

DOI: 10.15593/2224-9877/2016.1.07

УДК 669.018.298.3

**А.Н. Юрченко, Ю.Н. Симонов, М.Ю. Микрюков**Пермский национальный исследовательский  
политехнический университет, Пермь, Россия**ВЛИЯНИЕ НЕПРЕРЫВНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ  
И ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ  
И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ  
17Х2Г2С2МФ И 29Х2Г2С2МФ**

Показана возможность получения структуры бескарбидного бейнита в сталях 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ после охлаждения на воздухе в сечениях до 30–50 мм, а также в результате изотермической обработки с относительно небольшой выдержкой. После всех исследованных режимов термической обработки в сталях 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ формируется смешанная, бейнитно-мартенситная структура. С увеличением скорости охлаждения, а также снижением температуры изотермической обработки бейнит становится преимущественно нижним, что положительно сказывается на уровне характеристик механических свойств. При изотермической обработке стали 29Х2Г2С2МФ по режиму: аустенитизация 880 °С × 60 мин, охлаждение на воздухе, изотермическая выдержка при 275 °С в течение 6 ч и охлаждение на воздухе до комнатной температуры данная сталь приобретает высокий комплекс характеристик механических свойств (предел текучести 1310 МПа, предел прочности 1654 МПа, истинное сопротивление отрыву 2669 МПа, относительное удлинение 13,5 %, относительное сужение 50,5 %, ударная вязкость KCU = 94 Дж/см<sup>2</sup>, ударная вязкость KCV = 53 Дж/см<sup>2</sup>, твердость по Роквеллу 45 HRC). Получение данного комплекса свойств связано с формированием в структуре нижнего бескарбидного бейнита, которое реализуется на традиционном термическом оборудовании. Это позволяет исключить использование специализированных установок, например металлургических печей-ванн, в технологическом маршруте. Применение воздушной среды охлаждения облегчает процесс термической обработки по сравнению с другими видами охлаждающих сред, что может быть одним из решающих факторов проведения термической обработки методами непрерывного охлаждения и изотермической закалки для получения высокого комплекса механических свойств экспериментальных сталей.

**Ключевые слова:** термическая обработка, непрерывное охлаждение, изотермическая выдержка, нижний бейнит, верхний бейнит, аустенит, мартенсит, бескарбидный бейнит, микроструктура, механические свойства.

**A.N. Iurchenko, Yu.N. Simonov, M.Yu. Mikriukov**

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**THE INFLUENCE OF THE CONTINUOUS COOLING  
AND OF THE AUSTEMPERING ON A MICROSTRUCTURE  
AND OF MECHANICAL PROPERTIES IN STEELS  
17CR2MN2SI2MOV AND 29CR2MN2SI2MOV**

The chance of receiving structure of free-carbide bainite in steels 17Cr2Mn2Si2MoV and 29Cr2Mn2Si2MoV after cooling on air in the sections up to 30-50 mm and also as a result of austempering with the rather small exposure is showed. The mixed bainite-martensitic structure is formed after all

investigated modes of a heat treatment in steels 17Cr2Mn2Si2MoV and 29Cr2Mn2Si2MoV. With increase of cooling rate and also with lowering the temperature austempering bainite becomes mainly lower that has positive impact on the level of mechanical properties characteristics. The steel 29Cr2Mn2Si2MoV gets high complex of mechanical properties characteristics (yield stress 1310, tensile strength 1654 MPa, true tensile strength 2669 MPa, percentage elongation after fracture 13,5%, reduction of area 50,5%, impact strength KCU = 94 J/cm<sup>2</sup>, impact strength KCV = 53 J/cm<sup>2</sup>, Rockwell hardness 45 HRC) at austempering at mode: austenitization 880 °C × 60 minutes, cooling on air, isothermal holding at 275 °C during 6 hours cooling on air up to room temperature. Receiving this complex of properties is bound to formation in lower free-carbide bainite structure, which takes in traditional heat equipment. It is permit to exclude an use of special plants, for example, metallurgical furnace-baths, in technological procedure. An application of air cooling environment facilitates a procedure of heat treatment in comparison with other types of cooling environment that can be one from main factors carrying out of heat treatment methods of continuous cooling and austempering for a receipt of high complex mechanical properties of experimental steels.

**Keywords:** heat treatment, continuous cooling, isothermal exposure, lower bainite, upper bainite, austenite, martensite, carbide-free bainite, microstructure, mechanical properties.

## Введение

В настоящее время получением бейнитной структуры, в частности нижнего бейнита, занимается большое количество исследователей [1–4]. Такой интерес вызван высоким комплексом характеристик механических свойств, которые сталь приобретает в результате формирования такой структуры.

Существуют многочисленные данные о том, что при выполнении определенных условий имеется возможность получения так называемого нижнего бескарбидного бейнита [5–10]. Нижний бескарбидный бейнит (НБкБ) можно получить за счет добавления в сталь определенных легирующих элементов, в первую очередь кремния (и алюминия).

