Глава 3. РАЗРАБОТКА ИНЖЕНЕРНОЙ ФИЗИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛЕЙ

3.1. Модель накопления деформационной поврежденности, основанная на учете взаимного превращения дефектов кристаллического строения.

При разработке и обосновании предлагаемой инженерной физической модели накопления деформационной поврежденности необходимо исходить из основной сути разрушения, как физического явления. Многие исследователи [44, 46, 48, 107] отмечают, что любое разрушение связано с пластической деформацией. Основываясь на результатах анализа современных представлений о физической природе разрушения и деформируемости металлов (раздел 1.1.), будем исходить из того, что разрушение и пластическая деформация есть единый кинетический, многостадийный, вероятностный и активируемый (термически и механически) процесс непрерывного перехода материала из одного структурного состояния в другое. Протекание его обусловлено движением и взаимным превращением дефектов кристаллического строения разного типа (вакансий, междоузельных атомов, дислокаций, субмикро- и микротрещин). Следовательно, с термодинамической точки зрения, процесс пластической деформации и разрушения является неравновесным, и его последовательное описание возможно либо в рамках термодинамики неравновесных процессов - феноменологический подход, либо в рамках кинетики (физический подход).

Попытки рассмотрения пластической деформации и разрушения металлов на основе основных положений термодинамики неравновесных систем в последние годы предпринимаются все чаще. И здесь достигнут определенный прогресс [108, 109]. Однако, построение строгой теории в рамках данного подхода является делом будущего.

В данной работе предлагается развитие кинетического подхода Ю.А. Лавриненко [1]. Отличительной чертой этого подхода является последовательный и самосогласованный учет существенных особенностей поведения дефектов кристаллического строения, включая их рождение и взаимного превращения.

Метод пригоден для описания единого процесса пластической деформации и разрушения разных материалов при различных условиях деформирования. Эта общность достигается за счет отказа от учета наименее существенных особенностей механизма пластической деформации и конкретизации характера дислокационных превращений, и неразрывно с ним связанным дислокационным механизмом зарождения, развития или захлопывание микротрещин.

Схема включает в себя уравнения детального баланса для плотностей дислокаций, плотности микротрещин и уравнения связи между плотностью дислокаций и макроскопическими величинами [110], характеризующими процесс пластической деформации. Взаимные превращения дефектов кристаллического строения изображают, следуя [1, 111], в виде схемы. Разные точки на схеме соответствуют разным типам дефектов, линии со стрелками - направлениям превращений. Она изображена на рис. 9. Эта схема отражает следующие физические процессы.

При переходе материала в пластическое состояние дислокационные источники порождают подвижные дислокации g. Двигаясь по зерну, дислокация встречает препятствие и останавливается на нем, превращаясь из подвижной в неподвижную дислокацию S. Превращение $g \rightarrow S$ происходит с частотой ν_{gs}. Неподвижная дислокация может сорваться с барьера и снова стать подвижной, например, за счет переползания в параллельные плоскости скольжения (краевая дислокация) или путем поперечного скольжения (винтовая) или перерезать барьер и так далее. Это превращение происходит с частотой ν_{sg}. Кроме этого, неподвижная дислокация может исчезнуть (аннигилировать) при попытке стать подвижной, встретив при переползании и последующем скольжении или поперечном скольжении дислокацию противоположного знака. Это исчезновение происходит с частотой ν_{sr}. Возникающие при деформации неподвижные (заторможенные барьерами) дислокации S, а также их скопления, в том числе плоские, могут не только снова превращаться в подвижные и исчезать при переползании и аннигиляции, но и превращаться в суб- и микротрещины m, например по механизму, изображенному на рис. 1 (стадии зарождения микротрещины). Это превращение происходит с частотой ν_{sm} и соответствует первой стадии разрушения, которая, как известно, наступает практически одновременно с началом пластической деформации. Так как микротрещина является термодинамически неустойчивым объектом, она может исчезнуть (залечиться). Этот процесс характеризуется частотой ν_{md}. С увеличением времени и деформации (на второй стадии разрушения [66, 67]) происходит увеличение плотности микротрещин со скоростью, определяемой соотношением частот ν_{sm} и ν_{md}. Третья стадия разрушения наступает при достижении плотностью микротрещин критического значения $N_{кр}=10^{11}...10^{12}$ 1/см^3 [46, 66, 67]. С учетом, что средний размер микротрешин равен 0,1 мкм $=10^{-5}$ см [45, 46, 67], их плотность можно определить, по аналогии со скалярной плотностью дислокаций, как суммарную длину всех микротрещин в единице объема. В этом случае $N_{кр}=10^{6}...10^{7}$ 1/см^2. При этой плотности, согласно существующим представлениям, микротрещины объединяются в макротрещину, рост которой становится термодинамически выгоден, и наступает разрушение.

Необходимо отметить, что данная схема является существенно приближенной. Для последовательного описания кинетики накопления микротрещин при пластической деформации необходимо детальное рассмотрение взаимодействия ансамбля микротрещин с другими дефектами решетки (дислокациями, границами блоков и зерен, дисперсными частицами), а также между собой [112].

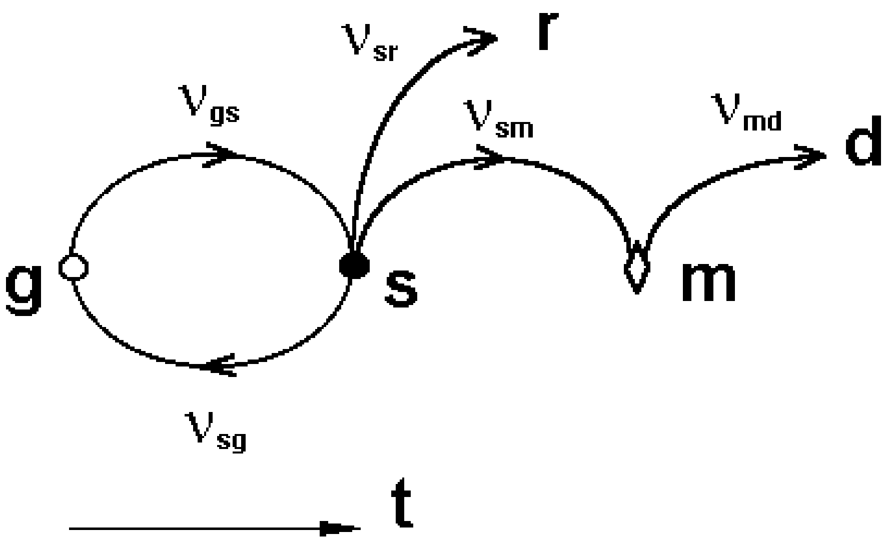


Рис. 9. Схема взаимного превращения дефектов кристаллического строения в едином процессе пластической деформации и разрушения.

Однако она, по нашему мнению, учитывает наиболее существенные черты единого процесса пластической деформации и разрушения. Поэтому, как будет показано ниже, позволяет получить достаточно простую модель накопления деформационной поврежденности в сталях при холодном пластическом формообразовании, обеспечивающую решение технологических задач с приемлемой для практики точностью [110, 113, 114].

Полная система уравнений детального баланса плотностей дефектов и уравнений связи, соответствующая схеме на рис. 9, будет иметь вид [110]:

$$\left.\begin{aligned}
&\frac{d\rho_s}{dt} = \rho_g \nu_{gs} - \rho_s\left(\nu_{sg} + \nu_{sr} + \nu_{sm}\right), && \text{(а)}\\
&\frac{dN_m}{dt} = a \cdot \rho_s \nu_{sm} - N_m \nu_{md}, && \text{(б)}\\
&\dot{\varepsilon} = b \cdot \upsilon \cdot \rho_g, && \text{(в)}\\
&\sigma = \alpha \overline{m} G b \sqrt{\rho_s}\,, && \text{(г)}
\end{aligned}\right\} \qquad (48)$$

где ρ_s, ρ_g, N_m - соответственно средние по объему материала плотности неподвижных и подвижных дислокаций и микротрещин; a - параметр, учитывающий разную природу дислокаций и микротрещин.

