

Дышлюк М.А., Спивак Л.В., Симонов Ю.Н. Калориметрические эффекты при фазовых превращениях в стали 38Х2МЮА // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 4. – С. 20–25. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.4.03

Dyshlyuk M.A., Spivak L.V., Simonov Yu.N. Calorimetric effects during phase transformations in steel 38Kh2MYuA. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2020, vol. 22, no. 4, pp. 20–25. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.4.03

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 22, № 4, 2020

Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2020.4.03

УДК 669.017.3

М.А. Дышлюк¹, Л.В. Спивак^{1,2}, Ю.Н. Симонов¹

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

²Пермский государственный национальный исследовательский университет,
Пермь, Россия

КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ
ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СТАЛИ 38Х2МЮА

Дифференциальная сканирующая калориметрия позволяет устанавливать закономерности структурно-фазовых превращений, происходящих в металлах и сплавах в широком диапазоне значений температуры нагрева и охлаждения, практически *in situ*. Ранее были описаны преимущества метода дифференциальной сканирующей калориметрии и применимость данного метода для различных материалов и сплавов.

Уже накопленный опыт применения ДСК показал, что многие сложившиеся представления о закономерностях фазовых превращений иногда нуждаются в определенной корректировке. Это, в частности, относится к структурно-фазовым превращениям в сталях, исследование которых методами ДСК носит достаточно фрагментарный характер.

В развитие этих исследований в настоящей работе проведено сравнительное исследование закономерностей изменения калориметрических эффектов при термоциклировании в межкритическом интервале температур стали 38Х2МЮА и азотированного слоя стали 38Х2МЮА после газового азотирования.

Определены температуры начала и конца превращений в МКТИ, величины эндо- и экзотермических эффектов и т.п.

Установлены изменения в ходе кривых ДСК азотированного слоя как при нагреве, так и при охлаждении. При нагреве зафиксирована потеря массы навески, что связано с выходом азота из стали. Это позволяет косвенно определять количество введенного азота при азотировании сталей.

Обнаружен необычно большой экзотермический эффект при нагреве в МКТИ азотированного слоя, природа которого может быть связана с декомпозицией нитридов железа в аустенитной матрице.

Выявлена при нагреве азотированного слоя область температур обратного эвтектидного превращения, присутствующая на диаграмме состояния Fe–N.

При последующем повторном нагреве азотированных образцов влияние азота сохраняется. Следует отметить, что потери массы образца при повторном нагреве не наблюдаются.

Ключевые слова: дифференциальная сканирующая калориметрия, фазовые превращения, калориметрические эффекты, азот, азотированный слой, сталь 38Х2МЮА, нагрев, охлаждение, температура, газовое азотирование.

M.A. Dyshlyuk¹, L.V. Spivak^{1,2}, Yu.N. Simonov¹

¹Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

²Perm State University, Perm, Russian Federation

CALORIMETRIC EFFECTS DURING PHASE TRANSFORMATIONS
IN STEEL 38KH2MYUA

The differential Scanning Calorimetry allows the patterns of structural and phase transformations in metals and alloys in a wide range of heating temperatures and cooling, substantially *in situ*. Earlier have been described the advantages of the method of differential scanning calorimetry and the applicability of this method for a variety of materials and alloys.

The accumulated experience in the use of DSC showed that many prevailing ideas about the laws of phase transformations sometimes need some adjustment. This, in particular, relates to structural-phase transformations in steels, the study of which by DSC methods is quite fragmented in nature.

In support of these studies, in this work, we conducted a comparative study of the patterns of change in calorimetric effects during thermal cycling in the intercritical temperature interval of 38Kh2MYuA steel and the nitrided layer of 38Kh2MYuA steel after gas nitriding.

The temperatures of the beginning and end of transformations in the intercritical temperature interval, the values of endo- and exothermic effects, etc., were determined.

Changes in the course of the DSC curves of the nitrided layer were established both upon heating and upon cooling. During heating, a weight loss of the sample was recorded, which is associated with the release of nitrogen from steel. This allows you to indirectly determine the amount of nitrogen introduced during nitriding of steels.

An unusually large exothermic effect was found when the nitrided layer was heated in the intercritical temperature interval, the nature of which can be associated with the decomposition of iron nitrides in the austenitic matrix.

During heating of the nitrided layer, the temperature range of the reverse eutectoid transformation, which is present on the Fe–N state diagram, was revealed.

