

УДК 672.11, 539.3

- Бабаченко О. І. д-р техн. наук, старший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: A\_Babachenko@i.ua*;
- Філоненко Н. Ю. канд. ф.-м. наук, старший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: natph2016@gmail.com*
- Кононенко Г. А. д-р техн. наук, старший науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ), м. Дніпро, Україна, *e-mail: perlit@ua.fm*.

## ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ МАРКИ Т ТА К+АІ+N+Ті ПІСЛЯ ЛИТТЯ ТА ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ (ГПД)

**Мета роботи.** Виконати порівняльні дослідження особливостей структурного стану та механічних властивостей дослідної сталі для залізничних коліс з мікролегуючим комплексом Al+N+Ti та відомої сталі для високоміцних залізничних коліс марки Т, мікролегованої ванадієм.

**Методи дослідження.** Для визначення структурного стану сплавів використовували мікроструктурний, мікрорентгеноспектральний та рентгенофазовий аналізи.

**Отримані результати.** Виконано порівняльний аналіз структури та механічних властивостей сталей для високоміцних залізничних коліс марки Т та К+Al+N+Ti. Показано, що у сталі марки К+Al+N+Ti після кристалізації структура стає більш дрібнозернистою та спостерігали збільшення об'ємної частки перліту у порівнянні зі сталлю марки Т. Виявлено, що ГПД призводить до зменшення об'ємної частки та розмірів оксидів, та в оксидах алюмінію  $Al_2O_3$  відбувається часткове заміщення атомів алюмінію атомами заліза та титану

**Наукова новизна.** Показано, що зменшення вмісту ванадію в сталі та комплексне легування алюмінієм, титаном та азотом призводить до утворення більш дрібнозернистої структури та збільшення об'ємної частки дрібнодисперсного перліту. В мікроструктурі сталі К+Al+N+Ti спостерігали утворення оксидів, нітридів та карбонітридів, які були розташовані по границям зерен та в тілі зерна перліту.

Вперше показано, що ГПД призводить до того, що в включеннях оксиду алюмінію  $Al_2O_3$  відбувається часткове заміщення атомів алюмінію атомами заліза або титану, з утворенням оксидів  $Fe_2(Al)O_3$  та  $(Al, Ti)_2O_3$ .

**Практична цінність.** Використання комплексного легування сталі призводить до покращення – механічних властивостей: збільшення ударної в'язкості при високому рівні твердості та міцності сталі марки К+Al+N+Ti у порівнянні з маркою сталі Т.

**Ключові слова:** вуглецеві та мікролеговані сталі, залізничні колеса, структурні складові, механічні властивості.

### Вступ

Економічна ефективність залізничних вантажних перевезень більшою мірою визначається експлуатаційними властивостями залізничних коліс. Висока міцність надає можливість збільшення навантаження на вісь, підвищена твердість визначає високу зносостійкість, а показники в'язкості та пластичності відповідають за надійність експлуатації залізничних коліс. Наразі в Україні відповідно до національного стандарту ДСТУ ГОСТ 10791:2016 для вантажних перевезень призначається сталь марки Т для залізничних коліс. Але досвід її використання виявив високу схильність таких коліс до утворення дефектів гальмівного походження. Попередніми дослідженнями було встановлено, що цю проблему можна вирішити насамперед шляхом зменшення вмісту вуглецю, а підвищувати міцність та твердість до рівня, який відповідає вимогам до коліс марки Т можливо шляхом ле-

гування кремнієм та марганцем [1-3]. Але важливими залишаються питання забезпечення високої надійності залізничних перевезень. Тому необхідне підвищення показників в'язкості та пластичності при забезпеченні високого рівня твердості та міцності сталі для залізничних коліс. Перспективним напрямком в сучасних умовах України є застосування мікролегування недорогими елементами, такими як титан, азот, алюміній.

