

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

УДК: 620.172.21:669.017.16

С. К. Гребеньков¹, В. А. Скуднов², А. А. Шацов¹, Л.М. Клейнер³

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ СИСТЕМЫ Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb

Пермский национальный исследовательский политехнический университет¹,
Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева²,
ООО "КРАСС", г. Пермь³

Исследовано упрочнение низкоуглеродистых мартенситных сталей (НМС), склонных к структурной наследственности. Приведены микро- и тонкая структура термообработанных НМС, характеристики прочности, пластичности и вязкости. Образование и распад аустенита изучены методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Построены истинные диаграммы и модели деформирования. Рассчитаны численные показатели упрочнения для стадии равномерной и сосредоточенной деформации.

Ключевые слова: упрочнение, деформация, низкоуглеродистые мартенситные стали, структура, показатель упрочнения, коэффициент упрочнения, ДСК-кривые.

Введение

Низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС) [1], обычно 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 способствуют росту отпускостойчивости и проявлению структурной наследственности [2]. НМС, при равной со среднеуглеродистыми сталями прочности, обладают вдвое более высокими характеристиками надежности [3].

Важной характеристикой стали являются параметры деформационного упрочнения. Оценить упрочнение материала на стадии равномерной деформации позволяет показатель деформационного упрочнения n уравнения Людвига-Холломоны (1) [4]:

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

где σ_W – истинное напряжение, МПа; K_L – коэффициент упрочнения, МПа; e – истинная деформация; n – показатель упрочнения.

Величину показателя упрочнения определяют микромеханизмы деформации и предыдущее упрочнение [5]. Другие важнейшие факторы, влияющие на показатель упрочнения: тип кристаллической решетки, состав, структура, температура, скорость нагружения, размер и морфология характерного элемента структуры – представлены в табл. 1.

Зависимость истинного напряжения от истинной деформации на стадии предразрушения хорошо описывает линейная зависимость (2)

$$\sigma_W = ae + b, \quad (2)$$

где a и b – коэффициенты линейного уравнения, МПа.

Упрочнение НМС, имеющих, главным образом, речечную структуру, мало изучено [10]. Структура альтернативных низкоуглеродистых кремний-марганцевых сталей (0,15 – 0,25% С), содержащих до 0,5% Al и другие сильные карбидообразующие элементы,

представляет собой смесь пакетного мартенсита и крупных включений α -фазы, близких по форме к пластинам [10]. Показатель упрочнения n сталей с речно-пластинчатой структурой [10] составил от 0,10 до 0,13. Существование высокотемпературной α -фазы, по форме напоминающей пластины, при содержании углерода на уровне 0.38% экспериментально доказано в работе [11].

Таблица 1

Сравнительные характеристики упрочнения материалов на стадии равномерной деформации

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 $\gamma - \alpha$ 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 деформации "напряжение – деформация".

Цель работы: исследование деформационного упрочнения термообработанных НМС системы Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb на стадиях равномерной и сосредоточенной деформаций.

Методика эксперимента и исследования

Исследовали НМС системы Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb с повышенным содержанием углерода (табл. 2). Образцы для исследований изготовлены из прутка диаметром 110 мм (сталь 15Х2Г2НМФБА), и диаметром 90 мм (сталь 19Х2Г2НМФБА).

Таблица 2

Химический состав исследованных сталей

Условное обозначение стали	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	V, %	Nb, %
15Х2Г2НМФБА	0.15	0.26	2.07	2.10	1.23	0.42	0.09	0.063
19Х2Г2НМФБА	0.19	0.21	2.02	2.16	1.22	0.41	0.09	0.056

Примечание: содержание Cu и Al составляло 0.02-0.05 %, S и P не более 0.025 %, H не более 1,5 ppm, N не более 0,011 %.

Термообработка сталей для проведения механических испытаний: закалка с температуры 980° С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе и отпуск 250 °С 2 ч. Прутки поставляли в высокоотпущенном состоянии, 650 °С 4 ч.

Микроструктуру выявляли травлением микрошлифа 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте и исследовали на микроскопе Neophot-32 при увеличениях до 2000 крат. Фотографирование структуры производили заменой одного окуляра микроскопа на специальную камеру Levenhuk С800 NG, 8М pixels, USB 2.0. Зеренную структуру изучали на шлифах методом окисления и последующего травления пикриновой кислотой.

Исследования тонкой структуры проводили на специальных фольгах при помощи просвечивающего электронного микроскопа ЭМ-125 (ускоряющее напряжение 100–125 кВ).

Микроскоп оснащен специальной цифровой камерой для вывода на экран монитора и сохранения на внешнем носителе изображения. Дополнительно исследования тонкой структуры проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEM 200CX (ускоряющее напряжение до 200 кВ).

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

Температуру фазовых переходов, табл. 3 определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе STA Jupiter 449 фирмы Netzsch. Нагрев и охлаждение образцов диаметром 4 мм и высотой 3 мм производились в атмосфере аргона со скоростью 10 °/мин.

Таблица 3

Температуры фазовых переходов

Обозначение стали	A_{C1} , °C	A_{C3} , °C	M_n , °C	M_k , °C
15X2Г2НМФБА	720	847	368	306
19X2Г2НМФБА	720	844	349	279

Примечание: температура аустенитизации 1000 °C.

Испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 1497–84 на машине Instron 300 LX. Использовали цилиндрические образцы тип III, номер 7. В процессе испытаний разрывная машина, оснащенная ПЭВМ со специальным программным обеспечением BlueHill2, записывает диаграммы деформации и рассчитывает характеристики механических свойств. 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 измеряли по стандартной методике (ГОСТ 9013-59) по шкале HRC на твердомере тип ТК-2М (табл. 4).

Таблица 4

Механические свойства исследованных сталей

Обозначение стали	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	KCV, Дж/см ²	HRC ₁	HRC ₂
15X2Г2НМФБА	1090	1350	16	65	95	40	23
19X2Г2НМФБА	1150	1440	18	61	85	41	24

Примечание: HRC₁ – твердость образцов по шкале Роквелла после закалки и низкого отпуска, HRC₂ – твердость образцов по шкале Роквелла, после закалки и высокого отпуска (состояние поставки).

Результаты

Методом РСА установлено, что на дифрактограммах присутствуют только пики, соответствующие α -фазе. Количество остаточного аустенита не превышало погрешности измерений (3 %).

ДСК анализ позволяет получать более точную и полную информацию по сравнению с ранее используемыми методами. Исследованиями установлено двустадийное образование аустенита при нагреве (рис. 1, а, в и рис. 2, а, в). Об этом свидетельствуют немонотонные участки кривой ДСК и ее первой производной.

При охлаждении с температуры аустенитизации 1100°C НМС 19X2Г2МНФБА существует два пика на кривой ДСК и ее первой производной (рис. 2, г) у стали 15X2Г2МНФБА локальный экстремум и перегиб кривой. Исходя из данных ДСК, можно предполагать выделение при охлаждении α -фазы двух морфологических типов.

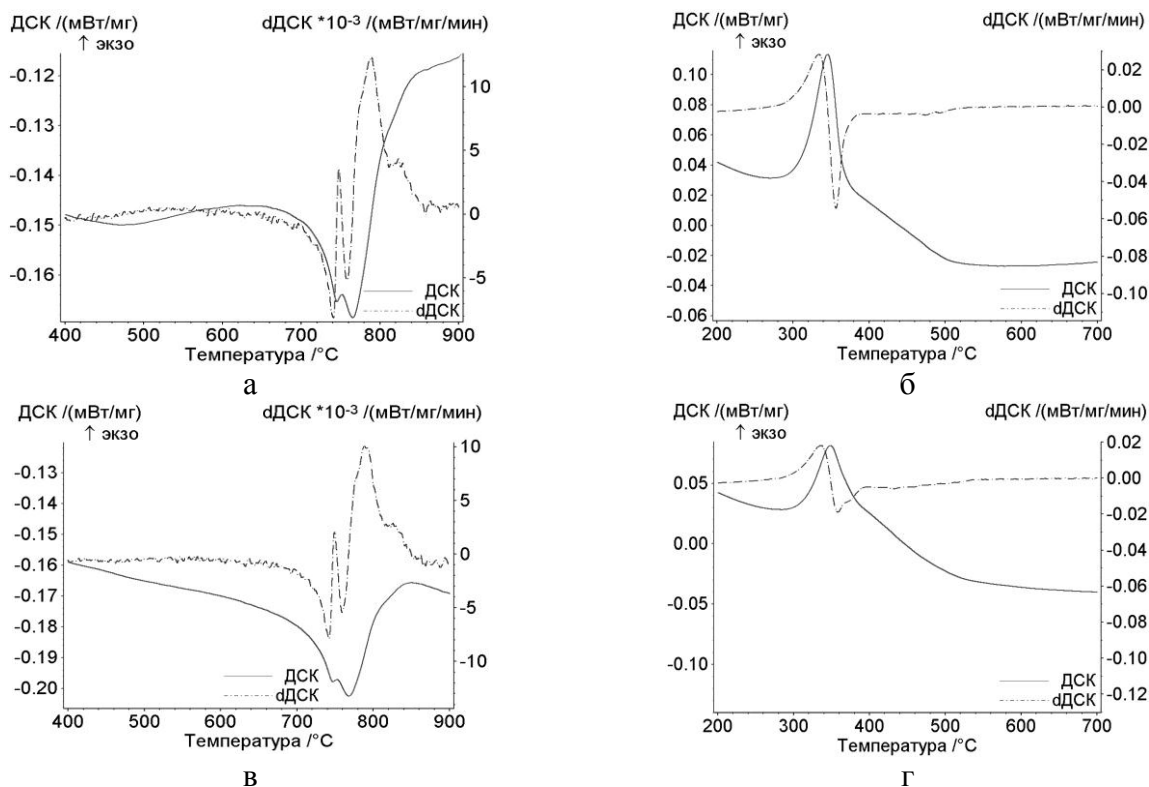


Рис. 1. ДСК кривые нагрева и охлаждения НМС 15Х2Г2МНФБА:
нагрев (а) и охлаждение (б) – 1000 °С, нагрев (в) и охлаждение (г) – 1100 °С