Upon subsequent reheating of nitrided samples, the effect of nitrogen is retained. It should be noted that the sample mass loss during repeated heating is not observed.

Keywords: differential scanning calorimetry, phase transformations, calorimetric effects, nitrogen, nitrided layer, 38Kh2MYuA steel, heating, cooling, temperature, gas nitriding.

Введение

Широкое применение методов дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) [1–10] показало определенную ограниченность наших представлений о структурно-фазовых превращениях в металлических сплавах [11–16]. Это поставило вопрос о необходимости расширения такого рода исследования на новых материалах. В развитие этого в настоящей работе методом ДСК проведено изучение калориметрических эффектов при нагреве и охлаждении сталей Ст40 и 38Х2МЮА в межкритическом интервале температур (МКТИ). Кроме того, проведено исследование влияния азотирования на фазовые превращения в азотированном слое при нагреве выше критической точки A_{c3} и последующем охлаждении с этой температуры. Такие объекты впервые стали предметом изучения методами ДСК.

Методика проведения исследования

Объектом исследования служили образцы из стали 38Х2МЮА.

Для исследования влияния азота [17] на фазовые превращения были изготовлены цилиндрические образцы из стали 38Х2МЮА, прошедшие закалку с последующим газовым азотированием. Газовое азотирование проводилось при температуре 540 °С и выдержке 52 ч, обеспечивающей глубину слоя азотирования 0,55–0,65 мм.

Далее с поверхности на глубину 0,3 мм (α -фаза + ϵ -фаза и γ -фаза) была снята стружка, которая и была объектом исследования в данной работе.

Металлографические исследования глубины азотированного слоя проводили на поперечных микрошлифах с помощью оптического микроскопа Axiovert 40 MAT, оснащенного фотокамерой и программой анализа изображений Thixomet PRO.

Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) осуществлена на высокочувствительном калориметре STA 449 Jupiter фирмы Netzsch. Поскольку, как известно [18–21], на результаты ДСК оказывает влияние множество трудно контролируемых факторов, проводилось сла-

живание экспериментальных кривых полиномом 6–8-й степеней. Обработка экспериментальных данных по ДСК реализована с использованием программного обеспечения Proteus Analyses и пакета Fityk.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1, *a* представлена зависимость сигнала ДСК от температуры при нагреве стали 38Х2МЮА. При температуре 765 °С наблюдается особенность, которая отсутствует при нагреве в этом температурном интервале стали Ст40 с приблизительно тем же содержанием углерода [22]. Характер изменения в этой области температур второй производной (см. рис. 1, *a*) сигнала ДСК по температуре (ДДДСК) позволяет отнести эту особенность к фазовому переходу второго рода – переходу от ферромагнитного к парамагнитному состоянию. Температура такого перехода для железа равна 768 °С. Для обычной углеродистой стали температура этого превращения находится выше точки A_{c1} и потому на ДСК-зависимостях не проявляется.

При дальнейшем повышении температуры на ДСК-зависимости регистрируется (см. рис. 1, *a*) хорошо выраженный эндотермический эффект, связанный с обратным перлитным превращением и растворением в последующем избыточного феррита. По-видимому, эти два процесса накладываются друг на друга, что приводит к некоторому размыванию эндотермического пика и завершению процесса в МКТИ при 870 °С. По данным нашего калориметрического анализа, температуры начала превращения (786 °С) и его завершения (873 °С) близки к приводимым в литературе [21] температурам точек A_{c1} и A_{c3} – соответственно 800 и 865 °С.

Минимум эндотермического пика (807,2 °С) и температура максимума ДДСК (806,4 °С) различаются на 0,8°, что позволяет достаточно уверенно отнести это превращение к фазовому превращению нонвариантного типа [23]. Однако это различие не настолько мало, чтобы не предполагать действие еще одного механизма превращения, реализуемого

в МКТИ, например растворение избыточной фазы – феррита.

При охлаждении (рис. 1, б) на ДСК-зависимости фиксируется особенность, связанная с началом выделения из аустенита феррита (т. A_{f3}). По данным ДСК, этот процесс начинается при 764 °С. Справочные значения A_{f3} для этой стали 740 °С. При дальнейшем охлаждении начинает развиваться активный экзотермический процесс, связанный, как мы предполагаем, с переходом сохранившегося аустенита в перлит. Он заканчивается при 663 °С. Справочное значение A_{f1} для этой стали дается как 665 °С.

