

УДК 621.7.044

А. А. ХОДЬКО

*Национальный аэрокосмический университет им. Н. Е. Жуковского "ХАИ"*

## ОСОБЕННОСТИ ВЫБОРА МОДЕЛИ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛА ДЕФОРМИРУЕМОЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ ЧИСЛЕННОМ ИССЛЕДОВАНИИ ПРОЦЕССА ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ

*Достоверность результатов численного исследования процесса гидродинамической штамповки во многом определяется правильным выбором модели пластичности металла деформируемой заготовки. Наибольшее распространение в качестве моделей пластичности получили определяющие уравнения, позволяющие моделировать пластическое состояние металла в широком диапазоне пластических деформаций, скоростей деформаций и температур. Проведен анализ широко используемых в литературе при моделировании импульсных процессов обработки металлов давлением определяющих уравнений. Показана обоснованность выбора уравнения Джонсона-Кука, которое получило большое распространение благодаря своей простоте и способности удовлетворительного описания кривой пластического течения металла в широком диапазоне изменения основных физических параметров при деформировании, а также наличие в библиотеках материалов практически всех пакетов численного анализа. Проведено численное исследование процесса свободной растяжки трубчатой алюминиевой заготовки с использованием определяющего уравнения Джонсона-Кука. Выполнено сравнение результатов моделирования с экспериментальными значениями, которое подтвердило хорошую сходимость численных и экспериментальных результатов.*

**Ключевые слова:** гидродинамическая штамповка, уравнение состояния, определяющее уравнение, скоростное упрочнение, температурное разупрочнение, математическое моделирование.

### Введение

Широкое применение листовой штамповки в авиационно-космической отрасли обусловлено возможностью получения прочных и жестких деталей при их минимальном весе, высоким коэффициентом использования материала и хорошей взаимозаменяемостью изготавливаемых деталей. Постоянно растущие требования к экономичности, надежности и ресурсу современных летательных аппаратов вызывают необходимость применения в их конструкциях жаропрочных и нержавеющей сталей, титановых, алюминиевых и других сплавов, основными характеристиками которых являются высокие прочностные, жаропрочные и антикоррозионные свойства. Это привело к значительному росту необходимых для деформирования усилий. Выросли также требования к точности и качеству поверхностей изготавливаемых деталей.

Возросшие требования производства привели к появлению в промышленном использовании, еще в 50-х годах прошлого столетия, большого числа высокоэнергетических импульсных технологий обработки металлов давлением (ОМД), развитие которых продолжается до сих пор. Среди них штамповка взрывом, детонационно-газовая, электрогидравлическая, гидродинамическая (гидроударная), магнит-

но-импульсная штамповка и др. Каждый из способов имеет свои границы применимости, и эффективность способа зависит от правильного его выбора.

Данные технологии являются достаточно дешево затратными и весьма перспективно применять численное моделирование рассматриваемых технологий для выбора оптимальных параметров процессов.

Успех процесса моделирования во многом зависит от задания исходных данных, к которым, среди прочих, относится модель пластичности металла деформируемой заготовки. При численном моделировании процессов импульсной обработки металлов давлением крайне важно описать пластическое состояние деформируемой заготовки в широком диапазоне пластических деформаций, скоростей деформаций и температур.

Численному моделированию и экспериментальному исследованию импульсных технологий посвящено значительное число работ, как в нашей стране, так и за рубежом. Проводимые международные конференции ICHSF, EURODYMAT, ISIE [1-4] и др. также свидетельствуют об актуальности данной темы.

Статья посвящена анализу наиболее часто ис-

пользуемых при моделировании процессов импульсной обработки металлов давлением моделей пластичности металла деформируемой заготовки и выбору наиболее рациональной модели, позволяющей получать адекватные результаты при численном исследовании этих процессов на примере технологического процесса свободной растяжки трубчатой заготовки методом гидродинамической штамповки.

### Понятие модели материала

При численном исследовании процесса гидродинамической штамповки важную роль играет корректное описание свойств материала деформируемой заготовки в широком диапазоне пластических деформаций, скоростей деформаций и температур. В импульсных процессах обработки металлов давлением материал заготовки имеет довольно сложный отклик на динамическое воздействие, в результате чего, возникает необходимость задания параметров для моделирования таких физических явлений, как деформационное и скоростное упрочнение, температурное разупрочнение, разрушение и т.д. Все это разнообразие физических процессов, происходящих в материале заготовки в процессе динамического нагружения, может быть описано моделью материала, которая в общем случае состоит из трех основных блоков: уравнения состояния (equation of state), модели пластичности (plasticity model) и модели разрушения (damage model).

Уравнение состояния описывает зависимость напряжений от деформации и внутренней энергии (температуры). Оно может быть задано исходя из данных о термодинамических свойствах материала. В большинстве случаев уравнение состояния для расчета формируется на основании экспериментальных данных, является линейной аппроксимацией реального уравнения состояния на основе тщательно проведенных экспериментов и представляет собой многочлен с некоторым количеством эмпирических констант.

В случае малосжимаемых материалов, которыми являются стали и другие металлические материалы, подвергаемые обработке давлением, уравнение состояния задается соотношением:

$$p = K\mu, \quad (1)$$

где  $p$  – давление,  $K$  – модуль объемной упругости,  $\mu$  – степень сжатия среды;

$$K = \frac{E}{3(1-2\nu)}, \quad (2)$$

$$\mu = \frac{\rho}{\rho_0} - 1, \quad (3)$$

где  $E$  – модуль упругости,  $\nu$  – коэффициент Пуассона-

на,  $\rho$  и  $\rho_0$  – текущее и начальное значение плотности материала.

Соотношение (1) справедливо для упругой области при небольших объемных деформациях.

Как известно, после стадии упругой деформации наступает стадия пластической деформации, которая с самого начала и до момента разрушения характеризуется увеличением сопротивления деформируемого материала деформации по мере увеличения ее степени. Такое явление называется деформационным упрочнением. Кроме деформационного упрочнения, в импульсных процессах обработки металлов давлением существенное влияние на характер деформирования заготовки оказывают также скоростное упрочнение и температурное разупрочнение. Эти особенности пластического деформирования должны быть учтены при составлении математического описания кривой течения металла, достоверного в широком диапазоне деформаций, скоростей деформаций и температур. Сложность механизмов деформирования не позволяет создать простой и универсальной модели пластичности. Известно достаточно большое количество методов решения этой задачи, в том числе применение таблиц [5] и нейронных сетей [6]. Однако наибольшее распространение получили эмпирические и полуэмпирические уравнения, так называемые определяющие уравнения (constitutive equation).

Экспериментальным исследованиям процессов высокоскоростного деформирования различных материалов, начавшимся чуть больше века назад с опытов П. Людвига с оловянными проволоками [7], посвящено множество работ. На основании этих работ был предложен целый ряд определяющих уравнений, описывающих зависимость предела текучести материала  $\sigma$  от интенсивности пластической деформации  $\epsilon$ , скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  и температуры  $T$ :

$$\sigma = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T). \quad (4)$$

На сегодняшний день существует большое количество определяющих уравнений, от чисто эмпирических, описывающих экспериментальные данные аналитической кривой, до физических, основанных на микромеханических процессах в материале. Два этих подхода, в идеале, должны дополнять друг друга в едином соотношении, которое с одинаковой точностью описывает как действительное макроскопическое поведение материала, так и физические процессы на атомном уровне, которые контролируют пластическое течение.