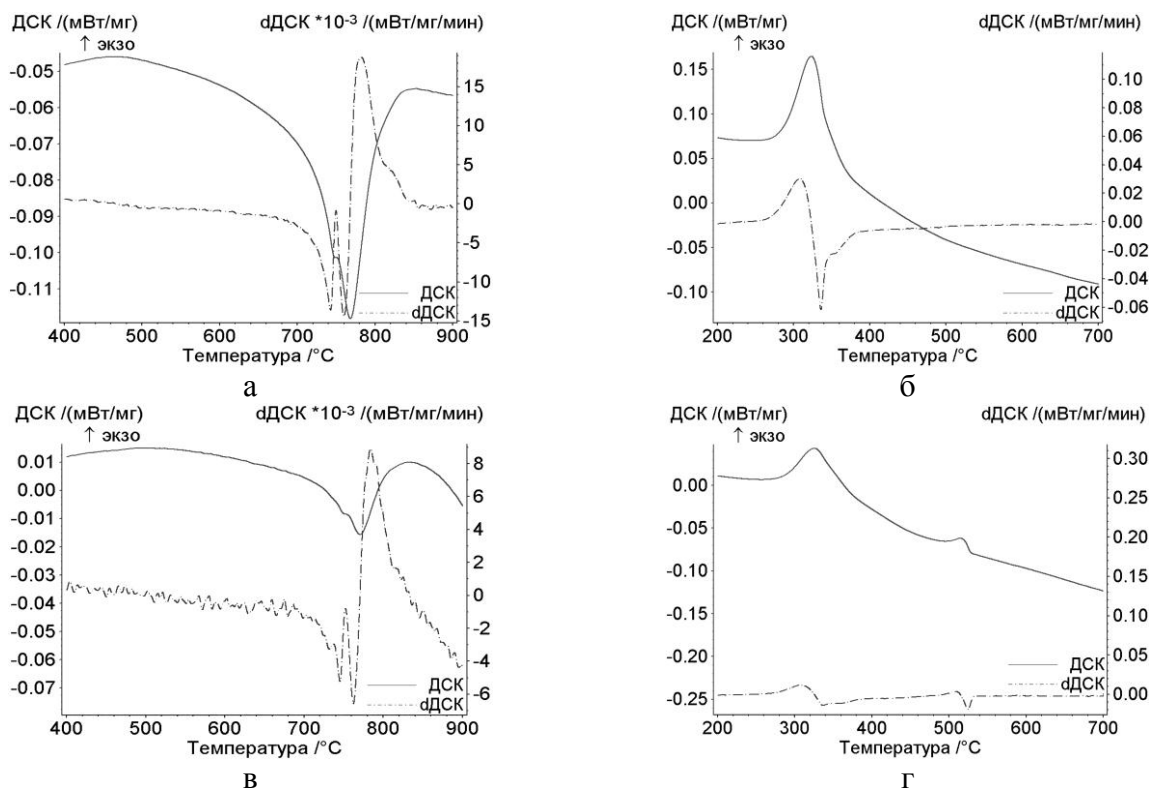


Рис. 2. ДСК кривые нагрева и охлаждения НМС 19Х2Г2МНФБА:
нагрев (а) и охлаждение (б) – 1000 °С; нагрев (в) и охлаждение (г) – 1100 °С

Средний размер зерна для обеих сталей – 17 мкм (рис. 3); в каждом зерне обнаруживали 4–6 пакетов мартенсита (рис. 4, а, б). Ширина рейки (рис. 4, в, г) составляет

200–300 нм. Отношение наибольшей и наименьшей полуосей рейки соответствует отношению $a:c =$ от 1:7 до 1:35 [12, 13].

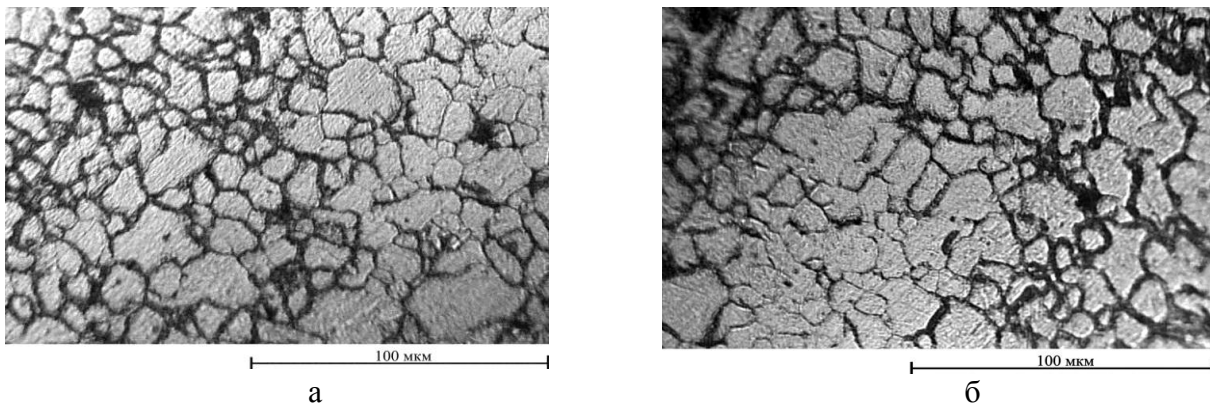


Рис. 3. Зеренная структура аустенита, х 500:
а – НМС 15X2Г2МНФБА; *б* – НМС 19X2Г2МНФБА

