

PACS numbers: 46.50.+a, 62.20.fk, 62.20.mj, 62.20.mm, 81.40.Np, 81.70.Bt, 83.60.La

## **Корреляционная связь между уровнем хрупкой прочности и пределом текучести конструкционных сталей**

С. А. Котречко, Ю. А. Полушкин, В. Н. Грищенко

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Акад. Вернадского, 36,  
03680, ГСП, Киев, Украина*

Для конструкционных сталей в широком диапазоне изменения значений прочности установлена корреляционная связь между величиной минимального напряжения хрупкого разрушения в интервале температур вязко-хрупкого перехода (хрупкой прочностью  $R_{MC}$ ) и значением предела текучести. Показано, что характеристики этой связи изменяются при переходе от феррито-перлитной структуры к структуре отпущенного мартенсита, т.е. являются структурно-чувствительными. Дана физическая интерпретация полученных результатов. Полученные результаты позволяют прогнозировать хрупкую прочность стали без выполнения дорогостоящих и трудоёмких низкотемпературных механических испытаний.

Встановлено кореляційну залежність між величиною мінімального напруження крихкого руйнування в інтервалі температур в'язко-крихкого переходу (крихкою міцністю  $R_{MC}$ ) та величиною границі плинності в широкому діпазоні значень міцности конструкційних сталей. Показано, що характеристики цієї залежності змінюються при переході від ферито-перлітних до мартенситних структур, тобто є структурно-чутливими. Дано фізичну інтерпретацію одержаних результатів. Одержані результати уможливають прогнозувати крихку міцність сталі без виконання дорогих і трудомістких низькотемпературних механічних випробувань.

For structural steels, correlation between the value of minimal brittle fracture stress within the ductile-to-brittle-transition temperature range (brittle strength  $R_{MC}$ ) and yield strength is ascertained over the wide range of strength variation. As shown, the characteristics of this correlation are changed at transition from ferrite-pearlite structure to the structure of tempered martensite, i.e., they are structurally sensitive. Physical interpretation of these results is presented. The obtained results enable to predict the brittle strength of steel without the need for expensive and time-consuming low-temperature mechanical tests.

