

Глава 1. ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ МЕТАЛЛОВ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ НАКОПЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ

1.1. Современные физические представления о разрушении и деформируемости металлов.

Диалектика представлений о разрушении и органически связанным с ним понятии деформируемости, нашла свое отражение в широкой серии научных трудов механиков А.А. Ильюшина, В.В. Новожилова, В.Л. Колмогорова, Г.Д. Деля, Ю.Н. Работнова, А.А. Богатова и др. [12, 15, 18, 20, 22, 23, 50, 51, 52] и физиков А.Ф. Иоффе, С.Н. Журкова, Я.И. Френкеля, И.А. Одингга, В.И. Владимирова, В.С. Ивановой и др. [42, 45—49, 53—56].

Достаточно длительное время существовали представления о разрушении твердых тел под нагрузкой как о критическом явлении, наступающем при определенном для каждого материала напряжении. Эти представления нашли свое отображение в различных теориях прочности (теориях предельного состояния). Наиболее широко известные из них теории Кокрофта и Лейтема, Макклинтока, Шлехтера - Надаи, Кобаяси, Трунина, Ирвина, Черепанова и Райса, Шура и др. Обычный подход механики заключается во введении некоторых критериев разрушения (например, однопараметрических критериев линейной механики разрушения (ЛМР) K_I , RT , J -интеграл), включающих характеристики напряженного состояния. Критические значения этих параметров определяются из стандартных экспериментов. Такой подход оправдывает себя для хорошо изученных материалов и достаточно простых условий нагружения.

Переломный момент в развитии представлений о разрушении связан с идеей о важной роли теплового движения атомов твердого тела в его разрушении под нагрузкой. Автором этой идеи и основоположником новых представлений о разрушении по праву считается академик С.Н. Журков, с предложенной им теорией кинетической концентрации прочности [42], развитие которой в

работах С.Н. Журкова, В.А. Степанова, В.Р. Регеля, В.С. Ивановой и других [43–49] дало возможность понять роль тепловых флуктуаций в процессе разрушения и развить термоактивационный анализ как важное средство исследования его микроскопических актов. Экспериментальной основой для развития новых представлений явились исследования механических свойств твердых тел при повышенных температурах, различных скоростях и схемах деформации. Оказалось, что такие характеристики как пределы упругости, текучести, прочности и деформация до разрушения, не являются константами материалов, а зависят от многих факторов: температуры, скорости деформации, структуры, схемы напряженного состояния и так далее [12, 18, 49, 57]. Наиболее важным результатом явился тот факт, что разрушение может происходить при напряжениях гораздо меньших временного сопротивления разрыву. При этом напряжение разрушения является функцией времени нахождения образца под нагрузкой и наоборот [48].

Эти факты свидетельствовали о недостаточности статического (механического) подхода к проблеме прочности. Они указывали на то, что наряду с чисто механическим способом разрыва межатомных связей, осуществляемом только за счет внешней силы, должен существовать и другой способ разрушения. Было предложено [42], а затем многочисленными экспериментами на различных материалах доказано [48], что разрыв межатомных связей при нагрузках меньших их прочности происходит за счет тепловых флуктуаций, являющихся следствием теплового движения атомов. Роль напряжения при этом заключается в снижении энергетического барьера образования разорванной связи и обеспечения направленности этого процесса. Накопление разорванных связей приводит, в конечном итоге, к полному разрушению. Эти представления и составляют основу современной кинетической концепции прочности и разрушения.

Основное уравнение для статической долговечности твердых тел под нагрузкой при линейном растяжении имеет вид [48]:

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{U}{kT}\right) = \tau_0 \exp\left[\frac{(U_0 - \sigma\gamma)}{kT}\right], \quad (1)$$

где τ - долговечность материала (время "жизни" образца до разрушения под действием напряжения $\sigma = \text{const}$ при температуре $T = \text{const}$), $\tau_0 \cong 10 \dots 13$ с, период тепловых колебаний атомов около положения равновесия, U - энергия активации элементарного акта разрушения, k - постоянная Больцмана, U_0 - энергия активации сублимации материала, $\gamma = \Omega q$ - активационный объем элементарного объема разрушения, Ω - атомный объем, q - коэффициент перенапряжения.

Физический смысл (1) состоит во-первых, в том, что элементарным актом разрушения твердых тел является разрыв одной атомной связи (энергия активации разрушения равна энергии сублимации [48]). Следовательно U_0 не должна зависеть от истории материала, то есть от изменений структуры в результате деформации, термической обработки и так далее.

Во-вторых, приложенное напряжение σ уменьшает энергию активации разрушения, следовательно и долговечность материала. Активационный объем γ больше атомного объема в q раз. Это связывается с тем обстоятельством, что в реальных телах из-за неоднородности их структуры локальные напряжения на отдельных атомных связях распределены неоднородно и могут превышать среднее макроскопическое напряжение σ . Поэтому величине $q = \gamma/\Omega$ придается смысл коэффициента перенапряжения. Отсюда следует зависимость q и γ от структурного состояния материала.

Наложение на растягиваемый образец гидростатического давления повышает долговечность при одном и том же σ . Это обусловлено известным влиянием давления на залечивание очагов разрушения.

В целом же, характерный вид уравнения (1) и отмеченный характер изменения его параметров, позволяет рассматривать разрушение твердых тел под нагрузкой как кинетический, термоактивируемый и вероятностный процесс. Результаты исследования микроскопических аспектов разрушения подтверждают основное уравнение долговечности, которое было получено на основе результатов исследования феноменологии явления.

Металлические кристаллы существуют благодаря металлической связи, которая возникает при коллективизации валентных электронов в момент кристаллизации. Эта связь центральная, то есть каждый атом взаимодействует с группой окружающих его соседей на расстоянии $2...3$ постоянных решетки a . Это $20...40$ атомов [45]. Поэтому только условно можно говорить о разрыве отдельной межатомной связи. На самом деле для образования элементарного разрыва необходимо развести две группы атомов (по $15...20$ атомов в каждой) на расстояние $r \approx 3a$ [45].

Такое разделение атомов невозможно осуществить за счет тепловых флуктуаций, так как энергия активации этого процесса, равная $20...100$ электрон-вольт (эВ), слишком велика. Следовательно, элементарный акт разрушения должен быть коллективным процессом, в котором должно участвовать сразу несколько десятков атомов и на его образование должна быть затрачена работа.

Рост трещины становится энергетически выгодным при достижении ее размера критического значения [45, 46, 49]. Это означает, что зарождение микротрещин (до критических) в твердом теле за счет только термической активации невозможно. Микротрещина может зародиться при условии скопления в локальном объеме энергии достаточной концентрации. Этого можно достичь за счет работы пластической деформации.

Из всего изложенного выше следует, во-первых, что процесс разрушения является многостадийным и тесно связанный с пластической деформацией, а, во-вторых, что микромеханизмы зарождения элементарного разрушения и его развития должны быть связаны с микромеханизмами пластической деформации, основным из которых является движение дислокаций.