### Аналіз досліджень та публікацій

Леговані сталі мають широке застосування у вітчизняній промисловості завдяки високому комплексу механічних властивостей. Для визначення формування можливих стабільних/метастабільних фаз у багатокомпонентних системах проводять дослідження мікроструктури, фазового складу та механічних

властивостей як бінарних сплавів Al-Fe, Fe-Si, Fe-Ti, Fe-V, Fe-Mn та інших, так ітернарних систем – Al-Fe-Si, Al-Fe-Ti, Fe-Si-Ti [4–9].

Легуючі елементи можна умовно поділити на (де)стабілізуючі карбіди та ферит при формуванні перліту [6]. До карбідоутворюючих елементів можна віднести Mn, Ti, V, Cr та Mo [7–8], тоді як не карбідоутворюючі елементи, такі як Si, Al, Ni та Co [6–7, 9–11], мають високі концентрації в фазі  $\alpha$ -Fe.

Для прогнозування стабільності співіснуючих оксидних і нітридних фаз, що містять алюміній та титан були досліджені діаграми Ti-Al-N-O, Ti-Si-N-O, Al-Si-N-O, Ti-Al-Si-N, Ti-Al-Si-O [12–13].

Відомо [14], що азот з атмосфери приймає участь в високотемпературних реакціях.

Розчинення Ti в розплаві відбувається збагато меншою швидкістю ніж алюмінію, що призводить до утворення оксидів титану –  $TiO_2$  чи  $Ti_2O_3$ . Це дозволяє зробити припущення, що вони, ймовірно, утворюються одночасно з оксидом алюмінію на дефектах під час охолодження [15].

Дослідження представлені в роботі [16] показали, що в сплаві  $Al_2O_3$ - $Ti_2O_3$ - $TiO_2$  можливе утворення не тільки оксиду заліза, а й фази  $Al_2TiO_5$ , а автори роботи [17] показали, що в сплавах системи Al-Fe-O можливе утворення оксидів алюмінію  $FeAl_2O_4$  та  $FeAlO_3$ .

Про можливе утворення оксидів, що містять алюміній та титан вказано в роботі [16] або твердих розчинів на базі фази  $Al_2O_3$  [18]. Крім цього відомо, що на базі фази  $Al_2O_3$  можливе утворення твердих розчинів [18] та фази  $FeAlO_3$  [19].

Наразі, недостатньо літературних даних щодо впливу легування комплексом Al+N+Ti на структурний стан та механічні властивості сталей.

### Meta роботи

Метою даної роботи було виконати порівняльні дослідження особливостей структурного стану та механічних властивостей дослідної сталі для залізничних коліс з мікролегуючим комплексом Al+N+Ti та відомої сталі для високошвидкісних залізничних коліс марки Т, мікролегованої ванадієм.

### Матеріали і методи

В даній роботі проводили дослідження двох сталей для високошвидкісних залізничних коліс – марки Т (ДСТУ ГОСТ 10791:2016, мікролегована ванадієм) та К+Al+N+Ti (сталь дослідного хімічного складу з підвищеним вмістом силіцію та мангану, мікролегована системою Al+N+Ti). Хімічний склад досліджуваних сталей наведено в табл. 1.

Виплавку сталей проводили в печі в алундових тиглях в атмосфері аргону. Швидкість охолодження

сплавів після лиття складала 10 К/с. Після лиття виконали гарячу пластичну деформацію (ГПД) – нагрів до  $(1260 \pm 10)$  °С протягом 1 години 45 хв (+15 хв). Схема деформації: вільне осаджування на 50 % (за зміною висоти проби) – відповідає схемі та ступеню деформації металу ободу колеса в місці, де відбираються зразки для контролю механічних властивостей). ГПД підлягали проби розміром 70×70×80 мм, вирізані з лабораторних злитків діаметром 100 мм.

