

ТЕОРИЯ, РАСЧЕТ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОМД

УДК 621.7.016.3.011.001

В.М. ГРЕШНОВ, д-р физ.-мат. наук; Ю.А. ЛАВРИНЕНКО; А.В. НАПАЛКОВ

Инженерная физическая модель пластически деформируемых металлов (скалярное соотношение)

Разработана приближенная физическая модель металлов, которая может использоваться при математическом моделировании процессов ХОШ сталей и других материалов.

An approximate physical model of metals is developed for mathematical simulation of cold forming processes of steels and other materials.

В систему уравнений краевой задачи теории пластичности входит математическая модель деформируемого материала — уравнение, описывающее диаграмму деформирования:

$$\sigma_i = f(\epsilon_i, \dot{\epsilon}_i, T), \quad (1)$$

где σ_i , ϵ_i , $\dot{\epsilon}_i$ — интенсивности напряжений, деформаций и скоростей деформаций соответственно; T — температура.

Уравнение (1) называют еще скалярным соотношением. При решении задач, как правило, используют феноменологические модели, получаемые схематизацией и аппроксимацией экспериментальных диаграмм деформирования [1–4]. Феноменологические модели очень приближенно описывают пластическое поведение металлов, особенно в условиях холодной деформации.

В последнее время находят применение структурные модели [5], которые строят с использованием механических аналогов действующих в материале атомных механизмов пластической деформации, поэтому они более полно отражают закономерности пластического поведения материалов. Однако их использование сопряжено с необходимостью проведения достаточно трудоемкого эксперимента для определения неизвестных параметров модели. Общим недостатком упомянутых моделей является то, что в них не учитывается структура материалов, что не позволяет при математическом моделировании технологических операций обработки металлов давлением (ОМД) последовательно учесть историю деформирования (нагружения).

Физические модели лишены отмеченных недостатков, однако они сложны и для их использования в технологических расчетах необходимо проведение специальных исследований для определения характеристик структуры [6].

В настоящей работе излагается приближенный вариант физической модели, которая учитывает наиболее существенные моменты в работе механизмов пластической деформации, лишена указанных недостатков физических моделей, способна к развитию и может использоваться при решении технологических задач ОМД.

С термодинамической точки зрения пластическая деформация является неравновесным процессом, поэтому ее последовательное теоретическое описание возможно в рамках кинетики либо термодинамики неравновесных систем.

Основным механизмом пластической деформации¹, определяющим ее закономерности, является движение дислокаций в кристаллической решетке [6, 7], поэтому для получения физической модели деформируемого материала был использован кинетический подход (схема), основанный на учете взаимного превращения подвижных и неподвижных дислокаций [8–10].

Пластическая деформация характеризуется протеканием в металле двух противоположных процессов упрочнения и разупрочнения. Упрочнение обусловлено наличием в материале препятствий (барьеров) для подвижных дислокаций — это неподвижные дислокации «леса», дисперсные частицы вторых фаз (карбиды, интерметаллиды и т.д.), границы зерен и субзерен. На барьерах подвижные дислокации останавливаются, т.е. превращаются в неподвижные. Для преодоления дислокациями барьеров необходима дополнительная механическая или тепловая энергия. Разупрочнение связано, в частности, с уменьшением плотности неподвижных дислокаций за счет их аннигиляции и срывов с барьеров, т.е. превращения их снова в подвижные [6, 7].

¹ Здесь не рассматриваются сверхпластическая деформация и деформация, связанная с высокотемпературной ползучестью.

Протекание указанных процессов во время деформации можно представить в виде схемы, приведенной на рис. 1. Точками на ней изображены подвижные g и неподвижные s дислокации, линиями со стрелками — направления дислокационных превращений, буквой v с индексами — частоты соответствующих превращений (при этом v_{sr} — частота аннигиляции неподвижных дислокаций). Поскольку для простоты не конкретизируются природа барьеров и механизм срыва с них неподвижных дислокаций, то под v_{gs} , v_{sg} и v_{sr} следует понимать эффективные (интегральные) частоты соответствующих превращений.

