

УДК 669.18

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИТЕРИАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ДОСТИЖЕНИЯ ВН ЭФФЕКТА В СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ДЛЯ ГЛУБОКОЙ ВЫТЯЖКИ*

Горкуша Д.В.¹, инженер-исследователь лаборатории диагностики

материалов (gorkushadmitry@gmail.com)

Комолова О.А.^{1,2}, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории диагностики

материалов (o.a.komolova@gmail.com)

Григорович К.В.^{1,2}, академик РАН, д.т.н., профессор, заведующий лабораторией

диагностики материалов

Алпатов А.В.^{1,2}, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории диагностики материалов

Арсенкин А.М.³, к.т.н., заместитель заведующего лабораторией материаловедения и сварки

¹ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

³ ООО «ТМК НТЦ»

(143026, Россия, Москва, Инновационный центр Сколково, ул. Нобеля, 7)

Аннотация. В работе исследовались ключевые технологические параметры стабильного получения стального листа марок IF с ВН-эффектом. Описаны особенности сверхнизкоуглеродистых IF сталей и IF сталей с ВН-эффектом, схема процесса упрочнения IF-ВН стали при горячей сушке кузова автомобиля после покраски. Приведены данные по химическому составу IF и IF-ВН сталей, производимых на зарубежных и отечественных предприятиях. Разобраны причины проявления такого дефекта стального листа, как полосы скольжения, возникающие при появлении площадки текучести на диаграмме растяжения стальных образцов. Приведено и разобрано требование по «сроку годности», предъявляемое к маркам стали IF-ВН. Показана формула расчета содержания углерода эффективного в стали на основе содержания общего углерода, ниобия, титана и азота. Приведен диапазон углерода эффективного в стали для достижения оптимальной величины ВН-эффекта на основе ранее опубликованных работ. Для условий отечественного предприятия проанализированы результаты промышленных плавов и даны рекомендации по таким критериям, как диапазон оптимального содержания углерода, рекомендуемые максимальные концентрации углерода и азота в стали, величина ВН-эффекта, гарантирующие высокий выход годного при производстве стального листа IF-ВН. Проведены расчеты различных вариантов микролегирования IF-ВН стали титаном и ниобием. Сформулированы критерии, позволяющие стабильно получать заданную величину ВН эффекта в холоднокатаных сверхнизкоуглеродистых сталях. Предложена двухэтапная схема микролегирования титаном и ниобием. Показано влияние размера зерен в листовой стали на наличие и величину ВН-эффекта и наличие/отсутствие площадки текучести на диаграмме растяжения в листовом металле в исходном состоянии.

Ключевые слова: марки стали IF и IF-ВН, достижение ВН-эффекта, углерод эффективный, концентрации углерода и азота в IF и IF-ВН сталях, микролегирование IF-ВН сталей.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-3-4-201-210

ВВЕДЕНИЕ

Автопроизводители при выборе материалов для производства деталей кузова автомобиля основываются на характеристиках, гарантирующих безопасность эксплуатации автомобилей, таких как уровень прочности и пластичности, свариваемость, себестоимость [1, 2]. Например, для производства внешних деталей кузова автомобиля требуется очень хорошая пластичность и поэтому используются IF стали (InterstitialFree – стали без свободных атомов внедрения), которые являются сверхнизкоуглеродистыми (содержание углерода

в стали менее 30 ppm). IF стали характеризуются высокой пластичностью и равномерным удлинением при штамповке. Сталь класса IF-ВН позволяет повышать прочность изготовленных из нее деталей за счет искусственного старения стали [3, 4]. Аббревиатура ВН расшифровывается как bake hardening – эффект упрочнения стали при горячей сушке кузова автомобиля после покраски. Для проявления эффекта упрочнения стали при сушке химический состав регулируется таким образом, чтобы в стали оставалось 15 – 25 ppm углерода эффективного ($C_{эфф}$) [5, 6]. Углерод эффективный – это свободный углерод в матрице α -Fe, превышающий предел растворимости углерода для данной (комнатной) температуры.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №18-29-24146 мк.

Во время штамповки детали, изготовленные из IF-BH стали, подвергаются значительной деформации, что может привести к образованию дефектов, например полос скольжения (линий Людерса-Чернова) и площадки текучести на диаграмме растяжения. В местах с данными дефектами на поверхности нанесенное покрытие легко отслаивается и металл корродирует. Причиной появления данных дефектов является повышение концентрации атомов углерода и азота вокруг линий дислокаций – образование атмосфер Коттрелла, тормозящих скольжение дислокаций, что приводит к процессу естественного старения (при комнатной температуре) стали и снижению ее пластичности [7].

Одним из основных требований, предъявляемых к маркам стали IF-BH, является их «срок годности». Сталь не должна подвергаться старению и ухудшать свои свойства при транспортировке и хранении до конечного использования. Для автопроизводителей минимальный «срок годности» составляет не менее трех месяцев. Данным параметром можно управлять, контролируя концентрацию атомов внедрения – углерода и азота. Сталь IF-BH должна содержать строго заданное содержание углерода, чтобы ВН-эффект проявлялся на определенном этапе технологического производства, а именно при горячей сушке лакокрасочных покрытий на готовых деталях кузова автомобиля.

Повышение прочности за счет упрочнения стальных деталей при сушке позволяет производителям использовать более тонкий стальной лист при производстве автомобильных кузовов без понижения уровня безопасности для водителя и пассажиров, что приводит к снижению массы всего автомобиля и уменьшению выбросов CO при его эксплуатации за счет сокращения расхода топлива [8].

Содержание $C_{эфф}$ имеет ключевое значение при достижении ВН-эффекта, схема процесса упрочнения IF-BH стали показана на рис. 1.

Фазовый состав металла стального листа IF-BH стали после холодной прокатки представляет собой твердый раствор углерода в α -Fe. В процессе холодной деформации в металле образуются дислокации, при этом за счет механического упрочнения повышается предел прочности. После нанесения лакокрасочных покрытий на готовой корпус автомобиля следует этап горячей сушки лакокрасочных покрытий в печи с температурой около 200 °С. В результате диффузии атомы углерода, находящиеся в твердом растворе α -Fe, закрепляются на дислокациях. За счет этого процесса искусственного старения предел прочности стальных деталей может увеличиться еще на 30 – 60 МПа [2, 9 – 11].

