

РАСЧЕТ ТРЕЩИНОУСТОЙЧИВОСТИ СТАЛИ 20ХЛ

М.А. Иванов

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия

Трещиноустойчивость стали характеризует запас технологической прочности при охлаждении отливки как превышение напряжениями временного сопротивления разрыву вследствие усадки при различных скоростях охлаждения.

Испытания проводили на комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800 при температурах от 1300 до 20 °С, причем образец сначала нагревали до 1300 °С, а затем охлаждали до заданных температур с разными скоростями, после чего проводили испытания на растяжение.

Исследования выполнены для стали 20ХЛ при различных скоростях охлаждения. Проведены дилатометрические исследования и найдены критические точки структурных превращений при охлаждении стали 20ХЛ. Выполнены высокотемпературные испытания на установке Gleeble System 3800 на растяжение и определены предел прочности, модуль упругости при температурах до 1300 °С.

Проведены испытания на релаксацию и представлены результаты роста напряжений вследствие усадки при различных скоростях охлаждения для заземленного образца, который моделирует условие полного торможения усадки. При изменении размеров кристаллической решетки в переходной зоне при распаде аустенита происходит снижение напряжений.

Таким образом, опасными температурами для образования трещин являются температуры начала усадки, начало феррито-перлитного превращения и комнатная температура. Соответственно, запас технологической прочности, то есть трещиноустойчивость стали, возрастает в переходной зоне, а затем снижается в феррито-перлитной зоне. Наивысшие значения напряжений возникают в образцах из двухфазной стали 20ХЛ при двух температурах: температуре начала фазового превращения ($t_{\gamma \rightarrow \alpha}^H$) и комнатной температуре (20 °С). Однако их уровень не превышает временное сопротивление разрыву $\sigma_B(t)$.

Построен график трещиноустойчивости стали 20ХЛ при высоких температурах.

Ключевые слова: трещиноустойчивость, релаксация, высокотемпературные испытания, предел прочности.

Образование трещин при полном торможении усадки является следствием высокой жесткости конструкции отливки или неподатливой формы и требует проведения анализа способности стали сопротивляться образованию трещин во всем диапазоне температур при различных скоростях охлаждения. Качественная оценка и мероприятия борьбы против образования горячих и холодных трещин хорошо известны [1–10]. В данной работе предлагается количественная оценка трещиноустойчивости стали 20ХЛ как запаса технологической прочности [11–14] при охлаждении в заземленном состоянии, что является наиболее консервативной оценкой, так как моделирует полное превращение свободной усадки в напряжения.

Алгоритм определения трещиноустойчивости стали приведен на рис. 1.

Испытания проводили на комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800 при температурах от 1300 до 20 °С, причем образец (рис. 2) сначала нагревали до 1300 °С, а затем охлаждали до заданных температур с разными скоростями, после чего проводили испытания на растяжение.

Модуль установки Gleeble 3800 «Pocket Jaw» для высокотемпературных испытаний по схеме одноосного растяжения/сжатия с образцом перед испытаниями представлен на рис. 3. Хорошо видно по краям образца массивные нагревательные элементы, а также припаянные термодпары и высокоточный накладной

