

УДК 621.785.369

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ УПРОЧНЕННЫХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ ФАЗОВОГО ПРЕДПРЕВРАЩЕНИЯ И ПРЕВРАЩЕНИЯ

Муравьев В.И., к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Машиностроение
и металлургия» (mim@knastu.ru)

Бахматов П.В., д.т.н., профессор кафедры «Машиностроение
и металлургия» (vmuravyev@mail.ru)

Лончаков С.З., к.т.н., старший научный сотрудник, начальник лаборатории
спектрального анализа

Фролов А.В., к.т.н., докторант

Комсомольский-на-Амуре государственный университет
(681013, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

Аннотация. Традиционные методы термообработки энергозатратны и продолжительны во времени, поэтому задача повышения их эффективности является весьма актуальной. В работе исследован процесс повторного скоростного нагрева с кратковременной выдержкой в интервале температуры полиморфного предпревращения и превращения с позиции эволюции структуры, свойств и характера разрушения закаленных высокоуглеродистых сталей. В частности установлено, что скоростной нагрев (600 – 700 °C/c) и кратковременная выдержка (0,5 с) с последующим охлаждением в подсоленной воде (6 °C) приводит к формированию структуры, не отличающейся от структуры низкоотпущенного (200 °C, 2 ч) мартенсита традиционно закаленной стали при увеличении в 4 раза удлинения и на два порядка сужения при сохранении прочности в ходе испытания на растяжение. Кратковременная выдержка 8 – 15 – 25 с при повторной закалке от 820 °C в холодной подсоленной воде (6 °C) высокоуглеродистых сталей приводит к образованию структуры сверхмелкопластинчатого, субмикрорепластинчатого, глобулярного перлита. Происходит объемное наноструктурирование стали, отличающееся от традиционной закалки с высокотемпературным отпуском структурой и свойствами: величиной прилагаемых напряжений как на стадиях деформации, так и показателей свойств при разрушении (увеличение σ_B на 55 %; $\sigma_{0,2}$ на 17 %; ψ в 8 раз; α_n на 80 %). Увеличение кратковременной выдержки до 40 – 50 с при повторной закалке от 820 °C приводит, в отличие от традиционной, к образованию структуры сверхмелкокоглобальной мартенсита, появлению в изломе на плоскостях скольжения ямочной структуры, по форме напоминающей пчелиные соты. После низкотемпературного отпуска при испытании на растяжение наблюдаются все стадии деформации, в изломе измельчение ямочного строения и отсутствие хрупких ямок-туннелей, улучшаются показатели пластичности ($\delta \sim$ в 1,5 раза; ψ в 3 раза) при сохранении прочности.

Ключевые слова: наноструктурирование, кратковременный нагрев, фазовые превращения, эволюция структуры.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-62-72

ВВЕДЕНИЕ

Свойства сталей на различных этапах технологического цикла изготовления и эксплуатации конструкций определяются традиционно термической и механической обработкой. Физический смысл обоих способов обеспечения требуемых свойств схож, и с позиции дислокационной теории прочности заключается в обеспечении необходимой подвижности элементов дислокационной структуры. Ограничения подвижности дислокаций достигаются за счет повышения их концентрации (силовые поля вокруг дислокаций, барьеры для соседних дислокаций), либо за счет измельчения зерен (границы зерен также снижают подвижность дислокаций). При этом предел текучести пропорционален квадратному корню из плотности дефектов и обратно пропорционален квадратному корню из диаметра зерна (уравнение Холла-Петча).

Тем не менее, роль мезо- и нанодефектов двойственна: они упрочняют материал до определенного критического уровня их концентрации ($10^{12} - 10^{14} \text{ см}^{-2}$), превышение которого приводит к нарушению сплошностей в виде субмикроскопических трещин (концентраторы напряжений), снижающих пластичность, вязкость разрушений и прочность сталей и сплавов.

В процессе традиционных методов термической и механической обработок распределение дефектов на мезоуровне и, в особенности, на наноуровне происходит неравномерно и подчиняется нормальному закону распределения [1 – 2], что в итоге приводит к ухудшению эксплуатационных характеристик конструкции.

Поэтому актуальны разработки технологии оптимизации концентрации дефектов и их распределения, направленной на создание мелкозернистой структуры [2] с равномерными распределениями дислокаций.

Перспективным направлением для решения указанной задачи можно считать применение технологии термической обработки с использованием эффектов фазовых превращений [3 – 5]. Наряду с наиболее известным эффектом субкритической сверхпластичности [2], на стадии аустенитного превращения начинается протекать процесс первичной рекристаллизации, растворение карбидов, а так же происходит ослабление пограничных межзеренных связей, приводящее к появлению активности описанных процессов. Известно [5, 6], что мелкозернистая структура аустенита при дальнейшей термической обработке приводит к формированию более совершенной мелкозернистой перлитной структуры или мелкозернистой мартенситной структуры с лучшими механическими характеристиками.

Цель настоящего исследования заключается в определении влияния структурных изменений упрочненных высокоуглеродистых сталей, обработанных в температурных условиях фазового превращения и превращения, на механические свойства и процессы разрушения.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследования проводили на образцах стали У8 (диам. 8 мм, длина 140 мм), изготовленных из прутка диам. 12 мм, полунагартованного после высокотемпературного отжига в состоянии поставки. Образцы маркировались номерами, соответствующими номерам режимов термообработки. Для каждого режима термообработки изготавливали пять образцов. Химический состав стали, %: 0,81 С; 0,25 Мн; 0,25 Сг; 0,19 Si; 0,20 Ni; 0,21 Cu; 0,022 Р; 0,015 S.

Определение температуры полиморфного превращения ($T_{\text{мн}}$) проводили на сплошных цилиндрических образцах диам. 10 мм и длиной 24 мм на dilatометре DIL 402 PC по режиму: нагрев в атмосфере аргона до 900 °С со скоростью 10 °С/мин, выдержка 0 мин, охлаждение со скоростью 10 °С/мин до комнатной температуры; $T_{\text{мн}}$ составляла 760 °С. Известно [6], что увеличение скорости нагрева более 500 – 700 °С (что близко к скорости нагрева в расплавах солей и ее невозможно получить на dilatометре DIL 402 PC) приводит к увеличению $T_{\text{мн}}$ и конкретно для сталей с таким содержанием углерода составляет 810 – 830 °С. В данном случае $T_{\text{мн}} = 820$ °С.

Все образцы подвергались традиционной закалке по режиму: нагрев в расплаве соляной ванны 50 % NaCl + 50 % KCl до температуры полиморфного превращения 820 ± 5 °С, выдержка 7 мин (исходя из условия 1 мин на 1 мм диаметра), охлаждение в соленой воде (10 % NaCl) с температурой 6 – 8 °С. Скорость охлаждения в такой воде по данным работ [7, 8] составляет 1100 °С/с, сушка 10 мин при температуре не выше 100 °С. После сушки образцы подвергались повторному нагреву в той же ванне и при той же температуре

с различной кратковременной выдержкой от 0,5 до 50 с, начиная с момента погружения в ванну и охлаждения в воде, и сушке, как и в случае традиционной закалки. Для этой цели авторами разработано устройство, обеспечивающее мгновенное опускание образцов в ванну, их лимитированную по времени выдержку и вывод из ванны. Опускание и подъем осуществлялись быстродействующим пневмоцилиндром с программируемым управлением параметрами его работы.

