

ФИЗИЧЕСКОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ 20X13

А.М. Ахмедьянов, С.В. Рущиц, М.А. Смирнов

Экспериментально изучено деформационное поведение стали 20X13 в условиях горячей осадки в диапазоне температур деформации 900–200 °С и скоростей деформации в диапазоне 0,01–10 с⁻¹. Построена математическая модель, базирующаяся на физически обоснованном описании процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации, позволяющая предсказывать деформационное поведение исследуемой стали при заданных скоростях и температурах горячей деформации.

Ключевые слова: горячая деформация, динамическая рекристаллизация, параметр Зинера – Холломона.

1. Актуальность и задачи исследования

В современных условиях разработка оптимальных режимов горячей деформации металлов и сплавов включает физическое моделирование указанной термомеханической обработки, построение на его основе математической модели деформационного поведения исследуемого материала и, наконец, компьютерное 3D-моделирование технологического процесса.

Цель настоящей работы – на основе воспроизводства в лабораторных условиях различных температурно-скоростных режимов одноосной осадки построить математическую модель горячей деформации стали 20X13, широко используемой для изготовления лопаток паровых турбин, различных деталей авиастроения, а также обсадных труб для нефтяных скважин.

2. Материал и методика исследования

Материалом исследования служили цилиндрические образцы стали 20X13 промышленной плавки следующего химического состава: 0,2 % С, 12,6 % Cr, 0,55 % Mn, 0,68 % Si, 0,016 % P. Одноосное сжатие образцов диаметром 10 мм и высотой 15 мм производилось на модуле Hydrawedge физического симулятора Gleeble-3800 в интервале температур 900–1200 °С и скоростей деформации 0,01–10 с⁻¹.

В отличие от нашей ранней работы [1], с целью обеспечения одинакового размера зерен аустенита все образцы перед деформацией нагревались до температуры 1200 °С, выдерживались 10 мин и затем охлаждались до температуры испытания. После деформации следовало ускоренное охлаждение струей воды. Деформация фиксировалась датчиком продольной деформации по уменьшению высоты образца. Температура образцов контролировалась термпарой, приваренной к образцу. Отсутствие температурного градиента обеспечивалось использованием специальных бойков с высоким электрическим сопротивлением. Для уменьшения трения между бойками и образцом использовались графитовые вставки.

3. Результаты экспериментов

Экспериментальные кривые деформации исследуемой стали в координатах «истинные деформации (ε) – истинные напряжения (σ)» (рис. 1) показывают, что напряжения деформирования падают с ростом температуры деформации и уменьшением скорости деформации.

Вид кривых деформирования также зависит от температуры и скорости деформации. При относительно низких температурах и высоких скоростях деформации процессы деформационного упрочнения сопровождаются термически активируемыми процессами динамического возврата, протекающими в деформированных зернах, вытянутых перпендикулярно оси образца (рис. 2, а). В результате, напряжения деформирования достигают максимума и при дальнейшем росте степени деформации остаются практически постоянными (выходят на плато) в силу установившегося равенства скоростей размножения и аннигиляции дислокаций.

При высоких температурах и малых скоростях деформации форма кривых деформирования приобретает иной вид. Наблюдается падение напряжений пластического течения после достижения ими пиковых значений с последующим выходом на постоянное установившееся значение. Такое интенсивное разупрочнение – результат протекания динамической рекристаллизации (рис. 2, б), начинающейся при некоторой критической степени деформации и приводящей к установлению нового баланса между процессами упрочнения и разупрочнения.

Полученные результаты находятся в полном соответствии с общепринятыми представлениями о том, что совместное влияние температуры и скорости деформации на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зинера – Холломона, называемым температурно-скомпенсированной скоростью деформации:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right). \quad (1)$$

