



DOI 10.5862/JEST.238.13

УДК 620.172.2

*Н.Г. Колбасников, М.А. Матвеев*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БОРА НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

*N.G. Kolbasnikov, M.A. Matveev*

### RESEARCH OF THE INFLUENCE OF BORON ON HOT DUCTILITY OF MICROALLOYED STEELS

Исследовано влияние бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей при физическом моделировании условий непрерывной разливки стали. Для физического моделирования горячей пластичности стали использовался термомеханический комплекс Gleeble-3800. В работе определены температурные интервалы провала пластичности для микролегированных сталей с различным содержанием бора и при различных условиях охлаждения сляба на установке непрерывной разливки стали (УНРС), установлены пути устранения провалов пластичности. Совместное микролегирование стали бором, ниобием и титаном значительно повышает высокотемпературную пластичность сталей в температурном интервале провалов пластичности 750–1050 °С. Положительное влияние бора, предположительно, заключается в модифицировании и измельчении исходного зерна аустенита. Модифицирование бором эффективно для повышения высокотемпературной пластичности стали при условии одновременного микролегирования стали титаном и (или) ниобием, что позволяет предотвратить образование нитрида бора и устранить его негативное влияние на пластичность.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ; НЕПРЕРЫВНАЯ РАЗЛИВКА СТАЛИ; МИКРОЛЕГИРОВАННАЯ СТАЛЬ; БОР; ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ.

We studied the effect of boron on the hot ductility of micro-alloyed steels for physical simulation of continuous casting of steel conditions. For the physical simulation of the hot ductility of steel we used a thermomechanical Gleeble-3800 complex. The paper identified temperature ranges of ductility failure in microalloyed steels with different boron compositions and under different conditions of cooling of the slab at the continuous casting of steel (continuous casting machine), ways to remove the ductility failures were also found. Joint microalloying of steel by boron, niobium and titan considerably increases hot ductility of steel in a temperature interval of 750–1050 °C. Positive influence of boron consists in modifying and crushing of initial grain of austenite. Modifying by boron is effective for increasing the hot ductility of steel under simultaneous microalloying of steel by titan and (or) niobium that allows to prevent formation of boron nitride and to eliminate its negative influence on ductility.

HOT DUCTILITY; CONTINUOUS CASTING OF STEEL; MICRO-ALLOYED STEELS; BORON; PHYSICAL SIMULATION.

#### Введение

Многочисленными исследованиями, выполненными в России и за рубежом, показано, что температурная зависимость пластичности сталей имеет провалы в интервале температур 750–1050 °С [1–5]. Существование подобных провалов (температурные интервалы хрупкости) может при-

водить к преждевременному разрушению металла и образованию трещин на различных этапах единого технологического процесса изготовления конечной металлургической продукции, включая непрерывную разливку и пластическую деформацию [2–4]. Наличие таких дефектов приводит к увеличению отбраковки металла,

более высоким расходным коэффициентам, повышению себестоимости продукции и снижению ее конкурентоспособности. Преимущественно исследователи борются с провалами пластичности (ПП) за счет изменения композиции легирования сталей. Так в работе [6] показано, что совместное легирование стали титаном и бором может привести к устранению провалов пластичности, однако в большинстве других работ [1, 2] отмечается негативное влияние бора на высокотемпературную пластичность сталей из-за образования частиц BN.

Цель нашей работы – исследовать влияние бора на высокотемпературную пластичность микролегированных сталей при физическом моделировании условий непрерывной разливки стали.

#### Методика и материалы исследования

Для имитации условий охлаждения непрерывнолитой заготовки в зоне вторичного охлаждения установки непрерывной разливки стали (УНРС) и для оценки горячей пластичности стали использовали модуль Pocket Jaw термомеханического симулятора Gleeble-3800. Химические составы исследованных сталей представлены в табл. 1. Следует заметить, что исходные химические составы микролегированных сталей обозначены буквами *A* и *B*, а легированные бором, титаном и ниобием обозначены как *A1* и *B1*. Схема отбора образцов для испытаний от непрерывнолитого сляба показана на рис. 1. Схемы проведения экспериментов по имитации охлаждения непрерывнолитой заготовки в зоне вторичного охлаждения с последующим определением горячей пластичности представлены на рис. 2.