Существенно, что количество тепла, которое расходуется на переход стали в аустенитное состояние (24 Дж/г), оказывается заметно меньше, чем выделение тепла при обратном переходе стали из аустенитного состояния в ферритно-карбидную смесь (37 Дж/г). Максимальная скорость распада аустенита достигается при температуре 689 °С.

Ситуация принципиально меняется при нагреве этой стали, содержащей азот (рис. 2, а). Начиная приблизительно с 620 °С наблюдается за-

метная потеря веса образцами (рис. 3), которая продолжается вплоть до температуры 1000 °С, т.е. даже в чисто аустенитной области.

Началу этого процесса отвечает появление на ДСК-кривых некоторой эндотермической особенности, которая, как мы предполагаем, связана с протеканием эвтектоидной реакции в системе Fe–N [24]. Косвенным подтверждением этому может служить регистрация в этой температурной области на ДДСК-зависимости максимума с близкими к ДСК температурами соответствующих друг другу экстремумов на этих зависимостях.

При дальнейшем нагреве во всем температурном интервале, при котором регистрируется основная потеря веса образца, а это охватывает практически весь температурный интервал МКТИ, отсутствуют на ДСК-кривой особенности, которые можно отнести к протеканию обратного перлитного превращения и растворению избыточного феррита. Правда, некоторая аномалия при температуре, близкой к точке Кюри (см. рис. 2, а и рис. 1, а), все-таки наблюдается.

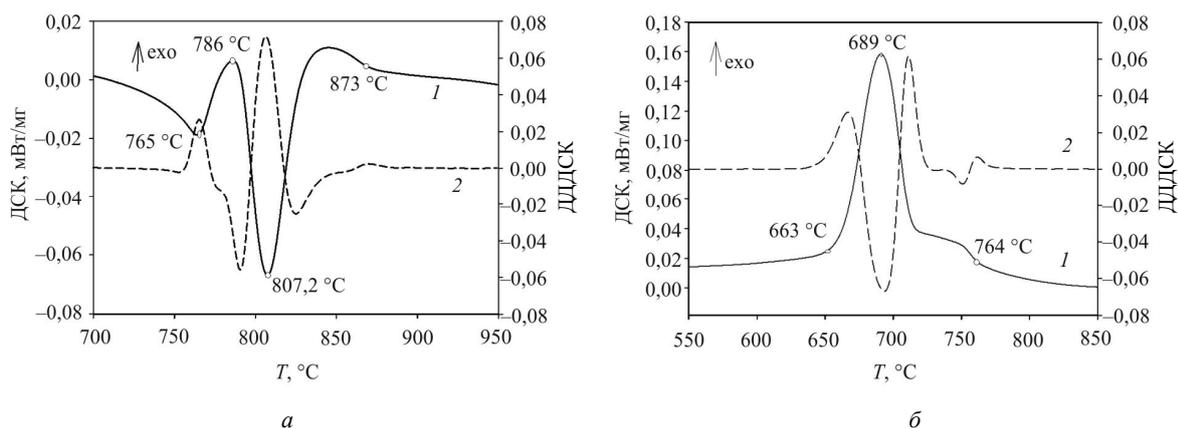


Рис. 1. Изменение сигнала ДСК при нагреве (а) и охлаждении (б) стали 38X2МЮА до азотирования: 1 – ДСК-сигнал; 2 – вторая производная ДСК-сигнала

