

УДК 620.172.21:669.017.16

С.К. Гребеньков, А.А. Шацов, И.В. Ряпосов
S.K. Grebenkov, A.A. Shatsov, I.V. Ryaposov

Пермский национальный исследовательский политехнический университет
Perm National Research Polytechnic University

**ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ
ОТПУСКОУСТОЙЧИВЫХ НМС
НА СТАДИИ РАВНОМЕРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

**STRENGTHENING OF TEMPER RESISTANCE LOW CARBON
MARTENSITIC STEEL ON UNIFORM DEFORMATION STAGE**

Определены числовые характеристики упрочнения низкоуглеродистых мартенситных сталей, имеющих реечную структуру, легированных сильными карбидообразующими элементами. Исследована микро- и тонкая структура сталей, определены значения показателей прочности, пластичности и вязкости. Построены истинные кривые «деформация – напряжение». Рассчитаны показатели упрочнения для стадии равномерной деформации. Показано хорошее согласие экспериментальных данных с уравнением Людвига – Холломона.

Ключевые слова: упрочнение, деформация, низкоуглеродистые стали, структура, показатель упрочнения, мартенсит, аустенит, бейнит.

Are defined numerical characteristics of strengthening of low-carbon martensitic steels, with the rake structure, alloyed strong carbide forming elements. Shown micro- and fine structure of steels, characteristics of strength, ductility and impact toughness. We construct the true curves of strain – stress diagram. Hardening rates were calculated for uniform strain stage. The good agreement between the experimental data with the equation of Ludwick – Hollomon.

Keywords: strengthening, strain, low carbon steel, structure, rate of strengthening, martensite, austenite, bainite.

Низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС) [1] содержат менее 0,12 % С, легированы 1–3 % Cr, 1–2 % Mn, 1 % Ni и часто сильными карбидообразующими элементами. Добавки V, Nb и/или Ti обеспечивают рост отпускоустойчивости и проявление структурной наследственности [2]. НМС, при равной со среднеуглеродистыми сталями прочности, обладают вдвое более высокими характеристиками надежности [3].

Повышение содержания углерода в исследованных НМС более 0,12 % С продиктовано потребностью современной промышленности в высокопрочных сталях.

Важной характеристикой стали является деформационное упрочнение. Оценить упрочнение материала позволяет показатель деформационного упрочнения n уравнения Людвига – Холломоны [4]:

$$\sigma_w = K_L e^n, \quad (1)$$

где σ_w – истинное напряжение; K_L – коэффициент упрочнения; e – истинная деформация.

Показатель деформационного упрочнения n зависит от предыдущей деформации [5], состава стали, температуры испытаний, скорости нагружения, количества, размеров и морфологии характерных элементов структуры (табл. 1).

Таблица 1

Сравнительные характеристики упрочнения материалов на стадии равномерной деформации [4, 6–9]

Материал	Кристаллическая решетка / структура	n
Сталь 10	ОЦК	0,3
Сплав алюминия Д1	ГЦК	0,5
Сплав алюминия А85 ($d = 50$ мкм)	ГЦК	0,5
Сплав алюминия А85 ($d = 0,5$ мкм)	ГЦК	0,07
Сплав циркония	ГПУ	0,2
Титан ВТ1-00 ($d < 0,1$ мкм)	ГПУ	0,06
Сталь 10	Феррит	0,3
Сталь Х70 (12Г2СФТБ)	Феррит + сорбит	0,2
Сталь 42CrMo4 (40ХМ)	Феррит + сорбит	0,1
Сталь Х2CrNiMo18.12 (02Х18Н12М)	Аустенит + мартенсит (деформационное γ - α -превращение)	0,36

Примечание: скорость деформации в интервале 0,25–5 мм/мин.

Для оценки поведения материала в реальных условиях нагружения с учетом упрочнения строят истинные диаграммы «деформация – напряжение».

Цель работы – исследование деформационного упрочнения отпускостойчивых НМС на стадии равномерной деформации.

Методика эксперимента и исследования. Исследовали НМС системы Fe – Cr – Mn – Ni – Mo – V – Nb с различным содержанием углерода (табл. 2). Образцы для исследований изготовлены из проката диаметром 110 мм (сталь 15Х2Г2НМФБА) и диаметром 90 мм (сталь 19Х2Г2НМФБА).

