

ПОЛУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ БЕЙНИТА РЕГУЛИРУЕМОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ СТАЛИ 20ГФЛ

Е.О. ЧЕРТОВСКИХ¹, инженер-технолог
А. В. ГАБЕЦ¹, канд. техн. наук, директор
по развитию
Д.А. ГАБЕЦ², аспирант
А.М. МАРКОВ², доктор техн. наук, профессор
Г.А. ОКОЛОВИЧ², доктор техн. наук, профессор
П.Н. КОМАРОВ³, аспирант
(¹ООО «АСЛЗ», г. Барнаул,
²АлтГТУ, г. Барнаул, ³НГТУ, г. Новосибирск)

Поступила 22 февраля 2016
 Рецензирование 29 апреля 2016
 Принята к печати 15 мая 2016

Чертовских Е.О. - 656038, г. Барнаул, пр. Ленина, 46,
 Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
 e-mail: chertovskih13@gmail.com

Рассмотрены недостатки существующего режима нормализации с отжигом 1-го рода крупногабаритных железнодорожных деталей из стали 20ГФЛ. Получено повышение ударной вязкости путем регулируемой закалки воздухом на бейнитную структуру с применением ортогональной матрицы планирования по 15 режимам. Определен интервал допустимой твердости для обеспечения значения ударной вязкости не менее 20 Дж/см². Рассчитаны регрессионные уравнения – полиномы 2-й степени для определения ударной вязкости KCV⁻⁶⁰, твердости, микротвердости структурных составляющих в виде феррита, легированного феррита, перлита. Предложен сложный цикл термической обработки для массивных железнодорожных деталей с сохранением внутренней энергии отливки для рекристаллизации.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, ферритно-перлитная структура, бейнит, ударная вязкость, микротвердость.

DOI: 10.17212/1994-6309-2016-2-70-79

Введение

Применяемый способ термообработки стали 20ГФЛ для деталей тележки грузового вагона остается постоянным на протяжении 50 лет, при этом в последнее время отмечена тенденция роста требований к хладостойкости стали из-за изломов ходовых частей (рис. 1). Детали грузовой тележки – рама боковая и балка наддрессорная – испытывают воздействие статических и динамических нагрузок с частотой 2 Гц при тензорном напряжении в продольном направлении 150 МПа и в поперечном 200 МПа. Температура эксплуа-

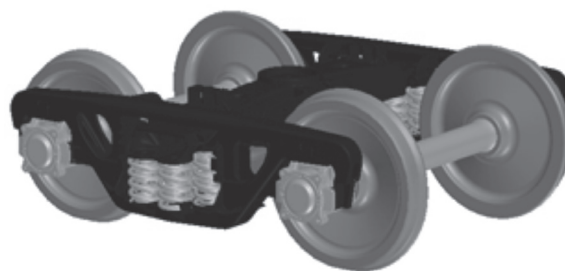


Рис. 1. Тележка грузового вагона

тации изменяется от –60 до +50 °С. Воздействие интенсивных нагрузок и температуры приводит к формированию быстро развивающихся уста-

лостных трещин, провоцирующих разрушение детали и сход состава (рис. 2).

Хладостойкость деталей рам боковых и балок надрессорных оценивается ударной вязкостью [1, 2]. С 2013 года в ГОСТ 32 400 введен показатель ударной вязкости KCV^{60} не менее 20 Дж/см². Для

получения требуемого значения ударной вязкости ужесточены требования к выплавке металла и его термической обработке. Введена обязательная продувка жидкого металла в ковше инертным газом. Термическая обработка включает в себя нормализацию с отжигом 1-го рода.

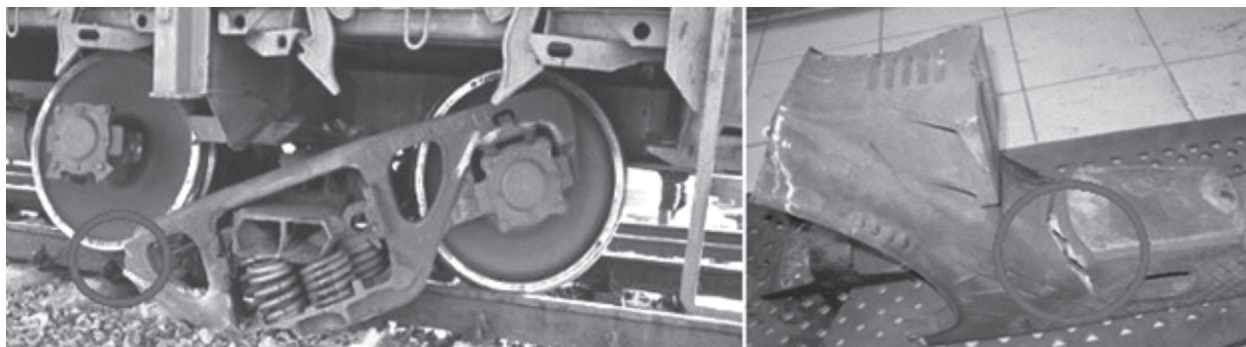


Рис. 2. Излом боковой рамы

Существующий режим нормализации с отжигом 1-го рода отливок весом по 500 кг приводит к медленному охлаждению со скоростью менее 0,12 °С/с. При таком охлаждении формируется ферритно-перлитная структура с пределом текучести не более 400 МПа и ударной вязкости зачастую не более 18 Дж/см². Известно, что при использовании регулируемого охлаждения в области промежуточного превращения формируется структура бейнита [3–6]. В свою очередь, бейнитная структура повышает предел текучести низкоуглеродистой стали до 900 МПа. Необходимо отметить, что при непрерывной скорости охлаждения в отличие от превращений в изотермических условиях конечная структура представляет собой смесь продуктов превращения различной морфологии: феррит, легированный феррит, перлит, верхний бейнит, нижний бейнит [5, 7–9].

