

УДК 621.791.7-4:669.539.4

ВПЛИВ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІЦНІСТЬ І ЦИКЛІЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ СТАЛІ 65Г

О. П. ОСТАШ¹, В. В. КУЛИК², В. Д. ПОЗНЯКОВ³,
О. А. ГАЙВОРОНСЬКИЙ³, В. В. ВІРА²

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

² Національний університет "Львівська політехніка";

³ Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

Для пошуку шляхів підвищення опору крихкому руйнуванню металу в зоні термічного впливу, що виникає після ремонтного наплавлення поверхні кочення залізничних коліс, досліджено вплив різних термообробок, у тому числі традиційної та модифікованої авторами Q-n-P-обробки, на механічні властивості сталі 65Г як моделі колісної. Встановлено, що після модифікованої Q-n-P-обробки механічні характеристики сталі зростають більше, ніж після традиційної. Проте за параметром конструкційної міцності $P = [\Delta U \cdot \Delta K_{th} \cdot \Delta K_{fc}]$, де ΔU – границя міцності; ΔK_{th} – поріг втоми; ΔK_{fc} – циклічна в'язкість руйнування матеріалу, ефективніша запропонована раніше, яка забезпечує зниження напружень II роду в об'ємі рейок мартенситу і бейніту.

Ключові слова: високоміцна сталь, бейнітно-мартенситна структура, деформаційне мартенситне перетворення, внутрішні напруження II роду, міцність, циклічна тріщиностійкість.

Суцільнокатані колеса і бандажі коліс для залізничного транспорту виготовляють з високоміцних сталей з умістом вуглецю 0,55...0,70% [1, 2]. Основними легувальними елементами тут є марганець (до 1,2%) і кремній (до 0,6%). Після тривалої експлуатації колеса зношуються, а на їх поверхні кочення виникають різного роду дефекти [3]. Тому їх обточують і профіль відновлюють електродуговим наплавленням [4]. Проте після цього в зоні термічного впливу (ЗТВ) колеса залежно від швидкості охолодження формується структура, схильна до крихкого руйнування шляхом полегшеного зародження і росту тріщин [4]. Тому необхідно віднайти ефективні режими наплавлення та охолодження відновлюваних коліс, щоб забезпечити конструкційну міцність металу ЗТВ, зокрема, підвищену тріщиностійкість у високоміцному стані. Встановлено, що для досягнення вищої опірності крихкому руйнуванню слід створити умови, коли в металі ЗТВ утвориться бейнітно-мартенситна структура без верхнього бейніту, а частка мартенситу не перевищуватиме кількості нижнього бейніту. Для колісних сталей з підвищеним вмістом вуглецю це забезпечує швидкість охолодження в інтервалі температур 600...500°C $W_{6/5} = 5...6^\circ\text{C/s}$. Але навіть тоді опірність крихкому руйнуванню ЗТВ в 1,5 рази менша, ніж основного металу ободу колеса [5]. Суттєвого підвищення тріщиностійкості за циклічного навантаження сталі з такою бейнітно-мартенситною структурою досягнули за витримки 2...3 h, перериваючи її охолодження при 100°C, тобто за температури між точками початку (M_s) і кінця (M_f) мартенситного перетворення [5, 6].

Одним із можливих шляхів розв'язати цю задачу є також застосування нової технології обробки сталей [7, 8] – "Quenching and Partitioning" (Q-n-P), яка складається з двох стадій: (1) – гартування з призупиненням охолодження за темпера-

Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: ostash@ipm.lviv.ua

тури в інтервалі між точками M_s і M_f ; (2) – нагрів і витримка за температури, яка вище точки M_s , і остаточне охолодження.

На другій стадії внаслідок дифузії вуглецю з мартенситу збільшується частка залишкового аустеніту, який під навантаженням перетворюється в мартенсит деформації. У результаті поліпшуються механічні властивості сталей, особливо їх пластичність [9, 10], ударна в'язкість [11], зносотривкість [11, 12] тощо. Деформаційне мартенситне перетворення як ендегенний процес може також зумовлювати релаксацію локальних внутрішніх напружень та підвищення міцності і тріщиностійкості сталей [13]. Проте для колісних сталей результати таких досліджень у літературі відсутні.