Сотрудниками кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета разработана система легирования, обеспечивающая получение подобной структуры в условиях медленного охлаждения или при длительной изотермической выдержке; основные легирующие элементы: хром, марганец, кремний, молибден, ванадий [7, 8, 11–14]. Типичными сталями данной системы являются стали типа 30X3ГЗМФС и 45X3ГЗМФС<sup>1</sup>.

Однако разработанные и запатентованные химические составы позволяют получить структуру НБкБ лишь в результате чрезвычайно медленного охлаждения и/или очень длительных выдержек (10–15 ч и более). Длительная выдержка необходима из-за чрезмерно высокой

---

<sup>1</sup> Пат. 2532628. Сталь для изготовления изделий с повышенной прокаливаемостью; заявка № 2014147413 от 25.11.2014. Выдано положительное решение от 16.12.2015.

устойчивости переохлажденного аустенита, что отрицательно сказывается на технологичности термической обработки.

Следовательно, целью настоящей работы явилось исследование структуры и свойств сталей после корректировки химических составов для получения НБкБ-структуры при охлаждении на воздухе в относительно небольших сечениях (до 50–70 мм) или в результате достаточно короткой (2–6 ч, не более) изотермической обработки (ИЗО) на традиционном печном оборудовании.

Для выполнения этих условий было принято решение снизить содержание хрома и марганца примерно на 0,5 % (с 2,7–2,9 % до 2,2–2,5 %), содержание ванадия сократить до 0,05–0,09 %, а содержание углерода до 0,15–0,30 %.

Необходимо всегда учитывать, что в сталях с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении кроме бейнитной структуры может появляться мартенсит. Образование бейнитно-мартенситной структуры может приводить к положительному эффекту. Так, например, в работе [15] рассмотрена технология термомеханической обработки, которая приводит к образованию бейнитно-мартенситной структуры с достаточно высокими механическими свойствами. Однако в данном исследовании получение такой структуры происходит за счет сложной технологии с использованием в одном случае ВТМО, а в другом – соляных ванн, в которых реализуют ИЗО.

### **Материалы и методики**

Исследовали образцы из экономнолегированных сталей 17X2Г2С2МФ и 29X2Г2С2МФ, химический состав которых представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сталей 17X2Г2С2МФ и 29X2Г2С2МФ

Марка стали	Содержание элементов, %								
	C	Cr	Mn	Si	Mo	V	Ni	S	P
17X2Г2С2МФ	0,17	2,33	2,38	2,03	0,43	0,09	0,03	0,013	0,018
29X2Г2С2МФ	0,29	2,2	1,7	1,53	0,36	0,09	0,32	0,011	0,015

Состояние поставки сталей 17X2Г2С2МФ и 29X2Г2С2МФ: горячекованные прутки диаметром 23 мм с твердостью 45–55 HRC (табл. 2). Для дальнейшей нарезки образцов из поставленных прутков требовалось снижение твердости. В связи с этим провели высокий отпуск на двух плавках.

Таблица 2

Твердость исследуемых сталей в исходном  
и высокоотпущенном состоянии

Марка стали	Твердость в исходном (горячекованом) состоянии HRC	Твердость после высокого отпуска (660 °С × 3 ч) HRC
17Х2Г2С2МФ	45–47	26–28
29Х2Г2С2МФ	53–55	31–33

Работу в экспериментальных режимах (три режима для каждой стали) термической обработки проводили в лабораторной печи СНОЛ на заготовках образцов для испытаний на ударную вязкость и статическое растяжение:

1. Аустенитизация при 900 °С (сталь 17Х2Г2С2МФ) и 880 °С (сталь 29Х2Г2С2МФ) с выдержкой 60 мин и последующим непрерывным охлаждением на воздухе.

2. Аустенитизация при 900 °С (сталь 17Х2Г2С2МФ) и 880 °С (сталь 29Х2Г2С2МФ) с выдержкой 60 мин и последующим охлаждением вместе с печью.

3. Аустенитизация при 900 °С (сталь 17Х2Г2С2МФ) и 880 °С (сталь 29Х2Г2С2МФ) с выдержкой 60 мин, охлаждение на воздухе до  $T_{\text{Изо}} = 350$  °С (17Х2Г2С2МФ) и  $T_{\text{Изо}} = 275$  °С (29Х2Г2С2МФ), выдержка при  $T_{\text{Изо}}$  180 мин (17Х2Г2С2МФ) и 360 мин (29Х2Г2С2МФ) с последующим охлаждением на воздухе.

После каждого режима для каждой стали проводили низкий отпуск при температуре 200 °С с выдержкой 120 мин и охлаждением на воздухе.

Оценку твердости исследуемых материалов проводили на твердомере ТК по методу Роквелла (шкала «С») в соответствии с требованиями ГОСТ 9013–59. Значение твердости определяли как среднее арифметическое по результатам 4–6 замеров.