Металографічні шліфи сталей виготовляли за стандартними методиками з застосуванням алмазних паст. Для визначення хімічного складу сплаву використовували хімічний та спектральний аналіз. Фазовий склад сплавів визначали за допомогою оптичного мікроскопа «Неофот-21». Основні результати мікрорентгеноспектрального аналізу отримані за допомогою електронного мікроскопа JSM-6490 зі скануючою приставкою ASID-4D й енергодисперсійного рентгєнівського мікроаналізатора «LinkSystems 860» із програмним забезпеченням. Рентгєноструктурний аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 у монохроматизованому Fe-K $\alpha$  випромінюванні.

### Результати та їх обговорення

Мікроструктура сталі марки т в литому стані була представлена перлітом та феритом. перліт мав дрібнодисперсну морфологію (рис. 1а).

Ферит сталі марки Т містив заліза до 90 % (ат.), мангану до 0,1 % (ат.), силіцію до 0,7 % (ат.) та карбону до 4,5 % (ат.) [9]. В структурі сплаву були виявлені включення, об'ємна частка яких складала 3 %. У сплаві були виявлені карбіди  $Fe_2,7Mn_0,3C$ ,  $Fe_0,25Mn_1,4C_0,6$  та  $Fe_9SiC_0,4$  (рис. 1б).

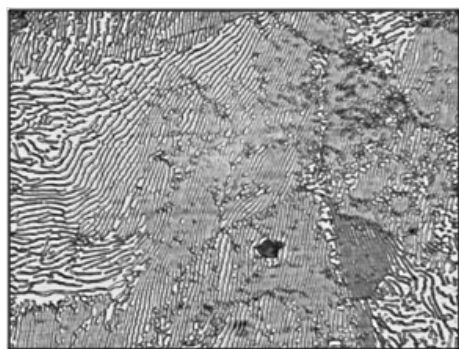
Слід зазначити, що легування сталі марки К комплексом Al+N+Ti призводить до зменшення об'ємної частки фериту та збільшення об'ємної частки перліту після лиття (рис. 2а) порівняно зі сталлю марки Т. Отриманий результат можна пояснити спільним впливом Mn та Si, та дією титану на точку евтектики системи Fe-Fe<sub>3</sub>C – легуючі елементи здвигують точку S (евтектійна точка на фазовій діаграмі системи залізо-карбон) до більшого вмісту карбону, що призводить до збільшення об'ємної частки перліту в сталі [16].

Також було визначено, що використане легування призводить до зменшення розмірів зерна перліту.

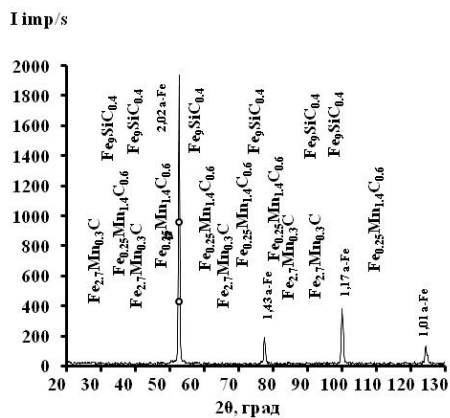
В результаті виконаних досліджень також було встановлено, що додаткове легування сталі марки К комплексом Al+N+Ti та зменшення вмісту ванадію призводить не тільки до зменшення об'ємної частки фериту, а й до зміни морфології перліту (рис. 3). В сталі марки К+(Al-Ti-N) спостерігали більшу дисперсність перліту, а місцями ділянки з дрібнодисперсним перлітом.

