

УДК 620.179.14

DOI: 10.22213/2413-1172-2019-4-10-17

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ, ФОРМИРУЮЩИХ ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ В СТАЛИ HARDOX 450

А. Н. Смирнов, доктор технических наук, профессор, Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева, Кемерово, Россия

Н. В. Абабков, кандидат технических наук, доцент, Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева, Кемерово, Россия

Н. А. Попова, кандидат технических наук, доцент, Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

В. В. Муравьев, доктор технических наук, профессор, Ижевский государственный технический университет имени М. Т. Калашникова, Ижевск, Россия

К. В. Князьков, кандидат технических наук, доцент, Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева, Кемерово, Россия

Н. А. Конева, доктор физико-математических наук, профессор, Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Представлены результаты исследования механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в стали Hardox 450 в зоне термического влияния.

В последнее время в связи с увеличением добычи угля и применением современной мощной горнодобывающей техники необходимо применять новые материалы с высокими эксплуатационными характеристиками. К таким материалам относится сталь Hardox 450, из которой изготовлены многие детали и элементы оборудования для добычи угля открытым способом.

Установлено и рассчитано, что основной и практически одинаковый вклад в формирование предела текучести стали Hardox 450, как в исходном состоянии, так и в зоне термического влияния сварки, вносят дальнедействующие поля напряжений и дислокации «леса» (до 325...385 МПа – исходное состояние, 325...405 МПа – зона термического влияния). Значительный вклад в упрочнение вносят частицы цементита. Наличие структурной прослойки, выявленной электронно-микроскопическими исследованиями в зоне термического влияния, подтверждено расчетом вкладов различных видов упрочнения: неполяризованными дислокациями «леса», внутренними дальнедействующими полями, некогерентными карбидами, твердорастворное, зернограничное, субструктурное, торможение дислокаций в кристаллической решетке; здесь сумма вкладов минимальна (850 МПа) и достигнута снижением доли зернограничного упрочнения и перераспределения цементитных частиц в фазах.

В результате исследований структуры и расчетов установлено, что сталь Hardox 450 в исходном состоянии и в зоне термического влияния после рекомендованного режима сварки имеет микроструктуру, обладающую высокими эксплуатационными свойствами. Присутствие структурной прослойки незначительно снижает эксплуатационные характеристики в зоне термического влияния.

Ключевые слова: сталь Hardox 450, механизмы упрочнения, зона термического влияния, предел текучести, дислокационная субструктура.

Введение

В последнее время в связи с увеличением добычи угля и применением современной мощной горнодобывающей техники весьма актуальной задачей является разработка новых материалов с высокими эксплуатационными характеристиками. К таким материалам относится сталь Hardox 450, из которой изготовлены многие детали и элементы оборудования для добычи угля открытым способом и которая выпускается шведской компанией (Hardox®) с 1974 г. Эта сталь отличается высокой износостойкостью за счет оптимизации химического состава и применения специальной

термической обработки. Многие детали и узлы горнодобывающего оборудования (ГДО) эксплуатируются в сложных напряженных условиях при интенсивном износе и ударных нагрузках, поэтому высокая износостойкость используемых материалов является обязательной характеристикой. Сталь Hardox 450 применяют при ремонте сваркой изношенных ковшей экскаваторов, кузовов большегрузных самосвалов и другого оборудования. Отсюда ясно, что для предотвращения аварийных разрушений ГДО по сварным соединениям, наплавленным участкам, зонам термического влияния (ЗТВ) необходимо понимать процессы, происходящие в ис-

следуемой стали при сварке и оценивать влияние термического цикла сварки на упрочнение, достигнутое в стали путем применения специальной термической обработки.

Цель настоящей работы – оценка влияния различных механизмов упрочнения на формирование предела текучести в основном металле и в зоне термического влияния (ЗТВ) сварки стали Hardox 450.

Материалы и методы исследования

В работе образцы для исследований были взяты из контрольных сварных соединений из

листовой стали Hardox 450 размером 350×35×20. Сталь Hardox 450 по химическому составу (табл. 1) близка к стали 09Г2С; механические характеристики стали приведены в табл. 2.

Сварку выполняли по аттестованной технологии в соответствии с режимом механизированной сварки в среде смеси газов – 80 % Ar + 20 % CO₂, сварочная проволока Autrod 12.51, а именно: диаметр проволоки Ø1,2 мм, сварочный ток $I_{св} = 120...380$ А, напряжение $U = 18...35$ В, скорость сварки $V_{св} = 2,5...5$ м/мин с подогревом 125 ± 15 °С.