Совместное решение уравнений (а) и (в) системы (48) относительно ρ_s, получено ранее в работе [96], с учетом, что $\nu_{sm} << \nu_{sg} + \nu_{sr}$, имеет вид

$$\rho_s = \frac{\dfrac{\dot{\varepsilon}}{\nu_0 b \lambda}\left[\exp\left(\dfrac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon}}\nu_0\right) - 1\right] + \rho_{so}}{\exp\left(\dfrac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon}}\nu_0\right)}, \qquad (49)$$

где $\nu_0 = \nu_{sg} + \nu_{sr}$ - суммарная частота “развала” неподвижных дислокаций; $\varepsilon / \dot{\varepsilon} = t$; $\lambda = \upsilon / \nu_{gs}$ - средняя длина свободного пробега подвижных дислокаций (по порядку величины равная линейному размеру субструктурных элементов в металлах ~10^{-4} см); ρ_{so} - исходная (до деформации) плотность неподвижных дислокаций в материале.

Подставляя (49) в уравнение (б) системы (48) и полагая, что частоты ν_{sm} и ν_{md} не зависят от времени и N_m (линейное приближение), после интегрирования при начальных условиях $t = 0$, $N_m = N_{mo}$, для случая монотонной деформации и простого нагружения, получим

$$N_m = \frac{\left\{\dfrac{\dfrac{\dot{\varepsilon}\nu_{sm}\cdot a}{\nu_0 b\lambda}\left[\exp\left(\dfrac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon}}\nu_0\right)-1\right]+\rho_{so}\cdot a\cdot\nu_{sm}}{\exp\left(\varepsilon\nu_0/\dot{\varepsilon}\right)}\right\}\left[\exp\left(\dfrac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon}}\nu_{md}\right)-1\right]+N_{mo}\nu_{md}}{\nu_{md}\exp\left(\dfrac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon}}\nu_{md}\right)}. \qquad (50)$$

Подстановка (79) в уравнение (г) системы (48) дает физическую модель пластически деформируемого материала [96], тогда с учетом этого, уравнение (50) примет вид

$$N_m = \frac{\dfrac{\sigma^2\nu_{sm}a}{(\alpha\overline{m}Gb)^2\nu_{md}}\left[\exp\left(\dfrac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon}}\nu_{md}\right)-1\right]+N_{mo}}{\exp\left(\dfrac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon}}\nu_{md}\right)}, \qquad (51)$$

где N_{mo} - исходная в материале плотность микротрещин. Величина N_m является скалярной, поэтому под σ, ε и $\dot{\varepsilon}$ в (51) следует понимать интенсивность напряжений, деформаций и скоростей деформаций.

Элементарные процессы образования и залечивания микротрещин в неравновесном процессе пластической деформации и разрушения являются термически и механически активируемыми [45, 48], поэтому:

$$\nu_{sm} = \nu_{sm}^{o} \exp\left(-\frac{U_{sm}^{o} - \sigma\gamma_{sm}}{kT}\right), \quad (52)$$

$$\nu_{md} = \nu_{md}^{o} \exp\left(-\frac{U_{md}^{o} - \sigma\gamma_{md}}{kT}\right), \quad (53)$$

где U_{sm}^{o} - начальная энергия активации образования микротрещины; U_{md}^{o} - начальная энергия активации залечивания микротрещины; $\gamma_{sm} = Ab^3$ и $\gamma_{md} = Bb^3$ - соответствующие активационные объемы; A и B - коэффициенты активационных объемов (коэффициенты перенапряжения [48]); b^3 - атомный объем.

Как отмечалось выше, в сформулированной модели единого процесса пластической деформации и разрушения, система (48), не конкретизируются детально микроскопические механизмы зарождения и взаимодействия ансамблей дефектов различного типа. Поэтому под U_{sm}^{o} и U_{md}^{o} в (52) и (53) следует понимать некоторые эффективные (интегральные) энергии активации, которые как-то отражают сложную комбинацию событий разного рода [48].

В экспериментах по долговечности металлов было установлено, что U_{sm}^{o} наиболее близка к энергии сублимации $U_{sm}^{o} \approx \frac{Gb^3}{2}$ [48]. Коэффициент активационного объема A имеет порядок 10^2 [67]. Этот результат был получен и при теоретическом исследовании возможного механизма зарождения микротрещины [65].

В работах [115, 116] было показано, что энергия активации процесса залечивания микротрещин близка к энергии образования или миграции вакансии. Из этого следует заключение, что элементарный процесс залечивания микротрещины имеет диффузионную природу и заключается в отрыве вакансии от поверхности микротрещины и ее миграции к стокам [117]. Если стоками вакансий являются дислокации с неконсервативными ступеньками [112] и если учесть, что сжимающее гидростатическое давление должно способствовать "выдавливанию" вакансий из микротрещины (уменьшать энергию активации), то в выражении (53) под U^{o}_{md} можно считать энергией вакансии $U^{o}_{md} = Gb^3/6$.

Модель (51) позволяет естественным образом использовать физические условия деформируемости металла без разрушения и разрушения вида:

$$N_m < N_{кр}, \; N_m = N_{кр} = 10^6 ... 10^7 \; 1/см^2. \qquad (54\text{–}55)$$

При достижении N_m значения $N_{кр}$, интенсивность деформации в (51) будет соответствовать предельной ε_*. При этом степень использования запаса пластичности материала ψ [12] в рамках данной модели может быть определена как

$$\psi^* = N_m / N_{кр}. \qquad (56)$$

Величину ψ^* назовем степень поврежденности.

Дальнейший анализ проведем, конкретизируя модель накопления поврежденности (51) к условиям холодной пластической деформации металлов.

Является общепринятым положением о том, что при холодной пластической деформации скорость деформации в широком интервале ее значений практически не влияет как на напряжение течения, так и на пластичность металлов [1, 57, 96, 118]. Поэтому, как и в работе [96], скорость деформации можно исключить из (51), если положить

$$\nu_{sm} = k_{sm}\dot{\varepsilon}, \qquad (57)$$

$$\nu_{md} = k_{md}\dot{\varepsilon}. \qquad (58)$$

где k_{sm} и k_{md} - коэффициенты пропорциональности.

Из сравнения (57), (52) и (58), (53) с учетом размерностей величин следует, что:

$$k_{sm} = \exp\left(- \frac{U^{o}_{sm} - \sigma\gamma_{sm}}{kT} \right), \tag{59}$$

$$k_{md} = \exp\left(- \frac{U^{o}_{md} - \sigma\gamma_{md}}{kT} \right). \tag{60}$$

и представляют собой вероятности процессов образования и залечивания микротрещин соответственно.

Применение модели накопления деформационной поврежденности в процессах развитой пластической деформации связано с определением НДС. Поэтому достоверность прогнозирования разрушения, в первую очередь, зависит от точности расчета характеристик НДС.

В работе [1] отмечено, что неучет деформационной анизотропии обуславливает погрешность в определении силы деформирования и характеристик напряженного состояния равную 25% даже в случае монотонной деформации и простого нагружения. При определении характеристик деформированного состояния относительная погрешность составляет 14%.

Поэтому, уравнения краевой задачи теории пластичности должны включать и уравнения пластического состояния изотропного материала с анизотропным упрочнением [77] (теория пластичности Ю.И. Кадашевича и В.В. Новожилова), то в этом случае, в предлагаемой модели накопления поврежденности $\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i)$.

С учетом (57) и (58), и введя функцию пластичности $\Phi(\varepsilon_i)$ (39), уравнение (51) примет вид:

$$N_m = \frac{\frac{\Phi^2(\varepsilon_i)\cdot k_{sm}\, a}{(\alpha \overline{m} G b)^2 k_{md}}\left[\exp\left(k_{md}\varepsilon_i\right) - 1\right] + N_{mo}}{\exp\left(k_{md}\varepsilon_i\right)}. \qquad (61)$$

Для применения инженерной физической модели деформируемости в расчетах немонотонных процессов и процессов со сложным (непропорциональным) нагружением необходимо иметь уравнение для приращения плотности микротрещин. Оно получается на основе уравнений (б), (г) системы (51) и уравнения (49) в виде

$$dN_{m(i)} = \left[\frac{a\cdot\Phi^2(\varepsilon_i)\cdot k_{sm(i)}}{(\alpha \overline{m} G b)^2} - N_{m(i-1)}\cdot k_{md(i)}\right]\cdot d\overline{\varepsilon}_i, \qquad (62)$$

$$N_{m(i)} = \int_{\varepsilon_i} dN_{m(i)}, \qquad (63)$$

где $dN_{m(i)}$- приращение плотности микротрещин на i - ом этапе нагружения; $N_{mo(i-1)}$- накопленная частицей плотность микротрещин за (i-1) этапов нагружения; $N_{m(i)}$- накопленная частицей плотность микротрещин за (i) этапов нагружения, и интегрирование в (63) ведется по пути деформирования.

