

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СТАЛИ 20X13 В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ОСАДКИ

*А.М. Ахмедьянов, С.М. Антонов, С.В. Рущиц*

## INVESTIGATION OF HOT DEFORMATION BEHAVIOR OF 20Kh13 STEEL THROUGH COMPRESSION TESTS

*A.M. Akhmedyanov, S.M. Antonov, S.V. Rushchits*

Исследовано деформационное поведение стали 20X13 в условиях одноосного сжатия на термомеханическом симуляторе Gleeble-3800 в диапазоне температур 900–1150 °С и скоростей деформации 0,01–40 с<sup>-1</sup>. Получено выражение для максимальных напряжений течения в виде функции от параметра Зинера – Холломона ( $Z$ ), соответствующего температурно-скоростному режиму деформации. Определено критическое значение параметра  $Z$ , ниже которого горячая деформация сопровождается динамической рекристаллизацией.

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

The hot deformation behavior of a 20Kh13 (0.2 C–13 Cr) steel was investigated through compression test using Gleeble-3800 thermal-mechanical simulator within the temperature range of 900–1150 °C and the strain rate range of 0.01–10 s<sup>-1</sup>. The equation of flow stress as a function of Zener–Hollomon parameter  $Z$  was obtained. The critical  $Z$  value was determined below which dynamic recrystallization may occur during hot deformation.

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

Хромистые коррозионно-стойкие стали мар-тенситного класса благодаря высокой прочности используются для изготовления лопаток паровых турбин, цельнокатаных колец различного назначения; различных деталей авиастроения, а также обсадных труб для нефтяных скважин. В процессе производства указанных изделий эти стали подвергаются горячей прокатке, ковке или штамповке. Поэтому важно знать и уметь предсказывать их деформационное поведение в различных температурно-скоростных режимах обработки. Цель настоящей работы – исследовать в лабораторных условиях процессы горячей деформации стали 20X13 и получить аналитические выражения для максимальных напряжений течения, необходимые для инженерных расчетов.

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 Hydrowedge (пластометр) физического симулятора Gleeble-3800 в интервале температур 900–1150 °С (в аустенитной области) и скоростей деформации 0,01–40 с<sup>-1</sup>. Образцы нагревались до температуры испытания со скоростью 5 °С/с прямым пропусканием электрического тока, выдерживались при этой температуре 15 мин, подвергались деформации и затем ус-

коренно охлаждались струей воды. Усилие деформации измерялось тензометрическим датчиком. Деформация фиксировалась датчиком продольной деформации по уменьшению высоты образца. Температура образцов контролировалась термопарой, приваренной к образцу. Отсутствие температурного градиента обеспечивалось использованием специальных бойков с высоким электрическим сопротивлением. Для уменьшения трения между бойками и образцом использовались графитовые вставки.

Экспериментальные кривые течения исследуемой стали в координатах истинные деформации ( $\epsilon$ ) – истинные напряжения ( $\sigma$ ) приведены на рис. 1. В условиях постоянных скоростей деформации  $\dot{\epsilon}$  (рис. 1, а, б) напряжения течения падают с ростом температуры деформации. Увеличение скорости деформации при постоянной температуре испытаний сопровождается ростом напряжений течения (рис. 1, в, г). Вид кривых течения, типичный для горячей деформации, также зависит от температуры и скорости деформации. Схематически два наблюдаемых типа кривых течения в пластической области представлены на рис. 2. При относительно низких температурах и высоких скоростях деформации процессы деформационного упрочнения сопровождаются термически активируемыми процессами динамического возврата, заключающимися в перераспределении и