Дислокационные явления, лежащие в основе медленного вязкого роста субмикротрещин, теоретически были изучены В.Л. Инденбмом, А.Н. Орловым и В.И. Владимировым и др. В литературе предложено несколько дислокационных моделей зарождения микротрещин [58—64]. Схема одного из них показана на рис. 1 [45].

В результате действия приложенного напряжения в кристалле начинается движение дислокаций (точнее расширение дислокационных петель). При встрече барьера какой-либо природы лидирующая дислокация останавливается на нем и становится неподвижной. Следующие за ней дислокации тормозятся полем первой и также останавливаются (рис. 1, а). Затем происходит термофлуктуационный выброс двойного перегиба на коротком участке второй дислокации (рис. 1, б). В результате взаимодействия ядер дислокаций образуется короткая микротрещина (рис. 1, в), которая в дальнейшем расширяется (рис. 1, г). На завершающей стадии в микротрещину сваливаются остальные дислокации скопления, что ведет к ее росту в толщину и глубину (рис. 1, д). Можно представить ситуацию, в которой при определенном изменении напряженного состояния на этапе (рис. 1, д), микротрещина может захлопнуться, испустив в решетку пучок дислокаций.

На приведенной модели очень ярко видна взаимосвязь пластической деформации и разрушения, единство микромеханизмов этих процессов, обусловленное взаимным превращением дефектов кристаллического строения разного типа.

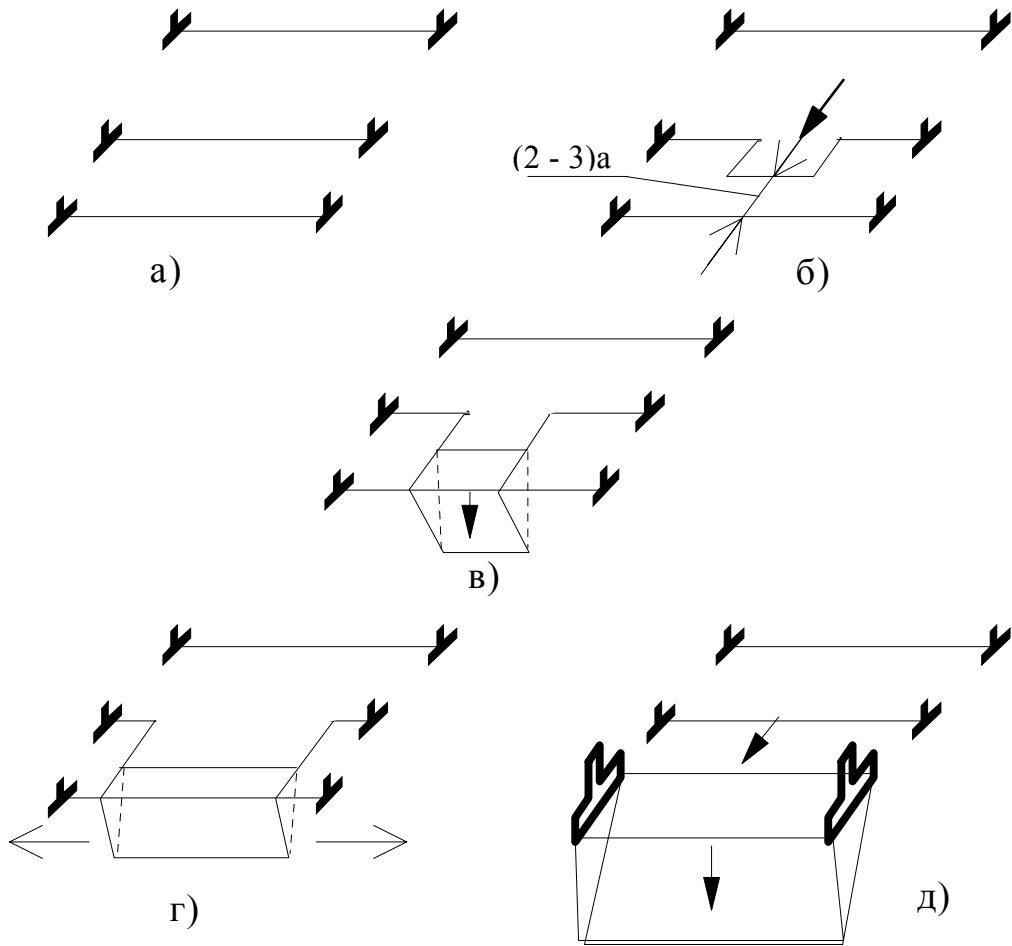


Рис. 1. Схема последовательных стадий термофлуктуационного зарождения микротрещины в вершине плоского дислокационного скопления.

Детальное теоретическое исследование модели зарождения микротрещины (рис. 1), выполненное в [65], показало, что энергия активации образования микротрещины равна энергии активации двойного перегиба на второй дислокации в скоплении и близка к энергии активации сублимации $U_c \approx \frac{Gb^3}{2}$, (Gb^3 - так называемая решеточная энергия).

Не останавливаясь на рассмотрении деталей дальнейшей эволюции микротрещин и их ансамбля, приводящей к образованию магистральной трещины и макроразрушению тела, которое изложено в работе [45], отметим только следующее. Исследованиями И.А. Одингга, Ю.П. Либерова, В.И. Владимирова, В.И. Бетехтина, А.Г. Кадомцева, с привлечением современных прецизионных методов (рентгеновских, флотации, гидростатического взвешивания, электронной микроскопии), установлено, что процесс разрушения при пластической деформации можно расчленить на три этапа (стадии). На первом этапе происходит зарождение рассеянных субмикро- и микротрещин. Эта стадия практически начинается сразу после наступления пластической деформации. Средний размер, образующихся по всему деформируемому объему, микротрещин равен 0,1...0,2 мкм [45, 46, 66, 67]. На второй, самой продолжительной стадии (фактически определяющей предельную степень деформации), происходит увеличение их концентрации. При этом размеры микротрещин практически не меняются. Третья стадия наступает при достижении концентрацией микротрещин критического значения, равного в среднем для различных материалов $N_{кр}=10^{11} \dots 10^{12} \text{ 1/см}^3$ [46, 66, 67]. Если в качестве меры концентрации взять суммарную длину всех микротрещин в единице объема (по аналогии со скалярной плотностью дислокаций), то с учетом средней длины микротрещины 0,1 мкм = $10^{-7} \text{ м} = 10^{-5} \text{ см}$, $N_{кр}=10^6 \dots 10^7 \text{ 1/см}^2$. При этой плотности происходит коалисценция микротрещин, их объединение (слияние) в макротрещину, рост которой

становится термодинамически выгодным. Она быстро вырастает до магистральной, которая распространяется по материалу со скоростью близкой к скорости звука. Вопросы самопроизвольного развития магистральных трещин рассматривались Гриффитсом, Орованом, Ирвином, Баренблаттом, Качановым, Друккером и др. Теория разрушения металлов при пластическом формообразовании, по мнению Колмогорова В.Л. [12], достаточно рассматривать лишь первую и вторую стадии, т.к. применительно к деталям, получаемым методами обработки металлов давлением, возникновение макротрещины следует интерпретировать как разрушение.