На данном этапе разработана инженерная физическая модель накопления деформационной поврежденности при холодной пластической деформации, уравнения (61) и (63), которая учитывает основные механизмы пластической деформации и разрушения металлов.

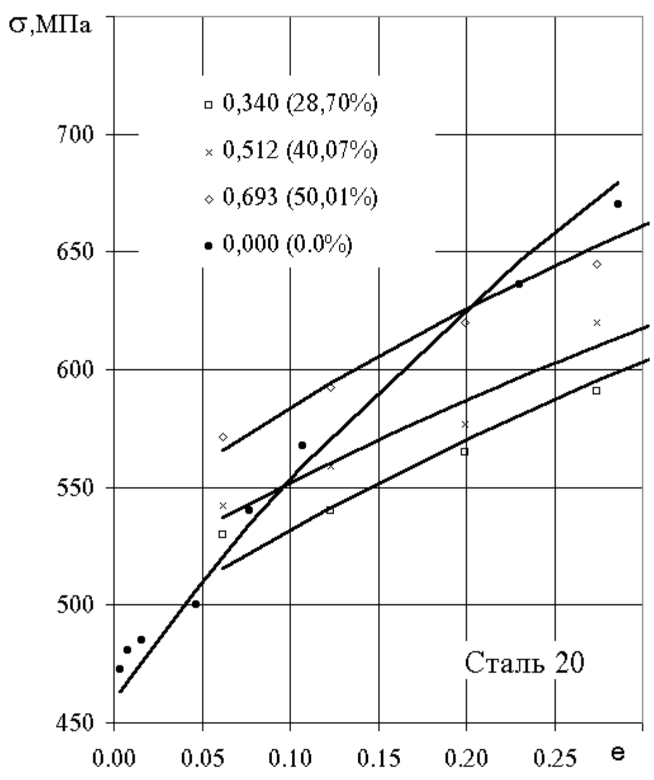
3.2. Определение параметров модели на основе экспериментальных диаграмм деформирования и пластичности сталей.

3.2.1. Определение параметров на основе экспериментальных диаграмм деформирования.

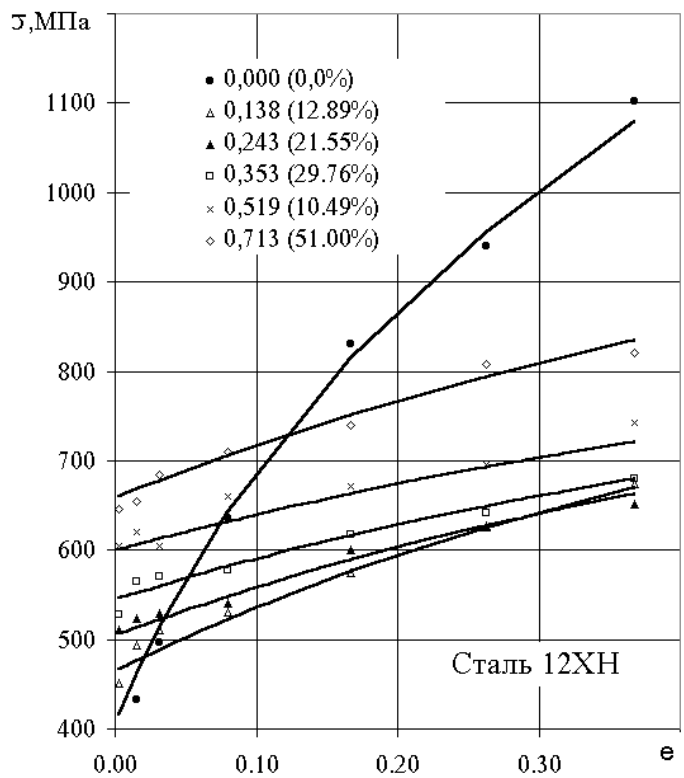
Определение параметров уравнения (35), сводится к определению значений величин ρ_{so}, λ, которые для каждого материала можно найти известными методами микроскопического анализа [119]. Однако более просто параметры уравнения (35) определять по экспериментально полученным, согласно методике, описанной в разделе 2.2., диаграммам деформирования (рис. 9.), путем подбора таких значений величин ρ_{so} и λ, которые позволят описать последние с весьма высокой точностью; подобная методика описана в работах [1, 96].

Значения параметров уравнений (35), (38), (39) и (40) для исследуемых сталей, полученных при обработке экспериментальных диаграмм деформирования, приведены в таблице 3.1. Рассчитанные по (35), диаграммы деформирования сталей показаны на рис. 10 сплошными кривыми. Зависимости плотности неподвижных дислокаций и длины свободного пробега дислокаций в начальный момент осадки от степени предварительной деформации растяжеия - на рис. 11.

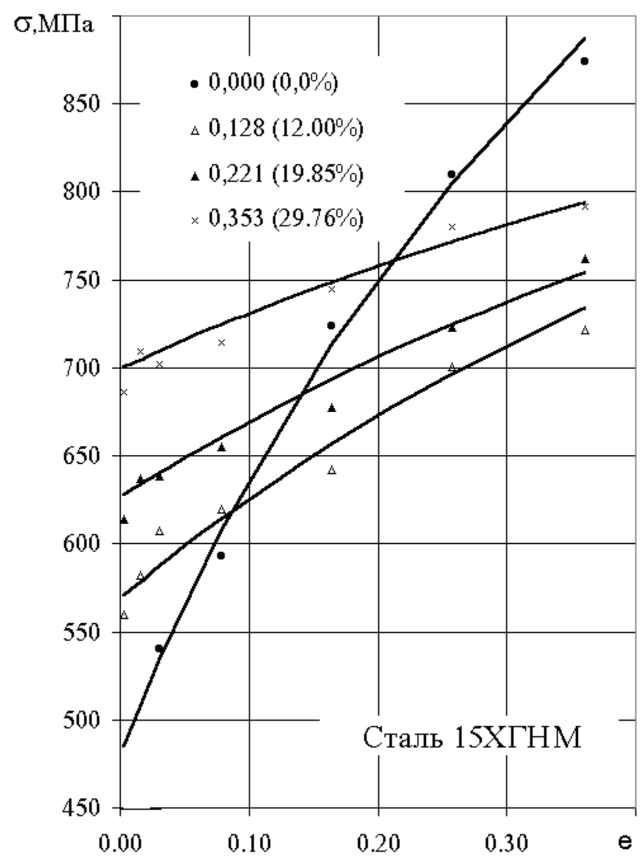
Таблица 3.1 - Значения параметров уравнений (35), (38), (39) и (40) для исследуемых сталей.