Часть образцов подвергалась отпуску по традиционному режиму: нагрев в термощафе до температуры 200 ± 5 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе.

Исследования процессов пластической деформации и разрушения образцов проводили при статическом и динамическом нагружении на разрывной универсальной машине INSTRON 3382 с максимальным разрывным усилием 10 т и маятниковом копре МК-30а соответственно.

В процессе испытаний с помощью программного продукта Bluehill 3 строили диаграммы деформаций при одноосном растяжении и рассчитывали стандартные характеристики согласно ГОСТ1497-80, при этом модуль нормальной упругости определялся электротензометрированием (электрорезистор – датчик сопротивления, база 20 мм, тензостанция – ТОПАЗ -3-01).

Испытания на ударный изгиб проводили на нестандартных цилиндрических образцах диам. 8 мм и длиной 60 мм без надреза (с готовыми субмикротрещинами, образованными грубым точением) при комнатной температуре на маятниковом копре МК-30а. Ударную вязкость рассчитывали в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Исследования микроструктуры и характера разрушения проводили на растровом электронном микроскопе HITACHI S-3400N (Япония) при увеличении 50 – 10 000 и ускоряющем напряжении 7,0 кВ.

Характер деформации и разрушения оценивали по виду стадийного процесса деформации и разрушения, стандартным показателям свойств, структурным изменениям и строению изломов при испытании на разрыв, а так же по параметрам ударной вязкости и углу загиба образцов при испытании ударной вязкости.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Как видно из данных рис. 1, диаграммы деформации образцов зависят от режимов повторной термообработки и различаются не только по величине деформации, а и по характеру изменения кривых величины напряжения.

На кривых можно отметить несколько стадий деформации (пример – кривая 4). Упругая деформация – от начала координат до $\sigma_{0,2}$ (А – Б); равномерное деформирование (Б – В); сосредоточенное деформирование (В – Г) до стадии разрушения.

На стадии упругой деформации разрушились образцы 2, 6; на стадии равномерной деформации, близкой

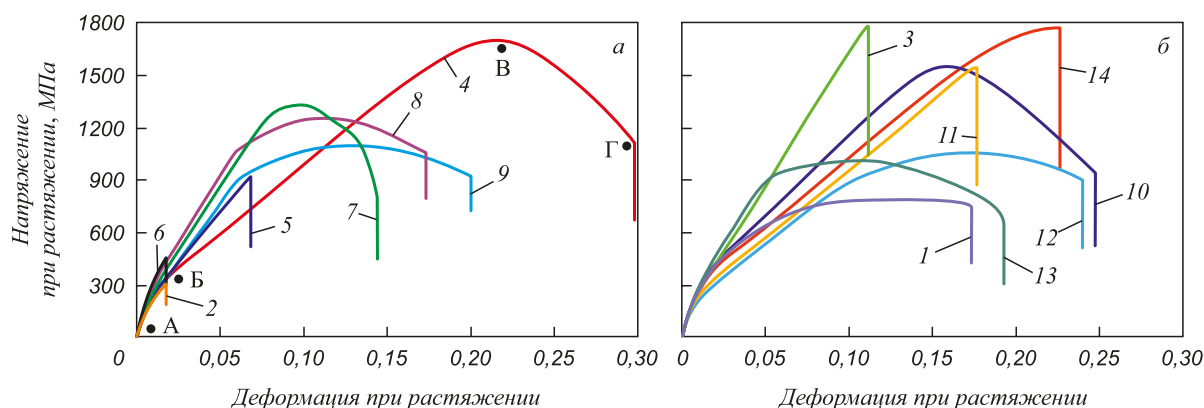


Рис. 1. Диаграммы деформации образцов из стали У8 при испытании на растяжение в зависимости от режимов термической обработки (режимы приведены в таблице)

Fig. 1. Diagrams of deformation of samples from steel U8 under the tensile test, depending on the heat treatment conditions (modes are given in the Table)

Влияние режимов термообработки на изменение механических свойств и характера разрушений образцов из стали У8

Changes in the mechanical properties and fracture nature of the samples from steel U8 depending on the heat treatment conditions

Номер режима	Выдержка при закалке, с и отпуске, ч	Статическое разрушение						Динамическое разрушение	
		$\sigma_{в*}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	E , МПа	Место разрушения	α_n , Дж/см ²	Угол изгиба, град.
1	Исходное	789	278	12,2	2,9	44 358	Центр	130	142
2*	420 с	293	240	1,05	3,1	31 215	Радиус	9,7	0
3**	420 с + 2 ч	1787	302	1,83	0,5	31 578	Центр	533	86
4***	Повторная 0,5 с	1701	286	8,6	31,4	28 778	Центр	511	88
5	Повторная 1,0 с	932	314	2,17	1,5	36 359	Радиус	10	0
6	Повторная 3,0 с	459	401	0,05	2,5	34 460	Радиус	22	0
7	Повторная 8,0 с	1333	300	5,96	19,3	29 922	Центр	395	106
8	Повторная 15 с	1250	330	12,8	24,3	32 808	Центр	233	134
9	Повторная 25 с	1104	248	9,43	26,5	27 925	Центр	306	106
10	Повторная 2,0 с + 2 ч	1549	348	10,3	34,5	29 000	Центр	483	111
11	Повторная 3,0 с + 2 ч	1545	251	2,7	2,19	26 561	Центр	498	93
12	Повторная 20 с + 2 ч	1057	223	13,0	17,6	23 277	Центр	386	103
13	Повторная 25 с + 2 ч	1013	341	9,95	32,8	32 849	Центр	425	96
14	Повторная 50 с + 2 ч	1771	300	2,78	1,57	30 078	Радиус	546	92
15	Повторная 40 с	Проводили макро- и микроисследования преждевременно разрушенного образца							

Примечание: для каждого режима термообработки приведено среднее арифметическое значение механических свойств из пяти образцов;

* – нагрев под закалку в расплаве соли NaCl при 820 ± 5 °C, выдержка 7 мин, охлаждение вода 6 °C подсолённая, сушка 100 °C;

** – отпуск после закалки 200 °C, 2 ч, для 3, 10 – 14;

*** – повторная закалка при различных кратковременных выдержках 0,5 – 25 с, 40 с, охлаждение вода 6 °C подсолённая, сушка 100 °C, для 4 – 9, 15

к упругой, образец 5; на стадии равномерной деформации, близкой к сосредоточенной, образцы 3, 11; на стадии сосредоточенной, близкой к равномерной, образец 14. Все стадии деформации выдержали образцы 1,

4, 7, 8, 9, 10, 12, 13. Режимы термообработки образцов приведены в таблице.

Наряду с дислокационной теорией пластической деформации скольжением и двойкованием, в работе [9]

обоснован релаксационный характер пластической деформации с перераспределением напряжений и снижение их общего уровня за счет сдвиговых процессов, которые активируют смежные объемы с зарождением новых очагов, определяя в общем автокаталитический характер, когда конечный результат возвращает систему в исходное состояние с последующим повторением аналогичных циклов.