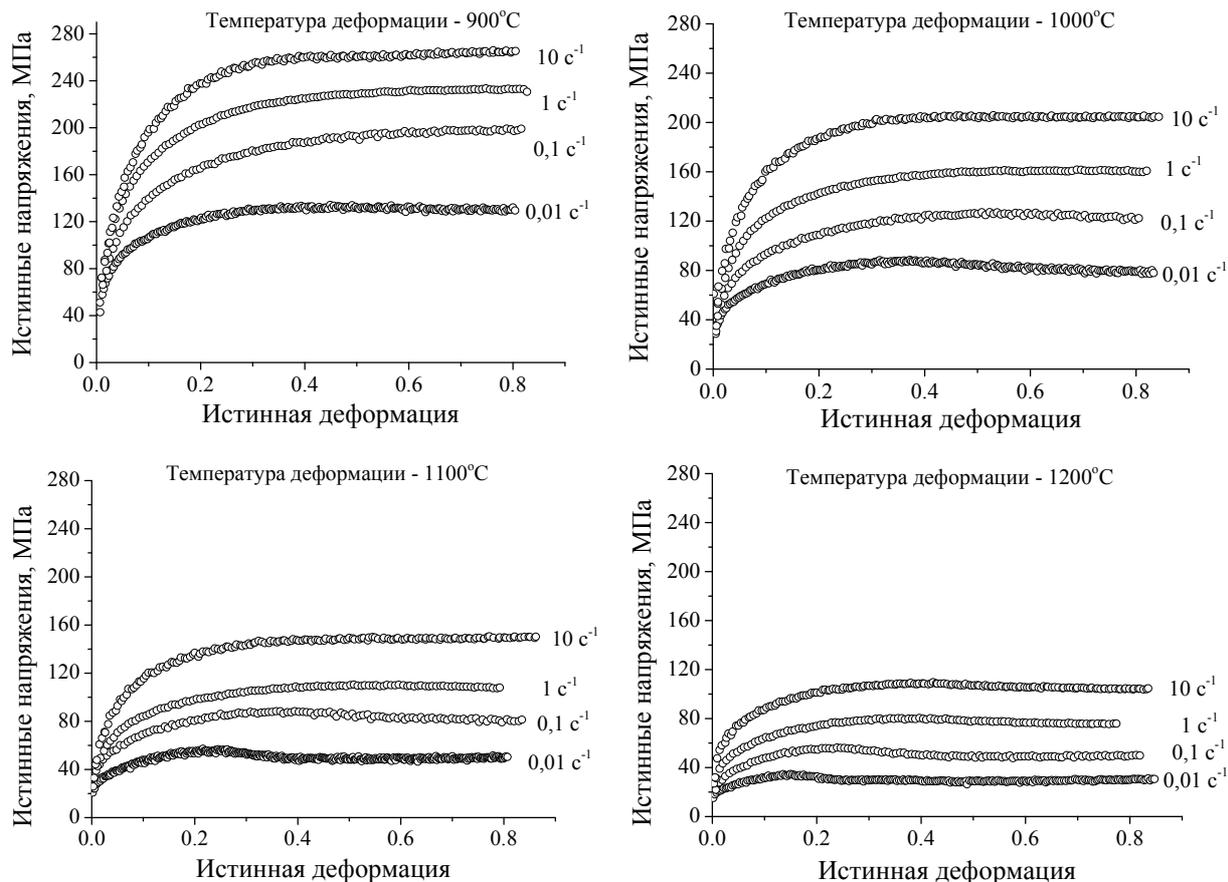


Рис. 1. Экспериментальные кривые деформации стали 20Х13 при разных температурно-скоростных режимах одноосной осадки

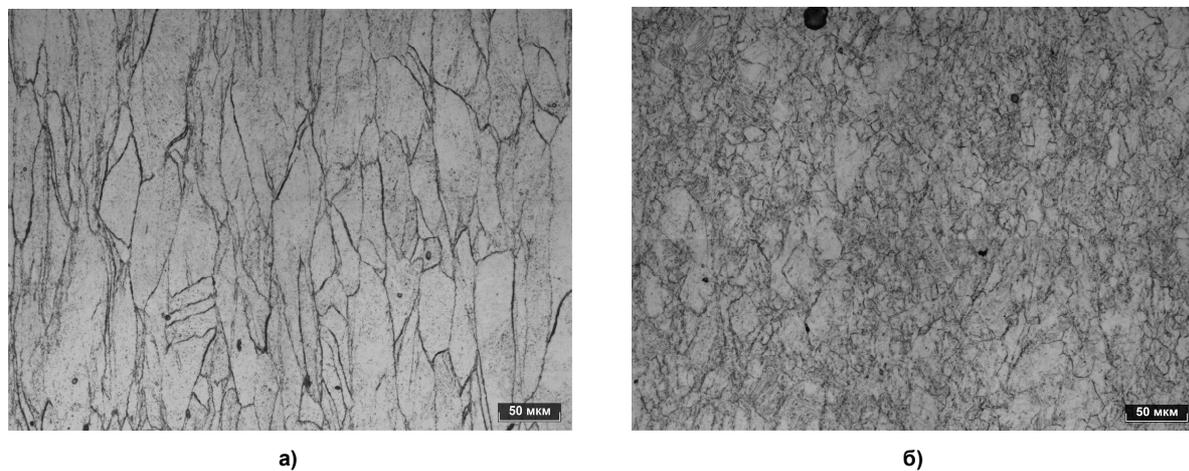


Рис. 2. Эволюция структуры в процессе горячей деформации: а – деформация со скоростью 1 с^{-1} при температуре $900 \text{ }^\circ\text{C}$ ($\varepsilon = 0,8$); б – деформация со скоростью $0,01 \text{ с}^{-1}$ при температуре $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ ($\varepsilon = 0,8$)

В выражении (1) $\dot{\varepsilon}$ и T – соответственно скорость и абсолютная температура деформации, R – газовая постоянная, а Q – энергия активации процесса, контролирующего горячую деформацию. Уменьшение параметра Z (за счет уменьшения скорости деформации или роста температуры) приводит к снижению напряжения деформирования, и наоборот. При относительно высоких значениях параметра Z единственным механизмом

разупрочнения является динамический возврат, тогда как в случае малых значений параметра Z следует ожидать развитие процессов динамической рекристаллизации.

4. Математическая модель горячей деформации

Первые попытки математического описания кривых деформации [2] основывались на использовании эмпирических выражений типа

$$\sigma = k_0 \dot{\varepsilon}^{k_1} \varepsilon^{k_2} e^{-k_4 \varepsilon} e^{k_3/T} \quad (2)$$

Следует отметить, что константы в выражении (2) не имеют физического смысла, а сами выражения оказываются справедливыми в узких интервалах температур и скоростей деформации. В частности, изменение температуры деформации согласно (2) не приводит к изменению формы кривых течения, а лишь смещает кривые течения по оси напряжений.

В настоящее время для предсказания деформационного поведения материалов разработаны [3–6] и широко используются в зарубежных работах [7–9] иные, основанные на физических принципах, модели пластического течения, учитывающие истинный механизм деформационного упрочнения, динамического возврата и динамической рекристаллизации. Ниже кратко рассмотрены основные идеи моделей [3–6], в которых отдельно рассматриваются две стадии горячей деформации: стадия I до начала динамической рекристаллизации и стадия II, характеризующаяся протеканием процессов динамической рекристаллизации (рис. 3).

