

УДК 539.3: 621.735.043

В. М. ГРЕШНОВ, И. В. ПУЧКОВА

ФИЗИКО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ СЛОЖНОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ С БОЛЬШИМИ ДЕФОРМАЦИЯМИ – ОСНОВА РАСЧЕТА ТЕХНОЛОГИИ ХОЛОДНОЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ

Сформулирована задача математического моделирования одной из эффективных технологий пластического формообразования металлов – многопереходной холодной объемной штамповки. Приведены результаты экспериментального исследования пластического поведения металлов в условиях сложного, в том числе циклического нагружения при больших деформациях в цикле. На основе экспериментальных результатов сформулирована модель пластичности и продемонстрирована ее работоспособность при аттестации и совершенствовании технологии штамповки детали «гайка» с применением CAE-технологии. *Пластичность; циклическое деформирование; обработка металлов давлением; CAE-технологии*

Эффективность применения CAE-технологий при подготовке производства в машиностроении общепризнана. Одним из направлений их развития является совершенствование моделей, используемых для описания свойств материалов. Технология холодной объемной штамповки (ХОШ) деталей является наиболее эффективной в современном машиностроении при крупносерийном и массовом типах производства [1]. ХОШ на холодновысадочных автоматах обеспечивает изготовление 50–300 деталей в минуту (например, болтов, гаек, заклепок и т. д.) со средним значением коэффициента использования металла 95%.

Пластическое формообразование деталей сложной геометрической формы при ХОШ осуществляется за 3–5 технологических переходов в условиях сложного нагружения и немонокотной (зачастую циклической) деформации. Накопленные деформации достигают 1–4 единиц [2]. Причем интенсивность деформации в каждом переходе составляет 0,4–0,8. Холодная деформация металлов приводит к возникновению деформационной анизотропии механических свойств, то есть сопровождается изотропным и кинематическим упрочнением [3].

Перечисленные особенности пластической деформации при ХОШ обуславливают проблемный характер задачи ее математического моделирования. Классические модели пластичности, используемые в расчетных ядрах программных продуктов ANSYS, DEFORM, Q-FORM и др. не описывают адекватно отмеченную де-

формацию. Поэтому технология ХОШ многие годы разрабатывается на основе производственного опыта со всеми присущими этому методу издержками.

В последние 30–40 лет предложено много новых моделей пластичности с целью адекватного учета истории нагружения и кинематического упрочнения. Обзоры моделей представлены в работах [4–6]. Их анализ не является целью данной работы, поэтому отметим только следующее.

Основная идея развития моделей заключается в уточнении эволюционного уравнения для введенного А. Ю. Ишлинскими и В. Прагером еще в 1956 г. дополнительного напряжения, рассматриваемого как внутренний параметр. Это напряжение описывает деформационную анизотропию. Модели разрабатывались для развития методов расчета деталей машин на прочность и ползучесть, поэтому их экспериментальная проверка проводилась при деформациях, не превышающих несколько процентов 2–4%. Работы по исследованию циклического деформирования при больших деформациях в цикле, характерных для ХОШ, в литературе практически отсутствуют.

В настоящей работе излагаются экспериментальные основы и новый подход к развитию модели пластичности, предназначенной для описания холодной деформации металлов при больших и знакопеременных деформациях, характерных для ХОШ.

1. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ И РЕЗУЛЬТАТЫ

Цель исследования – изучение пластического поведения металлов при циклическом деформировании с большими амплитудами деформации. Образцы в форме прямоугольного параллелепипеда с размерами $66 \times 40 \times 12$ мм изготавливали из предварительно отожженной (изотропной) качественной стали 10 кп. Деформирование образцов осуществляли на гидрпрессе в специальном устройстве (рис. 1). Оно изготовлено из штамповой стали и подвергнуто термической обработке – закалке и отпуску. Состоит из подкладной плиты 1, матрицы 2 и пуансона 5. Образцы 4 покрывали смазкой (суспензия чешуйчатого графита в минеральном масле) и деформировали при комнатной температуре в устройстве (осаживали в условиях плоской деформации) пуансоном 5 (рис. 1). Для обеспечения высокой пластичности стали в устройство с двух сторон образца помещали вставки разового использования 3, изготовленные из свинца.