Достижением плотностью микротрещин критического значения обуславливается разуплотнение (относительное увеличение объема материала), равное в среднем для большинства металлов 1,0% [45, 67]. Следовательно, в качестве физического критерия разрушения можно принять либо критическую величину плотности микротрещин $N_{кр}=10^6 \dots 10^7$ 1/см², либо, соответствующую ей, критическую величину разуплотнения (разрыхления) в 1,0%.

В общем случае для правильного понимания кинетики и описания процесса разрушения необходимо совместное рассмотрение явлений, одновременно происходящих на разных масштабных уровнях.

Из литературы известна попытка описать разрушение как временной процесс в рамках дислокационной модели термофлуктуационного зарождения микротрещин [68, 69]. Однако эта попытка объединения дислокационных и кинетических представлений оказалась не вполне последовательной. Кинетика разрушения в ней сводилась к кинетике зарождения микротрещины в поле упругих напряжений уже готового дислокационного скопления и кинетике последующей эволюции ансамбля подобных микротрещин. Между тем, известно, что формирование той или иной дислокационной структуры, в частности плоского скопления, также представляет собой термически активируемый процесс, кинетикой которого, конечно же, нельзя пренебрегать.

Общим недостатком существующих математических моделей на основе физических представлений о механизмах разрушения является то, что они не находят широкого применения в практике инженерных расчетов. Простые варианты моделей не дают здесь необходимой точности, а сложные являются громоздкими и содержат несколько параметров подгонки. Поэтому физические представления о механизмах разрушения используются, в настоящее время, для уточнения феноменологических моделей.

1.2. Феноменологические модели разрушения металлов в процессах пластического формообразования.

При описании процесса накопления повреждений, обуславливающего истощение прочности материалов во времени, широкое развитие получили феноменологические модели, в которых определяющие разрушение процессы рассматриваются на уровне применимости механики сплошных сред (на макроуровне). Наиболее широко известен принцип суммирования повреждений и его детерминированные и статистические интерпретации. В таких подходах накопление повреждений либо отождествляется с каким-нибудь одним явлением, ответственным за постепенное разрушение материала, либо описывается параметром, интегрально характеризующим все факторы поврежденности без учета влияния отдельных из них на процесс истощения прочности во времени [12, 16, 18, 20, 30, 32, 33].

При моделировании накопления поврежденности материалов обычно решается задача описания кинетики роста скалярной меры повреждений. Мера повреждений отождествляется с относительным, нормированным к предельному значению, количеством рассеянных микродефектов, разрушенных структурных элементов, разорванных связей [70], либо представляется в виде относительной доли сечения образца с нарушенной сплошностью [71]. При этом задаются функциональные соотношения между мерой поврежденности и повреждающими факторами, и постулируется дифференциальное кинетическое уравнение эволюции меры повреждений во времени.

Для условий развитой пластической деформации получили распространение деформационные критерии разрушения, разработанные и усовершенствованные в работах С.И. Губкина, М.А. Зайкова и В.Н. Перетятко, А.А. Преснякова и Ю.М. Чижикова, М.Я. Дзугутова, Г.А. Смирнова-Аляева и В.М. Розенберга и др. [22, 23, 72—75] Подробный анализ известных критериев В.В. Новожилова и О.Г. Рыбакиной, В.Л. Колмогорова, Ояне, Г.Д. Деля и В.А. Огородникова дан в работе [24].

Наиболее гибкими и имеющими лучшее соответствие экспериментальным данным, по мнению ряда авторов [24, 25], являются критерий разрушения В.Л. Колмогорова [12, 13], критерий Г.Д. Деля - В.А. Огородникова [19, 20] и модель накопления поврежденности А.А. Богатова [18]. Несколько более подробно остановимся на них.

Кинетический подход к проблеме разрушения металлов впервые применил Колмогоров В.Л. Им дано понятие степени использования запаса (ресурса) пластичности металлов при деформировании Ψ , которая характеризует степень деформационной поврежденности металла. Было принято, что $d\Psi$ прямо пропорционально приращению степени деформации сдвига и обратно пропорциональна пластичности металла, зависящей от напряженного состояния и температурно-скоростных условий деформации, то есть

$$d\Psi = \frac{d\Lambda}{\Lambda_p} = \frac{H \cdot dt}{\Lambda_p}, \quad (2)$$

где $d\Lambda$ - приращение степени деформации сдвига за малый промежуток времени dt ; Λ_p - пластичность подвергаемого обработке металла при тех значениях термомеханических параметров, которые имеют место в момент времени t ; H - интенсивность скоростей деформаций сдвига;

На основании принципа линейного суммирования поврежденности из (2) получается

$$\Psi = \int_0^{t'} \frac{H \cdot dt}{\Lambda_p} \quad (3)$$

где t' - время деформирования до окончания штамповки.

Экспериментальная проверка условия (3) для немонотонных процессов показала, что расчеты по формуле (3) дают завышенные результаты [13]. Уменьшение интенсивности пластического разрыхления при немонотонном деформировании можно учесть с помощью “коэффициента” немонотонности $B(t)$, учитывающий скорость развития трещин при холодной деформации. В этом случае расчет степени запаса пластичности производится по формуле [13]

$$\Psi = \int_0^{t'} B(t) \frac{H(t)}{\Lambda_p [k(t)]} dt, \quad (4)$$

где $k(t)$ - показатель жесткости напряженного состояния $\left(k = \frac{\sigma_0}{T} \right)$; σ_0 - среднее напряжение; T - интенсивность касательных напряжений.

Нелинейная модель использования пластичности металла при существенно немонотонных процессах деформации (примерами таких процессов могут быть пластическое растяжение с последующим кручением до разрушения и знакопеременное кручение) представлена следующим образом. Вся существенно немонотонная деформация может быть разделена (дискретизирована) на этапы, деформация в которых близка к монотонной. На i -ом этапе степень использования запаса пластичности может быть определена по описанной выше модели, формула (3), за период времени $(t_i - t_{i-1})$, которая удовлетворительно описывает разрушение в процессах, близких к монотонным. Общую степень использования запаса пластичности за процесс существенно немонотонной деформации имеет вид [13]:

$$\Psi = \sum_{i=1}^n \Psi_i^{a_i} \quad (5)$$

где n - число этапов деформирования к моменту разрушения; $a_i \geq 1$ - коэффициент, учитывающий способность к залечиванию дефектов при немонотонной деформации, и зависит от показателя жесткости напряженного состояния k .

Деформации без разрушения соответствует условие $\Psi < 1$, разрушению - $\Psi = 1$.

Изучению влияния истории нагружения на пластичность металла были посвящены экспериментальные исследования, проведенные Г.Д. Делем, В.А. Огородниковым и др. [19, 20] Ими был предложен критерий деформируемости, учитывающий историю нагружения, в следующем виде:

$$\Psi = \int_0^{\bar{\varepsilon}_i} n(\varepsilon_i) \frac{\varepsilon_i^{n(\varepsilon_i)-1}(k)}{\varepsilon_*^{n(\varepsilon_i)}(k)} d\varepsilon_i \leq 1, \quad (6)$$

где $\bar{\varepsilon}_i$ - степень деформации элементарного объема к моменту окончания штамповки; ε_* - пластичность материала (величина, отличающаяся от Λ_p постоянным множителем $\varepsilon_p = \Lambda_p / \sqrt{3}$); ε_i - параметр Удквиста: $\varepsilon_i = \int d\bar{\varepsilon}_i^p$; $d\bar{\varepsilon}_i^p$ - интенсивность приращений пластических деформаций.