σ,МПа
0,340 (28,70%)
0,512 (40,07%)
0,693 (50,01%)
0,000 (0.0%)
Сталь 20
450
500
550
600
650
700
0.00
0.05
0.10
0.15
0.20
0.25
e

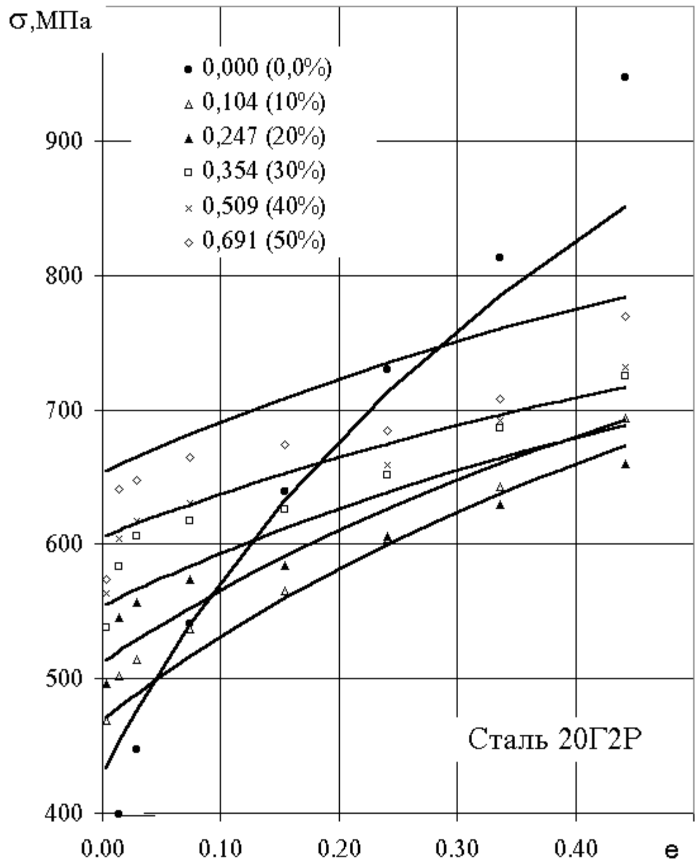
а)


σ,МПа
0,000 (0,0%)
0,138 (12.89%)
0,243 (21.55%)
0,353 (29.76%)
0,519 (10.49%)
0,713 (51.00%)
Сталь 12ХН
400
500
600
700
800
900
1000
1100
0.00
0.10
0.20
0.30
e

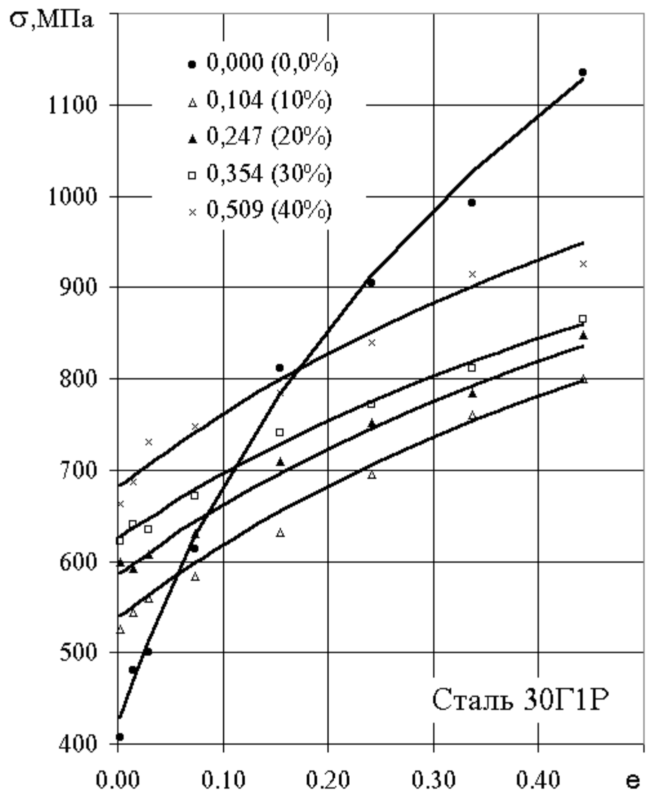
б)


σ,МПа
0,000 (0,0%)
0,128 (12.00%)
0,221 (19.85%)
0,353 (29.76%)
Сталь 15ХГНМ
450
500
550
600
650
700
750
800
850
0.00
0.10
0.20
0.30
e

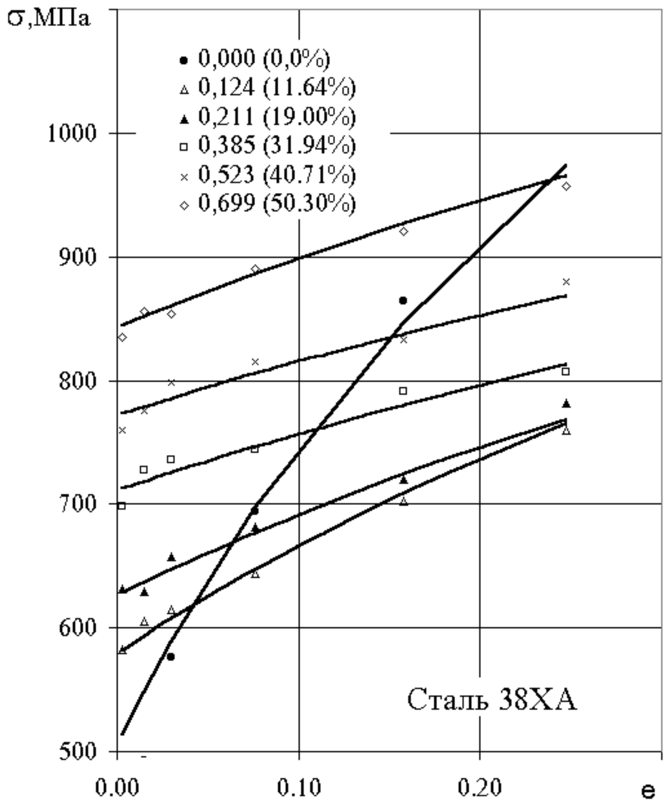
в)


σ,МПа
0,000 (0,0%)
0,104 (10%)
0,247 (20%)
0,354 (30%)
0,509 (40%)
0,691 (50%)
Сталь 20Г2Р
400
500
600
700
800
900
0.00
0.10
0.20
0.30
0.40
e

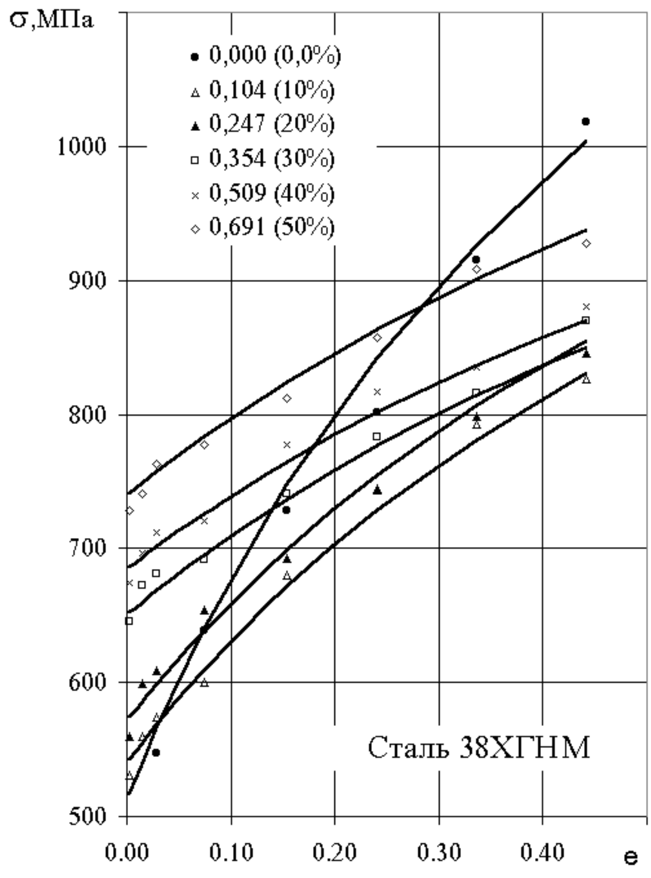
г)


σ,МПа
● 0,000 (0,0%)
△ 0,104 (10%)
▲ 0,247 (20%)
□ 0,354 (30%)
× 0,509 (40%)
Сталь 30Г1Р
400
500
600
700
800
900
1000
1100
0.00
0.10
0.20
0.30
0.40
e