Существенным требованием к определяющим уравнениям является не только точное описание отклика материала в широком диапазоне параметров нагружения, но и экстраполяция экспериментальных

данных, т.е. предсказывание поведения материала вне исследованных экспериментально пределов. В общем случае модель пластичности металла должна учитывать влияние большого числа всевозможных параметров (историю изменения деформаций и скоростей деформаций, сложность процесса нагружения) на напряжение течения, а также описывать как изотропное, так и анизотропное упрочнение. Однако полный учет всех этих явлений является чрезвычайно сложной, или даже нерешаемой задачей [8].

Распространение получили определяющие уравнения, в которых чувствительность материала к скорости деформации проявляется в росте предела текучести  $\sigma$  по отношению к его статическому значению  $\sigma_0$  при возрастании скорости пластической деформации. Причем для большинства металлических материалов такая зависимость не является линейной, отмечается повышение чувствительности к скорости деформации при определенных ее величинах [9]. Экспериментальные данные (рис. 1) свидетельствуют о том, что при прочих равных условиях при низких скоростях деформации (до  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$ ) такая зависимость весьма незначительна, в то время как повышение скорости деформации с  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$  до  $\dot{\epsilon} = 10^4 \text{ с}^{-1}$  приводит к увеличению предела текучести на 40%.

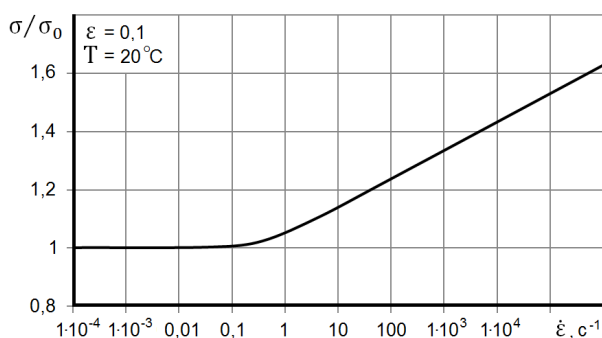


Рис. 1. Зависимость предела текучести от скорости деформации при деформировании стали 45 [9]

Повышение чувствительности материала к скорости деформации хорошо объясняется теорией термически активируемой пластической деформации [9]. Согласно этой теории пластическая деформация определяется теми же процессами, что и движение дислокаций. Движение дислокаций рассматривается с позиции необходимости преодоления дислокационными образованиями различных препятствий под действием приложенного напряжения, термического возбуждения или обоих факторов одновременно. Предполагается, что напряжение, необходимое для перемещения дислокаций, складывается из атермического  $\sigma_{\text{атерм}}$  (определяемого модулем упругости, параметрами структуры и состава материала) и термически активируемого  $\sigma_{\text{терм}}$  (зави-

сящим главным образом от температуры и скорости деформации) напряжений. Текущая величина предела текучести при этом равна:

$$\sigma = \sigma_{\text{атерм}} + \sigma_{\text{терм}}, \quad (5)$$

где  $\sigma_{\text{атерм}} = Ae^{-mT}$ ;  $A$  и  $m$  – константы при определенной скорости деформации,  $T$  – температура.

Текущая величина предела текучести определяется соотношением между временем ожидания термической активации и временем демпфированного преодоления препятствий дислокациями при пластической деформации. Так для большинства сталей при  $\dot{\epsilon} < 10^3 \text{ с}^{-1}$  преобладает время ожидания термической активации дислокаций у препятствий, а при  $\dot{\epsilon} \geq 10^3 \text{ с}^{-1}$  – преобладает время демпфированного преодоления дислокацией этого препятствия. Поэтому при малых скоростях деформации действуют законы пластической деформации, а при больших – законы вязкого течения. Это объясняет различную чувствительность материала к скорости деформации при различных ее величинах [9].

При больших скоростях деформации, присущих импульсной обработке металлов давлением, процесс деформирования заготовки имеет адиабатический характер [9]. Около 90% от всей пластической деформации рассеивается в виде тепла в материале заготовки [10]. Это приращение температуры может быть вычислено как:

$$\Delta T = \frac{\alpha}{\rho c} \int \sigma(\epsilon) d\epsilon, \quad (6)$$

где  $\Delta T$  – приращение температуры,  $\alpha$  – процентная доля пластической деформации преобразованной в тепло,  $\rho$  – плотность,  $c$  – теплоемкость.

Повышение температуры металла в процессе его пластического деформирования активирует процессы термического разупрочнения (возврата).

Как видно из схемы на рис. 2, выделяют три интервала температур в диапазоне от 0 до 1 по гомологической шкале, в зависимости от которых обработка металлов давлением может быть холодной, теплой и горячей.

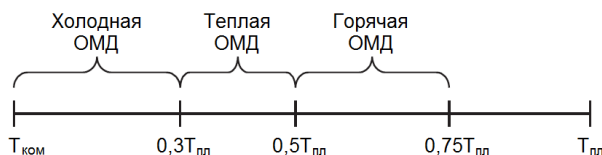


Рис. 2. Интервалы температур для различных операций обработки металлов давлением [11]

При холодной ОМД термическое разупрочнение материала обрабатываемой заготовки практически полностью отсутствует. В процессах теплой ОМД термическое разупрочнение имеет место, но всегда неполное – форма кривых течения практиче-

ски не меняется, а снижаются лишь величины напряжений и коэффициент деформационного упрочнения. Горячая ОМД имеет много общего с теплой, но принципиально отличается от нее полнотой термического разупрочнения материала заготовки в определенном диапазоне степеней деформации [12].

Проведенные в последние годы эксперименты показали, что величина предела текучести уменьшается при повышении температуры и для любой степени деформации изменение предела текучести с увеличением температуры можно описать единой кривой  $\sigma/\sigma_0(T)$  [9]. Эта кривая не является монотонной. Теория дислокаций указывает на возникновение горячего наклепа, т.е. увеличение предела текучести с увеличением температуры в начале интервала горячей деформации. Для сталей этот интервал температур несколько меньше  $0,5T_{пл}$ . Так для стали 45 такое явление наблюдается при температуре 250-600 °С (рис. 3), о чем свидетельствует образование локального экстремума в области указанных температур.

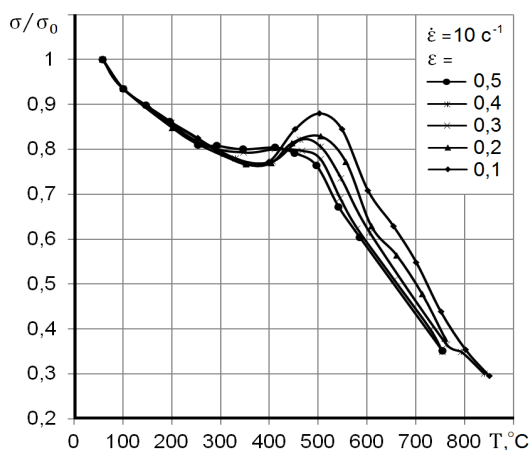


Рис. 3. Влияние температуры на предел текучести стали 45 [9]

Чувствительность к скорости деформации и температуре характерна не только для сталей, но и для других распространенных в промышленности металлов. На рис. 4 представлены кривые зависимости истинного временного сопротивления  $\sigma_v$  от скоростей деформации для меди [13]. Каждая кривая была получена на основании некоторого числа испытаний на растяжение при различных скоростях деформации и определенной температуре. Наибольшая скорость деформации была порядка  $\dot{\epsilon} = 1000 \text{ с}^{-1}$ , что соответствует растяжению образца при деформации равной единице (т.е. 100%), за 1/1000 с. Рисунок 4 служит характеристикой поведения кривых напряжения – скорости деформации для поликристаллических пластичных металлов при нормальных и высоких температурах. Следует отметить, что при самой высокой температуре,

1000 °С, которая была достигнута при проведении некоторых из этих опытов, и при наибольшей скорости деформации, равной  $1000 \text{ с}^{-1}$ , для преодоления внутреннего сопротивления пластической деформации меди оказалось необходимым приложить силу, составляющую 1/3 силы, требуемой для деформации того же металла при нормальной температуре.

