

УДК 539.37

Исследование кратковременной ползучести перспективной турбинной стали

Колебина Н. В.^{1,*}, Данилов В. Л.¹,
Прижан С.¹

*kolebina.nv@mail.ru

¹МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

В последнее время в различных отраслях промышленности широкое применение получили низкоуглеродистые легированные стали благодаря их высокой коррозионной стойкости, а также хорошим технологическим свойствам. Для оптимизации процесса изготовления деталей из этих сталей необходимо применять математическое моделирование напряженно – деформируемого состояния. В данной работе экспериментально исследованы механические характеристики низкоуглеродистой легированной стали при высоких температурах. Предложен вид уравнения состояния, описывающего поведения материала при высоких температурах в заданном интервале скоростей деформации. Определены параметры уравнения состояния. Приведены экспериментальные кривые деформирования, а также теоретические кривые, рассчитанные на основе выбранных параметров.

Ключевые слова: низкоуглеродистая легированная сталь, кратковременная ползучесть, деформация, напряжения

Введение

В последнее время широкое применение в различных отраслях промышленности получили низкоуглеродистые легированные стали, благодаря их высокой коррозионной стойкости и хорошим технологическим свойствам. Одной из операций, применяемых при изготовлении деталей из этих сталей, является горячее деформирование. Для оптимизации процесса горячего деформирования необходимо применение математического моделирования напряженно – деформированного состояния. В связи с этим целесообразно исследовать механизм деформации стали и получить уравнение состояния, позволяющее описать это явление в диапазоне температур, используемых для горячего деформирования.

В данной работе представлены результаты исследования перспективной турбинной низкоуглеродистой легированной стали 01X13H4.

Низкоуглеродистые мартенситные стали были созданы в 80-е годы XX века [1]. В работах Л.М. Клейнера, А.А. Шацова, Н.П. Мельникова и многих других [1,2] подробно

рассмотрены формирование и особенности структуры, а также свойства низкоуглеродистых сталей. Исследование влияния размера зерна и фазовых превращений на пластичность этих сталей приведены в работах И.В. Ряпосова и И.Н. Богачева [3,4]. Однако в предшествующих работах не приведено уравнение состояния, описывающее поведение низкоуглеродистых мартенситных сталей при высоких температурах. В данной работе рассмотрена принципиально новая сталь этого класса с предельно низким содержанием углерода, а также исследованы и описаны ее свойства при высоких температурах.

Исследование кратковременной ползучести

Данная сталь относится к мартенситному классу, т.е. при комнатной температуре имеет структуру мартенсита, и при определенной температуре претерпевает мартенситно – аустенитное превращение [5]. Известно, что структурные превращения приводят к существенному изменению механических характеристик материала. В связи с тем, что нас интересуют свойства стали при высоких температурах 800°C-1000°C, необходимо знать фазовый состав стали в указанном интервале температур. Одним из методов определения фазового состава стали, в зависимости от температуры, является математическое моделирование с помощью специальных программных комплексов, например Thermo – Calc. В основе программы Thermo-Calc заложена модель классической термодинамики, которая имеет дело с системами, находящимися в состоянии равновесия [6]. Исходными данными для расчета является химический состав стали.

Теоретический расчет равновесного фазового состава данной стали был выполнен в программе Thermo – Calc, результат расчета приведен на рис.1.