Таблиця 1 – Хімічний вміст елементів в сталі марки Т та К+Al+N+Ti

Умовне позначення сталі	Вміст елементів, % мас.										
	C	Si	Mn	P	S	V	Mo	Al	Ti	(N)	(O)
Т	0,63	0,31	0,74	0,008	0,005	0,115	≤0,010	0,021	≤0,005	0,007	0,073
К+Al+N+Ti	0,58	0,88	0,89	0,013	0,005	≤0,005	0,016	0,026	0,022	0,018	0,007

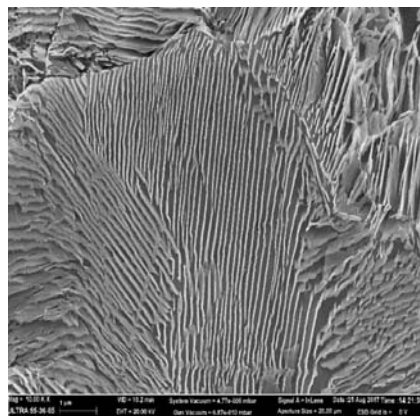


a

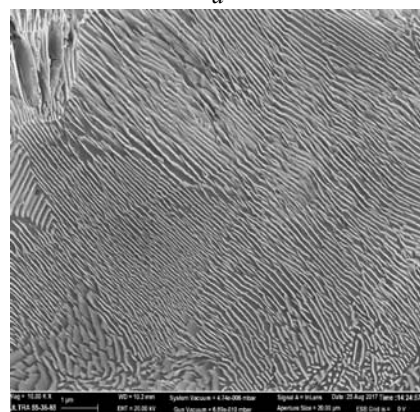


b

Рис. 1. Мікροструктура (a) та дифрактограма (б) сталі марки Т

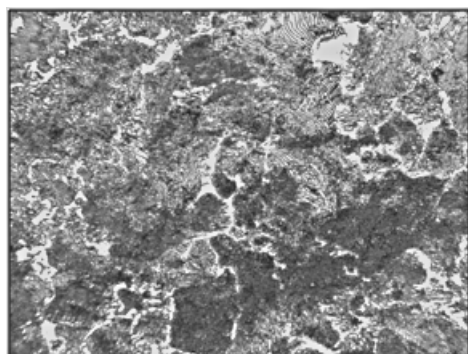


a

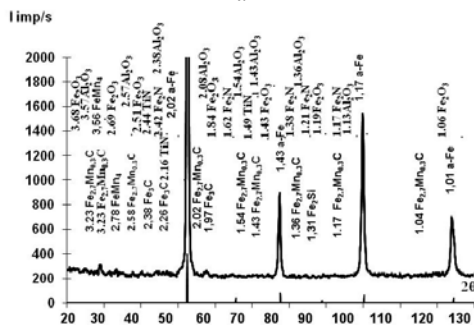


b

Рис. 3. Мікροструктура перліту сталі після лиття: марки Т (a), марки K+Al+N+Ti (б)



a



b

Рис. 2. Мікροструктура сталі K+Al+N+Ti в литому стані ×1000 (a), дифрактограма (б)

В мікροструктурі сталі K+Al+N+Ti були виявлені включення – нітриди – (Fe, Ti)N, (Ti, Fe)<sub>2</sub>N, карбонітриди – (Fe, Ti)NC; оксиди – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Окрім цього, в структурі було встановлено утворення карбиду Fe<sub>2,7</sub>Mn<sub>0,3</sub>C. Ферит був легований манганом до 2,0 % (ат.), титаном – до 1,5% (ат.), силіцієм – до 1,5 % (ат.), та алюмінієм – до 0,9 % (ат.) [20].

Слід зазначити, що виявлені в мікροструктурі включення були розташовані не тільки по границям зерен, а й в самому зерні перліту.

Після ГПД при температурі 1260 °C та витримки протягом 20 хв сталі марки K+Al+N+Ti спостерігали збільшення розмірів зерна перліту (рис. 4). Збільшення часу витримки до 120 хв призводить до незначного збільшення зерна перліту в сталі марки K+Al+N+Ti та до збільшення зерна у 10 разів зерна в сталі марки Т.

Крім цього, фіксували зменшення розмірів включень оксидів, нітридів та складних карбідів в сталі марки K+Al+N+Ti.

За результатами мікроспектрального аналізу в оксидах Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> алюмінію відбувається часткове заміщення атомів алюмінію атомами заліза або титану, з утворенням оксиду (Fe, Al)<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та (Al, Ti)<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 5).