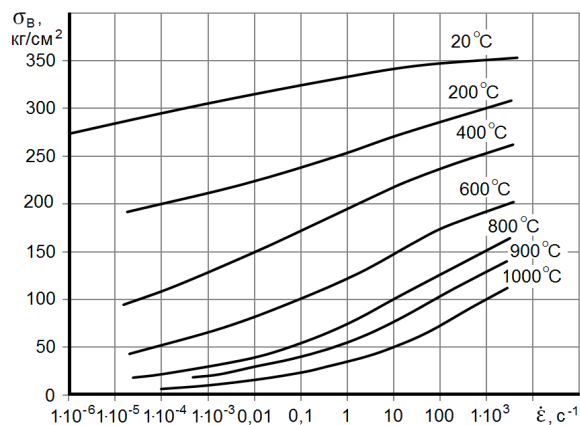


Рис. 4. Зависимость между напряжениями и скоростями деформации для образцов из чистой меди при различных температурах [13]

Как показано в работе [14], тепловые эффекты, возникающие в результате высокоскоростного деформирования материала заготовки в процессе гидродинамической штамповки, довольно существенны и не могут быть исключены из рассмотрения при численном исследовании процесса. При исследовании гидроимпульсного нагружения листовой заготовки толщиной 1,5 мм из алюминиевого сплава А2024 было установлено, что даже при скорости деформации ниже  $20 \text{ с}^{-1}$ , локальная температура в слое алюминия может подняться до 450 К в течение 0,3 мс. Температура плавления этого сплава равна 850 К. Данный процесс за определенное время проходит все три эти интервала температур обработки металлов давлением (см. рис. 2), и на завершающей своей стадии, перед соударением с поверхностью матрицы, попадает в интервал температур горячей обработки металлов давлением. Таким образом, из-за значительных тепловых эффектов, возникающих в процессе гидродинамической штамповки, она может выступать в качестве альтернативы горячей штамповки для деталей сложных форм из труднодеформируемых материалов [15].

Модель разрушения описывает поведения материала в момент разрушения в зоне, где превышен параметр, задаваемый в модели разрушения. Разрушение может быть как хрупким, выражающимся в растрескивании (в случае керамики, например), так и вязким, сопровождающимся разрывом материала (в случае металлов). Каким бы ни был тип разрушения, критерий разрушения может быть определен

как пластическими деформациями, так и напряжениями [16].

Из вышесказанного видно, что важнейшим блоком модели материала деформируемой заготовки при моделировании импульсных процессов обработки металлов давлением является модель пластичности, выражаемая определяющими уравнениями, способными достаточно точно описывать свойства материала деформируемой заготовки в широком диапазоне пластических деформаций, скоростей деформаций и температур. Важной задачей моделирования является выбор наиболее подходящего для конкретного процесса определяющего уравнения, что зачастую является не простой задачей ввиду большого разнообразия таких уравнений, каждое из которых имеет свои преимущества и недостатки.

### Анализ определяющих уравнений, применяемых при моделировании импульсных процессов ОМД

Анализ литературы в области численного исследования процессов импульсной обработки металлов давлением показал, что наиболее популярными моделями пластичности металла деформируемой заготовки (далее просто модели) являются определяющие уравнения Купера-Саймондса (Copper-Symonds), Джонсона-Кука (Johnson-Cook) и Зерилли-Армстронга (Zerilli-Armstrong) [17-21] (таблица 1). Все эти модели имеют сравнительно небольшое количество материальных констант и легко реализуемы в современных пакетах численного анализа.

Наиболее простым из рассматриваемых определяющих уравнений является уравнение Купера-Саймондса [22], которое учитывает кинематическое упрочнение и описывает зависимость динамического предела текучести,  $\sigma$ , от скорости деформации:

$$\sigma = \sigma_0 \left[ 1 + \left( \frac{\dot{\epsilon}}{D} \right)^{\frac{1}{p}} \right], \quad (7)$$

где  $\sigma_0$  – статический предел текучести,  $\dot{\epsilon}$  – скорость деформации,  $D$ ,  $p$  – коэффициенты уравнения Купера-Саймондса. Если значения констант  $D$  и  $p$  равны нулю, то эффекты скоростного упрочнения не учитываются.

Как показывает практика, во многих случаях коэффициенты уравнения Купера-Саймондса могут быть найдены с отличной корреляцией. Недостатком же этого уравнения является то, что эти коэффициенты принимают различные значения при различных напряжениях [23]. Так предел прочности и предел текучести материала имеют разную чувствительность к изменению скорости деформации, что приводит к получению различных коэффициентов уравнения Купера-Саймондса. Таким образом, коэффициенты, определенные для предела текучести как для справочного напряжения могут давать ошибочные результаты для более высоких напряжений при больших деформациях.

Модель Купера-Саймондса является наиболее предпочтительной для моделирования процессов холодного пластического деформирования [24]. Она не учитывает температурного разупрочнения материала, вызванного выделением тепла в процессе его пластического деформирования.

Отсутствие учета температурного разупрочнения в модели Купера-Саймондса заставляет отказаться от данной модели пластичности при численном исследовании процесса гидродинамической штамповки в пользу двух других рассматриваемых моделей – Джонсона-Кука и Зерилли-Армстронга, учитывающих тепловые эффекты, возникающие в результате высокоскоростного деформирования

Таблица 1  
Определяющие уравнения, применяемые при моделировании импульсных процессов ОМД

Авторы	Определяющее уравнение	Константы материала	Возможность учета воздействия		
			скорости деформации	температуры	
Купер и Саймондс (1952) [22]	$\sigma = \sigma_0 \left[ 1 + \left( \frac{\dot{\epsilon}}{D} \right)^{\frac{1}{p}} \right]$	$\sigma_0, D, p$	есть	нет	
Джонсон и Кук (1983) [25]	$\sigma = (A + B\epsilon^n) (1 + C \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - T^{*m})$	$A, B, n, C, m$	есть	есть	
Зерилли и Армстронг (1987) [26]	ГЦК	$\sigma = C_0 + C_2 \epsilon^n \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\epsilon})$	$C_0, C_2, C_3, C_4, n$	есть	есть
	ОЦК	$\sigma = C_0 + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\epsilon}) + C_5 \epsilon^n$	$C_0, C_1, C_3, C_4, C_5, n$	есть	есть

материала. Принципиальное различие этих двух моделей заключается в том, что первая является феноменологической моделью, в то время как вторая - основана на теории дислокаций.