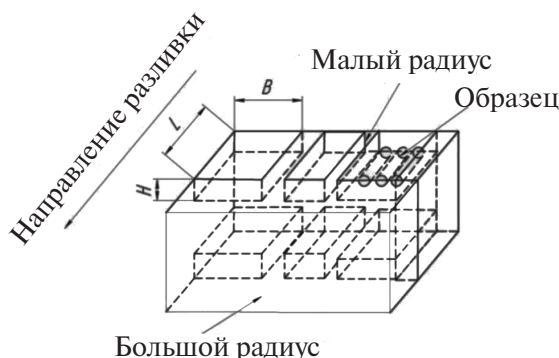


Рис. 1. Схема отбора образцов для исследований на комплексе Gleeble-3800

При имитации непрерывной разливки стали образцы нагревали до температуры 1440 °С, близкой к температуре перитектического превращения, контролируя температуру платино-платинородиевой термопарой, приваренной к поверхности образца. Геометрические размеры использованных образцов указаны на рис. 3, *a*. Рабочую часть образца помещали в трубку из кварцевого стекла с прорезью для подсоединения термопары (рис. 3, *б*). На рис. 3, *в* представлена панорама структуры образца, доведенного до полужидкого состояния и охлажденного после этого до комнатной температуры. Поскольку температура центральных слоев превышает температуру поверхности и может достигать температуры перитектического превращения (~1470 °С), при проведении эксперимента в средней части образца может образоваться полужидкая ванна, которая при охлаждении способна вызвать образование полости (см. рис. 3, *в*).

После нагрева со скоростью 5 °С/с до температуры 1440 °С образцы выдерживали 15 с, в те-

Таблица 1

#### Химический состав исследуемых сталей

Стали	Содержание элементов, масс.%									
	C	Mn + Si	Cr + Ni	Cu	Al	Mo	Nb+V+Ti	N	S	B
<i>A</i>	0,09	< 2,1	< 0,35	0,05	0,04	0,016	< 0,13	0,005	0,005	0,0002
<i>A1</i>	0,09	< 2,0	< 0,06	0,04	0,03	0,011	< 0,17	0,006	0,005	0,003
<i>B</i>	0,24	< 1,50	< 0,22	0,03	-	-	< 0,01	0,006	0,005	0,0003
<i>B1</i>	0,26	< 1,76	< 0,16	0,04	-	-	< 0,06	0,006	0,005	0,002