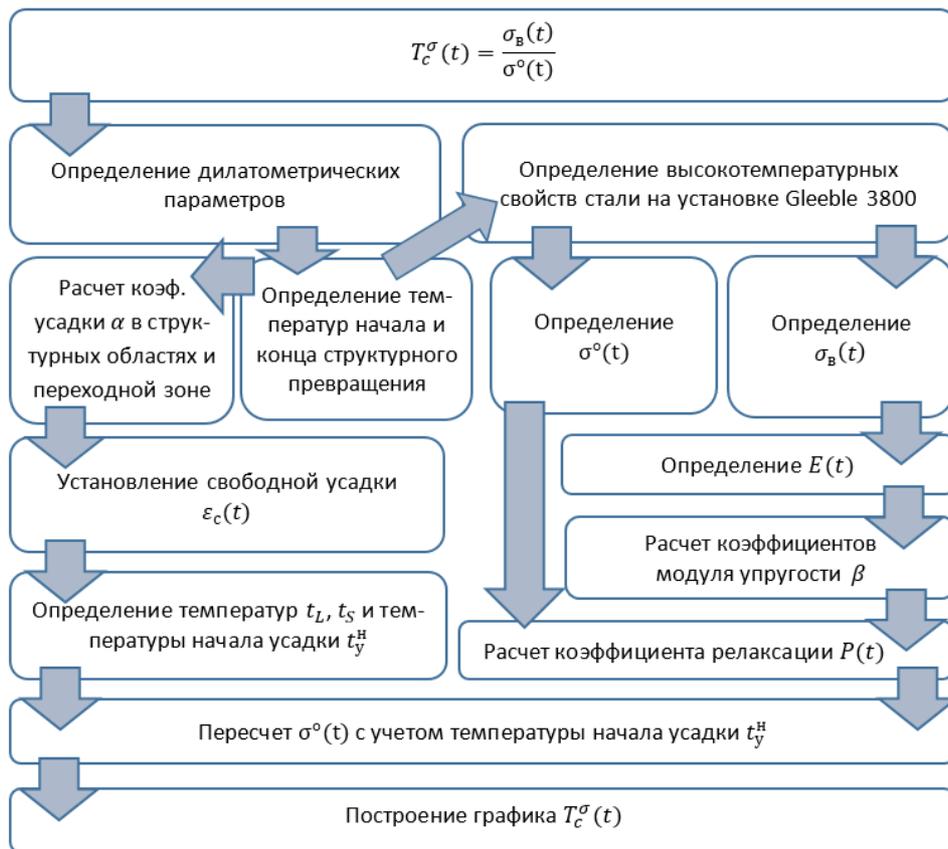


Рис. 1. Алгоритм определения трещиностойчивости стали

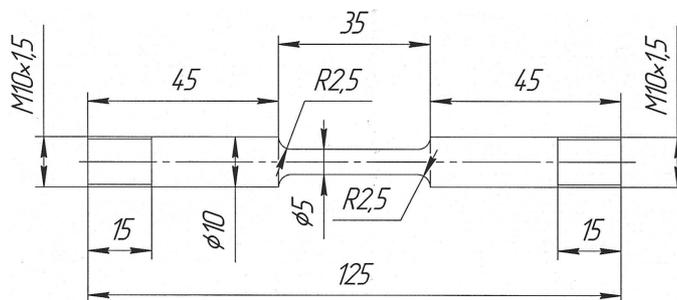


Рис. 2. Образец для испытаний на Gleeble System 3800

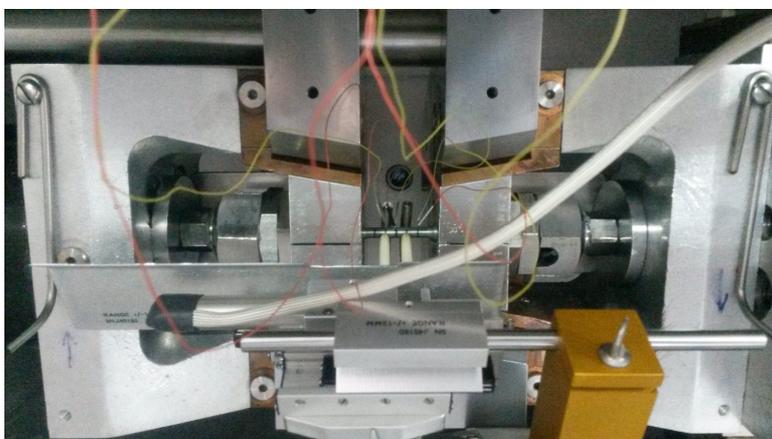


Рис. 3. Модуль установки Gleeble 3800 «Pocket Jaw» с образцом перед испытаниями

модуль для измерения перемещений «Stroke» и расчета модуля упругости. Внутри камеры отсасывается воздух и создается разрежение до 10^{-4} атм. Скорость деформирования при растяжении образца принята по ГОСТ 1497–84 и составляет 0,1 мм/с.

По результатам испытаний представляется возможность получения данных не только о временном сопротивлении разрыву, но и модуле упругости.

Методика оценки трещиностойчивости стали приведена в работе [12]. На первом этапе необходимо установить значения α_γ , α_α , $\alpha_{п.р}$ – температурные коэффициенты усадки соответственно, в областях существования кристаллических решеток в γ -Fe и α -Fe, а также феррито-перлитного превращения, $1/^\circ\text{C}$ и t_d^H , t_d^K – температуры начала и конца проведения дилатометрии соответственно, $^\circ\text{C}$.

Для лучшего понимания процесса роста напряжений при увеличении усадки на рис. 4 нанесена схема определения коэффициентов усадки, где в точке начала феррито-перлитного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ проведено отражение кривой дилатометрии, показывающей рост усадки. На данной схеме хорошо видно, что при феррито-перлитном превращении усадка снижается.