Приведенная схема позволяет записать кинетическое уравнение баланса для средней плотности неподвижных дислокаций на установившейся стадии деформации

$$\frac{d\rho_s}{dt} = \rho_g v_{gs} - \rho_s (v_{sg} + v_{sr}), \quad (2)$$

где ρ_g , ρ_s — средние плотности подвижных и неподвижных дислокаций; t — время.

Уравнение (2) дополним уравнениями связи

$$\dot{\epsilon} = \rho_g b v; \quad (3)$$

$$\sigma = \alpha \bar{m} G b \sqrt{\rho_s}, \quad (4)$$

где $\dot{\epsilon}$ — скорость деформации; b , v — усредненные по всем системам скольжения вектор Бюргерса и скорость движения дислокаций; σ — напряжение течения; α — коэффициент, имеющий значения от 0,2 до 1,0 для разных металлов и различных их структурных состояний; $\bar{m}$ — усредненный для поликристаллов фактор Шмида, $\bar{m} = 2,7-3,1$ в зависимости от вида кристаллической решетки [7, 11]; G — модуль сдвига.

Уравнения (3) и (4) связывают характеристики атомной и дислокационной структур материалов с макроскопическими характеристиками пластической деформации, поэтому они лежат в основе физической теории пластичности.

Известно, что помимо параметров, входящих в выражение (4), уравнение для определения напряжения включает еще несколько составляющих [6, 7, 11]. Однако принимая во внимание, что их суммарный вклад в σ не превышает 10% [12], а введение в теорию усложнит модель, учитывать их не будем. Приняв, что σ определяется выражением (4), полагаем, что основной вклад в деформационное упрочнение вносят неподвижные дислокации.

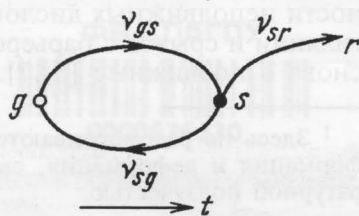


Рис. 1. Схема дислокационных превращений при холодной пластической деформации металлов

Искомая модель является решением системы уравнений (2) — (4). Выразив из уравнения (3) параметр ρ_g , подставив его в уравнение (2) и приняв, что частоты дислокационных превращений не зависят от t и ρ_s , получим обыкновенное линейное дифференциальное уравнение относительно неизвестной функции ρ_s . При начальных условиях $t = 0$, $\rho_s = \rho_{s0}$ решение его имеет вид

$$\rho_s = \frac{\frac{\dot{\epsilon}}{v_0 b \lambda} \left[\exp\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}} v_0\right) - 1 \right] + \rho_{s0}}{\exp\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}} v_0\right)}, \quad (5)$$

где v_0 — суммарная частота разрушения неподвижных дислокационных скоплений, $v_0 = v_{sg} + v_{sr}$; $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon} = t$; λ — средняя длина свободного пробега подвижных дислокаций; $\lambda = v/v_{gs}$; ρ_{s0} — исходная плотность неподвижных дислокаций.

Подставив зависимость (5) в уравнение (4), получим

$$\sigma = \alpha \bar{m} G b = \left\{ \frac{\frac{\dot{\epsilon}}{v_0 b \lambda} \left[\exp\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}} v_0\right) - 1 \right] + \rho_{s0}}{\exp\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}} v_0\right)} \right\}^{1/2} \quad (6)$$

При выводе уравнения (6) не учитывали упругую составляющую деформации, поэтому при $\epsilon = 0$, согласно уравнению (6),

$$\sigma = \sigma_T = \alpha \bar{m} G b \sqrt{\rho_{s0}}, \quad (7)$$

где σ_T — предел текучести. Отметим, что учесть (при необходимости) упругую составляющую деформации в данной модели не представляет труда.

Известно, что преодоление дислокациями барьеров является термически активируемым процессом, поэтому частота v_0 описывается уравнением Больцмана

$$v_0 = v \exp\left(-\frac{U}{kT}\right), \quad (8)$$

где v — множитель, который, как правило, не зависит от температуры; U — эффективная энергия активации срыва неподвижных дислокаций с барьеров; k — постоянная Больцмана.