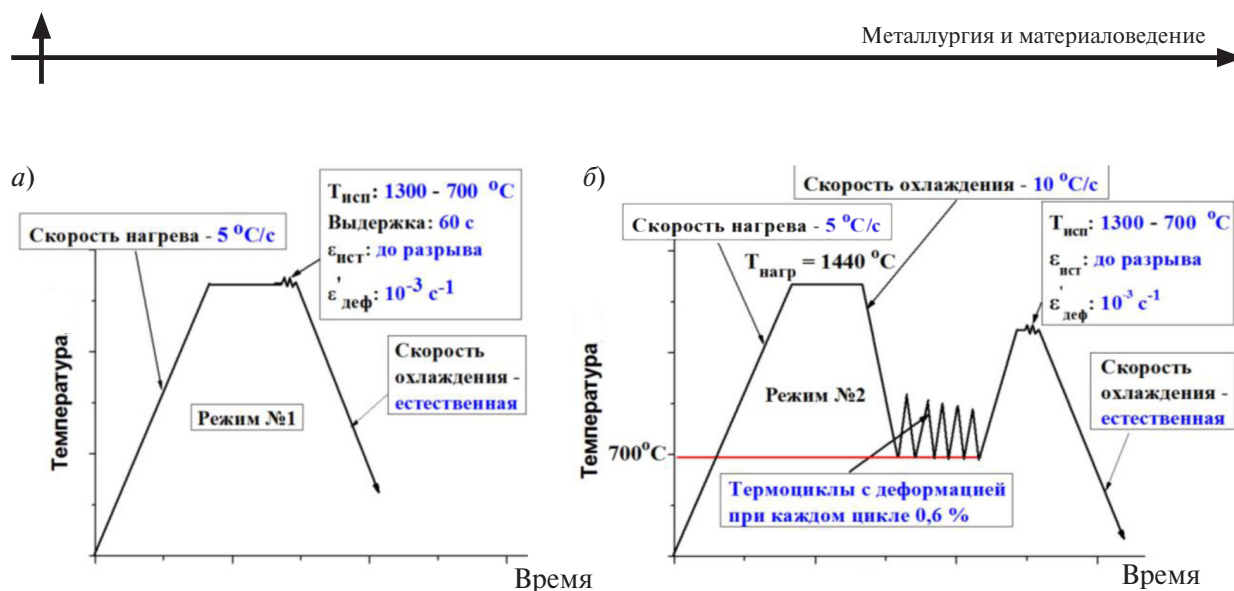


Рис. 2. Схемы проведения экспериментов по определению горячей пластичности при имитации условий непрерывной разливки: а – режим №1; б – режим №2

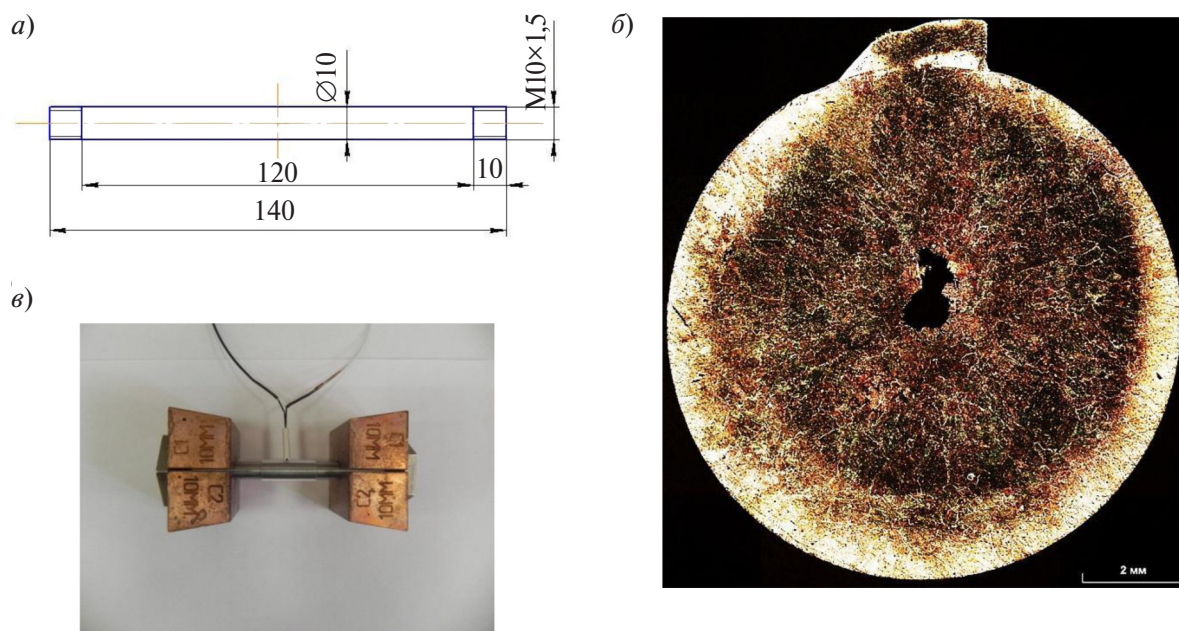


Рис. 3. Размеры исследуемого образца (а), схема установки его в кварцевой трубке с термопарой (б) и поперечное сечение образца после расплавления и кристаллизации (в)