Джонсон и Кук в работе [25] предложили эмпирическое определяющее уравнение для металлов, подверженных большим деформациям, высоким скоростям деформации и высоким температурам, согласно которому, динамический предел текучести,  $\sigma$ , записывается следующим образом:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m}), \quad (8)$$

где  $\varepsilon$  - интенсивность пластической деформации,  $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0$  - безразмерная скорость пластической деформации, определяемая как отношение мгновенной скорости пластической деформации  $\dot{\varepsilon}$  к ее пороговому значению  $\dot{\varepsilon}_0 = 1 \text{ с}^{-1}$ ,  $T^*$  - гомологическая температура. Уравнение содержит пять материальных констант, которые определяются эмпирическим путем:  $A$  - статический предел текучести,  $B$  - модуль деформационного упрочнения,  $n$  - показатель степени в законе деформационного упрочнения,  $C$  - коэффициент скорости деформаций,  $m$  - показатель степени в законе температурного разупрочнения.

Модель Джонсона-Кука предполагает независимость относительного влияния деформационного упрочнения, скорости пластической деформации и повышения температуры при всех скоростях и температурах пластической деформации. В уравнении (8) выражение в первых скобках определяет напряжение как функцию деформации при  $\dot{\varepsilon}^* = 1$  и  $T^* = 0$ , во вторых и третьих - влияние мгновенного значения скорости деформации и температуры на предел текучести, соответственно.

Следует отметить, что Джонсон и Кук представляют гомологическую температуру как:

$$T^* = \frac{(T - T_0)}{(T_{пл} - T_0)}, \quad (9)$$

где  $T$  - абсолютная мгновенная температура образца,  $T_0$  - комнатная температура,  $T_{пл}$  - температура плавления материала образца. Абсолютная мгновенная температура образца,  $T$ , определяется как сумма начальной абсолютной температуры образца и приращения температуры при его пластическом деформировании (рассчитывается через энергоемкость). При небольших степенях пластической деформации (менее 20%) приращением температуры можно пренебречь [27].

Недостатком в использовании такого определения гомологической температуры является то, что модель не может применяться с эмпирическими данными, полученными при температуре ниже комнатной. К тому же такое определение в действи-

тельности не соответствует понятию гомологической температуры, которое определяется как безразмерная величина, численно равная отношению температуры вещества к температуре его плавления:

$$T^* = \frac{T}{T_{пл}}. \quad (10)$$

Благодаря своей простоте и способности удовлетворительного описания кривой пластического течения металла в широком диапазоне изменения основных физических параметров при деформировании модель Джонсона-Кука получила широкое распространение при моделировании импульсных процессов обработки металлов давлением и присутствует в библиотеках материалов практически всех пакетов численного анализа. К основным недостаткам модели можно отнести ее эмпирическую основу и отсутствие связи между скоростью деформации и температурой в процессе пластической деформации. Также модель имеет некоторые недостатки в представлении характеристик упрочнения всех видов материалов. Скоростное упрочнение во вторых скобках уравнения (8) выражено как линейная функция от логарифма скорости деформации. Это выражение не может давать точного значения предела текучести при различных скоростях деформации в связи с изменением скорости деформации в распространенных металлических материалах. В результате выражения скоростного упрочнения линейной функцией, предел текучести материала также линейно зависит от логарифма скорости деформации, что не является справедливым для всех распространенных металлических материалов.

Определяющее уравнение, предложенное Зерилли и Армстронгом, основано на теории дислокаций [26]. Заложенные в модель эффекты деформационного упрочнения, скоростного упрочнения и температурного разупрочнения, основаны на анализе температурной активации. Модель имеет относительно простую форму по сравнению с другими дислокационными определяющими уравнениями.

Так как модель Зерилли-Армстронга основана на теории дислокаций, она является более предпочтительной по сравнению с другими эмпирическим определяющим уравнениями. Однако более сложная форма этой модели пластического поведения материала затрудняет определение всех необходимых констант. Основное положение, выдвинутое авторами этой модели, заключается в том, что каждый тип микроструктуры материала (ГЦК - гранцентрированная кубическая упаковка, ОЦК - объемноцентрированная кубическая упаковка) имеет свое собственное определяющее уравнение, в зависимости от дислокационных характеристик данной микроструктуры. Так для ГЦК-металлов определяющее

уравнение Зерилли-Армстронга имеет вид:

$$\sigma = C_0 + C_2 \varepsilon^n \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}), \quad (11)$$

где  $C_0$ ,  $C_2$ ,  $C_3$ ,  $C_4$  и  $n$  – константы материала. Здесь начальный предел текучести  $C_0$  не зависит от скорости деформации и температуры, а определяется соотношением Холла-Петча, устанавливающим зависимость предела текучести поликристаллического материала от размера зерна  $d$ :

$$C_0 = \sigma_i + k d^{-\frac{1}{2}}, \quad (12)$$

где  $\sigma_i$  – некоторое напряжение трения, которое необходимо для скольжения дислокаций в монокристалле,  $k$  – индивидуальная для каждого материала константа, также называемая «коэффициентом Холла-Петча».

В случае ГЦК-металлов основным соображением является то, что зависимость предела текучести материала от температуры и скорости деформации больше при росте деформационного упрочнения.

Выражение для ОЦК-металлов имеет вид:

$$\sigma = C_0 + C_1 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\varepsilon}) + C_5 \varepsilon^n, \quad (13)$$

где  $C_0$ ,  $C_1$ ,  $C_3$ ,  $C_4$ ,  $C_5$  и  $n$  – константы материала. Согласно этому соотношению, напряжение не обязательно должно обращаться в ноль при температуре плавления. В уравнении отражено дополнительное физическое явление, которое особенно важно для ОЦК-металлов – замена пластического течения посредством сдвига пластическим течением за счет двойникования. Факт существования верхнего и нижнего пределов текучести, характерный для ОЦК-металлов, не описывается уравнением (13). Следовательно, при малых деформациях модель характеризует некоторое среднее напряжение. Как видно из уравнения (13), коэффициент деформационного упрочнения  $C_5 \varepsilon^n$  не зависит ни от скорости деформации, ни от температуры. Модель Зерилли-Армстронга для ОЦК-металлов носит аддитивный характер. Постоянство работы упрочнения является основным недостатком этой модели, поскольку для ОЦК-металлов эта величина зависит, в некоторой степени, от скорости деформации и температуры.

### Идентификация определяющих уравнений

Проблема идентификация определяющих уравнений формулируется как задача построения в некотором смысле наилучшей модели на основе экспериментальных наблюдений [28]. Данная задача состоит из двух частей: структурной и параметрической идентификации. Структурная идентификация является задачей наилучшего выбора вида уравнений математической модели. В процессе параметрической идентификации при заданном виде уравне-

ний математической модели определяется наилучший вектор параметров этой модели.

Для параметрической идентификации моделей пластичности существует два основных подхода. Первый заключается в определении параметров модели по экспериментально полученным диаграммам деформирования материалов. Второй – в численном моделировании эксперимента и подборе параметров модели из условия наилучшего совпадения результатов расчета и эксперимента, т.е. решения обратной задачи.

При определении параметров модели по экспериментально полученным диаграммам деформирования материалов исходными данными являются динамические диаграммы деформирования, полученные при различных скоростях деформации и температурах. Так, для модели Джонсона-Кука в первую очередь определяются постоянные  $B$  и  $n$ , характеризующие деформационное упрочнение. Методом осреднения определяется наклон и нелинейность деформационных диаграмм. Оставшиеся постоянные могут быть найдены, например, по методу наименьших квадратов, из сравнения теоретических и экспериментальных зависимостей  $\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ . Методика определения констант модели Зерилли-Армстронга аналогична.