В работах [9 – 12] показано, что необратимые процессы могут возникнуть, когда объемная плотность энергии, возрастающая под влиянием упругой деформации, при достижении критических значений способствует запуску релаксационных процессов, приводящих к исходному состоянию при существенном изменении размеров.

Таким образом, можно предположить, что для образцов, разрушившихся на стадии упругой деформации и близкой к ней (образцы 2, 5, 6, 3, 11) не произошло в достаточной степени релаксации напряжений и возврата объема накопленной энергии из-за отсутствия дополнительной деформации с уменьшением размера в направлении высших усилий. Наличие как на поверхности, так и внутри металла субмикротрещин, вызванных грубой механической обработкой и фазовым наклепом в процессе закалки и последующего низкотемпературного отпуска, создало условия для разру-

шения под действием сил Пайерлса-Набарро: $K = 2\sqrt{\frac{l}{r}}$, превысивших силы межатомных связей. Сдвиговые процессы привели к катастрофическому хрупкому разрушению, о чем свидетельствует отсутствие дополнительной деформации образцов с изменением размеров.

Диссипация энергии при образовании поверхности разрушения при испытании образцов на растяжение приводит к существенному различию строения излома в зависимости от режимов обработки образцов.

Для образцов на стадии упругой деформации и близкой к ней равномерной, разрушение начиналось от концентратора напряжений риск грубообработанной поверхности и у радиуса перехода (образцы 2, 5, 6, 15), см. таблицу, рис. 2. По внешнему виду у этих образцов не наблюдалось деформации в зоне начала разрушения и плоскость разрушения перпендикулярна прикладываемой нагрузке. В изломе образцов наблюдались крупные зерна и сколы, по величине практически одинаковые, но превышающие в несколько раз эти величины для образца 15. Более четко различие видно в строении плоскости скола у образцов 2 и 15. Наблюдается чешуйчатость, в отличие от гладкой, для образцов 5 и 6. На гладкой поверхности скола имеются вздутия, свидетельствующие о разрушении с отрывом, характерным для традиционной закалки (образец 2). У образцов с повторно-кратковременной закалкой (5, 6, 15), наряду со вздутиями, наблюдаются ямки, напоминающие пчелиные соты, что характерно для вязкого разрушения.

Особенностью разрушения образцов на стадии равномерной и сосредоточенной деформации является то,

что вначале оно происходило под углом $\sim 45^\circ$ (рис. 3, образцы 3, 4, 7, 10, 11, 14), под углом $\sim 25^\circ$ (рис. 3, образцы 1, 8, 12, 13) к прикладываемой нагрузке и окончательная плоскость разрушения перпендикулярна к прикладываемой нагрузке, причем если для первых (45°) четко сформированы границы начала и конца скоса, то для

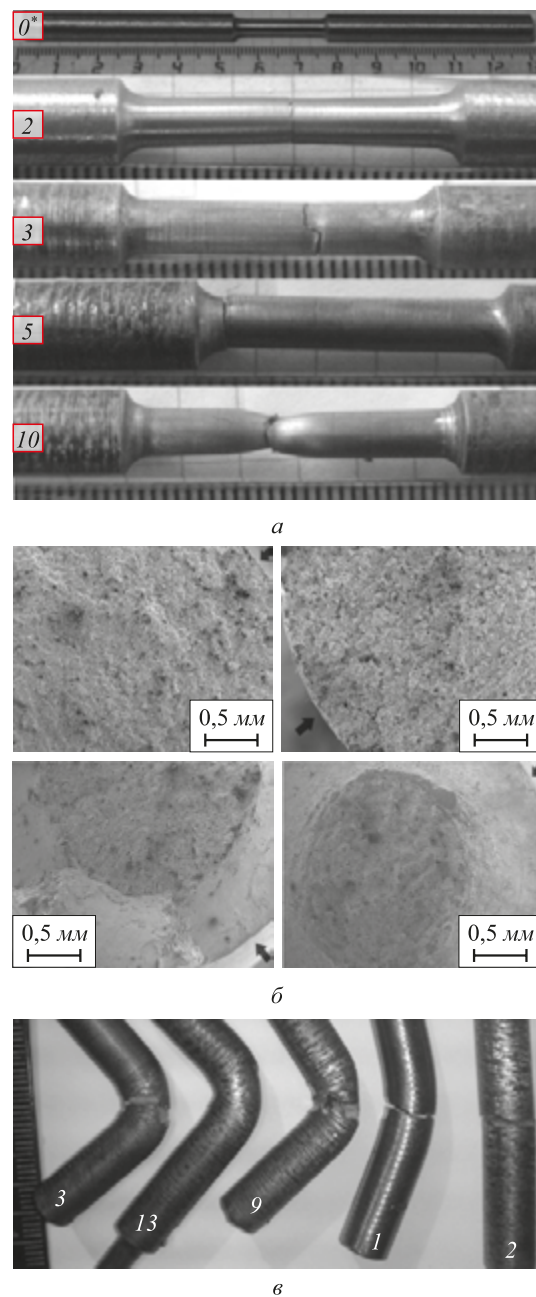


Рис. 2. Вид характерных разрушений образцов из стали У8, термически обработанных по разным режимам, после испытания на статическое растяжение (а), начала разрушения (б) и динамическое при воздействии ударной нагрузки (в). Режимы термической обработки указаны в таблице. Стрелками обозначены границы начала разрушения (б)

Fig. 2. Type of characteristic fractures of the samples from steel U8, thermally treated in different modes: after the static tensile test (a), at fracture beginning (b), dynamic type under impact load (c). Heat treatment modes are indicated in the Table. The arrows indicate the fracture beginning (b)

вторых практически отсутствуют границы деформации под углом (см. таблицу, рис. 1 – 3).

В состоянии повторной закалки максимальной величиной пластической деформации и сужением обладают

образцы с выдержкой 0,5 с (4), т. е. нагревом образца до температуры не более 550 °С. Выдержки образцов при повторной закалке от 8 до 25 с (7, 8, 9) приводят к постепенному повышению величины пластической