чение которых полного расплавления образцов не происходило. Усадочные раковины (см. рис. 3, в), которые могут негативно влиять на пластичность металла после затвердевания, не образуются. На рис. 4 представлена схема термических и деформационных циклов, которые испытывает корочка затвердевшего металла согласно данным [7]. Термоциклы, как показано на рис. 2, начинали от нижней температуры 700 °C с учетом возможности протекания фазового превращения «аустенит  $\leftrightarrow$  феррит», которое

сопровождается объемным эффектом. Охлаждение от температур затвердевания до температуры начала термоциклов задавали со скоростью 10 °C/s. Согласно [8, 9] амплитуда термоциклов в затвердевшей корочке может достигать 390 °C и затухает по мере охлаждения металла. При моделировании задавали 10 термоциклов с затухающей амплитудой, равной 300, 300, 250, 250, 200, 200, 150, 150, 100, 100 °C. Скорость нагрева и охлаждения при термоциклировании принимали равной 10 °C/s, что приблизительно соответ-

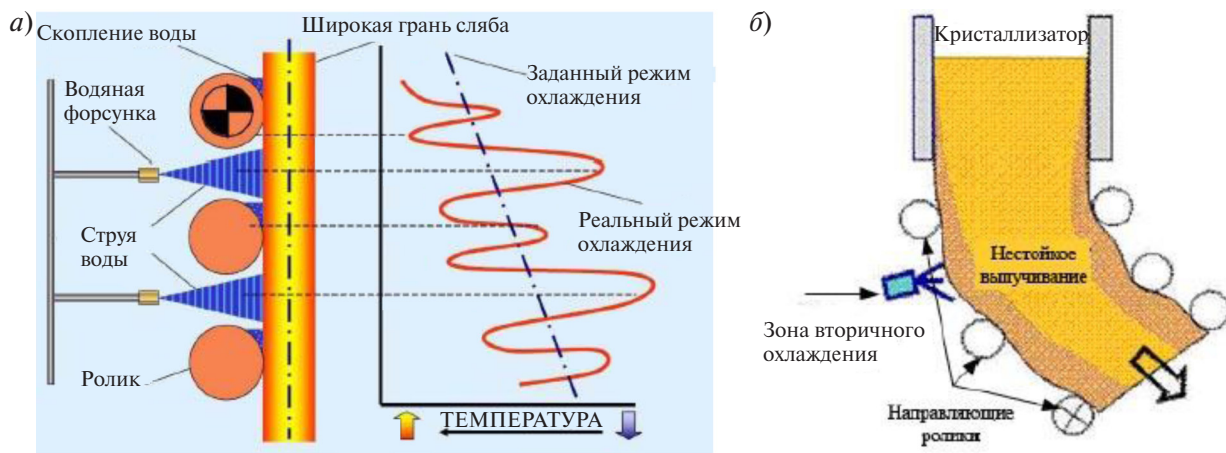


Рис. 4. Схема отвода тепла от заготовки и термоциклов в зоне вторичного охлаждения (а) и схема деформации твердой корочки заготовки между направляющими роликами под действием гидростатического внутреннего давления столба жидкого металла (б) по данным [7]

ствует реальным условиям охлаждения металла на УНРС.

По данным [7, 10, 11] фактическая степень деформации металла корочки при сгибе–разгибе между направляющими роликами зоны вторичного охлаждения составляет приблизительно 0,5–1,0 %. При моделировании задавали деформацию сжатием равную  $\epsilon = 0,6 \%$  при охлаждении корочки под действием струи воды; при разогреве корочки под роликами – такую же деформацию растяжением (цикл «сжатие–растяжение»). Цикл «сжатие–растяжение» характерен для внутренней части корочки затвердевшего металла. Смена деформационных циклов соответствовала термическим циклам в корочке металла.