С целью выявления вида функции $n = n \frac{(\partial k)}{\partial \varepsilon_i}$ авторами обработаны

данные экспериментов, в которых реализовали сложное нагружение, и полу-

ченая функция была линеаризована: $n = 1 + a \frac{\partial k}{\partial \varepsilon_i}$. Эта функция, по мнению

авторов, позволяет скорректировать диаграмму пластичности, полученную в

испытаниях при неизменном показателе жесткости напряженного состояния k , на случай сложного нагружения с переменным показателем жесткости напряженного состояния, наблюдаемым в реальном процессе.

Следовательно, критерий деформируемости (6) приобретает вид:

$$\Psi = \int_0^{\varepsilon_i} \left(1 + a \frac{\partial k}{\partial \varepsilon_i} \right) \frac{\varepsilon_i(k)^{a \frac{\partial k}{\partial \varepsilon_i}}}{\varepsilon_*(k)^{1 + a \frac{\partial k}{\partial \varepsilon_i}}} d\varepsilon_i \leq 1. \quad (7)$$

Константа a в (7) оказалась равной 0,2.

Применение критерия (7) в технологических расчетах требует достаточно сложного подхода, полученные аппроксимации не пригодны для всех марок сталей и сплавов и различных условий нагружения, а точность их не подтверждена достаточным объемом экспериментальных данных.

Дальнейшее развитие феноменологическая теория разрушения получила в работах Богатова А. А. с соавторами [18]. Ими, в отличие от (2), тоже была принята нелинейная модель накопления поврежденности металла при пластической деформации

$$d\varepsilon = \alpha(k) \cdot d\Lambda, \quad (8)$$

где $d\varepsilon$ - приращение пластического разрыхления элементарного объема, претерпевшего степень деформации сдвига $d\Lambda$, $\alpha(k)$ - модуль пластического разрыхления зависящий, в случае конкретного материала, от показателя жесткости напряженного состояния k , а также феноменологическая модель пластического разрыхления вида

$$\varepsilon = b \cdot \Lambda^a, \quad (9)$$

где a и b - коэффициенты, зависящие для конкретного материала от k . Из (5) и (6) с использованием обозначения

$$d\omega = \frac{d\varepsilon}{\varepsilon_*}, \quad (10)$$

где $d\omega$ - приращение поврежденности, и на основании принципа суммирования поврежденности для монотонной деформации, получают

$$\omega = \int_0^{\Lambda_1} \frac{\mathbf{a} \cdot \Lambda^{a-1}}{\Lambda_p^a} d\Lambda, \quad (11)$$

где ω - поврежденность элементарного объема, претерпевшего деформацию сдвига Λ_1 при конкретном законе изменения параметра $\mathbf{a}(k(\Lambda))$.

Обобщение (11) на общий случай немонотонной деформации при допущении независимости поврежденности, накопленной на каждом последующем этапе деформирования, от поврежденности, полученной на предыдущих этапах, и повторного применения принципа суммирования, дает уравнение

$$\omega = \sum_{i=1}^n \int_0^{\Lambda_i} \frac{\mathbf{a} \cdot \Lambda^{a-1}}{\Lambda_p^a} d\Lambda, \quad (12)$$

где n - число этапов монотонной или квазимоноотонной деформации.

До деформации $\omega = 0$, а в момент разрушения $\omega = 1$. Последнее условие является критерием макроразрушения. Критерий микроразрушения имеет вид

$$\omega = \omega_* \approx (0,2 \dots 0,3), \quad (13)$$

где ω_* - поврежденность, которой соответствует образование в элементарном объеме термически устойчивых микротрещин и микропор, не устраняемых последующим отжигом. Следовательно при $\omega \approx \omega_*$ макроразрушения еще нет, но качество полученных поковок нельзя считать удовлетворительным.

Для применения (11) и (12) в технологических расчетах необходимо иметь зависимости пластичности Λ_p и показателя \mathbf{a} от термомеханических параметров процесса пластического формообразования вида:

$$\Lambda_p = \Lambda_p(k, \nu_\sigma, H, \theta, \bar{x}_i, c_j), \quad (14)$$

$$\mathbf{a} = \mathbf{a}(k, \nu_\sigma, H, \theta, \bar{x}_i, c_j), \quad (15)$$

где ν_σ - показатель Лоде, θ - температура, X_i и C_j - параметры структуры и химического состава материала.

Зависимости (14) и (15) в феноменологической теории разрушения называют базовыми уравнениями. Для их экспериментального получения в теории предлагается система экспериментов на растяжение цилиндрических и плоских образцов, растяжение цилиндрических образцов с мягкой прослойкой, осадку, кручение, кручение с осевым нагружением, выдавливание мембран. Деформирование образцов проводится под варьируемым гидростатическим давлением жидкости p для изменения k в достаточно широких пределах [18].

Авторы полагают, что функции (14) и (15) целесообразно определять от показателей напряженного состояния, считая их базовыми. Поэтому получают их аппроксимацией экспериментальных данных, полученные при испытании образцов под гидростатическим давлением. Вид аппроксимационной формулы может быть выбран с учетом качественных закономерностей изменения пластичности, связанного с изменением показателей напряженного состояния, а также исходя из условия минимума дисперсии адекватности аппроксимационной формулы экспериментальным данным. Наиболее часто результаты определения пластичности и показателя \mathbf{a} при холодной деформации для различных значений показателя k и неизменном ν_σ аппроксимируют экспериментальными зависимостями:

$$\Lambda_p = \chi \cdot \exp(\lambda \cdot k) \quad (16)$$

$$a = a_0^{1+0,238 \cdot k} \quad (17)$$

где χ , λ - коэффициенты экспоненциальной зависимости (16), определяемые из аппроксимации экспериментальных данных методом наименьших квадратов и зависят от химического состава и структуры металла; a_0 - показатель, соответствующий испытанию в условиях атмосферного давления, когда $k=0$.

Феноменологическая теория разрушения не нашла широкого применения в расчетах промышленных технологических процессов, поскольку во-первых, ее применение осложняется необходимостью проведения громоздких и многочисленных экспериментов на сложном оборудовании со специальным программным управлением процессов испытания (для поддержки $k=\text{const}$). Во-вторых, в литературе недостаточно работ, в которых рассмотрена адекватность феноменологических моделей при сложном нагружении (в основном это работы самих авторов). Поэтому, несмотря на то, что задачи прогнозирования разрушения и качества металлопродукции решаются на основе модели, предложенной А.А. Богатовым, современный уровень феноменологической теории разрушения металлов в процессах большой пластической деформации в ряде случаев не позволяет делать адекватные прогнозы о вероятности макроразрушения.

Параллельно с феноменологической теорией разрушения, в литературе предлагается широкий ряд скалярных [26—35], векторных и тензорных моделей разрушения [36—39, 76]. Однако уровень их развития еще не позволяет их применять в практических инженерных расчетах, поэтому на сегодняшний день они имеют в основном научное значение.