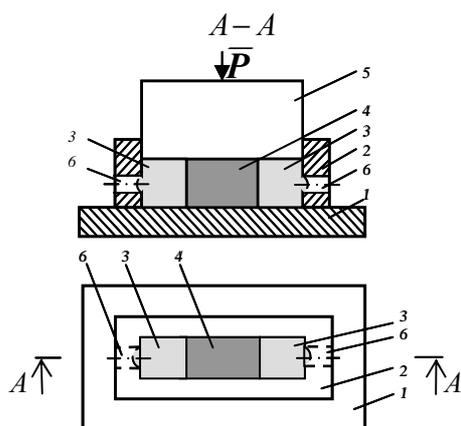


Рис. 1. Схема устройства и деформирования образцов

При деформировании свинец выдавливался в отверстия 6 матрицы 2. Это обеспечивало высокий уровень гидростатического давления и достаточную в эксперименте пластичность стали. После первой осадки образец вместе со свинцовыми вставками выпрессовывался из матрицы пуансоном, при необходимости зачищался, помещался в устройство с поворотом на 90° , по сравнению с первоначальным положением, помещались новые свинцовые вставки, и образец подвергался второму деформированию. Один цикл обработки включал трехкратное деформирование образца (рис. 2). Накопленная интенсивность деформации в цикле составляла

единицу. Обработка двух других образцов включала два и три вышеописанных цикла соответственно. Образцы разрезали по направлению наибольшего размера на три одинаковые заготовки, из которых изготавливали два стандартных цилиндрических образца для испытания на растяжение и три цилиндрических образца для испытания на сжатие. При стандартных испытаниях образцов определяли пределы текучести, которые ставили в соответствие накопленной образцом интенсивности пластической деформации.

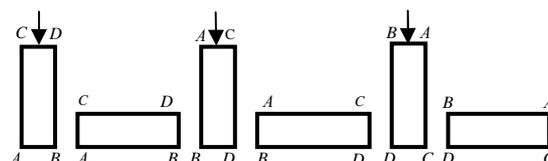


Рис. 2. Последовательность деформирования образца в одном цикле обработки

По результатам экспериментального исследования построена зависимость «интенсивность напряжения – интенсивность деформации $\sigma(\epsilon)$ » (рис. 3).

По другой методике цилиндрические образцы диаметром 15 мм и длиной 80 мм из меди М1 и алюминия АД1 деформировали в условиях циклической деформации по схеме прессования «песочные часы» (рис. 4)*. В одном цикле обработки, включающем выдавливание материала 1 из нижней полости матрицы 2 в верхнюю полость с одновременной его осадкой пуансоном 4, средняя деформация образца составляла 0,57. Варьированием числа циклов обработки получали образцы с различной накопленной интенсивностью пластической деформации. Деформирование образцов заканчивали прямым выдавливанием (рис. 4, з). Из полученных прутков изготавливали стандартные образцы для испытания растяжением и осадкой. Как и в первом случае, определяли условные пределы текучести, которые ставили в соответствие накопленной образцом деформации. С целью осреднения при каждом режиме деформировали по три образца.

Строили графики зависимостей «интенсивность напряжения σ – интенсивность пластической деформации ϵ » (рис. 5). Вертикальными отрезками на точках обозначено симметричное 10%-ное отклонение от среднего значения σ .

Рассчитывали также зависимости $\sigma(\epsilon)$ и $\sigma = \Phi(\epsilon)$ (рис. 3, 5 кривые 1 и 2 соответственно)

* Эти результаты заимствованы из работы [7].

для стали 10 кп, меди М1 и алюминия АД1 при монотонной деформации по уравнению изотропной физико-математической модели пластичности [8]

$$\sigma = \beta m G b \left\{ \frac{(b\lambda)^{-1} [\exp(\epsilon) - 1] + \rho_{so}}{\exp(\epsilon)} \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

и по уравнению физико-математической модели пластичности изотропного материала с изотропно-кинематическим упрочнением [2]

$$\Phi(\epsilon) = \frac{\beta m G b}{2} \left\{ \left[\frac{(b\lambda)^{-1} [\exp(\epsilon) - 1] + \rho_{so}}{\exp(\epsilon)} \right]^{\frac{1}{2}} + (\rho_{so} + A\epsilon)^{\frac{1}{2}} \right\}, \quad (2)$$

где $\beta = 0,4$ – коэффициент; $m = 3,1$ – фактор Тейлора для поликристаллов; $b = 3 \cdot 10^{-8}$ см – модуль вектора Бюргера дислокаций; ρ_{so} – исходная скалярная плотность дислокаций в материале; A – коэффициент, определяемый экспериментально; λ – средняя длина свободного пробега дислокаций.

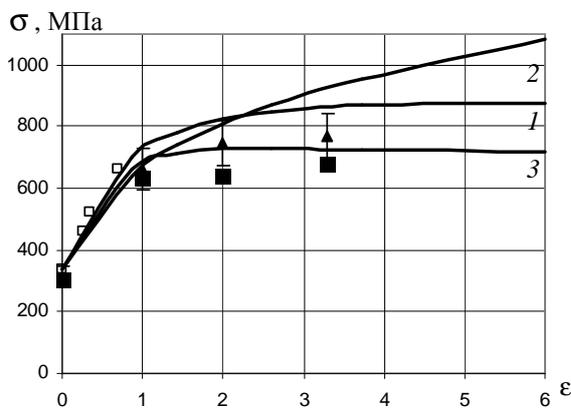


Рис. 3. Экспериментальная (точки) и расчетные (сплошные кривые) зависимости интенсивности напряжений от интенсивности деформаций стали 10 кп (▲ – растяжение; ■ – сжатие)

Разные материалы и схемы деформирования образцов выбраны для определения общности установленных закономерностей.