Существенным достоинством физических моделей является последовательный учет истории деформирования. В данном случае история нагружения учитывается параметром ρ_{s0} . В случае многопереходного процесса при описании каждого последующего этапа деформирования в уравнение (6) подставляют величину ρ_{s0} , определенную при завершении предыдущего этапа по зависимости (5).

Уравнение (6) дает качественно правильную оценку влияния основных внешних и внутренних факторов на σ . Так, с увеличением T и λ напряжение деформации уменьшается, с увеличением $\dot{\epsilon}$ — увеличивается. При этом характер диаграммы

деформирования зависит в основном от соотношения v_0 и $\dot{\epsilon}$.

Для количественной оценки влияния различных факторов на σ проводили эксперименты по холодной пластической деформации сталей 10кп, 20кп, 20Г2Р, 30Г1Р, 38ХГНМ, широко применяемых при холодной объемной штамповке (ХОШ) крепежных деталей [13].

Истинные экспериментальные диаграммы деформирования сталей получали при осадке цилиндрических образцов диаметром 6 мм, высотой 7 мм, изготовленных из прутков, прошедших сфероидизирующий отжиг. Для исключения сил контактного трения на торцах образцов выполняли конические проточки глубиной 0,5 мм, которые перед осадкой заполняли смазочным материалом (смесь машинного масла с графитом). Это обеспечивало однородную деформацию образцов до $\epsilon = 50-60\%$.

Экспериментальные диаграммы деформирования приведены на рис. 2 и 3. Отрезками на рис. 3 показан доверительный интервал, равный 95%.

Известно, что при холодной пластической деформации σ практически не зависит от $\dot{\epsilon}$ [7]¹. Это подтверждается также результатами проведенных экспериментов: в широком интервале изменения скорости деформации ϵ напряжение σ не зависит

¹ Здесь не рассматривается высокоскоростная деформация, при которой скорость деформирования $v_d > 30$ м/с.

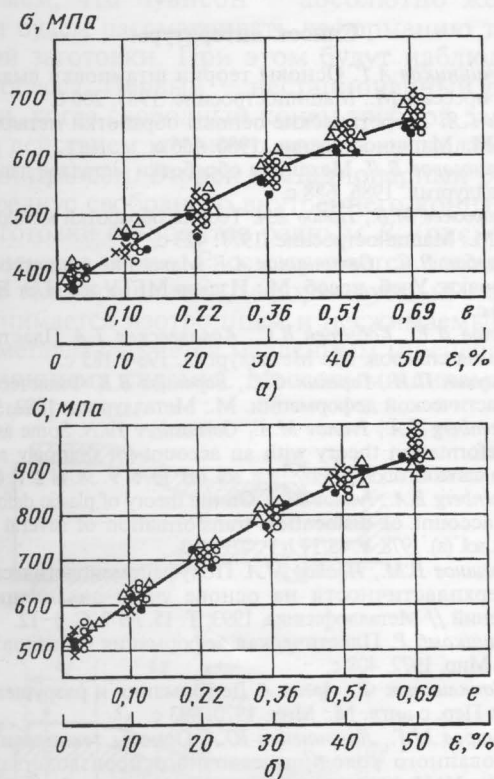


Рис. 2. Диаграммы деформирования сталей 20кп (а) и 38ХГНМ (б) при различных скоростях деформации:

●, ○, ×, △ — $\dot{\epsilon} = 6 \cdot 10^{-4}$; $6 \cdot 10^{-3}$; $2 \cdot 10^{-2}$; $8 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ соответственно

от нее во всем исследованном диапазоне ϵ (рис. 2). Скорость деформации можно исключить из уравнения (6), если положить

$$v_0 = K\dot{\epsilon}, \quad (9)$$

где K — коэффициент пропорциональности. Тогда уравнение (6) примет вид

$$\sigma = \alpha \bar{m} G b = \left\{ \frac{1}{K b \lambda} [\exp(K \epsilon) - 1] + \rho_{s0} \right\}^{1/2} \exp(K \epsilon) \quad (10)$$

Путем обработки экспериментальных диаграмм деформирования на ПЭВМ с использованием уравнений (7) и (10) были найдены параметры, при которых уравнение (10) с высокой точностью описывает диаграммы деформирования сталей (рис. 3). При этом для всех сталей $\alpha = 0,22$; $m = 3,1$; $K = 1$. Для α -железа $b = 3 \cdot 10^{-8}$ см [7]. Значения параметров G , λ , ρ_{s0} приведены в таблице.

