

ЧЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

УДК 669.187

В.И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, д-р техн. наук (НАН Беларуси),
Ю.А. САМОЙЛОВИЧ, д-р техн. наук (НПО «Платан»),
И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук (БНТУ),
В.А. МАТОЧКИН, канд. техн. наук (РУП «БМЗ»),
М.Л. GERMAN, канд. физ.-мат. наук (ИТМО НАН Беларуси)

МЕХАНИЧЕСКИЕ (УПРУГИЕ И РЕОЛОГИЧЕСКИЕ) СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ МАРОК СТАЛИ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК, ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ (ОБЗОР)

Определение механических свойств стали является неотъемлемой частью освоения той или иной технологии производства изделий из стали различных марок. Перечень необходимых механических свойств, нуждающихся в определении, базируется на основных требованиях технологии производства изделий и определяет специфику показателей необходимых свойств и интервал температур, в котором необходимо знание этих свойств.

С середины XX в. в развитых странах началось интенсивное освоение технологии непрерывного литья стальных заготовок для последующей прокатки, что знаменовало собой более высокий уровень требований к сведениям относительно механических свойств различных промышленных марок стали в области температур, близких к интервалу температур кристаллизации стали. Подобная специфика требований к необходимой информации определяется стремлением к повышению выхода годного металла, и в первую очередь к обоснованию технологических приемов устранения таких дефектов непрерывнолитых заготовок, как горячие трещины, отличающиеся большим разнообразием (внешние, внутренние, продольные посередине широких граней стальных слябов, поперечные, угловые, кромочные, звездообразные), холодные трещины, газовые пустоты, пористость, и прочих дефектов, наличие которых приводит к отбраковке части металла при последующей прокатке и термической обработке.

Ниже выполнен обзорный анализ публикаций, посвященных определению достаточно узкого перечня показателей механических характеристик, в частности упругих и реологических свойств углеродистой и легированной стали, применяемой при непрерывном литье заготовок различной формы – листовых (слябов), с кру-

говым и прямоугольным поперечным сечением (блюмов), в интервале температур, близких к реальному интервалу кристаллизации изучаемых марок стали.

Модуль упругости является важнейшей характеристикой стали при расчетах термических напряжений, возникающих в оболочке затвердевающих слитков (заготовок) в процессе непрерывного литья.

В настоящее время наиболее изученным является начальный участок температур (20...700 °С), причем с наибольшей определенностью установлено значение модуля упругости углеродистой стали при комнатной температуре, равное $2,2 \cdot 10^5$ МПа. В раннем исследовании Л.М. Постнова и Б.Б. Гуляева [1] предлагается принять значение модуля упругости стали в начальный период затвердевания равным 7000 кг/см^2 , т.е. 700 МПа. При проведении конкретных расчетов уровня термических напряжений в слабых непрерывнолитых заготовках авторы книги [2] использовали значение $E = 500 \text{ МПа}$ (5000 кг/см^2).

В монографии Б.Б. Гуляева [3] для интервала температур вблизи от температуры солидус вводится понятие модуля деформации E_m , связывающего относительную деформацию (ϵ_m) с напряжениями (σ) в отливке:

$$\epsilon_m = \sigma / E_m,$$

причем параметр E_m принимается равным $1,3 \cdot 10^4 \text{ кг/см}^2$ (1300 МПа).

В статье О.М. Пюрингера [4] на основании анализа эмпирических данных разных авторов приводится график зависимости модуля упругости стали от температуры в диапазоне 20...1500 °С (рис. 1). Для практических расчетов автор статьи [4] разделил график зависимости $E(T)$ на три участка, для каждого из которых предложено несложное аналитическое выражение:

$$E(T) = E_{20} \left[1 - \left(\frac{T}{940} \right)^2 \right] \quad \text{при } 20 \leq T \leq 500 \text{ } ^\circ\text{С},$$

$$E(T) = 23\,770(1134 - T) \quad \text{при } 500 < T \leq 750 \text{ } ^\circ\text{С},$$

$$E(T) = \frac{5940}{T_{\text{сол}} - 1134} (T_{\text{сол}} - T)^2 \quad \text{при } 750 < T \leq 1500 \text{ } ^\circ\text{С}.$$

Из графика, приведенного на рис. 1, следует, что для двух крайних участков температурного интервала представляется возможным использовать параболическое распределение и лишь в достаточно узком промежуточном интервале температур (500...750 °С) – простейшую (линейную) зависимость $E = E(T)$.