Как показывает практика, экспериментальное определение параметров модели пластического поведения материала является сложной задачей, связанной с большим изменением деформаций, скоростей деформаций и температур в процессе импульсной обработки металлов давлением. Большинство экспериментальных методов дают данные для более низких скоростей деформаций, чем те, которые возникают в процессе гидродинамической штамповки. Встречающиеся в литературе данные касаются лишь ограниченного числа материалов, к тому же, параметры одного и того же материала, взятые из разных источников, могут отличаться весьма значительно [29]. В подобной ситуации определять параметры модели приходится из условия наилучшего совпадения с известными экспериментальными данными.

При идентификации параметров модели пластичности путем численного моделирования эксперимента и подбора параметров модели из условия наилучшего совпадения результатов расчета и эксперимента рациональнее из двух моделей, обеспечивающих учет всех необходимых факторов, имеющих место в конкретном процессе, выбрать модель с наименьшим числом параметров, подлежащих определению. Из рассмотренных выше, такой моделью является определяющее уравнение Джонсона-Кука, имеющее пять констант материала, в отличие от шести констант в более сложном уравнении Зерилли-Армстронга.

Как показано в работе [30], при численном исследовании высокоскоростных процессов обработки металлов можно подобрать весьма различные наборы параметров определяющего уравнения Джонсона-Кука, которые при расчете будут давать практически идентичное поведение материала деформируемой заготовки.

Таким образом, в качестве модели пластичности металла деформируемой заготовки при численном исследовании процесса гидродинамической штамповки нами выбрано определяющее уравнение Джонсона-Кука. Оно обладает преимуществами по сравнению с другими рассмотренными нами определяющими уравнениями, заключающимися в относительной простоте идентификации параметров модели, удовлетворительном описании кривой пластического течения металла в широком диапазоне изменения основных физических параметров при деформировании, а также наличием данной модели в библиотеках материалов большинства пакетов численного анализа.

### Моделирование процесса гидродинамической штамповки

Для проверки применимости определяющего уравнения Джонсона-Кука в качестве модели пластичности металла деформируемой заготовки при численном исследовании процесса гидродинамической штамповки нами проведено математическое моделирование процесса свободной растяжки трубчатой алюминиевой заготовки с использованием конечно-элементного программного комплекса Abaqus v 6.12-1 [31].

В ранее проведенных исследованиях в области математического моделирования процессов гидродинамической штамповки [32] рассмотрена осесимметричная модель процесса свободной растяжки трубчатой алюминиевой заготовки в лагранжевой постановке с использованием упрощенного определяющего уравнения Джонсона-Кука для описания свойств деформируемой заготовки, согласно которому:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (14)$$

Легко заметить, что уравнение (14) получено из уравнения (8) путем приравнивания единице его третьего множителя  $(1 - T^{*m})$ , учитывающего влияние мгновенного значения температуры на предел текучести. Т.е. абсолютная мгновенная температура заготовки  $T$  принимается постоянной на всем протяжении процесса и равной комнатной температуре  $T_0$  (см. уравнение (9)). Такое допущение является достаточно грубым, т.к. повышение температуры материала заготовки в результате его высокоскоростного деформирования может быть весьма существ-

ственным [14].

Модель, предложенная в настоящем исследовании, выгодно отличается от вышеупомянутой модели учетом адиабатического нагрева материала заготовки при ее пластическом деформировании и сопутствующего ему температурного разупрочнения, благодаря использованию определяющего уравнения Джонсона-Кука в полной форме (8).

Стоит также отметить, что универсальность модели процесса гидродинамической штамповки, предложенной в работе [32], ограничена применением подхода Лагранжа при моделировании рабочей жидкости (воды). При этом подходе для описания поведения сплошной среды характеристики материалов модели привязываются к соответствующим элементам модели в данный момент времени и разрешаются уравнения сплошной среды, записываемые для узлов конечно-элементной модели [33] (рис. 5, а). При моделировании гидродинамической штамповки лагранжевы конечные элементы (КЭ) жидкости деформируются и перемещаются вместе с присвоенным им материалом. Такая постановка задачи хоть и дает преимущества в исследовании изменения параметров модели во времени, но при больших деформациях не всегда позволяет получить сходимость задачи при требуемой точности решения. При рассмотрении больших перемещений жидкости в каналах, имеющих переменную по длине площадь поперечного сечения, деформация связанной с жидкостью лагранжевой системы координат приводит к снижению точности расчетов, а в некоторых случаях, например при вихревом движении жидкости, получить решение невозможно [34, 35].

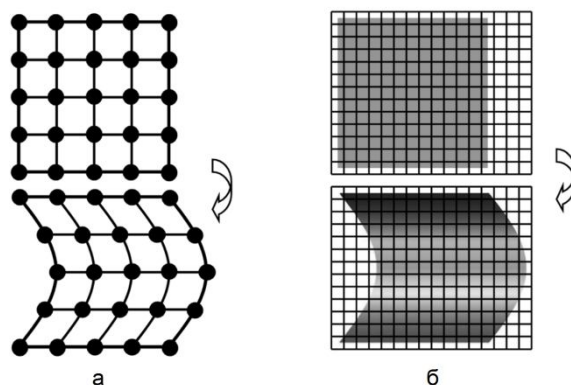


Рис. 5. Иллюстрация различных подходов для описания поведения сплошной среды в методе конечных элементов: а – подход Лагранжа, б – подход Эйлера [36]

Помимо подхода Лагранжа, для изучения поведения сплошной деформируемой среды существует подход Эйлера (рис. 5, б), в котором характеристики материала привязываются к точке пространства, в которой в данный момент находится частица модели. В отличие от подхода Лагранжа при подходе





конечных элементов и области эйлеровой конечно-элементной сетки реализовано как общий контакт (general contact).

Идентификация параметров модели пластичности Джонсона-Кука, используемой для описания свойств трубчатой заготовки из алюминиевого деформируемого сплава АМг2М, проходила путем численного моделирования эксперимента, описанного в работе [32], и поиска набора параметров, обеспечивающего наилучшее совпадение экспериментальных и расчетных значений остаточных широтных деформаций по высоте заготовки, путем их последовательного перебора. Параметры модели Джонсона-Кука, определенные таким образом, а также физико-механические свойства материала АМг2М приведены в таблице 2. Для повышения точности решения подобного рода обратной задачи могут быть использованы различные алгоритмы, как метод Монте-Карло или Левенберга-Марквардта, реализованные на различных языках программирования [37].

Задание свойств рабочей жидкости, оснастки и других составляющих модели процесса свободной растяжки трубчатой заготовки методом гидродинамической штамповки проводилось аналогично работе [32].