Характеристики прочности и пластичности определяли на коротких цилиндрических образцах с начальным диаметром 5 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–73 на разрывной машине Р5. Скорость нагружения 1 мм/мин. Результаты испытаний обрабатывали с построением диаграмм растяжения с помощью программных продуктов LGraph и Microsoft Office Excel. После каждого режима обработки испытывали не менее двух образцов.

Ударные испытания проводили при комнатной температуре на маятниковом копре КМ-30 на образцах размерами  $10 \times 10 \times 55$  мм с V-образным и U-образным надрезами. Ударную вязкость рассчитывали по формуле  $KCV$  ( $KCU$ ) =  $A_p/F$ , где  $A_p$  – работа разрушения, снимаемая со шкалы копра с точностью до  $\pm 0,05$  кГм;  $F$  – площадь живого сечения образца,  $см^2$ .

Микроструктуру исследовали на шлифах, приготовленных на поперечном сечении ударных образцов. Для травления использовали 4%-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Травленные микрошлифы исследовали на световом инвертированном микроскопе Olympus GX-51 при увеличении до  $\times 1000$  включительно.

### **Результаты и их обсуждение**

Исследования микроструктуры (рис. 1, *a–e*) показали, что после всех режимов термической обработки структура обеих сталей является смешанной. Качественно можно выделить следующие структурные составляющие: мартенсит, бейнит, остаточный аустенит. Главное отличие структур бейнита и мартенсита заключается в их различной травимости: в большинстве случаев бейнитная составляющая травится несколько сильнее по отношению к мартенситу, что подтверждается и другими исследователями [3]. При охлаждении на воздухе в стали 17X2Г2С2МФ формируется смесь бейнита (бейнитного феррита), пакетного мартенсита и небольшого количества остаточного аустенита (см. рис. 1, *a*). В стали 29X2Г2С2МФ бейнит более темный, чем мартенсит, и имеет «квазигольчатую» и «квазипакетную» морфологию (см. рис. 1, *b*). Необходимо также отметить, что при охлаждении на воздухе формируется в основном нижний бейнит, количество которого примерно равно доле мартенситной фазы.

С понижением скорости охлаждения происходит значительное увеличение доли бейнитной структуры, при этом формируется в основном верхний бейнит с характерной, так называемой «кудреватой», морфологией (см. рис. 1, *b–z*). Небольшие светлотравящиеся округлые объемы размером около 5 мкм, наблюдаемые в стали с меньшим содержанием углерода, скорее всего, являются избыточным ферритом (см. рис. 1, *b*). В стали 29X2Г2С2МФ структура несколько более однородная и не содержит избыточного феррита.