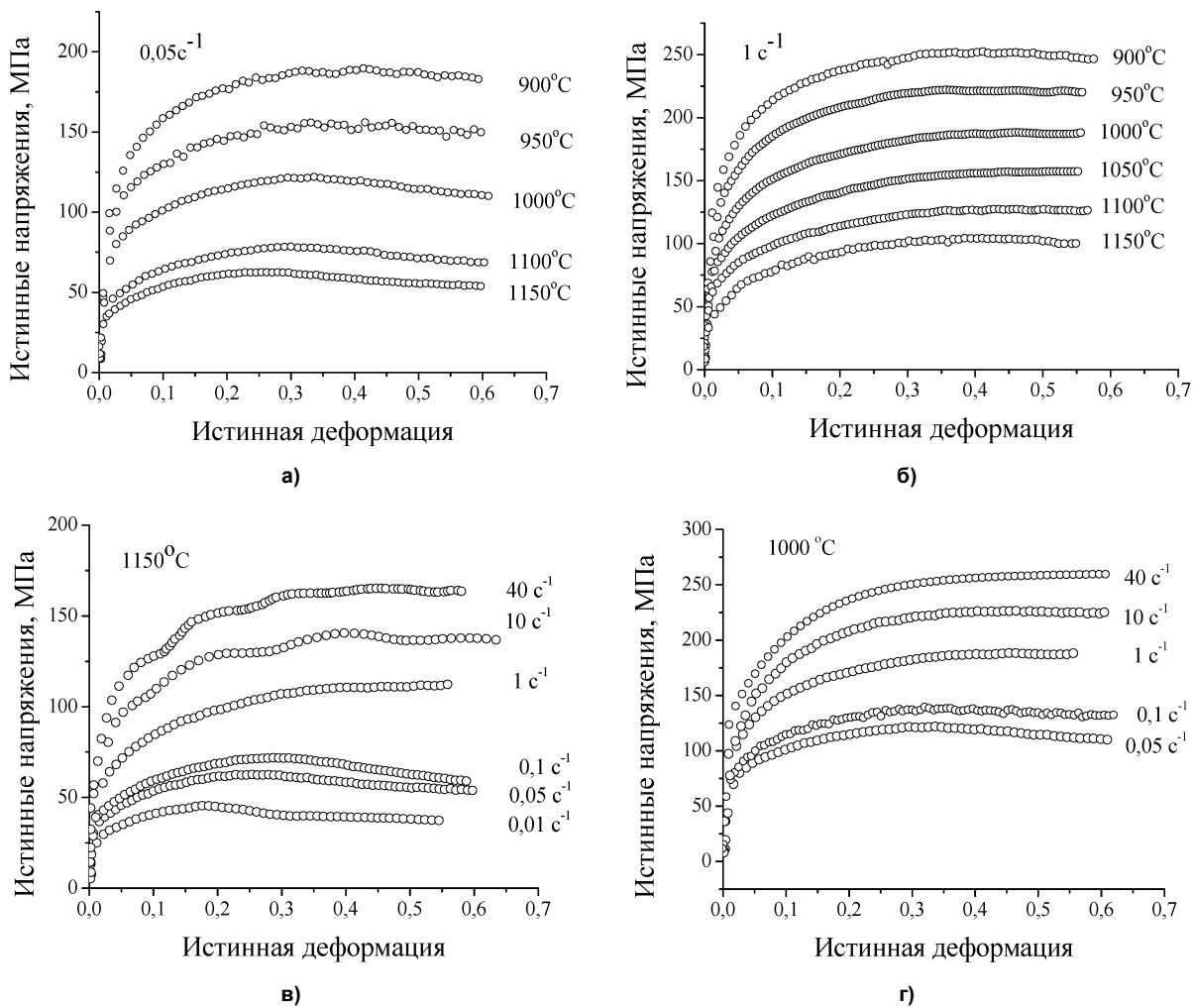


Рис. 1. Экспериментальные кривые течения стали 20X13 при разных температурно-скоростных режимах деформации