Содержание $C_{эфф}$ в стали обычно рассчитывают по формуле [9]

$$C_{эфф} = \left(C_{общ} - \frac{12}{93} [Nb] - \frac{12}{48} [Ti] + \frac{12}{14} [N] \right) \cdot 10^4, \quad (1)$$

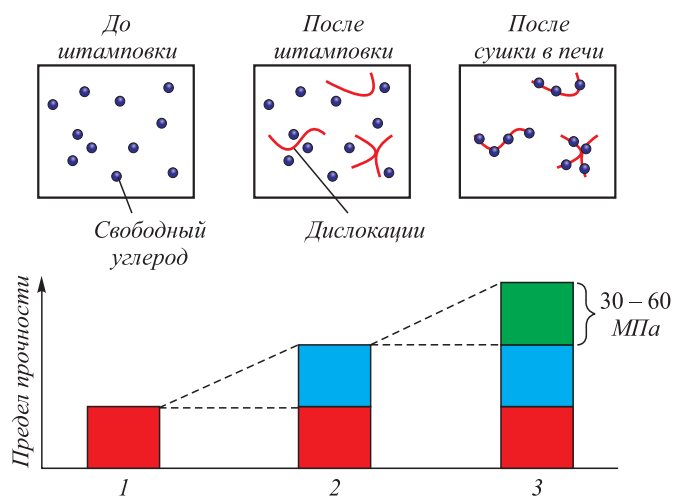


Рис. 1. Схема процесса упрочнения IF-BH стали

Fig. 1. Diagram of the hardening process of IF-BH steel

где $C_{эфф}$ – углерод эффективный, ppm; $C_{общ}$ – общее содержание углерода в стали, % (по массе); [Nb] – содержание ниобия в стали, % (по массе); [Ti] – содержание титана в стали, % (по массе); [N] – содержание азота в стали, % (по массе).

В ряде работ показано, что содержание углерода эффективного в твердом растворе α -Fe, находящегося в диапазоне от 12 до 25 ppm, дает оптимальный ВН-эффект при сушке и позволяет избежать процесса старения при комнатной температуре в течение «срока годности» [5, 6, 9].

В табл. 1 приведены данные по химическому составу элементов, влияющих на $C_{эфф}$ в IF и IF-BH стали, производимой на зарубежных предприятиях [10, 12 – 17]. Можно видеть, что общее содержание углерода и азота в сталях не превышает 40 ppm каждого для IF-BH и IF сталей.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Отобранные по ходу производства на отечественном металлургическом предприятии образцы IF-BH стали исследовали для определения химического состава на атомно-эмиссионном спектрометре тлеющего разряда GDS 850A фирмы LECO, методика – ГОСТ Р54153 [18]. Определение содержания газообразующих элементов (углерода и азота) проводили на газоанализаторах фирмы LECO CS-400 и TC-600 (табл. 2).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Из сравнения данных табл. 1 и 2 и ранее опубликованных работ [19 – 24] видно, что содержание углерода и азота в отечественных сталях класса IF и IF-BH выше, чем в зарубежных образцах.

В работе проведен анализ влияния $C_{эфф}$ на величину ВН-эффекта и наличие площадки текучести для

Химический состав IF и IF-BH стали, основанный на информации из различных источников

Table 1. Chemical composition of IF and IF-BH steels based on information from various sources

C, ppm	Si, ppm	Mn, ppm	S, ppm	Al, ppm	N, ppm	Ti, ppm	Nb, ppm	IF-BH/IF	Источник
20	50	н/д	80	350	23	600	н/д	IF-BH	[10]
14 – 18	600	1400 – 1500	100	270	15	10	10 – 120	IF-BH	[12]
19 – 39	н/д	н/д	н/д	н/д	31 – 39	90 – 18	11 – 200	IF-BH	[13]
20	н/д	6000	130	390	11	20	80	IF-BH	[14]
32	н/д	3900	70	н/д	24	400	10	IF	[15]
27	80	н/д	70	н/д	н/д	400	н/д	IF	[16]
20	100	1700	800	410	27	720	н/д	IF	[17]

Средний химический состав проб металла с разливки, ppm

Table 2. Average chemical composition of the samples of metal from casting

C	Si	Mn	S	Al	N	Ti	Nb
45 ± 6	178 ± 70	5520 ± 900	68,8 ± 16	495 ± 60	48 ± 6	179 ± 30	172 ± 20

холоднокатаного и отожженного листа в исходном состоянии. Для диапазона $C_{эфф}$ 7 – 20 ppm величина ВН-эффекта изменялась в пределах 30 – 53 МПа. В данном диапазоне изменения $C_{эфф}$ наблюдали увеличение ВН-эффекта на 1 МПа при увеличении $C_{эфф}$ на 1 ppm. При величине $C_{эфф}$ более 23 – 37 ppm вероятность наличия площадки текучести в исходном состоянии составляла более 60 %, а увеличение ВН-эффекта практически не

наблюдалось. Полученные в работе результаты хорошо согласуются с ранее опубликованными данными других исследователей [11].

Проанализирован выход годных рулонов холоднокатаной стали в зависимости от величины полученного ВН-эффекта (рис. 3). При величине ВН-эффекта в 30 – 40 МПа площадку текучести наблюдали менее, чем в 5 % случаев. С увеличением ВН-эффекта вероят-

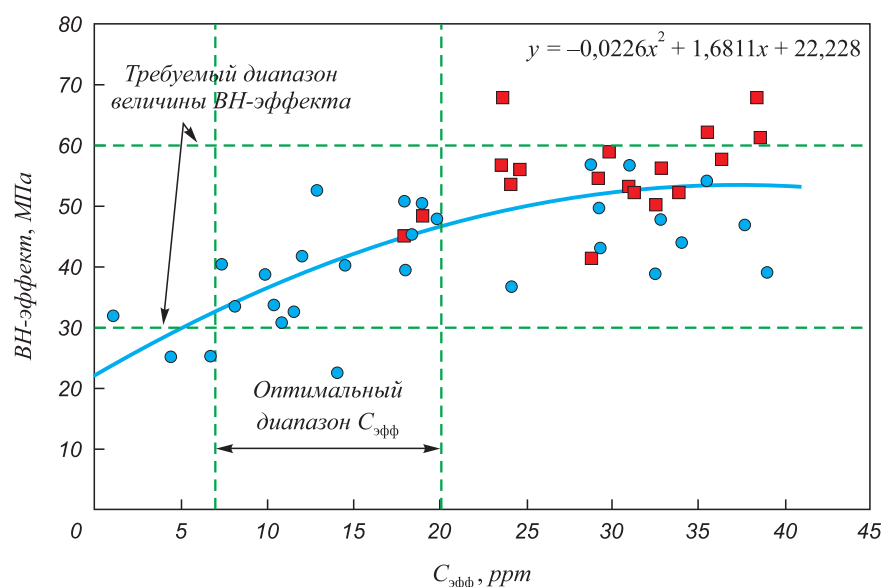


Рис. 2. Зависимость величины ВН-эффекта от $C_{эфф}$ в листе:
 ● – без площадки текучести; ■ – с площадкой текучести