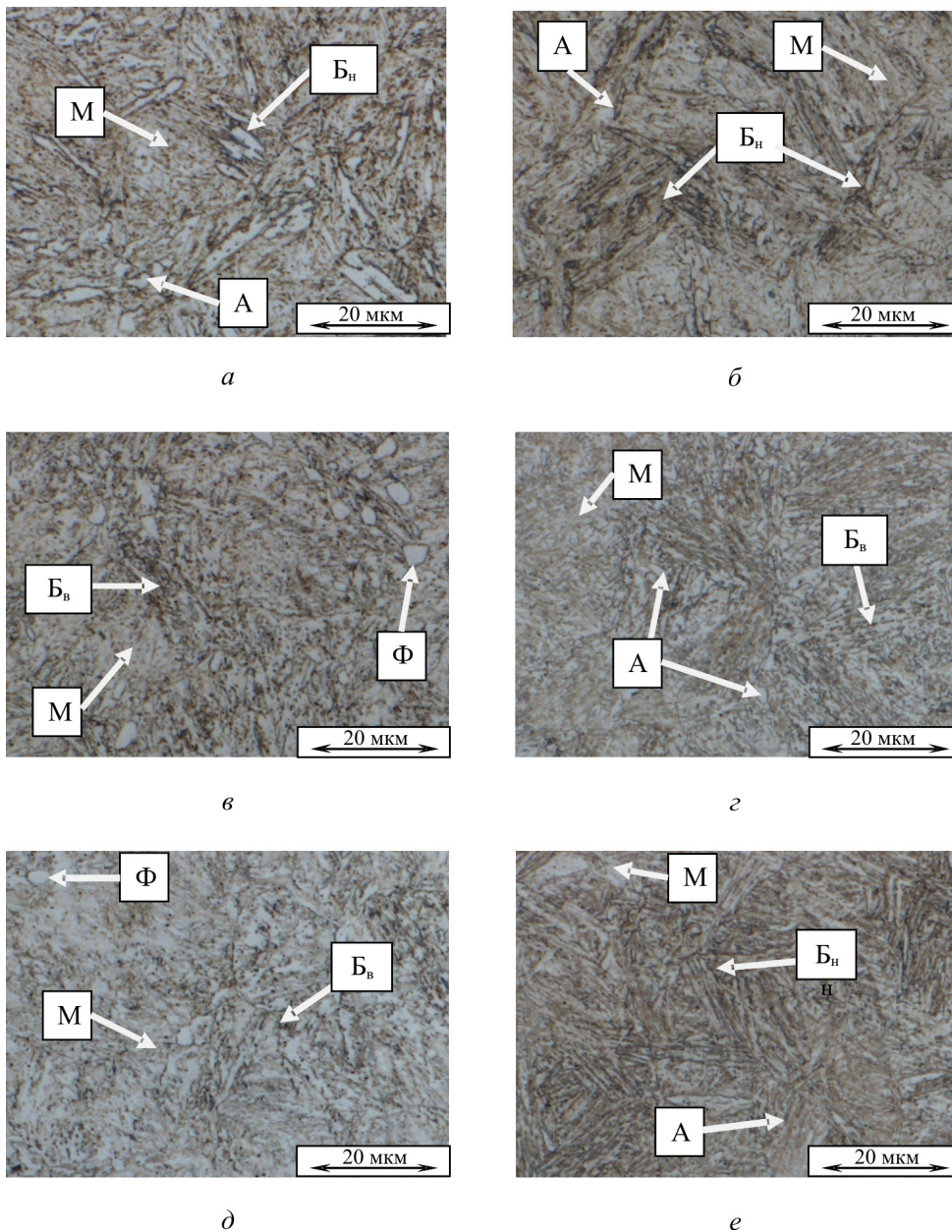


Рис. 1. Микроструктура сталей 17Х2Г2С2МФ (*a, в, д*) и 29Х2Г2С2МФ (*б, г, е*) после непрерывного охлаждения на воздухе (*a, б*), вместе с печью (*в, г*) и после изотермической выдержки (*д, е*): А – аустенит; Б<sub>н</sub> – бейнит нижний; Б<sub>в</sub> – бейнит верхний; М – мартенсит; Ф – феррит; ×1000

Микроструктура исследуемых сталей после изотермической обработки представляет собой бейнитно-мартенситную смесь, бейнит при этом, скорее всего, бескарбидный. В стали с меньшим содержанием углерода бейнит преимущественно верхний (в структуре присутствует характерная для верхнего бейнита «кудреватость» (см. рис. 1, *д*)), а в стали 29Х2Г2С2МФ бейнит в основном нижний с характерным пакетным строением (см. рис. 1, *е*).

На рис. 2, *а–в* приведены диаграммы растяжения для сталей 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ. По построенным диаграммам были рассчитаны показатели прочности и пластичности, которые представлены в табл. 3.

После непрерывного охлаждения на воздухе в стали с большим содержанием углерода наблюдается увеличение прочностных характеристик на 200–320 МПа (см. рис. 2, *а*, табл. 3). Одновременно с повышением прочности произошло возрастание относительного удлинения  $\delta_5$  с 12 до 15 %, а относительное сужение  $\Psi$  незначительно уменьшилось. При этом происходит вполне ожидаемое, но относительно небольшое снижение ударной вязкости KCV и KCU, а твердость возрастает до 45 HRC. Увеличение прочностных характеристик, скорее всего, связано с повышением содержания углерода в стали 29Х2Г2С2МФ более чем на 0,10 %, также не исключено, что повышение прочности связано с разной дисперсностью нижнего бейнита в исследуемых сталях и с различным содержанием мартенсита и остаточного аустенита.

При непрерывном охлаждении образцов вместе с печью замечена другая особенность. Предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и истинное сопротивление отрыву  $S_k$  в стали 17Х2Г2С2МФ выше на 52 и 66 МПа, а предел прочности практически не меняется (см. рис. 2, *б*, табл. 3). Происходит увеличение  $\delta_5$  на 2 %, а  $\Psi$  снижается всего на 4 % по мере увеличения содержания углерода в сплаве. Ударная вязкость KCV не меняется, а KCU уменьшается с 105 до 92,5 Дж/см<sup>2</sup>. Поскольку структура в сталях после данного режима охлаждения (охлаждение вместе с печью) представлена в основном верхним бейнитом, то и существенных отличий в показателях механических свойств нет.

Сравнивая между собой режимы с охлаждением на воздухе и с печью у каждой стали, стоит отметить, что более высокий уровень прочности сталей после охлаждения на воздухе связан с формированием большей доли мартенситной структуры, а также формированием