**Ключевые слова:** структура, прочность, хрупкая прочность, вязко-хрупкий переход, конструкционные стали.

*(Получено 22 сентября 2014 г.; окончат. вариант 31 марта 2015 г.)*

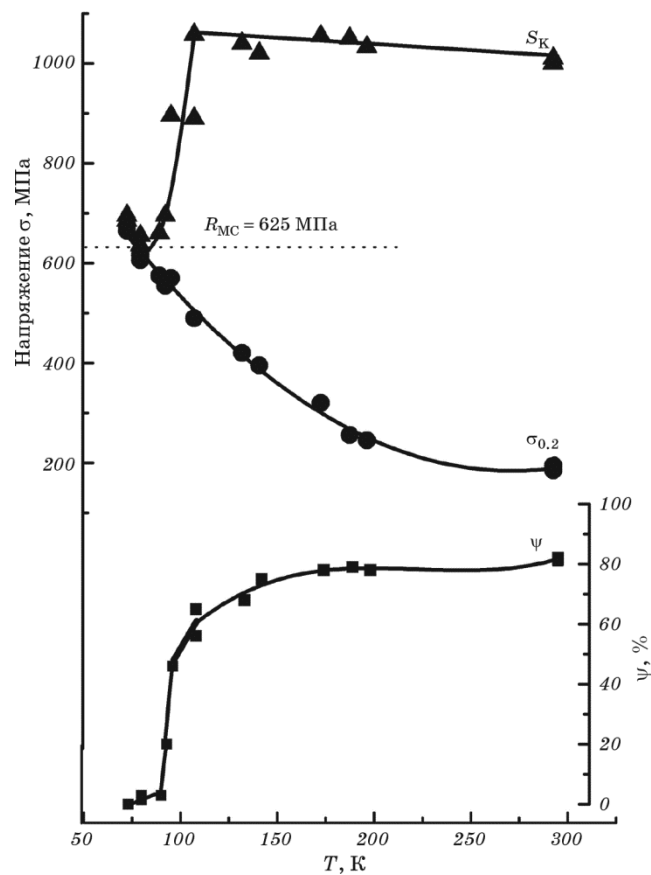
## 1. ВВЕДЕНИЕ

Одной из актуальных проблем, имеющих как фундаментальное, так и прикладное значение, является определение уровня прочности металлов и сплавов в хрупком состоянии. Характерной особенностью температурной зависимости напряжения разрушения металлов и сплавов с ОЦК-решёткой является наличие минимума в области температур вязко-хрупкого перехода (рис. 1). В работах [1, 2, 4] применительно к железу и конструкционным сталям это напряжение было принято использовать в качестве меры хрупкой прочности  $R_{MC}$ . Следует заметить, что согласно работе [4], уровень хрупкой прочности  $R_{MC}$  можно рассматривать как величину эквивалентную пороговому напряжению разрушения  $\sigma_{th}$ , которая является одной из ключевых характеристик металла, используемых в локальном подходе к разрушению [5–9].

Важной особенностью этой характеристики является то, что она однозначно определяется микроструктурными параметрами стали (размером ферритного или перлитного зерна, бейнитного пакета, толщиной цементитной пластины или размером карбидной частицы) [1, 2, 4]. Такая структурная детерминированность является следствием того, что длина зародышевых трещин, которые возникают в металле в процессе пластической деформации, задаётся размером зерна, а  $R_{MC}$  является макроскопическим напряжением потери их стабильности, приводящей к макроразрушению.

Экспериментальное определение уровня хрупкой прочности  $R_{MC}$  требует выполнения сериальных низкотемпературных испытаний на одноосное растяжение стандартных цилиндрических образцов. Кроме того, у большинства конструкционных сталей интервал температур вязко-хрупкого перехода лежит ниже температуры кипения жидкого азота, что требует выполнения дорогостоящих испытаний в парах гелия. В связи с этим в работе [3] была предложена методика определения  $R_{MC}$  по результатам испытаний образцов с концентраторами напряжений при температуре кипения жидкого азота. В тоже время, разработка экспрессных методов оценки уровня хрупкой прочности  $R_{MC}$  по данным о величине предела текучести  $\sigma_{0.2}$  представляет как научный, так и практический интерес, поскольку это позволяет оценить уровень хрупкой прочности широкого класса конструкционных сталей, не прибегая к выполнению низкотемпературных испытаний.

Цель работы заключается в установлении корреляционной связи



**Рис. 1.** Температурная зависимость основных механических свойств  $\alpha$ -Fe:  $S_K$  — истинное напряжение разрушения,  $\sigma_{0.2}$  — условный предел текучести,  $\psi$  — относительное сужение,  $R_{MC}$  — минимальный уровень хрупкой прочности.

между характеристикой хрупкой прочности  $R_{MC}$  и пределом текучести  $\sigma_{0.2}$  конструкционных сталей с учётом их структурного состояния.

## 2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Вопрос о взаимосвязи между хрупкой прочностью  $R_{MC}$  и структурными особенностями сталей, досконально изучен в работах [1, 2, 4]. Установлены соотношения между размером действительного зерна (ферритное зерно в железе, перлитная колония, мартенситный или бейнитный пакет в сталях) и минимальным уровнем хрупкой прочности:

$$R_{\text{MC}} = 180d^{-1/2}, \quad (1)$$

где  $d$  — размер зерна.

Из формулы Холла–Петча следует, что предел текучести стали  $\sigma_{0.2}$  также зависит от размера зерна:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (2)$$

где  $\sigma_0$  — напряжение трения, необходимое для продвижения дислокаций внутри монокристалла,  $k$  — коэффициент Холла–Петча.