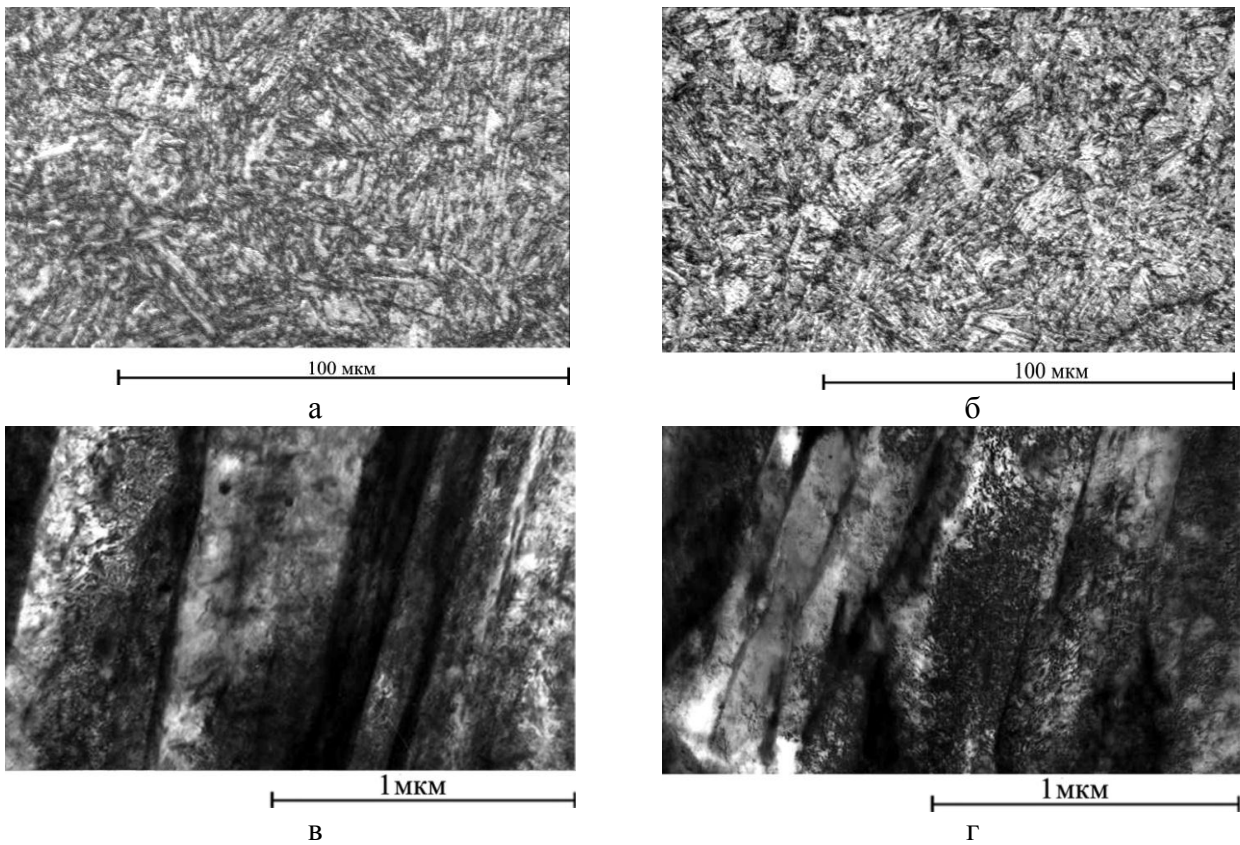


Рис. 4. Структура НМС:
а, б – микроструктура, х 500;
в, г – речная структура, х 30000;
а, в – НМС 15X2Г2МНФБА;
б, г – НМС 19X2Г2МНФБА
д – НМС 19X2Г2МНФБА,
 глобулярный мартенсит

Д

Структура обеих сталей – низкоуглеродистый пакетно-реечный и/или реечно-глобулярный мартенсит (рис. 4) с соответствующими такой структуре механическими свойствами (табл. 4). Количество глобулярной составляющей не превышало нескольких процентов и возрастало при увеличении температуры закалки примерно до 5 %.

Ранее крупная, напоминающая по форме и размерам зерно высокотемпературная структурная составляющая была идентифицирована в низколегированных сталях с 0,3 % С и названа бесструктурным мартенситом [11].

Таблица 5

Характеристики деформационного упрочнения исследованных сталей

Обозначение стали	Равномерная деформация		Сосредоточенная деформация	
	K_L	n	a	b
15X2Г2НМФБА	1912	0,087	926	1362
19X2Г2НМФБА	2045	0,089	981	1504

Общий вид технических и истинных диаграмм "напряжение – деформация" для отпускоустойчивых НМС приведен на рис. 5.