Таблица 1. Химический состав стали Hardox 450, %

Table 1. The chemical composition of Hardox 450 steel, %

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
EN 10029	< 0,32	< 0,70	< 1,60	< 0,025	< 0,010	< 1,40	< 1,50	< 0,60	< 0,004
Сертификат на прокат	0,19	0,50	1,34	0,009	0,001	0,25	0,08	0,044	0,002
Результат измерений	0,21	0,48	1,36	0,001	0,0005	0,30	0,06	0,042	0,0007

Таблица 2. Механические характеристики стали Hardox 450

Table 2. Mechanical characteristics of Hardox 450 steel

Твердость, НВ	Ударная вязкость KCV при -40 °С, Дж/см ²	Предел текучести σ_t , МПа	Предел прочности σ_n , МПа	Диапазон толщины, мм	Эквивалент по углероду на толщину 20 мм
Требования стандарта (EN 10029, EN ISO 6507-1)					
425–475	35	1200	1400	3,2–80	0,47
Значения по сертификату на прокат					
452	–	–	–	20	0,48

Методики расчета

Надежно установлено, что прочность стали определяется многими факторами, основными из которых являются: 1) наличие атомов углерода и легирующих элементов, находящихся в твердом растворе; 2) высокая плотность дислокаций, образующихся при мартенситном превращении; 3) наличие в стали зон предвыделений и частиц карбидных фаз; 4) наличие границ зерен, пакетов и кристаллов мартенсита [1–3]. На основании многочисленных теоретических и экспериментальных исследований получен целый ряд соотношений, позволяющих установить количественную связь параметров тонкой структуры стали с ее механическими свойствами [4, 5].

На основании полученных количественных измерений различных параметров структуры расчет предела текучести проводился по формуле, где квадратично складывались вклады упрочнения дислокациями «леса» и внутренних полей напряжений, остальные вклады складывались аддитивно [6–8]:

$$\sigma = \Delta\sigma_{\pi} + \Delta\sigma_{\text{ТВ}} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_{\text{ор}} + \sqrt{(\Delta\sigma_{\text{д}}^2 + \Delta\sigma_{\text{л}}^2)}. \quad (1)$$

Эта формула охватывает практически все вклады сопротивления деформированию. Здесь $\Delta\sigma_{\pi}$ – напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке α -железа; $\Delta\sigma_{\text{ТВ}}$ – упрочнение твердого раствора на основе феррита атомами легирующих элементов; $\Delta\sigma_3$ – упрочнение за счет границ зерен; $\Delta\sigma_c$ – субструктурное упрочнение, связанное с торможениями сдвигов на границах реек; $\Delta\sigma_{\text{ор}}$ – упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована; $\Delta\sigma_{\text{д}}$ – упрочнение дислокациями «леса», которые «перерезают» скользящие дислокации; $\Delta\sigma_{\text{л}}$ – упрочнение внутренними далекодействующими полями напряжений. Доля вклада отдельных механизмов упрочнения в общий предел текучести стали неодинакова.

Упрочнение неполяризованными (или незаряженными) дислокациями «леса». Незаряженный дислокационный ансамбль – это ансамбль без избыточных дислокаций, когда $\rho_+ = \rho_-$, и тогда избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_- = 0$. В этом случае дислокационный ансамбль создает напряжение сдвига (от полей напряжений, создаваемых дислокационной структурой), которое определяется по формуле

$$\Delta\sigma_d = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (2)$$

где m – ориентационный множитель (или фактор Шмида) [9]; α – безразмерный коэффициент, меняющийся в пределах 0,05...0,60 в зависимости от типа дислокационного ансамбля [10] (в настоящей работе принято $\alpha = 0,25$ [11]); G – модуль сдвига материала матрицы; b – вектор Бюргера; ρ – среднее значение скалярной плотности дислокаций.

Упрочнение внутренними дальнедействующими полями, или упрочнение поляризованными (или заряженными) дислокациями. В случае заряженного дислокационного ансамбля, когда избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_- \neq 0$, создаются моментные, или дальнедействующие напряжения $\Delta\sigma_d$, величина которых определяется методом электронной микроскопии по изгибным экстинкционным контурам, наблюдаемым в структуре материала [12]. Она рассчитывается по следующей формуле:

$$\Delta\sigma_d = m\alpha_c Gb\sqrt{\rho_{\pm}} = m\alpha_c G\sqrt{b\chi}, \quad (3)$$