В УНРС радиального типа затвердевающая заготовка испытывает изгибные деформации при переходе из вертикальной в горизонтальную плоскость. Считается, что образование поверхностных или подповерхностных трещин возможно именно при загибе или разгибе литого горячего сляба. Температура поверхностных слоев металла при этом может составлять от 1300 до 700 °С [2, 7, 9]. Для определения пластичности металла при этих температурах после термического и деформационного циклов металл подогревали (или охлаждали) до температур 1300–700 °С и выполняли испытание на растяжение до разрушения. Скорость деформации при этом задавали равной  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , что соответствует скорости деформации при изгибе сляба при

прохождении участка загибания и выпрямления [2, 7]. Пластичность металла оценивали путем измерения относительного сужения в шейке образца  $\Psi$  [12]. Испытания на растяжение проводили через каждые 100 °С. Всего было реализовано два режима обработки образцов:

1) нагрев до температуры испытания 700–1300 °С и испытание на растяжение до разрушения без наложения термических и деформационных циклов (рис. 2, а);

2) нагрев до температуры 1440 °С, охлаждение до температуры 700 °С, термомеханический цикл с начальной амплитудой 300 °С, 10 циклов «сжатие–растяжение», охлаждение (либо подогрев) до температуры испытания и растяжение до разрушения (рис. 2, б).

Указанные режимы были выбраны для анализа высокотемпературной пластичности исследуемых сталей исходя из предыдущей работы [3], в которой было установлено, что режим №1 является наиболее мягким, а режим №2 – наиболее жестким, при котором пластичность металла была минимальна.

### Результаты исследований и их обсуждение

Поскольку бор является модификатором и располагается по границам зерен, можно предложить, что, если в сталь ввести необходимое количество этого элемента, то можно ожидать двойного эффекта. Во-первых, введение бора приведет к измельчению исходного зерна аустенита за счет создания дополнительных центров кристаллизации,

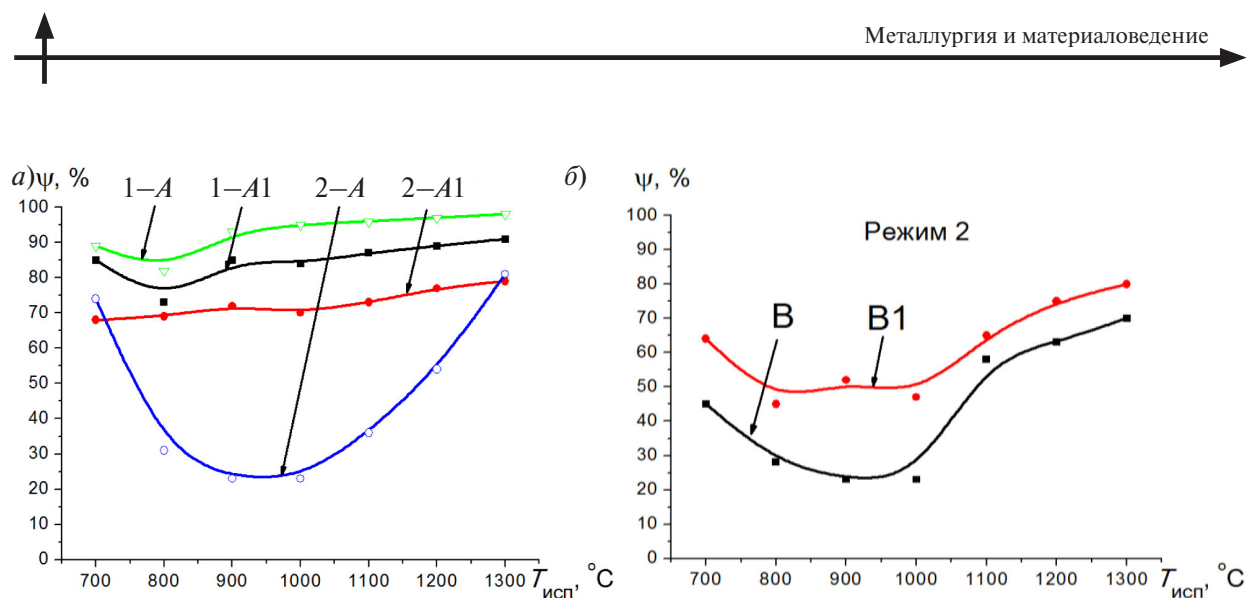


Рис. 5. Температурные зависимости горячей пластичности образцов для микролегированных сталей: *a* – с химическим составом *A* и *A1*; *б* – с химическим составом *B* и *B1*; цифры на графике – номера режимов обработки