Определим температуру начала по следующему выражению [12]:

$$t_{\gamma \rightarrow \alpha}^H = t_{\gamma \rightarrow \alpha}^K + \frac{\varepsilon_{св} - \alpha_\alpha (t_{\gamma \rightarrow \alpha}^K - t_{20}) + \alpha_{п.р} (t_{\gamma \rightarrow \alpha}^H - t_{\gamma \rightarrow \alpha}^K)}{\alpha_\gamma}. \quad (1)$$

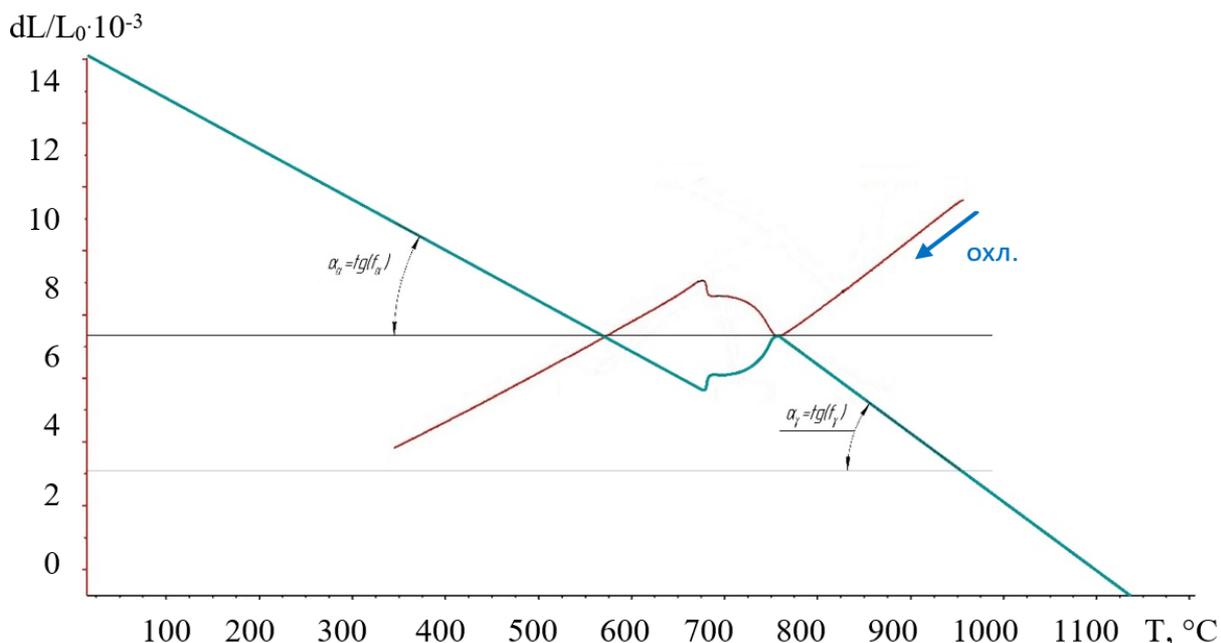


Рис. 4. Дилатометрическая кривая при охлаждении со скоростью 15 °C/мин для стали 20ХЛ со схемой определения усадки

Исходные параметры дилатометрических кривых приведены в табл. 1, а расчетные значения коэффициентов α_γ , α_α , $\alpha_{п.р}$ в табл. 2.

Высокотемпературные испытания проводили на комплексе Gleeble System 3800 при температурах от 1300 до 20 °C с шагом 100–200 °C, а также при температурах $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^H$ и $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^K$ (табл. 3).

По результатам дилатометрии и графиков $\sigma - \varepsilon$, построены графики температурной зависимости $E(t)$ во всем температурном интервале (рис. 5). На их основе были определены температурные коэффициенты модуля упругости β_γ , β_α и $\beta_{п.р}$, подобные коэффициентам усадки.

На рис. 5 указаны справочные данные модуля упругости, которые получены при нагреве образца. На основе справочных данных построена линейная прямая. В комплекс Gleeble System 3800 была добавлена специальная накладная измерительная система, которая фиксировала деформации рабочей зоны образца. Показания данной системы имеют название Strain. Однако для ряда экспериментов полученные значения Strain ошибочны, например, вследствие разрушения образца не по центру. Поэтому на рис. 5 также нанесены точки Stroke, которые получены расчетным методом путем отнесения перемещения захвата к длине образца.

Путем анализа всех точек построены прямые изменения модуля упругости в соответствующих температурных интервалах.