Fig. 2. Dependence of the BH effect value on effective carbon in the steel sheet:
 ● – without yield plateau; ■ – with yield plateau

ность наличия площадки текучести возрастает: при величине ВН-эффекта 40 – 50 МПа вероятность наличия площадки текучести более 25 %; при величине ВН-эффекта 50 – 60 МПа вероятность наличия площадки текучести составляет 45 %, при величине ВН-эффекта более 60 МПа вероятность наличия площадки текучести равна 75 % (рис. 3).

Проанализирована вероятность появления площадки текучести в сталях IF-ВН в зависимости от общего содержания углерода и азота в металле. Исследовали образцы, отобранные из слэбов. Диапазон содержания углерода в образцах составлял от 0,0033 до 0,006 %, азота от 0,0032 до 0,0066 %. Было замечено, что при содержании углерода менее $0,0042 \pm 0,0002$ % и азота менее $0,0043 \pm 0,0002$ % площадка текучести не появлялась (рис. 4).

В образцах стали с площадкой текучести наблюдали минимальное содержание суммарного углерода и азота ≥ 86 ppm. При суммарном содержании углерода и азота менее 80 ppm в слэбе отмечали отсутствие площадки текучести в листовой стали. Таким образом, для обеспечения отсутствия площадки текучести в холоднокатаном листе IF-ВН стали необходимо выполнение четырех условий по содержанию углерода и азота на пробе в слэбе:

- содержание углерода в металле менее 40 ± 2 ppm;
- содержание азота в металле менее 40 ± 2 ppm;
- суммарное содержание углерода и азота менее 80 ppm;
- содержание углерода эффективного в диапазоне 7 – 20 ppm.

Условие по суммарному содержанию углерода и азота не более 80 ppm было выполнено менее, чем для 30 % образцов, отобранных от слэбов/рулонов из проанализированных промышленных плавок.

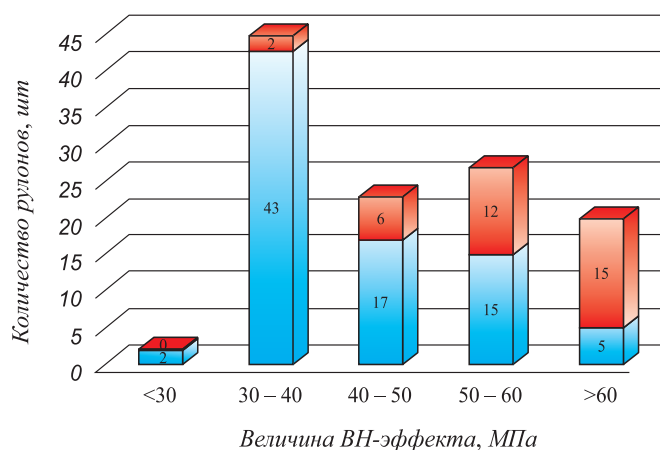


Рис. 3. Количество годных рулонов в зависимости от попадания в диапазоны по величине ВН-эффекта:

■ – есть площадка текучести; ■ – нет площадки текучести

Fig. 3. The number of suitable rolls (metal yield), depending on falling into the ranges of the BH-effect value :

■ – with yield plateau; ■ – without yield plateau

При помощи моделирования равновесного фазового состава в программе Thermocalc проанализированы различные варианты легирования стали. Для расчетов использовали усредненный химический состав проб, приведенный в табл. 2.

Классической схемой легирования стали IF-ВН является использование титана и ниобия [25, 26]. Результаты моделирования в программе Thermocalc равновесного фазового состава стали приведены в табл. 3.

Как следует из табл. 3, ввод Ti и Nb позволяет связать весь азот в карбонитриды титана и нитриды алюминия. Показано отсутствие свободного углерода в составе феррита. Наличие фазы $Me_{23}C_6$ с температурой образования 150 °С говорит о том, что ниже данной температуры углерод находится в связанном виде, а выше данной температуры соединение диссоциирует. Поэтому содержащийся в $Me_{23}C_6$ углерод можно рассматривать как углерод эффективный, растворенный в феррите при температуре выше 150 °С.

Количество углерода в фазе $Me_{23}C_6$ в стали 10 ppm. Расчетное значение $C_{эфф}$ по формуле (1) при этом составляет 19 ppm, что обеспечивает требуемый ВН-эффект без наличия старения при комнатной температуре. Были рассмотрены другие системы микролегирования,

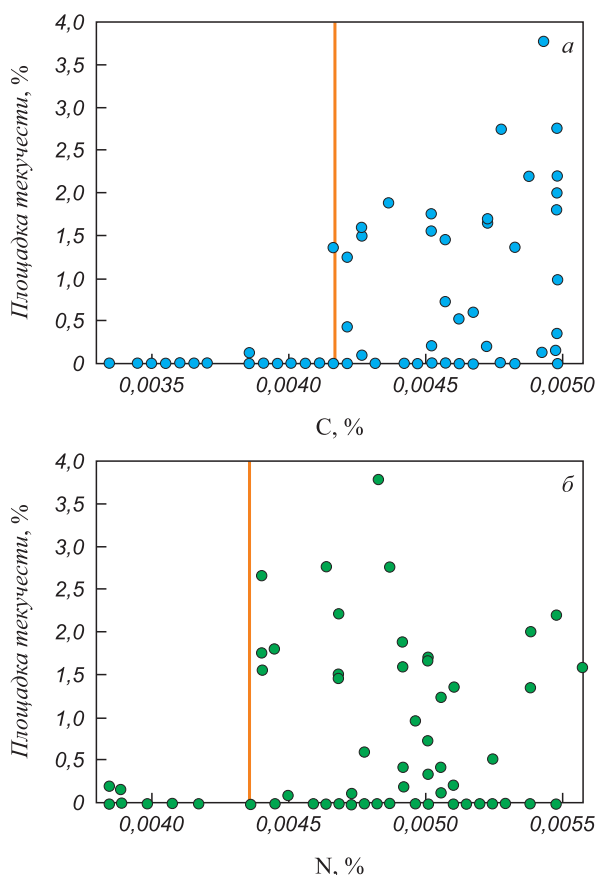


Рис. 4. Зависимость величины площадки текучести от содержания углерода (а) и азота (б)

