

МЕТАЛОЗНАВЧИ АСПЕКТИ ДИСПЕРСІЙНОГО НІТРИДНОГО ЗМІЦНЕННЯ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Повідомлення 1. Вплив параметрів аустенізуючого нагріву та відпуску на фазовий перерозподіл азоту та ванадію в сталях

Шипицин С. Я., доктор технічних наук, старший науковий співробітник, завідувач відділу; odus@ptima.kiev.ua, ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-6406-5345>

Ісаєва Л. Є. *, кандидат хімічних наук, доцент, Isaevanmetau@gmail.com

Лиховой Д. І. молодший науковий співробітник, allmustd1e91@gmail.com,
ORCID: <https://orcid.org/0009-0008-3223-107X>

Степанова Т. В., науковий співробітник, stept@ukr.net,
ORCID: <https://orcid.org/0009-0008-8785-9008>

Кір'якова Н. В., головний технолог, Nat.vas.kir@gmail.com

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

*Національна металургійна академія України, Дніпро

Системні фундаментальні дослідження протягом кількох десятиліть у ФТІМС НАН України та накопичений досвід промислового застосування показали, що технологія дисперсійного нітридного зміцнення, яка базується на легуванні сталей азотом і ванадієм, є методом суттєвого підвищення всього комплексу фізико-механічних та експлуатаційних властивостей литих та деформованих вуглецевих, низьколегованих та легованих сталей різного функціонального призначення.

Найбільш суттєвою перевагою розроблених у ФТІМС НАН України сталей є одночасне значне підвищення їх статичної та циклічної міцності, в'язкості руйнування, термоміцності та термостійкості, зносостійкості, прожарованості, зварюваності, зниження або повне усунення схильності до природного, деформаційного та теплового окрихчування.

Середньо- та високовуглецеві доевтектоїдні та евтектоїдні сталі високої міцності та зносостійкості широко застосовуються в різних галузях машинобудування. Однак, найбільш масово вони застосовуються для залізничних коліс і рейок. Надійність та експлуатаційний ресурс коліс і рейок, що знаходяться у надзвичайно жорстких умовах

експлуатації, головним чином, визначають техніко-економічні показники ефективності роботи залізничного транспорту.

У той же час, існуючі відносно дешеві нелеговані та низьколеговані середньо- та високовуглецеві колісні та рейкові сталі вже не відповідають сучасним вимогам підвищених швидкостей руху та вантажопідйомності рухомого складу.

Ключові слова: вуглецеві сталі, дисперсійне нітридне зміцнення, аустенізація, відпуск, фазовий перерозподіл азоту і ванадію.

Вступ

Середньо- та високовуглецеві доевтектоїдні та евтектоїдні сталі високої міцності та зносостійкості широко застосовуються в різних галузях машинобудування [1]. Однак, найбільш масово вони застосовуються для залізничних коліс і рейок. Надійність та експлуатаційний ресурс залізничних коліс та рейок, що знаходяться у надзвичайно жорстких умовах експлуатації, головним чином, визначають техніко-економічні показники ефективності роботи залізничного транспорту.

У той же час існуючі колісні та рейкові сталі вже не відповідають сучасним вимогам підвищених швидкостей руху та вантажопідйомності рухомого складу. Це стосується як України, так і країн ближнього і далекого зарубіжжя. Головною причиною є застосування для виробництва рейок та коліс відносно дешевих нелегованих та низьколегованих середньо- та високовуглецевих сталей перлітного класу.

В сталях цих класів підвищення статичної міцності за рахунок збільшення вмісту вуглецю супроводжується зниженням циклічної міцності, статичної та циклічної в'язкості руйнування, пластичності, контактної витривалості [2, 3]. Крім того, вони мають недостатню термовтомну міцність, теплостійкість, холодостійкість, схильні до утворення аустенітних шарів з наступним $\gamma \rightarrow M$ перетворенням при локальному нагріванні поверхневих зон до температур вище A_{C1} і A_{C3} при ковзанні та буксуванні колеса.

Системні фундаментальні дослідження протягом кількох десятиліть у ФТІМС НАН України та накопичений досвід промислового застосування показали, що технологія дисперсійного нітрид-ванадієвого зміцнення є методом суттєвого підвищення всього комплексу фізико-механічних та експлуатаційних властивостей литих та деформованих вуглецевих, низьколегованих та легованих сталей різного функціонального призначення. Вперше було встановлено, що необхідною умовою ефективною реалізації мікролегування азотом та ванадієм є не тільки оптимізація процесу дисперсійного нітридного зміцнення, а й урахування впливу азоту, нітридної фази на процеси кристалізації та пов'язані з нею розвиток первинної хімічної та структурної неоднорідності металу, розмір зерна аустеніту, параметри перлітного, бейнітного та мартенситного перетворень, морфологію карбідних фаз при розпаді перенасиченого твердого розчину аустеніту та фериту, розвиток вторинної хімічної та структурної неоднорідності, у тому числі і зернограничної.