Таблица 1

Дилатометрические параметры сталей

№ п/п	Марка стали	Температура, °С				Значения усадки $dL/L_0 \cdot 10^{-3}$, доли ед.			
		t_D^H	$t_{\gamma \rightarrow \alpha}^H$	$t_{\gamma \rightarrow \alpha}^K$	t_D^K	$\varepsilon(t_D^H)$	$\varepsilon(t_{\gamma \rightarrow \alpha}^H)$	$\varepsilon(t_{\gamma \rightarrow \alpha}^K)$	$\varepsilon(t_D^K)$
1	20ХЛ	950	757,6	676,0	345	11,5	7,3	9,1	3,8

Таблица 2

Расчетные значения температурных коэффициентов усадки

№ п/п	Марка стали	Температурные коэф. усадки $\cdot 10^{-6}$, 1/°С			Свободная усадка [15, 16] $\varepsilon_{св}$, %	t_y^H , °С
		α_γ	α_α	$\alpha_{п.р}^*$		
1	20ХЛ	21,8295	16,0121	22,0588	2,3	1412,5

* Эквивалентный.

Таблица 3

Результаты высокотемпературных испытаний на Gleeble System 3800

Марка стали	Параметр	Величина параметра при температуре, °С						
		t_{1300}	–	$t_{\gamma \rightarrow \alpha}^H$	$t_{\gamma \rightarrow \alpha}^K$	–	–	t_{20}
20ХЛ	Фактическая температура, °С	1300	1045	760	670	330	200	20
	$\sigma_b(t)$, МПа	17,1	41,2	102,0	177,0	720	–	700
	$\sigma_{0,2}(t)$, МПа	11,22	17,85	40,8	113,2	408	–	387,6
	$E(t) \cdot 10^{-5}$, МПа	0,30	0,59	0,92	1,34	1,63	1,85	2,02

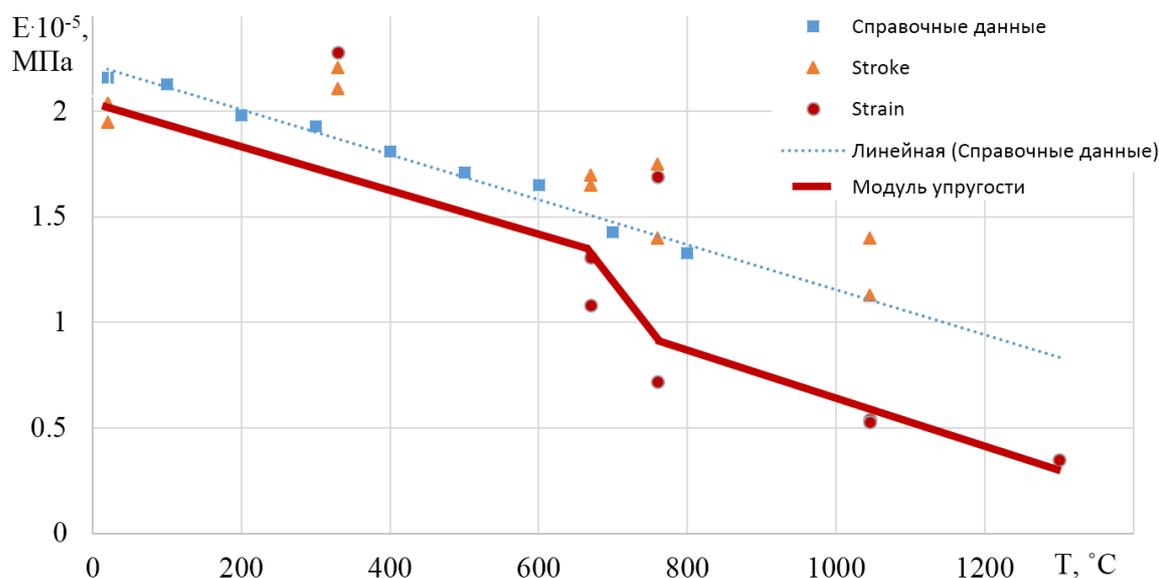


Рис. 5. Изменение модуля упругости $E(t)$ стали 20ХЛ в интервале 1300–20 °С

Исходя из данных табл. 3 по методике [12] рассчитываются температурные коэффициенты модуля упругости (табл. 4).

Релаксацию напряжений на Gleeble System 3800 исследовали методом нагрева образцов до температуры 1300 °С и выдержки при этой температуре 1 мин. Нагрев происходил при свободных держателях. Затем в защищенном состоянии образец охлаждали со

скоростями 0,05; 0,1; 1; 4; 24 °С/с. Результаты этих исследований приведены на рис. 6.