Fig. 4. Dependence of the yield plateau value on the content of carbon (a) and nitrogen (b)

Таблица 3

Равновесный фазовый состав стали с ВН-эффектом при микролегировании Ti и Nb

Table 3. Equilibrium phase composition of the steel with BN effect at microalloying with Ti and Nb

Фаза	Количество, г	Химический состав фазы, массовая доля, %							
		Fe	C	N	Mn	Al	Ti	Nb	S
BCC	55,7500	0,99480	–	–	0,0047	0,00047	–	–	–
TiCN	0,0120	–	0,068	0,149	–	–	0,782	–	–
NbC	0,0108	–	0,108	–	–	–	0,011	0,880	–
MnS	0,0106	–	–	–	0,6310	–	–	–	0,369
$Me_{23}C_6$	0,0098	0,00008	0,054	–	0,9460	–	–	–	–
AlN	0,0021	–	–	0,342	–	0,65800	–	–	–

обеспечивающие получение 10 ppm углерода в фазе $Me_{23}C_6$.

Поскольку титан может одновременно связывать и азот и углерод, рассмотрим легирование только титаном. В табл. 4 приведен равновесный фазовый состав стали с ВН-эффектом при легировании только титаном.

Как следует из табл. 4, отказ от легирования ниобием при неизменном содержании титана (0,0179 %) приводит

к увеличению количества свободного углерода в фазе $Me_{23}C_6$. На рис. 5, а приведена зависимость содержания массовой доли фазы $Me_{23}C_6$ от количества титана.

Моделирование также показывает способность алюминия связывать азот в нитриды, поэтому возможно легирование только алюминием и ниобием – без титана. В табл. 5 приведен равновесный фазовый состав стали с ВН-эффектом при легировании только ниобием.

Таблица 4

Равновесный фазовый состав стали с ВН-эффектом при микролегировании только титаном

Table 4. Equilibrium phase composition of the steel with BN effect at microalloying only with titanium

Фаза	Количество, г	Химический состав фазы, массовая доля, %							
		Fe	C	N	Mn	Al	Ti	Nb	S
BCC	55,7400	0,99520	–	–	0,0044	0,00047	–	–	–
TiCN	0,0120	–	0,069	0,148	–	–	0,783	–	–
MnS	0,0106	–	–	–	0,6310	–	–	–	0,369
$Me_{23}C_6$	0,0310	0,00008	0,054	–	0,9460	–	–	–	–
AlN	0,0021	–	–	0,342	–	0,65800	–	–	–

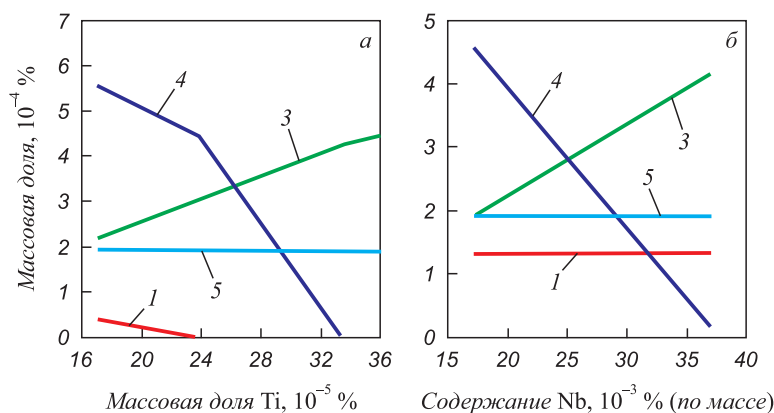


Рис. 5. Зависимость массовой доли фаз:
1 – AlN; 2 – TiCN; 3 – $Me_{23}C_6$; 4 – MnS от содержания титана (а) и ниобия (б)

Fig. 5. Dependence of the mass fraction of phases:
1 – AlN; 2 – TiCN; 3 – $Me_{23}C_6$; 4 – MnS on the content of titanium (a) and niobium (b)

Как следует из табл. 5, отказ от легирования титаном при неизменном содержании ниобия (0,0172 %) приводит к увеличению количества свободного углерода в фазе $Me_{23}C_6$, а весь азот при этом связан в нитрид алюминия. На рис. 5, б приведена массовая доля фазы $Me_{23}C_6$ от содержания ниобия.

Как видно из рис. 5, а, для получения 10 ppm свободного углерода (массовая доля фазы $Me_{23}C_6 \approx 1,75 \cdot 10^{-4}$) необходимо легирование титаном в количестве 0,030 %. При такой схеме титан свяжет весь азот и обеспечит необходимое для ВН-эффекта содержание свободного углерода.

Из рис. 5, б видно, что для получения 10 ppm свободного углерода (массовая доля фазы $Me_{23}C_6 \approx 1,75 \cdot 10^{-4}$) необходимо легирование ниобием в количестве примерно 0,037 %. При такой схеме алюминий свяжет весь азот, а ниобий обеспечит необходимое для ВН-эффекта содержание свободного углерода.

Легирование IF и IF-ВН сталей титаном и ниобием является наиболее предпочтительным вариантом по сравнению с легированием только титаном или только ниобием. Избыток содержания титана в стали может привести к образованию такого дефекта, как полосы Людерса-Чернова (следы в виде тонких темных линий, появляющиеся на полированной или шлифованной поверхности стального образца при достижении предела текучести в процессе холодной пластической деформации). При легировании стали титаном не должно оставаться избытка титана в твердом растворе. Титан необходим в данной стали для полного связывания азота, и управление ВН-эффектом должно происходить только за счет свободного углерода в стали. Для полной стабилизации азота титаном необходимо ввести в сталь следующее количество титана:

$$[Ti] = 3,42[N]. \quad (2)$$

Далее, после расчета необходимого содержания титана, вводят ниобий по расчету, преобразовав формулу (1) таким образом, чтобы можно было посчи-

тать содержание необходимого ниобия в зависимости от требуемого $C_{эфф}$:

$$[Nb] = \left(C_{общ} - \frac{C_{эфф}}{10^4} \right) \cdot 7,75, \quad (3)$$

где $C_{эфф}$ – задаваемый параметр необходимого в стали углерода эффективного.