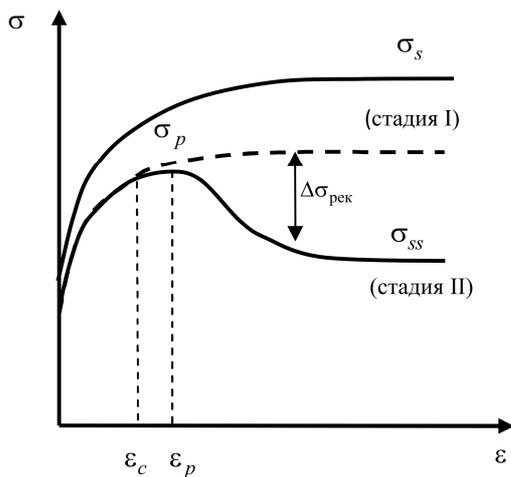


Рис. 3. Две стадии горячей деформации

В отсутствие динамической рекристаллизации (стадия I) изменение плотности дислокаций ρ с ростом степени горячей деформации контролируется скоростями зарождения и аннигиляции дислокаций в процессе упрочнения и динамического возврата, соответственно:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = U - \Omega\rho \quad (3)$$

Здесь U – коэффициент, отражающий деформационное упрочнение; Ω – коэффициент динамического возврата. Интегрирование (3) дает следующее выражение для плотности дислокаций как функции величины деформации:

$$\rho = \rho_0 e^{-\Omega\varepsilon} + \left(\frac{U}{\Omega}\right)(1 - e^{-\Omega\varepsilon}), \quad (4)$$

где ρ_0 – начальная плотность дислокаций. Используя известную зависимость $\sigma = \alpha Gb\sqrt{\rho}$, приходим

к выражению для напряжений деформирования на стадии I [4]:

$$\sigma_I = \left[\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2) e^{-\Omega\varepsilon} \right]^{1/2} \quad (5)$$

Здесь $\sigma_0 = \alpha Gb\sqrt{\rho_0}$ – предел текучести, соответствующий исходной плотности дислокаций, $\sigma_s = \alpha Gb\sqrt{U/\Omega}$ – установившиеся напряжения на стадии I, α – безразмерный коэффициент порядка 1; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргера дислокаций.

Как указывалось выше, динамическая рекристаллизация (стадия II) начинается по достижении некоторой критической степени деформации ε_c , величина которой несколько ниже значения пиковой деформации ε_p [10]:

$$\varepsilon_c = (0,65 - 0,85)\varepsilon_p \quad (6)$$

В силу того, что динамическая рекристаллизация происходит путем зарождения новых зерен и их последующего роста, доля рекристаллизованного материала X , соответствующая некоторой величине деформации $\varepsilon > \varepsilon_c$, определяется уравнением, аналогичным уравнению Аврами [5, 6]:

$$X = 1 - \exp \left[-k \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^n \right] \quad (7)$$

Величина разупрочнения $\Delta\sigma_{\text{дрек}}$, обусловленного динамической рекристаллизацией, равна разности установившихся напряжений ($\sigma_s - \sigma_{ss}$) на I и II стадии, умноженной на долю рекристаллизованного материала:

$$\begin{aligned} \Delta\sigma_{\text{дрек}} &= (\sigma_s - \sigma_{ss}) X = \\ &= (\sigma_s - \sigma_{ss}) \left[1 - \exp \left[-k \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^n \right] \right] \end{aligned} \quad (8)$$

Соответственно, для напряжений деформирования на стадии II справедливо:

$$\sigma_{II} = \sigma_I - \Delta\sigma_{\text{дрек}} \quad (9)$$

Обобщением полученных в [4–6] результатов является следующее выражение, которое используется в приведенных выше работах для моделирования кривых деформации:

$$\sigma(\varepsilon) = \begin{cases} \left[\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2) e^{-\Omega\varepsilon} \right]^{1/2}, & \varepsilon \leq \varepsilon_c; \\ \left[\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2) e^{-\Omega\varepsilon} \right]^{1/2} - (\sigma_s - \sigma_{ss}) \times \\ \times \left[1 - \exp \left[-k \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^n \right] \right], & \varepsilon > \varepsilon_c. \end{cases} \quad (10)$$

Считается, что все независимые параметры модели являются функциями параметра Зинера – Холломона.

5. Нахождение параметров модели горячей деформации из экспериментальных данных

Прежде всего, из экспериментальных кривых деформации были определены пределы текучести σ_0 (как напряжения, соответствующие остаточной деформации $5 \cdot 10^{-4}$), а также пиковые деформации ε_p (для режимов деформации, сопровождаемой динамической рекристаллизацией). Величина критической деформации ε_c для начала динамической рекристаллизации оценивалась по выражению $\varepsilon_c = 0,82\varepsilon_p$.

Далее проводился регрессионный анализ кривых деформации, и находились параметры модели $\sigma_s, \sigma_{ss}, \Omega, k$ и n (см. таблицу) путем минимизации невязки

$$S(\sigma_s, \sigma_{ss}, \Omega, k, n) = \sum_i [\sigma_i^{\text{эк}} - \sigma_i(\sigma_s, \sigma_{ss}, \Omega, k, n)]^2. \quad (11)$$

Здесь $\sigma_i^{\text{эк}}$ – экспериментальное значение напряжений в i -й точке рассматриваемой кривой деформации, $\sigma_i(\sigma_s, \sigma_{ss}, \Omega, k, n)$ – соответствующее значение регрессионной функции, определяемой выражением (10). Отметим, что достоверные данные о параметрах k и n , описывающих кинетику динамической рекристаллизации, удалось получить только по кривым деформации с четко выраженной площадкой установившихся напряжений σ_{ss} .