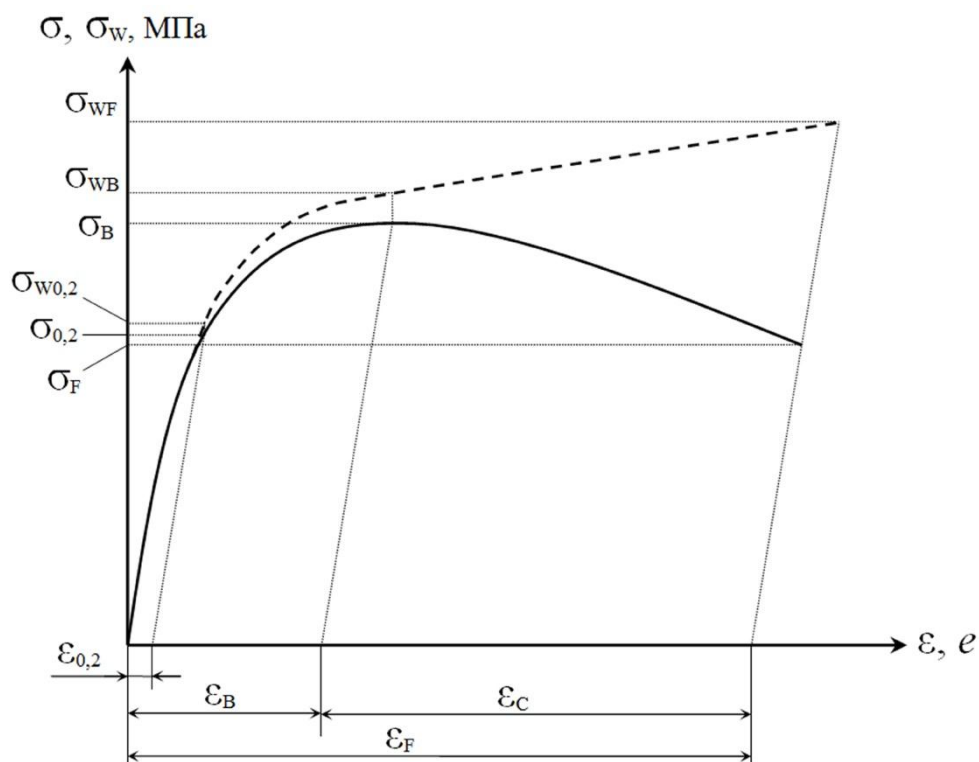


Рис. 5. Общий вид кривой растяжения отпускоустойчивых НМС:

$\varepsilon_{0,2}$ – деформация, соответствующая условному пределу текучести; ε_B – деформация, соответствующая условному пределу прочности; ε_C – величина сосредоточенной деформации; ε_F – полная деформация образца (предельная деформация до разрушения); $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, МПа; σ_B – условный предел прочности, МПа; σ_F – условный предел прочности при разрушении, МПа; $\sigma_{w0,2}$ – истинная величина напряжений предела текучести, МПа; σ_{wB} – истинный предел прочности, МПа; σ_{wF} – истинное сопротивление разрушению, (истинный предел прочности при разрушении), МПа

Истинную диаграмму на стадии равномерной деформации (рис. 6) аппроксимировали уравнением (1) [4], а на стадии сосредоточенной деформации уравнением (2). Истинные значения напряжений и деформаций на стадии равномерной деформации находили из уравнений (3) и (4), а на участке сосредоточенной деформации – из выражений (5) и (6).

Показатели и коэффициенты, аппроксимирующих уравнений, полученных зависимостей приведены в табл. 5.

$$\sigma_W = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (3) \quad e = \ln(1 + \varepsilon) \quad (4)$$

$$\sigma_W = \frac{\sigma}{1 - \psi} \quad (5) \quad e = \ln \frac{1}{(1 - \psi)} \quad (6)$$

где σ – технические напряжения, МПа; ε – техническая деформация; ψ – относительное сужение.