Прочность стали, в структуре которой присутствует бейнит, зависит от его объемной доли и прочности самого бейнита. Прочность бейнита определяется величиной бейнитной рейки, плотностью дислокаций и размером карбидов. Размер бейнитной рейки зависит от расстояния между барьерами скольжения в соответствии с уравнением Холла–Петча, а также от плотности дислокаций. Вместе с тем длина бейнитной рейки зависит от диаметра исходного зерна аустенита. Сужение ширины рейки происходит при понижении температуры превращения, что повышает

плотность дислокаций. Сгруппированные в пакеты малоугловые границы между рейками бейнита препятствуют движению дислокаций, но не тормозят распространение хрупких трещин, барьером для которых служит высокоугловая граница бейнитного пакета или исходного аустенитного зерна. Поэтому для низкоуглеродистой стали перегрев при термической обработке недопустим. Также стоит отметить, что при равном размере ферритно-перлитных зерен с бейнитной оторочкой в перлите структура легированного феррита полигональной или игольчатой формы оказывает существенное влияние на порог хладноломкости с разницей в 100 °С, при этом форма легированного феррита не влияет на предел текучести [4]. Таким образом, научный интерес представляет проведение исследований температуры и продолжительности термической обработки с дальнейшим охлаждением в промежуточной области для выявления влияния твердости, микротвердости на ударную вязкость при отрицательных температурах с V-образным концентратором. В связи с этим актуальным будет проведение исследований режимов регулируемого охлаждения при термической обработке. Целью термической обработки является получение однородного распределения ферритно-перлитных составляющих с формированием дополнительной структуры в виде бейнита, что обеспечит повышение ударной вязкости KCV^{60} в стали 20ГФЛ.

Оборудование и методика исследования

С целью достижения повторяемости результатов ударной вязкости при термической обработке в лабораторных и производственных условиях на предприятии ООО «АСЛЗ» разработана методика № АСЛЗ.00.003-ОМ «Управляемая термообработка низкоуглеродистой стали». Главным достоинством разработанной методики является стабильность полученных экспериментальных данных при дальнейшем внедрении их на производстве. Согласно приведенной методике в лабораторных условиях устанавливаются режимы термической обработки по матрице планирования. Критические точки охлаждения Ag_1 и Ag_2 определяются по термограммам. Полученные результаты термограмм в дальнейшем используются для выбора режима охлаждения отливок различных масс и размеров путем установки датчиков контроля температуры на протяжении всего цикла термообработки. В связи с тем что на интервал превращения аустенита влияет температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждающего потока воздуха, при внедрении режима термообработки на производстве осуществляется корректировка времени выдержки и скорости охлаждения массивного изделия с целью достижения заданного интервала промежуточного превращения. После термической обработки лабораторных образцов и отливок выполняется оценка значений ударной вязкости KCV^{60} , полученных в лабораторных и цеховых условиях [10, 11].

В соответствии с ГОСТ 9454–78 образцы ударной вязкости с размерами $10 \times 10 \times 55$ мм разрушали на маятниковом копре Metrocom с максимальным значением энергии удара 300 Дж. Концентратором разрушения является V-образный надрез. Измерение площади сечения и качество надреза определяли на микроскопе Nikon MM 400 с точностью 0,01 мм.

Металлографические исследования образцов были проведены на микроскопах Carl Zeiss Axio Observer A1m и Carl Zeiss Axio Observer Z1m. Съёмка изображений осуществлялась с увеличением до $\times 1000$ крат. Объектом исследования является металлографический шлиф, подготовленный с применением прессы Buehler Simpli Met 1000 и шлифовально-полироваль-

ных установок Struers Labo Pol-5 и Buehler Auto Met 300. Шлифование и полирование металлографических шлифов выполняли поэтапно, повышая дисперсность абразивных материалов. Химическое травление шлифов производили путем смачивания исследуемой поверхности реактивом 4 %-м раствором пикриновой кислоты и 4 %-м раствором азотной кислоты в этаноле.

Определение твердости выполняли на приборе ПШ-2 по методу Бринелля по ГОСТ 9012–59, диаметр шарика $D = 5$ мм, испытательная нагрузка 750 кгс. Оценку микротвердости структурных составляющих стали осуществляли по методу Виккерса в соответствии с требованиями ГОСТ 9450–76 на микротвердомере Wolpert Group 402 MVD. Индентор представляет четырёхгранную алмазную пирамиду с углом между противоположными гранями 136° . Нагрузка на индентор составляет 0,098...1,96 Н. Расстояние между отпечатками не менее $3d$, где d – размер диагонали отпечатка. Каждую структурную составляющую измеряли не менее трех раз при разбросах 3...5 % и по десять раз при разбросе более 5 %.

Описание эксперимента

Экспериментальную плавку металла производили на сталеплавильной печи ДСП-6М. Химический состав стали 20ГФЛ приведен в табл. 1. Трефовидные свидетели плавки выполнены по ГОСТ 977–88. Заготовки образцов ударной вязкости в количестве 45 шт. изготовлены из нижних частей тревовидных свидетелей плавки.