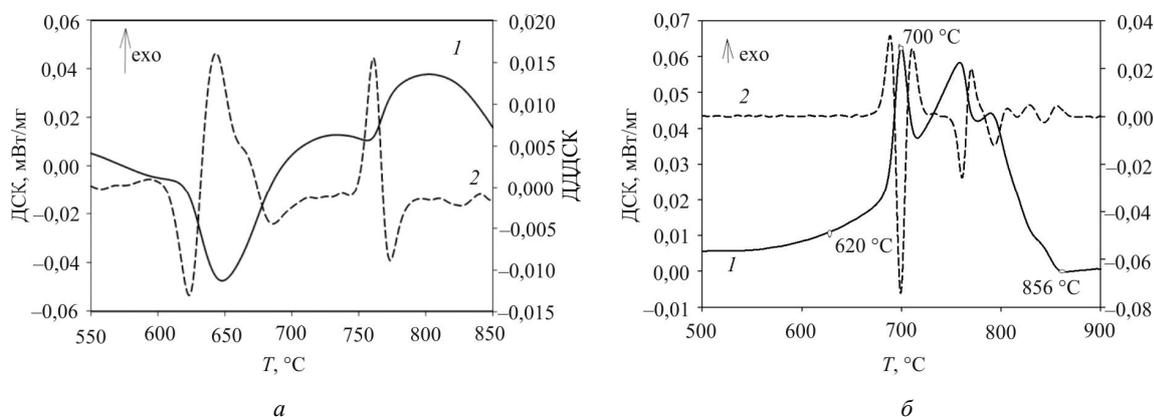


Рис. 2. Изменение сигнала ДСК при нагреве (а) и охлаждении (б) азотированного слоя стали 38X2МЮ: 1 – ДСК-сигнал; 2 – вторая производная ДСК-сигнала

При этом следует обратить также внимание на то, что первая производная сигнала TG по температуре во многом напоминает ход зависимости ДСК в этом интервале температур (см. рис. 3 и рис. 2, а). Это свидетельствует о тесной связи калориметрических эффектов при нагреве с кинетикой выхода азота из навески.

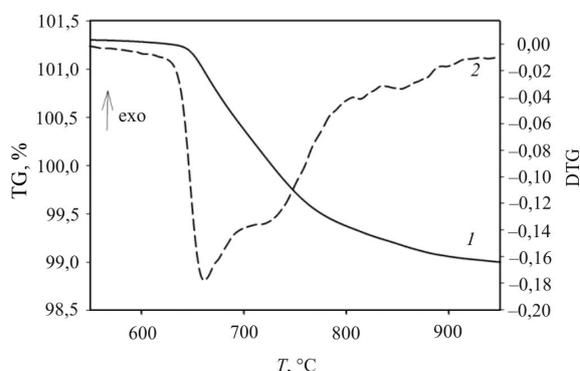


Рис. 3. Изменение массы навески при нагреве азотированного слоя стали 38Х2МЮА: 1 – потеря массы образца (TG); 2 – первая производная сигнала TG

Из полученных термографических данных можно оценить количество вышедшего из стали азота. В данном конкретном случае весовое содержание азота в стали лежит в интервале 1,9–2,2 %.

Как видно из рис. 2, а, протекающие в МКТИ при нагреве азотированного слоя процессы сопровождаются выделением значительной тепловой энергии (264 Дж/г). Этого явления в других сталях не зафиксировано [25].

Как и предполагалось, ДСК-зависимости при охлаждении будут иметь свои особенности (рис. 2, б). На них можно отметить область температур начала превращения в МКТИ при охлаждении из аустенитного состояния (около 856 °С) и интервал температур развития перлитного превращения. По характеру изменения в этом температурном интервале DDДСК и в данном случае механизм перлитного превращения демонстрирует признаки фазового перехода первого рода. Однако температура завершения процесса перехода определяется неоднозначно (см. рис. 2, б). Судя по всему, она близка к 620 °С.

Тепловой эффект превращения при охлаждении азотированной стали оказался равным 36 Дж/г, что практически совпадает с тепловым эффектом при охлаждении этой стали, не подвергавшейся азотированию. Максимальная скорость протекания процесса при 700 °С.

Следует отметить, что при повторном нагреве азотированного образца (после выхода азота) сохраняется частичное подавление фазового превращения при нагреве. Потеря массы навески в этом случае не наблюдается.

Заключение

Впервые получены данные по ДСК-анализу структурно-фазовых превращений при нагреве и охлаждении в МКТИ стали 38Х2МЮА.

Обнаружено заметное влияние содержащегося в стали азота на фазовые трансформации при нагреве азотированной стали, а именно потеря веса образца и отсутствие на ДСК-кривой особенностей, которые можно отнести к протеканию обратного перлитного превращения и растворению избыточного феррита.

Введение азота не позволяет регистрировать эндотермические эффекты при нагреве стали в МКТИ из-за развития активного экзотермического эффекта, величина которого в несколько раз превышает величину эндотермического эффекта при нагреве не содержащей азот стали такого же состава.

При нагреве азотированной стали обнаружен эндотермический эффект, обусловленный развитием обратного эвтектоидного превращения в соответствии с диаграммой состояния Fe–N.