где $\alpha_c = 0,5$ – коэффициент Струнина [13]; χ – среднее значение амплитуды кривизны кручения кристаллической решетки α -фазы, определяемое как

$$\chi = \partial\varphi/\partial l, \quad (4)$$

где φ – контролируемый с помощью гониометра угол наклона фольги в колонне электронного микроскопа; l – ширина экстинкционного контура, определяемого экспериментальным путем. Избыточная плотность дислокаций ρ_{\pm} определяется экспериментально из соотношения

$$\rho_{\pm} = \chi/b. \quad (5)$$

Упрочнение некогерентными карбидами (цементитом). Для учета упрочнения материала некогерентными частицами карбидной фазы (карбидное упрочнение) был предложен механизм, учитывающий огибание частиц движущейся дислокацией [14]. Вклад в упрочнение материала, обусловленный наличием некогерентных частиц, оценивается следующим образом:

$$\Delta\sigma_{op} = B \frac{mGb}{2\pi(r-R)} \Phi \ln \left(\left| \frac{r-R}{4b} \right| \right), \quad (6)$$

где R – средний размер частиц; r – расстояние между центрами частиц; Φ – множитель, зависящий от типа дислокации; B – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице.

Твердорастворное упрочнение. Упрочнение атомами легирующих элементов (твердорастворное упрочнение) предполагает аддитивность вкладов от отдельных легирующих элементов замещения Mn, Ni, Cr, V и внедрения C с использованием формулы

$$\Delta\sigma_{ТВ} = \sum_{i=1}^n C_i k_i, \quad (7)$$

где k_i – коэффициент вклада; C_i – концентрация i -го элемента. Под i -м элементом имеются в виду C, Mn, Ni, Cr, V в количествах, присутствующих в этот момент в α твердом растворе.

Эффект Холла – Петча, или зернограничное упрочнение. Как установлено экспериментально, предел текучести материала связан с размером зерна d (зернограничное упрочнение). Повышение прочности происходит за счет границ зерен феррита в материале, являющихся барьерами распространения течения. Оно хорошо описывается известным соотношением Холла – Петча [15]:

$$\Delta\sigma_3 = k_y \cdot d^{-0,5}, \quad (8)$$

где k_y – коэффициент пропорциональности. Этот коэффициент, носящий название коэффициента Холла – Петча, зависит от чистоты материала, степени деформированности материала, типа и строения границ зерен, упрочненности границ частицами второй фазы.

Субструктурное упрочнение. В результате мартенситного превращения плотность внутрифазных границ в стали резко возрастает за счет появления малоугловых границ мартенситных кристаллов. Упрочнение материала малоугловыми дислокационными границами (субструктурное упрочнение), т. е. упрочнение границами реек в пакете, оценивается по формуле [16]

$$\Delta\sigma_c = k_y \cdot 1/h_{эфф}, \quad (9)$$

где $h_{эфф} = 4,75h$; h – диаметр реек или пластин (поперечный размер мартенситной рейки или пластины); k_y – коэффициент, зависящий от угла разориентации границ и степени упрочнения границ частицами карбидной фазы.

Торможение дислокаций в кристаллической решетке. Самый малый вклад в упрочнение стали вносит сила Пайерлса – Набарро. Это напряжение трения кристаллической решетки железа $\Delta\sigma_n$, или напряжение, которое должна преодолеть движущаяся дислокация в решетке, свободной от каких-либо препятствий.

Результаты расчетов и их обсуждение

В исходном состоянии сталь Hardox 450 представляет собой смесь зерен пакетного и пластинчатого мартенсита и фрагментированного феррита. Внутри всех морфологических составляющих α -фазы присутствуют частицы карбидных фаз – цементита. Поэтому предел текучести стали в исходном состоянии должен рассчитываться следующим образом:

$$\sigma = P_{V_1} \sigma_1 + P_{V_2} \sigma_2, \quad (10)$$

где P_{V_1} и P_{V_2} – соответственно, объемные доли мартенсита и феррита; σ_1 и σ_2 – их пределы текучести, которые рассчитываются согласно формулам (1)–(9).

Отметим, что кроме α -фазы матрица стали Hardox 450 в исходном состоянии представлена еще и γ -фазой. Однако γ -фаза – это исключительно остаточный аустенит. Поэтому предел текучести стали должен определяться как $\sigma = \sigma_\alpha$.

Поясним более подробно некоторые количественные параметры, использованные для получения значений различных вкладов.

При определении упрочнения дислокациями «леса» $\Delta\sigma_d$ по формуле (2) были использованы следующие значения: для ОЦК материалов $m\alpha = 1$, $G = 80000$ МПа, $b = 2,5 \cdot 10^{-7}$ мм. Значения средней скалярной плотности дислокаций ρ для мартенсита (пакетного + пластинчатого) – $3,48 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, для фрагментированного феррита – $2,23 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Напряжение сдвига, создаваемое дислокационной структурой, составило в мартенсите 370 МПа, в феррите – 300 МПа.

