

наукам многократно возрастают. Поэтому использование САВ способно совершить революцию в высшем образовании, для чего нужна соответствующая методическая проработка различных аспектов их использования в учебном процессе.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гецевич Э.Г., Ершов Г.Ф., Носов В.М., Тавгень И.А. Расчет элементов статически определимых конструкций с применением ЭВМ: Учебно-метод. пособие к курсовой работе по теоретической механике для студентов спец. Т.19.01 – "Промышленное и гражданское строительство" / Под ред. А.В.Чигарева. – Мн.: БГПА, 1996. – 175 с. 2. Сборник заданий для курсовых работ по теоретической механике: Учеб. пособие для техн. вузов / [Яблонский А.А., Норейко С.С., Вольфсон С.А. и др.; Под ред. А.А. Яблонского]. – 3-е изд. – М.: Высш. шк., 1978. 3. Носов В.М. Программирование на персональных ЭВМ задач теоретической механики. – Мн.: Технопринт, 1997. – 386 с.

УДК 621.762.4:539

В. А. Сидоров, А. А. Хмелев

ДЕФОРМАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ УПЛОТНЕНИЯ АМОРФНЫХ И МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

*Белорусская Государственная политехническая академия
Минск, Беларусь*

В последние годы ведутся интенсивные исследования в области получения быстрозакаленных материалов из жидкого состояния, включая аморфные металлические материалы (АММ).

Особенностью получения аморфных и мелкокристаллических сплавов из жидкого состояния является высокая скорость охлаждения для фиксации метастабильных состояний, что требует малых геометрических размеров частиц хотя бы в одном направлении. Вследствие этого аморфные сплавы могут быть получены только в форме пленок, тонких фольг, лент и в виде порошка.

В связи с этим большое значение придается развитию методов получения аморфных и мелкокристаллических сплавов в виде массивных образцов. Для получения массивных аморфных образцов перспективными являются методы порошковой металлургии, такие как теплое изостатическое пресование [1], экструдирование [2], холодное и теплое пресование в прессформах [3] и ряд других.

Однако развитие методов наталкивается на серьезные трудности – температурный интервал реализации механизма гомогенного течения достаточно узок. Кроме того, в процессе компактирования аморфный сплав не должен кристаллизоваться.

Для успешного применения и развития методов изготовления объемных изделий из аморфных металлических порошков необходимо определить область параметров (время, температура, давление), при которых может быть достигнута требуемая плотность компакта из конкретного сплава при сохранении его аморфного состояния. Установить оптимальные режимы компактирования опытным путем чрезвычайно сложно. Поэтому важное значение может иметь теоретический анализ процессов прессования.

В данной работе предложена новая деформационная модель уплотнения аморфных и мелкокристаллических материалов.

Для выбора модели уплотнения, позволяющей оценить приращение плотности за счет пластического деформирования частиц (без учета межчастичного проскальзывания на стадии фиксации контактов) рассмотрим закономерности изменения их контактных площадок в процессе компактирования.

Из анализа напряженного состояния материала в зоне контакта частиц предположим, что материал в процессе течения испытывает интенсивный сдвиг и гидростатическое сжатие. Пластическое деформирование реализуется за счет сдвиговых деформаций ($I_2 D_\sigma : I_2 D_\epsilon; T = \Lambda$).

При холодном деформировании наибольшее влияние на предельную пластичность оказывает схема напряженного состояния (схема деформации), которая оценивается показателем напряженного состояния (ПНС), равным обычно некоторой комбинации инвариантов тензора и девизатора напряжений.

Примем показатель напряженного состояния, предложенный в [4], который учитывает влияние гидростатического напряжения на пластичность.

$$K = \sigma^* = \frac{I_1(T_\sigma)}{3\sqrt{I_2(I D_\epsilon)}} = \frac{\sigma_0}{T} \quad (1)$$

В качестве рабочей гипотезы примем, что относительное контактное сечение $\alpha = S_K / S_H$ (где S_K – контактное сечение в рассматриваемый момент уплотнения; S_H – номинальное сечение прессовки) принимает положительную скалярную величину, которая монотонно возрастает при увеличении деформации сдвига Λ . Причем при отсутствии пластической деформации ($\Lambda = 0$) $\alpha = 0$ и при относительной плотности прессовки $\vartheta = \vartheta_{\text{компактное}}$ ($\Lambda = 1$) $\alpha = 1$.

Представим эту функцию в виде:

$$\alpha = \alpha(\Lambda, \sigma^*, \theta^0, \dot{\Lambda}, \dots) \quad (2)$$

где: Λ – деформация сдвига;

σ^* – показатель напряженного состояния;

θ^0 – гомологическая температура;

$\dot{\Lambda}$ – скорость деформации сдвига.