а во-вторых, – к удалению с границ сегрегаций примесных элементов. Однако, чтобы обеспечить положительное влияние бора, необходимо исключить его взаимодействие с азотом, к которому он имеет большое сродство. Это можно обеспечить за счет дополнительного легирования титаном и (или) ниобием. Согласно [6], совместное легирование титаном и бором может привести к устранению провалов пластичности. Однако содержание бора не должно быть чрезмерным, чтобы избежать формирования боридов железа.

На рис. 5 представлены графики температурной зависимости пластичности образцов исследуемых сталей, обработанных по режимам 1 и 2. На всех зависимостях  $\Psi(T_{исп})$  присутствуют температурные интервалы, в которых пластичность металла ниже максимальных значений. Согласно положениям, принятым в [2], температурные диапазоны, в которых  $\Psi \leq 50\%$ , будем считать провалами пластичности.

На рис. 5, *a* видно, что при обработке образцов по режиму 1, при котором термомеханический цикл отсутствует, стали с химическим составом *A* и *A1* показали примерно одинаковую пластичность, но при обработке образцов по режиму 2 у стали *A* наблюдается глубокий и широкий провал пластичности с минимальным значением  $\Psi = 23\%$  при  $T = 900\text{ °C}$ ; тогда как совместное микролегирование стали *A1* ниобием, титаном и бором, приводит практически к исключению провала пластичности в температурном диапазоне 750–1050 °C, значения  $\Psi$  не

опускаются ниже 70% во всем интервале исследованных температур. Микролегирование стали *B1* ниобием, титаном и бором приводит к несколько менее заметному повышению пластичности в диапазоне температур провала пластичности, однако и в этом случае пластичность  $\Psi$  стали в среднем повышается на 30% (рис. 5, *б*).

Полученные результаты позволяют предположить, что совместное микролегирование стали бором, ниобием и титаном способно значительно устранить явление провала пластичности в температурном интервале 750–1050 °C. При этом благотворное влияние бора состоит, очевидно, в эффекте модифицирования и измельчения исходного зерна аустенита.

На рис. 6, *a* представлены расчетные температуры сольвуса для нитридов бора, титана и карбонитрида ниобия при концентрации азота 0,006 (масс. %). Расчеты были выполнены в программе *Thermo-Calc™*. По графикам видно, что для предотвращения образования частиц BN, которые могут оказать негативное влияние на пластичность [1, 2], необходимо легировать сталь (масс. %) титаном ( $\geq 0,02$ ) или ниобием ( $\geq 0,06$ ). При содержании (масс. %) азота 0,006, углерода 0,08 и титана 0,02 выделение TiN происходит при температуре 1480 °C, а образование Nb(C,N) при концентрации ниобия 0,05 – при температуре 1160 °C. Расчетная температура выделения нитрида бора при концентрации бора 0,002 масс. % составляет  $\sim 900\text{ °C}$ , что совпадает с температурным диапазоном аномального поведения модуля