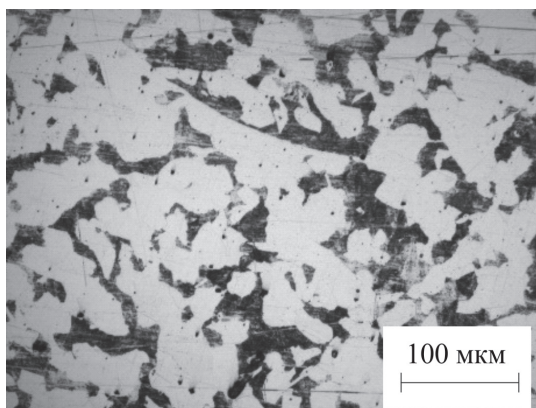
Бездиффузионный механизм превращения при образовании видманштеттового феррита (рис. 3) в отношении элементов замещения с диффузией углерода в остаточный аустенит приводит к твердости в литом состоянии до 160 НВ.

Влияние факторов температуры нагрева, времени выдержки и скорости охлаждающего потока воздуха на ударную вязкость, твердость и микротвердость оценивали матрицей ортогонального центрального композиционного плана, включающей 15 режимов термической обработки, приведенных в табл. 2. В матрице исследованы интервалы промежуточного превращения выделения бейнита в стали 20ГФЛ при температурах от 850 до 950 °С, времени выдержки в печи от 25 до 65 мин, скоростях охлаждаемого

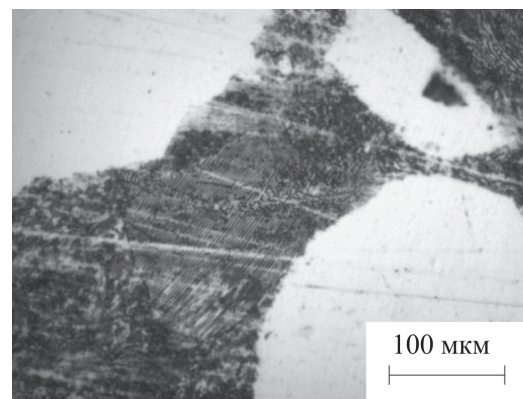
Таблица 1

Химический состав стали 20ГФЛ

Массовая доля содержания элементов, % вес.									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al
ОСТ 32.183-2001 п. 3.3.2, 3.3.3, ТТ ЦВ-32-695-2006 п. 1.1 сталь 20ГФЛ									
0,17–0,25	0,3–0,5	0,9–1,4	≤0,04	≤0,04	≤0,3	≤0,3	≤0,6	0,07–0,13	0,04–0,06
0,19	0,42	1,15	0,01	0,01	0,08	0,05	0,1	0,06	0,03



а



б

Рис. 3. Литая видманшеттова структура стали 20ГФЛ до термообработки, балл 3, 160 НВ

Таблица 2

Режимы термообработки ортогональной матрицы планирования

Номер режима	T, °C	t, мин	V _{возд} , м/с	Ar3	Ar1	Микротвердости структурообразующих по ГОСТ 9450, НВ			Твердость по Бринеллю, НВ	KCV-60, Дж/см ²
						Феррит	Легированный феррит	Перлит		
1	940	60	8	651	492	115	120	194	184	11,1
2	940	60	3	796	615	167	194	197	168	16,7
3	940	30	8	766	555	161	190	259	175	12,5
4	940	30	3	698	304	112	126	159	176	30,8
5	860	60	8	834	451	105	118	153	173	23,6
6	860	60	3	743	451	126	139	201	176	38,5
7	860	30	8	750	409	170	177	284	179	35,8
8	860	30	3	785	414	156	153	210	176	28,2
9	860	45	5,5	701	453	136	180	223	163	51,4
10	950	45	5,5	790	477	177	197	219	163	26,4
11	900	25	5,5	765	442	139	151	336	170	36,4
12	900	65	5,5	818	363	185	194	259	143	26,9
13	900	45	2,5	805	381	158	198	265	170	27,9
14	900	45	8,5	766	336	173	194	237	156	27,3
15	900	45	5,5	849	430	104	167	194	156	18,3

потока воздуха от 2,5 до 8,5 м/с. После закалки воздухом выполняли отпуск 600 °С, 30 мин.

Применение регулируемого охлаждения включает в себя контролируемую изотермическую закалку с самоотпуском, где перенос области перлитных превращений в интервал более низких температур обеспечивает достижения максимальной степени измельчения зерна и получения структурной составляющей в виде бейнита до 3 % в ферритно-перлитной структуре.

На основании статистических данных и серий экспериментальных термообработок определен оптимальный интервал твердости 165...180 НВ, обеспечивающий требуемые характеристики ударной вязкости (рис. 4).

Бейнитная структура характеризуется формой в виде пластин или реек с высокой плотностью дислокации. Структура видманштеттова феррита имеет более низкую плотность дислокаций в сравнении с легированным ферритом.