При действующей технологии производства IF-ВН стали (содержание углерода 45 ± 6 ppm и азота 48 ± 6 ppm) для достижения ВН-эффекта требуется 160 – 180 ppm Ti и 170 – 190 ppm Nb из расчета $C_{эфф}$, равного 20 ppm. Снизив содержание углерода и азота в стали до рекомендуемых значений 42 ± 2 ppm для получения $C_{эфф}$, равного 20 ppm, необходимо уже менее 140 ppm Ti и около 155 ppm Nb. При достижении значений углерода и азота менее 30 ppm каждого, как в зарубежных аналогах (см. табл. 1), для получения $C_{эфф}$, равного 20 ppm, необходимо менее 100 ppm Ti и менее 80 ppm Nb.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА НАЛИЧИЕ ПЛОЩАДКИ ТЕКУЧЕСТИ

В работе исследовали три типа образцов металлопроката с целью определения влияния размера зерна на механические свойства:

- с площадкой текучести (брак);
- с отсутствием площадки текучести и отсутствием ВН эффекта (брак);
- с наличием ВН-эффекта и отсутствием площадки текучести.

Всего проанализировано по два образца в семи партиях рулонов холоднокатаной IF-ВН стали. Из них в четырех партиях наблюдалась площадка текучести, на одной партии отсутствовала площадка текучести и ВН-эффект и на двух партиях наблюдался ВН-эффект и отсутствовала площадка текучести.

Изображения микроструктуры для трех типичных образцов приведены на рис. 6. Можно видеть, что все

Таблица 5

Равновесный фазовый состав стали с ВН-эффектом при микролегировании только ниобием

Table 5. Equilibrium phase composition of the steel with ВН effect at microalloying only with niobium

Фаза	Количество, г	Химический состав фазы, массовая доля, %							
		Fe	C	N	Mn	Al	Ti	Nb	S
BCC	55,7400	0,99510	–	–	0,0045	0,00041	–	–	–
NbC	0,0106	–	0,107	–	–	–	–	0,893	–
MnS	0,0106	–	–	–	0,6310	–	–	–	0,369
$Me_{23}C_6$	0,0255	0,00008	0,054	–	0,9460	–	–	–	–
AlN	0,0073	–	–	0,342	–	0,65800	–	–	–

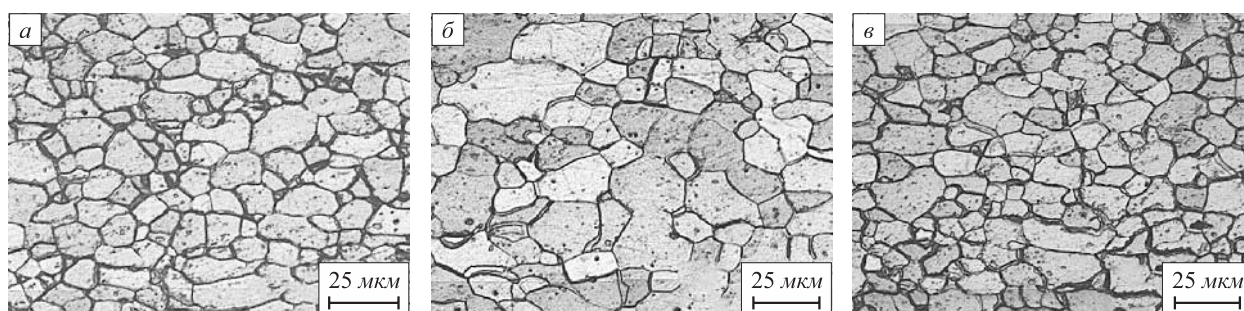


Рис. 6. Микроструктура образцов, $\times 200$: образец с площадкой текучести (а); образец с отсутствием площадки текучести и отсутствием ВН эффекта (б); образец с наличием ВН эффекта и отсутствием площадки текучести (в)

Fig. 6. Microstructure of the samples, $\times 200$: a sample with a yield plateau (а); a sample without yield plateau and without BH effect (б); a sample with BH effect and without yield plateau (в)

образцы имеют рекристаллизованную структуру с преимущественно равноосными зернами.

Для определения размера зерна при помощи программы Thixomet были сняты панорамные снимки всех образцов при увеличении 200 во всю толщину листа поперек направления прокатки. На них методом секущих определены средний размер зерна и его балл по ASTM E112. На рис. 7 приведен пример определения среднего размера зерна методом секущих. На изображение панорамного снимка накладывается изображение трех concentрических окружностей, в ручном режиме отмечаются точки пересечения concentрических окружностей и границ зерен. В каждом образце измерено более 200 зерен.

Табл. 6 показывает результаты измерения размера зерен методом секущих.

Средний диаметр зерна в семи партиях составляет 8,2 – 9,9 мкм ($G10 - 11$ по ASTM E112), за исключением образцов с отсутствием площадки текучести и ВН-эффекта, в которых средний диаметр зерна больше и составляет 12,8 мкм ($G9$ по ASTM E112).

В пределах партии размер зерна различается незначительно, что свидетельствует о стабильности технологического процесса прокатки.

Как видно из результатов (см. табл. 6), отсутствует взаимосвязь наличия/отсутствия площадки текучести и размера зерна для сталей с наличием ВН-эффекта,

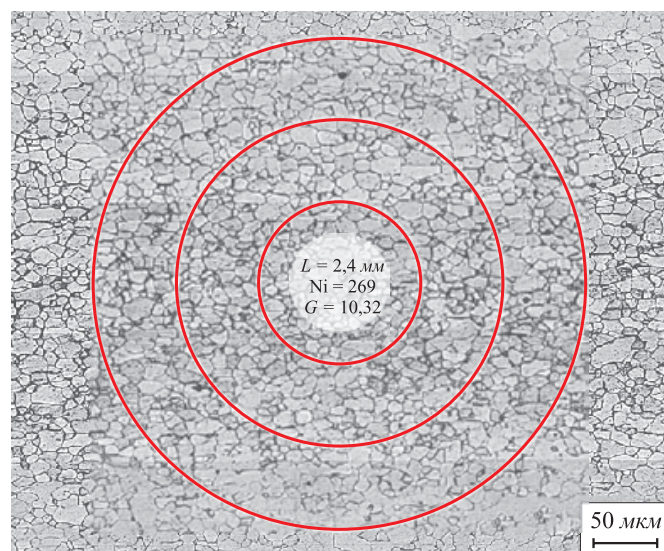


Рис. 7. Пример измерения размера зерна методом секущих

Fig. 7. Example of measuring the grain size by secant method

Таблица 6

Размер зерен, содержание углерода и азота, углерода эффективного, наличие/отсутствие площадки текучести и ВН-эффекта в образцах холоднокатаного оцинкованного металлопроката IF-ВН стали