Найбільш суттєвою перевагою розроблених у ФТІМС НАН України сталей є одночасне значне підвищення їх статичної та циклічної міцності,

в'язкості руйнування, термоміцності та термостійкості, зносостійкості, прожарюваності, зварюваності, зниження або повне усунення схильності до природного, деформаційного та теплового окрихчування.

Методи та методики експериментів

Сталі виплавляли в індукційних печах ІСТ-0,16 з ємністю тигля 30 кг та БІН-3 з ємністю тигля 3,5 кг. Футерування тиглів кисле. Сталі розливали в сухі піщано-глинисті форми або в чавунні кокілі. Литі зливки після протифлокенового відпалу ($20\text{ }^{\circ}\text{C} \rightarrow 860\text{ }^{\circ}\text{C} - 10\text{ хв} \rightarrow 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ у печі – $20\text{ хв} \rightarrow 860\text{ }^{\circ}\text{C} - 10\text{ хв} \rightarrow 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ у печі) прокатували при температурі $1100-900\text{ }^{\circ}\text{C}$ і ступеню деформації 40-50 % на заготівки зразків необхідної форми та розмірів.

Хімічний склад сталей визначали на литих пробах. Вуглець, сірку, фосфор визначали хімічним аналізом за ДСТУ 12344-2005, ДСТУ 123-45-2004, азот – методом відновного плавлення при розплавленні зразка в потоці гелію чистотою 99, з точністю 10-4 % мас.; інші елементи – спектральним аналізом за ГОСТ 8895-97.

Дослідження впливу вмісту вуглецю на термодинамічні параметри перерозподілу азоту і ванадію між нітридами VN і твердорозчинними [V] і [N] проводили на сталях з вмістом вуглецю в інтервалі 0,50-0,80 % мас. (табл. 1).

Виділення нітридної фази VN із сталей проводили методом анодного електрохімічного розчинення металевої основи зразків (діаметром 20 мм і висотою 80 мм) з наступним хімічним аналізом виділених включень. На частині нітридного осаду проводили рентгеноструктурний аналіз на рефрактометрі ДРОН-2 в мідному монохроматизованому випромінюванні з розшифровкою рентгенограм картотекою ASTM, з метою підтвердження наявності в нітридному осаді нітридів VN, складом, близьким до стехіометричного [5,6].

На другій частині осаду хімічним способом визначали його склад.

Точність результатів визначення N, V та їх достовірність оцінювали методом статистичного регресивного аналізу з довірчою ймовірністю 0,95 та контролювали за державними стандартами-зразками. Отримані результати не вийшли за межі довірчого інтервалу, встановлених у стандартних державних зразках, взятих для порівняння.

Хімічний склад дослідних сталей близьких до стандартних рейкових, без дисперсійного нітридного зміцнення (80Г2СФ) та з ним (80Г2САФ) наведено в табл. 2.

Рентгеноструктурний аналіз проводили на сталях 70ГФ і 70ГАФ без та з дисперсійним нітридним зміцненням. Склад сталей (% мас.): 70ГФ – 0,68 С; 0,35 Si; 1,1 Mn; 0,09 V; 0,004 N; 70ГАФ – 0,69 С; 0,37 Si; 1,2 Mn; 0,11 V, 0,013 N, 0,029 Cr. В обох сталях вміст сірки 0,021-0,024, фосфору – 0,015-0,019, алюмінію – 0,015-0,021. Рентгеноструктурний аналіз проводили на дифрактометрі ДРОН-3, оснащеним автоматизованим програмним комплексом «Diffwin». Рентгенівську зйомку проводили в монохроматизованому Со_{K α} випромінюванні.

Таблиця 1
Хімічний склад досліджуваних сталей (% мас.)

Table 1
Chemical composition of the studied steels (% by weight)

Марка сталі	Масова частка елементів, %															
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Co	V	Ca	Ce	Zr	La	N	Se
50СТАФ	0,50	0,58	1,25	0,39	0,091	0,015	0,014	0,029	0,007	0,220	0,0012	<0,002	0,0028	0,0006	0,020	<0,002
60СТАФ	0,59	0,46	1,20	0,42	0,094	0,012	0,009	0,022	0,011	0,195	0,0013	<0,002	0,0027	0,0003	0,021	<0,002
60СТФ	0,60	0,45	1,19	0,10	0,085	0,011	0,015	0,019	0,090	0,205	0,0011	<0,002	0,0013	0,0003	0,004	<0,002
80СТАФ	0,80	0,51	1,31	0,29	0,087	0,014	0,013	0,026	0,010	0,210	0,0012	<0,002	0,0015	0,0016	0,019	<0,002

Примітка: 1) Аналіз зроблено на установці «Спектромак» (Німеччина); 2) Вміст у сталях (мас. част., %): S = 0,015 ... 0,018; P = 0,0017 ... 0,025.

Таблиця 2
Хімічний склад дослідних сталей (% мас.)