Следующим шагом в построении модели пластического течения является нахождение энергии активации Q , входящей в параметр Зинера – Холломона.

В условиях установившегося баланса между процессами упрочнения и разупрочнения на ста-

дии I параметр Z выражается через гиперболический синус напряжений σ_s [3]:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma_s)]^m. \quad (12)$$

Соответственно, сами напряжения σ_s определяются выражением:

$$\sigma_s = \frac{1}{\alpha} \left(\operatorname{arcsinh}\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/m} \right). \quad (13)$$

В (12) и (13) A, α, m – константы, подлежащие определению из данных экспериментов. Логарифмируя (12), получаем выражение, удобное для нахождения всех неизвестных констант:

$$\ln Z = \ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + m \ln [\sinh(\alpha\sigma_s)]. \quad (14)$$

Согласно (14), графики зависимости $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma_s)]$ при постоянной температуре деформации должны иметь вид прямых линий с равным наклоном, определяющим константу m . Используя экспериментальные значения σ_s , находим методом наименьших квадратов значение константы α , обеспечивающее параллельность прямых линий, соответствующих разным температурам деформации (рис. 4, а).

Экспериментальные точки, соответствующие температурам 1000, 1100 и 1200 °С, хорошо укладываются на графики линейной регрессии. Значительный разброс экспериментальных точек, относящихся к температуре 900 °С, вероятно, связан с процессами выделения карбидной фазы, возможными при этой температуре. По этой причине данные, относящиеся к температуре деформации 900 °С, были исключены из последующего анализа. Тогда получаем следующие значения искомых констант: $\alpha = 0,00935 \text{ МПа}^{-1}$ и $m = 5,611$.

Параметры модели горячей деформации

$T, \text{ }^\circ\text{C}$	$\dot{\varepsilon}, \text{ c}^{-1}$	$\ln(Z)$	ε_p	$\sigma_0, \text{ МПа}$	$\sigma_s, \text{ МПа}$	$\sigma_{ss}, \text{ МПа}$	Ω	k	n
1200	0,01	30,19	0,145	16	36	29	12,80	2,34	2,33
1200	0,1	32,48	0,225	22	59	49	10,16	2,34	2,11
1100	0,01	32,72	0,235	21	59	49	9,38	2,40	2,00
1200	1	34,77	0,360	27	81	76	9,10	2,26	2,33
1100	0,1	35,00	0,365	28	85	77	8,72	2,27	2,12
1000	0,01	35,65	0,370	30	88	79	9,21	2,03	2,14
1200	10	37,08	0,440	33	109		9,00		
1100	1	37,30	0,520	33	110		8,49		
1000	0,1	37,93	0,550	35	127		7,42		
900	0,01	39,07		43	131		9,08		
1100	10	39,61		44	149		8,87		
1000	1	40,22		50	161		8,15		
900	0,1	41,35		51	197		6,45		
1000	10	42,54		61	205		8,05		
900	1	43,65		72	232		7,39		
900	10	45,96		86	264		8,26		

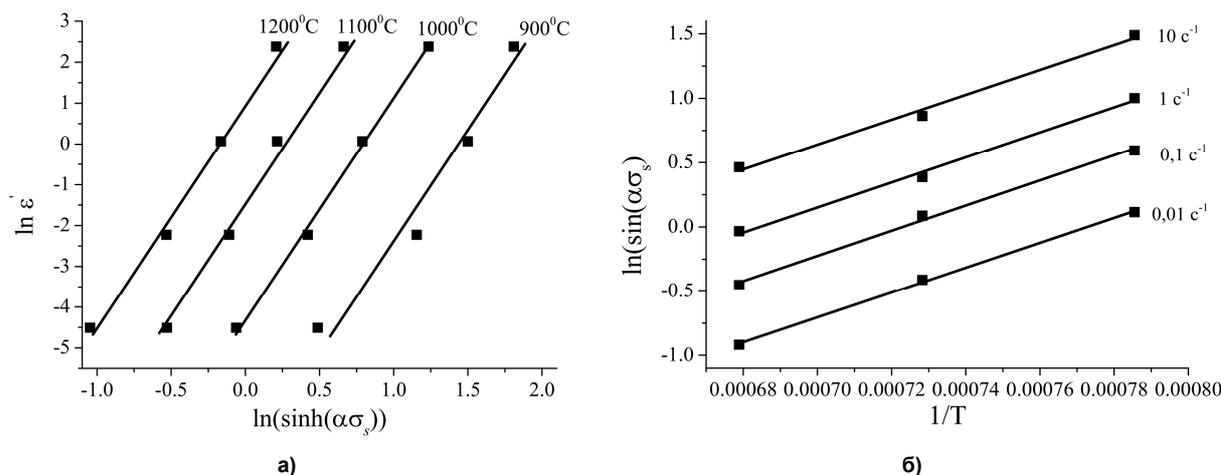


Рис. 4. Определение констант α , n , A и энергии активации Q

Далее, из регрессионного анализа зависимостей $\ln[\sinh(\alpha\sigma_s)] - 1/T$ при постоянных скоростях деформации определяем константу $A = 4,1419 \cdot 10^{15} \text{ c}^{-1}$ и энергию активации $Q = 425,6 \text{ кДж/моль}$ (рис. 4, б). Найденное значение энергии активации совпадает с ее оценкой, полученной нами ранее в работе [1], в которой образцы стали 20X13 непосредственно нагревались от комнатной температуры до разных температур деформации и, соответственно, имели разный размер исходных аустенитных зерен. Отсюда следует, что размер зерна аустенита слабо влияет на величину энергии активации горячей деформации.