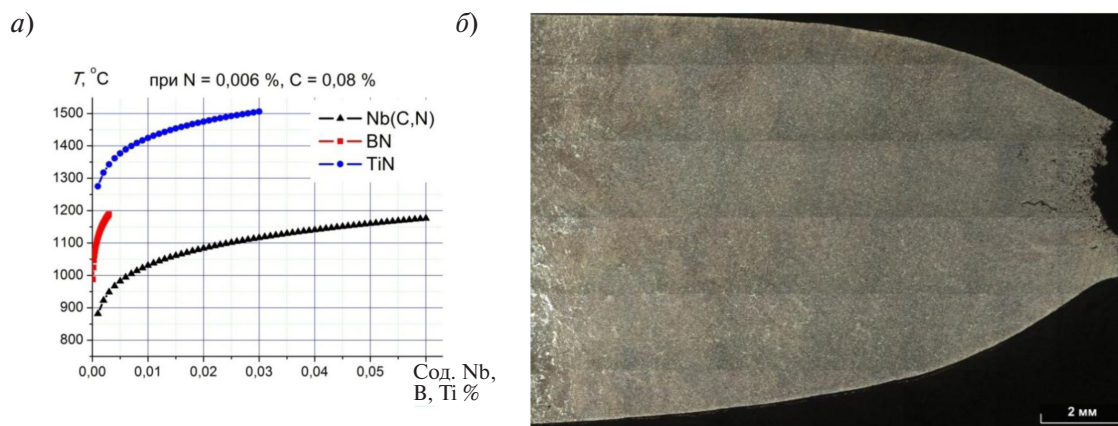


Рис. 6. Температуры сольвуса нитридов бора, титана и карбонитридов ниобия при концентрации азота 0,006 % (а) и панорама участка разрушения образца, испытанного по режиму 2-А1 при  $T_{\text{исп}} = 900 \text{ } ^\circ\text{C}$  (б)

упругости железа [10] и с температурой падения пластичности на рис. 5. Можно полагать, что при охлаждении металла от температуры плавления титан успеет связать азот в нитрид титана, что предотвратит образование нитрида бора. Частицы нитрида титана не оказывают негативного влияния на высокотемпературную пластичность, поскольку при охлаждении от температур сольвуса они склонны к значительному укрупнению.

### Выводы

Совместное микролегирование стали бором, ниобием и титаном значительно повышает высокотемпературную пластичность сталей

в температурном интервале провалов пластичности 750–1050 °С. Положительное влияние бора, предположительно, заключается в модифицировании и измельчении исходного зерна аустенита.

Модифицирование бором – эффективно для повышения высокотемпературной пластичности стали при условии одновременного микролегирования стали титаном и (или) ниобием, что позволяет предотвратить образование нитрида бора и устранить его негативное влияние на пластичность.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-33-60002 мол\_а\_дк

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Crowther D.N. The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting // Proceedings of the International Symposium 2001 on Vanadium Application Technology. Beijing, China, Vanitec, Westerham, Kent, England. P. 99–131.
2. Lesley H. Chown. The influence of continuous casting parameters on hot tensile behavior in low carbon, niobium and boron steels: Ph.D.Thesis, University of the Witwatersrand. Johannesburg. 2008. 317 p.
3. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Зотов О.Г., Мишнев П.А., Никонов С.В., Ширяйхин А.В. Исследование с применением физического моделирования причин образования горячих трещин в слябах при непрерывной разливке трубной стали [Research using physical simulation of the causes of the formation of hot cracks in slabs in the continuous casting of pipe steel] // Электromеталлургия. 2014. №6. С. 27–33.
4. Mintz B. The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking // ISIJ International. 1999. Vol. 39. P. 833–855.
5. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. / Федеральное агентство по образованию, Санкт-Петербургский гос. политехн. ун-т. СПб., 2006. 363 с.
6. Sung K. Kim, Nack J. Kim, June Sung Kim. Effect of Boron on the Hot Ductility of Nb-Containing Steel // Metallurgical and Materials Transactions A. 2002. Vol. 33. P. 701–704.
7. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. Непрерывная разливка стали / ДонНТУ. 2011. 482 с.

8. Уманец В.В., Разумов Д.А., Поживанов А.М. Влияние структурных превращений на образование поверхностных трещин в непрерывнолитых слябах // *Сталь*. 1982. №5. С. 21–27.

9. Banks K.M., Tuling A., Klinkenberg C., Mintz B. The influence of Ti on the hot ductility of Nb containing steels // *Materials Science and Technology*. 2011. Vol. 89. P. 537–545.

10. Бровман М.Я. Непрерывная разливка стали // Москва.: ЭКОМЕТ, 2007. 484 с.