После аустенитизации и выхода азота из стали, при ее последующем охлаждении не происходит полного возврата к состоянию, типичному для не содержащей азота стали, температурная область фазовых превращений расширяется, а температура завершения процесса определяется неоднозначно.

Список литературы

1. Спивак Л.В., Симонов Ю.Н., Дышлюк М.А. Дифференциальная сканирующая калориметрия: новые экспериментальные возможности // Вестник Пермского университета. Сер. Физика. – 2019. – № 3. – С. 52–57.
2. Cantor B. Differential scanning calorimetry and the advanced solidification processing of metals and alloys // J. of Thermal Analysis. – 1994. – Vol. 42 (4). – P. 647–665.
3. Спивак Л.В., Шеляков А.В. Энергия активации и термоактивационные параметры процесса кристаллизации быстрозакаленных сплавов на базе TiNi // Известия РАН. Сер. физическая. – 2009. – Т. 73, № 9. – С. 1337–1339.
4. Heusler L., Schneider W. Influence of alloying on the thermal analysis results of Al–Si cast alloys // J. of Light Metals. – 2002. – Vol. 2. – P. 17–26.
5. Piątkowski J., Przeliorz V., Szymzal V. The application of ATD and DSC methods to study of the EN AC-48000 alloy phase transformations // Archives of Foundry Engineering. – 2017. – Vol. 17 (2). – P. 207–211.
6. Piątkowski J., Gajdzik B. Testing phase changes in Al–Si alloys with application of thermal analysis and differential calorimetric analysis // MetaBK. – 2013. – Vol. 52(4). – P. 469–472.
7. Спивак Л.В., Шепина Н.Е. Калориметрические эффекты при фазовых превращениях в дюралюх // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т. 11, № 3. – С. 376–380.
8. Спивак Л.В., Шепина Н.Е. Тепловые эффекты при кристаллизации сплавов с неограниченной и ограниченной растворимостью компонентов // Журнал технической физики. – 2019. – № 89 (9). – С. 1395–1399.

9. Спивак Л.В., Щепина Н.Е. Особенности и закономерности процессов плавления и кристаллизации двухкомпонентных металлических сплавов // Физика твердого тела. – 2019. – № 61 (8). – С. 1407–1413.

10. Спивак Л.В., Щепина Н.Е. Дифференциальная сканирующая калориметрия процессов растворения и выделения интерметаллидной фазы в α -твердом растворе сплава D1 // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2019. – Т. 16, № 2. – С. 170–175.

11. Этапы аустенитизации холоднодеформированной низкоуглеродистой стали в межкритическом интервале температур / Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов, Л.В. Спивак, А.И. Смирнов // ФММ. – 2015. – Т. 116, № 8. – С. 846–853.

12. Панов Д.О., Смирнов А.И. Особенности образования аустенита в низкоуглеродистой стали при нагреве в межкритическом интервале температур // ФММ. – 2017. – Т. 118, № 11. – С. 1138–1145.

13. Формирование структуры низколегированной трубной стали при нагреве в межкритическом интервале температур / А.Н. Маковецкий, Т.И. Табачникова, И.Л. Яковлева, Н.А. Терещенко, Д.А. Мирзаев // ФММ. – 2012. – Т. 113, № 7. – С. 744–755.

14. Вдовин К.Н., Пивоварова К.Г., Лисовская М.А. Применение термического анализа для исследования структуры и свойств валковых сталей // МИТОМ. – 2014. – № 5. – С. 22–25.

15. Земцова Н.Д., Еремина М.А., Завалишин В.А. Калориметрические эффекты процесса $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в метастабильных сплавах Fe–Ni–Ti // ФММ. – 2012. – Т. 113, № 5. – С. 462–506.

16. Zel'dovich V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys // Metal Sci. Heat Treatment. – 2008. – Vol. 50, no. 9–10. – P. 442–448.

17. Гуляев А.П. Металловедение: учеб. для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

18. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.

19. Физическое материаловедение: учеб. для вузов / С.В. Грачев, В.Р. Бараз, А.А. Богатов, В.П. Швейкин. – Екатеринбург: Изд-во Урал. гос. техн. ун-та – УПИ, 2001. – 534 с.

20. Уэндландт У. Термические методы анализа / под ред. В.А. Степанова и В.А. Бернштейна. – М.: Мир, 1978. – 526 с.

21. Емелина А.Л. Дифференциальная сканирующая калориметрия / Моск. гос. ун-т. – М., 2009. – 42 с.