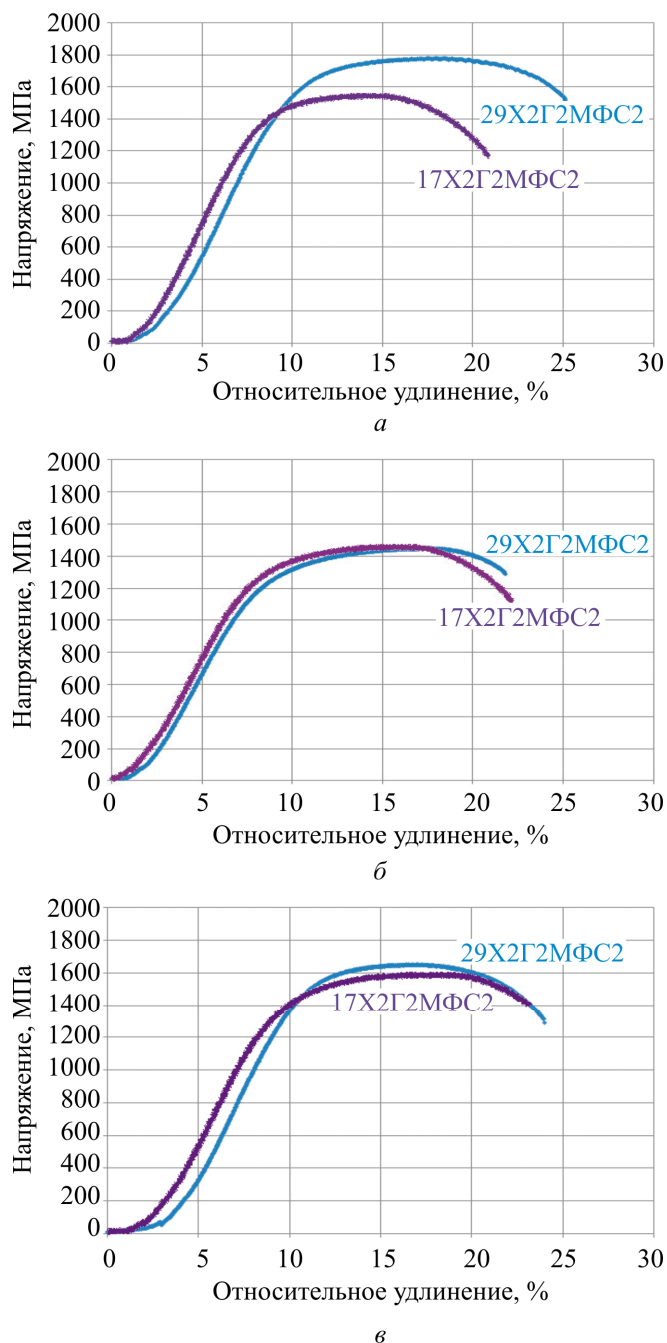


Рис. 2. Диаграммы растяжения для исследуемых сталей после непрерывного охлаждения на воздухе (а), в печи (б) и после ИЗО (в)



Таблица 3

Механические свойства сталей 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ

Непрерывное охлаждение								
Режим обработки	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$S_k$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\Psi$ , %	KCU, Дж/см <sup>2</sup>	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	HRC
17Х2Г2С2МФ								
Аустенитизация 900 °С, охлаждение на воздухе	1220	1516	2344	12	48,5	95	51	42
Аустенитизация 900 °С, охлаждение с печью	1140	1464	2136	12,5	45,5	105	42	39
29Х2Г2С2МФ								
Аустенитизация 880 °С, охлаждение на воздухе	1420	1793	2662	15	44	82	38	45
Аустенитизация 880 °С, охлаждение с печью	1088	1477	2070	14,5	41,5	93	41	40
Изотермическая выдержка								
17Х2Г2С2МФ								
Аустенитизация 900 °С, $T_{\text{Изо}} = 350$ °С (180 мин)	1205	1574	2381	13	45,5	68	35	43
29Х2Г2С2МФ								
Аустенитизация 880 °С, $T_{\text{Изо}} = 275$ °С (360 мин)	1310	1654	2669	13,5	50,5	94	53	45

*Примечание.* При аустенитизации время выдержки составило 60 мин; охлаждение до  $T_{\text{Изо}}$  проводилось на воздухе; после каждого режима для каждой стали был проведен отпуск при  $T = 200$  °С с выдержкой 120 мин и охлаждением на воздухе.

нижнего бейнита, в то время как после охлаждения с печью в обеих сталях наблюдали формирование верхнего бейнита.

Можно отметить, что характеристики пластичности в рамках одной стали не зависят от скорости охлаждения и практически одинаковы. Критерий надежности KCU в исследуемых сталях незначительно увеличивается с понижением скорости охлаждения, а KCV практически не зависит от скорости охлаждения и находится на довольно высоком уровне (40–50 Дж/см<sup>2</sup>).

Интересно отметить, что в стали 17Х2Г2С2МФ значения прочности и пластичности, а также твердости при термокинетической обработке на воздухе и изотермической выдержке остаются на одном уровне, а надежность снижается практически в 1,5 раза после изотермической обработки. Это объясняется тем, что в структуре этой стали образуется преимущественно верхний бейнит. Вследствие этого тер-

мическую обработку стали 17Х2Г2С2МФ по такому режиму проводить нецелесообразно и в дальнейшем необходимо будет скорректировать параметры обработки: температуру ИЗО, или время выдержки при ИЗО, или оба параметра. В отличие от стали с 0,17 % углерода сталь 29Х2Г2С2МФ после шестичасовой выдержки в бейнитной области при температуре 275 °С приобретает весьма высокие характеристики механических свойств, что, скорее всего, объясняется формированием в структуре, наряду с пакетным мартенситом, нижнего бескарбидного бейнита [7, 8].