На основании рис. 6 и методики [12] построены графики функции релаксации $P(t)$ (рис. 7). По этим графикам хорошо видно, что скорость охлаждения существенно влияет на релаксацию стали.

Таким образом, получены все коэффициенты для пересчета напряжения при полном

Таблица 4

Температурный коэффициент модуля упругости

№ п/п	Марка	Температурный коэф. модуля упругости · 10 ³ , МПа/°С		
		β_γ	β_α	$\beta_{п.р}^*$
1	20ХЛ	1,1481	1,0462	4,6667

* Эквивалентный.

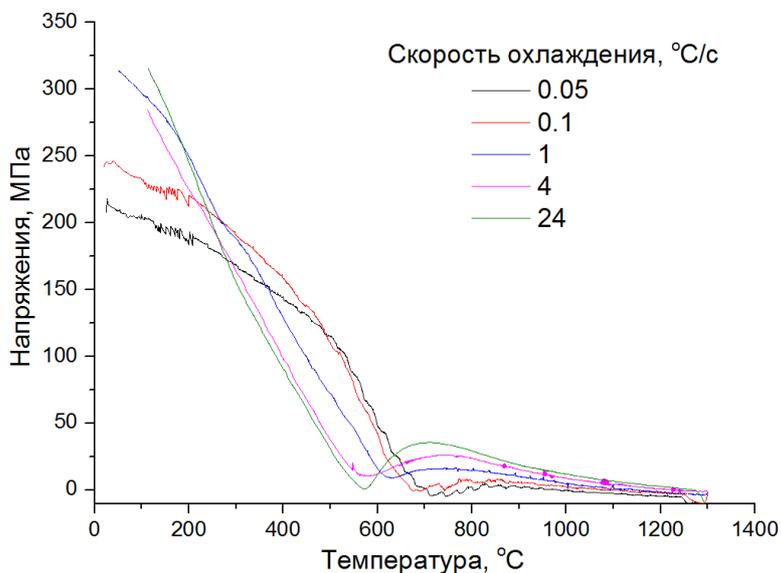


Рис. 6. Графики релаксации напряжений стали 20ХЛ при различных скоростях охлаждения

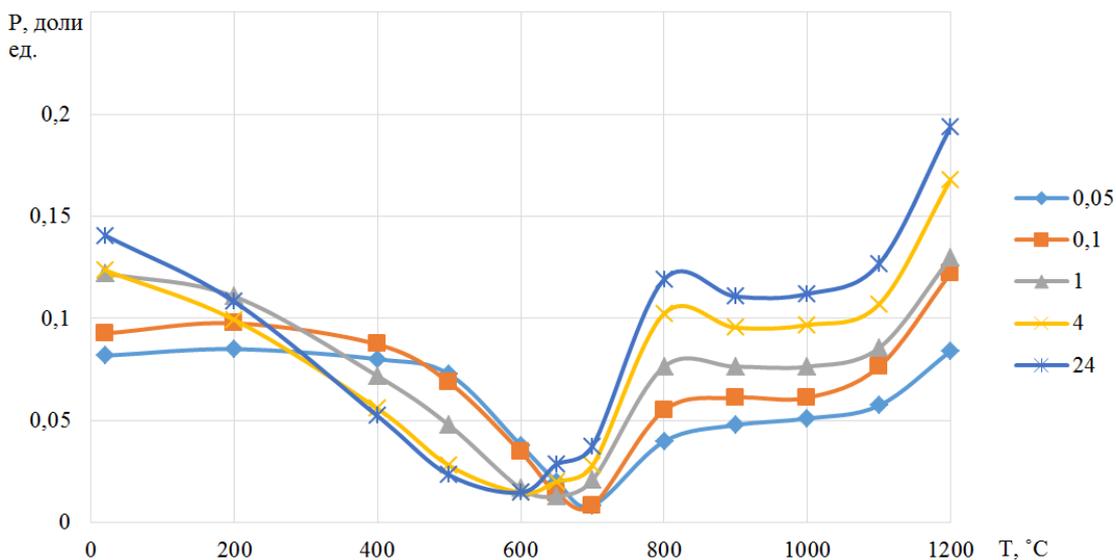


Рис. 7. Графики функции P(t) при различных скоростях охлаждения для стали 20ХЛ

торможении усадки $\sigma^\circ(t)$ с учетом температуры начала усадки. Результатом будет трещиностойчивость стали $T_c^\sigma(t)$ или запас технологической прочности (табл. 5 и рис. 8)

Таким образом, учитывая результаты релаксации (см. рис. 8), запас технологической прочности, то есть трещиностойчи-