Мета цього дослідження – вивчити вплив відомої та модифікованої Q-n-P-обробки на міцність і циклічну тріщиностійкість сталі 65Г як модельної колісної.

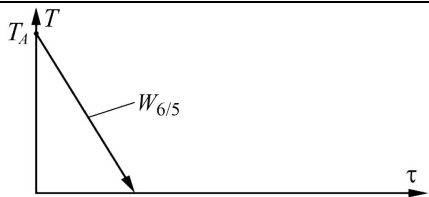
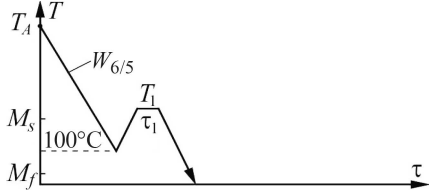
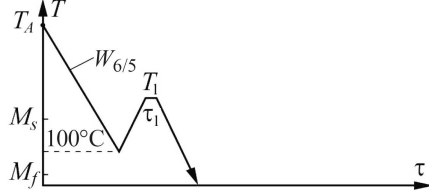
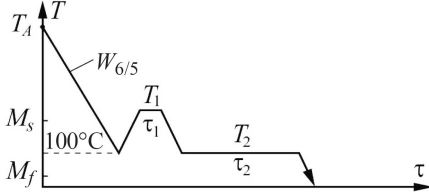
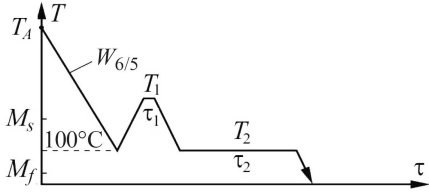
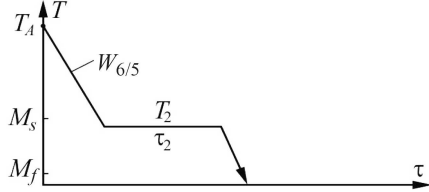
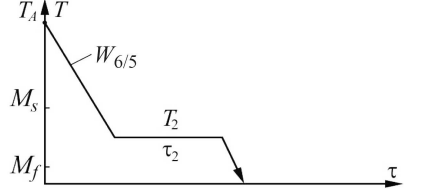
Матеріал і методики. Випробовували термооброблені зразки зі сталі 65Г (mass%: 0,65C; 0,19Si; 0,91Mn; 0,18Ni; 0,16Cr; 0,017S; 0,010P), яка за хімічним складом і властивостями близька до вищезгаданих високоміцних колісних. Її термообробку (ТО) виконували за різними схемами (табл. 1), з яких режим № 1 розглядали як вихідний стан сталі з бейнітно-мартенситною (66% Б + 34% М) структурою [4, 5]. Режими № 2 і 3 відповідають відомій Q-n-P-обробці, де, змінюючи температурно-часові параметри, забезпечували різний вміст залишкового аустеніту (Ag). Режими № 4 і 5 – модифікована нами Q-n-P-обробка, що передбачає додаткову витримку між точками M_s і M_f упродовж 2 h з перериванням охолодження сталі після Q-n-P-обробки, щоб знизити локальні внутрішні напруження [5]. Режими № 6 і 7 відтворювали запропоновану раніше [5, 6] технологію релаксації напружень II роду в об'ємі рейок бейніту і мартенситу для підвищення тріщиностійкості високоміцних низьколегованих вуглецевих сталей, коли ізотермічну витримку здійснювали за температури ближче до точок M_s (режим № 6) або M_f (режим № 7). Температурно-часові параметри на різних стадіях термообробки (табл. 1) забезпечували на установці MCP-75 з програмним керуванням.