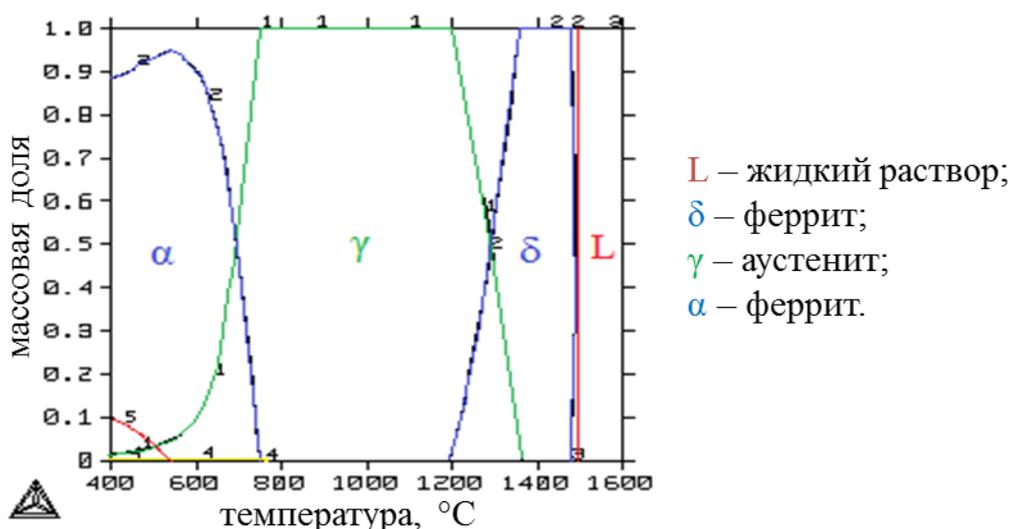


Рис 1. Равновесный фазовый состав стали при заданной температуре

Линии диаграммы показывают превращения в структуре, происходящие при изменении температуры.

Как видно из диаграммы, представленной на рис.1, при температурах 800°C-1000°C данная сталь имеет структуру аустенита. Следовательно, все полученные нами результаты можно интерполировать на интервал температур, в котором сталь имеет структуру аустенита. Однако если возникнет необходимость исследования напряженно – деформированного состояния при более низких температурах, то потребуется подробное исследование микроструктуры.

Для определения уравнения состояния и входящих в него параметров, образцы материала были испытаны на растяжение в заданном интервале температур.

Испытания проводились на установке Zwick/Roelle Z100, модифицированной для проведения экспериментов в вакууме при высоких температурах. Точность задания нагрузки – 1%, точность определения линейной деформации – 1мкм. Образцы нагревались со скоростью 10°C/мин до температуры эксперимента и выдерживались при этой температуре 5 мин для стабилизации структуры и получения равномерности нагрева в рабочей зоне. Исследования проводились при температурах, характерных для горячей штамповки рассматриваемой стали равных 850°C-1000°C.

Образцы с размером рабочей части 10x2,5x1,75мм испытывались на растяжение по схеме, приведенной на рис. 2. Захваты испытательной машины (2,5) представляют собой систему из двух стержней (3), на которые опираются плечики плоского образца (1) в виде двойной лопатки.

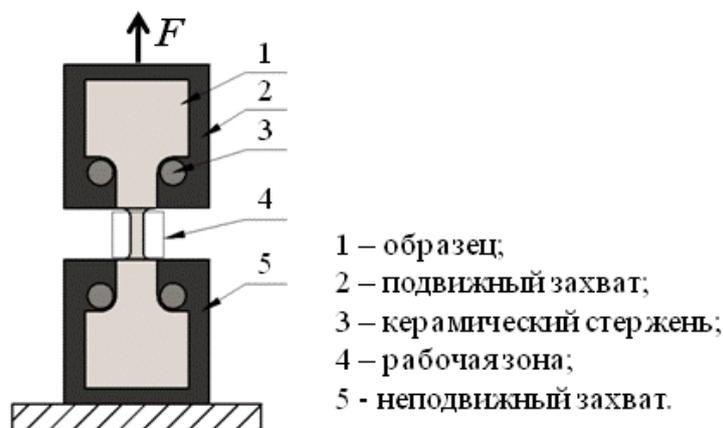


Рис 2. Схема испытания образца на растяжение

В экспериментах регистрировался зависимость между растягивающей силой F и удлинением образца Δl в каждый момент времени при заданной скорости движения захватов. После испытания полученную диаграмму пересчитывали для изображения в координатах “действительные напряжения – действительные деформации” с учетом изменения площади поперечного сечения [7]. Расчет действительного напряжения проводился по формуле

$$\sigma = F/A = F(1 + \varepsilon_{\text{усл}})/A_0. \quad (1)$$

Пересчет деформации из условной $\varepsilon_{\text{усл}} = \Delta l/l_0$ в ε проводился в области равномерной деформации по формуле

$$\varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_{\text{усл}}). \quad (2)$$

Перестройка диаграммы не изменяет качественный вид кривых, как это видно на рис. 3, но при этом изменяются шкалы измерения деформаций и напряжений, что очень важно для математического моделирования.