При определении упрочнения внутренними дальнедействующими полями $\Delta\sigma_d$ по формулам (3)–(5) были использованы измерения, которые показали, что амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки в мартенсите $\chi = 645 \text{ см}^{-1}$, в феррите – $\chi = 490 \text{ см}^{-1}$; избыточная плотность дислокаций в мартенсите $\rho_\pm = 2,59 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в феррите – $\rho_\pm = 1,96 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Величина моментных (дальнедействующих) напряжений в стали оказалась равной в мартенсите 325 МПа, в феррите – 280 МПа.

При определении вклада $\Delta\sigma_{op}$, обусловленного наличием некогерентных частиц (цементита) и рассчитанного по формуле (6), были приняты следующие значения коэффициентов: $\Phi = 1$, $B = 0,81 \dots 0,85$. Определение размеров частиц цементита и расстояний между ними проводилось непосредственно по микрофотографиям, полученным с фольги, путем их непосредствен-

ного замера [17]. Средний диаметр частицы цементита в мартенсите $R = 8$ нм, среднее расстояние между центрами частиц $r = 210$ нм, в феррите – $R = 32$ нм, $r = 140$ нм.

При определении твердорастворного упрочнения $\Delta\sigma_{ТВ}$ по формуле (7) были использованы данные химического состава исследуемой стали. В нашем случае параметр кристаллической α -фазы практически равен параметру кристаллической решетки чистого α -железа. Кроме того, весь углерод находится в карбидной фазе – в цементите и на дефектах кристаллического строения (дислокациях, границах зерен, кристаллов мартенсита, границах фрагментов). Величина твердорастворного упрочнения в α -фазе 70 МПа.

При определении зернограницного упрочнения $\Delta\sigma_z$ по формуле (8) значение коэффициента k_y для стали Hardox 450 равно $2,35 \text{ кгс/мм}^{3/2}$. Так как в мартенсите на границе зерна зачастую находится либо мартенситная пластина, либо пакет реек, то в пакетно-пластинчатом мартенсите следует принять величину $\Delta\sigma_z = 0$ и рассчитывать только величину $\Delta\sigma_c$. В феррите же, наоборот, $\Delta\sigma_z \neq 0$, а $\Delta\sigma_c = 0$. По данным ПЭМ, размер зерна феррита 6 мкм.

При определении субструктурного упрочнения $\Delta\sigma_c$ по формуле (9) коэффициент $k_y = 0,015 \text{ кгс/мм}$. Напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке α -железа $\Delta\sigma_n$ по данным равно 35 МПа. Полученные значения различных вкладов в предел текучести каждой морфологической составляющей стали в исходном состоянии, а также суммарные их значения приведены в табл. 3.

Показано, что основной и практически одинаковый вклад в предел текучести исследованной стали в исходном состоянии *вносят дальнедействующие поля напряжений (280...325 МПа) и упрочнение дислокациями «леса» (300...385 МПа)*.

Суммарное значение вкладов несколько отличается от экспериментальной величины $\sigma_{0,2}$ для стали Hardox 450, что связано в первую очередь со значениями коэффициентов, входящих в формулы (1)–(9). Поэтому в работе принято влияние механизмов упрочнения на формирование предела текучести оценивать в процентном отношении каждого вклада к суммарному значению $\Sigma\sigma_i$ (табл. 4).

Для зоны термического влияния сварки расчет проведен как отдельно для каждой морфологической составляющей α -матрицы, так и для

материала в целом на всех исследованных в работе расстояниях от линии сплавления. Отметим, что вклады $\Delta\sigma_{\text{п}}$ и $\Delta\sigma_{\text{ТВ}}$ во всех морфологических составляющих α -матрицы одинаковы и равны исходному состоянию. Значения остальных вкладов изменяются. Так, на-

пример, вклад $\Delta\sigma_{\text{д}}$ в упрочнение в зависимости от расстояния до линии сплавления в материале изменяется от 405 (2,5 мм) до 275 МПа (0,2 мм), а в пластинчатом мартенсите – от 310 до 280 МПа, в феррите – от 420 до 275 МПа соответственно (рис. 1).