В мікροструктурі сталі були виявлені окремі включення нітридів – (Ti, Fe)N, (Ti, Fe)<sub>2</sub>N та (Ti, Fe)<sub>2</sub>N.

В стані після ГПД проводили механічні випробування для визначення твердості, ударної в'язкості, показників міцності та пластичності досліджуваних сталей. Результати наведені в таблиці 2.

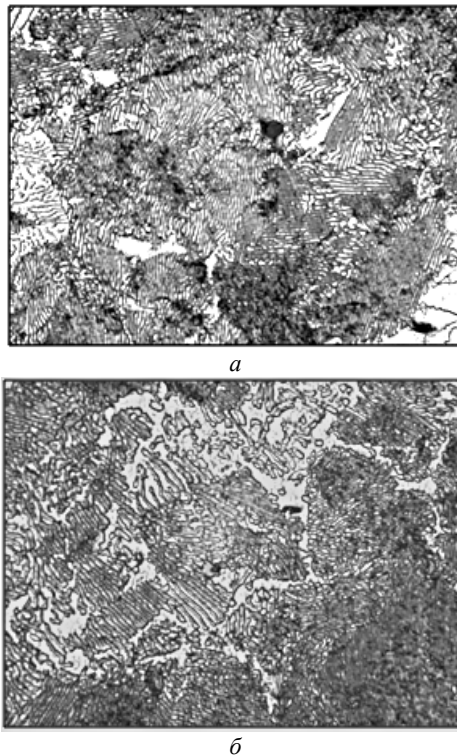


Рис. 4. Мікроструктура перліту сталі після ГПД: марки Т (а), марки К+Al+N+Ti (б)  $\times 1000$

Таблиця 2 – Механічні властивості дослідних сталей після гарячої пластичної деформації

Умовне позначення злитку	Границя плинності, МПа	Границя міцності, МПа	Відносне звуження, %	Відносне подовження, %	Ударна, в'язкість, КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	Твердість, НВ
Після ГПД						
марка Т	366,95	824,7	17,2	12,5	18,9	190
К+(Al-Ti-N)	394,7	802,6	32,55	19,6	32,5	209

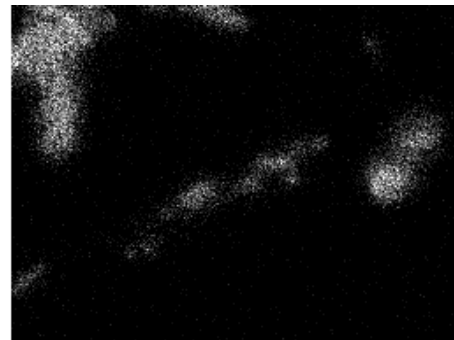
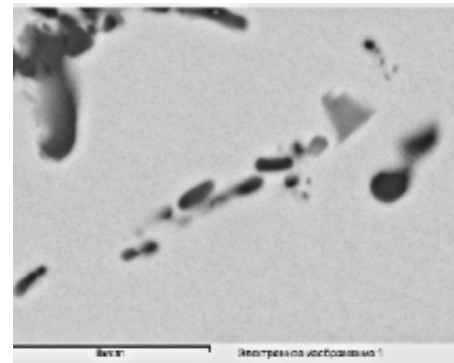
Таким чином, надані в даній статті відмінності в структурі сталей марки Т та К+Al+N+Ti дають можливість пояснити підвищений комплекс механічних властивостей – збільшення пластичності та твердості.