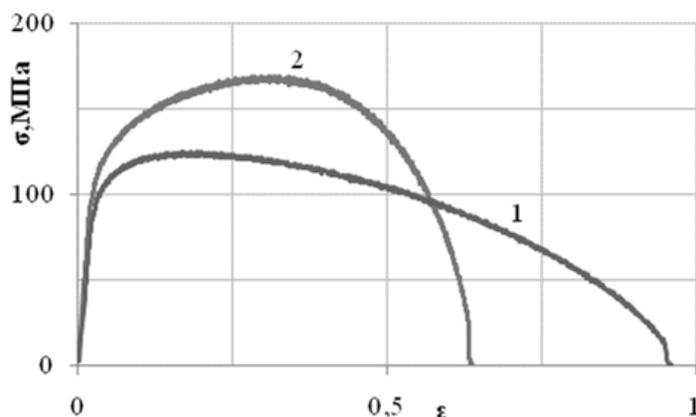


Рис. 3. Кривые $\sigma - \varepsilon$: условная кривая (1) и истинная кривая (2)

Кривую 2 рис.3 можно разделить на два участка: упрочнение; образование шейки после достижения максимального напряжения, приводящее к разрушению. В дальнейшем мы будем изучать только первый участок – упрочнение до максимального напряжения, так как на этом участке материал деформируется однородно. Образование и развитие шейки в данной работе не рассматривается.

Все представленные кривые соответствуют усредненным значениям трех опытов.

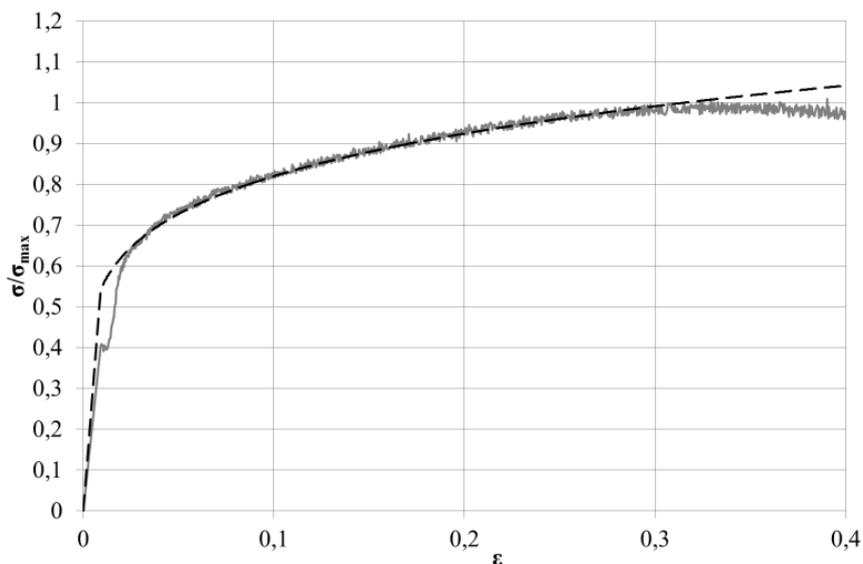


Рис 4. Кривая ползучести низкоуглеродистой легированной стали при 880°C

Кривая, приведенная на рис. 4, характеризует заметное упрочнение материала. Описание такого вида кривых соответствует теории ползучести упрочнения при следующей зависимости между скоростью деформации ползучести, температурой, напряжением и деформацией ползучести [8]:

$$\sigma = A\xi^m \varepsilon^n. \quad (3)$$

Здесь σ – напряжение; ε – деформация ползучести; ξ – скорость деформации ползучести; A, m и n – экспериментальные значения параметров материала.

Для наиболее точного описания деформирования стали, а также для возможности определения механизма деформации, введем в уравнение зависимость от размера зерна и температуры:

$$\sigma = \frac{B}{d^p} \xi^m \varepsilon^n e^{\frac{T_0}{T}}. \quad (4)$$

Здесь σ – напряжение; ε – деформация ползучести; ξ – скорость деформации ползучести; d – размер зерна; T – температура испытаний; B – эмпирический коэффициент; p – параметр, характеризующий чувствительность к размеру зерна; m – параметр, характеризующий чувствительность к скорости деформации; n – параметр, характеризующий упрочнение; T_0 – температурный параметр.

Параметры уравнения состояния материала определялись методом наименьших квадратов так, чтобы сумма отклонений расчетных напряжений от экспериментальных была минимальной. Значения полученных параметров приведены в таблице 1. Теоретическая кривая, рассчитанная по этим значениям, изображена на рис. 4 пунктирной линией. Как видно из сопоставления кривых, теоретическая кривая согласуется с экспериментальной.

Таблица 1. Параметры уравнения состояния при ползучести

Параметры эксперимента	p	n	m	T_0
$T=880^\circ\text{C}$ $\xi=0,0004\text{c}^{-1}$	0,242	0,172	0,117	4425

Установленные числовые значения параметров указывают на невысокую чувствительность материала к скорости деформации, так как параметр $m < 0,3$ [9], что может говорить об отсутствии межзеренного проскальзывания при заданных температуре и скорости деформации.

