶于固体中)。考虑到一些因素可能会使系统硬化。第一个因素是开口孔隙度含量高, 以致毛细力通过振动

与混合物结合阻碍流动, 导致颗粒-颗粒接触。另一方面, 倘若残留的孔隙比颗粒大, 则其对与粘度无关的参数没有影响。因此, 分数孔隙度项  $\epsilon$  仅只适用于小于 8% 的孔隙度及小于颗粒的孔隙。而且, 若固-固连接度很高, 则像长程液相烧结后所发生的情况一样, 固-固结合会形成刚度相当高的固体骨架,  $(\tau - \tau_Y)$  是负值。这时, 系统的粘度就变成仅仅是因颗粒界蠕变所致了<sup>[14]</sup>。

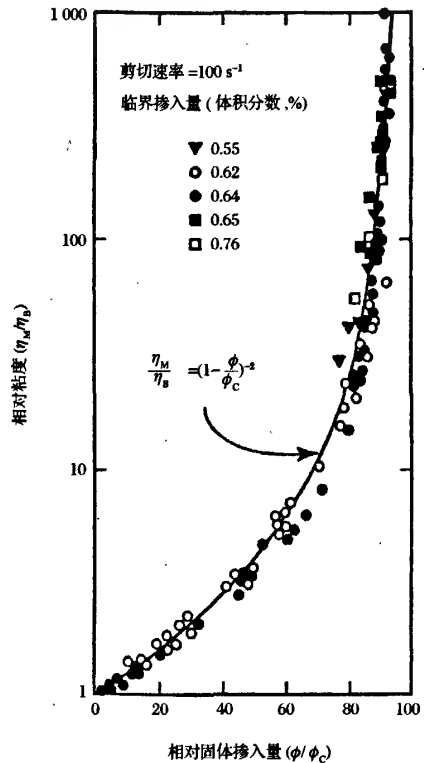


图 5 粘度随固、液之比的变化情况和在临界固体掺入量下实际达到无限大的证明

Fig. 5 Demonstration of how the viscosity changes with solid:liquid ratio and reaches essentially an infinite viscosity at the critical solids loading

主粘度模型包括的相关项有粉浆烧注、注射成形、挤压、超固相线烧结、液相烧结及固-液-孔隙流动的其他情况。模型适用于密实材料(诸如触变成形中的半固态镁)、多孔性系统(诸如掺杂硼不锈钢的超固相线烧结)、粉末-聚合物混合物挤压(诸如蜡-油混合物中的堇青石及增塑粉浆的低温成形(诸如带材浇注中的氧化铝-聚合物-溶剂混合物)。可施加外力, 而且在不同重力环境中模拟更为有效<sup>[15]</sup>。因此, 归纳出的方程和潜在的复杂性为处

理许多粉末冶金工艺过程,提供了一种方法。

表1 主要作用表( $\eta_M$  = 混合系统粘度)

| 参数                | 一般作用  | 数学关系式  |
|-------------------|---|--|
| 纯粘结剂粘度 $\eta_B$   | 成正比   | $\eta_M \approx \eta_B$                                    |
| 施加的应力 $\tau$      | 当施加的应力大于屈服强度时,流动与粘度增大                       | $\eta_M \approx \tau - \tau_Y$                             |
| 颗粒大小 $G$          | 颗粒越大,粘度越小 ( $G_0$ = 起始颗粒大小)                 | $\eta_M \approx \left(\frac{G_0}{G}\right)^3$              |
| 剪切应变速率 $dy/dt$    | 应变速率较大时,粘度减小                                | $\eta_M \approx \left(\frac{dy}{dt}\right)^{-n}$           |
| 固体掺入量 $\phi$      | 较高的固体掺入量,一直到临界值 $\phi_c$ ,增大粘度              | $\eta_M \approx \left(1 - \frac{\phi}{\phi_c}\right)^{-2}$ |
| 温度 $T$            | 许多因素变化,但总的的作用是减低粘度 ( $E$ = 活化能, $R$ = 气体常数) | $\eta_M \approx \exp \frac{E}{RT}$                         |
| 小孔隙,低孔隙度 $e$ 小于8% | 提供润滑性和减小粘度 ( $B=23$ )                       | $\eta_M \approx \exp(Be)$                                  |
| 大孔隙               | 没有影响  |  |
| 小孔隙,孔隙度 $e$ 大于8%  | 引起毛细管结合,实际上增大粘性流动的阻力                        | $\eta_M = \infty$  |
| 固体颗粒连接度 $C_m$     | 于 $C_p$ 下,一旦形成固体骨架,阻碍粘性流动                   | $\eta_M \approx C_m - C_p$                                 |
| 材料强度 $\sigma_T$   | 若固-固结合存在的话,阻碍粘性流动                           | $\eta_M \approx \sigma_T$                                  |
| 保持时间 $t$          | 若显微组织发生粗化,仅只有一种作用 ( $G^3 \approx t$ )       | $\eta_M \approx 1/t$                                       |