### Выводи

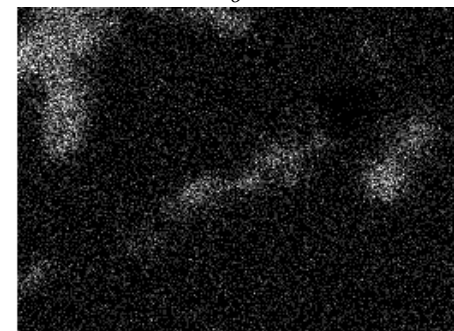
1. Виконано порівняльний аналіз структури сталей марки Т та К+Al+N+Ti. Показано, що зменшення вмісту ванадію в сталі та комплексне легування алюмінієм, титаном та азотом призводить до утворення більш дрібнозернистої структури та збільшення об'ємної частки дрібнодисперсного перліту.

2. В мікроструктурі сталі К+Al+N+Ti спостерігали утворення оксидів, нітридів та карбонітридів, які були розташовані по границям зерен та в тілі зерна перліту.

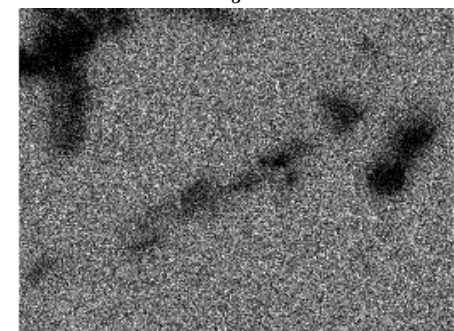
3 Показано, що ГПД призводить до того, що в окремих вклученнях оксиду алюмінію  $Al_2O_3$  відбувається часткове заміщення атомів алюмінію атомами заліза або титану, з утворенням оксидів  $Fe_2(Al)O_3$  та  $(Al, Ti)_2O_3$ , використання комплексного легування сталі призводить до покращення – механічних властивостей: збільшення ударної в'язкості при високому рівні твердості та міцності сталі марки К+Al+N+Ti у порівнянні з маркою сталі Т.



Al Kα1



O Kα1



Fe Kα1

Рис. 5. Мікроструктура сталі марки К+Al+N+Ti (а) та розподіл хімічних елементів в сталі (б – Al, в – O, г – Fe)

### Список літератури

1. Оптимизация химического состава колесных марок сталей на основе параметров межатомного взаимодействия / Д. Н. Тогобицкая, А. И. Бабаченко, А. С. Козачёк и др. // Математичне моделювання. – 2014. – Вип. 30. – С. 44–47.