Таблица 3. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести стали Hardox 450 в исходном состоянии

Table 3. Assessment of hardening mechanisms forming the yield strength limit in Hardox 450 steel in its original state

	Значения вкладов различных механизмов упрочнения в предел текучести стали Hardox 450, МПа							
	$\Delta\sigma_{\text{п}}$	$\Delta\sigma_{\text{ТВ}}$	$\Delta\sigma_{\text{з}}$	$\Delta\sigma_{\text{с}}$	$\Delta\sigma_{\text{д}}$	$\Delta\sigma_{\text{л}}$	$\Delta\sigma_{\text{ор}}$	$\Sigma\sigma_{\text{I}}$
Пакетный мартенсит	35	70	0	155	320	385	0	760
Пластинчатый мартенсит	35	70	0	315	325	335	70	955
Феррит	35	70	300	0	280	300	115	930
В материале	35	70	45	185	320	370	25	815

Таблица 4. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести (в %-м отношении каждого вклада к суммарному значению $\Sigma\sigma_{\text{I}}$) стали Hardox 450. Исходное состояние

Table 4. Assessment of the hardening mechanisms that form the yield strength (as a percentage of each contribution to the total value of $\Sigma\sigma_{\text{I}}$) of Hardox 450 steel. Initial state

	Значения вкладов различных механизмов упрочнения в предел текучести стали Hardox 450, %							
	$\Delta\sigma_{\text{п}}$	$\Delta\sigma_{\text{ТВ}}$	$\Delta\sigma_{\text{з}}$	$\Delta\sigma_{\text{с}}$	$\Delta\sigma_{\text{д}}$	$\Delta\sigma_{\text{л}}$	$\Delta\sigma_{\text{ор}}$	$\Sigma\sigma_{\text{I}}$
Пакетный мартенсит	5	9	0	20	30	36	0	100
Пластинчатый мартенсит	4	7	0	33	24	25	7	100
Феррит	4	8	32	0	21	23	12	100
В материале	5	8	2	22	28	33	2	100

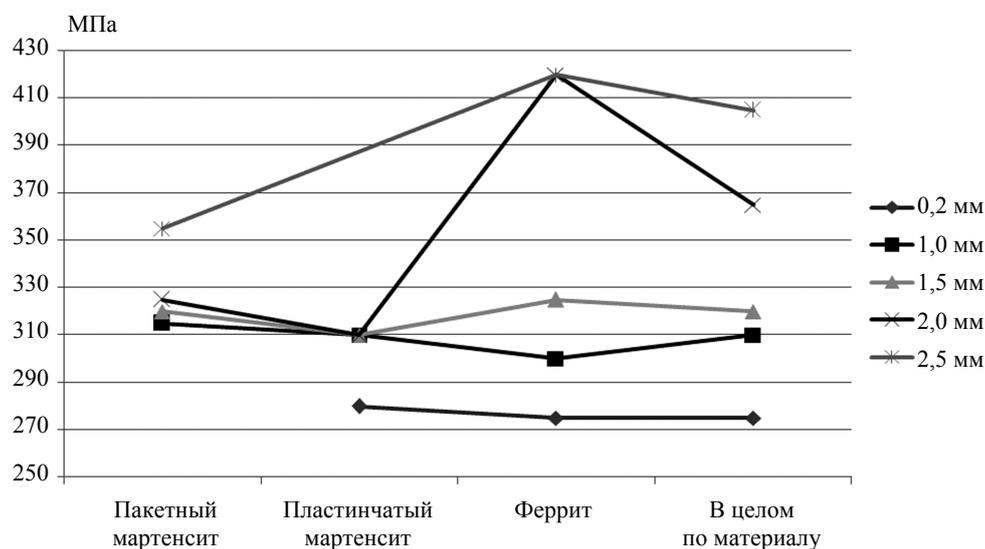


Рис. 1. Вклад упрочнения внутренними дальнедействующими полями напряжений ($\Delta\sigma_{\text{д}}$) в формирование предела текучести на расстоянии от линии сплавления

Fig. 1. Contribution of hardening by long-distance internal stress fields ($\Delta\sigma_{\text{д}}$) to the formation of yield strength

В ЗТВ на разных расстояниях от линии сплавления сумма вкладов в формирование предела текучести (в целом по материалу) различна

(табл. 5), что связано с характером изменения структурно-фазового состояния металла при сварке.

Таблица 5. Сумма вкладов в формирование предела текучести на разных расстояниях от линии сплавления

Table 5. The amount of contributions to the formation of yield strength at different distances from the fusion line

Расстояние от линии сплавления, мм	0,2	1,0	1,5	2,0	2,5
$\Sigma\sigma_y$, МПа	1245	850	1035	955	1005

Согласно расчету минимальным пределом текучести обладает металл на расстоянии 1,0 мм от линии сплавления (850 МПа). Именно в этой зоне находится так называемая структурная прослойка, где наблюдается повышенное содержание пластинчатого мартенсита (до 80 %), доля феррита незначительна (менее 15 %) и, соответственно, вклад зернограничного упрочнения ($\Delta\sigma_z$) невелик (рис. 2).