22. Бирон В.С., Блохин И.В. Некоторые особенности фазовых превращений в системе железо–углерод // J. of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. – 2009. – Vol. 3, no. 2. – P. 238–249.

23. Каменичный И.С. Справочник технолога-термиста. – М.: Книга по требованию, 2012. – 286 с.

24. Гудремон Э.А. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1966. – Т. 2. – 540 с.

25. Спивак Л.В., Куликова М.А. Аномальные тепловые эффекты при нагреве стали 12Х2Н4А // Вестник Пермского университета. Сер. Физика. – 2013. – № 3. – С. 68–70.

References

1. Spivak L.V., Simonov Iu.N., Dyshliuk M.A. Differentsial'naiia skaniruiushchaia kalorimetriia: novye eksperimetal'nye vozmozhnosti [Differential Scanning Calorimetry: New Experimental Options]. *Vestnik Permskogo universiteta. Ser. Fizika*, 2019, no. 3, pp. 52–57.

2. Cantor B. Differential scanning calorimetry and the advanced solidification processing of metals and alloys. *Journal of Thermal Analysis*, 1994, vol. 42 (4), pp. 647–665.

3. Spivak L.V., Sheliakov A.V. Energiia aktivatsii i termoaktivatsionnye parametry protsessa kristallizatsii bystrozakalennykh splavov na baze TiNi [Activation energy and thermal activation parameters of the crystallization process of TiNi-based quick-hardened alloys]. *Izvestiia RAN. Seriya fizicheskaya*, 2009, vol. 73, no. 9, pp. 1337–1339.

4. Heusler L., Schneider W. Influence of alloying on the thermal analysis results of Al–Si cast alloys. *Journal of Light Metals*, 2002, vol. 2, pp. 17–26.

5. Piątkowski J., Przeliorz V., Szymaszal V. The application of ATD and DSC methods to study of the EN AC-48000 alloy phase transformations. *Archives of Foundry Engineering*, 2017, vol. 17 (2), pp. 207–211.

6. Piątkowski J., Gajdzik B. Testing phase changes in Al–Si alloys with application of thermal analysis and differential calorimetric analysis. *MetaBK*, 2013, vol. 52(4), pp. 469–472.

7. Spivak L.V., Shepina N.E. Kalorimetricheskie efekty pri fazovykh prevrashcheniiakh v diuraliakh [Calorimetric effects in dural phase transformations]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2014, vol. 11, no. 3, pp. 376–380.

8. Spivak L.V., Shchepina N.E. Teplovyie efekty pri kristallizatsii splavov s neogranichennoi i ograniichennoi rastvorimost'iu komponentov [Thermal effects of crystallization of alloys with unlimited and limited solubility of components]. *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*, 2019, no. 89 (9), pp. 1395–1399.

9. Spivak L.V., Shchepina N.E. Osobennosti i zakonomernosti protsessov pavlennia i kristallizatsii dvukhkomponentnykh metallicheskiikh splavov [Features and regularities of melting and crystallization processes of two-component metal alloys]. *Fizika tverdogo tela*, 2019, no. 61 (8), pp. 1407–1413.

10. Spivak L.V., Shchepina N.E. Differentsial'naiia skaniruiushchaia kalorimetriia protsessov rastvorenii i vydelenii intermetallidnoi fazy v α -tverdom rastvore splava D1 [Differential scanning calorimetry of the processes of dissolution and extraction of intermetallic phase in α -hard solution of D1 alloy]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2019, vol. 16, no. 2, pp. 170–175.

11. Panov D.O., Simonov Iu.N., Spivak L.V., Smirnov A.I. Etapy austenitizatsii kholodnodeformirovannoi nizkouglerodistoi stali v mezhkriticheskom intervale temperatur [Stages of austenitization of cold-deformed low carbon steel in the intercritical temperature range]. *FMM*, 2015, vol. 116, no. 8, pp. 846–853.

12. Panov D.O., Smirnov A.I. Osobennosti obrazovaniia austenita v nizkouglerodistoi stali pri nagreve v mezhkriticheskom intervale temperatur [Features of formation of austenite in low-carbon steel at heating in the

intercritical temperature range]. *FMM*, 2017, vol. 118, no. 11, pp. 1138–1145.