После определения энергии активации оказывается возможным вычислить параметр Зинера – Холломона для любого заданного режима горячей деформации:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{425\,600}{RT}\right). \quad (15)$$

В таблице изученные режимы горячей деформации расположены в порядке возрастания их параметра Зинера – Холломона. Отметим, что режимам деформации с близкими значениями параметра Зинера – Холломона соответствуют близкие значения экспериментальных характеристик, определенных по кривым деформации.

Сравнивая значения параметра Z с видом кривых деформации (см. рис. 1), убеждаемся, что полное протекание динамической рекристаллизации с выходом напряжений на установившиеся значения σ_{ss} наблюдается в первых шести режимах ($Z \leq 3,04 \cdot 10^{15}$). В трех следующих режимах деформации, отвечающих значениям $3,04 \cdot 10^{15} < Z \leq 2,97 \cdot 10^{16}$, также имеет место падение напряжений деформирования после достижения ими пиковых значений. Однако отсутствие горизонтального плато на кривых деформации означает, что динамическая рекристаллизация в этих случаях происходит лишь частично. В температурно-скоростных режимах деформации с пара-

метром Зинера – Холломона $Z > 2,97 \cdot 10^{16}$ напряжения деформирования монотонно возрастают и, затем, остаются неизменными на уровне установившихся значений σ_s . Соответственно, единственным механизмом разупрочнения, сопровождающим горячую деформацию, является динамический возврат.

Теперь для построения модели горячей деформации остается найти связь ее параметров с параметром Зинера – Холломона. Выражение для расчета установившихся напряжений на стадии I, контролируемой процессами динамического возврата, получаем, непосредственно подставляя полученные значения констант α , A , и m в (13):

$$\sigma_s = 106,93 \operatorname{arcsinh}\left(1,646 \cdot 10^{-3} Z^{0,1782}\right). \quad (16)$$

Выражение для напряжений σ_{ss} , установившихся на стадии II после прохождения динамической рекристаллизации, будем искать в виде, аналогичном (13):

$$\sigma_{ss} = \frac{1}{\alpha'} \left(\operatorname{arcsinh}\left(\frac{Z}{A'}\right)^{1/m'} \right). \quad (17)$$

Неизвестные параметры α' , A' и m' находим регрессионным анализом экспериментальных значений напряжений σ_{ss} , используя в качестве начальных значений искомым параметров определенные ранее величины α , A и n : $\alpha' = 0,0146 \text{ МПа}^{-1}$; $m' = 4,391$; $A' = 4,6433 \cdot 10^{14} \text{ c}^{-1}$. Тогда

$$\sigma_{ss} = 68,80 \operatorname{arcsinh}\left(4,802 \cdot 10^{-4} Z^{0,2265}\right). \quad (18)$$

Напряжения σ_s и σ_{ss} , рассчитанные по выражениям (16) и (18), хорошо согласуются с их экспериментальными значениями (рис. 5). Относительное отклонение экспериментальных точек от расчетных значений не превышает 5,5 %.

Параметры σ_0 , ϵ_p , Ω и k модели горячей деформации хорошо описываются степенными функциями параметра Z (рис. 6). Параметр n не

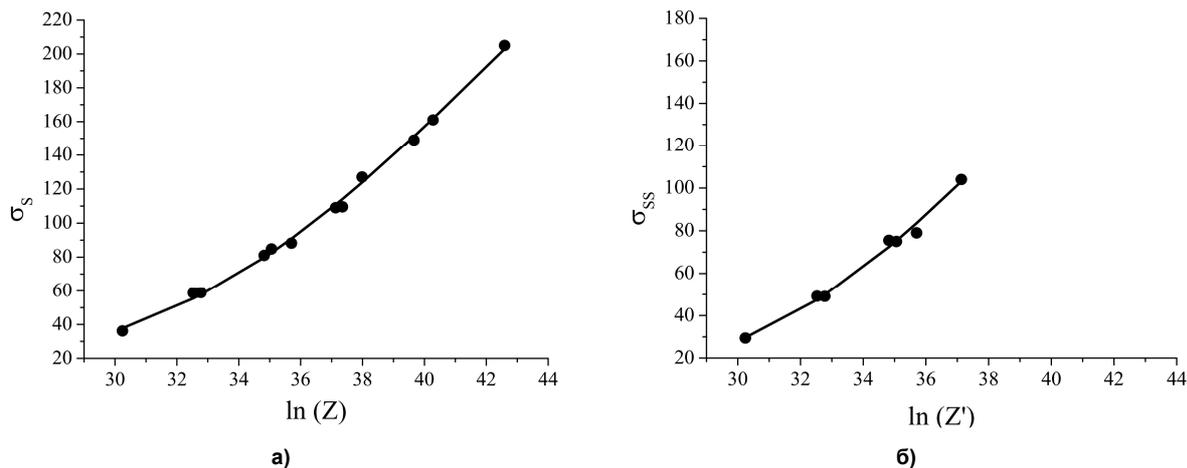


Рис. 5. Экспериментальные (точки) и расчетные (сплошная линия) значения установившихся напряжений течения σ_s (а) и σ_{ss} (б) в зависимости от величины параметров Зинера – Холломона Z