Наиболее ярким из полученных результатов является факт существенного уменьшения интенсивности напряжений при циклическом деформировании по сравнению с монотонной деформацией – эффект циклического (сложного) нагружения (рис. 3, 5). По сравнению с известными результатами, полученными при малых деформациях [4–6], эффект выражен сильнее, особенно у цветных металлов. В случае меди и

алюминия σ уменьшается на 46% по сравнению с монотонным деформированием (рис. 5). Физическая природа эффекта обсуждалась в работе [3].

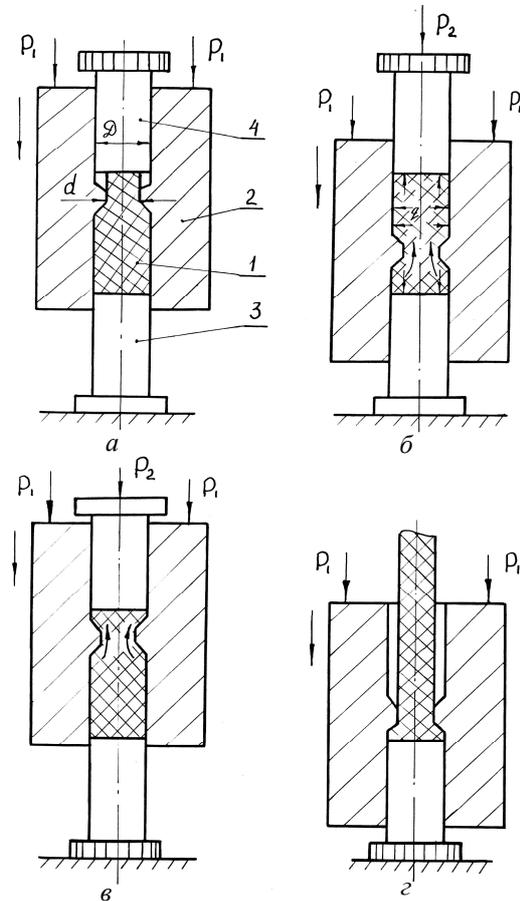


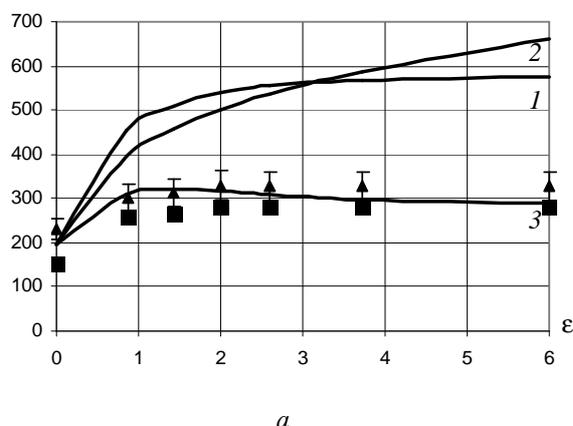
Рис. 4. Схема прессования металлов «песочные часы»: а – начало первого цикла; б – конец первого цикла; в – конец n -го цикла; г – удаление заготовки прессованием

При циклическом деформировании, как и при монотонном, наблюдается стабилизация процесса ($\sigma = \text{const}$). В первом случае это происходит при значениях накопленной интенсивности деформации 1–2, во-втором – при $\epsilon = 2$ –3 (рис. 3, 5). Начиная с этих деформаций поведение материалов с высокой точностью соответствует модели идеально-пластического тела.

У металлов при циклическом деформировании с большими деформациями возникает и остается постоянной незначительная анизотропия напряжения течения (рис. 3, 5). Разница между σ при растяжении и сжатии, отнесенная к среднему значению σ при различных накопленных ϵ , не превышает 16% у меди и алюминия и 11% у стали. Эти значения соответствуют известному разбросу характеристик прочности конструкционных металлов и сплавов, наблю-

даемому при их определении стандартными методами.