### 5 模型应用的例子

模型的激动人心的应用之一,是在各种重力环境中烧结的计算机模拟。液相烧结是在 Columbia 空间飞船三次飞行重返大气层时,在其发生事故之前完成的。和 77 个微重力烧结试样相对应,在地球上也进行了 77 个同样的试验。在许多场合下,无重力导致烧结性状出现相当大的差异,如图 2 所示。

为有限元模型与计算机模拟选出了所需数据,但仍然缺少关于烧结时孔隙的浮力和孔隙聚结的一些关键性试验。例如,若残留的孔隙大于颗粒大小,孔隙的浮力仍将导致逆重力迁移,固-液系统的粘度会使这种迁移减慢;孔隙必须很大,才能进行小距离迁移。图 6 示液相烧结时形成大孔隙的一例,但其并没有迁移到压坯表面,而是在表皮下形成了气泡。比颗粒尺寸约小 40% 的小孔隙,可在重力存在下通过液相进行迁移,但是,孔隙减小时,浮力减小。一般情况下,对于固体含量低的钨重合金 [78% (质量分数)W 或约 60% (体积分数)固体],用 480s 左右,孔隙可从 10mm 高的压坯中移出。

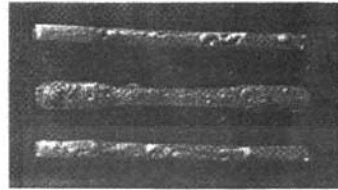


图6 液相烧结的钨重合金拉伸试样中的气泡表明,形成了大孔隙,而没有迁移到压坯表面,导致形成气泡 (试样长 70mm)

Fig.6 Blisters on liquid phase sintered tungsten heavy alloy tensile samples showing the formation of large pores that do not migrate to the compact surface, resulting in blisters (the samples are 70mm long)

若重力不存在的话,孔隙就不会迁移,而代之以孔隙只能聚结与粗化。在微重力下,我们不需要处理聚结与粗化。然而,在微重力下,会形成反常的显微组织,如图 7 所示,孔隙仍存留在材料中,而且在中心聚集成了大孔隙。



图7 如在微重力下,于 1 500℃ 烧结了 180min 的 88% W-9.6% Ni-2.4% Cu 重合金中的大孔隙长大所表明的,微重力烧结往往导致系统粘度较低且孔隙聚结相当大(试样宽 10mm)

Fig.7 Microgravity sintering often results in a lower system viscosity and considerable pore coalescence, as illustrated here by the growth of large pores in a 88% W-9.6% Ni-2.4% Cu heavy alloy sintered at 1500°C for 180min in microgravity (the sample is 10mm across)

因此,对最终模型的修正正在等待关于孔隙浮力的新知识资料,像决定于孔隙大小对颗粒大小之比一样。然而,这个新流变学模型在对液-固-孔隙系统性状说明的有效性方面超出了以前的任一模型。已证明,这个新模型用在计算机三维模拟液相烧结、超固相线烧结、热压、热等静压及粉末注射成形是有效的。

为了说明这项成果,图 8 示预测与测定的倒 T

型试样液相烧结后的大小与形状。压坯是由组成为 88% W-9.6% Ni-2.4% Fe 的混合粉,用冷等静压制成形;将生压坯切削加工成试样的几何形状,然后在 1500℃下,液相烧结了 7.2ks;烧结后,测量了尺寸大小,并根据流变学特性模型单独进行的计算机模拟进行了比较。根据这项研究成果,可在从地球(1g,  $g=9.8\text{m/s}^2$ )到包括火星(0.379g)与月球(0.165g)环境在内微重力(0g)的各种不同重力环境下进行计算机实验。这些模拟是用 10mm(高)×10mm(直径)的正圆柱体进行的。图 9 画出了预测的最终尺寸大小与形状。当人类到达这些奇异的重力环境时,也许会对这些预测进行验证。在这里引用的流变学模型为和粉末冶金相关的组成、温度、颗粒大小及范围宽广的重力环境提供了第一个计算机