В табл. 4 представлены изломы половинок ударных образцов. Также показаны значения ударной вязкости в зависимости от вида концентратора. Видно, что в процессе разрушения ударных образцов с *U*- и *V*-надрезами происходило образование боковых утяжек, что свидетельствует о развитии трещины в условиях плосконапряженного состояния. В основном наблюдается классический вид губ утяжек, но в некоторых случаях это не так. Например, в обеих сталях после изотермической выдержки на образцах с *U*-надрезом появляются рваные или изрезанные утяжки.

По результатам исследования двух плавок системы Х2Г2С2МФ, отличающихся содержанием углерода, можно сделать следующие выводы:

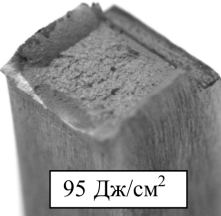
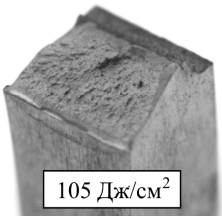
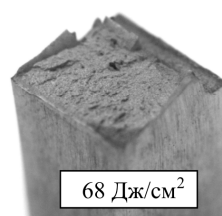
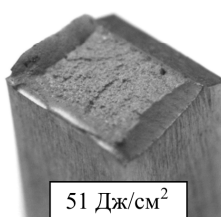
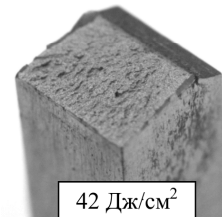
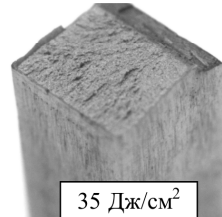
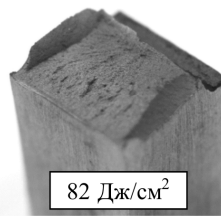
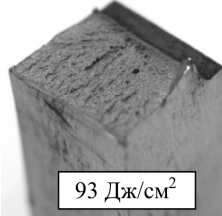
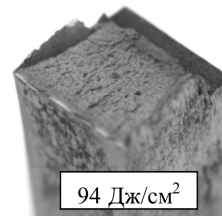
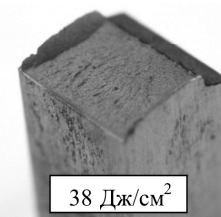
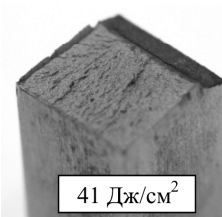
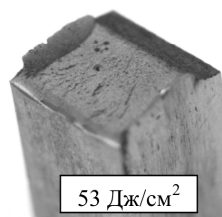
1. Проведенная корректировка химического состава дала возможность получения структуры бескарбидного бейнита в сталях 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ после охлаждения на воздухе в сечении до 30–50 мм, а также в результате изотермической обработки с относительно небольшой выдержкой.

2. После всех исследованных режимов термической обработки в сталях 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ формируется смешанная, бейнитно-мартенситная структура, причем с увеличением скорости охлаждения бейнит становится преимущественно нижним, что положительно сказывается на уровне характеристик механических свойств.

3. При изотермической обработке стали 29Х2Г2С2МФ по режиму: аустенитизация 880 °С × 60 мин, охлаждение на воздухе, изотермическая выдержка при 275 °С в течение 6 ч (охлаждение на воздухе до комнатной температуры) данная сталь приобретает высокий комплекс характеристик механических свойств (предел текучести 1310 МПа, предел прочности 1654 МПа, истинное сопротивление отрыву 2669 МПа, относительное удлинение 13,5 %, относительное сужение 50,5 %, ударная

Таблица 4

Изломы ударных образцов с различным видом надреза исследуемых сталей 17Х2Г2С2МФ и 29Х2Г2С2МФ со значениями ударной вязкости

Марка стали	Вид надреза	Режим термической обработки		
		Аустенитизация 900 °С, охлаждение на воздухе	Аустенитизация 900 °С, охлаждение с печью	Аустенитизация 900 °С, $T_{\text{изо}} = 350\text{ °С}$ (180 мин)
17Х2Г2С2МФ	U	 95 Дж/см <sup>2</sup>	 105 Дж/см <sup>2</sup>	 68 Дж/см <sup>2</sup>
	V	 51 Дж/см <sup>2</sup>	 42 Дж/см <sup>2</sup>	 35 Дж/см <sup>2</sup>
Марка стали	Вид надреза	Режим термической обработки		
		Аустенитизация 880 °С, охлаждение на воздухе	Аустенитизация 880 °С, охлаждение с печью	Аустенитизация 880 °С, $T_{\text{изо}} = 275\text{ °С}$ (360 мин)
29Х2Г2С2МФ	U	 82 Дж/см <sup>2</sup>	 93 Дж/см <sup>2</sup>	 94 Дж/см <sup>2</sup>
	V	 38 Дж/см <sup>2</sup>	 41 Дж/см <sup>2</sup>	 53 Дж/см <sup>2</sup>

Примечание. При аустенитизации время выдержки составило 60 мин; охлаждение до  $T_{\text{изо}}$  проводилось на воздухе; после каждого режима для каждой стали был проведен отпуск при  $T = 200\text{ °С}$  с выдержкой 120 мин и охлаждением на воздухе.