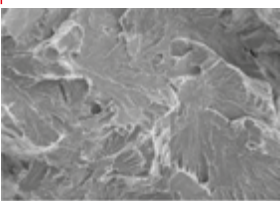
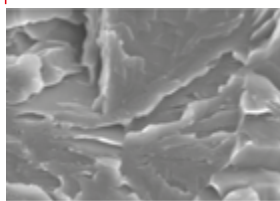
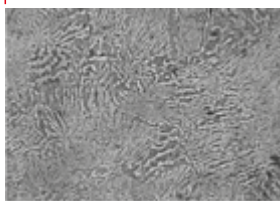
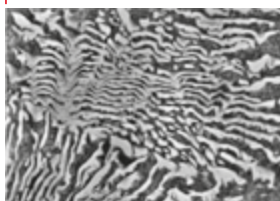
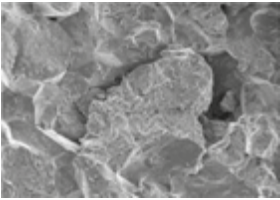
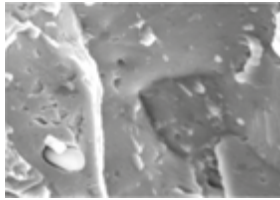
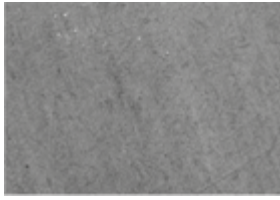
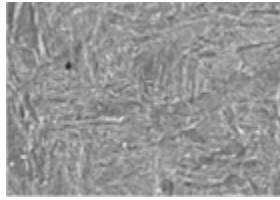
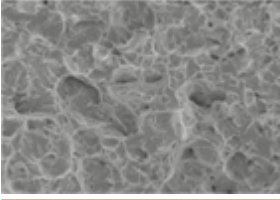
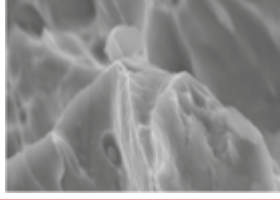
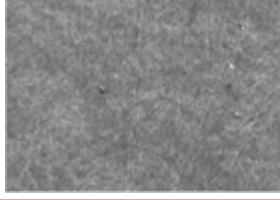
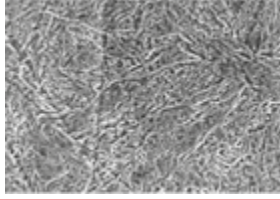
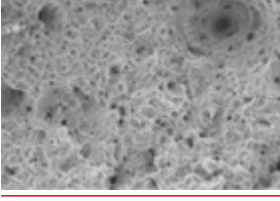
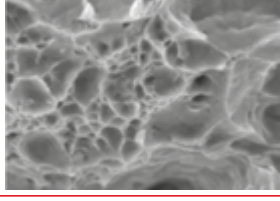
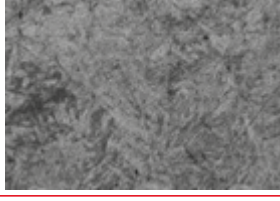
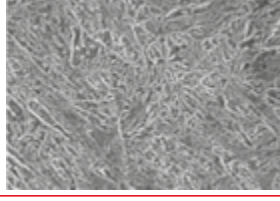
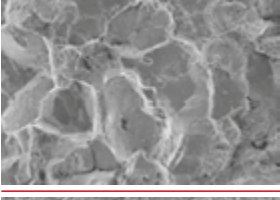
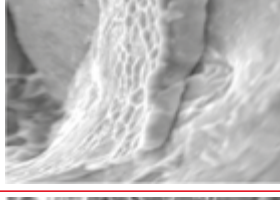
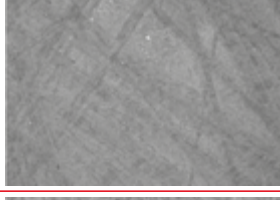
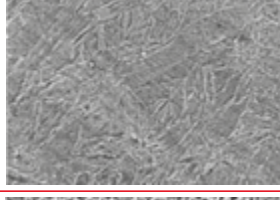
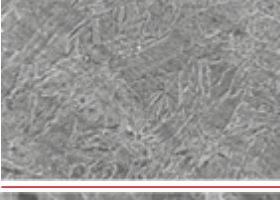
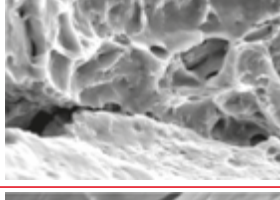
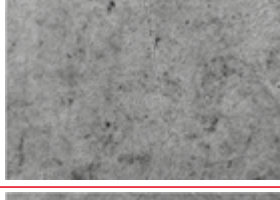
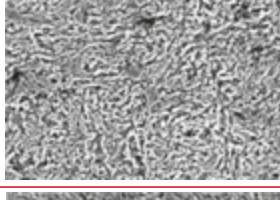
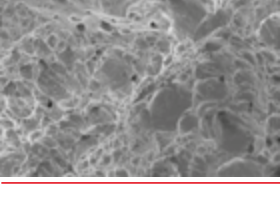
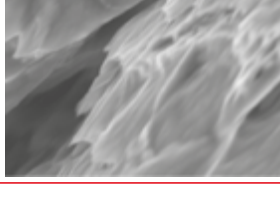
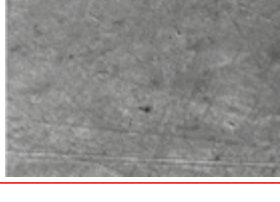
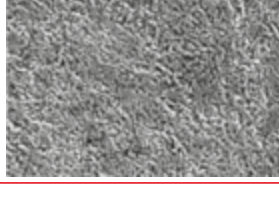
<i>Излом</i>		<i>Микроструктура</i>		<i>Номер режима по таблице</i>
×1000	×10 000	×2000	×10 000	
				1
				2
				3
				4
				5
				6
				7

Рис. 3. Поверхность разрушения (излома) при испытании на растяжение и структура стали У8 (сканирующий электронный микроскоп) в зависимости от режимов термической обработки (указаны в таблице)

Fig. 3. The fracture surface during tensile test and the structure of steel U8 (scanning electron microscope), depending on the heat treatment conditions (indicated in the Table)

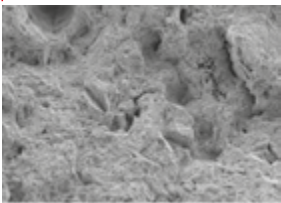
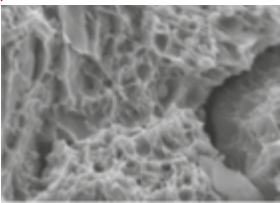
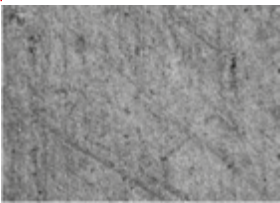
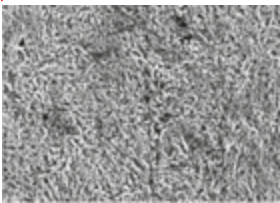
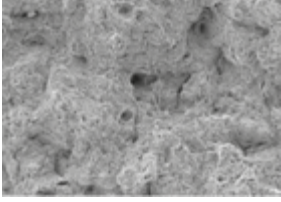
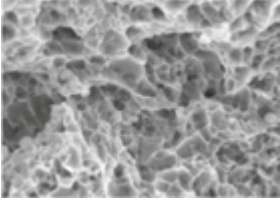
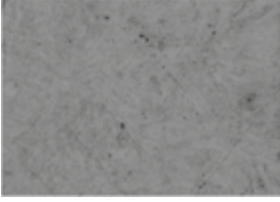
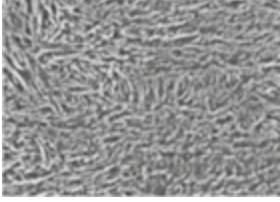
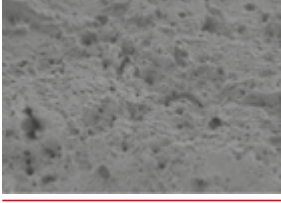
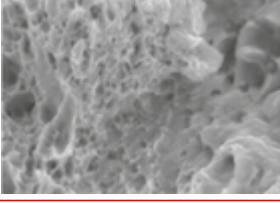
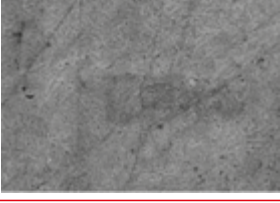