Начальная форма трубчатой заготовки и форма заготовки после свободной растяжки с наклеенными тензодатчиками в точках, принадлежащим сечениям, расположенным на расстоянии 50 мм от верхнего и нижнего торцов заготовки, в которых происходил замер изменения широтных деформаций по времени представлены на рис. 7. Сравнение экспериментальных и расчетных значений изменения по

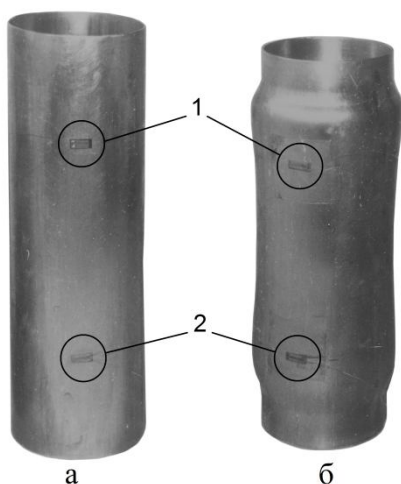


Рис. 7. Начальная форма трубчатой заготовки (а) и форма заготовки после свободной растяжки (б) с наклеенными тензодатчиками (1 и 2 – точки крепления датчиков: 50 мм от верхнего и нижнего торцов заготовки, соответственно) [34]

времени  $t$  широтных деформаций  $\epsilon$  в этих двух сечениях приведено на рис. 8. При построении доверительных интервалов доверительная вероятность принималась равной 0,95. Нулевой момент времени соответствует началу деформирования трубчатой заготовки в сечении, находящемся на расстоянии 50 мм от верхнего торца заготовки. Как только волна пластической деформации доходит до данного сечения, в нем начинается резкий рост пластической деформации. Затухание роста пластической деформации в верхнем сечении трубчатой заготовки совпадает с началом деформирования нижнего сечения. Это объясняется приходом волны пластической деформации к нижнему сечению вследствие волновых процессов, происходящих в жидкости. На начальной

Таблица 2  
Параметры модели Джонсона-Кука и физико-механические свойства материала АМг2М

Параметры	Значения	Единицы измерения
A	100,7	МПа
B	700	МПа
n	0,8	-
C	0,017	-
m	0,859	-
$\dot{\epsilon}_0$	1	-
$T_0$	293	К
$T_{пл}$	893	К
E	70,3	ГПа
$\nu$	0,33	-
$\rho$	2680	кг/м <sup>3</sup>
c	910	Дж/(кг·К)

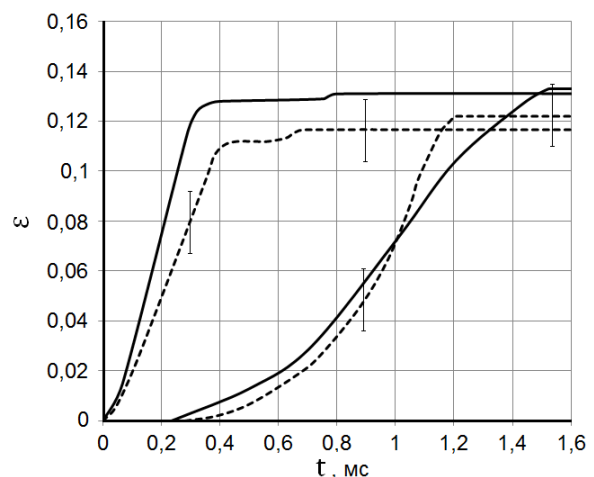


Рис. 8. Изменение по времени широтных деформаций в точках, указанных на рис. 6:  
----- – результаты эксперимента;  
— – результаты численного моделирования

стадии деформирования нижнего сечения трубы давление в верхнем ее сечении меньше потребного для растяжки, поэтому его пластическое деформирование прекращается. Скорость деформации нижнего сечения заготовки меньше, чем верхнего. Это вызвано уменьшением интенсивности волны давления в жидкости с приходом ее к нижней части заготовки.

Сравнение экспериментальных и расчетных значений остаточных широтных деформаций  $\epsilon$  по высоте трубчатой заготовки  $H$  представлено на рис. 9. Четко выражена неравномерность деформирования различных сечений заготовки: наибольшие остаточные деформации сосредоточены по краям свободно деформируемой части трубчатой заготовки, минимальные - в центральной ее части. Эта неравномерность распределения деформаций обусловлена волновым характером распространения давления в рабочей жидкости и деформаций в трубчатой заготовке. При отражении волны давления от дна камеры и поршня происходит локальное повышение давления жидкости, приводящее к большей деформации сечений заготовки вблизи этих объектов. Интенсивность волны давления в срединной части заготовки ниже.

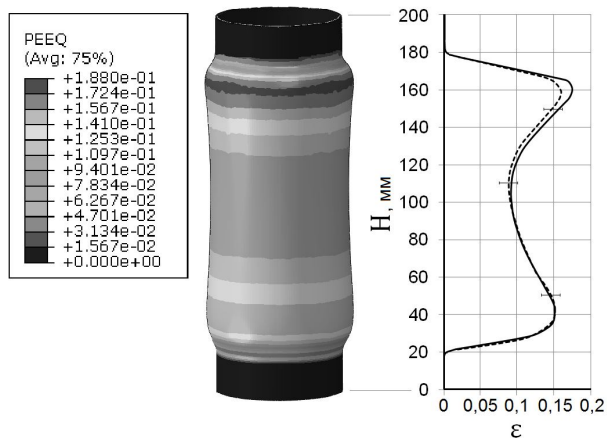


Рис. 9. Контурный график остаточных широтных деформаций и график их распределения по высоте трубчатой заготовки:  
 ----- – результаты эксперимента;  
 ————— – результаты численного моделирования

Результаты, полученные с использованием предложенной модели, показали хорошее соответствие с экспериментом. Максимальное отклонение не превышает 10%, что на 5% точнее модели, предложенной в работе [32]. Таким образом, удалось добиться практически полного соответствия математической модели реальному эксперименту.

Как видно из рис. 10, распределение температуры  $T$  по высоте трубчатой заготовки  $H$  аналогично распределению деформаций – сечения заготовки с большей степенью деформации имеют более высо-

кую температуру. Прирост температуры заготовки небольшой. Максимальное его значение составляет  $15\text{ }^\circ\text{C}$ , что объясняется малой степенью деформации заготовки в проведенном исследовании.

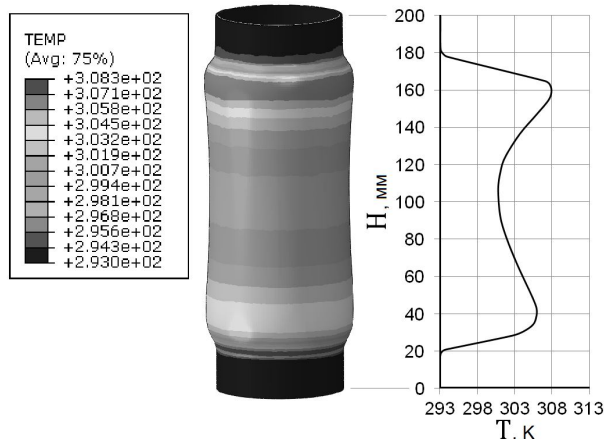


Рис. 10. Контурный график температуры и график ее распределения по высоте трубчатой заготовки

### Выводы

Физические процессы, происходящие в материале заготовки в процессе гидродинамической штамповки, при его численном исследовании можно описать моделью материала заготовки, в общем случае состоящей из трех основных блоков: уравнения состояния, модели пластичности и модели разрушения.

Важнейшим фактором, определяющим достоверность полученных результатов, при численном исследовании процессов импульсной обработки металлов давлением являются модели пластичности металла деформируемой заготовки, которые выражаются определяющими уравнениями, позволяющими моделировать пластическое состояние материала в широком диапазоне пластических деформаций, скоростей деформаций и температур. В работе проанализированы три широко используемые в литературе при моделировании деформационных процессов модели пластичности: Купера-Саймондса, Джонсона-Кука и Зерилли-Армстронга. Рассмотрены используемые в практике моделирования подходы для идентификации параметров этих моделей. Для описания пластических свойств деформируемой заготовки выбрана модель Джонсона-Кука, благодаря своей простоте и способности удовлетворительного описания кривой пластического течения металла в широком диапазоне изменения основных физических параметров при деформировании, а также наличию в библиотеках материалов практически всех пакетов численного анализа.