вость стали, возрастает в переходной зоне, а затем снижается в α -области. Наивысшие значения напряжений возникают в образцах из двухфазной стали при двух температурах $t_{\gamma \rightarrow \alpha}^H$ и 20 °С. Однако их уровень не превышает временное сопротивление разрыву $\sigma_B(t)$. Этим обеспечивается трещиностойчивость

Расчет трещиностойкости стали $T_c^\sigma(t)$ по напряжениям с учетом релаксации

Марка стали	Трещиностойкость стали $T_c^\sigma(t)$, доли ед. при температурах, °С					
	20ХЛ	1045	760	670	330	–
2,3		2,4	4,2	4,8	–	1,8

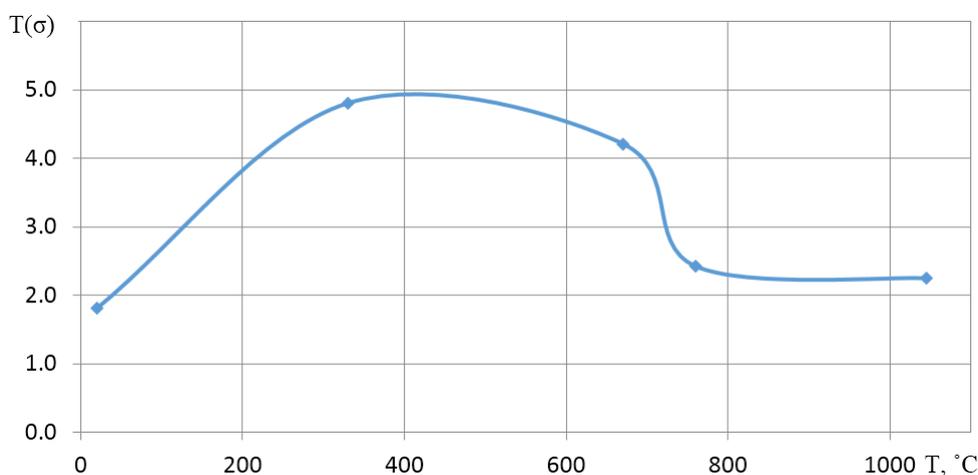


Рис. 8. График трещиностойкости стали 20ХЛ при охлаждении со скоростью 24 °С/мин

стали свыше 1 как запас технологической прочности.

В реальной отливке усадка часто происходит неравномерно за счет наличия разнотенности, множества локализованных тепловых узлов, что вызывает неравномерность деформации и может приводить к превышению напряжениями предела прочности. Для оценки влияния конструкции отливки необходимо определить трещиностойкость отливки с учетом коэффициента локализации деформации.

Литература

1. Study of hot tearing in stainless steel CF3M during casting using simulation and experimental method / D.S. Bhiogade, S.M. Randiwe, A.M. Kuthe, A.A. Likhite // *International Journal of Metalcasting*. – 2018. – Vol. 12, iss. 2. – P. 331–342. DOI: 10.1007/s40962-017-0170-7

2. Formation mechanism of defects in low-chromium alloy cast steel shot / L. Zhu, H. Yu, Y. Liu, Q. Xin // *Dongbei Daxue Xuebao/Journal of Northeastern University*. – 2014. – Vol. 35. – P. 142–145.

3. Monroe, C. Development of a hot tear indicator for steel castings / C. Monroe, C. Beckermann // *Materials Science and Engineering*. – 2005. – Vol. 413–414. – P. 30–36. DOI: 10.1016/j.msea.2005.09.047

4. Development of cast steel brake disc with

heat shock resistance / N. Harada, Y. Tanida, T. Fukuda et al. // *Paper presented at the 72nd World Foundry Congress, WFC*. – 2016. – P. 66–67.

5. Kolokoltsev, V.M. Calculation of impeded shrinkage casting processes in sand layer / V.M. Kolokoltsev, A.S. Savinov, A.S. Tuboltseva // *Materials Science Forum*. – 2016. – P. 516–522. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.516

6. Wang, M. Numerical simulation and analysis of hot cracking in the casting of fork / M. Wang, Y. Pu // *Xiyou Jinshu Cailiao Yu Gongcheng/Rare Metal Materials and Engineering*. – 2017. – Vol. 46, iss. 4. – P. 946–950. [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(17\)30127-3](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(17)30127-3)

7. Оценка вероятности образования горячих трещин в отливках / С.И. Рыбачук, А.И. Шапранов, В.В. Десницкий и др. // *Современные методы обеспечения высокого качества отливок*. – Л.: ЛДНТП, 1977. – С. 44–47.