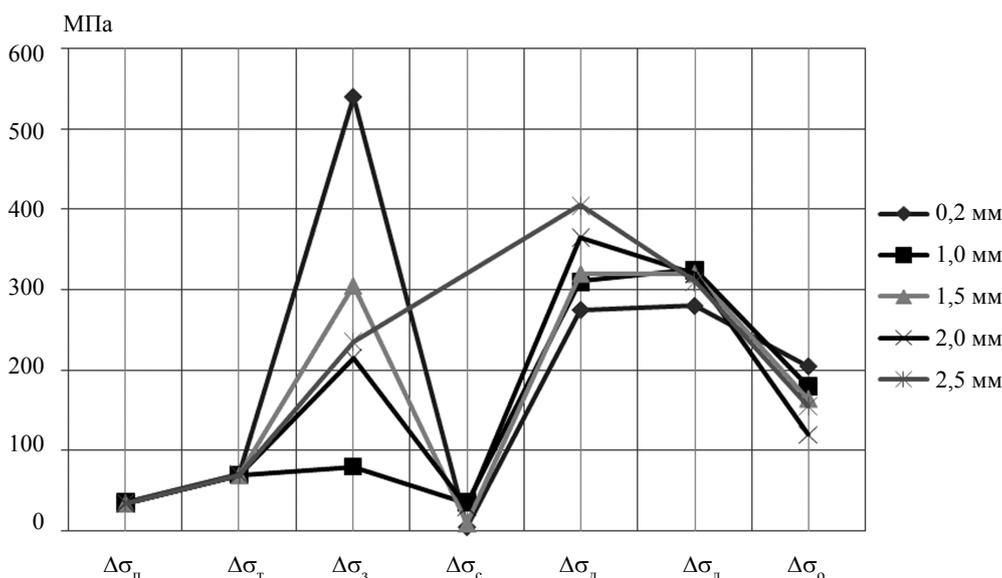


Рис. 2. Оценка механизмов упрочнения, формирующих предел текучести на расстоянии от линии сплавления

Fig. 2. Assessment of the hardening mechanisms that form the yield strength

Максимальная доля вклада $\Delta\sigma_z$ (540 МПа) – на расстоянии 0,2 мм от линии сплавления, что связано с измельчением зерен феррита до 1 мкм, ростом суммарной длины границ зерен и др. С увеличением расстояния от линии сплавления происходит рост зерна до 6 мкм и, соответственно, снижение вклада $\Delta\sigma_z$ в общее упрочнение. Доля субструктурного упрочнения ($\Delta\sigma_c$) на всех расстояниях от линии сплавления минимальна (рис. 2), что вызвано низкой долей содержания в мартенсите малоугловых дислокационных границ (границ реек в пакете).

Основной вклад в упрочнение ЗТВ вносят $\Delta\sigma_{л}$ (дислокации «леса», которые «перерезают» скользящие дислокации) и $\Delta\sigma_{д}$ (внутренние дальнедействующие поля напряжений).

Заключение

Экспериментально установлено и рассчитано, что основной и практически одинаковый вклад в формирование предела текучести исследованной стали Hardox 450, как в исходном состоянии, так и в зоне термического влияния

сварки, вносят дальнедействующие поля напряжений и дислокации «леса» (до 325...385 МПа – исходное состояние, 325...405 МПа – зона термического влияния). Значительный вклад в упрочнение вносят частицы цементита.

Наличие структурной прослойки, выявленной электронно-микроскопическими исследованиями в зоне термического влияния, подтверждено расчетом вкладов упрочнения; здесь сумма вкладов минимальна (850 МПа) и достигнута снижением доли зернограничного упрочнения и перераспределения цементитных частиц в фазах.

В результате исследований структуры и расчетов установлено, что сталь Hardox 450 в исходном состоянии и в зоне термического влияния после рекомендованного режима сварки имеет микроструктуру, обладающую высокими эксплуатационными свойствами. Присутствие структурной прослойки незначительно снижает эксплуатационные характеристики зоны термического влияния.