Численное исследование процесса гидродинамической штамповки на примере технологического процесса растяжки трубчатой заготовки проводи-

лись на базе определяющего уравнения Джонсона-Кука в качестве модели пластичности металла деформируемой заготовки с использованием конечно-элементного программного комплекса Abaqus v 6.12-1. Использование в настоящей работе совмещенного метода Эйлера-Лагранжа позволило создать более точную и универсальную модель процесса гидродинамической штамповки, по сравнению с ранее исследованной моделью Лагранжа, дающую возможность впоследствии рассматривать поведение жидкости в рабочей камере практически любой геометрии при штамповке деталей сложных форм. Сравнение результатов численного моделирования с экспериментальными значениями подтвердило их хорошую сходимость. Максимальное отклонение в модели Эйлера-Лагранжа не превышает 10%, в то время как в модели Лагранжа ошибка составляла 15%.

Предложенная в настоящей работе модель может быть использована для расчета и оптимизации технологических процессов и технологических систем гидродинамической штамповки как осесимметричных, так и неосесимметричных деталей различных конфигураций, а также для других процессов импульсной обработки металлов давлением с использованием жидких передающих сред.

### Литература

1. Zittel, G. *A historical review of high speed metal forming [Text]* / G. Zittel // *Proceedings of the 4<sup>th</sup> International Conference on High Speed Forming (ICHSF 2010)*. – Elmag, Inc., San Diego, CA, USA. – 2010. – P. 2-15.
2. *Process investigation of tube expansion by gas detonation [Text]* / M. Weber, M. Hermes, A. Brosius, C. Beerwald, G. Gersteyn, H. Olivier, M. Kleiner, F.-W. Bach // *Proceedings of the 2<sup>th</sup> International Conference on High Speed Forming (ICHSF 2006)*. – Dortmund, Germany. – 2006. – P. 161-174.
3. Husson, Ch. *High-speed blanking of copper alloy sheets : Material modeling and simulation [Text]* / Ch. Husson, S. Ahzi, L. Daridon // *Proceedings of the 8<sup>th</sup> International Conference on Mechanical and Physical Behaviour of Materials (EURODYMAT 2006)*. – Dijon, France. – 2006. – P. 1189-1194.
4. *A FEM study on adiabatic shear band formation in tube compression driven by electro-magnetic loading [Text]* / X. L. Dong, L. Z. Li, Y. Q. Fu, F. H. Zhou // *Proceedings of the 8<sup>th</sup> International Symposium on Impact Engineering (ISIE 2013)*. – Osaka, Japan. – September 2-6, 2013. – P. 517-524.
5. Kalthori, V. *Modelling and simulation of mechanical cutting [Text]* : Doctoral thesis : 26.10.2001 / V. Kalthori – Lulea University of Technology, 2001. – 103 p.
6. Strenkowski, J. S. *Finite element prediction of chip geometry and tool/workpiece temperature distributions in orthogonal metal cutting [Text]* / J. S. Strenkowski, K. J. Moon // *J. Manuf. Sci. Eng.* - 1990. - № 112(4). – P. 313-318.
7. Ludwik, P. *Elemente der technologischen Mechanik [Text]* / P. Ludwik. – Berlin : Springer, 1909. – 76 s.
8. Васин, Р. А. *Динамические зависимости между напряжениями и деформациями [Текст]* / Р. А. Васин, В. С. Ленский, Э. В. Ленский // *Механика. Проблемы динамики упругопластических сред*. – М. : Мир, 1975. – № 5. – С. 7–38.
9. Залогова, В. А. *О выборе уравнения состояния обрабатываемого материала для моделирования процесса резания методом конечных элементов [Текст]* / В. А. Залогова, Д. В. Криворучко, С. Н. Хвостик // *Вісник СумДУ*. – 2006. – № 12. – С. 101–115.
10. Jutras, M. *Improvement of the characterisation method of the Johnson-Cook model [Text]* : M.S. thesis / M. Jutras – Laval University, Canada, 2008. – 63 p.
11. Marinov, V. *Manufacturing Technology [Electronic resource]* / V. Marinov. - Access mode: [http://www.coursehero.com/file/6641933/ME364formin\\_governviewampBDP-1.html](http://www.coursehero.com/file/6641933/ME364formin_governviewampBDP-1.html). – 2.09.2014.
12. Золоторецкий В. С. *Механические свойства металлов [Текст]* / В. С. Золоторецкий. – М. : МИСИС, 1998. – 400 с.
13. Надау, А. *Пластичность и разрушение твердых тел [Текст]* : пер. с англ. / А. Надау. – М. : Изд-во Иностранной литературы, 1954. – Том 1. – 648 с.
14. Vovk, A. *Verfahrensentwicklung zur Fertigung qualitätsgerechter Bauteile mit dem Hydro-Impuls-Umformen von Blechen [Text]* : Dr.-Ing. Thesis : 12.02.2008 / A. Vovk – Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2008. – 124 s.
15. Vovk, V. *Hochgeschwindigkeitsumformen - alternative Lösungen für hochfeste Materialien [Electronic resource]* / V. Vovk // *Vortrag bei Inpro-Workshop Simulation der thermischen Blechumformung*. – Berlin, 10-11. Okt. 2002. - Access mode : <https://www.yumpu.com/de/document/view/21917655/pdf-file-elektronische-dissertationen-der-universitat-otto-von-/131.html>. – 2.09.2014.
16. Полухин, П. И. *Физические основы пластической деформации [Текст]* / П. И. Полухин, С. С. Горелик, В. К. Воронцов. – М. : Металлургия, 1982. – 584 с.
17. *Electrohydraulic trimming of advanced and ultra high strength steels [Text]* / S. F. Golovashchenko, A. J. Gillard, A. V. Mamutov, J. F. Bonnen, Z. Tang // *J. Mat. Proc. Tech.* – 2014. - № 214. – P. 1027-1043.