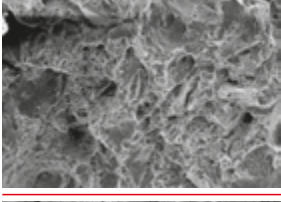
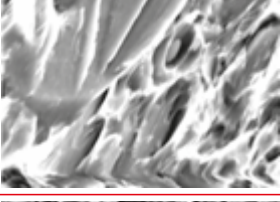
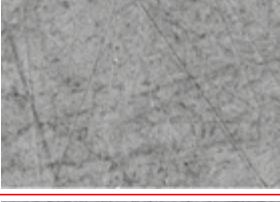
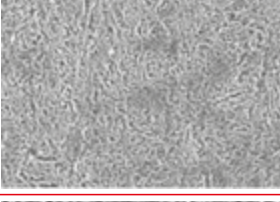
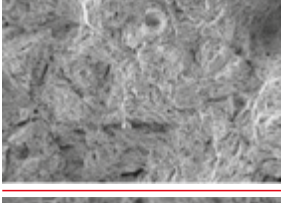
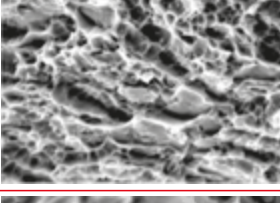

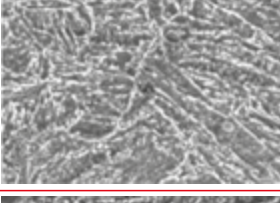
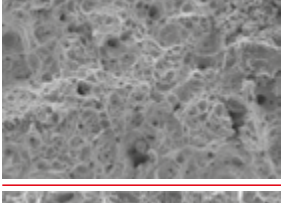
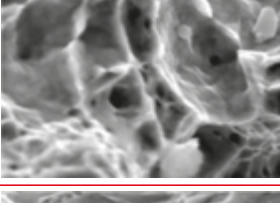
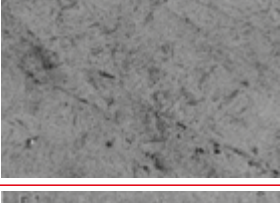
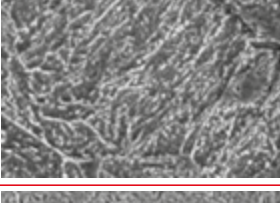
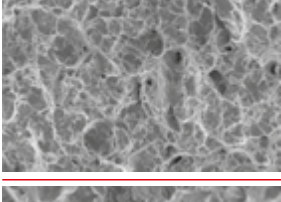
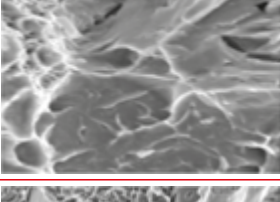
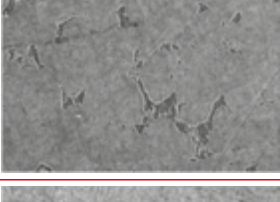
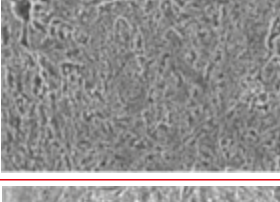
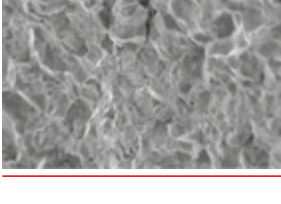
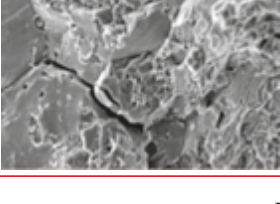

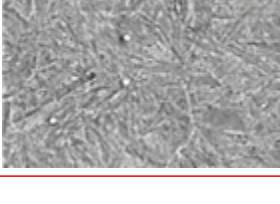
<i>Излом</i>		<i>Микроструктура</i>		<i>Номер режима по таблице</i>
$\times 1000$	$\times 10\,000$	$\times 2000$	$\times 10\,000$	
				8
				9
				10
				11
				12
				13
				14
				15

Рис. 3. Продолжение

Fig. 3. Continuation

деформации и сужения, но значительно ниже по сравнению с вышеуказанным образцом 4 (см таблицу).

Низкотемпературный традиционный отпуск приводит к увеличению величины пластической деформации и сужения по сравнению с закаленным состоянием, при этом минимумом обладают образцы после традиционной закалки и отпуска (3). Значительно большее значение у образцов после повторной кратковременной выдержки (3 и 50 с) при закалке и традиционного отпуска (11, 14), еще большее значение у образцов после повторной кратковременной выдержки (2, 20, 25 с) при закалке и традиционного отпуска (10, 12, 13) (см. таблицу).

Разрушение образцов на стадии равномерной и сосредоточенной деформации подчиняется в полной мере вышеприведенному двухэтапному механизму пластической деформации, о чем свидетельствуют изменения размеров образцов и электронная фрактография изломов (см. таблицу, рис. 3).

Элементы макрорельефа изломов образцов 1, 2, 5, 6, 13 (рис. 3) характеризуют смешанное строение – сколы, плоскости скольжения со вздутиями, характерные для хрупкого разрушения и ямочные – характерные для вязкого разрушения. После традиционной закалки и отпуска (рис. 3, образец 3) в изломе минимальное количество ямочного строения, причем в основном крупных уплощенных ямок-конусов. Повторная закалка с минимальной выдержкой (0,5 с) приводит в основном к микроямочному и микрочашечному (рис. 3, образец 4) строению излома и некоторому количеству глубоких ямок-туннелей в изломе, а с выдержкой 8 с (рис. 3, образец 7) добавляются еще крупные плоскости скольжения. Низкотемпературный отпуск предварительно закаленных с малой выдержкой (2, 3 с, рис. 3, образцы 10, 11, см. таблицу) как и с выдержкой 50 с (рис. 3, образец 14), приводит к значительному увеличению микроямочного и микрочашечного строения и количества уплощенных ямок-конусов по сравнению с традиционно закаленными и отпущенными образцами.

Элементы макрорельефа изломов образцов 8, 9, 12, 13 (рис. 3) по строению микроямочные, напоминающие пчелиные соты. Уплощенные ямки-конусы, ямки-туннели характерны практически полностью для вязкого разрушения, за исключением образцов в исходном полунагартованном состоянии после высокотемпературного отжига (рис. 3, образец 1). Ямочное строение (микро-ямочное, уплощенные ямки-конусы, ямки-туннели) наблюдаются по границам крупного зерна, по которому проходит разрушение сколом, скольжением.

Как известно [13], процессы превращения закаленных углеродистых сталей при скоростном нагреве до $T_{\text{пл}}$ повторяют те же закономерности, что и при медленном нагреве. И, тем не менее, наблюдаются существенные различия в получении конечных результатов структурных изменений и свойств (см. таблицу, рис. 1 – 3).

Микроструктура стали У8 после традиционной

закалки от 820 °С представляет собой гетерофазную смесь игольчатого мартенсита, остаточного аустенита и карбидов с высокой плотностью дислокаций, готовыми зародышами субмикротрещин, приводящих к катастрофическому хрупкому разрушению при приложении как статических при растяжении, так и динамических при ударе напряжений (рис. 2, образец 2; рис. 3, образец 2).