Тогда для относительного контактного сечения получим дифференциальное уравнение вида:

$$\frac{d\alpha}{d\Lambda} = \frac{\partial\alpha}{\partial\Lambda} + \frac{\partial\alpha}{\partial\sigma^*} \frac{d\sigma^*}{d\Lambda} + \frac{\partial\alpha}{\partial\theta^0} \frac{d\theta^0}{d\Lambda} + \frac{\partial\alpha}{\partial\dot{\Lambda}} \frac{d\dot{\Lambda}}{d\Lambda} \quad (3)$$

Ввиду отсутствия достаточно надежных данных о зависимости градиента ПНС от деформации положим $\partial\sigma^*/\partial\Lambda = 0$, третий член при рассмотрении процесса изотермическим можно положить равным нулю. При малых скоростях деформации, обычно для процессов обработки металлов давлением, четвертым членом можно пренебречь. Тогда на относительное контактное сечение основное влияние оказывает первый член уравнения (3). Основываясь на преобладающем влиянии на относительное контактное сечение α роста линейных размеров площадок контакта при пластическом деформировании, кинетическое уравнение зададим в виде дифференциального закона:

$$\frac{d\alpha}{d\Lambda} = n\Lambda^a, \quad (4)$$

где: Λ – степень деформации сдвига, накопленная в данном объеме частицы материала к текущему моменту деформирования;

$a = a(\sigma^*, \theta^0 \dots)$ – некоторая физическая константа материала, зависящая от термомеханических параметров нагружения;

n – нормирующий множитель, смысл которого состоит в нормировании значений функции $\alpha(\Lambda, a)$, так чтобы ее значение находилось в ранее принятом интервале $0 \leq \alpha \leq 1$.

Физический смысл гипотезы в том, что скорость приращения контактного сечения, полученного за некоторый промежуток, пропорциональна степени деформации сдвига, накопленной к рассматриваемому моменту деформирования.

Из кинетического уравнения (4) получим выражение для контактного сечения через накопленную деформации сдвига:

$$\alpha = \int_0^{\Lambda} n\Lambda^a d\Lambda \leq 1. \quad (5)$$

Считаем, что степенной показатель a не зависит от деформации, решение уравнения произведем при следующих граничных условиях:

а) при относительной плотности V равной плотности насыпки ϑ_0 (или предварительное уплотнение), т.е. $\vartheta = \vartheta_0$: $\Lambda = 0$: $\alpha = 0$;

б) при достижении предельной плотности V равной плотности компактного материала $\vartheta = \vartheta_k$ деформация достигает своего предельного значения – предельной пластичности: $\vartheta = \vartheta_k : \Lambda = \Lambda_{\text{пред}}$, а $\alpha_{\text{пред}} = 1$.

После интегрирования имеем:

$$\alpha = \frac{n}{1+a} \Lambda^{a+1} + c, \quad (6)$$

с учетом граничных условий из уравнения (6) определим нормирующий множитель

$$n = \frac{1+a}{\Lambda_{\text{пред}}^{a+1}}. \quad (7)$$

Подставляя (7) в (6) получим уравнение определяющее зависимость контактного сечения от деформации сдвига:

$$\alpha = \left[\frac{\Lambda(\sigma^*)}{\Lambda_{\text{пред}}(\sigma^*)} \right]^{1+a(\sigma^*)}, \quad (8)$$

где $\Lambda_{\text{пред}}(\sigma^*) = \Lambda_{\text{пред}}(\sigma/T)$ – предельная степень деформации материала частиц, накопленная к моменту разрушения их при заданном показателе напряженного состояния и определяемая, например, по методике изложенной в работе [4]. Так, в диапазоне изменения $-1,0 \leq \sigma/T \leq 1,5$, $\Lambda_{\text{пред}}$ можно аппроксимировать гиперболической кривой вида:

$$\Lambda_{\text{пред}} = \frac{\Lambda_{\text{кр}}}{1 + \sqrt{3} \frac{\Lambda_{\text{кр}} - \Lambda_{\text{р}}}{\Lambda_{\text{р}}} \frac{\sigma}{T}}, \quad (9)$$

где $\Lambda_{\text{кр}}$ – предельная пластичность материала частиц при кручении, когда $\sigma/T=0$;
 $\Lambda_{\text{р}}$ – предельная пластичность материала частиц при равномерном растяжении, когда $\sigma/T=1/\sqrt{3}$.

Уравнение (8) справедливо для монотонного деформирования, когда условия деформации остаются постоянными. При переходе от одного вида нагружения к другому, с другими условиями деформирования, возникает вопрос: «Как суммировать приращение контактного сечения?»