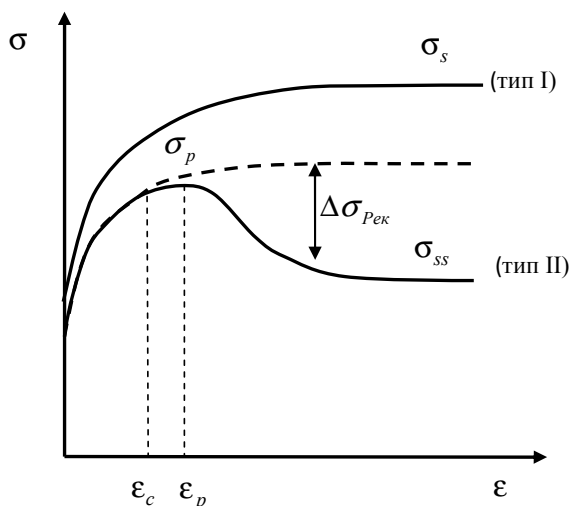


Рис. 2. Типичные кривые течения металлов в условиях динамического возврата (тип I) и динамической рекристаллизации (тип II)

аннигиляции дислокаций. В результате напряжения течения достигают максимума  $\sigma_s$  и при дальнейшем росте степени деформации остаются практически постоянными (выходят на плато) в силу установившегося равенства скоростей размножения и аннигиляции дислокаций (рис. 2, тип I).

При высоких температурах (1000–1150 °C) и малых скоростях деформации (0,01–0,1 c<sup>-1</sup>) форма кривых течения приобретает иной вид: наблюдается падение напряжений течения после достижения ими пиковых значений  $\sigma_p$  с последующим выходом на постоянное установившееся значение

$\sigma_{ss}$  (рис. 2, тип II). Такое интенсивное разупрочнение свидетельствует о протекании динамической рекристаллизации, начинающейся при некоторой критической степени деформации  $\epsilon_c$  (чуть ниже деформации  $\epsilon_p$ , соответствующей пиковому напряжению  $\sigma_p$ ) и приводящей к установлению нового баланса между процессами упрочнения и разупрочнения.

Для анализа и предсказания деформационного поведения материалов разработаны модели пластического течения, учитывающие реальный механизм деформационного упрочнения, динамического возврата и динамической рекристаллизации [1–3]. В этих моделях совместное влияние температуры и скорости деформации на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зинера – Холломона:

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

где  $\dot{\epsilon}$  и  $T$  – соответственно скорость и абсолютная температура деформации,  $R$  – газовая постоянная, а  $Q$  – энергия активации процесса, контролирующего горячую деформацию. При относи-

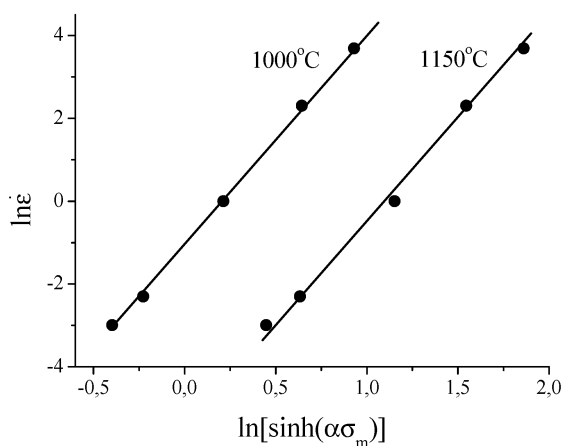
тельно высоких значениях параметра  $Z$  (высокие скорости деформации и низкие температуры) единственным механизмом разупрочнения является динамический возврат (рис. 2, тип I), тогда как в случае малых значений параметра  $Z$  следует ожидать развитие процессов динамической рекристаллизации (рис. 2, тип II).