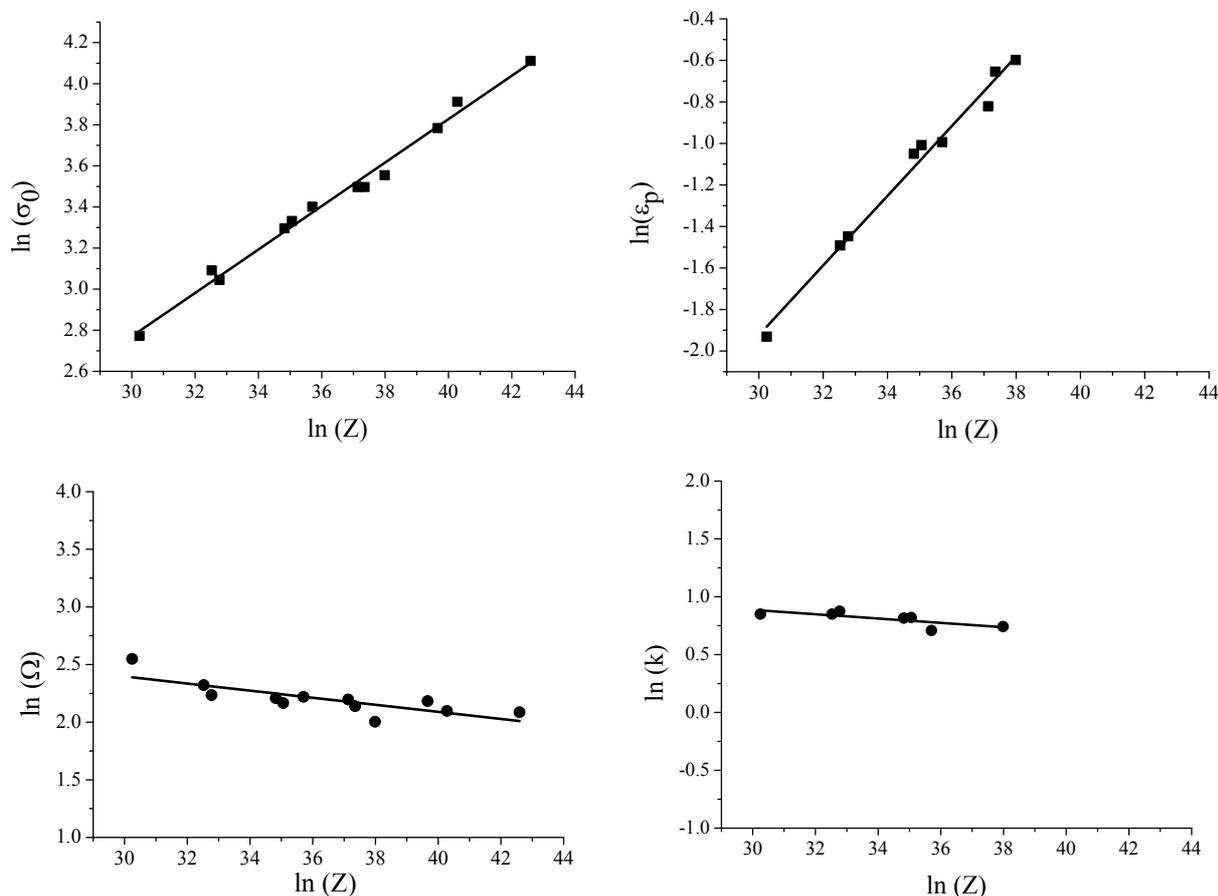


Рис. 6. Нахождение выражений для параметров σ_0 , ϵ_p , Ω , k

проявляет статистически значимой зависимости от Z (см. таблицу) и был принят равным его среднему значению.

Линейной регрессией экспериментальных данных, представленных на рис. 6 и в таблице, получаем следующие выражения для искомых параметров модели горячей деформации:

$$\begin{aligned}
 \sigma_0 &= 0,668Z^{0,1058}; \\
 \epsilon_p &= 9,506 \cdot 10^{-4} Z^{0,1678}; \\
 \epsilon_c &= 0,82\epsilon_p = 7,795 \cdot 10^{-4} Z^{0,1678}; \\
 \Omega &= 27,591Z^{-0,0307}; \\
 k &= 4,270Z^{-0,0188}; \\
 n &= 2,182.
 \end{aligned}
 \tag{19}$$