Таким образом, в этой связи задача дальнейшего развития расчетных методов определения деформационной поврежденности сталей при разработке

многопереходных технологических процессов холодного пластического формообразования является актуальной.

Кардинальным решением одной из проблем феноменологической теории разрушения есть теоретическое описание предельной пластической деформации, дабы исключить громоздкие экспериментальные исследования по определению диаграмм пластичности.

1.3. Теоретическое описание предельной пластической деформации.

Первая попытка последовательного теоретического описания предельной пластической деформации была предпринята Соколовым Л.Д. и Скудновым В.А. [40] и развита Скудновым В.А. в работе [41]. Основная суть подхода состоит в следующем. На основе изложенных выше результатов по влиянию на предельную деформацию температуры, скорости деформации, схемы напряженного состояния и структуры материала, а также разработанных к настоящему времени представлений о взаимосвязи пластической деформации и разрушения, предельная деформация представляется зависимой от двух функций

$$\varepsilon_* = \frac{\Phi_1(c_{деф})}{\Phi_2(c_{разр})}, \quad (18)$$

где $\Phi_1(c_{деф})$ - функция, учитывающая релаксационную способность металла к деформациям, $\Phi_2(c_{разр})$ - функция, учитывающая вероятность разрушения, которая обусловлена исходной дефектностью, числом возможных мест разрушения в структуре металла и созданным напряженно-деформированным состоянием.

Для раскрытия функций Φ_1 и Φ_2 записывается элементарный баланс для изменения числа микротрещин

$$\Delta N = \Delta N_1 - \Delta N_2, \quad (19)$$

где ΔN - суммарное изменение числа микротрещин в деформируемом теле за малый промежуток времени Δt , ΔN_1 - число зародившихся микротрещин при

пластической деформации, ΔN_2 - число исчезнувших микротрещин вследствие пластической релаксации. *) Далее, слагаемые в (19) представляются выражениями:

$$\Delta N_1 = \varepsilon_{px} \cdot N \cdot \Delta \varepsilon_1 = a' \cdot N \cdot \Delta \varepsilon_1 \cdot \varphi(M), \quad (20)$$

$$\Delta N_2 = a'' \cdot N \cdot \Delta t, \quad (21)$$

где N - текущее число возможных мест зарождения микротрещин; $\Delta \varepsilon_1 = \dot{\varepsilon} \Delta t$ - изменение пластической деформации за время Δt , $\varepsilon_{px} = a' \cdot \varphi(M)$ и a'' - коэффициенты пропорциональности, $\varphi(M)$ - функция механической схемы деформации.

Коэффициент ε_{px} назван коэффициентом разрыхления и представляется в виде:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{px} &= a' \cdot \varphi(M) = \varphi(M) \int_0^t \dot{\varepsilon}_{px} dt = a' \cdot \varphi(M) \cdot (k'_1 + k'_2 \varepsilon_i) = \\ &= (k'_1 + k'_2 \varepsilon_i) \cdot \varphi(M) = (k'_1 + k'_2 \varepsilon_i) \cdot P_0(S, X, C...) \cdot e^{\left[\frac{-U(\sigma)}{kT} \right]} \end{aligned} \quad (22)$$

где $\dot{\varepsilon}_{px}$ - скорость процесса разрыхления, a' , k'_1 , k'_2 - коэффициенты, учитывающие: k'_1 - переменное исходное состояние, k'_2 - влияние текущей степени деформации, $\varphi(M)$ - функция вероятности процесса, $U(\sigma)$ - энтальпия активации процесса упругой деформации решетки, $P_0(S, X, C...)$ - эффективное число возможных мест разрушения, обусловленных морфологией исходной структуры S , химическим составом X , концентрацией примесей C , карбидов и других структурных факторов.

Коэффициент пропорциональности a'' равен:

*) При изложении сути подхода сохраняется терминология автора [41].

$$a'' \approx \mathfrak{E}_0 \cdot e^{\left(-\frac{1}{m}\right)}, \quad (23)$$

где \mathfrak{E}_0 - предэкспоненциальный множитель в уравнении Адриениуса для скоростей химических реакций, выражает скорость исчезновения причин появления дефектов.

Совместное решение уравнений (19) - (22) с переходом к бесконечно малым величинам (заменой Δ на d) и интегрирования дает

$$N = N_0 \cdot \exp \left\{ k'_1 \cdot \frac{a'_1}{2} \cdot \varphi(M) \cdot (\varepsilon_1^2 - \varepsilon_0^2) - \left[\frac{a''}{\mathfrak{E}} - k'_1 \cdot a'_1 \cdot \varphi(M) \right] \cdot (\varepsilon_1^2 - \varepsilon_0^2) \right\} \quad (24)$$

где ε_0 - упругая деформация, N_0 - исходная плотность микротрещин.

При подстановке в уравнение (24) условия разрушения в виде $N = N_{кр}$, оно будет содержать предельную деформацию, так как в этом случае $\varepsilon_i = \varepsilon_*$.

Детальный анализ использования автором подхода к получению уравнения и самого уравнения (24) приводит к следующим выводам:

1. Полученное уравнение для предельной деформации является существенно приближенным. Это обусловлено, в первую очередь, тем фактом, что исходное уравнение для ΔN_1 , ΔN_2 и $\varepsilon_{рх}$ (уравнения (20) - (22) необоснованно взяты в виде линейных функций.

2. Некоторые величины недостаточно четко определены. Например, в (20) и (21) величина N определена как текущее число возможных мест зарождения микротрещин, а интегрирование уравнения (19) проводится в пределах от N_0 до $N = N_{кр}$, где $N_{кр}$ - критическая плотность микротрещин, то есть при-

равнены существенно различные величины. Это же относится и к величине $U(\sigma)$ в уравнении (22), которая названа "энтальпией активации процесса упругой деформации решетки". Смысл этой величины остается неясным, так как упругая деформация не является термически активируемым процессом. Нет ясности и с величиной $\dot{\epsilon}$ в уравнении (23), так как фраза "выражает скорость исчезновения причин появления дефектов" физически некорректна.

3. Уравнение (24) содержит несколько коэффициентов и функций, которые также точно не определены.

4. Необходимая экспериментальная проверка уравнения (24) для условий конкретных процессов ОМД еще не выполнена и потому трудно судить о точности расчетов.

На основе сказанного можно заключить, что предложенная теоретическая модель носит, в большей степени, качественный характер, хотя частные уравнения пластичности металла в зависимости от различных факторов и условий процесса пластической деформации не противоречат известным экспериментальным зависимостям. Ее значение состоит в том, что она позволила достаточно последовательно качественно рассмотреть основные закономерности изменения предельной деформации при изменении влияющих на нее факторов [68, 69]. Из-за методологических трудностей использования полученных уравнений при решении задач ОМД методика исследования процесса разрушения металла при пластическом формоизменении разработанная Л.Д. Соколовым и В.А. Скудновым, пока не получила широкого распространения.

Таким образом, построение теоретической модели предельной пластической деформации металлов в реальных процессах ОМД является нерешенной и потому актуальной задачей.