Для рентгенофазового аналізу сталі після Q-n-P-обробки використовували дифрактометр ДРОН-3М у Cu- K_{α} -випромінюванні, а кількість Ag оцінювали методом Рітвельда за допомогою пакета програм WinCSD [14]. Її твердість HRC вимірювали приладом TP 5006, а мікротвердість HV – приладом NOVOTEST TC-MKB1 за навантаження 100 g.

Характеристики міцності (границі міцності σ_U і плинності σ_{YS}) та пластичності (відносне видовження δ) визначали за статичного розтягу стандартних п'ятикратних циліндричних зразків за діаметра робочої частини 3 mm. Опір руйнуванню за циклічного навантаження оцінювали за діаграмами швидкостей росту втовної тріщини (залежностями $da/dN-\Delta K$), керуючись стандартною методикою [15] випробування компактних (СТ) зразків базового розміру $W = 40$ mm і товщиною 8 mm за частоти 10...15 Hz і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження $R = 0,1$. Характеристиками циклічної тріщиностійкості (ЦТ) матеріалів вибрали поріг втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$ та циклічну в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$ – розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) за швидкості росту тріщини $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} m/cycle відповідно. В окремих випадках значення ΔK_{fc} рівне розмаху КІН за спонтанного росту тріщини.

Результати та їх обговорення. Порівняно з вихідним станом (режим № 1) традиційна Q-n-P-обробка (режими № 2 і 3) зумовлює деяке зниження твердості HRC та інтегральної мікротвердості $HV_{0,1}$, особливо за її максимальними значеннями в інтервалі розкиду даних, що, очевидно, пов'язано з відмінністю властивостей мартенситу гартування і мартенситу деформації. При цьому залежно від умісту Ag в зразках сталі до навантаження (рис. 1) зменшуються границі міцності і плинності та зростає пластичність (табл. 2): за 14% Ag – відповідно на 2; 4 і 39%

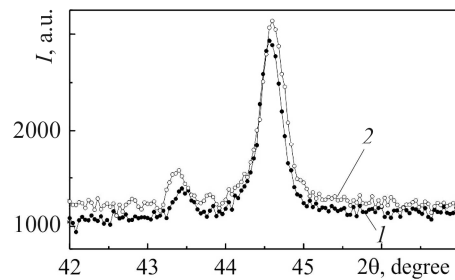
Таблиця 1. Схеми термообробок сталі та параметри їх режимів

Режим	Схема і параметри	
1		Температура аустенізації $T_A = 850^{\circ}\text{C};$ $W_{6/5} = 5^{\circ}\text{C/s}.$
2		$T_A = 850^{\circ}\text{C};$ $W_{6/5} = 5^{\circ}\text{C/s};$ $T_1 = 250^{\circ}\text{C}, \tau_1 = 10 \text{ min}.$
3		$T_A = 850^{\circ}\text{C};$ $W_{6/5} = 5^{\circ}\text{C/s};$ $T_1 = 300^{\circ}\text{C}, \tau_1 = 1 \text{ min}.$
4		$T_A = 850^{\circ}\text{C};$ $W_{6/5} = 5^{\circ}\text{C/s};$ $T_1 = 250^{\circ}\text{C}, \tau_1 = 10 \text{ min};$ $T_2 = 100^{\circ}\text{C}, \tau_2 = 2 \text{ h}.$
5		$T_A = 850^{\circ}\text{C};$ $W_{6/5} = 5^{\circ}\text{C/s};$ $T_1 = 300^{\circ}\text{C}, \tau_1 = 1 \text{ min};$ $T_2 = 100^{\circ}\text{C}, \tau_2 = 2 \text{ h}.$
6		$T_A = 850^{\circ}\text{C};$ $W_{6/5} = 5^{\circ}\text{C/s};$ $T_2 = 180^{\circ}\text{C}, \tau_2 = 2 \text{ h}.$
7		$T_A = 850^{\circ}\text{C};$ $W_{6/5} = 5^{\circ}\text{C/s};$ $T_2 = 100^{\circ}\text{C}, \tau_2 = 2 \text{ h}.$

(режим № 2); за 19% Ag – на 11; 28 і 111% (режим № 3). Спостережувані помітне (до 28%) зниження границі плинності і суттєве (у 2,5 рази) зростання пластичності сталі після Q-n-P-обробки підтверджують реалізацію тут відомого TRIP-механізму пластифікації сталі внаслідок деформаційного мартенситного перетворення залишкового аустеніту [16].