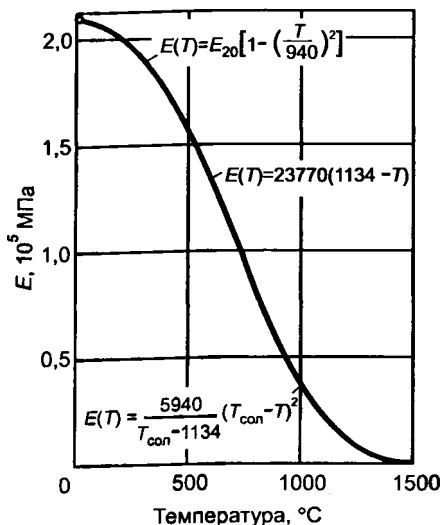


Рис. 1. Зависимость модуля упругости углеродистой стали от температуры

В более поздней работе японских исследователей [5] линейная зависимость $E = E(T)$ охватывает значительный интервал температур (20...800 °C), после чего значение модуля упругости монотонно, приблизительно по закону экспоненты, снижается от $E = 0,93 \cdot 10^5$ МПа при 800 °C до нуля при температуре кристаллизации стали (рис. 2).

Следует отметить, что область повышенных температур (1000...1500 °C) остается наименее изученной в отношении зависи-

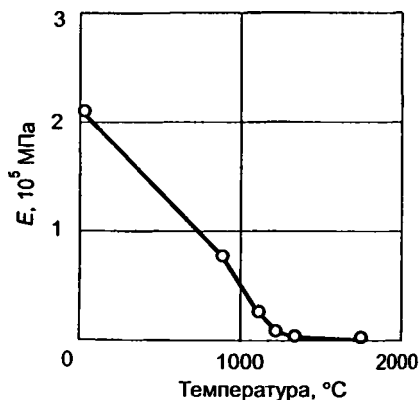


Рис. 2. Зависимость модуля упругости от температуры [5]

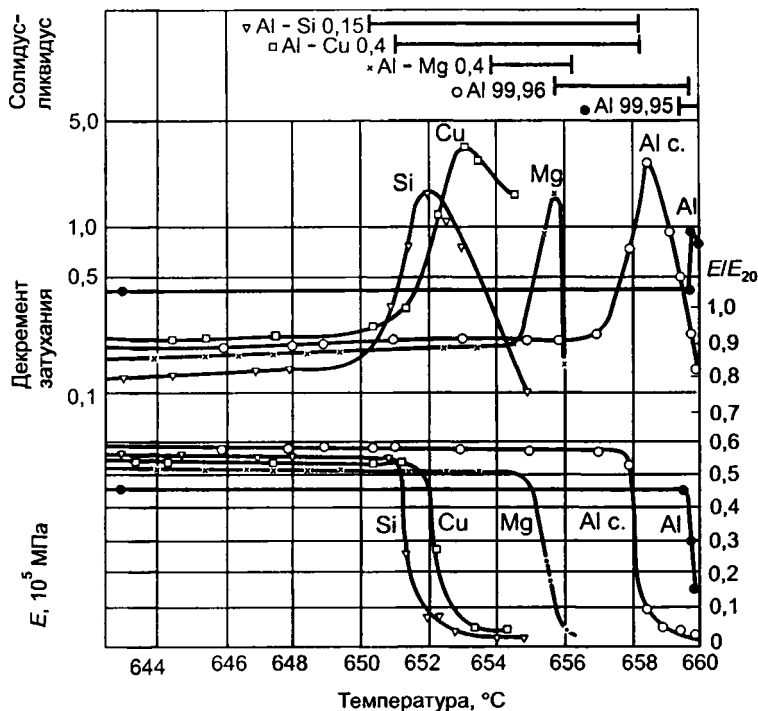


Рис. 3. Декремент затухания крутильных колебаний и модуль упругости алюминия и некоторых сплавов на его основе [7]

мости модуля упругости от температуры. Уверенность, с которой авторы публикаций [4, 5] определяют модуль упругости равным нулю в окрестности температуры солидус стали, вызывает большие сомнения.