13. Makovetskii A.N., Tabatchikova T.I., Iakovleva I.L., Tereshchenko N.A., Mirzaev D.A. Formirovanie struktury nizkolegirovannoi trubnoi stali pri nagreve v mezhkriticheskom intervale temperatur [Formation of low-alloy pipe steel structure at heating in the intercritical temperature range]. *FMM*, 2012, vol. 113, no. 7, pp. 744–755.

14. Vdovin K.N., Pivovarova K.G., Lisovskaia M.A. Primenenie termicheskogo analiza dlia issledovaniia struktury i svoistv valkovykh stali [Application of thermal analysis to study the structure and properties of roll steels]. *MITOM*, 2014, no. 5, pp. 22–25.

15. Zemtsova N.D., Eremina M.A., Zavalishin V.A. Kalorimetricheskie efekty protsessa $\alpha \rightarrow \gamma$ -prevra-shcheniia v metastabil'nykh splavakh Ft–Ni–Ti [Calorimetric effects of $\alpha \rightarrow \gamma$ -version process in metastable Ft–Ni–Ti alloys]. *FMM*, 2012, vol. 113, no. 5, pp. 462–506.

16. Zel'dovich V.I. Three mechanisms of formation of austenite and inheritance of structure in iron alloys. *Metal Sci. Heat Treatment.*, 2008, vol. 50, no. 9–10, pp. 442–448.

17. Guliaev A.P. Metallovedenie [Metal Science]: uchebnik dlia vuzov. Moscow: Metallurgii, 1986, 544 p.

18. D'iachenko S.S. Obrazovanie austenita v zhelezouglerodistykh splavakh [Formation of austenite in iron-carbon alloys]. Moscow: Metallurgii, 1982, 128 p.

19. Grachev S.V., Baraz V.R., Bogatov A.A., Shveikin V.P. Fizicheskoe metallovedenie: ucheb. dlia vuzov [Physical Metal Science]. Ekaterinburg: Izdatelstvo Ural. gos. tekhn. universiteta – UPI, 2001, 534 p.

20. Uendlandt U. Termicheskie metody analiza [Thermal analysis methods]. Ed. V.A. Stepanova i V.A. Bernshteina. Moscow: Mir, 1978, 526 p.

21. Emelina A.L. Differentsial'naiia skaniruiushchaia kalorimetriia [Differential Scanning Calorimetry]. Mosk. gos. un-t, 2009, 42 p.

22. Biron V.S., Blokhin I.V. Nekotorye osoben-nosti fazovykh prevrashchenii v sisteme zhelezo–uglerod [Some features of the phase transformation in the iron-carbon system]. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*, 2009, vol. 3, no. 2, pp. 238–249.

23. Kamenichnyi I.S. Spravochnik tekhnologa-termista [Handbook of the thermo technologist]. Moscow: Kniga po trebovaniu, 2012, 286 p.

24. Gudremon E.A. Spetsial'nye stali [Special Steels]. Moscow: Metallurgii, 1966, vol. 2, 540 p.

25. Spivak L.V., Kulikova M.A. Anomal'nye teplovyie efekty pri nagreve stali 12Kh2N4A [Anomalous thermal effects when heating steel 12Cr2Ni4A]. *Vestnik Permskogo universiteta. Ser. Fizika*, 2013, no. 3, pp. 68–70.

Получено 09.10.2020

Опубликовано 10.12.2020

Сведения об авторах

Дышлюк Мария Александровна (Пермь, Россия) – аспирант кафедры материаловедения и термической обработки Пермского национального исследовательского политехнического университета, e-mail: m.kulikova.89@mail.ru.

Спивак Лев Волькович (Пермь, Россия) – доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики твердого тела Пермского государственного национального исследовательского университета, e-mail: lspivak@psu.ru.

Симонов Юрий Николаевич (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор, завкафедрой материаловедения и термической обработки Пермского национального исследовательского политехнического университета, e-mail: simonov@pstu.ru.

About the authors

Maria A. Dyshlyuk (Perm, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department of Materials Science and Heat Treatment, Perm National Research Polytechnic University, e-mail: m.kulikova.89@mail.ru.

Lev V. Spivak (Perm, Russian Federation) – Doctor of Physics and Mathematics Science, Professor, Department of Solid State Physics, Perm State University, e-mail: lspivak@mail.ru.

Yuri N. Simonov (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Materials Science and Heat Treatment, Perm National Research Polytechnic University, e-mail: simonov@pstu.ru.