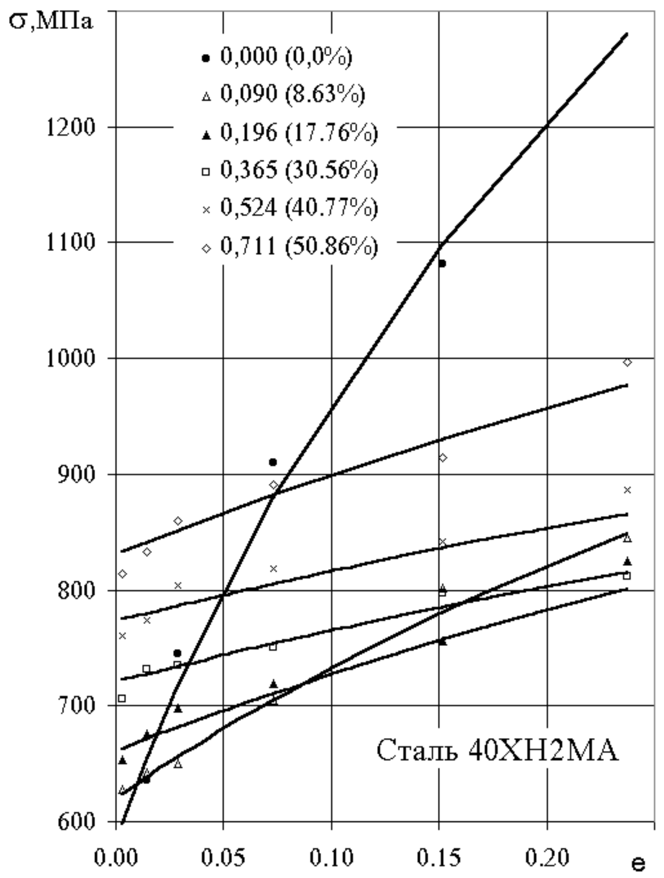
д)


σ,МПа
● 0,000 (0,0%)
△ 0,124 (11.64%)
▲ 0,211 (19.00%)
□ 0,385 (31.94%)
× 0,523 (40.71%)
◇ 0,699 (50.30%)
Сталь 38ХА
500
600
700
800
900
1000
0.00
0.10
0.20
e

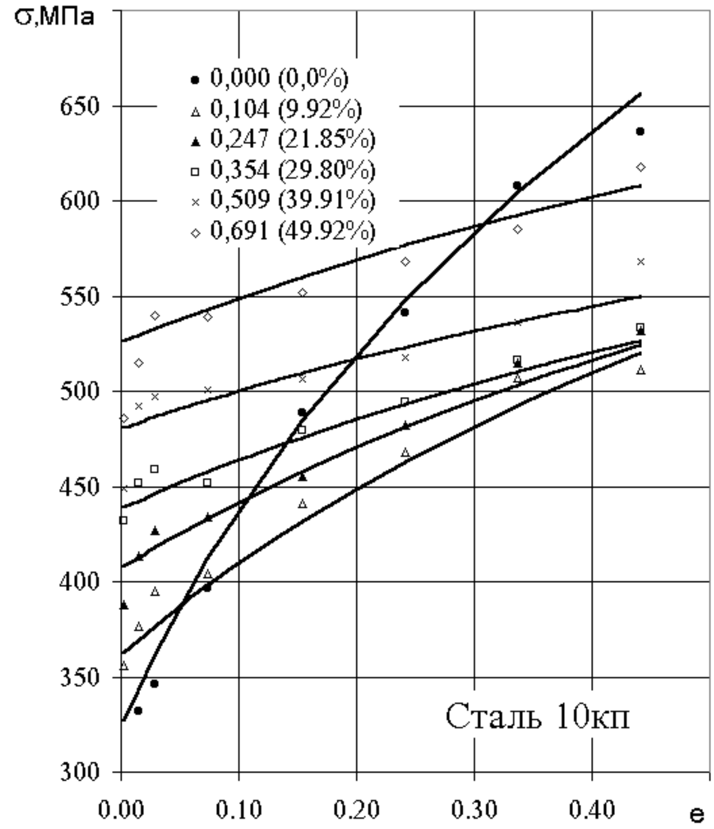
е)


σ,МПа
● 0,000 (0,0%)
△ 0,104 (10%)
▲ 0,247 (20%)
□ 0,354 (30%)
× 0,509 (40%)
◇ 0,691 (50%)
Сталь 38ХГНМ
500
600
700
800
900
1000
0.00
0.10
0.20
0.30
0.40
e

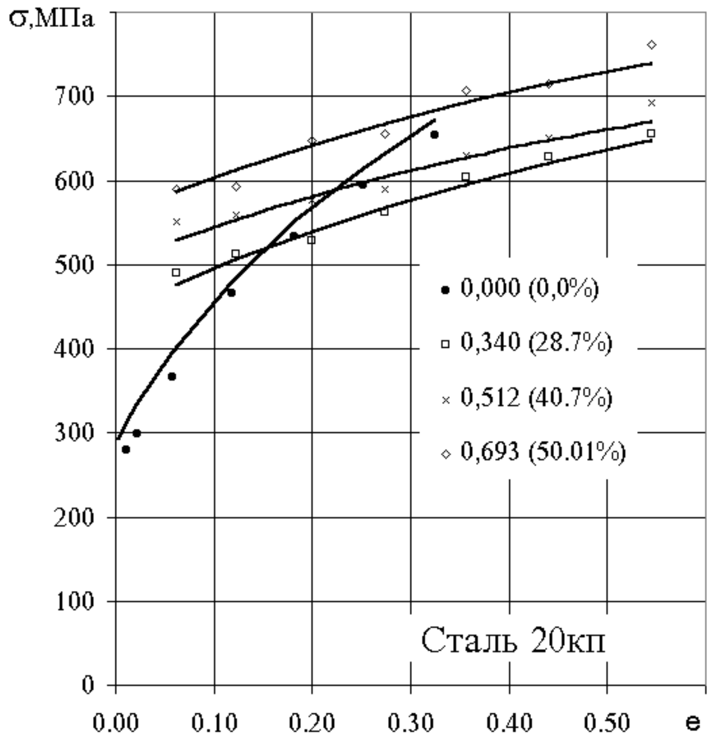
ж)


σ,МПа
● 0,000 (0,0%)
△ 0,090 (8.63%)
▲ 0,196 (17.76%)
□ 0,365 (30.56%)
× 0,524 (40.77%)
◇ 0,711 (50.86%)
Сталь 40ХН2МА
600
700
800
900
1000
1100
1200
0.00
0.05
0.10
0.15
0.20
e

з)

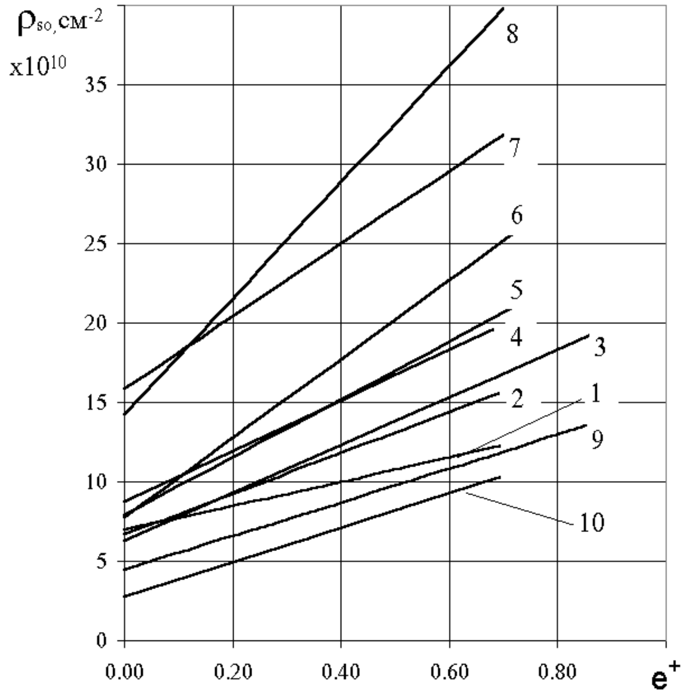


и)