В области повышенных температур (1000...1450 °С) высокая подвижность атомов обуславливает необходимость учета реологических эффектов в металле (ползучести, релаксации напряжений). При этом традиционное определение модуля упругости, связывающего значения напряжений и деформаций в установившемся (традиционном) режиме нагружения, теряет свой смысл, и для определения модуля упругости необходимо использовать специфические (резонансные) методы [6], позволяющие зафиксировать практически мгновенные значения нестационарного модуля упругости. Использование резонансных методов исследования упругих свойств при повышенных температурах для ряда металлов и сплавов привело к весьма неожиданным результатам.

В работе К. Буланже [7] приведены результаты измерения модуля упругости для чистого алюминия и ряда его сплавов (с магнием, кремнием, медью), выполненные с применением резонансного метода. Результаты экспериментов К. Буланже представлены на рис. 3, где показано изменение декремента затухания, характеризующего степень

внутреннего трения в металле, значения модуля упругости вблизи от точки плавления чистого алюминия (660 °С) и температур кристаллизации ряда его сплавов. Очевидно, что вблизи от точки плавления декремент затухания быстро возрастает, а модуль Юнга начинает уменьшаться в непосредственной близости от точки плавления. Для чистого алюминия (99,997%) точка резкого перелома значений $E = E(T)$ лежит всего лишь на 0,2 град ниже равновесной точки плавления; при этом отношение E/E_{20} в точке перелома составляет примерно 0,46.

Аналогичные измерения выполнены для стали в работе Д.Р. Хьюба [8]. Установлено, что модуль упругости при температуре 1200 °С равен около 90 ГПа, тогда как при комнатной температуре модуль упругости стали равен примерно 220 МПа, т.е. $E_{1200}/E_{20} = 0,41$. Подобное аномально высокое значение модуля упругости стали в области температур, близких к температуре солидус, может получить объяснение, если принять во внимание быстротекущие процессы в начальной стадии кристаллизации стальных слитков, связанные с протеканием структурных превращений в стали.

При высоких температурах в кристаллической решетке материала возникают настолько сильные колебания атомов, что некоторая постоянная во времени внешняя нагрузка вызывает неуклонно прогрессирующую деформацию, называемую ползучестью [9]. На рис. 4 приведены примеры кратковременной ползучести углеродистой стали Ст3, полученные при температурах 1100, 1150 и 1200 °С с помощью испытательной установки ИМАШ-5С [10]. Эмпирические зависимости от приложенного напряжения и от скорости деформации принято записывать в виде соотношения

$$\sigma = B_0(\epsilon, T) \dot{\epsilon}^{m(\epsilon, T)} \quad (1)$$

либо

$$\sigma = B_1 \dot{\epsilon}^m \exp[-\lambda(T + 273)], \quad (2)$$

где $B_0, B_1, m, \mu, \lambda$ – параметры, определяемые опытным путем.

В табл. 1 приведены значения постоянных B_0 и m зависимости (1), соответствующие экспериментальным данным, полученным в температурном интервале 1300...1400 °С [10].

Таблица 1

Значения постоянных B_0 и m в формуле (1)

Температура, °С	Параметр	Относительная деформация				
		0,02	0,04	0,06	0,08	при σ_{\max}
1300	B_0	26,6	30,2	40,7	43,9	43,9
	m	0,190	0,170	0,206	0,203	0,216
1400	B_0	29,4	31,9	32,2	34,5	34,5
	m	0,239	0,232	0,227	0,234	0,234