Table 6. Grain size, carbon and nitrogen content, effective carbon, presence/absence of yield plateau and BH-effect in the samples of cold-rolled galvanized IF-BH steel

Образец	Количество измеренных зерен, шт.	Средний диаметр зерна, мкм	Балл (номер) зерна G по ASTM E112	[C], ppm	[N], ppm	$C_{\text{эфф}}$, ppm	Наличие/отсутствие площадки текучести и ВН-эффекта
а	315	$8,7 \pm 0,4$	10,42	50 ± 4	61 ± 4	35,9	Площадка текучести
б	241	$12,9 \pm 0,4$	9,27	44 ± 3	36 ± 1	–3,0	Нет площадки текучести, нет ВН-эффекта
в	294	$9,9 \pm 0,5$	10,02	50 ± 2	46 ± 1	15,4	Есть ВН-эффект, нет площадки текучести

а для образцов с отсутствием площадки текучести и отсутствием ВН-эффекта размер зерна больше, чем в других партиях.

Выводы

Показано, что ключевым параметром достижения ВН-эффекта в стали является диапазон значений $C_{\text{эфф}}$ в слэбе от 7 до 20 ppm. Образцы, отобранные от рулонов, прокатанных из слэбов с указанными значениями $C_{\text{эфф}}$, обладают величиной ВН-эффекта не ниже 30 МПа. При этом выход годного по отсутствию площадки текучести составляет более 90 % рулонов.

Показано, что при общем содержании углерода в стали менее 40 ± 2 ppm и азота менее 40 ± 2 ppm, площадка текучести не наблюдается. При этом величина ВН-эффекта в рулонах, прокатанных из данных слэбов, удовлетворяет диапазону 30 – 60 МПа.

Более 95 % образцов, отобранных из рулонов холоднокатаной стали с величиной ВН-эффекта в диапазоне от 30 до 40 МПа, не имеют площадки текучести. Достижение величины ВН-эффекта в данном диапазоне позволяет иметь максимальный выход годного по условию отсутствия площадки текучести.

Проанализированы различные варианты микролегирования IF-ВН стали. Показано, что микролегирование IF-ВН сталей титаном и ниобием является наиболее предпочтительным вариантом легирования. Предложена двухэтапная схема микролегирования, где на первом этапе должна происходить полная стабилизация азота титаном, а заданная величина $C_{\text{эфф}}$ управляется вводом необходимого количества ниобия.

Проанализировано влияние размера зерна на механические свойства. Показано отсутствие взаимосвязи уровня механических свойств и размера зерна для сталей с наличием ВН-эффекта. Получено, что для образцов с отсутствием площадки текучести и отсутствием ВН-эффекта средний размер зерен больше, чем для образцов с ВН-эффектом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Carlsson B. Choice of tool materials for punching and forming of extra- and ultra-high strength steel sheet // 3rd Int. Conf. and Exhibition on Design and Production of Dies and Molds and 7th Int. Symp. on Advances in Abrasive Technology, Bursa, Turkey, June 17 – 19, 2004. 2004. P. 253 – 256.
2. Takahashi M. Development of high strength steels for automobiles // Nippon Steel Technical Report. July 2003. No. 88. P. 2 – 7.
3. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
4. Лейрих И.В., Смирнов А.Н., Писмарев К.Е. Тенденции развития и применения листовых сталей в автомобилестроении // Донецкий национальный технический университет. Наукові праці. «Металургія». 2007. Випуск 9(122). С.12 – 18.
5. Leslie W.C. The Physical Metallurgy of Steels. New York: McGraw Hill Book Company, 1981. – 396 p.
6. Hutchinson W.B., Nilson K.I., Hirsch J. Metallurgy of vacuum degassed products. Warrendale, PA: TMS, 1990. P. 109 – 126.

7. Ballarin V., Soler M., Perlade A. etc. Mechanisms and modeling of bake-hardening steels: Part I. Uniaxial Tension // Metallurgical and Materials Transactions A. June 2009. Vol. 40a. P. 1367 – 1374.
8. Gillespie Th. Fundamentals of Vehicle Dynamic. SAE International, 1999.
9. Tian P., Bai R. G., Zhang X.L. etc. Influencing factors of Nb–Ti treated ULC-BHsteels bake hardening property // International Conference on Artificial Intelligence and Industrial Engineering (AIIIE 2015). P. 597 – 600.
10. Mohrbacher H. Niobium Based Metallurgical Concepts and Strategies for the Production of IF-HS and IF-BH Steel Grades. URL: <http://www.niobelcon.com/NiobelCon/resources/Niobium-Based-Metallurgical-Concepts-and-Strategies-for-the-Production-of-IF-HS-and-IF-BH-Steel-Grades.pdf> (дата обращения: 02.02.2020).
11. Van Snick A., Lips K., Vandeputte S. etc. Modern LC and ULC sheet steels for cold forming: processing and properties // Conference Proceedings. Vol. II (ed. W. Bleck). Institute of Ferrous Metallurgy, Aachen, Germany, 1998. P. 413 – 424.
12. Taeg-Woo Lee, Sung-Il Kim, Moon-Hi Hong etc. Microstructural characterization and thermodynamic analysis of precipitates in ultra-low-carbon bake hardened steel // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 582. P. 428 – 436.
13. Tian P., Cui Y., Bai R.G. etc. Influencing factors of Nb–Ti treated ULC-BH steels' bake hardening property // Int. Conf. on Artificial Intelligence and Industrial Engineering (AIIIE 2015)/ P. 597 – 600.
14. Vasil'ev A.A., Kuzmin N.L., Chelnokov V.A., Lee H.-C. Special features of strain aging of sheet automobile IFBH steel // Metal Science and Heat Treatment. 2007. Vol. 49. No. 1 – 2. P. 32 – 38.
15. Ghosh P., Ghosh C., Ray R.K., Bhattacharjee D. Precipitation behavior and texture formation at different stages of processing in an interstitial free high strength steel // Scripta Materialia. 2008. Vol. 59. P. 276 – 278.
16. Paul Surajit Kumar, Raj Abhishek, Biswas P. etc. Tensile flow behavior of ultra low carbon, low carbon and micro alloyed steel sheets for auto application under low to intermediate strain rate // Materials and Design. 2014. Vol. 57. P. 211 – 217.
17. Seong-Hee Lee, Yoshihiro Saito, Kyung-Tae Park, Hyuk Shin. Microstructures and mechanical properties of ultra low carbon IF steel processed by accumulative roll bonding process // Materials Transactions. 2002. Vol. 43. No. 9. P. 2320 – 2325.
18. ГОСТ Р 54153-2010 Сталь. Метод атомно-эмиссионного спектрального анализа.
19. Горкуша Д.В., Комолова О.А., Григорович К.В. Анализ причин повышенного содержания углерода и азота в стали класса IF для условий ОАО «ММК» // Теория и технология металлургического производства. 2015. № 1 (16). С. 60 – 64.
20. Такеши Х. Результаты исследований листовой IF-стали // Современные достижения в металлургии и технологии производства сталей для автомобильной промышленности. Междунар. семинар 17 – 18 февраля 2004 г., Москва, 2004. С. 46 – 48, 52 – 56.
21. Зинько Б.Ф., Степанова А.А., Изотов А.В. Особенности технологии выплавки IF-стали со сверхнизким содержанием примесей // Современные достижения в металлургии и технологии производства сталей для автомобильной промышленности. Междунар. семинар 17 – 18 февраля 2004 г., Москва, 2004. С. 57 – 59, 63 – 64.
22. Бигеев В.А., Николаев А.О. Особенности производства особонизкоуглеродистых автокузовных сталей на установке циркуляционного вакуумирования в ККЦ ОАО «ММК» // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования. 2012. Т. 1. № 70. С. 130 – 135.
23. Пат. 2681961 РФ. Способ производства особонизкоуглеродистой стали / С.В. Никонов, Р.Р. Адигамов, А.В. Краснов и др.; заявка № 2018117989 от 15.05.2018.
24. Горкуша Д.В., Григорович К.В., Карасев А.В., Комолова О.А. Изменение содержания различных типов неметаллических включений в процессе внепечной обработки низкоуглеродистой стали класса IF // Изв. вуз. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 5. С. 345 – 352.