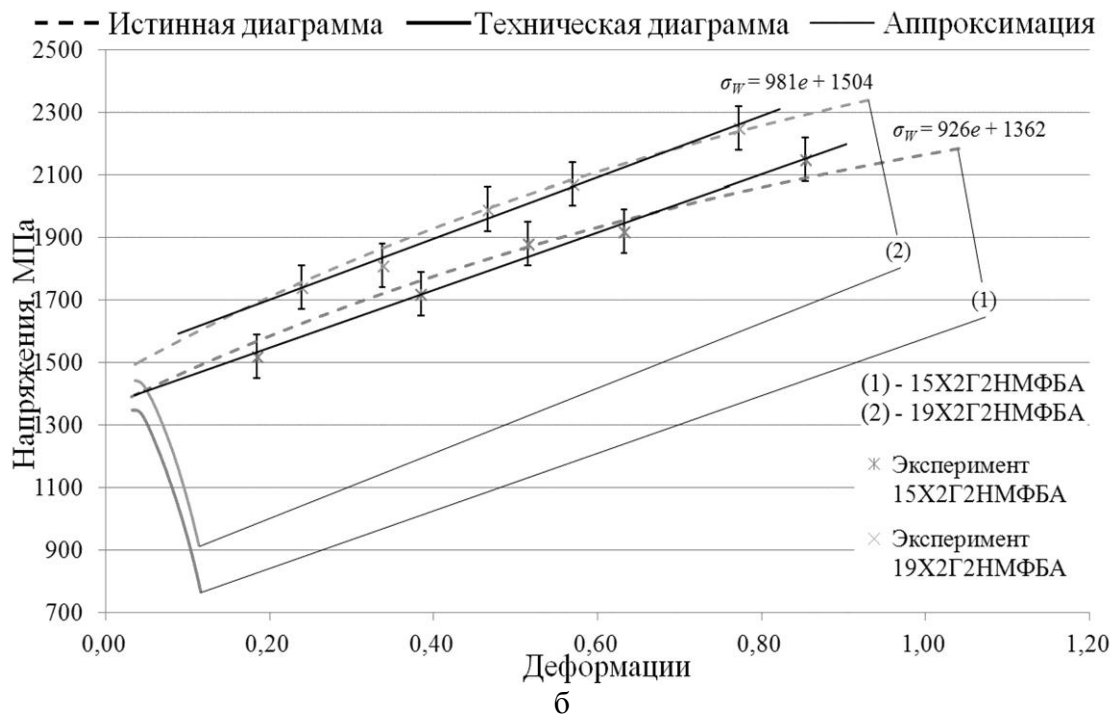
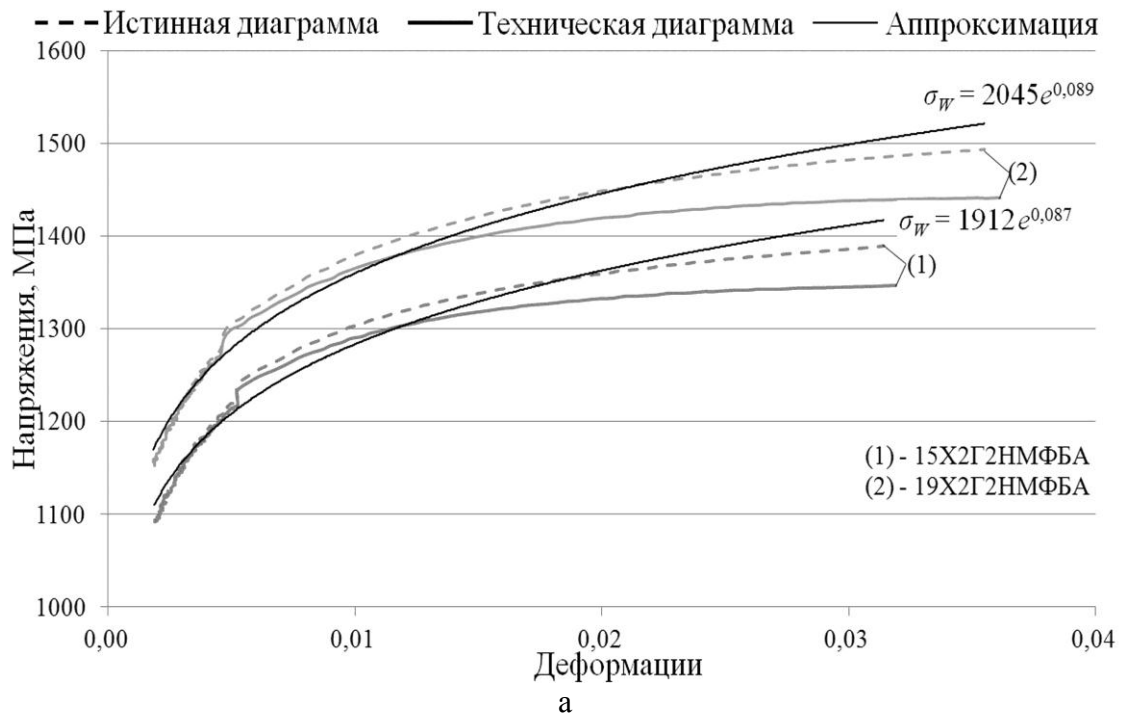


Рис. 6. Истинные диаграммы деформации сталей при растяжении:

а – равномерная деформация; *б* – сосредоточенная деформация

Для прогнозирования поведения исследованных сталей при нагружении были вычислены критерии энергоемкости при растяжении, определенные экспериментальным (7) и расчетным (8) методами, критерии зарождения (10) и распространения (11) трещины [14].

$$W_{CЭксп} = \frac{\sigma_{0,2} + \sigma_B}{2} \ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right) \quad (7) \quad W_{CРасч} = \frac{\sigma_{0,2} + S_K}{2} \ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right) \quad (8)$$

$$S_K = \frac{\sigma_{0,2}}{1-\psi} \quad (9)$$

$$K_{3,T} = \frac{W_C}{\sigma_{0,2}} \quad (10) \quad K_{P,T} = 0,75W_C\sigma_{0,2}, \quad (11)$$

где $W_{CЭксп}$, $W_{CРасч}$ – экспериментально определенные и вычисленные критерии энергоемкости при растяжении, МДж/м³; S_K – сопротивление разрушению; W_C – расчетные или экспериментально определенные значения энергоемкости при растяжении, МДж/м³; $K_{3,T}$, $K_{P,T}$ – критерии зарождения и распространения трещины при растяжении

Значения $W_{CЭксп}$, $W_{CРасч}$, $K_{3,T}$, $K_{P,T}$ сведены в табл. 6. Исходя из данных табл. 6 энергоемкость при растяжении НМС 15Х2Г2НМФБА несколько выше, по сравнению с 19Х2Г2НМФБА. Расчетные значения коэффициентов зарождения и распространения трещины во всех случаях выше у НМС 15Х2Г2НМФБА, экспериментальные значения коэффициента распространения трещины практически не отличались.