Одним из параметров оптимизации процесса горячего деформирования является скорость деформации [10]. В связи с этим необходимо, чтобы найденное уравнение состояния могло достоверно описывать поведение материала при различных скоростях деформации.

Для верификации проводился эксперимент с изменением скорости деформации (рис.5). Скорость деформации для различных интервалов деформирования приведена в таблице 2.

Таблица 2. Скорости деформации

№ интервала	1	2	3	4
ξ, c^{-1}	0,0008	0,0002	0,0004	0,0006

Результаты эксперимента и теоретическая кривая представлены на рис.5 сплошной и пунктирной линиями соответственно.

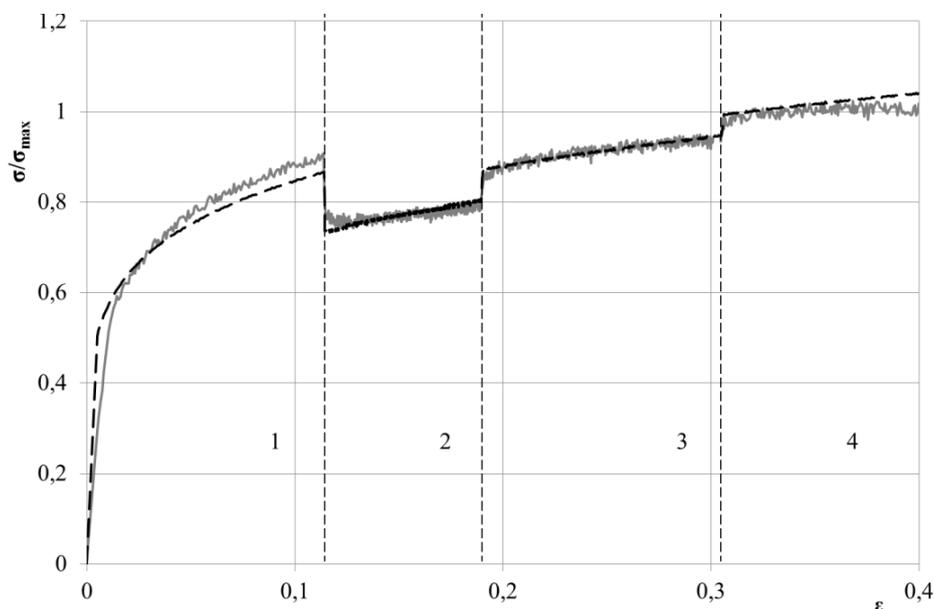


Рис.5 Кривая ползучести при различных скоростях деформирования

Вид теоретической кривой, рассчитанной при значениях параметров, указанных в таблице 2, согласуется с экспериментальной. Полученное уравнение состояния адекватно описывает поведение материала при изменении скорости деформации в интервале 2×10^{-4} – 8×10^{-4} .

Заключение

Экспериментальные и теоретические исследования позволили конкретизировать вид уравнения состояния, в форме закона ползучести с упрочнением. Сравнение теоретического расчета и экспериментальных данных подтвердило адекватность выбранного закона. Установлено, что данная низкоуглеродистая легированная сталь обладает невысокой чувствительностью к скорости деформации и размеру зерна.

Список литературы

1. Клейнер Л.М., Шацов А.А. Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса. Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2008. 303 с.
2. Мельников Н.П. Низкоуглеродистая мартенситная хромоникельмолибденовая сталь // Известия АН СССР. Металлы. 1983. № 2. С. 112-119.

3. Ряпосов И.В., Клейнер Л.М., Шацов А.А. Формирование зеренной и реечной структуры в низкоуглеродистых мартенситных сталях термоциклированием // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2008. № 9. С. 33-39.
4. Богачев И.Н., Лепехина Л.И. Сверхпластичность мартенситных хромоникелевых сталей // *Физика металлов и металловедение*. 1977. Т. 44, № 6. С. 1282-1285.
5. Гуляев А.П. *Металловедение*. М.: Альянс, 2011. 643 с.
6. Thermo-Calc Software. Software System. Thermodynamic Framework and Data. Stockholm, Sweden, 2006.
7. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. В 2 ч. Ч. 1. Малые деформации: пер. с англ. М.: ГРФМЛ, 1984. 600 с.
8. Работнов Ю.Н. *Ползучесть элементов конструкций* М.: Наука, 2014. 752 с.
9. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка твердодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002. 440 с.
10. Тетерин Г.П., Полухин П.И. *Основы оптимизации и автоматизации проектирования технологических процессов горячей объемной штамповки*. М.: Машиностроение, 1979. 284 с.