Таблица 2

Химический состав исследуемых сталей, %

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al	N	H, ppm	Nb
15X2Г2НМФБА	0,15	0,26	2,07	2,10	1,23	0,42	0,09	0,20	0,015	0,011	1,4	0,063
19X2Г2НМФБА	0,19	0,21	2,02	2,16	1,22	0,41	0,09	0,17	0,019	0,011	1,5	0,056

Примечание: суммарное содержание серы и фосфора не превышало 0,025 %.

Испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 1497–84 на машине Instron 300 LX. Использовали цилиндрические образцы типа III, номер 7. Ударную вязкость определяли согласно ГОСТ 9454–78, на маятниковом копре ИО 5003-0,3, образцы типа 11 с V-образным надрезом. Значения KCV, σ_b , σ_T , δ , ψ получали как среднее арифметическое по результатам испытаний не менее трех образцов, твердость определена по Бринеллю на твердомере ТШ-2 (табл. 3).

Таблица 3

Механические свойства исследуемых сталей

Сталь	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²	Твердость, НВ
15X2Г2НМФБА	1092	1347	14,5	65,0	134	400
19X2Г2НМФБА	1152	1442	17,7	61,0	100	420

Микроструктуру (рис. 1, а, б) исследовали на микроскопе Neophot-32 при увеличении от 100 до 1000 крат, тонкую структуру (рис. 1, в, г) – используя просвечивающий электронный микроскоп JEM 200СХ (ускоряющее напряжение до 200 кВ).

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили на модернизированном дифрактометре ДРОН-3 при ускоряющем напряжении 30 кВ, силе тока 5 мА, использовали железное K_{α} -излучение.

Окончательная термообработка включала закалку от температуры 980 °С (охлаждение в воде) и отпуск при 250 °С. Такой режим обеспечивает ускоренное охлаждение и высокие механические свойства [10].

Результаты и их обсуждение. Структура обеих сталей – низкоуглеродистый пакетно-речный мартенсит (рис. 1), с соответствующими такой структуре механическими свойствами (рис. 2, табл. 3). Рентгеноструктурным анализом остаточного аустенита не обнаружено.

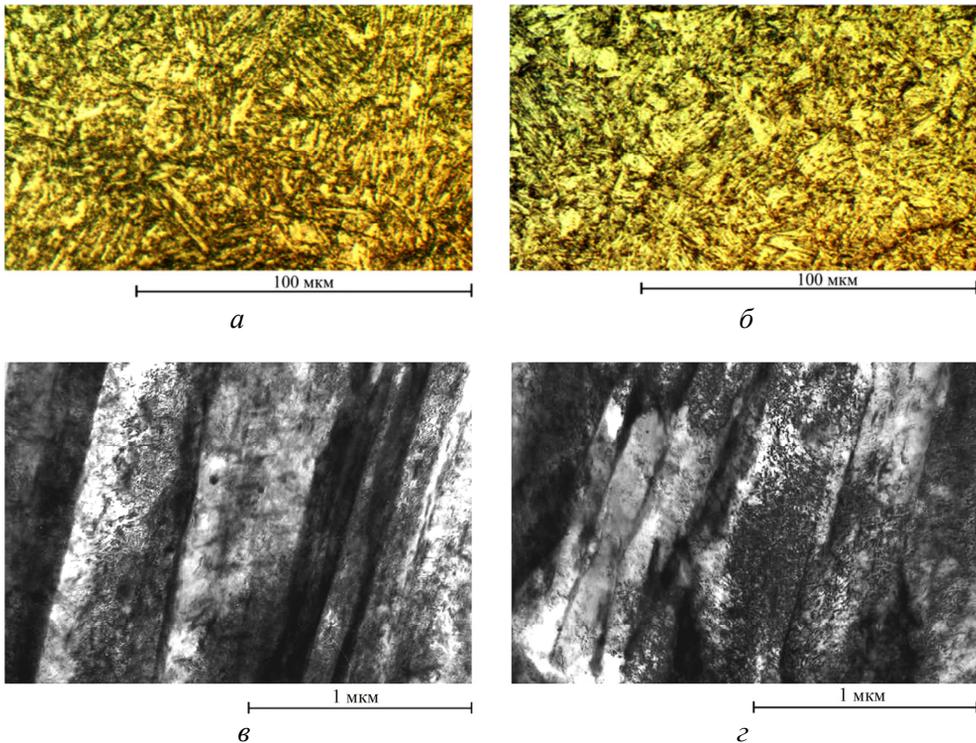


Рис. 1. Микроструктура (*а* – 15X2Г2НМФБА; *б* – 19X2Г2НМФБА) и речная структура (*в* – 15X2Г2НМФБА; *г* – 19X2Г2НМФБА) исследуемых сталей