2. Концептуальные основы выбора химического состава стали для железнодорожных колес / А. И. Бабаченко, Д. Н. Тогобицкая, А. С. Козачёк и др. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2014. – Вып. 4. – С. 34–48.
3. Optimization of chemical composition of steel for railroad wheels providing stabilization of mechanical and increase of operational properties / A. I. Babachenko, D. N. Togobitskaya, A. S. Kozachyok and etc. // Metallurgical and mining industry. – 2017. – Вып. 3. – P. 32–39.
4. Phase equilibria and structural investigations in the system Al-Fe-Si. / M. C. J. Marker, B Skolyszewska-Khberger, H. S. Effenberger and etc. // Intermetallics. – 2011. – 19. – P. 1919–29. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.05.003.
5. Characterization of the Fe-rich corner of Al-Fe-Si-Ti / M. C. J. Marker, L. I. Duarte, Ch. Leinenbach, K. W. Richter // Intermetallics. – 2013. – 39. – P. 38–49. <http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2013.03.007>
6. Effect of Si on the partitioning of Mn between cementite and ferrite / Y. Tu, L. Huang, Q. Zhang and etc. // Materials Science and Technology. – 2018. – Vol. 34. – № 7. – P. 780–785. DOI: 10.1080/02670836.2017.1407558.
7. Zhu C. X. Three-dimensional atom probe characterization of alloy element partitioning in cementite during tempering of alloy steel / C. X. Zhu, Xiong, A. Cerezo and etc. // Ultramicroscopy. – 2007. – 107(9). – P. 808–812. DOI: 10.1016/j.ultramicro.2007.02.033
8. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels / S. Curtze, V.-T. Kuokkala, A. Oikari and etc. // Acta Materialia. – 2011. – 59. – P. 1068–1076. doi:10.1016/j.actamat.2010.10.037
9. Solubility of carbon, manganese and silicon in  $\alpha$ -iron of Fe-Mn-Si-C alloys / N. Filonenko, A. Babachenko, G. Kononenko, E. Domina // East Eur. J. Phys. – 2020. – 4. 90–94. DOI:10.26565/2312-4334-2020-4-12.
10. Solubility of Carbon, Manganese and Silicon in  $\gamma$ -Iron of Fe-Mn-Si-C alloys / N. Yu. Filonenko, O. O. Babachenko, G. A. Kononenko, K. Domina // Physics and chemistry of solidstate. – 2020. – Vol. 21, N. 3. – P. 525–529. DOI: 10.15330/pcss.21.3.525-529.
11. Filonenko N. Investigation of Silicon and Manganese Solubility in Cementite of Iron-Based Alloys. / N. Filonenko A. Babachenko, G. Kononenko // East European Journal of Physics. – 2019. – № 2. – С. 46–51. DOI: 10.26565/2312-4334-2019-2-07.
12. Calculation of a Al-Ti-O-N quaternary isotherm diagram for the prediction of stable phases in TiN/Al alloy contact metallization / M. Caron, G. Gagnon, and etc. // Journal of Applied Physics. – 1996. – 79. – P. 4468–4475. doi: 10.1063/1.361760
13. Phase reactions at semiconductor metallization interfaces / A. S. Bhansali, D.H. Ko, R. Sinclair // Journal of Electronic Materials. – 1990. – 19. – P. 1171–1175. <https://doi.org/10.1007/BF02673329>
14. FactSage thermochemical software and databases, 2010–2016 / C. W. Bale, E. Belisle, P. Chartrand and etc. // Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. – 2016. – 54. – P. 35–53. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2016.05.002>
15. Role of titanium on the reactive spreading of lead-frees older sonaluminas. / L. Gremillard, E. Saiz, V. R. Radmilovic and etc. // Journal of Materials Research, Cambridge University Press (CUP). – 2006. – P.3222–3233. hal-00436223
16. Thermodynamic Modeling of the  $Al_2O_3$ - $Ti_2O_3$ - $TiO_2$  System and Its Applications to the Fe-Al-Ti-O Inclusion Diagram / I. Jung, G. Eriksson, P. Wu, A. Pelton // ISIJ International. – 2009. – Vol. 49. – N. 9. – P. 1290–1297.
17. Critical Assessment and Thermodynamic Modeling of the Al-Fe-O System / D. Shishin, V. Prostakova, E. Jak, S. A. Decterov // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2016. – Vol. 47B. – P. 397–424. DOI: 10.1007/s11663-015-0493-9
18. Characterization of a-(Fe,Al)<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Solid-solution Powders / V. S. Escribano, J. M. G. Amores, E. Finocchio and etc. // J. MATER. CHEM., – 1995. – 5(11). – P. 1943–1951. DOI: <https://doi.org/10.1039/JM9950501943>
19. Thermodynamic optimization of the  $Al_2O_3$ -FeO- $Fe_2O_3$ -SiO<sub>2</sub> oxide system / V. Prostakova, D. Shishin, M. Shevchenko, E. Jak // CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. – 2019. – 67. – P. 101680(7). <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2019.101680>
20. Investigation of the structural composition of Fe-Mn-Si-Ti-Al-NC alloys and the solubility of elements in  $\alpha$ -iron / N. Yu. Filonenko, A. I. Babachenko, H. A. Kononenko, A. S. Baskevich // East Eur. J. Phys. 4, P. 34–40 (2021), <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2021-4-25>. «in press»

Одержано 19.11.2021

**Бабаченко А. И., Филоненко Н. Ю., Кононенко А. А. Исследование структуры и механических свойств сталей марки Т и К+Al+N+Ti после литья и горячей пластической деформации (ГПД)**

**Цель работы.** Провести сравнительные исследования особенностей структурного состояния и механических свойств опытной стали для железнодорожных колес с микролегирующим комплексом Al+N+Ti и известной стали для высокопрочных железнодорожных колес марки Т, микролегирующей ванадием.