Study of Shot – Time Creep of New Turbine Steel

N.V. Kolebina^{1,*}, V.L. Danilov¹, S. Prigent¹

*kolebina.nv@mail.ru

¹Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia

Keywords: low-carbon stainless steel, creep, strain, stress

Low-carbon steels have good corrosion and technological properties. Hot deformation is the main operation to make details from these steels. Mathematical modeling of steel stress-strain behavior is used to optimize the process of hot forming. The purpose of this work is an experimental study of the mechanical properties of low-carbon alloy steel 01X13N04 at high temperatures. L.M. Kleiner, N.P. Melnikov, and I.N. Bogachyova focused on the microstructure of these steels and on the influence of structural parameters over mechanical properties in their works.

The article mainly emphasizes the construction of mathematical model correctly describing a behavior of the material at high temperatures. The phase composition was defined by theoretical analysis of the steel at specified temperatures. Flat samples were tested by tension in vacuum at temperatures 850°C-1000 °C. The resulting diagram was converted into actual stress - the actual strain taking into account changes in the cross-sectional area. The resulting curves can be conventionally divided into two parts: the hardening up to the maximum stress and, after reaching the maximum stress, necking, which leads to destruction. The hardening up to the maximum stress was studied in details. The material is uniformly deformed there. Necking and its evolution are not considered. The best description of the curves corresponds to the theory of creep hardening. For the most accurate description of the phenomenon, dependences on the grain size and temperature were introduced in equation. Parameters of the equation were determined by the least square method. Analysis of parameters has shown that material has low strain rate sensitivity. Attention was also paid to the verification of the results. Comparison of experimental and theoretical curves of deformation at different strain rates confirmed that the chosen law and set parameters are adequate.

References

1. Kleyner L.M., Shatsov A.A. *Konstruktsionnye vysokoprochnye nizkouglerodistyie stali martensitnogo klassa* [Structural high-strength low-carbon steel of the martensitic class]. Perm', PSTU Publ., 2008. 303 p. (in Russian).

2. Mel'nikov N.P. Low carbon martensitic chromium-nickel-molybdenum steel. *Izvestiya AN SSSR. Metally*, 1983, no. 2, pp. 112-119. (in Russian).
3. Ryaposov I.V., Kleyner L.M., Shatsov A.A. Formation of grain and lath structure in low-carbon martensitic steels by heat cycling. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2008, no. 9, pp. 33-39. (English translation: *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, iss. 9-10, pp. 435-441. DOI: [10.1007/s11041-009-9081-4](https://doi.org/10.1007/s11041-009-9081-4)).
4. Bogachev I.N., Lepekhina L.I. Superplasticity of chromium martensitic steels. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 1977, vol. 44, no. 6, pp. 1282-1285. (in Russian).
5. Gulyaev A.P. *Metallovedenie [Metallography]*. Moscow, Al'yans Publ., 2011. 643 p. (in Russian).
6. Thermo-Calc Software System (Thermodynamic Framework and Data). Stockholm, Sweden, Foundation of Computational Thermodynamics, 2006. 68 p.
7. Bell J.F. The Experimental Foundations of Solid Mechanics. In book: Flugge S., chief ed.; Truesdell C., ed. *Encyclopedia of Physics. Vol. VI a/1*. Berlin - Heidelberg - New York, Springer-Verlag, 1973, section 1-3. (Russ. ed.: Bell J.F. *Ekspperimental'nye osnovy mekhaniki deformiruemykh tverdykh tel. V 2 ch. Ch. 1. Malye deformatsii*. Moscow, GRFML Publ., 1984. 600 p.).
8. Rabotnov Yu.N. *Polzuchest' elementov konstruktsiy [Creep of structural elements]*. Moscow, Nauka Publ., 2014. 752 p. (in Russian).
9. Kaybyshev O.A., Utyashev F.Z. *Sverkhplastichnost', izmel'chenie struktury i obrabotka tverdodeformiruemykh splavov [Superplasticity, structure refinement and treatment of solid wrought alloys]*. Moscow, Nauka Publ., 2002. 440 p. (in Russian).
10. Teterin G.P., Polukhin P.I. *Osnovy optimizatsii i avtomatizatsii proektirovaniya tekhnologicheskikh protsessov goryachey ob'emnoy shtampovki [Fundamentals of optimization and automation of design of technological processes of hot forging]*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979. 284 p. (in Russian).