Из зависимостей (1) и (2) следует, что уменьшение размера зерна должно приводить к росту, как уровня хрупкой прочности, так и величины предела текучести. В то же время, изменение субструктуры не должно сказываться на величине хрупкой прочности, но должно влиять на величину предела текучести (член  $\sigma_0$  в зависимости (2)). Это означает, что в общем случае не может быть строго детерминированной связи между уровнем хрупкой прочности металла и величиной его предела текучести, однако в частных случаях, когда при вариации размера зерна субструктура изменяется существенно, должна наблюдаться связь между  $R_{\text{MC}}$  и  $\sigma_{0.2}$ .

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Экспериментальные исследования предусматривали выполнение серийных низкотемпературных испытаний на одноосное растяжение стандартных гладких цилиндрических образцов ( $L_0/d = 5$ ). У большинства исследованных сталей температура вязко-хрупкого перехода находится ниже температуры кипения жидкого азота, поэтому для определения  $R_{\text{MC}}$  использовали цилиндрические образцы с кольцевыми надрезами радиусом 2 мм. Гладкие образцы на одноосное растяжение испытывали при комнатной температуре, образцы с кольцевым концентратором  $\rho = 2$  мм при температуре кипения жидкого азота ( $T = 77$  К).

По результатам этих испытаний определяли значение предела текучести гладкого образца по формуле:

$$\sigma_{0.2} = 4P_{0.2}/(\pi d_0^2), \quad (3)$$

где  $P_{0.2}$  — нагрузка, при которой реализуется 0,2% пластической деформации,  $d_0$  — диаметр недеформированного цилиндрического образца.

Значение минимального уровня хрупкой прочности  $R_{\text{MC}}$  определяли по описанной в [3] методике.

Испытания выполняли на образцах, изготовленных из стали 40

после разных термообработок с целью варьирования значений хрупкой прочности  $R_{MC}$  и предела текучести  $\sigma_{0.2}$ , а также стали 3, стали 55, реакторных сталей 15Х2НМФА, 30ХГСА и других сталей, представленных в табл. 1.

ТАБЛИЦА 1. Характеристики образцов.

№	Термообработка	$\sigma_{0.2} (T = +20^\circ),$ МПа	$R_{MC},$ МПа
Сталь 40			
1	Отжиг 860°C, $\tau = 0,5$ часа	372	1008
2	Закалка 860°C в воду + отпуск 280°C 1 час	680	1675
3	Закалка 860°C в воду + отпуск 380°C 1 час	788	1750
4	Закалка 860°C в воду + отпуск 560°C 1 час	614	1580
5	Закалка 860°C в воду + отпуск 380°C 30 мин.	1315	2066
6	Закалка 860°C в воду + отпуск 300°C 30 мин.	1383	2178
7	Закалка 860°C в воду + отпуск 560°C 30 мин.	900	1880
8	Закалка 880°C + изотерм. отпуск 400°C 30 мин.	1150	2315
9	Закалка 1000°C + изотерм. отпуск 400°C 30 мин.	1140	2230
30ХГСА			
10	Закалка 860°C в масло + отпуск 300°C 30 мин.	1750	2700
11	Нормализация 860°C	720	1630
12	Отжиг 920°C, $\tau = 0,5$ часа	372	1064
15Х2НМФА			
13	Состояние поставки 1	760	1470
14	Состояние поставки 2	609	1336
У10			
15	Отжиг 850°C, $\tau = 0,5$ часа	340	1040
У8			
16	Закалка 750°C в масло + отпуск 400°C 1 час	512	1720
17	Отжиг 750°C	366	1038
18	Закалка 800°C в масло + отпуск 300°C 1 час	775	1712
Ст55			
19	Маятниковый отжиг $T_1 = 740^\circ\text{C}, T_2 = 680^\circ\text{C},$ $\tau = 2$ часа 5 циклов	370	1100
Ст3			
20	Отжиг 760°C, $\tau = 0,5$ часа	360	860

Используя эти результаты, строили зависимость хрупкой прочности  $R_{MC}$  от предела текучести  $\sigma_{0,2}$  (рис. 2). На рисунке выделено две области, которые отвечают феррито-перлитным и мартенситным структурам. В пределах каждой области зависимость  $R_{MC}$  от  $\sigma_{0,2}$  может быть аппроксимирована функцией типа:

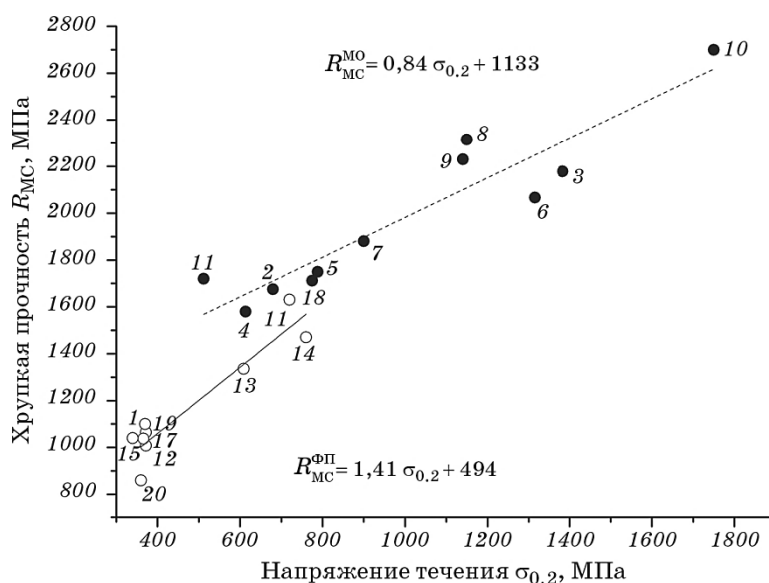
$$R_{MC} = a + b\sigma_{0,2}. \quad (4)$$

Для феррито-перлитных сталей коэффициент корреляции равен 0,83;  $a = 494$  МПа,  $b = 1,41 \pm 0,2$ .

Для мартенситных сталей, соответственно, коэффициент корреляции равен 0,92;  $a = 1133$  МПа,  $b = 0,84 \pm 0,1$ .

Среднеквадратическое отклонение полученных экспериментальных данных феррито-перлитных сталей составляет  $\pm 87,5$  МПа. Значение коэффициента вариации равно  $\pm 8,5\%$  при малых значениях прочности, и  $\pm 5,6\%$  при высоких прочностях, в то же время среднеквадратическое отклонение в случае структур мартенсита отпуска составляет  $\pm 117,5$  МПа с коэффициентом вариации от  $\pm 7,4\%$  при малых значениях прочности до  $\pm 4,5\%$  при высоких прочностях.

Более резкая зависимость  $R_{MC}$  от  $\sigma_{0,2}$  для сталей с феррито-перлитной структурой обусловлена тем, что прирост прочности  $\sigma_{0,2}$  в



**Рис. 2.** Зависимость  $R_{MC}$  от  $\sigma_{0,2}$  для всех исследуемых сталей. Белые круги — феррито-перлитные структуры, чёрные — мартенситные; цифровые обозначения те же, что и в табл. 1.

этих сталях достигается в большей степени за счёт уменьшения размера зерна, что, в свою очередь, приводит к приросту хрупкой прочности  $R_{MC}$ . В изменение  $\sigma_{0.2}$  закалённо-отпущенных сталей основной вклад даёт изменение субструктуры, поэтому увеличение  $\sigma_{0.2}$  сопровождается менее интенсивным приростом  $R_{MC}$ .

Несмотря на простоту полученных зависимостей, они позволяют осуществить заметный прорыв в оценке хрупкой прочности конструкционной прочности, поскольку значение  $\sigma_{0.2}$  для конструкционных сталей приводится как в справочниках, так и в сертификатах на поставляемую сталь.

#### 4. ВЫВОДЫ

1. Установлена корреляционная зависимость между уровнем хрупкой прочности  $R_{MC}$  и величиной предела текучести  $\sigma_{0.2}$  конструкционной стали. Для сталей с феррито-перлитной структурой коэффициент корреляции составляет 0,83, для сталей с мартенситной структурой 0,92.