Библиографические ссылки

1. Гольдштейн М. И., Фарбер В. М. Дисперсионное упрочнение стали. М. : Metallurgiya, 1979. 208 с.
2. Конева Н., Киселева С., Попова Н. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. Германия, LAP LAMBER Academic Publishing, 2017. 148 с.
3. Прыка Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей // *МиТОМ*. 1975. № 7. С. 3–8.
4. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М. : Metallurgiya, 1982. 179 с.
5. Koneva N.A., Popova N.A., Nikonenko E.L., Sizonenko N.R. Phase transformations and misorientations in ferrite-martensitic steel upon intense plastic deformation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2018, vol. 82, no. 7, pp. 769-772.
6. Козлов Э. В., Конева Н. А. Природа упрочнения металлических материалов // *Изв. вузов. Физика (приложение)*. 2002. № 3. С. 52–71.
7. Влияние равноканального углового прессования на структуру и предел текучести стали 10Г2ФТ / Э. В. Козлов, Н. А. Попова, Е. Л. Никоненко [и др.] // *Деформация и разрушение материалов*. 2016. № 3. С. 10–14.
8. Конева Н. А., Козлов Э. В. // *Перспективные материалы / под ред. Д. Л. Мерсона*. Тула : Изд-во ТГУ, МИСиС, 2006. 267 с.
9. Структурно-фазовые состояния перспективных металлических материалов : монография / под ред. В. Е. Громова. Новокузнецк : Изд-во НПК, 2009. 613 с.
10. Kozlov E.V., Koneva N.A. Internal fields and other contributions to flow stress. *Mat. Sci. and Eng.*, 1997, vol. 234-236, pp. 982-985.
11. Конева Н. А. Внутренние поля напряжения и их роль в эволюции мезоструктуры // *Вопросы металловедения*. 2002. № 1 (29). С. 103–112.
12. Морфология фаз и фазовые превращения при термической обработке суперсплавов на основе Ni-Al-Cr и Ni-Al-Co. Масштабные и концентрационные эффекты / Э. В. Козлов, А. Н. Смирнов, Е. Л. Никоненко, Н. А. Попова, Н. А. Конева. М. : Инновационное машиностроение ; Кемерово : Сибирская издательская группа, 2016. 175 с.
13. Струнин Б. Н. О распределении внутренних напряжений при случайном расположении дислокаций // *ФТТ*. 1967. Т. 9, № 3. С. 805–820.
14. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М. : Metallurgiya, 1986. 224 с.
15. Иванов Ю. Ф., Гладышев С. А., Козлов Э. В. Структурные оценки предела текучести высокопрочной конструкционной стали // *Пластическая деформация сплавов*. 1986. С. 152–163.
16. Иванов Ю. Ф. Природа прочности машиностроительных среднелегированных сталей // *Субструктура и механические свойства металлов и сплавов*. Томск : ТИСИ, 1988. С. 63–70.
17. Чернявский В. С. Стереология в металловедении. М. : Metallurgiya, 1977. 280 с.

References

1. Gol'dshteyn M.I., Farber V.M. *Dispersionnoye uprochneniye stali* [Dispersion hardening of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979, 208 p. (in Russ.).
2. Koneva N., Kiseleva S., Popova N. [Evolution of structure and internal stress fields. Austenitic steel]. Germany, LAP LAMBER Academic Publishing, 2017, 148 p. (in Russ.).
3. Prnka T. [Metallurgy and heat treatment of metals], *MiTOM*, 1975, no. 7, pp. 3-8 (in Russ.).
4. Pikerin F.B. [Physical metallurgy and steel development]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982, 179 p. (in Russ.).
5. Koneva N.A., Popova N.A., Nikonenko E.L., Sizonenko N.R. Phase transformations and misorientations in ferrite-martensitic steel upon intense plastic deformation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2018, vol. 82, no. 7, pp. 769-772.
6. Kozlov E.V., Koneva N.A. [The nature of the hardening of metallic materials]. *Izvestiya VUZov. Fizika. (prilozheniye)*, 2002, no. 3, pp. 52-71 (in Russ.).
7. Kozlov E.V., Popova N.A., Nikonenko E.L. [The effect of equal-channel angular pressing on the structure and yield strength of 10G2FT steel]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2016, no. 3, pp. 10-14 (in Russ.).
8. Koneva N.A., Kozlov E.V. *Perspektivnyye materialy* [Promising materials]. Tula, TGU, MISiS Publ., 2006, 267 p. (in Russ.).
9. Gromova V.Ye. (ed.). *Strukturno-fazovyye sostoyaniya perspektivnykh metallicheskich materialov* [Structural-phase states of promising metallic materials]. Novokuznetsk, NPK Publ., 2009, 613 p. (in Russ.).
10. Kozlov E.V., Koneva N.A. Internal fields and other contributions to flow stress. *Mat. Sci. and Eng.*, 1997, vol. 234-236, pp. 982-985.
11. Koneva N.A. [Internal stress fields and their role in the evolution of the mesostructure]. *Voprosy metallovdeniya*, 2002, vol. 29, no. 1, pp. 103-112 (in Russ.).
12. Kozlov E.V., Smirnov A.N., Nikonenko Ye.L., Popova N.A., Koneva N.A. *Morfologiya faz i fazovyye prevrashcheniya pri termicheskoi obrabotke supersplavov na osnove Ni-Al-Cr i Ni-Al-Co. Masshtabnye i kontsentratsionnye efekty* [Morphology of phases and phase transformations during the heat treatment of Ni-Al-Cr and Ni-Al-Co-based supersplaves. Large-scale and concentration effects]. Moscow, Innovatsionnoye mashinostroyeniye Publ.; Kemerovo, Sibirskaya izdatel'skaya gruppa Publ., 2016, 175 p. (in Russ.).
13. Strunin B.N. [On the distribution of internal stresses with a random arrangement of dislocations]. *Fizika Tverdogo Tela*, 1967, vol. 9, no. 3, pp. 805-820 (in Russ.).
14. Rybin V.V. *Bol'shiye plasticheskiye deformatsii i razrusheniye metallov* [Large plastic deformation and fracture of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., (1986, 224 p. (in Russ.).
15. Ivanov Yu.F., Gladyshev S.A., Kozlov E.V. [Structural estimates of the yield strength of high-strength structural steel]. *Plasticheskaya deformatsiya splovov*, 1986, pp. 152-163 (in Russ.).