По режимам № 1 и 3 феррит имеет форму хлопьев или колониевидных включений (рис. 5, а). Микротвердость феррита изменяется таким образом, что при увеличении времени выдержки с 30 до 60 мин наблюдается снижение микротвердости легированного феррита от 190 до 120 НВ. По режиму № 6 (рис. 5, в) ферритные и перлитные зерна претерпевают различные превращения (феррит пластически деформируется и рекристаллизуется), а перлит деформируется и превращается в плохо травящиеся белые зерна. Установлено, что механизм образования последних связан с быстрым разогревом и последующим быстрым распределением тепла в металле. В результате в образце образуется структура закалки с высокой твердостью [12–14]. Повышение микротвердости феррита и перлита объясняется появлением большого количества двойников и реализацией механизма множественного скольжения между

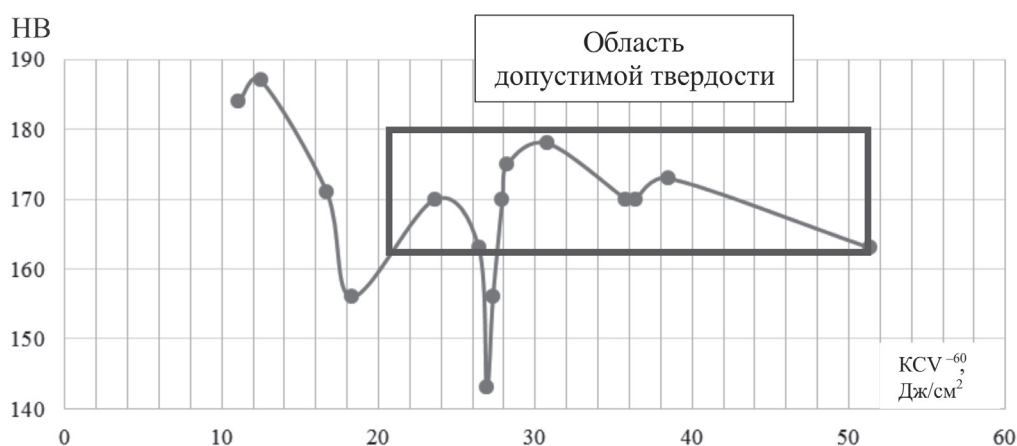


Рис. 4. График зависимости твердости НВ от ударной вязкости KCV^{-60}

ними, причем легированный феррит упрочняется больше, чем перлит.

Кодированные регрессионные уравнения расчета твердости феррита Φ_{HB} , легированного феррита $Л\Phi_{HB}$, перлита Π_{HB} с применением центрального композиционного плана ортогональной матрицы планирования имеют следующий вид:

$$HB = 149,6 + 2,9T - 4,1t - 0,3V + 10,1T^2 + 5,7t^2 + 10,1V^2 - Tt + 3,7TV + 0,7tV; \quad (1)$$

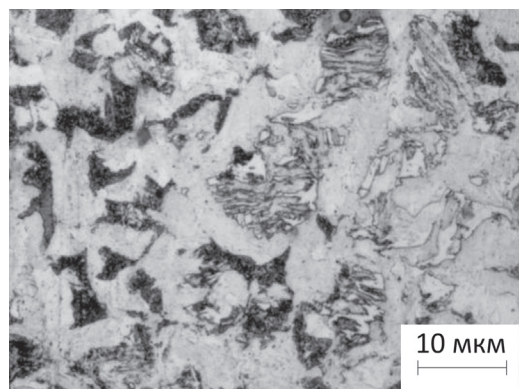
$$\Phi_{HB} = 148 + 4,4T - 2,7t + 0,7V - 4,4T^2 - 0,6t^2 + 1,7V^2 + 13Tt + 0,5TV - 17tV; \quad (2)$$

$$Л\Phi_{HB} = 195,1 + 5,8T - 2,1t - 1,1V - 11,1T^2 - 22t^2 - 6,1V^2 + 8,9t - 1,6TV - 22,9tV; \quad (3)$$

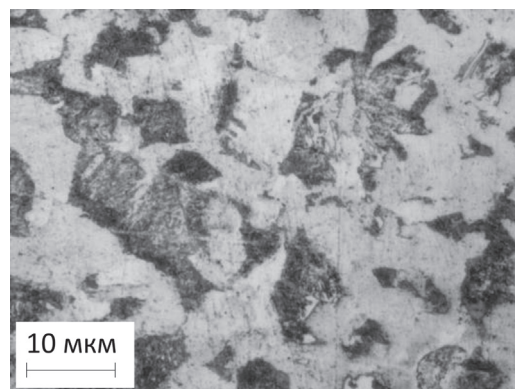
$$\Pi_{HB} = 255,3 - 4T - 23,8t + 8,1V - 37,4T^2 + 14,4t^2 - 17V^2 + 14,1Tt + 8,9TV - 28,1tV; \quad (4)$$

$$KCV^{-60} = 30,74 - 7,79T - 2,64t - 2,93V + 2,7T^2 - 2,25t^2 - 4,97V^2 - 1,7Tt - 2,08TV - 1,24tV, \quad (5)$$

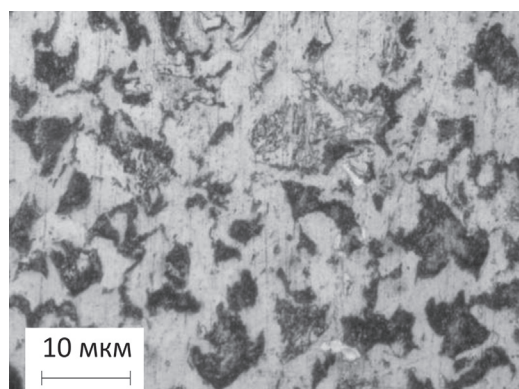
где T – кодированное значение температуры; t – кодированное значение времени выдержки при температуре T ; V – кодированное значение скорости потока воздуха.