вязкость KCU = 94 Дж/см<sup>2</sup>, ударная вязкость KCV = 53 Дж/см<sup>2</sup>, твердость по Роквеллу 45 HRC), получение которых связано с формированием в структуре нижнего бескарбидного бейнита.

### Список литературы

1. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. – 2nd ed. / The Institute of Materials. – London, 2001. – 460 p.
2. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Very strong bainite // *Current Opinion in Solid State and Materials Science: DK 8*. – 2004. – P. 251–257.
3. Исследование кинетики образования нижнего бейнита в структуре высокоуглеродистой низколегированной стали / А.Д. Коваль, М.Н. Брыков, А.Е. Капустян, Д.Н. Тимофеев // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. – 2011. – № 2. – С. 17–21.
4. Navarro-Lopez A., Sietsma J., Santofimia M.J. Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below M<sub>S</sub> in a low-C high-Si steel // *Metallurgical and Materials Transactions*. – 2015. – № 12. – P. 1028–1039.
5. Mechanical behavior of carbide-free medium carbon bainitic steels / X. Zhang, G. Xu, X. Wang, D. Embury, O. Bouaziz, G.R. Purdy, H.S. Zurob // *Metallurgical and Materials Transactions*. – 2014. – № 3. – P. 1352–1361.
6. Калетин А.Ю., Калетина Ю.В. Повышение вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2014. – Т. 16, № 4. – С. 22–30.
7. Принципы конструирования химического состава сталей для получения структуры нижнего бескарбидного бейнита при замедленном охлаждении / Ю.Н. Симонов, Д.О. Панов, М.Ю. Симонов, В.П. Вылежнев, А.С. Иванов // *МиТОМ*. – 2015. – № 7. – С. 20–28.
8. Получение структуры нижнего бескарбидного бейнита в результате изотермической обработки сталей типа ХЗГЗМФС и ХНЗМФС / Ю.Н. Симонов, М.Ю. Симонов, Д.О. Панов, В.П. Вылежнев, А.Ю. Калетин // *МиТОМ*. – 2016. – № 2. – С. 4–12.
9. Калетин А.Ю., Рыжков А.Г., Калетина Ю.В. Повышение ударной вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита // *Физика металлов и материаловедение*. – 2015. – Т. 116, № 1. – С. 114–120.

10. Способы достижения нижнего бескарбидного бейнита для специальных видов сталей / С.В. Лекомцев, Д.О. Панов, М.Ю. Симонов, И.Н. Шардаков // Науч.-техн. вестник Поволжья. – 2014. – № 6. – С. 204–209.

11. Симонов Ю.Н., Георгиев М.Н. Принципы конструирования химического состава сталей для получения в них структуры нижнего бескарбидного бейнита при замедленном охлаждении // Инновационные технологии в машиностроении и материаловедении: сб. тез. 2-й науч.-практ. конф. с междунар. участием. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2014. – С. 184–188.

12. Леонтьев П.А., Иванова А.С., Симонов Ю.Н. Исследование фазовых превращений и структуры кремнистых сталей с различным содержанием углерода при непрерывном охлаждении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2013. – Т. 15, № 4. – С. 33–39.

13. Калетин А.Ю., Калетина Ю.В. Эволюция структуры и свойств кремнистых сталей при фазовом переходе аустенит – бейнит // Физика твердого тела. – 2015. – Т. 57, вып. 1. – С. 56–62.

14. Effect of austempering route on microstructural characterization of nanobainitic steel / Huifang Lan, Linxiu Du, Na Zhou, Xianghua Liu // Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.). – 2014. – № 27 (1). – P. 19–26.

15. Попелюх П.А., Попелюх А.И., Юркевич М.Р. Комбинированная термомеханическая обработка стали с мартенсито-бейнитным превращением аустенита // Обработка металлов. – 2013. – № 2(59). – С. 62–67.

## References

1. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. 2nd edition. London: The Institute of Materials, 2001. 460 p.

2. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science: DK 8*, 2004, pp. 251-257.

3. Koval' A.D., Brykov M.N., Kapustian A.E., Timofeenko D.N. Issledovanie kinetiki obrazovaniia nizhnego beinita v strukture vysokouglerodistoi nizkolegirovannoi stali [The study of the kinetics of formation of lower bainite in the structure of high-carbon low-alloy steel]. *Novi materiali i tekhnologii v metalurgii ta mashinobuduvanni*, 2011, no. 2, pp. 17-21.

4. Navarro-Lopez A., Sietsma J., Santofimia M.J. Effect of prior athermal martensite on the isothermal transformation kinetics below  $M_s$  in

a low-C high-Si steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2015, no. 12, pp. 1028-1039.

5. Zhang X., Xu G., Wang X., Embury D., Bouaziz O., Purdy G.R., Zurob H.S. Mechanical behavior of carbide-free medium carbon bainitic steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2014, no. 3, pp. 1352-1361.