Рис. 1. Дифрактограми сталі 65Г після Q-n-P-обробки: 1 – режим № 2; 2 – № 3 (див. табл. 1).

Fig. 1. XRD spectra of 65Г steel after Q-n-P- treatment: 1 – regime № 2; 2 – № 3 (see Table 1).



Таблиця 2. Механічні властивості сталі 65Г після різних режимів ТО

Режим ТО*	HRC	HV _{0,1} , GPa	σ _U	σ _{YS}	δ, %	ΔK _{th}	ΔK _{fc}
			MPa			MPa·√m	
1	36...38	2,57...4,41	1085	760	6,9	8,5	44
2	33...34	2,99...3,22	1057	726	9,6	10,8	56
3	31...32	2,63...3,42	963	548	17,6	10,8	63
4	32...33	3,06...4,10	1080	732	11,0	12,5	73
5	33...34	2,84...4,10	1081	768	10,2	11,7	65
6	31...32	2,61...3,74	1085	772	8,9	11,7	68
7	36...38	2,57...4,41	1080	750	8,3	13,3	79

* Згідно зі схемами в табл. 1.

Модифікована обробка (режими № 4 і 5), яка передбачає додаткову витримку, щоб знизити локальні внутрішні напруження, порівняно з традиційною Q-n-P-обробкою забезпечує вищі значення границь міцності і плинності залежно від вмісту Ag (на 2...12 і 1...40 %, відповідно). Проте при цьому пластичність зростає на 15% за режиму № 4, але падає на 42% за режиму № 5. Це пов'язано, імовірно, з тим, що за тривалої витримки зменшується вміст Ag проти зафіксованого після традиційної Q-n-P-обробки, оскільки на дифрактограмах сталі після ТО за режимами № 4 і 5 не виявлено рефлексів від γ-фази. Обробка за режимами № 6 і 7 порівняно з вихідним станом практично не впливає на міцнісні характеристики сталі, лише незначно покращує її пластичність (див. табл. 2).

Досліджувані схеми ТО однозначно позитивно впливають на ЦТ сталі, причому і на низько-, і на високоамплітудну ділянку діаграми швидкостей росту втомної макротріщини (рис. 2, криві 2–7 проти кривої 1).

Порівняно з вихідним станом (крива 1) після традиційної Q-n-P-обробки (криві 2 і 3) зафіксовано зростання порога втоми ΔK_{th} (на 27%) і циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} (на 27...43%) залежно від вмісту Ag. За модифікованої схеми (криві 4 і 5) значення ΔK_{th} зростає на 38...47%, а ΔK_{fc} – на 48...66% (див. табл. 2). У результаті запропонований раніше [6] параметр конструкційної міцності $P = [\Delta U \cdot \Delta K_{th} \cdot \Delta K_{fc}]$ після традиційної обробки сталі (режими № 2 і 3) зростає в 1,6 рази, а після модифікованої – у 2–2,4 рази порівняно з її вихідним станом (рис. 3).

Проте за характеристиками ЦТ (рис. 2) і параметром P (рис. 3) найкращий результат дає обробка за режимом № 7, якій поступається обробка за режимом № 6: порівняно з вихідним станом параметр P зростає у 2,8 і 2,1 рази, відповідно. Це свідчить, що напруження II роду ефективніше релаксують у сталі за витримки при температурі 100°C, яка ближча до точки M_f , ніж при 180°C, що ближче до точки M_s .