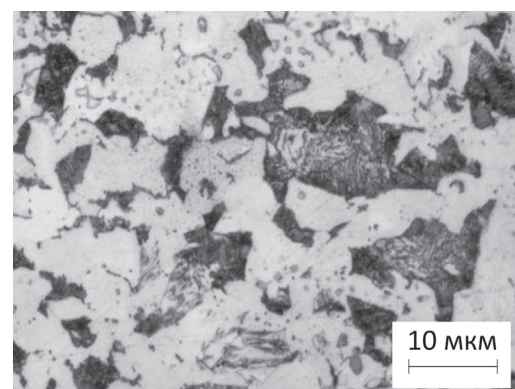
а



б



в



г

Рис. 5. Микроструктура стали 20ГФЛ после регулируемой термообработки (без отпуска):

а – режим № 3, $T = 940\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 30\text{ мин}$, $V_{\text{в}} = 8\text{ м/с}$, $V_{\text{ср}} = 6\text{ }^{\circ}\text{C/с}$, $\text{KCV}^{-60} = 12,5\text{ Дж/см}^2$, 8 балл; б – режим № 4, $T = 940\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 30\text{ мин}$, $V_{\text{в}} = 3\text{ м/с}$, $V_{\text{ср}} = 4,5\text{ }^{\circ}\text{C/с}$, $\text{KCV}^{-60} = 30,8\text{ Дж/см}^2$, 8 балл; в – режим № 5, $T = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 60\text{ мин}$, $V_{\text{в}} = 8\text{ м/с}$, $V_{\text{ср}} = 7\text{ }^{\circ}\text{C/с}$, $\text{KCV}^{-60} = 23,6\text{ Дж/см}^2$, 10 балл; г – режим № 6, $T = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 60\text{ мин}$, $V_{\text{в}} = 3\text{ м/с}$, $V_{\text{ср}} = 3,5\text{ }^{\circ}\text{C/с}$, $\text{KCV}^{-60} = 38,5\text{ Дж/см}^2$, 9 балл

На рост твердости, как следует из уравнения (1), наибольшее влияние оказывает температура термообработки и скорость охлаждающего потока воздуха.

Микротвердость структурообразующих составляющих изменяется в следующих пределах: феррит – 104...185 НВ, для легированного феррита – 120...198 НВ, для перлита 153...336 НВ. На микротвердость феррита в наибольшей степени оказывает влияние сочетание факторов: температуры термообработки и времени выдержки в сторону повышения твердости, а также сочетание факторов времени выдержки и скорости потока воздуха ведет к снижению твердости, что отражено в формуле (2). На микротвердость легированного феррита в наибольшей степени оказывает влияние фактор времени выдержки, а также сочетание факторов времени выдержки и скорости потока воздуха, что снижает твердость по формуле (3). На микротвердость пер-

лита в наибольшей степени оказывает влияние температура термообработки, а также сочетание факторов времени выдержки и скорости потока воздуха, что снижает твердость по формуле (4).

В результате наибольший интерес представляет оценка сочетания факторов времени выдержки и скорости потока воздуха, где в формулах (2)–(4) наблюдается общая закономерность их влияния на снижение твердости. При этом по отдельности они не снижают твердость в значительной степени.

На снижение KCV^{-60} влияет температура термообработки и скорость потока воздуха, а также сочетание всех факторов, при этом нижние границы температуры нагрева способствуют повышению ударной вязкости в случае увеличения времени выдержки и применения скорости потока 5,5 м/с в соответствии с уравнением (5).

При более низких температурах превращения схема роста феррита становится явно ани-

зотропной, а конечная его форма – иррегулярной и часто имеет зазубренные границы (рис. 5, а). Этот феррит иррегулярной формы называют квазипolygonальным. Температура начала превращения квазипolygonального феррита несколько ниже типичной для polygonального феррита, и формирование обеих форм феррита продолжается до температуры B_s .

Образование квазипolygonального феррита начинается на существующем polygonальном феррите на границах аустенитных зерен при снижении температуры. Феррит (α_w) формируется путем анизотропного (бокового) роста от феррита на границах зерен аустенита (рис. 5, б). Феррит (α'_w), напротив, зарождается непосредственно на границах аустенитных зерен (рис. 5, в). Игольчатая форма α_w и α'_w кристаллов, которая минимизирует поверхностную энергию, в процессе превращения отличает эти формы феррита от polygonального и квазипolygonального феррита. Известно, что прочность повышается в зависимости от снижения температуры превращения. Вязкость связана с размером эффективного зерна, определяемого характером границ продуктов превращения и структурным состоянием исходного аустенита. Упрочнение твердого раствора углеродом и увеличение плотности дислокаций в результате сочетания изменения объема и превращения по сдвиговому типу будут приводить к более высокой прочности стали при снижении температуры превращения [4, 8].

Металлографические исследования показали, что аллотропические превращения сопровождаются значительным измельчением зерен (см. рис. 5) по мере повышения скорости охлаждения аустенита. Форма образовавшихся из аустенита кристаллов легированного феррита с увеличением скорости охлаждения постепенно меняется от равновесной до игольчатой, что приводит к снижению ударной вязкости до $11,1 \text{ Дж/см}^2$ (табл. 2, режимы № 1 и 3, рис. 5, а). Снижение температуры до 850°C , 45 мин, $V_B = 5,5 \text{ м/с}$ (режим № 9) обеспечивает появление polygonального феррита и нижнего

бейнита, повышающего ударную вязкость до $51,4 \text{ Дж/см}^2$.

Механизм упрочнения стали 20ГФЛ связан с дисперсионным упрочнением. Выделение частиц (карбонитридных фаз) определяется диффузией не только углерода, но и легирующих элементов. Получение дисперсной структуры бейнита с высокими характеристиками сопротивления разрушения возможно в случае применения регулируемой термообработки при температуре ниже остановки рекристаллизации [15].