2. По сравнению со сталями, имеющими структуру отпущенного мартенсита, стали с феррито-перлитной структурой характеризуются более высокой чувствительностью величины  $R_{MC}$  к изменению  $\sigma_{0.2}$ , что связано с большим вкладом размера зерна в изменение величины  $\sigma_{0.2}$ .

3. Установленные зависимости открывают принципиально новые возможности для определения величины хрупкой прочности конструкционных сталей, поскольку на уровне оценок позволяют прогнозировать величину  $R_{MC}$ , не прибегая к выполнению низкотемпературных механических испытаний, а в большинстве случаев для этого можно воспользоваться справочными данными по значению предела текучести  $\sigma_{0.2}$  конструкционной стали.

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Ю. Я. Мешков, *Физические основы разрушения стальных конструкций* (Киев: Наукова думка: 1981).
2. Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко, *Структура металла и хрупкость стальных изделий* (Киев: Наукова думка: 1985).
3. С. А. Котречко, Ю. А. Полушкин, В. Н. Грищенко, С. А. Мамедов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 11: 1517 (2013).
4. С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков, *Предельная прочность. Кристаллы, металлы, конструкции* (Киев: Наукова думка: 2008).
5. F. M. Beremin, A. Pineau, and F. Mudry, *Met. Trans.*, **14**, Iss. 11: 2277 (1983).
6. C. S. Wiesner, *The 'Local Approach' to Cleavage Fracture—Concepts and Applications* (Cambridge: Abington Publishing: 1996).
7. M. Di Fant, V. Le Cog, O. Cleizergues, G. Carollo, F. Mudry, L. Bauvineau,

- H. Burlet, A. Pineau, B. Marini, M. Koundy, C. Sainte Catherine, and C. Eripret, *Journal de Physique*, **4**, No. 3: 503 (1996).
8. K. Wallin, *International Journal Pressure Vessels Piping*, **55**, No. 1: 61 (1993).
9. B. Z. Margolin, A. G. Gulenko, and V. A. Shvetsova, *International Journal Pressure Vessels Piping*, **75**, No. 4: 843 (1998).

## REFERENCES

1. Yu. Ya. Meshkov, *Fizicheskie Osnovy Razrusheniya Stal'nykh Konstruktsiy [Physical Foundations of Steel Structures Fracture]* (Kiev: Naukova Dumka: 1981) (in Russian).
2. Yu. Ya. Meshkov and G. A. Pakharenko, *Struktura Metalla i Khrupkost' Stal'nykh Izdeliy [Structure of Metals and Brittleness of Steel Constructions]* (Kiev: Naukova Dumka: 1985) (in Russian).
3. S. O. Kotrechko, Yu. O. Polushkin, V. M. Gryshchenko, and S. O. Mamedov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 11: 1517 (2013) (in Russian).
4. S. A. Kotrechko and Yu. Ya. Meshkov, *Predel'naya Prochnost'. Kristally, Metally, Konstruktsii [Ultimate Strength. Crystals, Metals, Constructions]* (Kiev: Naukova Dumka: 2008) (in Russian).
5. F. M. Beremin, A. Pineau, and F. Mudry, *Met. Trans.*, **14**, Iss. 11: 2277 (1983).
6. C. S. Wiesner, *The 'Local Approach' to Cleavage Fracture—Concepts and Applications* (Cambridge: Abington Publishing: 1996).
7. M. Di Fant, V. Le Cog, O. Cleizergues, G. Carollo, F. Mudry, L. Bauvineau, H. Burlet, A. Pineau, B. Marini, M. Koundy, C. Sainte Catherine, and C. Eripret, *Journal de Physique*, **4**, No. 3: 503 (1996).
8. K. Wallin, *International Journal Pressure Vessels Piping*, **55**, No. 1: 61 (1993).
9. B. Z. Margolin, A. G. Gulenko, and V. A. Shvetsova, *International Journal Pressure Vessels Piping*, **75**, No. 4: 843 (1998).