1.4. Теоретические основы математического моделирования технологических операций холодной объемной штамповки (ХОШ).

Достоверность прогнозирования разрушения, в первую очередь, зависит

от точности расчета характеристик напряженно-деформированного состояния (НДС).

Методы расчета характеристик напряженно-деформированного состояния традиционно базируются на основных положениях теории пластичности. Математическая постановка краевой задачи теории пластичности формулируется следующим образом. Для предварительно выбранного количества и геометрии переходов штамповки конкретной детали (заготовки) из заданного материала требуется определить для каждого перехода штамповки и любой стадии его выполнения 18 неизвестных функций координат: шесть компонент тензора напряжений ($\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$); шесть компонент тензора деформаций ($\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z, \gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$); три компонента вектора перемещения (u_x, u_y, u_z); интенсивность напряжений (σ_i); накопленную интенсивность деформаций (ε_i); степень использования ресурса пластичности металла (ψ).

Принимаются следующие упрощения: 1) материал заготовки в исходном состоянии (до деформации) является изотропным и в нем отсутствуют начальные напряжения и деформации; 2) упругими деформациями, в виду их малости по сравнению с пластическими, пренебрегают; 3) из-за небольших размеров заготовки и относительно низких скоростей деформирования объемные силы не учитывают.

Тогда, в общем случае объемного напряженно-деформированного состояния замкнутая система краевой задачи включает [77]:

1. Уравнения, вытекающие из рассмотрения статики задачи:

а) дифференциальные уравнения равновесия

$$d\sigma_{ij,j} = 0, (i,j=1, 2, 3),^* \quad (25)$$

б) граничные условия, которые необходимо рассматривать совместно с уравнениями равновесия

$$X_{vj} = \sum_{i=1}^3 \sigma_{ij} l_j, \quad (j=1, 2, 3). \quad (26)$$

2. Уравнения, вытекающие из рассмотрения геометрии задачи:

а) зависимость между компонентами тензора деформаций и компонентами вектора перемещения (геометрические соотношения Коши для приращений деформаций)

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} (du_{i,j} + du_{j,i}), \quad (27)$$

б) и уравнения Сен-Венана (как следствие из уравнений (27))

$$\begin{aligned} \frac{\partial^2(d\varepsilon_x)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2(d\varepsilon_y)}{\partial x^2} &= \frac{\partial^2(d\gamma_{xy})}{\partial x \partial y}; \\ \frac{\partial^2(d\varepsilon_y)}{\partial z^2} + \frac{\partial^2(d\varepsilon_z)}{\partial y^2} &= \frac{\partial^2(d\gamma_{yz})}{\partial y \partial z}; \\ \frac{\partial^2(d\varepsilon_z)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2(d\varepsilon_x)}{\partial z^2} &= \frac{\partial^2(d\gamma_{zx})}{\partial x \partial z}; \\ \frac{\partial}{\partial x} \left[-\frac{\partial(d\gamma_{yz})}{\partial x} + \frac{\partial(d\gamma_{zx})}{\partial y} + \frac{\partial(d\gamma_{xy})}{\partial z} \right] &= 2 \frac{\partial^2(d\varepsilon_x)}{\partial y \partial z}; \\ \frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{\partial(d\gamma_{yz})}{\partial x} - \frac{\partial(d\gamma_{zx})}{\partial y} + \frac{\partial(d\gamma_{xy})}{\partial z} \right] &= 2 \frac{\partial^2(d\varepsilon_y)}{\partial z \partial x}; \\ \frac{\partial}{\partial x} \left[\frac{\partial(d\gamma_{yz})}{\partial x} + \frac{\partial(d\gamma_{zx})}{\partial y} - \frac{\partial(d\gamma_{xy})}{\partial z} \right] &= 2 \frac{\partial^2(d\varepsilon_z)}{\partial x \partial y}, \end{aligned} \quad (28)$$

где символ \mathbf{d} означает приращение компонент деформаций.

3. Физические уравнения связи напряженного и деформированного состояний теории пластичности. Из них наиболее широко применяются опреде-

*) Обозначения и правила сокращенной записи уравнений общепринятые [77].

ляющие уравнения теории течения [77] (при пренебрежении упругими деформациями и допущении изотропности материала)

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{d\bar{\varepsilon}_i}{\sigma_i} (s_{ij}). \quad (29)$$

где $d\varepsilon_{ij}$ - компоненты приращений полных деформаций (в влучае, если приращения пластических деформаций велики по сравнению с приращениями упругих деформаций и последними пренебрегают); $d\bar{\varepsilon}_i$ - интенсивность приращений пластических деформаций; $\sigma_i = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}}$ - интенсивность напряжений; S_{ij} - девиатор тензора напряжений Коши.

Таким образом, приведенная система уравнений представляет собой полную систему уравнений для решения упругопластических задач при активной деформации в условиях как простого, так и сложного нагружений.

Решение данной системы уравнений, записанной для конкретной технологической операции ОМД, можно вести известными методами, в том числе точными и приближенными [14].

В последние годы при решении различных инженерных задач широкое распространение получил метод конечных элементов. Основы метода изложены в работах Р. Куранта [78], Дж. Аргтриса [79], О.К. Зенкевича и Ю.К. Ченга [80, 81], Р. Галлагера [82], Л. Сегерлинда [83], Д. Норри и Ж. де Фриз. [84] и др. Большой вклад в развитие метода внесли Клафф [85], Д.С. Гриффин и Р.Б. Келлог [86], Д.В. Вайнберг [87], В.Г. Корнеев [88], А.П. Филин [89], Л.А. Розин [90] и другие.

Согласно этому методу, исследуемая область разбивается на элементы конечных размеров. Например, при решении плоских задач элементы задают треугольную или прямоугольную форму. Элементы могут иметь различные размеры, что дает возможность хорошо аппроксимировать границы исследуемых областей и сгущать сетку элементов в районе особенностей. Принимается, что элементы связаны между собой в дискретном числе узловых точек, перемещение (скорости) в которых являются неизвестными параметрами. Для опи-

сания деформируемого состояния в конечном элементе выбираются подходящие аппроксимирующие функции, вид которых задается с точностью до постоянных коэффициентов. В качестве координатных функций чаще всего применяются степенные полиномы, причем преобладает тенденция использовать в расчете методом конечных элементов элементы небольших размеров с тем, чтобы аппроксимирующие полиномы были линейными. Для каждого элемента записывается энергетическое уравнение на виртуальных перемещениях. В результате сведения задачи к решению системы алгебраических уравнений относительно узловых перемещений находятся поля перемещений по исследуемой области. По определенным полям перемещений определяются поля напряжений.

Несмотря на большое количество работ по методу конечных элементов, они посвящены в основном решению упругих и упруго-пластических задач. Это связано с трудностями построения дискретной модели для процессов пластического формоизменения, конечными деформациями, разнообразными схемами развития жестких и пластических областей, необходимостью удовлетворения условия несжимаемости для каждого элемента. В работе [91] сделана попытка удовлетворить условиям несжимаемости с помощью штрафных функций. Такой подход чрезвычайно сложен в реализации ввиду трудности определения глобального минимума функционала. Используется также идея последовательных нагружений [92, 93], при помощи которой задача пластического деформирования сводится к некоторой последовательности упругих задач за счет линеаризации соотношения $(\sigma - \varepsilon)$ на каждом приращении нагрузки. Другая особенность применения метода конечных элементов для задач пластичности - значительная трудность определения напряженного состояния по найденному деформированному.