σ , МПа



σ , МПа

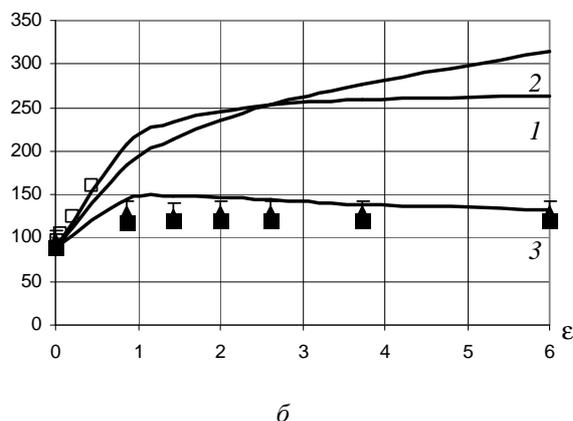


Рис. 5. Экспериментальные (точки) и расчетные зависимости интенсивности напряжений от интенсивности деформаций: а – медь М1; б – алюминий АД1; (▲ – растяжение; ■ – сжатие)

Функция напряжения (2) теории пластичности изотропного материала с изотропно-кинематическим упрочнением [2] точнее описывает пластическое поведение металлов при сложном нагружении и накопленных интенсивностях деформаций, не превышающих 0,5–0,7 (в случае стали – до $\epsilon = 2,0$) (рис. 3, 5, кривые 2), по сравнению изотропной моделью (1). Однако при $\epsilon > 1,0$ для М1 и АД1 и $\epsilon > 2,0$ для стали зависимости $\Phi(\epsilon)$ демонстрируют непрерывное упрочнение и увеличивающееся расхождение с экспериментальной зависимостью.

2. ФИЗИКО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Из вышеизложенных результатов экспериментального исследования следует, что при первых циклах деформирования начальная поверхность пластичности материала $f(\sigma_{ij}, \sigma_T, \epsilon) =$

$= 0$ незначительно смещается как целое с одно-временным изотропным расширением. Далее, с ростом ϵ до 1,0 поверхность пластичности изотропно расширяется и происходит стабилизация ($\sigma = \text{const}$). При дальнейшем деформировании поверхность пластичности не меняется. Поэтому при формулировании модели пластичности, кинематическое упрочнение, ввиду его малости, можно не учитывать, а следует учесть только изотропное упрочнение в интервале возрастания ϵ [0,1]. Следовательно, сразу можно записать изотропные определяющие соотношения, аналогичные теории течения изотропного материала [3]

$$d\epsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{d\epsilon}{\Phi'(\epsilon)} s_{ij}, \quad (3)$$

где $d\epsilon_{ij}$ – тензор приращения пластических деформаций*; $d\epsilon$ – интенсивность приращения пластических деформаций; s_{ij} – девиатор напряжений; $\Phi'(\epsilon)$ – функция напряжения при циклическом деформировании с большими деформациями.

Учитывая результаты раздела 1, примем следующую гипотезу**. При циклическом и близком к нему (сложное нагружение с ломаными траекториями) деформировании металлов, характеризующимся большими интенсивностями пластической деформации в полуцикле ($\epsilon > 0,1-0,2$) и накопленными деформациями $\int d\epsilon > 1-2$, интенсивность напряжения течения является функцией интенсивности накопленной пластической деформации (параметра Удквиста), не зависящей от параметров цикла (амплитуды, симметрии и т. д.) и вида напряженного состояния.

На основании гипотезы в качестве функции напряжения $\Phi'(\epsilon)$ в (3) можно принять осредненные по результатам испытаний образцов на растяжение и осадку зависимости $\sigma(\epsilon)$ (рис. 3, 5).

С целью аналитического описания зависимостей $\sigma(\epsilon) \equiv \Phi'(\epsilon)$, обратимся к физико-феноменологической модели эффекта Баушингера, имеющей вид [9]

$$\sigma = \beta m G b \left\{ \frac{\exp(\epsilon) - 1}{\lambda_c b \exp(\epsilon)} + \frac{\rho_{so} + A\epsilon^+}{\exp(\epsilon)} \right\}^{\frac{1}{2}}, \quad (4)$$

где σ , ϵ – напряжение и деформация при обратном деформировании после прямого деформирования со степенью ϵ^+ ; λ_c – максимальная дли-

* Принимается условие несжимаемости $d\epsilon_{ij} = 0$

** В некотором смысле она аналогична гипотезе единой кривой.

на свободного пробега дислокаций после смены знака деформации.

Для определения коэффициента A и λ_c рекомендуется достаточно простая система экспериментов. Она включает деформирование цилиндрического образца по схеме простое растяжение (волочением или прямым выдавливанием) со средней степенью деформации $\varepsilon^+ = 0,43-0,6$. Нарезку из полученного прутка 3–5 (для осреднения результатов) стандартных образцов для испытания осадкой. Испытания образцов осадкой с построением диаграммы деформирования $\sigma(\varepsilon)$. Значения A и λ_c определяются с использованием полученной диаграммы $\sigma(\varepsilon)$ по формулам:

$$A = \frac{(\sigma_{Тсж}^{exp})^2 (\beta m G b)^{-2} - \rho_{so}}{\varepsilon^+}; \quad (5)$$

$$\lambda_c = \frac{b(\beta m G)^2 [\exp(\varepsilon) - 1]}{\sigma^2 \exp(\varepsilon) - (\beta m G b)^2 (\rho_{so} + A \varepsilon^+)}, \quad (6)$$

где $\sigma_{Тсж}^{exp}$ – экспериментально определенный предел текучести материала на сжатие; ε и σ – интенсивность деформации из интервала (0,3–0,5) и соответствующее ей на экспериментальной диаграмме $\sigma(\varepsilon)$ значение интенсивности напряжений.