На основе анализа полученных данных разработана технология регулируемой термообработки стали 20ГФЛ (рис. 6), обеспечивающая формирование дополнительной структурной составляющей в виде нижнего бейнита с повышением ударной вязкости KCV^{60} не менее 30 Дж/см^2 . Для массивных деталей формирование нижнего бейнита происходит за счет принудительного охлаждения до температуры $400...450^\circ\text{C}$ с дальнейшим самоотпуском на спокойном воздухе.

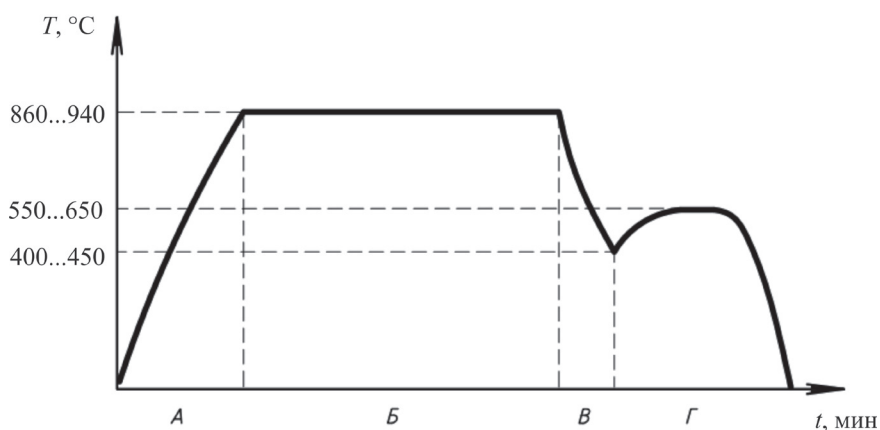


Рис. 6. Диаграмма регулируемой термообработки:
А, Б, В, Г – временной интервал, устанавливаемый экспериментальным путем в зависимости от конфигурации и массы изделия

Выводы

1. Выявленная перлитная оторочка, охрупчивающая сталь, отмечается на литой структуре с подобной конфигурацией, а также после термообработки с отпуском. Глубокое травление приводит к формированию структуры ячеистого перлита. Отмечено, что в образце с ударной вязкостью более $50 \text{ Дж/см}^2 KCV^{60}$ имеются следы предположительно ячеистого перлита при твердости 180 НВ. В то же время детали боковых

рам, преждевременно вышедшие из строя по причине появления усталостных трещин, имели перлитную оторочку с ударной вязкостью не более 10 Дж/см^2 , что ниже установленных технических требований в два раза. Несмотря на то что ГОСТ 32400–2013 допускается перлитная оторочка, рекомендуется использовать такие режимы термообработки, которые устраняют сегрегацию химических элементов, дабы повысить эксплуатационные свойства материала.

2. Определены критические точки Ag_3 , Ag_1 охлаждения стали 20ГФЛ при термической обработке по 15 режимам, в результате установлены изменения интервалов диффузионного и сдвигового механизма превращения в зависимости от времени выдержки образцов в печи и температуры охлаждения.

3. Полученные новые механические свойства стали 20ГФЛ связаны с формированием дополнительной структурообразующей в виде нижнего бейнита, расположенного по границам перлитных областей.

4. Установлено, что твердость по Бринеллю ГОСТ 9012 по режимам № 1–8 соответствует 168...184 НВ, в случае 168 НВ – $11,1 \text{ Дж/см}^2$, 184 НВ – $16,7 \text{ Дж/см}^2$, 176 НВ – $30,8...38,5 \text{ Дж/см}^2$. По режимам № 9–15 изменялась и составляла 143...170 НВ, при этом минимальные значения твердости 143...156 соответствовали ударной вязкости $22...25,9 \text{ Дж/см}^2$.

5. Интервал образования бейнитной составляющей отмечен в точке 450°C при скорости охлаждения $2,2^\circ\text{C/с}$, что обеспечивает повышение ударной вязкости из-за изменения формы карбида с прямолинейной на глобулярную.

6. Разработанная технология регулируемой термообработки делает возможным формирование равновесной ферритно-перлитной структуры с включениями нижнего бейнита за счет принудительного охлаждения до температуры $400...450^\circ\text{C}$ с дальнейшим самоотпуском на спокойном воздухе, что ведет к повышению в стали 20ГФЛ ударной вязкости KCV^{60} не менее 30 Дж/см^2 .

7. Регулируемая термообработка создает условия для протекания произвольного охлаждения $550...600^\circ\text{C}$ по сложному циклу, ведущему к снижению внутренних напряжений, рекристаллизации и повышению механических свойств материала за счет самоотпуска массивной дета-

ли, что позволяет производить термообработку с наименьшими затратами.

8. Разработанная технология регулируемой термической обработки стали 20ГФЛ рекомендована для внедрения на предприятии ООО «АСЛЗ».