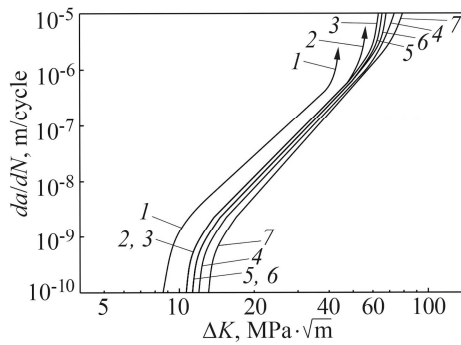


Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 2. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в сталі 65Г після різних режимів ТО. Криві відповідають режимам в табл. 1. Стрілками вказано початок спонтанного руйнування.

Fig. 2. Fatigue macrocrack growth rates diagrams for 65Г steel after different heat treatment (HT) regimes. The numbers of the curves correspond to the HT schemes in Table 1. Arrows indicate the beginning of spontaneous fracture.

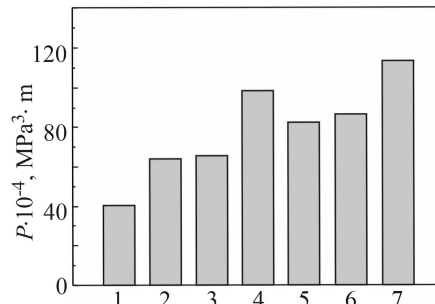


Рис. 3. Fig. 3.

Рис. 3. Вплив режимів (№ 1–7) термообробки (згідно з табл. 1) на параметр конструкційної міцності сталі 65Г.

Fig. 3. Influence of heat treatment regimes (according to Table 1) on the structural strength parameter of the 65Г steel.

ВИСНОВКИ

Циклічну тріщиностійкість металу в ЗТВ, що виникає після ремонтного наплавлення поверхні кочення високоміцних залізничних коліс, можна підвищити, забезпечуючи певну швидкість його охолодження під час наплавлення для формування бейнітно-мартенситної структури ЗТВ і застосовуючи відому та модифіковану Q-n-P-обробку. Проте ефективнішою є запропонована раніше обробка, яка знижує напруження II роду в об'ємі рейок мартенситу і бейніту. Перевага режимів № 4–7 проти № 2 і 3 свідчить, що локальні напруження II роду у сталях з підвищеним вмістом вуглецю визначально впливають на їх показники конструкційної міцності порівняно з морфологією структури і фазовим складом.

РЕЗЮМЕ. С целью поиска путей повышения сопротивления хрупкому разрушению металла в зоне термического влияния, которая возникает после ремонтной наплавки поверхности катания железнодорожных колес, исследовано влияние различных термообработок, в том числе традиционной и модифицированной авторами Q-n-P-обработки, на механические свойства стали 65Г как модельной колесной. Установлено, что после модифицированной Q-n-P-обработки повышение механических характеристик стали более ощутимо, чем после традиционной. Однако по значению параметра конструкционной прочности $P = [\Delta U \cdot \Delta K_{th} \cdot \Delta K_{fc}]$, где ΔU – предел прочности; ΔK_{th} – порог усталости; ΔK_{fc} – циклическая вязкость разрушения материала, более эффективна предложенная ранее обработка, которая обеспечивает снижение напряжений II рода в объеме реек мартенсита и бейнита.

SUMMARY. In order to find the ways to increase the brittle fracture resistance of the metals in the heat-affected zone, which occurs after repair surfacing of the railway wheels tread surface, the influence of various heat treatments (including traditional and modified Q-n-P-treatments) on the mechanical properties of 65Г steel as a model wheel steel has been investigated. It is established that the mechanical characteristics of steel after modified Q-n-P- treatments increase more intensive than after traditional ones. However, according to the structural strength parameter $P = [\Delta U \cdot \Delta K_{th} \cdot \Delta K_{fc}]$ of materials, where ΔU – ultimate strength; ΔK_{th} – fatigue threshold; ΔK_{fc} – cyclic fracture toughness of the material, the previously proposed treatment which reduces the second kind stresses in the bulk of martensite and bainite is more effective.

Робота виконана в рамках цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України “Надійність і довговічність матеріалів, конструкцій, обладнання та споруд” (Ресурс-2).