Уравнения (5) и (6) получены из (4), причем (5) при условии $\varepsilon = 0$, когда $\sigma = \sigma_{Тсж}$.

Скалярное уравнение, описывающее пластическую деформацию металлов в условиях исследуемого циклического деформирования получим из модели эффекта Баушингера (4) заменой ε^+ на текущее значение ε , то есть

$$\Phi'(\varepsilon) \equiv \sigma = \beta m G b \left\{ \frac{(\lambda_c b)^{-1} [\exp(\varepsilon) - 1] + \rho_{so} + A \varepsilon}{\exp(\varepsilon)} \right\}^{\frac{1}{2}}. \quad (7)$$

С целью проверки адекватности модели (7) были выполнены расчеты для стали 10 кп, меди М1 и алюминия АД1 (рис. 3, 5 сплошные кривые 3). Наблюдается весьма удовлетворительное соответствие теоретических и экспериментальных зависимостей.

Расчеты проведены при следующих значениях параметров материалов. Сталь 10 кп:

$$\begin{aligned} G &= 78000 \text{ МПа}; & \lambda &= 3,6 \cdot 10^{-4} \text{ см}; \\ \rho_{so} &= 1,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}; & A &= 3,1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}; \\ \lambda_c &= 5,4 \cdot 10^{-4} \text{ см}. \end{aligned} \quad \text{Медь М1: } G = 46000 \text{ МПа};$$

$$\lambda = 2,96 \cdot 10^{-4} \text{ см}; \quad \rho_{so} = 1,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2};$$

$$A = 3,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}; \quad \lambda_c = 1,18 \cdot 10^{-3} \text{ см}.$$

Алюминий АД1: $G = 26000$ МПа;

$$\lambda = 4,53 \cdot 10^{-4} \text{ см}; \quad \rho_{so} = 8,35 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2};$$

$$A = 2,27 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}; \quad \lambda_c = 1,81 \cdot 10^{-3} \text{ см}.$$

Анализ расчетных кривых 3 (рис. 3, 5) показывает, что в некоторых случаях уравнение (7) может описывать диаграммы $\Phi'(\varepsilon)$ с разупрочнением, (падающие диаграммы), то есть при $\varepsilon > 1,0$ $d\Phi'/d\varepsilon < 0$. Это может вызвать известные математические трудности при решении практических задач по исследованию напряженно-деформированного состояния заготовок в технологических формообразующих операциях ХОШ. Как уже отмечалось, при данных ε пластическое поведение материалов с приемлемой для технологических расчетов точностью* соответствует модели идеально-пластического тела. Поэтому представляется целесообразным при постановке и решении краевых задач пластичности на первой стадии деформирования, характеризующейся упрочнением (рис. 3, 5), использовать определяющие соотношения (3) и (7), на второй стадии ($\Phi' = \text{const}$) переходить на формулировку краевой задачи в рамках теории идеальной пластичности с использованием условия пластичности

$$\left(\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij} \right)^{\frac{1}{2}} = \sigma'_T, \quad (8)$$

где $\sigma'_T = \Phi'(\varepsilon) = \text{const}$ и определяющих соотношений вида [3]

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{d\varepsilon}{\sigma'_T} s_{ij}. \quad (9)$$

При этом продолжительность первой стадии и значение σ'_T легко определяются по зависимости $\Phi'(\varepsilon)$, построенной для исследуемого материала по уравнению (7).

Таким образом, согласно вышесформулированной гипотезе поведение металлов при циклическом деформировании с большими деформациями в полуциклах и накопленными за несколько циклов может быть сопоставлено в координатах интенсивность напряжений – интенсивность деформаций поведению некоего абстрактного изотропного материала при простом нагружении и монотонной деформации, диаграмма деформирования которого $\Phi'(\varepsilon)$ определяется с учетом некоторых параметров

* В теории и технологии обработки металлов давлением точность расчетов $\pm(10 \div 15)$ % считается удовлетворительной.

циклического деформирования реального металла.

Известно, что уравнения теории течения (3) и теории идеальной пластичности (8), (9) обеспечивают получение удовлетворительных результатов при решении практических задач по определению напряженно-деформированного состояния заготовок в технологических формообразующих операциях обработки металлов давлением в условиях простого нагружения и монотонной деформации. Поэтому факта удовлетворительного описания скалярным уравнением (7) экспериментальных зависимостей $\sigma(\varepsilon)$ (рис. 3, 5 кривые 3) достаточно для их использования при математическом моделировании технологических процессов ХОШ.

3. СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ХОШ ДЕТАЛИ «ГАЙКА»

Технология ХОШ детали «гайка» из стали 38ХГНМ (рис. 6) разработана на основе производственного опыта и рекомендаций [10] (ОАО «Автономаль» г. Белебей). Была поставлена задача аттестации технологии методом математического моделирования с применением разработанной модели пластичности.

Согласно технологии подготовки материала для ХОШ качественные стали, в том числе 38ХГНМ, для увеличения пластичности и снижения сопротивления деформации подвергаются сфероидизирующему отжигу. Поэтому в исходном состоянии сталь является изотропной.

Для определения параметров модели по методике, изложенной в разделе 2, были построены экспериментальные диаграммы деформирования стали (рис. 7). С их использованием определены параметры модели: $G = 81410$ МПа; $\rho_{so} = 2,8 \cdot 10^{10}$ см⁻²; $\lambda = 2,1 \cdot 10^{-4}$ см; $\beta = 0,4$; $m = 3,1$; $b = 3 \cdot 10^{-8}$ см; $\varepsilon^+ = 0,51$; $A = 5,594 \cdot 10^{10}$ см²; $\lambda_c = 2,18 \cdot 10^{-4}$ см.

Рассчитанная по (7) функция напряжения $\Phi'(\varepsilon)$ стали 38ХГНМ (рис. 8) совместно с уравнением (3) применялась при расчете некоторых характеристик напряженно-деформированного состояния заготовки в технологических переходах ХОШ. Использовали САЕ-программу DEFORM. Математическим моделированием получены поля накопленной интенсивности пластической деформации по переходам штамповки и значения удельной силы деформирования заготовки в штампе (рис. 9), которую определяли как $p = \frac{P_{\max}}{F}$, где P_{\max} – максимальная сила деформирования (наблюдается на заключительной стадии заполнения металлом ручья штампа); F – площадь проекции заготов-

ки, сформированной в данном переходе, на горизонтальную плоскость.

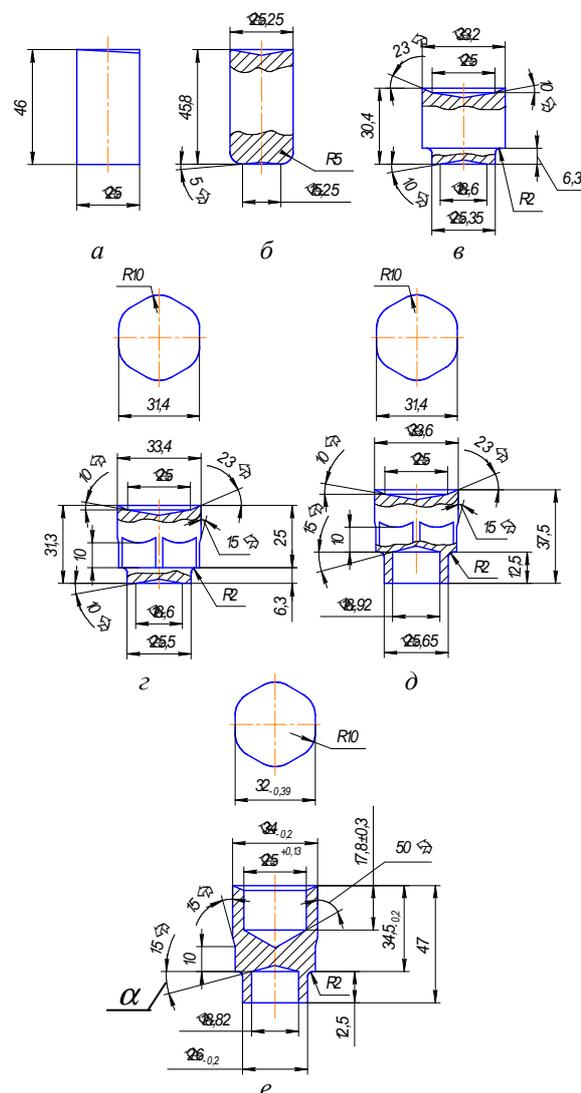


Рис. 6. Технологические переходы ХОШ детали «гайка»

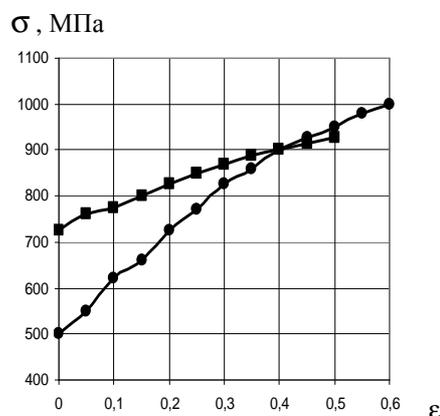


Рис. 7. Экспериментальные диаграммы деформирования стали 38ХГНМ: ● – исходное состояние; ■ – осадка после предварительного деформирования растяжением с $\varepsilon^+ = 0,51$ (волочением прутка)