Таблица 6

Энергия деформирования и критерии зарождения и распространения трещины

Обозначение стали	W_C , МДж/м ³	$K_{3,T}$		$K_{P,T} \cdot 10^{-6}$
		Эксперимент (Расчет)		
15Х2Г2НМФБА	1280 (2211)	1,17(2,02)		1,05 (1,81)
19Х2Г2НМФБА	1221 (1933)	1,06 (1,68)		1,06 (1,67)

Таким образом, комплексные энергетические критерии дают новые представления о характере разрушения сталей: чем выше комплексные критерии, тем качественнее сталь, причем о ее работоспособности можно судить как с точки зрения зарождения трещин, так и их распространения: в технологиях обработки давлением важен критерий зарождения трещин, чем он выше, тем выше деформируемость; в эксплуатации изделий, чем выше критерий распространения трещин, тем выше износостойкость. Термическая обработка в зависимости от режима может изменять соотношение критериев между собой, что позволяет обоснованно назначать режим под решаемую задачу.

Сталь 15Х2Г2НМФБА по сравнению со сталью 19Х2Г2НМФБА имеет:

а) более высокую энергоемкость (\approx на 5 %);

б) более высокие значения критерия зарождения трещин, (\approx на 5 %);

в) обе стали имеют примерно равные значения критериев распространения трещин;

г) такие выводы о разрушении из сравнения механических свойств сделать невозможно, поскольку они характеризуют исходные дискретные свойства; физический смысл энергоемкости (W_C , МДж/м³) при растяжении качественно коррелирует с величинами ударной вязкости при ударном изгибе (KCU , KCV КСТ, МДж/м²), однако первая величина W_C отражает истинную работу разрушения структуры в объеме всего очага разрушения, тогда как величины KCU , KCV КСТ условны, так как отражают работу разрушения, условно отнесенную в площади 0,8 см² исходного образца, а не фактического очага разрушения; при этом не содержит размер глубины зоны пластической деформации при распространении трещины;

д) значения критерия распространения трещин коррелируют со значениями твердости: поскольку твердость сталей одинакова и равна HRC 40-41 ед., то и значения $K_{P,T}$ равны.

Отсюда следует важный практический вывод: критерий зарождения трещин регламентируется предельной пластичностью – истинным сужением, а критерий распространения трещин – твердостью.

В табл. 7 приведены сравнительные характеристики механических свойств и критериев разрушения ряда конструкционных сталей для крепежных изделий, которые позволяют дать более полное обоснование выбора при их применении.

Таблица 7

Механические свойства и критерии синергетики у сталей (ГОСТ 10702-78)

Марка стали	Характеристики механических свойств и критерии синергетики						
	НВ	σ_B , МПа	σ_T , МПа	ψ , %	W_c , МДж/м ³	$K_{зт}$	$K_{р.т}$, (МДж/м ³) ² *10 ⁻⁶
10кп	114-143	300-320	250-260	60	409	1,6	0,78
20кп	132-163	360-380	270-280	50	286	1,04	0,58
20	132-163	340-440	270-350	50	322	1,04	0,75
12ХН	-	410-510	330-400	70	939	2,61	2,53
15ХГНМ	217	<490	<390	60	625	1,6	1,83
20Г2Р	187-197	480-510	380-400	65	727	1,84	2,15
30Г1Р	187-197	500-520	400-420	55	527	1,29	1,62
38ХА	187-207	<560	<450	60	722	1,6	2,43
38ХГНМ	169-235	560-620	450-500	50	494	1,04	1,76
40ХН2МА	269	<640	<510	50	530	1,04	2,02

На рис. 7, а, б [14] представлены обобщенные зависимости критериев разрушения для всех конструкционных сталей.

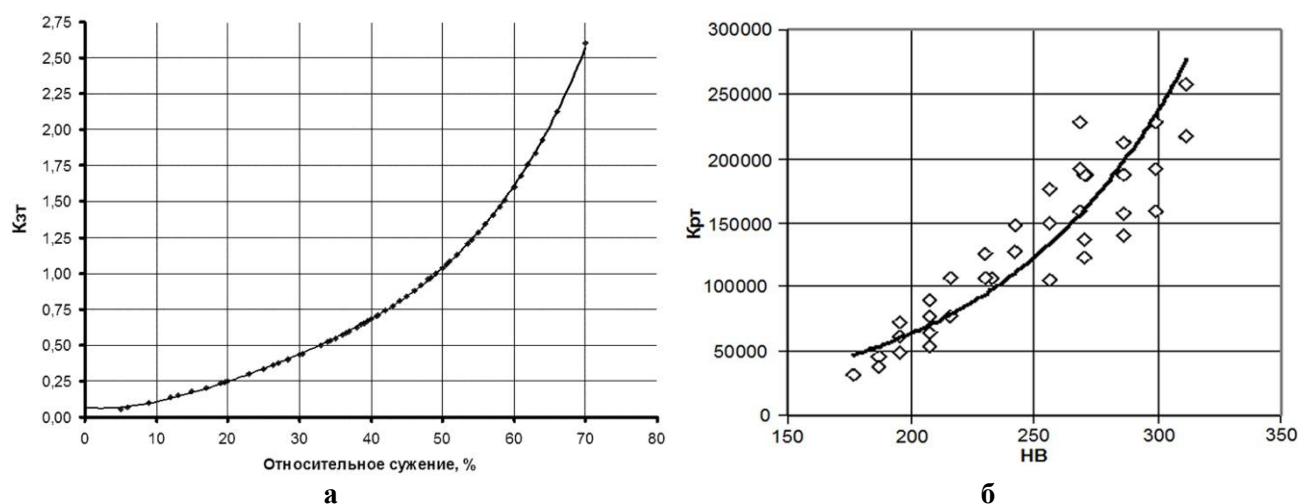


Рис. 7. Зависимость критерия зарождения трещин $K_{зт}$ от относительного сужения (а) и критерия распространения трещин $K_{р.т}$ от твердости (б)

Представленные критерии физически обоснованы и не противоречат принятым подходам к определению надежности материалов: безотказности, долговечности и др. При этом они адекватно и объективно описывают взаимодействие единого процесса «деформация – разрушение», идущего одновременно от момента приложения нагрузки до разрушения.