Накопление приращения α на заданном этапе нагружения производится от уже достигнутого уровня контактного сечения, полученного на предшествующем этапе нагружения с отличными от первого этапа термомеханическими параметрами, а суммирование контактных сечений различных этапов нагружения производится на основе принципа суперпозиции. Следовательно, на каждом этапе нагружения или

деформирования, накопление относительного контактного сечения имеет нелинейный характер, но суммирование α различных этапов производится линейно.

$$\alpha = \sum_{i=1}^m \alpha_i = \sum_{i=1}^m \int_0^{\Lambda} n_i \Lambda^{\alpha_i} d\Lambda = \sum_{i=1}^m \left[\frac{\Lambda_i(\sigma_i^*)}{\Lambda_{пред.i}} \right]^{1+\alpha_i(\sigma_i^*)} \leq 1, \quad (10)$$

где m – число этапов деформирования с разными термомеханическими параметрами.

Рост контактного сечения по уравнению (8) при монотонном деформировании представляет собой параболу степени $(1+a)$ от деформации, которая приведена на рис. 1. Кривые 1, 2, 3 соответствуют процессу накопления контактного сечения при различных схемах напряженного состояния. Они пересекают предельную прямую $\alpha_{пред.} = 1$ в точках А, В, С, абсциссы которых равны предельной пластичности $\Lambda_{пред.1}$, $\Lambda_{пред.2}$ и $\Lambda_{пред.3}$.

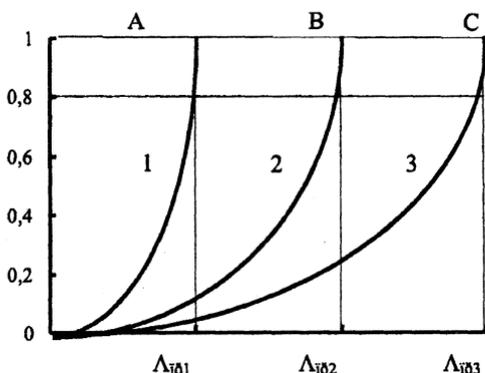


Рис. 1. Рост функции приращения контактного сечения при монотонном деформировании (по оси абсцисс – Λ , по оси ординат – α).

Влияние схемы напряженного состояния (схемы деформирования) на рост контактного сечения в рамках предложенной модели проявляется через две величины: $\Lambda_{пред.}(\sigma^*)$ и коэффициента $a(\sigma^*, \theta^{\circ} \dots)$, который тоже зависит от термомеханических условий нагружения.

Коэффициент $a(\sigma^*, \theta^{\circ} \dots)$ характеризует скорость возрастания функции контактного сечения при увеличении пути деформирования и ее нелинейности. Назовем его коэффициентом нелинейности приращения контактного сечения.

Если на схеме рис. 1 проведем горизонтальную прямую $\alpha_{кi} = 0,8$, соответствующую относительному контактному сечению ($0 < \alpha_{кi} \leq 1$), то абсциссы точек пересечения этой прямой с кривыми 1, 2, 3 зададут те степени деформации, на которые мы

должны продеформировать материал при различных схемах напряженного состояния, чтобы получить одинаковое контактное сечение (одинаковую плотность).

Следовательно, переход от одного вида нагружения (деформирования) при одном показателе напряженного состояния к другому меняет скорость роста контактного сечения, а следовательно и плотность брикета.

Таким образом, плотность брикета зависит не только от усилия прессования, но и от условий деформируемости (схемы деформации). С переходом на более жесткие схемы деформирования, т.е. с увеличением сдвиговых деформаций интенсивность уплотнения значительно повышается.

Если рассматривать $\Lambda_{\text{пред}}$ как значение начальных пределов текучести при осевом сжатии, то наибольшее напряжение, необходимое для начала пластического течения (при одинаковой стартовой плотности и свойств), имеет место при сжатии в пресс-форме. При более жестких схемах стартовые напряжения текучести уменьшаются.

Таким образом, в общем случае объемного формоизменения поверхность пластичности будет зависеть от истории деформирования, определяемой изменением показателей напряженного состояния с возрастанием накопленной интенсивности деформаций. Поверхность пластичности в этом случае не является фиксированной.

Проведенный теоретический анализ предложенной деформационной модели уплотнения аморфных и мелкокристаллических металлических сплавов позволяет предположить ряд новых высокоэффективных схем и устройств для компактирования вышеуказанных материалов, а на их базе разработать новые способы и технологии компактирования АММ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Малиночка Е.Я., Дураченко А.М., Борисов В.Т. Изучение процесса компактирования металлических сплавов // Изв. АН СССР. Металлы. – 1983. – № 1-С. 142–144.
2. Kawamura Y., Takagi M., Akai M. e.a. A newly developed warm extrusion technique for compacting amorphous alloy powders // Mater. Sci. Eng. – 1988–98-Р. 449–452.
3. Omuro K., Miura H., Isa S. e.a. Warm consolidation of spray-guenced amorphous Ni-Fe-based alloy powder // Mater. Sci. Eng. – 1988–98. – Р. 399–402.
4. Колмогоров В.Л. Напряжение. Деформации. Разрушение. – М., Металлургия, 1970–230 с.