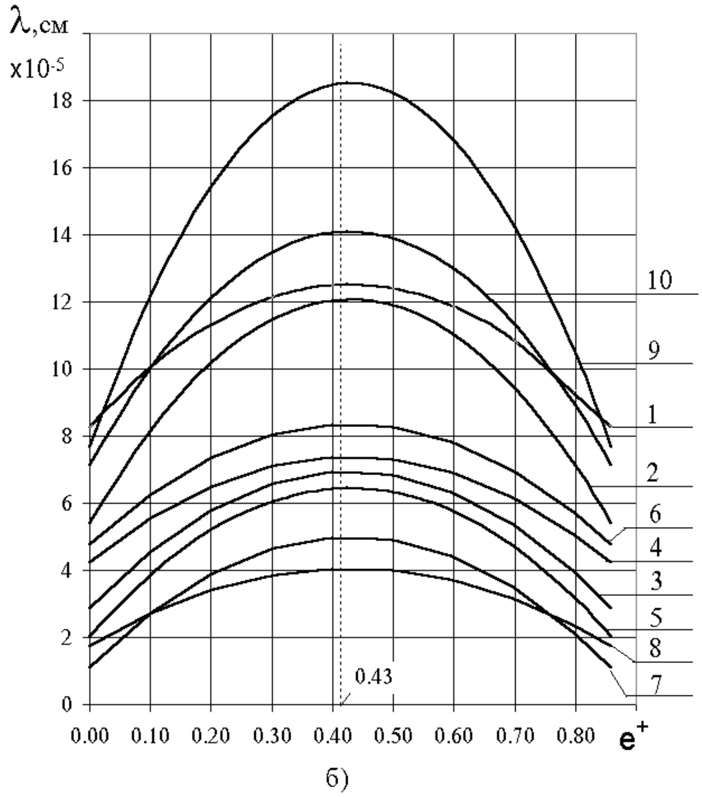


к)

Рис. 10. Влияние предварительной деформации растяжения на диаграммы деформирования исследуемых сталей при последующей осадке: точки - эксперимент, сплошные кривые - теоретические.



а)



б)

Рис. 11. Зависимости плотности неподвижных дислокаций (а) и длины свободного пробега дислокаций (б) в начальный момент осадки от степени предварительной деформации растяжеия: 1 - сталь 20; 2 - 20Г2Р; 3 - 30Г1Р; 4 - 38ХГНМ; 5 - 12ХН; 6 - 15ХГНМ; 7 - 40ХН2МА; 8 - 38ХА; 9 - 10кп; 10 - 20кп.

3.2.2. Определение параметров модели на основе экспериментальных диаграмм пластичности.

Чтобы определить коэффициенты перенапряжения А и В в модели (61) воспользуемся экспериментальными диаграммами пластичности сталей в исходном сфероотоженом состоянии (рис. 12).*) Они получены на основе опытов по кручению цилиндрических образцов из сталей 10кп, 20кп и 38ХГНМ с одновременным наложением постоянного гидростатического давления. В серии испытаний применяли давления: p=0; 250; 500; 700МПа. В этих опытах показатель жесткости напряженного состояния изменяется с увеличением степени деформации в соответствии с формулой

$$k = -p / 0{,}58 \cdot \sigma_i(\varepsilon_i), \tag{64}$$

где p - гидростатическое давление ($p = -\sigma_0$). Поэтому, каждая точка на диаграммах пластичности характеризует предельную деформацию, соответствующую истории нагружения $k(\Lambda)$, описываемой формулой (64).

С использованием экспериментальных диаграмм пластичности (рис.12) на основе уравнения (61) и физического условия разрушения (55) с помощью ПЭВМ для каждого значения показателя напряженного состояния k были найдены значения k_{sm} и k_{md}, и построены зависимости $k_{sm} = f\left(k\right)$ и $k_{md} = f\left(k\right)$, соответствующие левой и правой границам интервала критических плотностей микротрещин $N_{кр}$, при $N_{mo} = 0$. При этом учитывалось, что холодная деформация кручением с наложением постоянного гидростатического давления удовлетворяет условиям квазимонотонной деформации. Для $N_{кр}$ =

---

*) Диаграммы пластичности получены на кафедре обработки металлов давлением

$5 \cdot 10^6 \pm 5$ % см$^{-2}$ и $N_{mo} = 0$ в исходном отожженном состоянии они приведены на рис. 13.

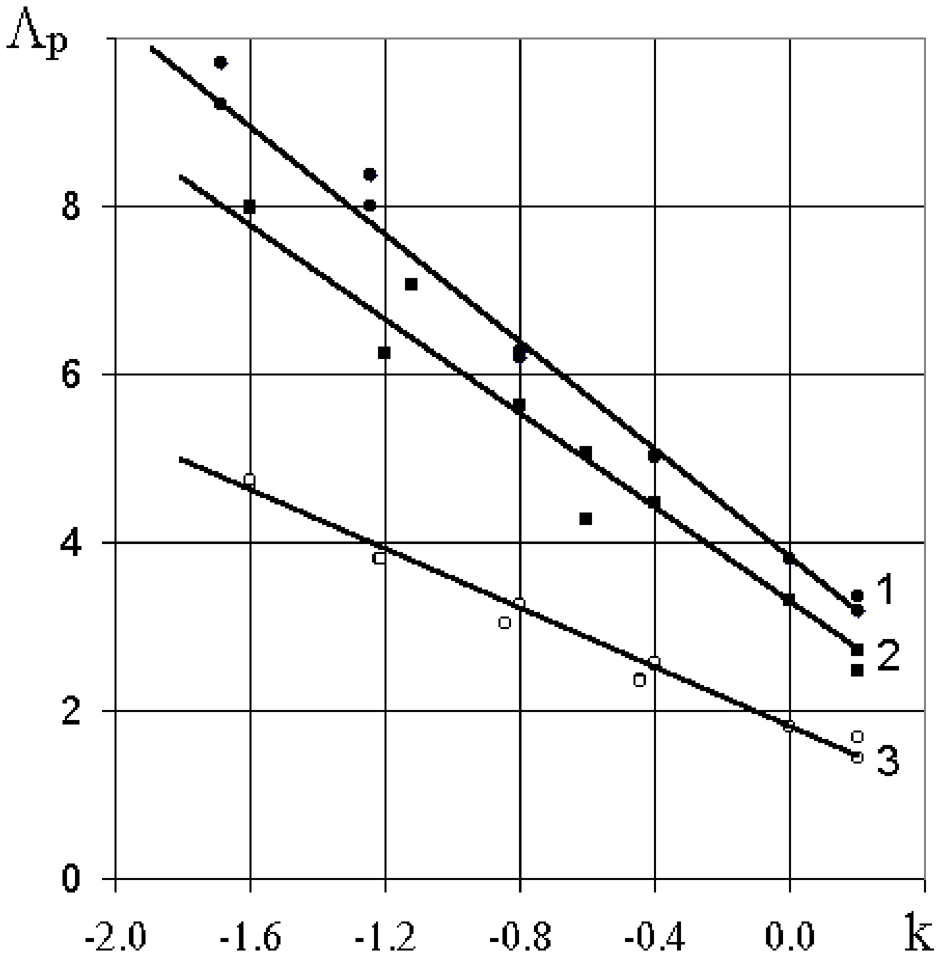


Рис. 12. Диаграммы пластичности сталей:

1(•) - сталь 10кп; 2(□) - 20кп; 3(◦) - 38ХГНМ.

Уральского государственного технического университета (УГТУ - УПИ).