Низкотемпературный отпуск (200 °С, 2 ч) после традиционной закалки от 820 °С приводит к образованию структуры отпущенного мартенсита, остаточного аустенита и карбидов с сохранением практически исходной структуры после закалки. Различие наблюдается при испытании на растяжение. В изломе появляется вязкая составляющая (крупноямочное и чашечное строение (рис. 3, образец 3), что приводит к некоторому увеличению пластичности и исключению катастрофического хрупкого разрушения.

Микроструктура после повторной закалки с минимальной выдержкой 0,5 с (рис. 3, образец 4) от температуры ~500 – 600 °С практически мало отличается от микроструктуры традиционно закаленной отпущенной при низкой температуре стали (рис. 3, образец 3), различаясь в значительной степени при статическом разрушении величиной сосредоточенной деформации, полным формированием вязкой составляющей в изломе (микроямочное, микрочашечное строение излома, минимум ямок-туннелей).

В первые доли секунды, как это было установлено ранее [14, 15], достаточно высокая скорость нагрева (~700 °С/с) традиционно закаленной стали приводит к повышенной диффузионной подвижности атомов, особенно атомов углерода (температура 400 – 500 °С). Происходит интенсивный процесс релаксации напряжений, заключающийся в перераспределении и уменьшении концентрации дефектов фазового наклепа (сверхравновесной) путем аннигиляции и стока к дислокациям и границам зерен и субзерен без образования новых границ (рис. 3, образец 4), вызванных ослаблением энергии межзеренной и межфазовой связи (модуль Юнга уменьшается практически на 20 % по сравнению с традиционной, см. таблицу, образцы 4, 2).

Интенсивный процесс перераспределения углерода с увеличением выдержки до 3 с при повторной закалке от 820 °С привел к изменению формы эвтектоидных пластин, их закруглению, измельчению и глобуляризации внутри первичных зерен, что свидетельствует о начале процесса рекристаллизации при превращении мартенсита в перлит.

При испытании на растяжение разрушение произошло на стадии упругой деформации как и образцов после традиционной закалки, вид изломов в обоих случаях практически идентичен и характерен для хрупкого разрушения (см. таблицу, рис. 3, образцы 2, 6).

При дальнейшем увеличении выдержки при повторной закалке от 820 °С происходит образование

структуры свехмелкопластинчатого и субмелкопластинчатого глобулярного перлита (см. таблицу, рис. 3, образцы 7, 8) (процесс объемного наноструктурирования стали) и дальнейшее его превращение приводит к образованию аустенита, фиксируемого при повторной закалке появлением в структуре мелкоиглочатого мартенсита (см. таблицу, рис. 3, образец 15).

В отличие от классических представлений образования перлита из аустенита при медленном охлаждении [16, 17], в работах [18, 19] исследованы закономерности распада аустенита в стали 65Г в неравновесных условиях при высоких скоростях нагрева ($100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ выше A_{c1}) и охлаждения с аномальным образованием перлита двух основных морфологий – пластинчатого и глобулярного, различающихся дальностью диффузионных путей из-за значительных концентрационных и структурных неоднородностей.

В данном случае при дальнейшем увеличении выдержки при повторной закалке от $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 3, образцы 7 – 9) из фазово-наклепанного мартенсита отпуска, как и в случае [20 – 26] из деформационно-упрочненного аустенита в интервале температур фазового превращения и последующего охлаждения (эффект DIFT) происходит в первом случае образование субмелкопластинчатого глобулярного перлита, а во втором – ультрамелкозернистого феррита, вызванное накоплением упрочнения предварительной закалкой – деформацией (упругая энергия дефектов кристаллического строения).

Объемное наноструктурирование стали при повторной закалке от $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 8, 15, 25 с (см. таблицу, рис. 3, образцы 7 – 9) выявило при испытании на растяжение, как и в случае высокого отпуска (рис. 3, образец 1), все стадии деформации (упругая, равномерная и сосредоточенная). Различие наблюдалось:

- в величине прилагаемых напряжений на стадиях деформации и показателей свойств при разрушении (рис. 1, см. таблицу, образцы 7 – 9 и 1);

- в структуре мелкопластинчатого и крупнопластинчатого перлита (рис. 3, образцы 7 – 9);

- в формировании вязкой составляющей в изломе (микроямочное, микрочашечное строение, минимум ямок-туннелей) (рис. 3, образцы 8, 9) по сравнению с ямочным строением только по границам крупных зерен (рис. 3, образец 1).

При повторной закалке с выдержкой 40 с от $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ микроструктура претерпела сложный процесс превращения в аустенит с образованием при закалке гетерофазной смеси, как и в случае с традиционной закалки, отличающейся свехмелкоиглочатым мартенситом (рис. 3, образец 15) и появлением в изломе на плоскостях скольжения ямочной структуры, по форме напоминающей пчелиные соты (см. таблицу, рис. 3, образец 15).

Низкотемпературный отпуск при $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч после повторной закалки от $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выдержке 2, 3, 20, 25

и 50 с (рис. 1, см. таблицу, рис. 3, образцы 10 – 14) выявил следующие отличия от традиционно закаленных и отпущенных образцов в структурных изменениях и свойствах сталей:

- для образцов с выдержками 2, 20, 25 с (рис. 1, см. таблицу, рис. 3, образцы 10, 12, 13) при испытании на растяжение выявились все стадии деформации: упругая, равномерная и сосредоточенная, полное формирование вязкой составляющей (микроямочное, микрочашечное строение) в изломе;

- для образцов с выдержками 3, 50 с (рис. 1, см. таблицу, рис. 3, образцы 11, 14) микроструктура представляет собой гетерофазную смесь отпущенного мелкоиглочатого мартенсита, остаточного аустенита и карбидов;

- при испытании на растяжение выяснилось, что у образца 11 практически отсутствует стадия сосредоточенной деформации (сохранилось предварительно закаленное состояние), как и у традиционно закаленных и отпущенных образцов, а у образца 14 наблюдаются все стадии деформации, а в изломе измельчение ямочного строения и отсутствие ямок-тоннелей.

Выводы

Исследованиями установлена эволюция структуры, свойств и характера разрушения при статических и динамических нагружениях закаленных высокоуглеродистых сталей при повторном скоростном нагреве с кратковременной выдержкой в интервале температур полиморфного предпревращения и превращения.

Показано, что процесс релаксации напряжений в первоначальный момент скоростного нагрева ($600\text{ -- }700\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) и кратковременная выдержка (0,5 с) с последующим охлаждением в подсолённой воде ($6\text{ }^{\circ}\text{C}$) приводит к формированию структуры, не отличающейся от структуры низкоотпущенного ($200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч) мартенсита традиционно закаленной стали. Различие наблюдается при испытании на растяжение: полный трехстадийный процесс деформации (упругая, равномерная, сосредоточенная), формирование во всем объеме излома вязкой составляющей (микроямочное, микрочашечное, минимум ямок-туннелей), высокие показатели пластичности (увеличение в 4 раза удлинения и на два порядка сужения) при сохранении прочности.