16. Ivanov Yu.F. [The nature of the strength of engineering medium alloyed steels]. *Substruktura i mekhanicheskiye svoystva metallov i splavov*, 1988, pp. 63-70 (in Russ.).

17. Chernyavskiy V.S. *Stereologiya v metallovedenii* [Stereology in metal science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977, 280 p. (in Russ.).

Analysis of Strengthening Mechanisms Forming the Yield Strength in Hardox 450 Steel

A.N. Smirnov, DSc in Engineering, Professor, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, Russia

N.V. Ababkov, PhD in Engineering, Associate Professor, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, Russia

N.A. Popova, PhD in Engineering, Associate Professor, Tomsk State University of Architecture and Civil Engineering, Tomsk, Russia

V.V. Murav'ev, DSc in Engineering, Professor, Kalashnikov ISTU, Izhevsk, Russia

K.V. Knyaz'kov, PhD in Engineering, Associate Professor, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, Russia

N.A. Koneva, DSc (Physics and Mathematics), Professor, Tomsk State University of Architecture and Civil Engineering, Tomsk, Russia

The paper presents the results of a study of hardening mechanisms that form the yield strength in Hardox 450 steel in the heat-affected zone.

Recently, in connection with the increase in coal production and the use of modern powerful mining equipment, it is necessary to use new materials with high performance characteristics. These materials include Hardox 450 steel, from which many parts and components of open-pit coal mining equipment are made.

It has been established and calculated that the main and almost identical contribution to the formation of the yield strength of the investigated Hardox 450 steel, both in the initial state and in the zone of the heat influence of welding, is made by long-range stress and dislocation fields of the "forest" (up to 325...385 MPa - the initial state, 325...405 MPa - HAZ). A significant contribution to the hardening is made by cementite particles. The presence of a "structural layer" revealed by electron microscopic studies in the HAZ is confirmed by the calculation of contributions of hardening, here the sum of contributions is minimal (850 MPa) and achieved by reducing the share of grain boundary hardening and redistribution of cementite particles in phases.

As a result of structural studies and calculations, it was found that Hardox 450 steel in the initial state and in the heat-affected zone after the recommended welding mode has a microstructure with high performance properties. The presence of a "structural layer" slightly decreased the operational characteristics of the HAZ.

Keywords: Hardox 450 steel, hardening mechanisms, heat-affected zone, yield strength, dislocation substructure.

Получено 26.09.2019

Образец цитирования

Анализ механизмов упрочнения, формирующих предел текучести в стали HARDOX 450 / А. Н. Смирнов, Н. В. Абабков, Н. А. Попова, В. В. Муравьев, К. В. Князьков, Н. А. Конева // Вестник ИжГТУ имени М. Т. Калашникова. 2019. Т. 22, № 4. С. 10–17. DOI: 10.22213/2413-1172-2019-4-10-17.

For Citation

Smirnov A.N., Ababkov N.V., Popova N.A., Murav'ev V.V., Knyaz'kov K.V., Koneva N.A. [Analysis of Strengthening Mechanisms Forming the Yield Strength in Hardox 450 Steel]. *Vestnik IzhGTU imeni M.T. Kalashnikova*, 2019, vol. 22, no. 4, pp. 10-17 (in Russ.). DOI: 10.22213/2413-1172-2019-4-10-17.