模拟框架。

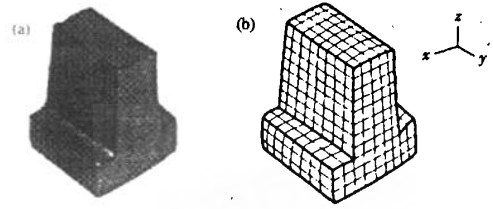
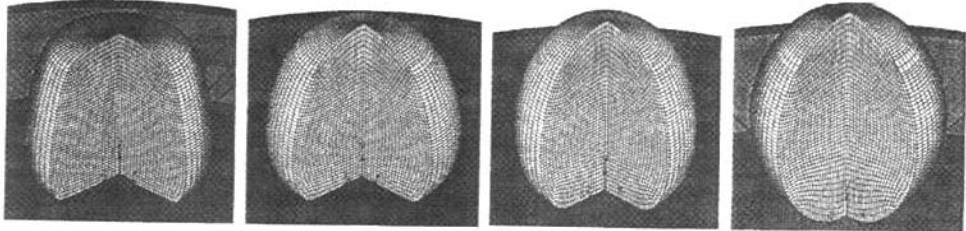


图 8 计算机模拟的 88% W 钨重合金倒 T 型试样的三维大小与形状的外形图,并将模拟的与实验的形状进行了比较(底面约为 25mm×25mm)

Fig. 8 Outline of the computer simulated three-dimensional size and shape for a 88% W tungsten heavy alloy inverted T-shape and comparison of the simulation with the experimental shape (the base is approximately 25mm by 25mm)



(a)地球,于 1g 下 (b)火星,于 0.379g 下 (c)月球,于 0.165g 下 (d)空间,于 0g 下

图 9 流变学模型用于预测 10mm(高)×10mm(直径)正圆柱体在从地球到微重力的重力环境中烧结后最终形状外形的例证。在这里画出的都是 88% W 合金在所列重力环境中 ( $g=9.8\text{m/s}^2$ ) 于 1500℃ 烧结 120min 后与轴线对称的外形

Fig. 9 Illustration of the rheological model as used to predict the final shape profile for 10mm high and 10mm diameter right circular cylinders after sintering in gravitational environments ranging from Earth to microgravity. Plotted here are the axisymmetric profiles after sintering 88% W alloys for 120min at 1500℃ in the following gravity conditions ( $g=9.8\text{m/s}^2$ )

#### 致谢

Mississippi 洲大学的 Seong Jin Park 教授进行了模拟,并提供了和这些原理研发相关的重要见识。另外,这项研究跨过了许多年,涉及到一些研究合作者的共同研究,其中有 Rajiv Tandon, Yixiong Liu, Anand Lal, Neal Myers, Debby Blaine, Ravi Bollina, Gregory Shoales 及 Constance Schaeffer。这项研究的资金是由美国国家航空与宇宙航局提供的。

#### 参考文献

- [1] German R M. Powder metallurgy and particulate materials processing. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 2005
- [2] Blaine D, Chung S H, Park S J, et al. Finite element simulation of sintering shrinkage and distortion in large PIM parts. P/M Sci Tech

Briefs, 2004, 6(2): 13-18

- [3] German R M. Strength loss and distortion in liquid phase sintering// German R M, Messing G L, Cornwall R G. Sintering Science and Technology. Pennsylvania State University, State College, 2000: 259-264
- [4] Liu J, German R M. Microstructure effect on dihedral angle in liquid phase sintering. Metall Mater Trans, 2001, 32A: 165-169
- [5] Blaine D C, Bollina R, Park S J, et al. Critical use of video-imaging to rationalize computer sintering simulations. Comput Industry, 2005, 56: 867-875
- [6] Upadhyaya A, German R M. Shape distortion in liquid-phase-sintered tungsten heavy alloys. Metall Mater Trans, 1998, 29A: 2631-2638
- [7] Johnson J L, Upadhyaya A, German R M. Microstructural effects on distortion and solid-liquid segregation during liquid phase sintering under microgravity conditions. Metall Mater Trans, 1998, 29B: 857-866

(下转第 152 页)