Тем не менее, на сегодняшний день в мире широко известен ряд пакетов прикладных программ (ППП) на основе МКЭ: MSC/pal, CAEFrame, CAEpipe, Finite/GP, Images 2D, Images 3D, SAP 86, Supersap, COSMOS, ANSYS и др. [2],

и конкретно для математического моделирования технологических операций обработки металлов давлением (ОМД): DEFORM, ANTARES, MARC/Autoforge (США); Forge 2/3 (Франция); FORM 2D, РАПИД, ШТАМП (Россия).

Существенным и общим недостатком отмеченных методов и, построенных на их основах программ, предназначенных для математического моделирования технологических операций ОМД является невозможность последовательного учета истории деформирования (нагружения) обрабатываемого материала. Проблема учета истории деформирования материала особенно актуальна для холодной штамповки, в частности для технологии холодной объемной штамповки крепежных деталей.

В ряде случаев (особенно при горячей штамповке), с той или иной степенью точности, допускается считать материал в процессе пластического формообразования идеально пластичным, квазиизотропным, а сам процесс стационарным. Эти допущения широко используются в отмеченных выше приближенных методах и программах математического моделирования.

Данный подход вносит существенную погрешность особенно при оценке поврежденности металла в процессе пластического формообразования. Оценка поврежденности в вышеотмеченных программах для ПЭВМ или отсутствует или основана на механике разрушения, вобравшая в себя различные теории прочности (теории предельного состояния), при этом оправдывает себя в основном для достаточно простых условий нагружения.

Математическая модель ХОШ, построенная на данных предположениях, имеет небольшое практическое значение, так как заведомо можно утверждать, что она является очень грубым приближением к действительному процессу. Технология ХОШ крепежных деталей является многопереходной. При этом, как правило, при выполнении последующих переходов штамповки деформация меняет знак. При наличии интенсивного упрочнения и смене знака деформации наблюдается ярко выраженная деформационная анизотропия.

Поэтому, при выполнении каждого последующего перехода штамповки состояние обрабатываемого материала, по сравнению с исходным, является

другим. При этом формообразование происходит в условиях сложного (непропорционального) нагружения.

Проблема последовательного учета истории нагружения при расчете НДС получила решение в работах В.М. Грешнова, Ю.А. Лавриненко [1, 94, 95] путем синтеза современных представлений механики и физики пластической деформации. Несколько более подробно рассмотрим предложенный ими ход решения.

Как отмечалось, холодная пластическая деформация металлов характеризуется развитием деформационной анизотропии. Наиболее простым ее проявлением является эффект Баушингера. Учесть деформационную анизотропию при расчете характеристик НДС можно, если при постановке краевой задачи теории пластичности использовать определяющие уравнения теории изотропного материала с анизотропным упрочнением [77] (теория пластичности Ю.И. Кадашевича и В.В. Новожилова)

$$\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i) \quad (30)$$

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2} \frac{d\bar{\varepsilon}_i}{\Phi(\varepsilon_i)} (s_{ij} - \rho_{ij}) \quad (31)$$

$$\rho_{ij} = g(\varepsilon_i) \cdot \varepsilon_{ij} \quad (32)$$

$$\Phi(\varepsilon_i) = \frac{\sigma_i^p(\varepsilon_i) - \sigma_T^{cж}(\varepsilon_i)}{2} \quad (33)$$

$$g(\varepsilon_i) = \frac{\sigma_i^p(\varepsilon_i) + \sigma_T^{cж}(\varepsilon_i)}{3 \cdot \varepsilon_i} \quad (34)$$

где σ_i и ε_i - интенсивности напряжений и деформаций; ρ_{ij} - девиатор добавочного напряжения, описывающий изменение координат центра поверхности пластичности при деформации; ε_{ij} - тензор пластических деформаций; $\Phi(\varepsilon_i)$ и $g(\varepsilon_i)$ - скалярные функции; $\sigma_i^p(\varepsilon_i)$ - напряжение при монотонном растяжении материала до деформации ε_i , $\sigma_T^{cж}(\varepsilon_i)$ - предел текучести при сжатии после

предварительного растяжения до ε_i .

Из уравнений (33) и (34) следует, что при применении (30) и (31) для решения технологических задач ХОШ необходимо иметь модели пластически деформируемого материала и эффекта Баушингера при развитых пластических деформациях. Скалярные функции $\Phi(\varepsilon_i)$ и $g(\varepsilon_i)$ возможно определить и экспериментально (например, $\sigma_i^p(\varepsilon_i)$ из опыта на одноосное растяжение (сжатие)), но трудоемкость при определении $\sigma_T^c(\varepsilon_i)$, для каждой степени предварительной деформации (после которой происходит смена знака нагружения) резко возрастает.

Приведенная в работах [1, 96] инженерная физическая модель холодной пластической деформации сталей (скалярное соотношение), построенное на основе кинетического подхода взаимного превращения дислокаций, имеет вид

$$\sigma_i = \alpha \cdot \bar{m} \cdot G \cdot b \left[\frac{1}{b\lambda} [\exp(\varepsilon_i) - 1] + \rho_{so}^H \right]^{\frac{1}{2}}, \quad (35)$$

где α - коэффициент, имеющий значения для разных металлов и сплавов в пределах 0,2...1,0 [57]; \bar{m} - усредненный фактор Шмида для поликристаллов с хаотической разориентировкой зерен, принимающий для различных металлов значения 2,7...3,1[96], G - модуль сдвига, b - среднее значение модуля вектора Бюргера дислокаций (в оценке для Fe(α) принимается $3 \cdot 10^{-8}$ см [97]); λ - средняя длина свободного пробега подвижных дислокаций, ρ_{so}^H - исходная плотность неподвижных дислокаций;

Уравнение (35) является моделью жесткопластического тела. Поэтому предел текучести равен

$$\sigma_T = \alpha \cdot \bar{m} \cdot G \cdot b \sqrt{\rho_{so}^H}, \quad (36)$$

Уравнение холодной пластической деформации, которое описывает диаграммы деформирования при прямом и последующем обратном нагружении (математическую модель эффекта Баушингера при развитых деформациях), полученное в работах [1, 94], имеет вид

$$\sigma_i = \alpha \bar{m} G b \left\{ \frac{\exp(\varepsilon_i) - 1}{\left[\lambda_H + \lambda^I \cdot \varepsilon^+ \cdot (0,86 - \varepsilon^+) \right] \cdot b \cdot \exp(\varepsilon_i)} + \frac{\rho_{so}^H + A \cdot \varepsilon^+}{\exp(\varepsilon_i)} \right\}^{\frac{1}{2}}, \quad (37)$$