8. Шатов, А.Я. Повышение сопротивляемости отливок образованию горячих трещин / А.Я. Шатов, В.Н. Яковлев, Я.В. Копылов // *Литейное производство*. – 1980. – № 8. – С. 18–19.

9. Ольховик, Е.О. Разработка механической концепции образования горячих трещин в стальных отливках / Е.О. Ольховик, В.В. Десницкий // *Литейщик России*. – 2007. – № 11. – С. 21–25.

10. Алгоритм расчета трещиностойчивости отливок на основе реологических свойств сплава и формы / С.И. Рыбачук, В.В. Десницкий, Ю.Я. Андрейченко и др. // Применение ЭВМ и повышение эффективности литейного производства. – Л.: ЛДНТП, 1983. – С. 33–36.

11. Вдовин, К.Н. Прогнозирование трещиностойчивости крупных стальных отливок / Н.К. Вдовин, А.С. Савинов, Н.А. Феоктистов // Литейное производство. – 2014. – № 12. – С. 8–10.

12. Иванов, М.А. Методика определения трещиностойчивости стали / М.А. Иванов // Заготовительные производства в машиностроении (кузнечно-прессовое, литейное и другие производства). – 2016. – № 12. – С. 9–14.

13. Экспериментальное исследование развития затрудненной усадки в стальных отливках / Е.О. Ольховик, Р.В. Желателева, И.А. Матвеев, Р.А. Молчанюк // Литейщик России. – 2006. – № 5. – С. 38–39.

14. Развитие теории трещиностойчивости отливок / М.А. Иванов, В.И. Швецов, Е.Л. Волосатова, Д.В. Изотов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2011. – Вып. 17, № 36. – С. 48–50.

15. Василевский, П.Ф. Технология стального литья / П.Ф. Василевский. – М.: Машиностроение, 1974. – 408 с.

16. Кремер, М.А. Фасонное литье из легированных сталей / М.А. Кремер. – М.: Машиностроение, 1965. – 64 с.

Иванов Михаил Александрович, канд. техн. наук, заведующий кафедрой оборудования и технологии сварочного производства, Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск; ivanovma@susu.ru.

Поступила в редакцию 12 апреля 2018 г.

DOI: 10.14529/met180204

CALCULATION OF CRACK RESISTANCE OF STEEL 20HL

M.A. Ivanov, ivanovma@susu.ru

South Ural State University, Chelyabinsk, Russian Federation

Crack resistance of steel characterizes the reserve of technological strength at casting cooling as an exceeding the stresses of the temporary tear resistance at different cooling rates.

Tests were performed on the complex for physical simulation of thermo-mechanical processes Gleeble 3800 at temperatures from 1300 °C to 20 °C. At first, the sample was heated up to 1300 °C, then cooled to the given temperatures with various rates, after those tensile tests were conducted.

Investigations were performed for steel 20HL at various cooling rates. We carried out dilatometry tests and found critical points of structural transformations at cooling of steel 20HL. We performed high-temperature tensile tests at the Gleeble System 3800 and defined the tensile strength and modulus of elasticity at temperature up to 1300 °C.

Relaxation tests were carried out. The paper presents the results of the stress increase due to shrinkage at different cooling rates for the clamped sample, which simulates the condition of full deceleration of the shrinkage. Stresses decrease at the change of the size of the crystal grid in the transition zone during decomposition of austenite.

Thus, dangerous temperatures for cracks formation are temperatures of the beginning of the shrinkage, the beginning of the ferrite-perlite transformation and the room temperature. According to this, the reserve of technological strength i.e. the crack resistance of steel increases in the transition zone and then decreases in ferrite-perlite zone. The highest values of stresses occur in samples of two-phase steel 20HL at two temperatures: temperature of the beginning of the phase transformation ($t_{\gamma \rightarrow \alpha}^H$) and the room temperature (20 °C). However, their level does not exceed the temporary tear resistance $\sigma_b(t)$.

A diagram of crack resistance of steel 20HL at high temperatures is obtained.

Keywords: crack resistance, relaxation, high-temperature tests, tensile strength.