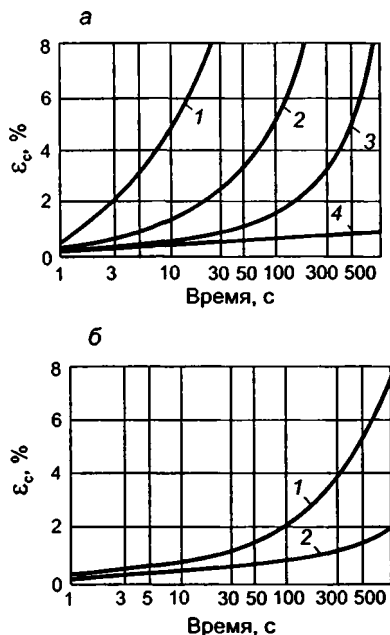


Рис. 4. Кривые ползучести стали Ст3 при высоких температурах:
 $a - \sigma_0 = 11 \text{ МПа}$ (1 – при $T = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$; 2 – при $T = 1150 \text{ }^\circ\text{C}$; 3 – при $T = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$); $b - \sigma_0 = 5,8 \text{ МПа}$ (1 – при $T = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$; 2 – при $T = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$)

Следует отметить, что при используемых на практике скоростях вытягивания стальных слитков (заготовок) скорости деформирования невелики по сравнению со скоростями деформирования при прокатке [11, 12] и изменяются в пределах $0,01 \dots 0,00001 \text{ с}^{-1}$. Ниже приводятся эмпирические соотношения вида (2), применяемые для указанных выше скоростей деформирования в интервале температур $800 \dots 1400 \text{ }^\circ\text{C}$ [10]:

для углеродистой стали ($C = 0,2\%$)

$$\sigma = 21\,900 \dot{\epsilon}^{0,2} \exp[-0,004(T + 273)];$$

для низколегированной стали 10Г2

$$\sigma = 11\,348 \dot{\epsilon}^{0,1454} \exp[-0,00376(T + 273)];$$

для жаростойкой стали ферритного класса Х17

$$\sigma = 30\,983 \dot{\epsilon}^{0,1580} \exp[-0,0040(T + 273)];$$

для жаростойкой стали аустенитного класса X18H9

$$\sigma = 52\,313\epsilon^{0,1475} \exp[-0,0045(T + 273)];$$

для конструкционной легированной стали 30ХН3

$$\sigma = 14\,546\epsilon^{0,1413} \exp[-0,00364(T + 273)];$$

для конструкционной легированной стали 35ХМФА

$$\sigma = 22\,478\epsilon^{0,1519} \exp[0,00416(T + 273)];$$

для аустенитной стали с карбидным упрочнением 4X14H14B2M

$$\sigma = 72\,912\epsilon^{0,1620} \exp[-0,0044(T + 273)].$$

В работе [13] представлены результаты изучения ползучести литой стали марок 17Г2СФ, Ст10 и Зсп, причем опытные образцы вырезали из корковой зоны непрерывнолитых слябовых заготовок, отлитых со скоростями 0,45...0,50 м/мин на МНЛЗ криволинейного типа. На рис. 5 показан характерный вид кривых нагружения образцов стали 17Г2СФ при различных температурах (1100...1450 °С) при двух принятых скоростях растяжения (1 и 4 мм/мин).

Показательно, что наименьшие значения допустимой деформации, судя по данным, приведенным рис. 5, получены при температуре 1200 °С; именно при такой температуре наблюдается ухудшение пластических свойств изученных в работе [13] марок стали.

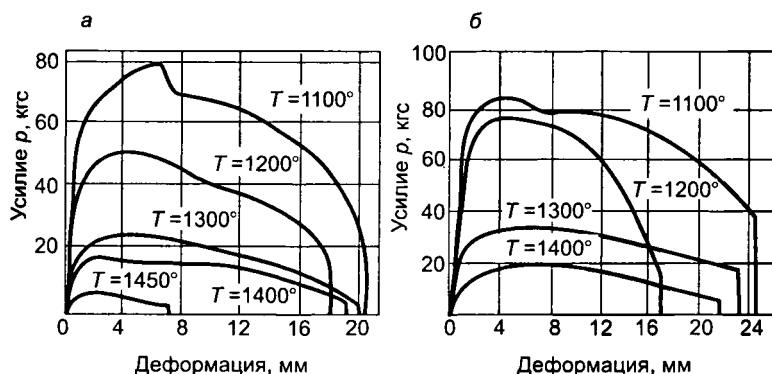


Рис. 5. Осциллограммы нагружения образцов из стали 17Г2СФ при различных температурах и скоростях растяжения:
а - 1 мм/мин; б - 4 мм/мин