## 对 MPIF 标准 “扩散合金化钢”(2007)的介绍

这里所讲的粉末冶金材料是由以镍、铜及钼作为主要合金元素的扩散合金化钢粉制造的。为使最终材料具有所需要的含碳量,在扩散合金化钢粉中混入了石墨粉(碳)。也可混入不同数量的元素粉末。

**材料特性:**扩散合金化粉末一般用于制备中等至高密度粉末冶金材料。为改进韧度与冲击性能,可添加元素镍粉。当最终密度为  $7.0\text{g}/\text{cm}^3$  或更高时,这些材料可用压制-预烧结-复压-烧结工艺制造。

**应用:**扩散合金化钢一般用于中等至高强度结构零件。可以进行热处理,以提高强度与耐磨性。

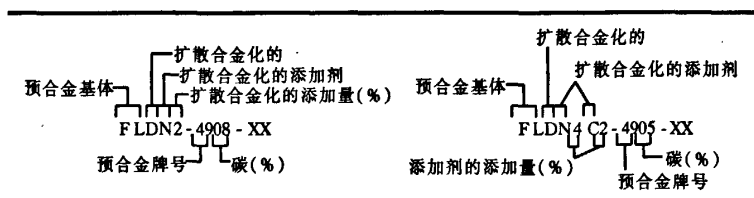
**显微组织:**这些材料形成多相显微组织。烧结态扩散合金化钢的显微组织和镍钢相似,贝氏体及马氏体占较大比例。热处理后,这些组织和热处理的镍钢相似。

扩散合金化钢的化学组成

| 材料代号         | Fe | C       | Ni        | Cu      | Mo        | Mn        |
|--------------|----|---------|-----------|---------|-----------|-----------|
| FD-0200      | 余量 | 0.0~0.3 | 1.55~1.95 | 1.3~1.7 | 0.4~0.6   | 0.05~0.30 |
| FD-0205      | 余量 | 0.3~0.6 | 1.55~1.95 | 1.3~1.7 | 0.4~0.6   | 0.05~0.30 |
| FD-0208      | 余量 | 0.6~0.9 | 1.55~1.95 | 1.3~1.7 | 0.4~0.6   | 0.05~0.30 |
| FD-0400      | 余量 | 0.0~0.3 | 3.60~4.40 | 1.3~1.7 | 0.4~0.6   | 0.05~0.30 |
| FD-0405      | 余量 | 0.3~0.6 | 3.60~4.40 | 1.3~1.7 | 0.4~0.6   | 0.05~0.30 |
| FD-0408      | 余量 | 0.6~0.9 | 3.60~4.40 | 1.3~1.7 | 0.4~0.6   | 0.05~0.30 |
| FLDN2-4908   | 余量 | 0.6~0.9 | 1.85~2.25 | ...     | 1.3*~1.7* | 0.05~0.30 |
| FLDN4C2-4905 | 余量 | 0.3~0.6 | 3.60~4.40 | 1.6~2.4 | 1.3*~1.7* | 0.05~0.30 |

\* 基粉是预合金化的;其他元素:包括为特定目的添加的微量元素的最高含量为 2%

材料代号表示法



(上接第 151 页)

[8] Shoales G A, German R M. In situ strength evolution during the sintering of bronze powders. *Metall Mater Trans*, 1998, 29A: 1257-1263

[9] Liu J, Lal A, German R M. Densification and shape retention in supersolidus liquid phase sintering. *Acta Mater*, 1999, 47: 4615-4626

[10] German R M. A quantitative theory for supersolidus liquid phase sintering. *Powder Metall*, 1991, 34: 101-107

[11] German R M. *Sintering theory and practice*. New York: Wiley-Interscience, 1996

[12] German R M, Olevisky E A. Modeling grain growth dependence on the liquid content in liquid phase sintered materials. *Metall Mater Trans*, 1998, 29A: 3057-3067

[13] German R M. Manipulation of strength during sintering as a basis for obtaining rapid densification without distortion. *Mater Trans*, 2001, 42: 1400-1410

[14] German R M. *Liquid phase sintering*. New York: Plenum Press, 1985

[15] German R M, Park S J, Johnson J L. Critical learning from microgravity sintering of tungsten alloys: Implications for extraterrestrial fabrication and repair//Kneringer G, Rodhammer P, Wildner H. *Proceedings of the Sixteenth International Plansee Seminar*, vol. 1. Plansee Holdings, Reutte, Austria, 2005: 672-683  
(韩凤麟译自日本“粉体および粉末冶金”, 2006, 53(9): 760-768)