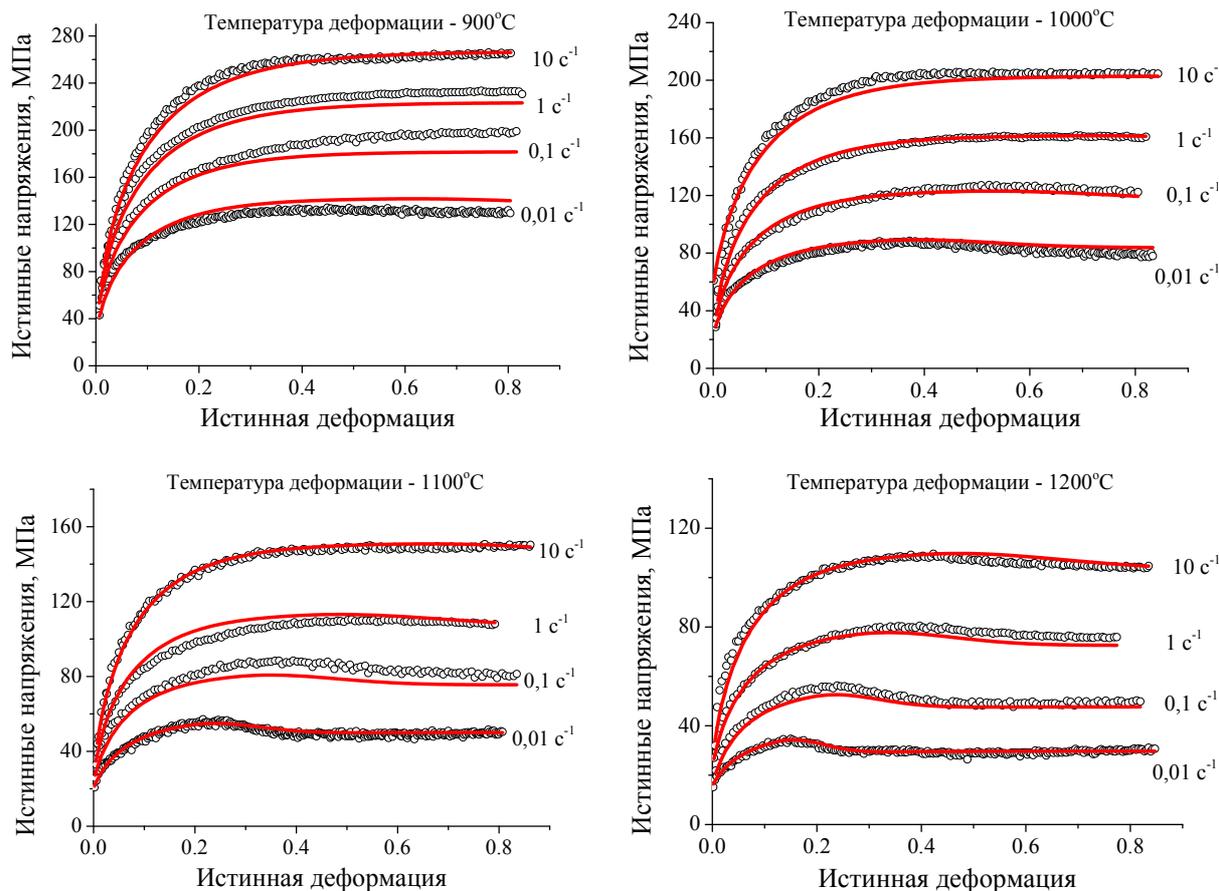


Рис. 7. Экспериментальные (точки) и модельные (сплошные линии) кривые горячей деформации стали 20X13

6. Моделирование кривых горячей деформации

Моделирование начинается с задания скорости $\dot{\epsilon}$ и температуры T деформации. Затем по выражению (15) рассчитываем значение параметра Зинера–Холломона Z , соответствующего заданному режиму деформации.

Далее с использованием рассчитанного значения Z , по выражениям (16) и (18) находим значения установившихся напряжений σ_s и σ_{ss} , а по выражениям (19) определяем остальные параметры модели горячей деформации.

Завершается процесс моделирования расчетом напряжений деформирования по выражению (10) и построением модельных кривых горячей деформации.

Результаты модельных расчетов для режимов горячей деформации, изученных экспериментально, приведены ниже (рис. 7).

Наблюдается хорошее согласие между экспериментальными и модельными кривыми для всех температурно-скоростных режимов деформации, за исключением деформации со скоростью $0,1 \text{ c}^{-1}$ при температуре $900 \text{ }^\circ\text{C}$. Как указывалось выше, причиной дополнительного упрочнения в этом случае, вероятно, являются процессы выделения

карбидной фазы, не учтенные в рассматриваемой модели.

Сформулированная модель адекватно описывает изменение формы кривых деформации, обусловленное развитием процессов динамической рекристаллизации при малых значениях параметра Зинера–Холломона (малых скоростях и высоких температурах деформации).

Заключение и выводы по работе

1. Экспериментально изучено деформационное поведение стали 20X13 в условиях горячей осадки в диапазоне температур деформации $900\text{--}1200 \text{ }^\circ\text{C}$ и скоростей деформации в диапазоне $0,01\text{--}10 \text{ c}^{-1}$.

2. Получены параметры математической модели, базирующейся на физически обоснованном описании процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации и позволяющей предсказывать деформационное поведение исследуемой стали при заданных скоростях и температурах горячей деформации.

3. Сформулированная математическая модель может использоваться для компьютерного моделирования технологических режимов горячей деформации изделий различного назначения.