Список литературы

1. Одесский П.Д., Ведяков И.И. Ударная вязкость сталей для металлических конструкций. – М.: Интермет Инжиниринг, 2003. – 231 с. – ISBN 5895940919.
2. Пастухов М.И. Оценка несущей способности литых деталей тележек грузовых вагонов после длительной эксплуатации // Вестник Полоцкого государственного университета. – 2005. – № 12. – С. 160–163.
3. Регулируемая термообработка для литых деталей тележки грузового вагона / Е.О. Чертовских, Д.А. Габец, А.М. Марков, А.В. Габец // Актуальные вопросы современной науки: сборник научных трудов. – Новосибирск: ЦРНС, 2015. – № 44/1. – С. 153–161.
4. Иванов И.И. Продукты превращений аустенита при непрерывном охлаждении [Электронный ресурс] // Все о металлургии: web-сайт. – URL: <http://metal-archive.ru/metallurgiya/761-produkty-prevrascheniya-austenita-pri-nepreryvnom-ohlazhdenii.html> (дата обращения: 25.05.2016).
5. Bhadeshia H.K.D.H. Nanostructured bainite // Proceedings of the Royal Society A. – 2010. – Vol. 466. – P. 3–18. – doi: 10.1098/rspa.2009.0407.
6. Gabarello F.G., Miller M.K., Garcia-Mateo C. Opening previously impossible avenues for phase transformation in innovative steels by atom probe tomography // Materials Science and Technology. – 2014. – Vol. 30, iss. 9. – P. 1034–1039. – doi: 10.1179/1743284714Y.00000000512.
7. Ahaneku I.E., Kamal A.R., Ogunjirin O.A. Effects of heat treatment in the properties of mild steel using different quenchants // Frontiers in Science. – 2012. – Vol. 2, N 6. – P. 153–158. – doi: 10.5923/j.fs.20120206.04.
8. Microstructures of mild steel spring after heat treatment / O.R. Adetunji, S.I. Kuye, M.J. Alao, B.M. Eng // The Pacific Journal of Science and Technology. – 2013. – Vol. 14, iss. 2. – P. 11–15.
9. Естифеев А.Д., Груздков А.А., Петров Ю.В. Зависимость перегиба скорости от температуры // Журнал технической физики. – 2013. – № (7). – С. 59–63.
10. Методика регулируемой термообработки литых деталей [Электронный ресурс] / Е.О. Чертовских, Д.А. Габец, А.М. Марков, А.В. Габец // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. – 2015. – Т. 3, № 4. – С. 48–52. – URL: <http://indust-engineering.ru/issues/2015/2015-4-8.pdf> (дата обращения: 25.05.2016).

11. Волченков Н.В., Моисеенков В.П., Сургаева Е.С. Стальное литье и методы повышения качества [Электронный ресурс] // Металлоснабжение и сбыт. – URL: <http://www.metalinfo.ru/ru/news/49443> (дата обращения: 20.05.2016).

12. Триботехнические свойства специального чугуна ЧМН-35М / Е.О. Чертовских, Д.А. Габец, В.В. Каргин, А.М. Марков, А.В. Габец // Инновации в машиностроении (ИнМаш–2015): VII Международная научно-практическая конференция: сборник трудов / Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева и др.; под ред. В.Ю. Блюменштейна. – Кемерово, 2015. – С. 268–273.

13. Zur festigkeit niedriglegierter stähle mit erhöhtem kohlenstoffgehalt gegen abrasiven verschleiß / O. Hesse, J. Merker, M. Brykov, V. Efremenko // Tribologie und Schmierungstechnik. – 2013. – Vol. 60, N 6. – P. 37–43.

14. Effect of base metal composition on the toughness in the heat affected zone of DSAW-welded largediameter linepipes / C. Stallybrass, O. Dmitrieva, J. Schroder, A. Liessem // Proceedings of the 6th International Pipeline Technology Conference. – Ostend, 2013. – P. 26–29.

15. Габец А.В., Филиппов Г.А., Чертовских Е.О. Влияние режимов термообработки на кинетику превращения и ударную вязкость стали 20ГФЛ // Сталь. – 2015. – № 8. – С. 67–70.

OBRAHOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 2 (71), April – June 2016, Pages 70–79

The formation of the bainite structure during heat treatment of the rail steel (analogue J13052)

Chertovskih E.O.¹, Technologist, e-mail: chertovskih13@gmail.com

Gabets A.V.¹, Ph.D. (Engineering), Development director, e-mail: gabets22@mail.ru

Gabets D.A.², Ph.D. student, e-mail: gabets22@mail.ru

Markov A.M.², D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: andmarkov@inbox.ru

Okolovich G.A.², D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: chertovskih13@gmail.com

Komarov P.N.³, Ph.D. student, e-mail: pasha-molotov@mail.ru

¹ Altai steel-casting factory, 116/52 Kalinina avenue, Barnaul, Altai region, 656037, Russian Federation

² I.I. Polzunov Altai State Technical University, 46 Lenina avenue, Barnaul, Altai region, 656038, Russian Federation

³ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

Abstract

The shortcomings of the existing normalization regime with annealing of the 1st kind of large-sized parts made of rail steel analogue J13052 are investigated. The increasing of toughness was obtained by controlled quenching air to the bainitic structure with the use of an orthogonal matrix of planning for 15 modes. Allowable hardness interval was determined to provide the value of shock viscosity no less than 20 J/cm². On the basis of statistical data and the series of experimental heat treatment processes, optimal interval of hardness 165...180 HB was defined. This interval of hardness provides desired impact strength characteristics. According to the method above, heat treatment modes on the planning matrix were established in laboratory conditions. Critical points of the cooling Ar₁ and Ar₃ were determined by the thermograms. Then obtained thermograms results are used to select the cooling mode of castings of different masses and sizes, by setting the temperature control sensors during the heat cycle. Due to the fact that the austenite transformation temperature range is influenced by heating, holding time and cooling air flow rate. While using controlled heat treatment in the production, correction of holding time and of cooling rate of bulk product is being adjusted to reach the predetermined interval of intermediate conversion. Regressive equalizations of polynomials of 2nd degree were expected for determination of the shock viscosity of KCV-60, hardness, microhardness of structural constituents as a ferrite, alloyed ferrite, pearlite. Applying of controlled cooling process includes controlled isothermal quenching with self-tempering, where pearlite transformation region is transferred to the low temperature interval. This transfer provides obtaining of maximal degree of grain refinement and getting of structural component in the form of bainite till 3% in ferrite-pearlite structure. The difficult cycle of heat treatment is offered for massive railway details with conservation of internal energy of founding for recrystallization.