Первым шагом в построении модели пластического течения является нахождение энергии активации  $Q$ , входящей в параметр Зинера – Холломона, и установление связи между параметром  $Z$  и максимальными напряжениями течения  $\sigma_m$  ( $\sigma_s$  – тип I или  $\sigma_p$  – тип II на рис. 2). В условиях установившегося баланса между процессами упрочнения и разупрочнения параметр  $Z$  выражается через гиперболический синус напряжений  $\sigma_m$  [4]:

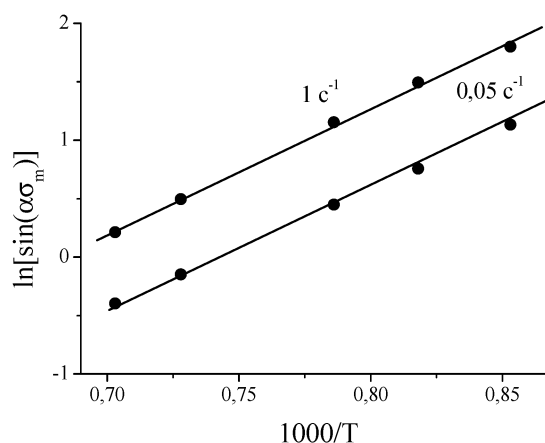
$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha \sigma_m)]^n. \quad (2)$$

Соответственно, сами напряжения  $\sigma_m$  определяются выражением

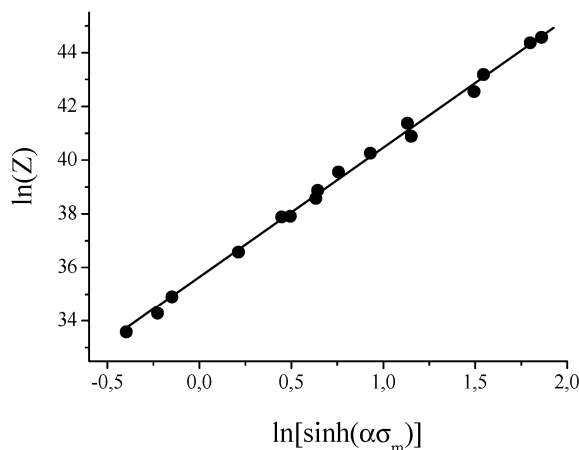
$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \left( \operatorname{arcsinh}\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} \right). \quad (3)$$



а)



б)



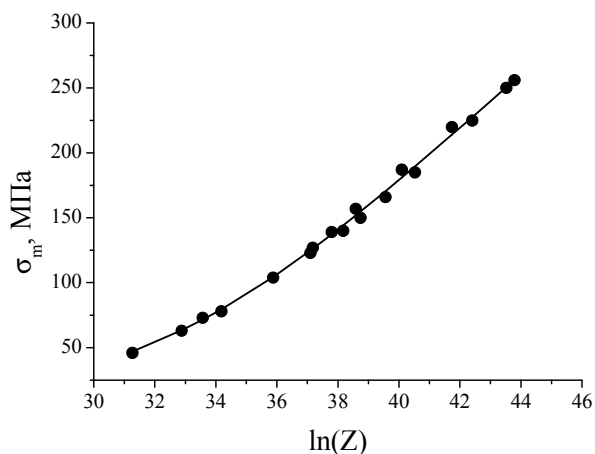
в)

Рис. 3. Графическое нахождение констант  $\alpha$ ,  $n$ ,  $A$  и энергии активации  $Q$

В (2) и (3)  $A$ ,  $\alpha$ ,  $n$  – константы исследуемого материала, подлежащие определению из данных экспериментов. Логарифмируя (2), получаем выражение, удобное для графического нахождения всех неизвестных параметров:

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma_m)]. \quad (4)$$

Согласно (4) зависимости  $\ln \dot{\epsilon}$  от  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_m)]$  в условиях постоянной температуры деформации должны иметь вид прямых линий с равным наклоном, определяющим константу  $n$ . Используя экспериментальные значения  $\sigma_m$ , взятые из кривых течения при температурах деформации 1000 °С и 1150 °С (рис. 1, в, г), находим значение  $\alpha = 0,01$  МПа<sup>-1</sup>, обеспечивающее параллельность прямых, и величину наклона  $n = 4,967$  (рис. 3, а).