18. Akbari Mousavi, S. A. A. *Experimental and numerical analyses of explosive free forming* [Text] / S. A. A. Akbari Mousavi, M. Riahi, A. Hagh Parast // *J. Mat. Proc. Tech.* – 2007. – № 187-188. – P. 512-516.
19. Yasar, M. *Gas detonation forming process and modeling for efficient spring-back prediction* [Text] / M. Yasar // *J. Mat. Proc. Tech.* – 2004. – № 150. – P. 270-279.
20. L'Eplattenier, P. *An MPP version of the Electromagnetism module in LS-DYNA for 3D Coupled Mechanical-Thermal-Electromagnetic simulations* [Text] / P. L'Eplattenier, C. Ashcraft, I. Ulacia // *Proceedings of the 4-th International Conference on High Speed Forming.* – Ohio. – 2010. – P. 250-263.
21. *Tendency of homogeneous radial deformation during electromagnetic compression of aluminium tube* [Text] / YU Hai-ping, L. Chun-feng, L. Da-hai, M. Xian // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* – 2010. – № 20. – P. 7-13.
22. Cowper, G. R. *Strain hardening and strain rate effects in the impact loading of cantilever beams* [Text] / G. R. Cowper, P. S. Symonds // *Brown Univ., Div. of Appl. Mech.* – 1952. – Report № 28. – 46 p.
23. Peixinho, N. *Study of viscoplasticity models for the impact behaviour of high-strength steels* [Text] / N. Peixinho, A. Pinho // *Journal of Computational and Nonlinear Dynamics.* – 2007. – № 2. – P. 114-123.
24. Hallquist, J. O. *LS-DYNA Theory manual* [Text] / J. O. Hallquist - Livermore Software Technology Corporation (LSTC), Livermore, California 94551, 2006. – 680 p.
25. Johnson, G. R. *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures* [Text] / G. R. Johnson, W. H. Cook // *Proceedings of the 7-th International Symposium on Ballistics.* – The Hague, The Netherlands. – 1983. – P. 541-547.
26. Zerilli, E. J. *Dislocation mechanics based constitutive relations for material dynamics calculations* [Text] / E. J. Zerilli, R. W. Armstrong // *J. Appl. Phys.* – 1987. – № 61(5). – P. 1816-1825.
27. *Высокоскоростная деформация армко-железа* [Текст] / А. М. Брагов, А. К. Ломутов, И. В. Сергеев, А. В. Петровцев // *VI Забабахинские научные чтения : сб. докладов.* – Снежинск, 2001. – 26 с.
28. Непребко, А. В. *Методики аттестации и верификации моделей динамической пластичности* [Текст] / А. В. Непребко, В. Л. Нейман // *Упругость и неупругость : материалы Международного научного симпозиума по проблемам механики деформируемых тел, посвященного 100-летию со дня рождения А. А. Ильюшина, Москва, 20-21 января 2011 г.* – М., 2011. – С. 221-225.
29. Кузькин, В. А. *Применение численного моделирования для идентификации параметров модели Джонсона-Кука при высокоскоростном деформировании алюминия* [Текст] / В. А. Кузькин, Д. С. Михайлюк // *Вычислительная механика сплошных сред.* – 2010. – Т. 3, № 1. – С. 32-43.
30. Shrot, A. *Is it possible to identify Johnson-Cook law parameters from machining simulations?* [Text] / A. Shrot, M. Bäker // *Int. J. Mater. Form.* – 2010. – № 3. – P. 443-446.
31. *Abaqus 6.12 Documentation* [Electronic resource]. – Access mode: [https://www.tu-chemnitz.de/projekt/abq\\_hilfe/docs/v6.12](https://www.tu-chemnitz.de/projekt/abq_hilfe/docs/v6.12). – 2.09.2014.
32. *Моделирование процесса свободной растяжки трубчатой заготовки при гидродинамической штамповке* [Текст] / В. Е. Зайцев, В. А. Сукайло, В. Г. Корбач, А. А. Ходько // *Сборник научных трудов «Вестник НТУ «ХПИ»* – 2013. – № 42 (1015). – С. 69-77.
33. Гребенников, А. Г. *Метод анализа характеристик локального НДС незагруженного заклепочного соединения с помощью CAD/CAE системы Abaqus* [Текст] / А. Г. Гребенников, Д. В. Хмелик, Д. Ю. Дмитренко // *Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии : сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та «ХАИ»* – 2012. – № 57. – С. 21-34.
34. Нарыжный, А. Г. *Моделирование процесса гидроимпульсной штамповки* [Текст] / А. Г. Нарыжный // *Динаміка, надійність і довговічність механічних і біомеханічних систем та елементів їхніх конструкцій : матеріали міжнародної науково-технічної конференції 8-11 вересня 2009 р.* – Севастополь, 2009. – С. 35-38.
35. Родько, С. Я. *Исследование, разработка и внедрение процессов гидродинамического формообразования тонколистовых деталей летательных аппаратов* [Текст] : дис. ... канд. техн. наук : 05.07.04 ; защищена 25.12.1985 / Родько Сергей Яковлевич. – Х., 1985. – 238 с.
36. *A review of full Eulerian methods for fluid structure interaction problems* [Text] / S. Takagi, K. Sugiyama, S. Li, Y. Matsumoto // *J. Appl. Mech.* – 2012. – № 79(1), 010911. – 7 p.
37. Nussbaum, J. *Evaluation of strength model parameters from Taylor impact tests* [Text] / J. Nussbaum, N. Faderl // *Procedia Engineering. Proceedings of the 11-th International Conference on the Mechanical Behavior of Materials (ICM11).* – Villa Erba, Como, Italy. – 2011. – № 10. – P. 3453-3458.

*Поступила в редакцию 2.09.2014, рассмотрена на редколлегии 10.09.2014*

**Рецензент:** д-р техн. наук, проф., зав. каф. технологии производства авиационных двигателей А. И. Долматов, Национальный аэрокосмический университет им. Н. Е. Жуковского «ХАИ», Харьков.

### **ОСОБЛИВОСТІ ВИБОРУ МОДЕЛІ ПЛАСТИЧНОСТІ МЕТАЛУ ДЕФОРМУЄМОЇ ЗАГОТОВКИ ПРИ ЧИСЕЛЬНОМУ ДОСЛІДЖЕННІ ПРОЦЕСУ ГІДРОДИНАМІЧНОЇ ШТАМПОВКИ**

*О. О. Ходько*

Достовірність результатів чисельного дослідження процесу гідродинамічної штамповки багато в чому визначається правильним вибором моделі пластичності металу деформуємої заготовки. Найбільшого поширення в якості моделей пластичності здобули визначальні рівняння, що дозволяють моделювати пластичний стан металу в широкому діапазоні пластичних деформацій, швидкостей деформацій та температур. Проведено аналіз найчастіше використовуваних в літературі при моделюванні імпульсних процесів обробки металів тиском визначальних рівнянь. Показано обґрунтованість вибору рівняння Джонсона-Кука, що набуло великого поширення завдяки своїй простоті і здатності задовільного опису кривої пластичної течії металу в широкому діапазоні зміни основних фізичних параметрів під час деформування, а також наявності в бібліотеках матеріалів практично всіх пакетів чисельного аналізу. Проведено чисельне дослідження процесу вільної розтяжки трубчастої алюмінієвої заготовки з використанням визначального рівняння Джонсона-Кука. Виконано порівняння результатів моделювання з експериментальними значеннями, що підтвердило добру збіжність чисельних і експериментальних результатів.

**Ключові слова:** гідродинамічна штамповка, рівняння стану, визначальне рівняння, швидкісне зміцнення, температурне знеміцнення, математичне моделювання.

### **CHOOSING A METAL PLASTICITY MODEL FOR NUMERICAL SIMULATION OF THE HYDRODYNAMIC FORMING PROCESS**

*O. O. Khodko*

The accuracy of the results of the hydrodynamic forming process numerical simulation is largely determined by the correct choice of the deformable blank metal plasticity model. Constitutive equations are commonly used as plasticity models. They allow modelling of the plastic state of the metal in a wide range of plastic strains, strain rates and temperatures. By means of analysis of commonly used constitutive equations in the simulation of high velocity forming processes, the Johnson-Cook model was demonstrated to be the most effective. This is due to its simplicity and ability to satisfactorily describe the flow plastic curve of metal over a wide range of basic physical parameters during deformation, as well as its availability in the material libraries of almost all simulation software packages. The numerical simulation of an aluminum tubular blank free bulging using the Johnson-Cook constitutive equation was conducted. The comparison of simulation and experimental results was performed and good convergence of results was founded.

**Keywords:** hydrodynamic forming, equation of state, constitutive equation, strain rate hardening, thermal softening, numerical simulation.

**Ходько Александр Алексеевич** – аспирант кафедры технологии производства летательных аппаратов, Национальный аэрокосмический университет им. Н. Е. Жуковского «ХАИ», Харьков, Украина, e-mail: [aleksandr.khdk@gmail.com](mailto:aleksandr.khdk@gmail.com).