Keywords

bainite, toughness, ferrite-pearlite structure, low carbon steel

DOI: 10.17212/1994-6309-2016-2-70-79

References

1. Odesskii P.D., Vedyakov I.I. *Udarnaya vyazkost' stalei dlya metallicheskih konstruksii* [Impact strength steels for metal designs]. Moscow, Intermet Inzhiniring Publ., 2003. 231 p. ISBN 5895940919
2. Pastukhov M.I. Otsenka nesushchei sposobnosti litykh detalei telezhek gruzovykh vagonov posle dlitel'noi ekspluatatsii [Evaluation of the bearing capacity of cast parts of freight wagons bogies after prolonged use]. *Vestnik Polotskogo gosudarstvennogo universiteta – Herald of the Polotsk State University*, 2005, no. 12, pp. 160–163.
3. Chertovskikh E.O., Gabets D.A., Markov A.M., A.V. Gabets [Adjustable heat treatment for cast parts freight car truck]. *Aktual'nye voprosy sovremennoi nauki* [Actual problems of modern science], 2015, no. 44 (1), pp. 153–161.
4. Ivanov I.I. *Produkty prevrashchenii austenita pri nepreryvnom okhlazhdenii* [Products austenite under continuous cooling transformation]. Available at: <http://metal-archive.ru/metallurgiya/761-produkty-prevrascheniya-austenita-pri-epriyevnom-okhlazhdenii.html> (accessed 25.05.2016).
5. Bhadeshia H.K.D.H. Nanostructured bainite. *Proceedings of the Royal Society A*, 2010, vol. 466, pp. 3–18. doi: 10.1098/rspa.2009.0407
6. Gabarello F.G., Miller M.K., Garcia-Mateo C. Opening previously impossible avenues for phase transformation in innovative steels by atom probe tomography. *Materials Science and Technology*, 2014, vol. 30, iss. 9, pp. 1034–1039. doi: 10.1179/1743284714Y.00000000512
7. Ahaneku I.E., Kamal A.R., Ogunjirin O.A Effects of heat treatment in the properties of mild steel using different quenchants. *Frontiers in Science*, 2012, vol. 2, no. 6, pp. 153–158. doi: 10.5923/j.fs.20120206.04
8. Adetunji O.R., Kuye S.I., Alao M.J., Eng B.M. Microstructures of mild steel spring after heat treatment. *The Pacific Journal of Science and Technology*, 2013, vol. 14, iss. 2, pp. 11–15.
9. Estifeev A.D., Gruzdkov A.A., Petrov Yu.V. Zavisimost' peregibov skorosti ot temperatury [Temperature-speed dependence of fracture type]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki – Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics*, 2013, iss. 7, pp. 59–63.
10. Chertovskikh E.O., Gabets D.A., Markov A.M., Gabets A.V. Metodika reguliruemoi termoobrabotki litykh detalei [Method of adjustable heat treatment molded pieces]. *Mashinostroenie: setevoi elektronnyi nauchnyi zhurnal – Russian Internet Journal of Industrial Engineering*, 2015, vol. 3, no. 4, pp. 48–52. Available at: <http://indust-engineering.ru/issues/2015/2015-4-8.pdf> (accessed 25.05.2016)
11. Volchenkov N.V., Moiseenkov V.P., Surgaeva E.S. *Stal'noe lit'e i metody povysheniya kachestva* [Metal supply and sales]. Available at: <http://www.metalinfo.ru/ru/news/49443> (accessed 20.05.2016)
12. Chertovskikh E.O., Gabets D.A., Kargin V.V., Markov A.M., Gabets A.V. [Tribological properties of special cast CHMN-35M]. *Innovatsii v mashinostroenii (InMash-2015): VII Mezhdunarodnaya nauchno-prakticheskaya konferentsiya: sbornik trudov* [Innovations in mechanical engineering: VII International scientific and practical conference: Materials]. Kemerovo, 2015, pp. 268–273. (In Russian)
13. Hesse O., Merker J., Brykov M., Efremenko V. Zur festigkeit niedriglegierter stähle mit erhöhtem kohlenstoffgehalt gegen abrasiven verschleiß [Abrasive wear resistance of high-carbon low-alloy steels]. *Tribologie und Schmierungstechnik*, 2013, vol. 60, no. 6, pp. 37–43.
14. Stallybrass C., Dmitrieva O., Schroder J., Liessem A. Effect of base metal composition on the toughness in the heat affected zone of DSAW-welded large diameter line pipes. *Proceedings of the 6th International Pipeline Technology Conference*, Ostend, 2013, pp. 26–29.
15. Gabets A.V., Filippov G.A., Chertovskikh E.O. Vliyanie rezhimov termoobrabotki na kinetiku prevrashcheniya i udarnuyu vyazkost' stali 20GFL [Effect of heat treatment regimes on the kinetics of transformation and the toughness of the steel 20GFL]. *Stal' – Steel in Translation*, 2015, no. 8, pp. 67–70. (In Russian)

Article history:

Received 22 February 2016

Revised 29 April 2016

Accepted 15 May 2016