Зависимости  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_m)]$  от величины  $1/T$  в условиях постоянства скорости деформации также должны иметь вид прямых, наклон которых определяет энергию активации  $Q$ . Определив экспериментальные значения  $\sigma_m$  по кривым течения при скоростях деформации 0,05 с<sup>-1</sup> и 1 с<sup>-1</sup> (рис. 1, а, б), строим соответствующие графики (рис. 3, б) и находим значение  $Q = 432,5$  кДж/моль.

Используя полученное значение энергии активации, рассчитываем параметры Зинера – Холломона  $Z$  для всех экспериментальных режимов и строим зависимость  $\ln(Z)$  от  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_m)]$  (рис. 3, в). В полном соответствии с выражением (4) экспериментальные точки ложатся на прямую линию, что свидетельствует о применимости модели [4] для описания деформационного поведения исследуемой

Рис. 4. Экспериментальные (точки) и расчетные (сплошная линия) значения максимальных напряжений течения в зависимости от величины параметра Зинера – Холломона

**Экспериментальные и расчетные напряжения  $\sigma_m$  в зависимости от температурно-скоростных условий горячей деформации**

№	Скорость деформации, с <sup>-1</sup>	Температура деформации, °С	Параметр $Z$	$\sigma_m^{\text{экс}}$ , МПа	$\sigma_m^{\text{расч}}$ , МПа	Отклонение, %
1	0,01	1150	$4,5 \cdot 10^{13}$	46	47	-1,8
2	0,05	1150	$2,2 \cdot 10^{14}$	63	63	0,2
3	0,1	1150	$4,5 \cdot 10^{14}$	73	71	2,6
4	0,05	1100	$8,3 \cdot 10^{14}$	78	79	-1,3
5	1	1150	$4,5 \cdot 10^{15}$	108	104	0,3
6	0,05	1000	$1,6 \cdot 10^{16}$	123	125	-1,3
7	1	1100	$1,7 \cdot 10^{16}$	127	126	1
8	0,1	1000	$3,1 \cdot 10^{16}$	139	137	1,5
9	10	1150	$4,5 \cdot 10^{16}$	140	144	-2,5
10	1	1050	$6,8 \cdot 10^{16}$	157	151	3,6
11	0,05	950	$8,1 \cdot 10^{16}$	150	155	-3,1
12	40	1150	$1,8 \cdot 10^{17}$	166	170	-2,4
13	1	1000	$3,1 \cdot 10^{17}$	187	181	3,3
14	0,05	900	$4,9 \cdot 10^{17}$	185	190	-2,5
15	1	950	$1,6 \cdot 10^{18}$	220	214	2,7
16	10	1000	$3,1 \cdot 10^{18}$	225	227	-1,1
17	1	900	$9,7 \cdot 10^{18}$	250	251	-0,3
18	40	1000	$1,3 \cdot 10^{19}$	256	256	-0

стали в условиях горячей деформации. Пересечение прямой с осью ординат определяет значение последней искомой константы  $A = 2,1 \cdot 10^{15} \text{ с}^{-1}$  в выражении (2).

Оценки параметров, полученные из графического анализа, не претендуют на высокую точность, так как для определения констант материала  $\alpha$ ,  $n$  и энергии активации  $Q$  использовались ограниченные наборы экспериментальных данных. Поэтому полученные оценки были приняты в качестве начальных значений для регрессионного анализа полного набора экспериментальных данных путем минимизации невязки

$$S(A, n, \alpha, Q) = \sum_n \left[ \left( \sigma_m^{\text{экс}} \right)_n - \left( \sigma_m(A, n, \alpha, Q) \right)_n \right]^2, \quad (5)$$