Выводы

1. Структура закаленных НМС, легированных сильными карбидообразующими элементами – речный мартенсит. Содержание остаточного аустенита менее 3 %, что соответствует чувствительности использованного дифрактометра.
2. Образование аустенита при нагреве НМС 15X2Г2НМФБА и 19X2Г2НМФБА включает две стадии. Превращение начинается сдвиговым путем и завершается диффузионным.
3. При охлаждении НМС со сравнительно высокой температуры аустенитизации в районе температуры 520 °С обнаружено появление высокотемпературной α -фазы – предположительно, глобулярного мартенсита – и расширение интервала мартенситного превращения.
4. Речная структура низкоуглеродистого мартенсита определяет низкие значения показателя деформационного упрочнения на стадии равномерной деформации и повышенную релаксационную способность НМС. Вычисленные значения характеристик упрочнения на стадии сосредоточенной деформации косвенно подтверждают высокую вязкость разрушения НМС системы Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb.
5. Рассчитанные и определенные экспериментально значения энергии деформирования, критериев зарождения и распространения трещин, которые позволяют комплексно оценить сложный процесс повреждаемости всех конструкционных сталей, на фоне которых показать достоинства новых закаленных низколегированных мартенситных сталей, имеющих высокие характеристики работоспособности изделий после операций отпуска.

Библиографический список

1. **Клейнер, Л. М.** Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса / Л. М. Клейнер, А. А. Шацов. – Пермь : Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2008. – 303 с.
2. **Югай, С. С.** Структурная наследственность в низкоуглеродистых мартенситных сталях / С. С. Югай, Л. М. Клейнер, А. А. Шацов, Н. Н. Митрохович // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2004. № 12. С. 24–29.
3. *Сталь на рубеже столетий* / под 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. М. Антона. – М. : Metallurgiya, 1986. – 566 с.
5. **Зуев, Л. Б.** Физика макролокализации пластического течения / Л. Б. Зуев, В. И. Данилов, С. А. Баранникова. – 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 : 01.04.07 / Бочкарева А.В. – Новокузнецк, 2009. – 18 с.
7. **Зуев, Л.Б., Данилов В.И.** Автоволновая модель деформации и разрушения // VI Российская научно-техническая конференция "Механика микронеоднородных материалов и разрушение". 24.05.2010 – 28.05.2010, г. Екатеринбург. – 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 : 01.04.07 / Пшеничников А.П. – Томск, 2010. – 18 с.
9. **Полетика, Т. М.** Закономерности потери устойчивости пластического течения в сплаве циркония / Т. М. Полетика, А. П. Пшеничников // Сб. ст. 15-й Зимней школы по механике сплошных сред. – Пермь, 2007. Т. 4. № 3. С. 97–100.
10. **Ooi, S. W.** Carbon enrichment in residual austenite during martensitic transformation / S. W. Ooi, Y. R. Cho, J. K. Oh, H. K. D. H. Bhadeshia // *Proceedings of International Conference on Martensitic Transformations (ICOMAT-2008)* ; ed. by G. B. Olson, D. S. Lieberman, A. Saxena. – TMS, Pennsylvania, USA, 2009. P. 179–185.
11. **Козлов, Э. В.** Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали / Э. В. Козлов [и др.]. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 177 с.
12. **Изотов, В. И.** Морфология и кристаллогеометрия речного мартенсита / В. И. Изотов // *Физика металлов и металловедение*. 1972. № 1. С. 123–132.

13. Структура и свойства перспективных металлических материалов / под ред. А. И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – 580 с.
14. **Скуднов, В. А.** Синергетика явлений и процессов в металловедении, упрочняющих технологиях и разрушении: учеб. пособие / В. А. Скуднов; НГТУ им. Р. Е. Алексеева. – Нижний Новгород, 2011. – 198 с.

*Дата поступления
в редакцию 10.06.2014*

S. K. Grebenkov¹, A.A. Shatsov², V.A. Skudnov¹, L.M. Kleiner³

**METAL SCIENCE, HEAT AND PLASTIC TREATMENT OF METALS
STRENGTHENING OF LOW CARBON
MARTENSITIC STEELS OF SYSTEM Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb**

Perm national research polytechnic university¹,
Nizhni Novgorod state technical university n.a. R.Y. Alexeev²,
ООО «Kross», Perm³

Investigated hardening of low-carbon martensitic steels are prone to structural heredity. Shown micro and fine structure of heat-treated steels, characteristics of strength and ductility. We construct the true curves of strain – stress diagram of experimental low carbon martensitic steels. Formation and decomposition of austenite were studied by differential scanning calorimetry (DSC). Built true "stress – strain" diagrams and models. Calculated numerical indicators for hardening stage uniform and concentrated deformation.

Key words: hardening, deformation, low-carbon martensitic steel structure component hardening, hardening coefficient, DSC-curves.