Рекристаллизация при кратковременных выдержках 8 – 15 – 25 с при повторной закалке от $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ в холодной подсолённой воде ($6\text{ }^{\circ}\text{C}$) высокоуглеродистых сталей приводит к образованию структуры свехмелкопластинчатого, субмикропластинчатого, глобулярного перлита. Практически происходит объемное наноструктурирование стали, отличающееся от традиционной закалки с высокотемпературным отпуском структурой и свойствами: величиной прилагаемых напряжений на стадиях деформации и показателей свойств при разру-

шении (увеличение σ_b на 55 %; $\sigma_{0.2}$ на 17 %; ψ в 8 раз; α_n на 80 % (рис. 1, см. таблицу, рис. 3, образцы 1, 8).

Сложный процесс превращения наноструктурированного перлита в аустенит при увеличении кратковременной выдержки до 40 – 50 с при повторной закалке от 820 °С приводит, в отличие от традиционной, к образованию структуры сверхмелкоиглочатого мартенсита и появлению в изломе на плоскостях скольжения ямочной структуры, по форме напоминающей пчелиные соты. После низкотемпературного отпуска при испытании на растяжение наблюдаются все стадии деформации, в изломе измельчение ямочного строения и отсутствие крупных ямок-туннелей, улучшаются показатели пластичности ($\delta \sim$ в 1,5 раза; ψ в 3 раза) при сохранении прочности.

Полученные результаты служат основанием для проведения дальнейших исследований с целью улучшения свойств тонколистового проката, сложных фасонных деталей и других конструкций из высокоуглеродистых сталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Муравьев В.И., Фролов А.В., Злыгостев А.М. и др. Изотермическая закалка как инструмент наноформирования дефектной структуры стали Р18 для улучшения эксплуатационных характеристик режущего инструмента // Металлообработка. 2009. № 2. С. 50 – 57.
- Муравьев В.И., Фролов А.В. Управление дефектной структурой сплавов на границе фазовых превращений с использованием метода акустической эмиссии. – Комсомольск-на-Амуре: КНАГТУ, 2013. – 219 с.
- Золотаревский Н.Ю., Зисман А.А., Панпурин С.Н. и др. Влияние размера зерна и деформационной структуры аустенита на кристаллогеометрические особенности бейнита и мартенсита низколегированных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10. С. 39 – 48.
- Гуляев А.П. Состояние предпревращений в сплавах железа // Металловедение и термическая обработка металлов. 1991. № 6. С. 7 – 10.
- Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 182 с.
- Зимин Н.В. О влиянии температуры, скорости нагрева и исходного состояния структуры углеродистых сталей на процессы образования в них аустенита // Металлообработка. 2006. № 1. С. 41 – 47.
- Гринберг Е.М., Алексеев А.А. Исследование кинетики низкотемпературного распада мартенсита в углеродсодержащих сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 1. С. 13 – 16.
- Муравьев В.И., Курбатов В.П. Закалка инструментальных сталей в кипящем слое // Металловедение и термическая обработка металлов. 1970. № 2. С. 46 – 48.
- Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.
- Алюшин Ю.А., Горбатюк С.М. Возможные механизмы диссипации энергии при переходе от обратимой деформации к необратимой // Изв. вуз. Черная металлургия. 2018. № 3. С. 223 – 229.
- Алюшин Ю.А. Энергетические основы механики. – LAP Lambert Academic Publishing, 2016. – 281 с.
- Алюшин Ю.А. Энергетическая модель обратимых и необратимых деформаций в пространстве временных Лагранжа // Прогрессивные технологии пластической деформации. – М.: НИТУ «МИСиС», 2009. С. 44 – 67.
- Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
- Муравьев В.И., Ким В.А., Фролов А.В. и др. Применение метода акустической эмиссии для исследования кинетики распада переохлажденного аустенита в стали 5 // Заводская лаборатория. Диагностика металлов. 2010. № 1. С. 33 – 36.
- Муравьев В.И., Фролов А.В., Кириков А.В., Мартынюк А.М. Использование эффектов аустенитного предпревращения и превращения при термической обработке конструкционных сталей // Вопросы материаловедения. 2012. № 3. С. 7 – 14.
- Попов В.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. – М.: Металлургия, 1962. – 268 с.
- Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. и др. Перлит в углеродистых сталях. – Екатеринбург: УрО РАН, 2004. – 311 с.
- Урцев В.Н., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А. и др. Перекристаллизация среднеуглеродистой стали в неравновесных условиях кратковременного нагрева выше температуры A_{c1} // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 9. С. 951 – 961.
- Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Урцев В.Н. Возможность аномального образования перлита в среднеуглеродистой стали после кратковременного нагрева до температур выше A_{c1} // Металловедение и термическая обработка металлов. 2016. № 11. С. 6 – 10.
- Tsuiji N., Maki T. Enhanced structural refinement by combining phase transformation and plastic deformation in steels // Scripta Materialia. 2009. Vol. 60. Issue 12. P. 1044 – 1049.
- Tsuiji N. New routes for fabricating ultrafine-grained microstructures in bulky steels without very-high strains // Advanced Engineering Materials. 2010. Vol. 12. Issue 8. P. 701 – 707.
- Hiroshi Yada, Chun-Ming Li, Hiroshi Yamagata. Dynamic $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation during hot deformation in iron-nickel-carbon alloys // ISIJ International. 2000. Vol. 40. No. 2. P. 200 – 206.
- Dong H, Sim X, Hui W. etc. Grain refinement in steels and the application trials in china // ISIJ International. 2008. Vol. 48. No. 8. P. 1126 – 1132.
- Jong-Kyo Choi, Dong-Han Sea, Jae-Sang Lee etc. Formation of ultrafine ferrite by strain-induced dynamic transformation in plain low carbon steel // ISIJ International. 2003. Vol. 43. No. 5. P. 746 – 754.
- Zhongmin Yang, Ruizhen Wang. Formation of ultra-line grain structure of plain low carbon steel through deformation induced ferrite transformation // ISIJ international. 2003. Vol. 43. No. 5. P. 761 – 766.
- Матвеев М.А., Колбасников И.Г., Кононов А.А. Измельчение структуры микрولةгированных сталей при пластической деформации вблизи температур полиморфного превращения // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 4 (742). С. 3 – 8.

Поступила в редакцию 28 сентября 2017 г.

После доработки 22 июня 2018 г.

Принята к публикации 25 декабря 2018 г.