Литература

1. Ахмедьянов, А.М. Исследование деформационного поведения стали 20X13 в условиях горячей сажки / А.М. Ахмедьянов, С.М. Антонов, С.В. Рушиц // Вест. Юж.-Урал. гос. ун-та. Сер. «Металлургия». – 2012. – Вып. 19, № 39 (298). – С. 89–93.
2. Зюзин, В.И. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке / В.И. Зюзин, М.Я. Бровман, А.Ф. Мельников. – М.: Металлургия, 1964. – 270 с.
3. Sellars, C.M. La relation entre la résistance et la structure dans la deformation à chaud / C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart // *Memories Scientifiques Rev. Métallurg.* – 1966. – Vol. 63. – P. 731–746.
4. Estrin, Y. A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models / Y. Estrin, H. Mecking // *Acta Metallurgica.* – 1984. – Vol. 32A. – P. 57–70.
5. Bergström, Y. The application of a dislocation model to the strain and temperature dependence of the strain hardening exponent n in the Ludwik-Hollomon relation between stress and strain in mild steels / Y. Bergström, B. Aronsson // *Metallurgical Transactions A.* – 1972. – Vol. 3. – P. 1951–1957.
6. Laasraoui, A. Prediction of steel flow stresses at high temperature and strain rates / A. Laasraoui, J.J. Jonas // *Metall. Trans. A.* – 1991. – Vol. 22. – P. 1545–1558.
7. Study on hot deformation behavior of 12%Cr ultra-super-critical rotor steel / B. Wang, W. Fua, Z. Lva, P. Jiang // *Materials Science and Engineering A.* – 2008. – No. 487. – P. 108–113.
8. Moreira, A. Prediction of Steel Flow Stresses under Hot Working Conditions / A. Moreira, J. Junior, O. Balancin // *Materials Research.* – 2005. – Vol. 8, no. 3. – P. 309–315.
9. Momeni, A. Modeling the initiation of dynamic recrystallization using a dynamic recovery model / A. Momeni, K. Dehghani, G.R. Ebrahimi // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2011. – Vol. 509. – P. 9387–9393.
10. McQueen, H.J. Constitutive analysis in hot working / H.J. McQueen, N.D. Ryan // *Materials Science and Engineering A.* – 2002. – No. 322. – P. 43–63.

Ахмедьянов Александр Маратович, аспирант кафедры физического металловедения и физики твердого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. Тел.: (351)2679013. E-mail: ahmesash@gmail.com.

Рушиц Сергей Вадимович, доктор физико-математических наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твердого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. Тел.: (351)2679013. E-mail: rushits@mail.ru.

Смирнов Михаил Анатольевич, доктор технических наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твердого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. Тел.: (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru.

Bulletin of the South Ural State University
Series "Metallurgy"
2013, vol. 13, no. 2, pp. 116–124

PHYSICAL AND NUMERICAL MODELING OF HOT DEFORMATION BEHAVIOUR OF 20Kh13 STEEL

A.M. Akhmed'yanov, South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,
ahmesash@gmail.com,

S.V. Rushchits, South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,
rushits@mail.ru,

M.A. Smirnov, South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation,
main@physmet.susu.ac.ru

The hot deformation behaviour of 20Kh13 (0.2 C–13 Cr) steel is investigated through compression test within the temperature range of 900–1150 °C and the strain rate range of 0.01–10 s⁻¹. Physically based mathematical model of hot deformation of the steel involving dynamic recovery and dynamic recrystallization processes is proposed. It may be used to predict the deformation behaviour of the investigated steel at given strain rate and deformation temperature.

Keywords: hot deformation, dynamic recrystallization, Zener–Hollomon parameter.

References

1. Akhmedyanov A.M., Antonov S.M., Rushchits S.V. Investigation of Hot Deformation Behaviour of 20Kh13 Steel Through Compression Tests. *Bulletin of the South Ural State University. Series "Metallurgy"*, 2012, no. 39, issue 19, pp. 89–93.
2. Zyuzin V.I., Brovman M.Ya., Mel'nikov A.F. *Soprotivlenie deformatsii staley pri goryachey prokatke* [Strain Resistance of Steels During Hot Rolling]. Moscow, Metallurgiya, 1964. 270 p.
3. Sellars C.M., Tegart W.J.McG. La relation entre la résistance et la structure dans la déformation à chaud. *Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie*, 1966, vol. 63, pp. 731–746.
4. Estrin Y., Mecking H. A Unified Phenomenological Description of Work Hardening and Creep Based on One-Parameter Models. *Acta Metallurgica*, 1984, vol. 32, no. 1, pp. 57–70. doi: 10.1016/0001-6160(84)90202-5.
5. Bergström Y., Aronsson B. The Application of a Dislocation Model to the Strain and Temperature Dependence of the Strain Hardening Exponent n in the Ludwik–Hollomon Relation Between Stress and Strain in Mild Steels. *Metallurgical Transactions*, 1972, vol. 3, no. 7, pp. 1951–1957. doi: 10.1007/BF02642584.
6. Laasraoui A., Jonas J.J. Prediction of Steel Flow Stresses at High Temperature and Strain Rates. *Metallurgical Transactions A*, 1991, vol. 22, no. 7, pp. 1545–1558. doi: 10.1007/BF02667368.
7. Wang B., Fu W., Lv Z., Jiang P., Zhang W., Tian Y. Study on Hot Deformation Behavior of 12 %Cr Ultra-Super-Critical Rotor Steel. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 487, no. 1–2, pp. 108–113. doi: 10.1016/j.msea.2007.10.007.
8. Jorge A.M. Jr., Balancin O. Prediction of Steel Flow Stresses Under Hot Working Conditions. *Materials Research*, 2005, vol. 8, no. 3, pp. 309–315. doi: 10.1590/S1516-14392005000300015.
9. Momeni A., Dehghani K., Ebrahimi G.R. Modeling the Initiation of Dynamic Recrystallization Using a Dynamic Recovery Model. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, vol. 509, no. 39, pp. 9387–9393. doi: 10.1016/j.jallcom.2011.07.014.
10. McQueen H.J., Ryan N.D. Constitutive Analysis in Hot Working. *Materials Science and Engineering A*, 2002, vol. 322, no. 1–2, pp. 43–63. doi: 10.1016/S0921-5093(01)01117-0.

Поступила в редакцию 18 октября 2013 г.