References

1. Bhiogade D.S., Randiwe S.M., Kuthe A.M., Likhite A.A. Study of Hot Tearing in Stainless Steel CF3M during Casting Using Simulation and Experimental Method. *International Journal of Metal-casting*, 2018, vol. 12, iss. 2, pp. 331–342. DOI: 10.1007/s40962-017-0170-7
2. Zhu L., Yu H., Liu Y., Xin Q. Formation Mechanism of Defects in Low-Chromium Alloy Cast Steel Shot. *Dongbei Daxue Xuebao/Journal of Northeastern University*, 2014, vol. 35, pp. 142–145.
3. Monroe C., Beckermann C. Development of a Hot Tear Indicator for Steel Castings. *Materials Science and Engineering*, 2005, vol. 413–414, pp. 30–36. DOI: 10.1016/j.msea.2005.09.047
4. Harada N., Tanida Y., Fukuda T., Takuma M., Tsujikawa M., Higashi K. Development of Cast Steel Brake Disc with Heat Shock Resistance. *Paper Presented at the 72nd World Foundry Congress, WFC*, 2016, pp. 66–67.
5. Kolokoltsev V.M., Savinov A.S., Tuboltseva A.S. Calculation of Impeded Shrinkage Casting Processes in Sand Layer. *Materials Science Forum*, 2016, pp. 516–522. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.870.516
6. Wang M., Pu Y. Numerical Simulation and Analysis of Hot Cracking in the Casting of Fork. *Xiyou Jinshu Cailiao Yu Gongcheng/Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, vol. 46, iss. 4, pp. 946–950. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1875-5372\(17\)30127-3](https://doi.org/10.1016/S1875-5372(17)30127-3)
7. Rybachuk S.I., Shapranov A.I., Desnitsky V.V. et al. [Estimation of the Probability of Hot Crack Formation in Castings]. *Sovremennyye metody obespecheniya vysokogo kachestva otlivok* [Modern Methods of Providing High Quality Castings]. Leningrad: LDNTP Publ., 1977, pp. 44–47. (in Russ.)
8. Shatov A.Ya., Yakovlev V.N., Kopylov Ya.V. [Increase Resistance of Castings to the Formation of Hot Cracks]. *Liteynoye proizvodstvo* [Foundry], 1980, no. 8, pp. 18–19. (in Russ.)
9. Ol'khovik E.O., Desnitskiy V.V. [Development of a Mechanical Concept for the Formation of Hot Cracks in Steel Castings]. *Liteyshchik Rossii* [The Caster of Russia], 2007, no. 11, pp. 21–25. (in Russ.)
10. Rybachuk S.I., Desnitskiy V.V., Andreychenko Yu.Ya. et al. [Algorithm for Calculating the Crack Resistance of Castings Based on the Rheological Properties of the Alloy and Its Shape]. *Primeneniye EVM i povysheniye effektivnosti liteynogo proizvodstva* [Application of Computers and Increasing the Efficiency of Foundry Production]. Leningrad, LDNTP Publ., 1983, pp. 33–36. (in Russ.)
11. Vdovin N.K., Savinov A.S., Feoktistov N.A. [Forecasting the Crack Resistance of Large Steel Castings]. *Liteynoye proizvodstvo* [Foundry], 2014, no. 12, pp. 8–10. (in Russ.)
12. Ivanov, M.A. [Method for Determination of the Crack Resistance of Steel] *Zagotovitel'nyye proizvodstva v mashinostroyenii (kuznechno-pressovoye, liteynoye i drugiye proizvodstva)* [Blanking Productions in Mechanical Engineering (Press Forging, Foundry and Other Productions)], 2016, no. 12, pp. 9–14. (in Russ.)
13. Ol'khovik E.O., Zhelateleva, IA, Matveyev R.V., Molchanyuk R.A. [Experimental Study of the Development of Hindered Shrinkage in Steel Castings]. *Liteyshchik Rossii* [The Caster of Russia], 2006, no. 5, pp. 38–39. (in Russ.)
14. Ivanov M.A., Shvetsov V.I., Volosatova E.L., Izotov D.V. Advancing the Theory of Crack Resistance of Castings. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2011, iss. 17, no. 36, pp. 48–50. (in Russ.)
15. Vasilevskiy P.F. *Tekhnologiya stal'nogo lit'ya* [Technology of Steel Casting]. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 1974. 408 p.
16. Kremer M.A. *Fasonnoye lit'ye iz legirovannykh staley* [Shaped Casting of Alloy Steels]. Moscow, Mashprom Publ, 1965. 64 p.

Received 12 April 2018

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Иванов, М.А. Расчет трещиностойчивости стали 20ХЛ / М.А. Иванов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2018. – Т. 18, № 2. – С. 29–36. DOI: 10.14529/met180204

FOR CITATION

Ivanov M.A. Calculation of Crack Resistance of Steel 20HL. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2018, vol. 18, no. 2, pp. 29–36. (in Russ.) DOI: 10.14529/met180204