**Методы исследования.** Для определения структурного состояния сплавов использовали микроструктурный, микрорентгеноспектральный и рентгенофазный анализы.

**Полученные результаты.** Выполнен сравнительный анализ структуры и механических свойств сталей для изготовления высокопрочных железнодорожных колес марки Т и К+Al+N+Ti. Показано, что у стали марки К+Al+N+Ti после кристаллизации структура становится более мелкозернистой и наблюдали увеличение

объемной доли перлита по сравнению со сталью марки Т. Обнаружено, что ГПД приводит к уменьшению объемной доли и размеров оксидов, и в оксидах алюминия  $Al_2O_3$  происходит частичное замещение атомов алюминия атомами железа и титана

**Научная новизна.** Показано, что уменьшение содержания ванадия в стали и комплексное легирование алюминием, титаном и азотом приводит к образованию более мелкозернистой структуры и увеличению объемной части мелкодисперсного перлита. В микроструктуре стали  $K+Al+N+Ti$  наблюдали образование оксидов, нитридов и карбонитридов, расположенных по границам зерен и в теле зерна перлита.

Впервые показано, что ГПД приводит к тому, что во включениях оксида алюминия  $Al_2O_3$  происходит частичное замещение атомов алюминия атомами железа или титана с образованием оксидов  $(Al, Fe)_2O_3$  и  $(Al, Ti)_2O_3$ ,

**Практическая ценность.** Использование комплексного легирования стали приводит к улучшению механических свойств: увеличению ударной вязкости при высоком уровне твердости и прочности стали марки  $K+Al+N+Ti$  по сравнению с маркой стали Т.

**Ключевые слова:** углеродистые и микролегированные стали, железнодорожные колеса, структурные составляющие, механические свойства.

### **Babachenko O., Filonenko N., Kononenko H. The study of the structure and mechanical properties of T and K + Al + N + Ti steels after casting and hot plastic deformation (HPD)**

**Purpose.** To perform comparative studies of structural features and mechanical properties of test steel for railway wheels with microalloy complex  $Al + N + Ti$  and known steel for high-strength railway wheels of brand T, microalloyed with vanadium.

**Methodology.** Microstructural, micro-X-ray spectral and X-ray phase analyzes were used to determine the structural state of the alloys.

**Results.** Comparative analysis of the structure and mechanical properties of steels for high-strength railway wheels of brand T and  $K + Al + N + Ti$ . It is shown that in  $K + Al + N + Ti$  steel after crystallization the structure becomes finer-grained and increase in the volume fraction of perlite was observed in comparison with steel of T brand. It was found that the HPD leads to the decrease in the volume fraction and size of oxides, and in aluminum oxides  $Al_2O_3$  there is a partial replacement of aluminum atoms by iron and titanium atoms.

**Originality.** It is shown that the reduction of vanadium content in steel and complex alloying with aluminum, titanium and nitrogen leads to the formation of the finer-grained structure and increase in the volume fraction of fine perlite. In the microstructure of  $K + Al + N + Ti$  steel, the formation of oxides, nitrides and carbonitrides was observed, which were located along the grain boundaries and in the body of the perlite grain.

It was shown for the first time that HPD leads to the fact that in the inclusions of aluminum oxides  $Al_2O_3$  the partial replacement of aluminum atoms by atoms of iron or titanium, with the formation of oxides of  $Fe_2(Al)O_3$  and  $(Al, Ti)_2O_3$ , take place.

**Practical value.** The use of complex alloying of steel leads to improvement of mechanical properties: increase in toughness at the high level of hardness and strength of steel grade  $K + Al + N + Ti$  in comparison with steel of brand T.

**Key words:** carbon and microalloy steels, railway wheels, structural components, mechanical properties.