11. Колбасников Н.Г., Матвеев М.А., Мишин В.В., Мишнев П.А., Никонов С.В. О причинах провалов горячей пластичности сталей [Causes of the hot ductility drops of steels] // *Металлы*. 2014. №5. С. 36–43.

12. Кондратьев С.Ю. Механические свойства металлов: учебное пособие / М-во образования и науки Российской Федерации, Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб.: Изд-во Политехнического ун-та, 2011. 128 с.

## REFERENCES

1. Crowther D.N. The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting. *Proceedings of the International Symposium 2001 on Vanadium Application Technology*. Beijing, China, Vanitec, Westerham, Kent. England, P. 99–131.

2. Lesley H. Chown. The influence of continuous casting parameters on hot tensile behavior in low carbon, niobium and boron steels: Ph.D.Thesis / University of the Witwatersrand. 2008. Johannesburg. 317 p.

3. Kolbasnikov N.G., Matveyev M.A., Mishin V.V., Zotov O.G., Mishnev P.A., Nikonov S.V., Shiraykhin A.V. Issledovaniye s primeneniym fizicheskogo modelirovaniya prichin obrazovaniya goryachikh treshchin v slyabakh pri nepreryvnoy razlivke trubnoy stali [Research using physical simulation of the causes of the formation of hot cracks in slabs in the continuous casting of pipe steel]. *Elektrometallurgiya*. 2014. №6. S. 27–33. (rus)

4. Mintz B. The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking. *ISIJ International*. 1999. Vol. 39. P. 833–855.

5. Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Yu. Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov. [Structure. Entropy. Phase transformations and properties of metals] / Federalnoye agentstvo po obrazovaniyu, Sankt-Peterburgskiy gos. politekhnicheskii un-t. SPb.: Izd-vo SPbGPU 2006. 363 s. (rus.)

6. Sung K. Kim, Nack J. Kim, June Sung Kim. Effect

of Boron on the Hot Ductility of Nb-Containing Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2002. Vol. 33. P. 701–704.

7. Smirnov A.N., Kuberskiy S.V., Shtepan Ye.V. Nepreryvnaya razlivka stali [Continuous casting of steel] / DonNTU. 2011. 482 s. (rus.)

8. Umanets V.V., Razumov D.A., Pozhivanov A.M. Vliyaniye strukturnykh prevrashcheniy na obrazovaniye poverkhnostnykh treshchin v nepreryvnolitykh slyabakh [Influence of structural transformations in the formation of surface cracks in continuously cast slabs]. *Stal*. 1982. №5. S. 21–27. (rus.)

9. Banks K. M., Tuling A., Klinkenberg C., Mintz B. The influence of Ti on the hot ductility of Nb containing steels. *Materials Science and Technology*. 2011. Vol. 89. P. 537–545.

10. Brovman M.Ya. Nepreryvnaya razlivka stali [Continuous casting of steel]. Moskva.: EКОМЕТ, 2007. 484 s. (rus.)

11. Kolbasnikov N.G., Matveyev M.A., Mishin V.V., Mishnev P.A., Nikonov S.V. O prichinakh provalov goryachey plastichnosti staley [Causes of the hot ductility drops of steels]. *Metally*. 2014. № 5. S. 36–43.

12. Kondratyev S.Yu. Mekhanicheskiye svoystva metallov: uchebnoye posobiye. [Mechanical properties of metals] / M-vo obrazovaniya i nauki Rossiyskoy Federatsii, Sankt-Peterburgskiy gos. politekhnicheskii un-t. SPb.: Izd-vo SPbGPU, 2011. 128 s. (rus)

## СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

**КОЛБАСНИКОВ Николай Георгиевич** – доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: nikolay.kolbasnikov@gmail.com

**KOLBASNIKOV Nikolai G.** – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: nikolay.kolbasnikov@gmail.com

**МАТВЕЕВ Михаил Александрович** – кандидат технических наук инженер-исследователь Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: matveev\_ma@inbox.ru

**MATVEEV Mikhail A.** – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University. 29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: matveev\_ma@inbox.ru