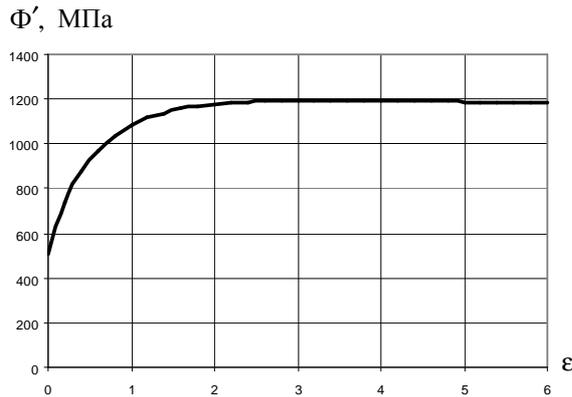


Рис. 8. Функция напряжения стали 38ХГНМ

Было принято, что до деформации заготовка находилась в естественном состоянии. Технология ХОШ предусматривает перед штамповкой калибровку прутка волочением. При волочении прутки претерпевают деформацию простого растяжения. Поэтому знакопеременная деформация начинается сразу же на первом переходе штамповки (рис. 6, б), где заготовка осаживается по высоте. Формообразование заготовки на втором переходе осуществляется при значительной деформации сжатия (рис. 6, в). На четвертом переходе нижние элементы детали оформляются деформацией растяжения (рис. 6, д), а на последнем переходе деформации растяжения подвергается верхний объем заготовки. При этом деформации в переходах достигают больших величин (рис. 9). Уже после второго перехода интенсивность деформации $\epsilon \geq 0,44$ по всему объему заготовки (рис. 9, б). К последнему переходу штамповки деформация несколько выравнивается по объему заготовки и после его завершения находится в интервале (0,723–1,367) (рис. 9, д).

При ХОШ считается допустимой нагрузка на инструмент (пуансоны и матрицы) $p > 2000$ МПа. При $p \geq 2000$ МПа резко уменьшается стойкость дорогостоящего инструмента и технология теряет статус коммерческой. Максимальное значение $p = 1597$ МПа наблюдается на пятом технологическом переходе (рис. 9, д).

Изложенные результаты аттестации технологии позволяют сделать вывод о том, что, во-первых, технология может применяться, ее параметры не достигают критических значений. И, во-вторых, имеются резервы ее совершенствования. Анализ картин течения на четвертом и пятом переходах (рис. 9, з и д) показывает, что эти переходы можно совместить. При этом оформление верхней полости в детали обратным выдавливанием будет осуществляться за

счет реакции силы деформирования, под действием которой происходит оформление прямой выдавливанием нижней полости детали, то есть совмещение переходов не приведет к повышению силы деформирования. Кроме этого последнюю можно уменьшить, увеличив угол α (рис. 6, е) с 15° до 20° , что приведет к повышению стойкости штампов.