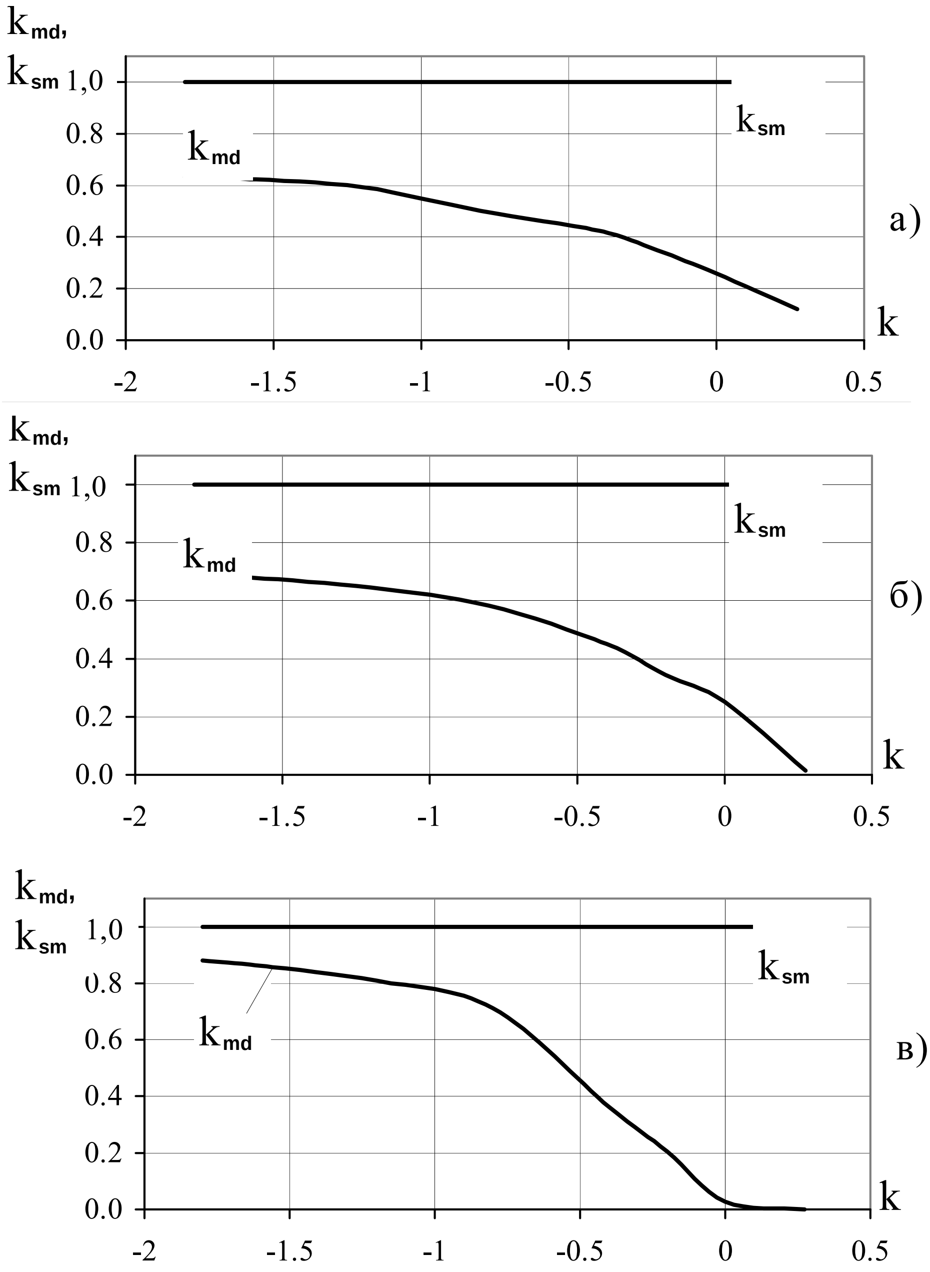


Рис. 13. Зависимости вероятностей образования и залечивания микротрещин в сталях от показателя напряженного состояния: а) сталь 10кп; б) 20кп; в) 38ХГНМ.

Из них следует, что вероятность образования микротрещины k_{sm} во всем исследованном интервале изменения k для трех разных сталей равна единице. В рамках разработанной модели, этот результат однозначно говорит о том, что при активной холодной пластической деформации сталей образование элементарных очагов разрушения (микротрещин) происходит силовым способом, то есть коэффициенты перенапряжения в голове заторможенного дислокационного скопления таковы, что локальные напряжения достигают значений теоретической прочности. В этих условиях рост пластичности сталей, при уменьшении k, происходит благодаря заметному росту вероятности залечивания микротрещин k_{md} (рис. 13.).

По найденным значениям k_{md}, с использованием уравнения (60), были определены зависимости $B = f(k)$. Они приведены на рис. 14. Данные зависимости для разных сталей очень близки и B изменяется в пределах от 5 до 27. Однако предпринятая попытка аппроксимации экспериментальных зависимостей для всех сталей единой функцией и ее использования в расчетах k_{md} для разных сталей не увенчалась успехом. Из-за специфики экспоненциальной функции и структуры показателя при ней (формула (60)), незначительное изменение B приводит к существенному изменению k_{md}.

Получение единой для сталей зависимости B(k) или $k_{md}(k)$ имеет большое практическое значение. Она позволит, с учетом, что $k_{sm} = 1$, по уравнению (61) определять предельную пластичность без необходимости проведения трудоемкого и требующего достаточно сложного оборудования эксперимента для нахождения экспериментальных диаграмм пластичности для каждой стали. Близость зависимости B(k) для разных сталей (рис. 14) и ширина интервала критической плотности микротрещин $N_{кр} = 10^6...10^7 см^{-2}$ свидетельствует о возможности решения этой задачи. Учитывая это, значения k_{md} для исследованных сталей были осреднены. Полученная таким способом зависимость $k_{md}(k)$ приведена на рис. 15 (точки). Ее аппроксимировали выражением:

$$k_{md} = 0{,}44 - 0{,}298 \cdot \mathrm{arctg}\left[k(\varepsilon_i) + 0{,}6\right]. \quad (65)$$

Расчет критической плотности микротрещин $N_{кр}$ для сталей при предельных (в соответствии с диаграммами пластичности (рис. 12) степенях деформаций по уравнению (61), с использованием уравнений (35), (65) и (64) показал, что во всем диапазоне изменений k значения $N_{кр}$ находятся в интервале $10^6 \ldots 10^7$ см$^{-2}$ (рис. 16).

Если аппроксимировать средние значения по трем сталям, и определить зависимость $N_{кр} = f(k)$, (точки на рис. 16), то представляется возможным функциональное применение физического критерия разрушения $N_{кр}$ в расчетах для оценки степени поврежденности материала ψ^* (56).

Полученная таким образом зависимость имеет вид:

$$N_{кр}(k) = \begin{cases} 10^7, & k(\varepsilon_i) < -2{,}5\ , \\ -602532 \cdot k^3(\varepsilon_i) - 3 \cdot 10^6 \cdot k^2(\varepsilon_i) - 3 \cdot 10^6 \cdot k(\varepsilon_i) + 8 \cdot 10^6, & k(\varepsilon_i) \in \left[-2{,}5;\ +1{,}0\right], \\ 10^6, & k(\varepsilon_i) > +1{,}0\ . \end{cases} \quad (66)$$

Уравнение (66) показывает, что критическая плотность микротрещин, при которой происходит их объединение в макротрещину, рост которой становится термодинамически выгоден, зависит от схемы напряженного состояния. Иначе говоря, необходимая плотность микротрещин при которой начинается разрыв перемычек и объединение микротрещин в макротрещину при “мягких” схемах деформации ($k(\varepsilon_i) < 0$) ближе к 10^7 см$^{-2}$, при “жестких” - к 10^6 см$^{-2}$.