DEFORMATION AND FRACTURE OF STRENGTHENED HIGH-CARBON STEEL AFTER TREATMENT IN TEMPERATURE CONDITIONS OF PHASE PRE-TRANSFORMATION AND TRANSFORMATION

V.I. Murav'ev, P.V. Bakhmatov, S.Z. Lonchakov, A.V. Frolov

**Komsomolsk-on-Amur State University, Komsomolsk-on-Amur,
Khabarovsk Territory, Russia**

Abstract. Traditional methods of heat treatment are energy-intensive and time-consuming, so the task of increasing their efficiency is very relevant. The process of repeated high-speed heating with short-term aging in the temperature range of polymorphic pre-transformation and transformation from the viewpoint of evolution of structure, properties and character of the fracture of quenched high-carbon steels was investigated. In particular, it was found that high-speed heating (600 – 700 °C/s) and short-term holding (0.5 sec) followed by cooling in salted water (6 °C) leads to the formation of a structure not differing from the structure of low-drawn (200 °C, 2 hours) martensite of traditionally hardened steel with 4 times increase in elongation and 2 times contraction while maintaining strength during the tensile test. Short-term aging of 8 – 15 – 25 seconds with repeated quenching of high-carbon steels from 820 °C in cold salted water (6 °C) leads to formation of the structure of ultra-fine-lamellar, submicroplast, globular perlite. There is a three-dimensional nanostructuring of steel that differs from traditional hardening with high temperature tempering by the structure and properties: magnitude of the applied stresses, both at deformation stages and at fracture (increase in σ by 55 %, in $\sigma_{0.2}$ – by 17 %, in ψ – 8 times, in α_n – by 80 %). Increase in short-time holding up to 40 – 50 sec, with repeated quenching from 820 °C leads, in contrast to the traditional one, to formation of the structure of ultra-small-martensite and to appearance in fracture on the slip planes of the patching structure, resembling a honeycomb in shape. After the low temperature tempering during the tensile test, all stages of deformation are presented. In fracture the crushing of pit structure and the absence of brittle tunnel pits are observed, plasticity is improved ($\delta \sim 1.5$ times, $\psi \sim 3$ times) at strength preservation.

Keywords: nanostructuring, short-time heating, phase transformations, structure evolution.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-62-72

REFERENCES

1. Zlygostev A.M., Petrov V.V., Mosechkina V.V., Sanochkin K.A. Isothermal hardening as a tool for nanoforming the defective structure of R18 steel to improve performance characteristics of cutting tool. *Metalloobrabotka*. 2009, no. 2, pp. 50–57. (In Russ.).
2. Murav'ev V.I., Frolov A.V. *Upravlenie defektnoi strukturoi splavov na granitse fazovykh prevrashchenii s ispol'zovaniem metoda akusticheskoi emissii* [Control of the defect structure of alloys at the boundary of phase transformations using acoustic emission method]. Komsomolsk-on-Amur: KnAGTU, 2013, 219 p. (In Russ.).
3. Zolotarevskii N.Yu., Zisman A.A., Panpurin S.N., Titovets Yu.F., Golosinko S.A., Khlusova U.I. Effect of the grain size and deformation substructure of austenite on the crystal geometry of bainite and martensite in low-carbon steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2014, vol. 55, no. 9-10, pp. 550–558.
4. Gulyaev A.P. Condition of pretransformation in alloys of iron. *Metal Science and Heat Treatment*. 1991, vol. 33, no. 6, pp. 425–427.
5. Pickering F.Brian. *Physical metallurgy and the design of steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ.ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka staley*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.).
6. Zimin N.V. Influence of temperature, heating rate and initial state of the structure of carbon steels on austenite formation in them. *Metalloobrabotka*. 2006, no. 1, pp. 41–47. (In Russ.).
7. Grinberg E.M., Alekseev A.A. A study of the kinetics of low-temperature decomposition of martensite in carbon-containing steels. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no. 1-2, pp. 14–17.
8. Murav'ev V.I., Kurbatov V.P. Quenching tool steels in a fluidized bed. *Metal Science and Heat Treatment*. 1970, vol.12, no. 2, pp. 131–132.
9. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. *Fizika makrolokalizatsii plasticheskogo techeniya* [Physics of macrolocalization of plastic flow]. Novosibirsk: Nauka, 2008, 328 p. (In Russ.).
10. Alyushin Yu.A., Gorbatyuk S.M. Possible mechanisms of energy dissipation in the transition from reversible deformation to irreversible. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Chernaya Metallurgiya*. 2018, no. 3, pp. 223–229. (In Russ.).
11. Alyushin Yu.A. *Energeticheskie osnovy mekhaniki* [Energy foundations of mechanics]. LAP Lambert Academic Publishing, 2016, 281 p. (In Russ.).
12. Alyushin Yu.A. Energy model of reversible and irreversible deformations in the space of time Lagrange. In: *Progressivnye tekhnologii plasticheskoi deformatsii* [Progressive technologies of plastic deformation]. Moscow: MISIS, 2009, pp. 44–67. (In Russ.).
13. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 544 p. (In Russ.).
14. Murav'ev V.I., Kim V.A., Frolov A.V., Bashkov O.V., Kirikov A.V. Application of the acoustic emission method to study the decay kinetics of supercooled austenite in steel 5. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika metallov*. 2010, no. 1, pp. 33–36. (In Russ.).
15. Murav'ev V.I., Frolov A.V., Kirikov A.V., Martynyuk A.M. Use of the effects of austenitic pre-transformation and transformation at heat treatment of structural steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2012, no. 3, pp. 7–14. (In Russ.).
16. Popov V.A. *Fazovye prevrashcheniya v metallicheskih splavakh* [Phase transformations in metal alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1962, 268 p. (In Russ.).
17. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L. etc. *Perlit v uglerodistykh stalyakh* [Perlite in carbon steels]. Ekaterinburg: UrO RAN, 2004, 311 p. (In Russ.).
18. Urtsev V.N., Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A. etc. Recrystallization of medium-carbon steel under nonequilibrium conditions of short-term heating to a temperature above A_{c1} . *Physics of Metals and Metallography*. 2014, vol. 115, no. 9, pp. 894–903.
19. Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A., Urtsev V.N. Possibility of abnormal formation of pearlite in medium-carbon steel after short-term heating to a temperature above A_{c1} . *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 58, no. 11-12, pp. 645–649.
20. Tsuji N., Maki T. Enhanced structural refinement by combining phase transformation and plastic deformation in steels. *Scripta Materialia*. 2009, vol. 60, no. 12, pp. 1044–1049.
21. Tsuji N. New routes for fabricating ultrafine-grained microstructures in bulky steels without very-high strains. *Advanced Engineering Materials*. 2010, vol. 12, no. 8, pp. 701–707.
22. Hiroshi Yada, Chun-Ming Li, Hiroshi Yamagata. Dynamic $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation during hot deformation in iron-nickel-carbon alloys. *ISIJ International*. 2000, vol. 40, no. 2, pp. 200–206.
23. Dong H, Sim X, Nui W. et al. Grain refinement in steels and the application trials in china. *ISIJ International*. 2008, vol. 48, no. 8, pp. 1126–1132.

24. Jong-Kyo Choi, Dong-Han Sea, Jae-Sang Lee et al. Formation of ultrafine ferrite by strain-induced dynamic transformation in plain low carbon steel. *ISIJ International*. 2003, vol. 43, no. 5, pp. 746–754.
25. Zhongmin Yang, Ruizhen Wang. Formation of ultra-line grain structure of plain low carbon steel through deformation in-ducal ferrite transformation. *ISIJ international*. 2003, vol. 43, no. 5, pp. 761–766.
26. Matveev M.A., Kolbasnikov I.G., Kononov A.A. Refinement of the structure of microalloyed steels under plastic deformation near the temperatures of polymorphic transformation. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017, vol. 59, no. 3-4, pp. 197–202.

Information about the authors:

V.I. Murav'ev, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy"* (mim@knastu.ru)

P.V. Bakhmatov, *Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy"* (vmuravyev@mail.ru)

S.Z. Lonchakov, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Head of the Laboratory of Spectral Analysis*

A.V. Frolov, *Cand. Sci. (Eng.), Doctoral*

Received September 28, 2017

Revised July 22, 2018

Accepted December 25, 2018