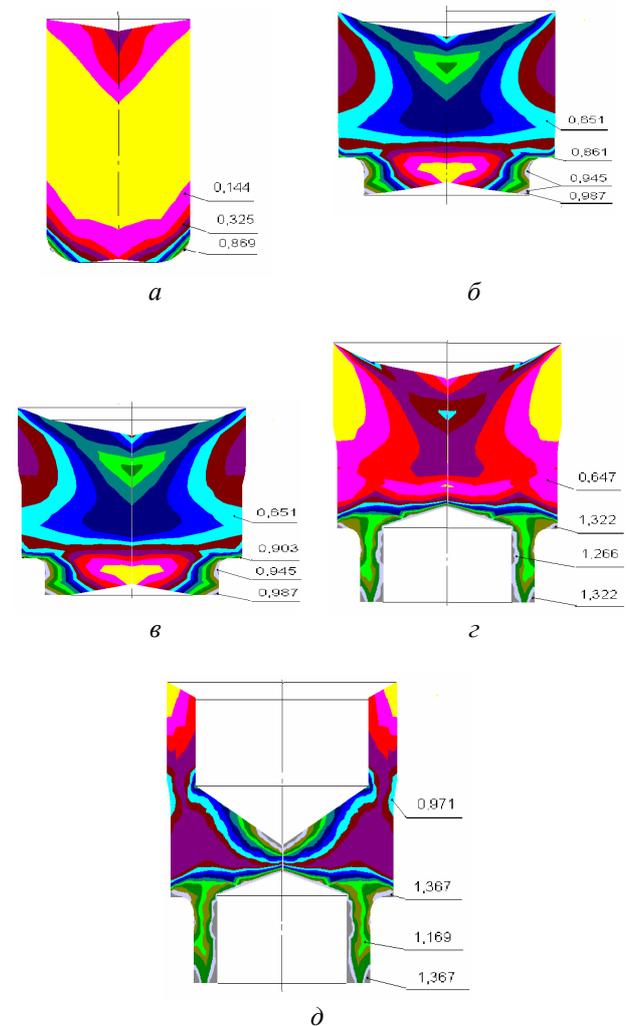


Рис. 9. Поля накопленной интенсивности деформации ($\epsilon = \int d\epsilon$) в объеме заготовки и удельные силы деформирования p в переходах штамповки: а – первый переход $p = 699,3$ МПа; б – второй переход $p = 994$ МПа; в – третий переход $p = 1416$ МПа; з – четвертый переход $p = 1466,8$ МПа; д – пятый переход $p = 1597$ МПа

Положительный технический эффект от сформулированного технического предложения выразится в сокращении количества инструмента и снижении энергозатрат.

В результате математического моделирования формообразования в новом «совмещенном» переходе, установлено, что полость ручья

штампа заполняется без дефектов (зажимов и складок), а удельная сила штамповки снижается с 1597 МПа до 1498 МПа (рис. 10).

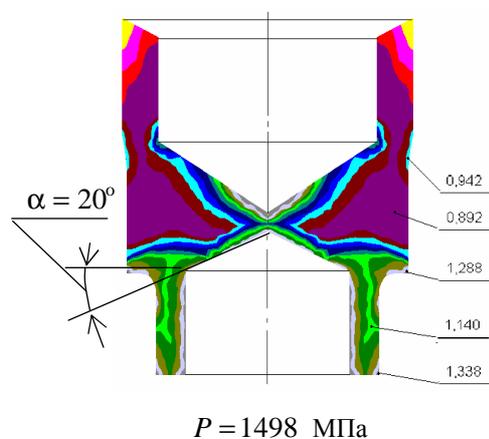


Рис. 10. Поля накопленной интенсивности деформации на последнем переходе усовершенствованной технологии ХОШ

Таким образом, предложенная физико-феноменологическая модель пластичности при сложном, в том числе циклическом, нагружении в условиях больших деформаций точнее описывает пластическое поведение металлов по сравнению с классическими изотропной и изотропно-трансляционной теориями течения. Модель способствует применению САЕ-технологии при разработке и совершенствовании технологии многопереходной холодной объемной штамповки металлов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Навроцкий Г. А.** Ковка и штамповка: Справочник. Т. 3. Холодная объемная штамповка. М.: Машиностроение, 1987. 384 с.
2. Математическое моделирование многопереходных процессов холодной объемной штамповки на основе физико-математической теории пластического формообразования металлов. Ч. 1. Расчет напряженно-деформированного состояния / В. М. Грешнов [и др.] // КШП. ОМД. 2001. № 8. С. 33–37.
3. **Ишлинский А. Ю., Ивлев Д. Д.** Математическая теория пластичности. М.: Физматлит, 2001. 704 с.

4. **Voyiadjis G. Z., Abu Al-Rub R. K.** Thermodynamic based model for the evolution equation of the backstress in cyclic plasticity // International Journal of Plasticity. 2003. № 19. P. 2121–2147.

5. **Czichos H., Saito T., Smith L.** Springer Handbook of Materials Measurement Methods. Springer, 2006. 971 p.

6. **Araujo M. C.** Non-Linear kinematic hardening model for multiaxial cyclic plasticity. Thesis, 2002.

7. **Грешнов В. М., Голубев О. В., Ртищев А. В.** Новая технологическая схема прессования металлов // КШП. 1997. № 2. С. 8–10.

8. **Грешнов В. М., Патяева И. В.** Физико-феноменологическая модель пластичности для решения задач обработки металлов давлением // КШП. ОМД. 2008. № 10. С. 13–20.

9. **Грешнов В. М., Лавриненко Ю. А., Напалков А. В.** Инженерная физическая модель эффекта Баушингера и определяющие уравнения изотропного материала с анизотропным упрочнением (тензорное соотношение) // КШП. 1998. № 6. С. 3–6.

10. Объемная штамповка крепежных деталей. Конструктивные и технологические расчеты. Руководящий документ РФ 37.002.0208-90. КТИавтоматиз, Горький, 1990.

ОБ АВТОРАХ



Грешнов Владимир Михайлович, проф., зав. каф. теор. мех. Дипл. инж.-мех. (УАИ, 1974). Д-р физ.-мат. наук по физ. тверд. тела (ИПМ АН Украины, 1992). Иссл. в обл. физ. и мех. пласт. деформации.



Пучкова Ирина Владимировна, аспирант той же каф. Дипл. магистр техн. и технол. по спец. «Машины и технология обработки металлов давлением» (УГАТУ, 2007). Готовит дис. в обл. физ.-мат. теории пластичности.