25. Chen Ji-ping, Kang Yong-lin, Hao Ying-min etc. Microstructure and properties of Ti and Ti+Nb ultra-low-carbon bake hardened steels // *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2009. Vol. 16. No. 6. P. 33 – 40.
26. Quanshe Sun, Weizhong Jiang. The match between drawability and enamelability of cold-rolled ultra low carbon sheet steels // *XXI*

International Enamellers Congress. 18 – 22 May 2008, Shanghai – China. P. 53 – 65.

Поступила в редакцию 5 февраля 2020 г.

После доработки 6 февраля 2020 г.

Принята к публикации 3 марта 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 3-4, pp. 201–210.

CRITERIA FOR ACHIEVING THE BH EFFECT IN ULTRA-LOW CARBON STEELS FOR DEEP DRAWING

D.V. Gorkusha¹, O.A. Komolova^{1,2}, K.V. Grigorovich^{1,2},
A.V. Alpatov^{1,2}, A.M. Arsenkin³

¹ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow, Russia

² National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS), Moscow, Russia

³ LLC “TMK STC”, Moscow, Russia

Abstract. The authors have investigated key technological parameters of stable production of IF steel sheet with BH-effect. The features of ultralow carbon IF steels and IF steels with BH effect are described. Scheme of IF-BH steel hardening during hot drying of the car body after painting is considered. Data on the chemical composition of IF and IF-BH steels produced at Russian and worldwide enterprises are presented. The authors have analyzed the reasons of appearance of such a defect in the steel sheet as slip bands that arise when the yield area appears on the tensile diagram of steel samples. The requirement on the “shelf life” presented to the IF-BH steel grades is given and disassembled. The article considers the formula for calculating effective carbon content in steel based on the total carbon content in steel, niobium, titanium and nitrogen. The range of carbon effective in steel is given to achieve the optimal value of the BH effect based on previously published works. The results of industrial IF-BH steel production have been analyzed for the conditions of Russian enterprise and recommendations were given on criteria such as the optimum carbon content range in solid solution, the recommended maximum total concentrations of carbon and nitrogen in steel, and the BH effect value guaranteeing a high yield of IF-BH steel sheet in the production. Calculations of various options of microalloying by titanium and niobium for IF-BH steel were done. Criteria are formulated that allow stably obtaining a given value of the BH effect in cold-rolled ultra-low-carbon steels. A two-stage scheme for microalloying by titanium and niobium is proposed. The influence of grain size in sheet steel on the presence and value of the BH effect is described as well as on the presence/absence of a yield plateau on the tensile diagram in the sheet metal in the initial state.

Keywords: IF steel, IF-BH steel, BH-effect, effective carbon content, concentrations of carbon and nitrogen in IF and IF-BH steels, microalloying of IF-BH steels.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-3-4-201-210