где  $\left( \sigma_m^{\text{экс}} \right)_n$  – экспериментальное значение напряжений  $\sigma_m$  для данного температурно-скоростного режима деформации,  $\left( \sigma_m(A, n, \alpha, Q) \right)_n$  – соответствующее значение регрессионной функции, определяемой выражением (3). Используя встроенные функции регрессии пакета Mathcad, получены следующие уточненные значения искомых параметров:  $\alpha = 0,0094 \text{ МПа}^{-1}$ ;  $n = 5,018$ ;  $A = 2,31 \cdot 10^{15} \text{ с}^{-1}$ ;  $Q = 426,4 \text{ кДж/моль}$ . Подставляя уточненные значения параметров в (3), получаем:

$$\begin{aligned} \sigma_m &= 106,05 \operatorname{arcsinh} \left( 8,766 \cdot 10^{-4} Z^{0,199} \right), \\ Z &= \dot{\epsilon} \exp \left( \frac{51280}{T} \right). \end{aligned} \quad (6)$$

Результаты расчета напряжений  $\sigma_m$  по выражению (4) (сплошная линия) вместе с их экспериментальными значениями (точки) для разных значений параметра  $Z$  представлены на рис. 4 и в таблице. Отклонения рассчитанных значений максимальных напряжений течения от экспериментальных значений не превышает 3,5%. При напряжениях  $\sigma_m$ , превышающих 100 МПа, зависимость  $\sigma_m$  от  $\ln(Z)$  с высокой точностью носит линейный характер и может быть аппроксимирована следующим выражением, удобным для инженерных расчетов:

$$\begin{aligned} \sigma_m &= -602,2 + 19,47 \ln(Z) = \\ &= -602,2 + 19,47 \ln(\dot{\epsilon}) + \frac{998700}{T}. \end{aligned} \quad (7)$$

Как указывалось выше, параметр Зинера – Холломона определяет не только уровень напря-

жений течения, но и возможность протекания процессов динамической рекристаллизации. В таблице температурно-скоростные режимы деформации расположены в порядке возрастания параметра  $Z$ . Сравнение данных таблицы с экспериментальными кривыми течения (рис. 1) показывает, что признаки динамической рекристаллизации, заключающиеся в падении напряжений течения после достижения пиковых значений, наблюдаются в первых шести режимах деформации, соответствующих значениям  $Z \leq 1,6 \cdot 10^{16}$  параметра Зинера – Холломона. Однако отметим, что на кривой течения, соответствующей режиму № 6 ( $\dot{\epsilon} = 0,05$ ,  $t = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $Z = 1,6 \cdot 10^{16}$ ), признаки динамической рекристаллизации выражены более отчетливо, чем на кривой течения режима № 5 ( $\dot{\epsilon} = 1$ ,  $t = 1150 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $Z = 4,5 \cdot 10^{15}$ ) с меньшим значением параметра Зинера – Холломона. Вероятно, это обстоятельство объясняется тем, что в образцах, нагретых от комнатной температуры до более низкой температуры испытания (режим № 6), формируются более мелкие зерна аустенита, что способствует протеканию процессов динамической рекристаллизации в ходе последующей горячей деформации.

Полученные в работе результаты – первый шаг в построении полной модели деформационного поведения исследуемой стали, которая позволит предсказывать вид кривых течения при заданных температурно-скоростных режимах горячей деформации.

#### Литература

1. Laasraoui, A. Prediction of steel flow stresses at high temperature and strain rates / A. Laasraoui, J.J. Jonas // *Metall. Trans. A.* – 1991. – No. 22. – P. 1545–1558.
2. 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.
3. 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.
4. Sellars, C.M. La relation entre la résistance et la structure dans la déformation à chaud / C.M. Sellars, W.J.McG. Tegart // *Mémoires Scientifiques Rev. Métallurg.* – 1966. – No. 63. – P. 731–746.

Поступила в редакцию 17 сентября 2012 г.