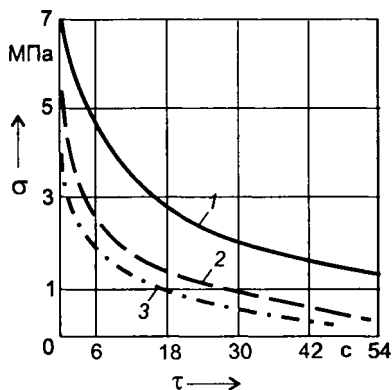


Рис. 6. Кривые релаксации напряжений для стали Ст3 при высоких температурах: 1 – при $T = 1200^\circ\text{C}$; 2 – при $T = 1300^\circ\text{C}$; 3 – при $T = 1350^\circ\text{C}$

При рассмотрении процессов, сопровождающихся вязкопластической деформацией материала, необходимо принимать во внимание релаксацию – самопроизвольное уменьшение напряжения при неизменном значении деформации. На рис. 6 представлены характерные кривые релаксации напряжений для стали Ст3 ($C = 0,2\%$) при температурах 1200, 1300 и 1350 °C [10].

На рис. 7 приведены результаты экспериментов И.Д. Дергунова [14] по определению времени релаксации углеродистой стали, выполненных резонансным методом, в диапазоне температур

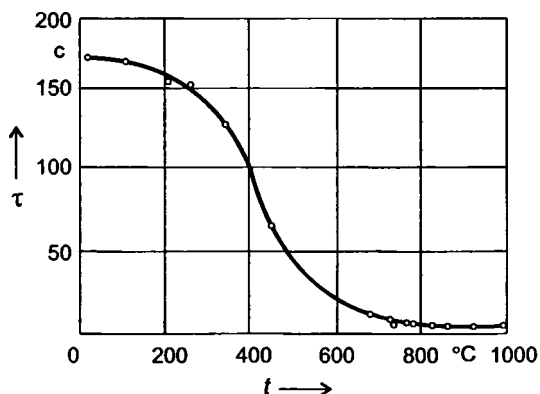


Рис. 7. Зависимость периода релаксации (τ_p) от температуры при резонансном методе испытаний (сталь с содержанием 1% углерода)

20...1000 °С. Автор статьи [14] отмечает, что им исследована партия образцов с различным содержанием углерода – от 0,6 до 1,2%, причем графики зависимости $\tau_p(T)$ мало различались при варьировании содержания углерода. Судя по графику, представленному на рис. 7, с ростом температуры время релаксации неуклонно сокращается, причем в интервале 700...1000 °С время релаксации изменяется в очень узких пределах: 4...5 с, а при комнатной температуре достигается значение $\tau_p = 170...175$ с. И.Д. Дергунов [14] отмечает, что все реальные тела в изученном диапазоне температур обладают одновременно и упругими и вязкими свойствами, причем время релаксации может быть выражено через модуль упругости (G) и коэффициент вязкости (μ) соотношением

$$\tau_p = \mu/G. \quad (3)$$

В книге [15] предложен способ расчета времени релаксации стали при повышенных температурах на основе соотношения (3), причем для высоких температур (1000...1400 °С) интенсивность диффузионных процессов учитывается путем задания коэффициента вязкости $\mu = \mu(T)$ соотношением

$$\mu(T) = \mu_* \exp \left[\beta \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_*} \right) \right],$$

где параметр μ_* для области высоких температур, близких к температуре солидус изучаемого сплава, судя по опытным данным, равен $(2...5) \cdot 10^9$ Па·с.

В результате формула для определения времени релаксации стали при повышенных температурах принимает вид

$$\tau_p = \frac{\mu_*}{G(T)} \exp \left[\beta \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_*} \right) \right], \quad (4)$$

где $\beta = Q/R$; $Q = 270$ кДж/моль – энергия активации самодиффузии γ -Fe (39), $R = 8,31$ Дж/моль – газовая постоянная.