Размер зерна в сталях составлял 15–20 мкм, в каждом зерне обнаруживали 4–6 пакетов мартенсита (см. рис. 1, *а*, *б*). Ширина рейки (см. рис. 1, *в*, *г*) составляет 200–300 нм. Отношение наибольшей и наименьшей полуосей рейки соответствует отношению $a:c$ от 1:7 до 1:35 [11, 12].

Истинную диаграмму «деформация – напряжение» на стадии равномерной деформации НМС (см. рис. 2) аппроксимировали уравнением (1) [4]. Истинные напряжения определяли по формуле (2), а истинные деформации – по формуле (3):

$$\sigma_w = \sigma(1 + \varepsilon), \quad (2)$$

$$e = \ln(1 + \varepsilon), \quad (3)$$

где σ – условное напряжение; ε – условная деформация.

Значения коэффициента K_L и показателя деформационного упрочнения n , полученные в результате аппроксимации, представлены в табл. 4 и на рис. 2.

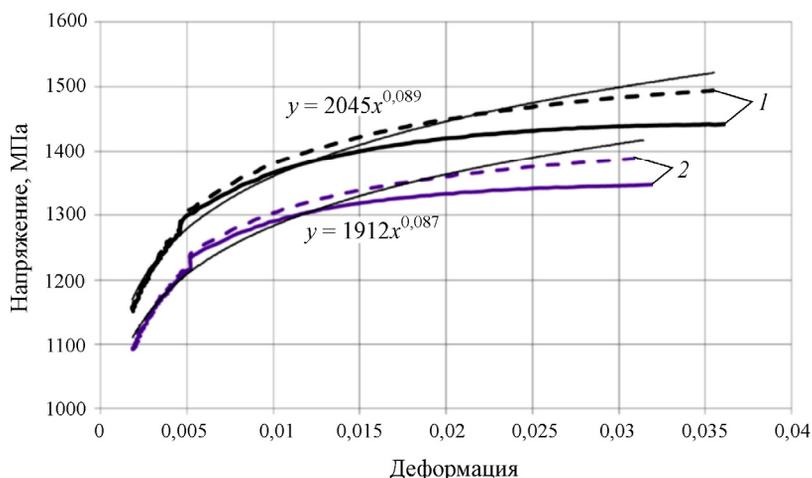


Рис. 2. Условные и истинные диаграммы деформации исследованных сталей на стадии равномерной деформации: — условная диаграмма; - - - истинная диаграмма; 1 – 15ХГ2НМФБА; 2 – 19Х2ГНМФБА; — аппроксимация

Таблица 4

Работа равномерной деформации A_e
и коэффициенты уравнения Льюдвика – Холломона

Обозначение стали	A_e		Равномерная деформация $\sigma_w = K_L e^n$	
	Расчет	Эксперимент	K_L	n
15Х2Г2НМФБА	40,3	40,1	1912	0,087
19Х2Г2НМФБА	48,6	48,4	2045	0,089

Работу равномерной деформации A_e находили по площади, ограниченной кривой «деформация – напряжение» (эксперимент), и для проверки возможности расчетной оценки вычисляли по формуле $A_e = \frac{\epsilon_b (\sigma_{0,2} + 2\sigma_b)}{3}$, полученной Ю.И. Рагозиным исходя из предположения о дискретности поглощения энергии при разрушении [13] (расчет): ϵ_b – условная деформация при достижении предела прочности; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести; σ_b – предел прочности.

Резкое повышение напряжений в области 0,005 % деформации вызвано увеличением скорости деформирования образца в 9 раз, что разрешает ГОСТ 1497–84.