Сталь	G , МПа [14]	$\lambda \cdot 10^{-4}$, см	$\rho_{s0} \cdot 10^{10}$, см ⁻²
10кп	75000	1,25	4,0
20кп	85000	1,20	5,2
20Г2Р	81000	0,80	6,0
30Г1Р	81600	0,60	7,0
38ХГНМ	84400	0,55	7,2

Установлено, что коэффициенты α и $\bar{m}$ не зависят от содержания углерода и химического состава сталей. Значения λ , как и следовало ожидать, того же порядка, что и линейные размеры субструктуры в сталях [15]. Как известно, плотность дислокаций в отожженных сталях равна

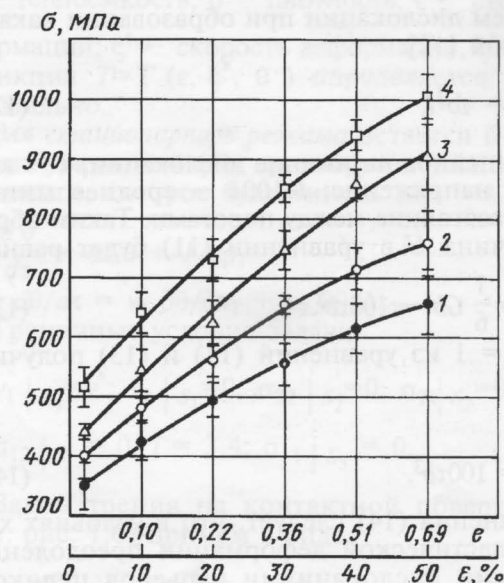


Рис. 3. Диаграммы деформирования сталей (точки — эксперимент, сплошные кривые — расчет):

1, 2, 3, 4 — сталь 10кп, 20кп, 20Г2Р, 38ХГНМ соответственно

$10^8\text{--}10^9\text{ см}^{-2}$ [15]. В данном случае завышенные (примерно на полтора порядка) значения ρ_{s0} объясняются тем, что в модели не учитываются составляющие σ , не входящие в уравнение (4). Наиболее интересным является то, что $K = 1$ для всех исследованных сталей.

Таким образом, физическая модель деформируемых металлов (10) удовлетворяет требованиям, предъявляемым к инженерным моделям, и может использоваться при математическом моделировании технологических операций ХОШ. Для этого необходимо предварительно определить параметры λ и ρ_{s0} методами металлографического исследования материала. На наш взгляд, наиболее целесообразно это делать по результатам простых механических испытаний на осадку, как было описано выше.

Проанализируем в рамках разработанной модели физическую природу независимости σ от $\dot{\epsilon}$ при холодной пластической деформации. Из выражений (8) и (9) (с учетом размерностей величин) следует, что

$$K = \exp\left(-\frac{U}{kT}\right), \quad (11)$$

т.е. коэффициент K представляет собой вероятность срыва неподвижных дислокаций с барьера. Известно, что одним из основных механизмов торможения подвижных дислокаций в металлах является торможение порогами (ступеньками), которые образуются на дислокационных линиях при пересечении неподвижных дислокаций «леса» [12]. Для перемещения дислокации с порогом не-