Предел текучести при смене знака деформации для жесткопластического тела ($\varepsilon_i = 0$, $\sigma_i = \sigma_T$) из (37) определяется как

$$\sigma_T^{cж} = \alpha \cdot \bar{m} \cdot G \cdot b \left(\rho_{so}^H + A \cdot \varepsilon_i \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (38)$$

Независящие от показателя жесткости напряженного состояния скалярные функции $\Phi(\varepsilon_i)$ и $g(\varepsilon_i)$ будут определены, если (35) и (38) подставить в (33) и (34)

$$\Phi(\varepsilon_i) = \frac{\alpha \bar{m} G b}{2} \left\{ \left[\frac{\frac{1}{b \lambda_H} [\exp(\varepsilon_i) - 1] + \rho_{so}^H}{\exp(\varepsilon_i)} \right]^{\frac{1}{2}} + \left(\rho_{so}^H + A \varepsilon_i \right)^{\frac{1}{2}} \right\}; \quad (39)$$

$$g(\varepsilon_i) = \frac{\alpha \bar{m} G b}{3 \cdot \varepsilon_i} \left\{ \left[\frac{\frac{1}{b \lambda_H} [\exp(\varepsilon_i) - 1] + \rho_{so}^H}{\exp(\varepsilon_i)} \right]^{\frac{1}{2}} - \left(\rho_{so}^H + A \varepsilon_i \right)^{\frac{1}{2}} \right\}; \quad (40)$$

Уравнения (39) и (40) позволяют использовать определяющие соотношения (31) при постановке и решении краевых задач теории пластичности. Учет деформационной анизотропии обеспечивает повышение точности опре-

деления НДС и, как следствие, повышение точности прогнозирования разрушения при разработке и оптимизации многопереходных технологических процессов холодной обработки металлов давлением.

Для определения коэффициента A в (39) и (40) авторы [1, 94] рекомендуют достаточно достаточно простую систему экспериментов. Она включает волочение прутка на степень деформации из диапазона (20...50) % и последующую осадку изготовленных из него цилиндрических образцов с определением $\sigma_T^{сж}$. Затем, используя линейность зависимости $\rho_{so} = \rho_{so}^H + A \cdot \varepsilon^+$ из уравнения (38) определяется A . Волочение можно проводить на разрывной испытательной машине при условии изготовления соответствующей оснастки.

Полное описание (моделирование) операции ОМД, кроме определения зависимостей характеристик напряженно-деформированного состояния от термомеханических и геометрических условий задачи, должно содержать оценку деформируемости материала, то есть прогноз вероятности разрушения.

Решение этой второй части задачи математического моделирования непосредственно связано с решением первой части (краевой задачи теории пластичности) и основано на механике разрушения, вобравшая в себя различные теории прочности (теории предельного состояния), или на применении феноменологической теории деформируемости (разрушения).

При известных характеристиках напряженно-деформированного состояния вероятность деформирования элементарного объема частицы без разрушения может быть оценена по критерию В.Л. Колмогорова, критерию Г.Д. Деля и В.А. Огородникова, или по модели накопления поврежденности металла Богатова А.А., рассмотренные в разделе 1.2.1. Однако задача последовательного учета истории нагружения в феноменологической теории разрушения еще до конца не решена и потому актуальна.

Возможным подходом к решению отмеченной задачи является развитие кинетической схемы взаимного превращений дислокаций при пластической де-

формации, предложенный В.М. Грешновым и Ю.А. Лавриненко, и построение на его основе инженерной физической модели накопления деформационной поврежденности в сталях и ее использование при решении конкретных задач пластичности в рамках единой физико-математической теории пластического формообразования.

1.5. Постановка задач исследования.

В общем случае, разрушение является процессом сложным: многостадийным, статистическим и многомасштабным. Механика разрушения, учитывая эти особенности, считает обычно элементарный акт разрушения - зарождение микротрещины или потерю устойчивости макротрещины - детерминированным, происходящим при достижении какой-либо величиной критического значения. На этом основаны механические критерии разрушения.

Физика прочности и пластичности трактует “разрушение” как кинетический процесс, связанный с преодолением системой кинетических барьеров. Поскольку термофлуктуационное преодоление барьеров носит вероятностный характер, то условия перехода системы в новое состояние (например, с микротрещиной) можно рассчитывать лишь в среднем. Поэтому статистический разброс в ходе процесса разрушения связан не только с разбросом структурных характеристик образца или их серии, но и со статистическими закономерностями тепловых флуктуаций. В общем случае, при описании и для правильного понимания кинетики процесса разрушения, необходимо совместное рассмотрение явлений, происходящих на разных масштабных уровнях: атомных, дислокационных, субструктурных и структурных.

Таким образом, современное состояние теоретических основ разрушения металла при холодном пластическом формообразовании не позволяют последовательно оценить степень поврежденности металла в любой точке деформируемого тела. Такое состояние расчетных методов многопереходных технологических процессов ХОШ при оценке поврежденности заготовки обуславливает тот факт, что на практике разработка технологии осуществляется на основе

РТМ, методических указаний, квалификации и опыта разработчика. Естественно, такой способ требует достаточно высокого уровня квалификации и опыта инженера-технолога, он трудоемк и дает удовлетворительные результаты в основном при разработке типовой технологии штамповки, входящей в перечень типовых деталей РТМ. При необходимости разработки технологии штамповки детали нового типа или конфигурации неизбежно потребуются производственные испытания, а в некоторых случаях и длительные дорогостоящие лабораторные экспериментальные исследования. Однако затраченные средства и время не всегда приводят к достижению поставленной цели. Но, даже получив удовлетворительный результат, нельзя сказать, что к производству принят лучший вариант. Это связано с ограниченными возможностями проверки большого количества вариантов как в производственных, так и в лабораторных условиях. Даже применение современных компьютерных программ для математического моделирования технологических процессов ОМД, не позволяет достоверно оценить поврежденность отштампованной детали, в случае многопереходных технологий ХОШ, для которых характерны немонотонная деформация и сложное нагружение.

В конечном счете, отсутствие корректных методов расчета отрицательно сказывается на сроках технологической подготовки производства, освоении новых материалов и изделий, качестве производимой металлопродукции и эффективном использовании материалов и энергии. Поэтому проблемы дальнейшего совершенствования теоретических основ математического моделирования многопереходных процессов ХОШ, включающая такой вопрос как деформируемость металла без разрушения, является весьма актуальной.

Перспективным направлением ее решения является использование достижений современной физической теории пластической деформации, то есть развитие кинетического подхода для математического описания взаимного превращения дефектов кристаллического строения.

В этой связи в данной работе, с целью повышения точности расчета поврежденности в сталях при математическом моделировании многопереходных

технологических процессов ХОШ за счет последовательного учета истории нагружения, были поставлены и решены следующие задачи:

1. Разработка инженерной физической модели накопления поврежденности при холодной пластической деформации сталей.
2. Определение параметров модели накопления поврежденности на основе экспериментальных диаграмм деформирования и пластичности сталей.
3. Доработка пакета прикладных программ ОМД УГАТУ и исследование адекватности модели накопления поврежденности в условиях простого и сложного нагружений.
4. Численное моделирование, разработка и внедрение в производство технологии ХОШ втулки 2108-2904310 из стали 20.