1. ДСТУ ГОСТ 10791-2016. Колеса сучільнокатані. Технічні умови. – 2016.
2. AAR Manual of Standards and Recommended Practices Wheels and Axles. M-107/M-208-2011. Wheels, Carbon Steel. Specification, 2011.
3. Про концепцію вибору сталей для високоміцних залізничних коліс / О. П. Осташ, В. Г. Анофрієв, І. М. Андрейко, Л. А. Мурадян, В. В. Кулик // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – **48**, № 6. – С. 7–13.
(On the concept of selection of steels for high-strength railroad wheels / О. P. Ostash, V. H. Anofriev, I. M. Andreiko, L. A. Muradyan, V. V. Kulyk // Materials Science. – 2013. – **48**, № 6. – P. 697–703.)
4. Влияние термдеформационного цикла наплавки на структуру и свойства железнодорожных колес повышенной прочности при их восстановлении / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, В. А. Саржевский, В. Г. Васильев, В. Ю. Орловский // Автомат. сварка. – 2010. – № 5. – С. 22–26.
5. Структура і механічні властивості зони термічного впливу відновлених залізничних коліс / О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, Л. І. Маркашова, О. П. Осташ, В. В. Кулик, Т. О. Алексеєнко, О. С. Шишкевич // Фіз.- хім. механіка матеріалів. – 2015. – **51**, № 4. – С. 114–119.
(Structure and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels / О. А. Haivorons'kyi, V. D. Poznyakov, L. I. Markashova, O. P. Ostash, V. V. Kulyk, T. O. Alekseenko, O. S. Shyshkevych // Materials Science. – 2016. – **51**, № 4. – P. 563–569.)
6. Патент України №105440. Спосіб термічної обробки високоміцних низьколегованих вуглецевих сталей / О. П. Осташ, О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, В. В. Кулик. – Опубл. 25.03.2016; Бюл. № 6.
7. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation / J. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, J. G. Schroth // Acta Mater. – 2003. – **51**. – P. 2611–2622.
8. Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment / D. V. Edmonds, K. He, F. C. Rizzo, B. C. De Cooman, D. K. Matlock, J. G. Speer // Mater. Sci. and Eng.: A. – 2006. – **438–440**. – P. 25–34.
9. Hsu T. Y., Jin X. J., and Rong Y. H. Strengthening and toughening mechanisms of quenching-partitioning-tempering steels // J. Alloys and Comp. – 2013. – **577S**. – P. 568–571.
10. Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q & P process / H. Jirková, B. Masek, M. F.-X. Wagner, D. Langmajerová, L. Kucerová, R. Treml, D. Kiener // J. Alloys and Comp. – 2014. – **615**. – P. 163–168.
11. Liu S. G., Dong S. S., and Yang F. Application of quenching-partitioning-tempering process and modification to a newly designed ultrahigh carbon steel // Mater. Design. – 2014. – **56**. – P. 37–43.
12. Застосування Q-p-обробки для підвищення зносотривкості низьколегованої сталі з 0,75% С / В. Г. Єфременко, В. І. Зурнаджи, Ю. Г. Чабак, О. В. Цветкова, А. В. Джеренова // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – **53**, № 1. – С. 61–68.
(Application of the Q-p-treatment for increasing the wear resistance of low-alloy steel with 0.75% C / V. G. Efremenko, V. I. Zurnadzhi, Yu. G. Chabak, O. V. Tsvetkova, A. V. Dzherenova // Materials Science. – 2017. – **53**, № 1. – P. 67–75.)
13. Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 15: Осташ О. П. Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій. – Львів: СПОЛІОМ, 2015. – 312 с.
14. Akselrud L. and Grin Yu. WinCSD: software package for crystallographic calculations (Version 4) // J. of Appl. Crystallography. – 2014. – **47**. – P. 803–805.
15. Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM Standard E647-99 (1999).
16. Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of martensitic steels / E. De Moor, S. Lacroix, A. J. Clarke, J. Penning, J. G. Speer // Metallurgical and Mater. Trans.: A. – 2008. – **39**. – P. 2586–2595.

Одержано 12.06.2018