Решение вопроса о возможности применения уравнений (65) и (66) и результата k_{sm}= 1 для описания поврежденности при холодной пластической деформации других групп металлов требует дополнительного исследования. Однако имеются основания полагать, что силовое зарождение микротрещин (k_{sm}= 1) в условиях холодной пластической деформации является следствием, установленного ранее [96], силового преодоления подвижными дислокациями барьеров, т.е. дислокации проталкиваются между барьерами действующим напряжением чисто силовым способом, которое, как было установлено [96], наблюдается при $\sigma \geq 231$МПа. Поэтому, уравнения (65) и (66) могут быть спра-

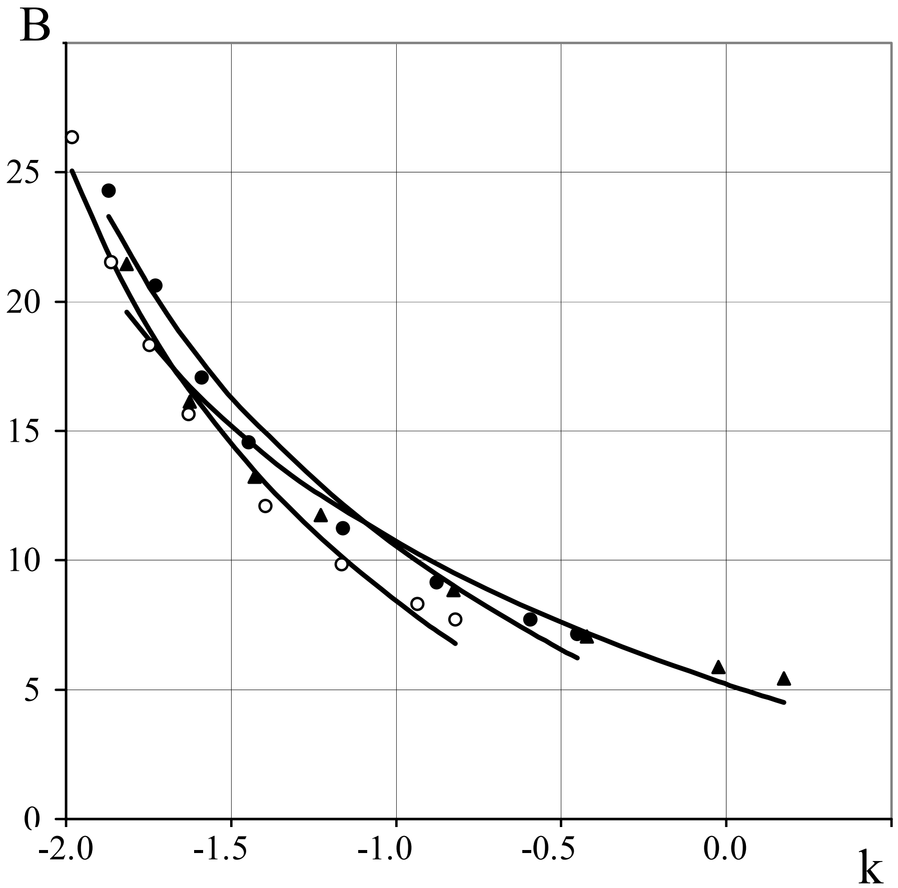


Рис. 14. Зависимости коэффициента активационного объема залечивания микротрещин в сталях от показателя жесткости напряженного состояния:

○ - сталь 10кп; ● - 20кп; Δ - 30ХГНМ.

ведливы для материалов с $\sigma \geq 231$Мпа.

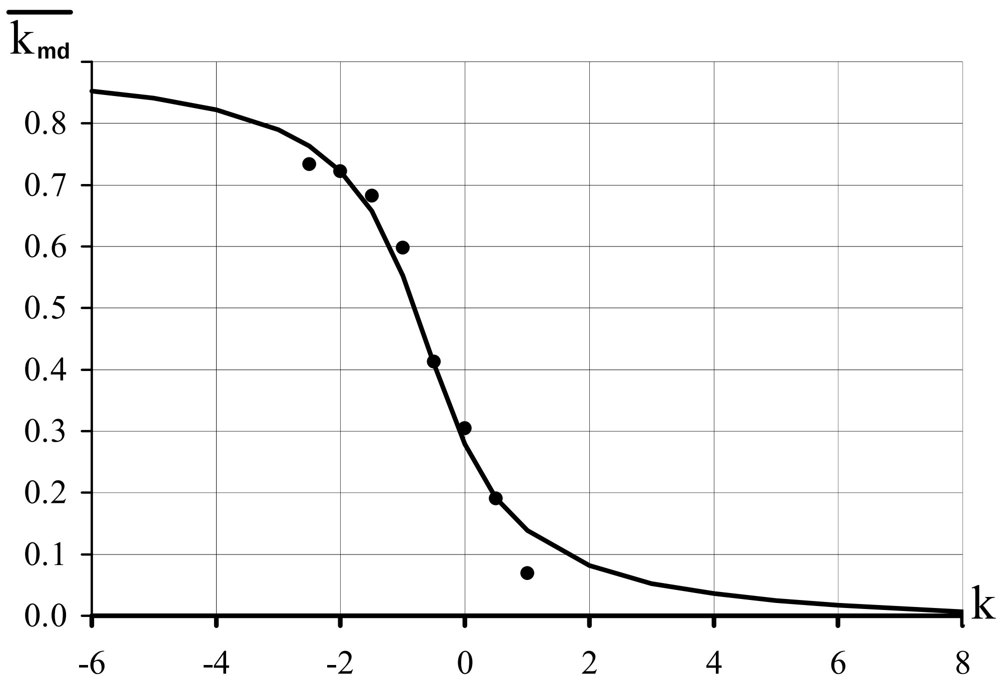


Рис. 15. Осредненная для исследованных сталей зависимость вероятности залечивания микротрещин от показателя жесткости напряженного состояния:

точки - расчет на основе экспериментальных диаграмм пластичности; сплошная кривая - аппроксимация уравнением (91).

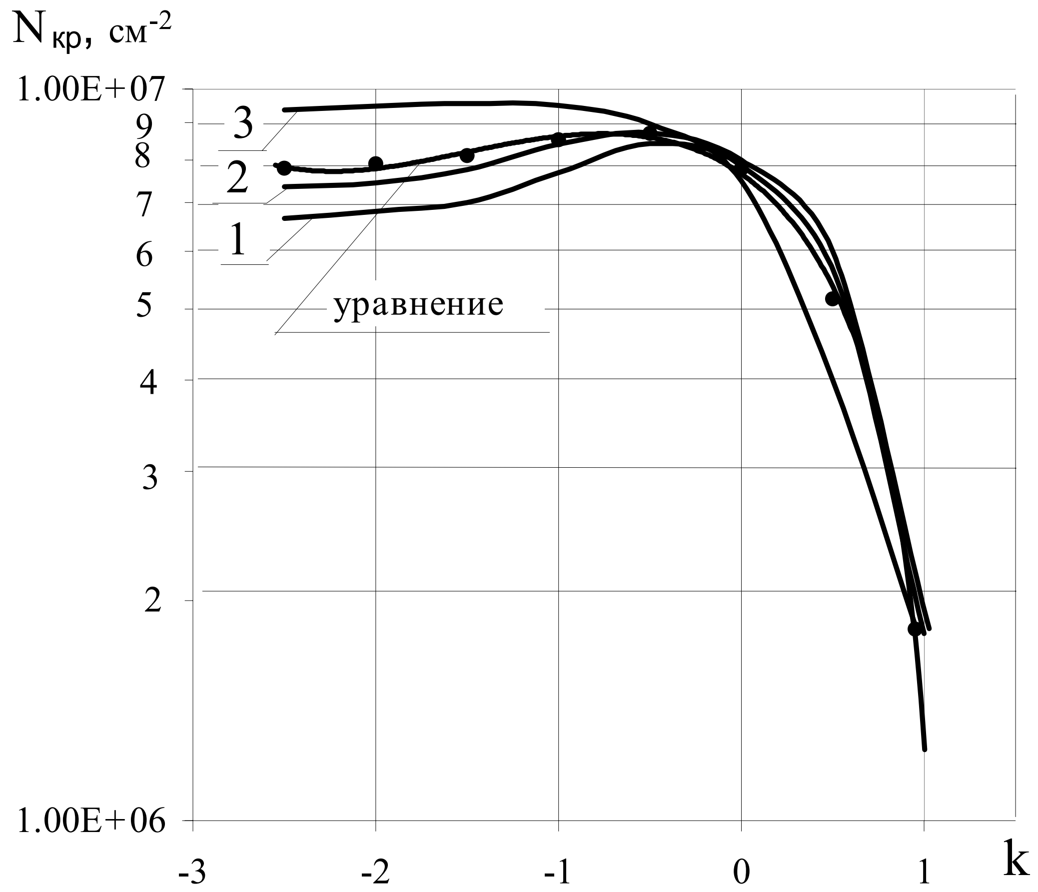


Рис. 16. Зависимость критической плотности микротрещин (к моменту разрушения сталей) от показателя жесткости напряженного состояния:

1 - сталь 10кп; 2 - 20кп; 3 - 38ХГНМ,

точки - средние значения.