REFERENCES

1. Carlsson B. Choice of tool materials for punching and forming of extra- and ultra-high strength steel sheet. In: *3rd Int. Conf. and Exhibition on Design and Production of Dies and Molds and 7th Int. Symp. on Advances in Abrasive Technology, Bursa, Turkey, June 17-19, 2004*. 2004. pp. 253–256.
2. Takahashi M. Development of high strength steels for automobiles. *Nippon Steel Technical Report*. 2003, no. 88, pp. 2–7.
3. Lakhtin Yu.M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie* [Materials science]. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 528 p. (In Russ.).
4. Leirikh I.V., Smirnov A.N., Pismarev K.E. Trends in the development and use of sheet steel in automobile industry. *Donets'kii natsional'nyi tekhnicheskii universitet. Naukovi pratsi. Metallurgiya*. 2007, vol. 122, no. 9, pp. 12–18. (In Russ.).
5. Leslie W.C. *The Physical Metallurgy of Steels*. New York: McGraw Hill Book Company, 1981, 396 p.
6. Hutchinson W.B., Nilson K.I., Hirsch J. *Metallurgy of Vacuum Degassed Products*. Warrendale, PA: TMS, 1990, pp. 109–126.
7. Ballarin V., Soler M., Perlade A., Lemoine X., Forest S. Mechanisms and modeling of bake-hardening steels: Part I. Uniaxial Tension. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009, vol. 40a, pp. 1367–1374.
8. Gillespie Th. *Fundamentals of Vehicle Dynamic*. SAE International, 1999.
9. Tian P., Bai R.G., Zhang X.L., Gao H., Cui Y., Zhong Z.Y. Influencing factors of Nb–Ti treated ULC-BH steels bake hardening property. In: *Int. Conf. on Artificial Intelligence and Industrial Engineering (AIIE 2015)*. 2015, pp. 597–600.
10. Mohrbacher H. *Niobium Based Metallurgical Concepts and Strategies for the Production of IF-HS and IF-BH Steel Grades*. Available at URL: <http://www.niobelcon.com/NiobelCon/resources/Niobium-Based-Metallurgical-Concepts-and-Strategies-for-the-Production-of-IF-HS-and-IF-BH-Steel-Grades.pdf> (Accessed 02.02.2020).
11. Van Snick A., Lips K., Vandeputte S., De Cooman B.C., Dilewijn J. Modern LC and ULC sheet steels for cold forming: processing and properties. In: *Conference Proceedings*. Vol. II. Bleck W. ed. Aachen, Germany: Institute of Ferrous Metallurgy, 1998, pp. 413–424.
12. Taeg-Woo Lee, Sung-Il Kim, Moon-Hi Hong, Won-Yong Kim, Young-Gyu Yoo, Sung-Hwan Lim. Microstructural characterization and thermodynamic analysis of precipitates in ultra-low-carbon bake hardened steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014, vol. 582, pp. 428–436.
13. Tian P., Cui Y., Bai R.G., Zhang X.L., Gao H., Zhong Z.Y. Influencing factors of Nb–Ti treated ULC-BH steels' bake hardening property. In: *Int. Conf. on Artificial Intelligence and Industrial Engineering (AIIE 2015)*, pp. 597–600.
14. Vasil'ev A.A., Kuzmin N.L., Chelnokov V.A., Lee H.-C. Special features of strain aging of sheet automobile IFBH steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 2007, vol. 49, no. 1-2, pp. 32–38.
15. Ghosh P., Ghosh C., Ray R.K., Bhattacharjee D. Precipitation behavior and texture formation at different stages of processing in an interstitial free high strength steel. *Scripta Materialia*. 2008, vol. 59, pp. 276–278.
16. Paul Surajit Kumar, Raj Abhishek, Biswas P., Manikandan G., Verma R.K. Tensile flow behavior of ultra low carbon, low carbon and micro alloyed steel sheets for auto application under low to intermediate strain rate. *Materials and Design*. 2014, vol. 57, pp. 211–217.
17. Seong-Hee Lee, Yoshihiro Saito, Kyung-Tae Park and Hyuk Shin. Microstructures and mechanical properties of ultra low carbon IF steel processed by accumulative roll bonding process. *Materials Transactions*. 2002, vol. 43, no. 9, pp. 2320–2325.
18. *GOST R 54153-2010 Stal'. Metod atomno-emissionnogo spektral'nogo analiza* [Steel. Atomic emission spectral analysis method]. (In Russ.).
19. Gorkusha D.V., Komolova O.A., Grigorovich K.V. Analysis of causes of high carbon and nitrogen in IF steel for the conditions of

- Magnitogorsk Iron & Steel Works. *Teoriya i tekhnologiya metal-lurgicheskogo proizvodstva*. 2015, no. 1(16), pp. 60–64. (In Russ.).
 20. Takeshi H. Sheet IF steel. In: *Sovremennye dostizheniya v metallurgii i tekhnologii proizvodstva staley dlya avtomobil'noi promyshlennosti. Mezhdunar. seminar 17-18 fevralya 2004 g., Moskva* [Modern Advances in Metallurgy and Steel Production for the Automotive Industry. Int. Seminar, February 17-18, 2004, Moscow], pp. 46–48, 52–56. (In Russ.).
 21. Zin'ko B.F., Stepanova A.A., Izotov A.V. Technological features of smelting of IF steel with ultra-low impurity content. In: *Sovremennye dostizheniya v metallurgii i tekhnologii proizvodstva staley dlya avtomobil'noi promyshlennosti. Mezhdunar. seminar 17-18 fevralya 2004 g., Moskva* [Modern Advances in Metallurgy and Steel Production for the Automotive Industry. Int. Seminar, February 17-18, 2004, Moscow], pp. 57–59, 63–64. (In Russ.).
 22. Bigeev V.A., Nikolaev A.O. Production of extra-low-carbon car body steels in RH-degasser at the BOF shop of Magnitogorsk Iron & Steel Works. *Aktual'nye problemy sovremennoi nauki, tekhniki i obrazovaniya*. 2012, vol. 1, no. 70, pp. 130–135. (In Russ.).
 23. Nikonov S.V., Adigamov R.R., Krasnov A.V., Shvetsov A.A., Bikin K.B., Zubov A.V. *Sposob proizvodstva osobonizkouglerodistoi stali* [Method of extra-low-carbon steel production]. Patent RF no. 2681961. Publ. 05.27.2014. (In Russ.).
 24. Gorkusha D.V., Grigorovich K.V., Karasev A.V., Komolova O.A. Content modification of different types of non-metallic inclusions during low-carbon IF steel ladle treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019, vol. 62, no. 5, pp. 345–352. (In Russ.).
 25. Chen Ji-ping, Kang Yong-lin, Hao Ying-min, Liu Guang-ming, Xiong Ai-ming. Microstructure and properties of Ti and Ti+Nb ultra-low-carbon bake hardened steels. *Journal of Iron and Steel Research, Int.* 2009, vol. 166, no. 6, pp. 33–40.
 26. Quanshe Sun, Weizhong Jiang. The match between drawability and enamelability of cold-rolled ultra low carbon sheet steels. In: *XXI Int. Enamellers Congress. 18-22 May 2008 Shanghai, China*, pp. 53–65.
- Funding.** The work was financially supported by the RFBR in the framework of scientific project No. 18-29-24146 mk.
- Information about the authors:**
- D.V. Gorkusha**, Research Engineer of the Laboratory of Materials Diagnostics (gorkushadmitry@gmail.com)
- O.A. Komolova**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Materials Diagnostics (o.a.komolova@gmail.com)
- K.V. Grigorovich**, Academician, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Laboratory of Materials Diagnostics
- A.V. Alpatov**, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of Materials Diagnostics
- A.M. Arsenkin**, Cand. Sci. (Eng.), Deputy Head of the Laboratory "Materials Science and Welding"

Received February 5, 2020

Revised February 6, 2020

Accepted March 3, 2020