Показатель n на стадии равномерной деформации во многом характеризует релаксационную способность стали. Полученные значения n на этой стадии отпускостойчивых НМС лежат в интервале значений n НМС без сильных карбидообразующих элементов [14], что указывает на их высокую релаксационную способность.

Сделаем следующие выводы:

1. Установлена возможность расчета работы равномерной деформации для отпускостойчивых НМС на базе методики, предполагающей дискретный характер разрушения.

2. Введение в низкоуглеродистую сталь с мартенситной структурой сильных карбидообразующих элементов не привело к значительному изменению показателя упрочнения по сравнению с НМС без сильных карбидообразующих элементов.

3. Низкие значения n на стадии равномерной деформации обеспечивают повышенную релаксационную способность НМС.

Список литературы

1. Клейнер Л.М., Шацов А.А. Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса: учеб. пособие. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2008. – 303 с.

2. Структурная наследственность в низкоуглеродистых мартенситных сталях / С.С. Югай, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов, Н.Н. Митрохович // МиТОМ. – 2004. – № 12. – С. 24–29.

3. Сталь на рубеже столетий / под науч. ред. Ю.С. Карабасова. – М.: Изд-во МИСиС, 2001. – 664 с.

4. Статическая прочность и механика разрушения сталей: сб. науч. тр.: пер. с нем.; под ред. В. Даля, В. Антона. – М.: Металлургия, 1986. – 566 с.

5. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 327 с.

6. Бочкарева А.В. Локализация пластической деформации и изменение скорости звука в материале с прерывистой текучестью: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Новокузнецк, 2009. – 18 с.

7. Зуев Л.Б., Данилов В.И. Автоволновая модель деформации и разрушения [Электронный ресурс] // Механика микронеоднородных материалов и разрушение: VI Рос. науч.-техн. конф. – URL: <http://do.gendocs.ru/download/docs-147955/147955.doc>.

8. Пшеничников А.П. Неустойчивость пластического течения в ГПУ сплавах циркония: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Томск, 2010. – 18 с.

9. Полетика Т.М., Пшеничников А.П. Закономерности потери устойчивости пластического течения в сплаве циркония // 15-я Зимняя школа по механике сплошных сред: сб. ст. – Пермь, 2007. – Т. 4, № 3. – С. 97–100.

10. Клейнер Л.М., Шацов А.А., Ларинин Д.М. Низкоуглеродистые мартенситные стали. Легирование и свойства // МиТОМ. – 2010. – № 11. – С. 29–34.

11. Изотов В.И. Морфология и кристаллогеометрия речного мартенсита // ФММ. – 1972. – Т. 34, № 1. – С. 123–132.

12. Структура и свойства перспективных металлических материалов / под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во науч.-техн. литературы, 2007. – 580 с.

13. Рагозин Ю.И., Антонов Ю.Я. Метод ускоренного испытания металлических материалов на вязкость разрушения // Проблемы прочности. – 1984. – № 2. – С. 28–32.

14. Деформационное упрочнение низкоуглеродистых мартенситных сталей на стадии равномерной деформации / С.К. Гребеньков, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов, Д.М. Ларинин // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 4. – С. 15–18.

Получено 2.09.2013

Гребеньков Сергей Константинович – аспирант, Пермский национальный исследовательский политехнический университет (614990, Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: grebenkov@pstu.ru).

Шацов Александр Аронович – доктор технических наук, профессор, Пермский национальный исследовательский политехнический университет (614990, Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: shatsov@pstu.ru).

Ряпосов Иван Владимирович – кандидат технических наук, Пермский национальный исследовательский политехнический университет (614990, Пермь, Комсомольский пр., 29, e-mail: riv@mail.ru).

Grebenkov Sergey Konstantinovich – Graduate Student, Perm National Research Polytechnic University (614990, Perm, Komsomolsky av., 29, e-mail: grebenkov@pstu.ru).

Shatsov Aleksandr Aronovich – Doctor of Technical Sciences, Professor, Perm National Research Polytechnic University (614990, Perm, Komsomolsky av., 29, e-mail: shatsov@pstu.ru).

Ryaposov Ivan Vladimirovich – Candidate of Technical Sciences, Perm National Research Polytechnic University (614990, Perm, Komsomolsky av., 29, e-mail: riv@mail.ru).