обходима энергия активации $U = U_v = \frac{1}{6} Gb^3$ (где U_v — энергия образования вакансий). В условиях пластической деформации эта энергия снижается на величину работы, производимой линейным натяжением дислокации при образовании вакансии, равной [12]:

$$A = Fb = \tau b^2 l, \quad (12)$$

где F — линейное натяжение дислокации; τ — касательное напряжение; $l \approx 100b$ — среднее минимальное расстояние между порогами. Таким образом, величина U в уравнении (11) будет равна

$$U = U_v = \frac{1}{6} Gb^3 - 100\tau b^3. \quad (13)$$

При $K = 1$ из уравнений (11) и (13) получим

$$U = 0; \quad \frac{1}{6} Gb^3 = 100\tau b^3. \quad (14)$$

Из уравнения (14) следует, что в условиях холодной пластической деформации преодоление подвижными дислокациями барьеров целиком обеспечивается механической активацией (правая часть уравнения). Это означает, что дислокации проталкиваются между барьерами действующим напряжением чисто силовым способом. При этом

$K = 1$ и σ не зависит от $\dot{\epsilon}$. Термическая активация при температурах холодной деформации сталей невозможна, так как $\frac{1}{6} Gb^3 \gg kT$.

Оценивая по уравнению (14) напряжение τ , при котором возможна механическая активация при среднем для сталей значении $G = 80000$ МПа, получим $\tau = 133,3$ МПа. Нормальное напряжение

$\sigma = \sqrt{3} \tau = 231$ МПа. Напряжения течения сталей и большой группы других конструкционных материалов при холодной деформации имеют примерно такое же или большее значение σ . Поэтому следует ожидать, что $K = 1$ для достаточно большой номенклатуры материалов.

Из приведенного анализа следует также, что заметная зависимость σ от $\dot{\epsilon}$ появится при значениях T , при которых величина kT станет одного порядка с энергией U_v . В этом случае, в соответствии с уравнением (11), роль термической активации при преодолении дислокациями барьеров возрастет и K будет меньше единицы.

Выводы. 1. Разработана приближенная физическая модель материалов, которая может использоваться при математическом моделировании процессов ХОШ сталей и других материалов.

2. Показано, что при холодной пластической деформации металлов, у которых $\sigma \geq 231$ МПа, преодоление подвижными дислокациями барьеров осуществляется за счет механической активации, что обуславливает нечувствительность напряжения σ к скорости деформации $\dot{\epsilon}$.

Список литературы

1. Овчинников А.Г. Основы теории штамповки выдавливанием на прессах. М.: Машиностроение. 1983. 200 с.
2. Гун Г.Я. Теоретические основы обработки металлов давлением. М.: Машиностроение. 1980. 456 с.
3. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. М.: Металлургия. 1986. 688 с.
4. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. М.: Машиностроение. 1977. 423 с.
5. Зарубин В.С., Овчинников А.Г. Механика процессовковки и штамповки: Учеб. пособ. М.: Изд-во МГТУ им Н.Э. Баумана. 1992. 163 с.
6. Попов Л.Е., Кобытёв В.С., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация сплавов. М.: Металлургия. 1984. 183 с.
7. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия. 1982. 584 с.
8. Greenberg B.A., Ivanov M.A., Gornostirev Yu.N. Some aspects of plastic deformation theory with an account for thermally activated dislocation transformation // Phys. stat. sol. (a). 1976. V. 38. N 2. P. 653–662.
9. Greenberg B.A., Ivanov M.A. On the theory of plastic deformation with an account of dislocation transformation of several types // Phys. stat. sol. (a). 1978. V. 45. N 1. P. 403–410.
10. Грешинов В.М., Иванов М.А. Полупреимущественная модель сверхпластичности на основе учёта дислокационных превращений // Металлофизика. 1993. Т. 15. № 7. С. 3–12.
11. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов: Пер. с англ. М.: Мир. 1972. 408 с.
12. Макклиток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов: Пер. с англ. М.: Мир. 1970. 493 с.
13. Амиров М.Г., Лавриненко Ю.А. Основы технологии автоматизированного холодновысадочного производства: Учеб. пособ. Уфа: УАИ. 1992. 142 с.
14. Марочник сталей и сплавов / Под ред. В.Г. Сорокина. М.: Машиностроение. 1989. 639 с.
15. Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф., Макарова В.И. и др. Основы материаловедения. М.: Машиностроение. 1976. 436 с.