Расчеты, выполненные по формуле (4) для температур в интервале 1000...1400 °С, приводят к значениям τ_p порядка нескольких секунд [15], что практически совпадает с опытными данными И.Д. Дергунова [14], приведенными на графике (рис. 7).

ЛИТЕРАТУРА

1. Постнов, Л.М. Исследование механических свойств стали в период за­твердевания и анализ горячих трещин при непрерывной разливке / Л.М. Постнов, Б.Б. Гуляев // Непрерывная разливка стали. М.: Изд-во АН СССР, 1956. С. 212 – 221.

2. Непрерывная разливка стали в заготовки крупного сечения / А.И. Чижиков [и др.]. М.: Металлургия, 1970. 136 с.
3. Гуляев, Б.Б. Литейные процессы / Б.Б. Гуляев. М.; Л.: Машгиз, 1960. 416 с.
4. Пюрингер, О.М. Формирование непрерывнолитой заготовки на МНЛЗ / О.М. Пюрингер // Черные металлы: пер. с нем. 1976. № 6. С. 3 – 9.
5. Технология скоростной непрерывной разливки с использованием данных анализа и предотвращение внутренних трещин в слябах / М. Найтоу [и др.] // Новости черной металлургии России и зарубежных стран: пер. с англ. 2000. № 2. С. 68 – 72.
6. Кашталян, Ю.А. Характеристики упругости материалов при высоких температурах / Ю.А. Кашталян. Киев: Наук. думка, 1970. 112 с.
7. Boulanger, C. Influence of Grain Boundaries on Certain Properties of Metals and Alloys near the Melting Point / C. Boulanger // Revue de Metallurgie. 1954. V. 51. P. 219.
8. Hub, D.R. Proceedings of IV-th International Vong Acoustics / D.R. Hub. 1962, 551 p.
9. Пуарье, Ж.П. Ползучесть кристаллов: пер. с англ. / Ж.П. Пуарье. М.: Мир. 1988. 287 с.
10. Нисковских, В.М. Машины непрерывного литья слябовых заготовок / В.М. Нисковских, С.Е. Карлинский, А.Д. Беренов. М.: Металлургия, 1991. 272 с.
11. Пластичность стали при высоких температурах / М.И. Зуев [и др.]. М.: Металлургиздат, 1954. 318 с.
12. Мигачев, Б.А. Пластичность инструментальных сталей и сплавов: справочник / Б.А. Мигачев, А.И. Потапов. М.: Металлургия, 1980. 92 с.
13. Лебедев, В.И. Исследование процесса деформации стали, отлитой непрерывным способом / В.И. Лебедев, Д.П. Евтеев, М.Я. Бровман // Непрерывная разливка стали. 1974. № 2. С. 56–60.
14. Дергунов, И.Д. Определение периода релаксации углеродистых сталей и цветных металлов / И.Д. Дергунов // Журнал технической физики. 1951. Т. 21. Вып. 12. С. 1526–1534.
15. Самойлович, Ю.А. Микрокомпьютер в решении задач кристаллизации слитка / Ю.А. Самойлович. М.: Металлургия, 1988. 182 с.

УДК 669.187.26.001.57

В.А. МАТОЧКИН, канд. техн. наук,
Д.Н. АНДРИАНОВ, канд. техн. наук,
Ю.В. КАРПОВИЧ, К.Н. МИТРИЧЕНКО,
Ф.Г. ГАРЕЕВ (РУП «БМЗ»)

ВОЗМОЖНЫЕ ПУТИ РАЗВИТИЯ ИНЖЕКЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НА РУП «БМЗ» С ВЕДЕНИЕМ ПЛАВКИ НА ВСПЕНЕННОМ ШЛАКЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕЛА

Введение. Мировое производство электростали в дуговых сталеплавильных печах (ДСП) постоянно совершенствуется и модернизируется. Это связано с увеличением выплавки стали в дуговых печах, ростом цен на энергоносители, ужесточением конкурентной борьбы за рынки сбыта. Мировой индекс цен на электроэнер-