6. Kaletin A.Iu., Kaletina Iu.V. Povyshenie вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита [Increasing the viscosity of the structural steel in the formation of bainite beskarbidnogo]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2014, vol. 16, no. 4, pp. 22-30.

7. Simonov Iu.N., Panov D.O., Simonov M.Iu., Vylezhnev V.P., Ivanov A.S. Printsipy konstruirovaniia khimicheskogo sostava stalei dlia polucheniia struktury nizhnego beskarbidnogo beinita pri zamedlennom okhlazhdenii [Principles of designing the chemical composition of steel for the structure of the lower bainite beskarbidnogo during slow cooling]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2015, no. 7, pp. 20-28.

8. Simonov Iu.N., Simonov M.Iu., Panov D.O., Vylezhnev V.P., Kaletin A.Iu. Poluchenie struktury nizhnego beskarbidnogo beinita v rezul'tate izotermicheskoi obrabotki stalei tipa Kh3G3MFS i KhN3MFS [Getting the structure of the lower bainite beskarbidnogo a result of isothermal treatment type and H3G3MFS HN3MFS steels]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2016, no. 2, pp. 4-12.

9. Kaletin A.Iu., Ryzhkov A.G., Kaletina Iu.V. Povyshenie udarnoi viazkosti konstruksionnykh stalei pri obrazovanii beskarbidnogo beinita [Increased toughness of structural steels in the formation of bainite beskarbidnogo]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2015, vol. 116, no. 1, pp. 114-120.

10. Lekomtsev S.V., Panov D.O., Simonov M.Iu., Shardakov I.N. Sposoby dostizheniia nizhnego beskarbidnogo beinita dlia spetsial'nykh vidov stalei [Investigation of phase transitions and structure of silicon steels with various carbon contents under continuous cooling]. *Nauchno-tekhnikeskii vestnik Povolzh'ia*, 2014, no. 6, pp. 204-209.

11. Simonov Iu.N., Georgiev M.N. Printsipy konstruirovaniia khimicheskogo sostava stalei dlia polucheniia v nikh struktury nizhnego beskarbidnogo beinita pri zamedlennom okhlazhdenii [Principles of designing the chemical composition of steel for them beskarbidnogo lower bainite structure during slow cooling]. *Sbornik tezisov 2-i nauchno-prakticheskoi kon-*

*ferentsii s mezhdunarodnym uchastiem "Innovatsionnye tekhnologii v mashinostroenii i materialovedenii". Permskii natsional'nyi issledovatel'skii politekhnicheskii universitet, 2014, pp. 184-188.*

12. Leont'ev P.A., Ivanova A.S., Simonov Iu.N. Issledovanie fazovykh prevrashchenii i struktury kremnistykh stalei s razlichnym sodержaniem ugleroda pri nepreryvnom okhlazhdenii [Investigation of phase transitions and structure of silicon steels with various carbon contents under continuous cooling]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2013, vol. 15, no. 4, pp. 33-39.

13. Kaletin A.Iu., Kaletina Iu.V. Evoliutsiia struktury i svoistv kremnistykh stalei pri fazovom perekhode austenit – beinit [The evolution of the structure and properties of the silicon steel during the phase transition austenite - bainite]. *Fizika tverdogo tela*, 2015, vol. 57, iss. 1, pp. 56-62.

14. Huifang Lan, Linxiu Du, Na Zhou, Xianghua Liu. Effect of austempering. Route on microstructural characterization of nanobainitic steel. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, 2014, no. 27(1), pp. 19-26.

15. Popeliukh P.A., Popeliukh A.I., Iurkevich M.R. Kombinirovannaia termomekhanicheskaiia obrabotka stali s martensito-beinitnym prevrashcheniem austenita [Combined thermomechanical treatment of steel with martensite - bainite transformation of austenite]. *Obrabotka metallov*, 2013, no. 2(59), pp. 62-67.

Получено 28.01.2016

### **Об авторах**

**Юрченко Александр Николаевич** (Пермь, Россия) – аспирант кафедры «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: sanyaurchenko@ Rambler.ru.

**Симонов Юрий Николаевич** (Пермь, Россия) – д-р техн. наук, профессор, заведующий кафедрой «Металловедение, термическая и лазерная обработка металлов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: mto@pstu.ru, simonov@pstu.ru.

**Микрюков Михаил Юрьевич** (Пермь, Россия) – студент, Пермский национальный исследовательский политехнический университет; e-mail: mihail\_mikrukov@mail.ru.

### **About the authors**

**Aleksandr N. Iurchenko** (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department “Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals”, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: sanyaurchenko@rambler.ru.

**Iurii N. Simonov** (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of Department “Metal Science, Laser and Heat Treatment of Metals”, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: mto@pstu.ru, simonov@pstu.ru

**Mikhail Iu. Mikriukov** (Perm, Russian Federation) – Student, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: mihail\_mikrukov@mail.ru.