Table 2
Chemical composition of experimental steels (% by weight)

Марка сталі	C	Si	Mn	V	N	Cr	S	P
80Г2СФ	0,85	0,45	1,70	0,13	0,004	0,40	0,024	0,055
80Г2САФ	0,79	0,43	1,64	0,17	0,010	0,69	0,017	0,049

Результати досліджень та їх обговорення

Оптимальні результати щодо поліпшення фізико-механічних та функціональних властивостей сталей технологією дисперсійного нітридного зміцнення досягаються за умов диспергування та стабілізації аустенітного зерна при аустенітизуючому нагріванні та ефективного дисперсійного зміцнення феритної матриці нанорозмірними VN. В роботах [4, 7] встановлено, що ця умова досягається у разі збереження при аустенітизуючому нагріванні 10-15 % первинної нітридної фази, яка блокує зростання аустенітного зерна та дисперсійного виділення нітридної фази при високотемпературному відпуску у кількості не менше 40-50 від теоретично можливої кількості цієї фази при повному зв'язуванні азоту і ванадію сталі в нітриди VN стехіометричного складу.

Хімічним та рентгеноструктурним аналізом в сталях з різним вмістом вуглецю в інтервалі 0,50-0,80 % мас. та близьким вмістом домішкових елементів (табл. 1) досліджували фазовий розподіл азоту та ванадію при температурах аустенітизуючого нагріву в інтервалі 850-1000 °С та температури відпуску в інтервалі 450-600 °С.

Тривалість аустенітизуючого нагріву становила 2 години, а високотемпературного відпуску – 4 години. За даними робіт [4, 7, 8] така тривалість аустенітизуючого нагріву забезпечує досягнення умов фазової рівноваги в системі VN-[V]-[N] конструкційних вуглецевих сталей, а тривалість високотемпературного відпуску близька до реальних умов промислового виробництва виробів з високовуглецевих сталей.

Експериментальні дані наведені у таблицях 3-5.

Достовірність даних табл. 3 підтверджується аналізом зростання аустенітного зерна в сталі 60СГАФ при підвищенні температури аустенітизуючого нагрівання. Так, при температурах нагрівання 850 і 900 °С бал зерна аустеніту (ДСТУ 8972:2019) становить 9-10, а при температурах 950-1000 °С, коли розчиняється нітридна фаза – знижується до 6-7. Середній розмір аустенітного зерна ($d_{\text{ср}}$) в першому випадку становить 10-15 мкм. У той же час в сталі 60ГСФ без дисперсійного нітридного зміцнення бал аустенітного зерна знижується з 7 ($d_{\text{ср}} = 35$ мкм) до 4-5 ($d_{\text{ср}} = 60-80$ мкм) при підвищенні температури аустенітизуючого нагрівання з 850 °С до 1000 °С.

Тобто дисперсійна нітрид-ванадієва фаза забезпечує зменшення в 2-3 рази розмір аустенітного зерна при аустенітизуючому нагріванні.

Кількість твердорозчинних азоту та ванадію в сталях при аустенітизуючому нагріванні визначали за різницею вмісту елементів в сталі та осадах.

Враховуючи, що в рівнянні логарифму добутку рівноважних кількостей твердорозчинних азоту і ванадію $\lg[V][N]=A/T+B$ (Т – температура, А, В – коефіцієнти) залежність $\lg[V][N]$ лінійний характер, коефіцієнти А та В визначали методом найменших квадратів.

Розраховані емпіричні формули $\lg[V][N]$ в сталях з різним вмістом вуглецю мають вигляд:

Сталь

для сталі 50СГАФ: $\lg[V][N]=-5840/T+2,3$ (1);

для сталі 60СГАФ: $\lg[V][N]=-4290/T+1,18$ (2);

для сталі 80СГАФ: $\lg[V][N]=-4286/T+1,39$ (3)

при помилці експериментів лише на рівні 0,012-0,020 %.

Розрахунок за формулами 1-3 показав, що рівноважна температура повного розчинення частинок VN зі складом, близьким до стехіометричного (табл. 3) знижується з підвищенням вмісту в сталі вуглецю: 50СГАФ – 981 °С, 60СГАФ – 942 °С, 80СГАФ – 898 °С.

Обробка цих температур методом найменших квадратів дозволила встановити залежність зниження рівноважної температури розчинення нітридів ванадію в аустеніті (t_{VN}) від вмісту вуглецю в сталі:

$$t_{VN} = 980 - 33,3 \times n, \text{ } ^\circ\text{C} \quad (4)$$

де 980 – температура t_{VN} при 0,5 мас. % вуглецю, °С ; 33,3 – зниження температури t_{VN} зі збільшенням вмісту вуглецю на 0,1 мас. %, °С; n – кількість 0,1 мас. % вуглецю сталі в інтервалі 0,5-0,8 мас. %.

Таблиця 3

Вміст ванадію, азоту та нітридів ванадію в електролітичних осадах високовуглецевих сталей після аустенітизації

Table 3

Content of vanadium, nitrogen and vanadium nitrides in electrolytic deposits of high-carbon steels after austenitization

Марка сталі	VN _{max}	t _{ауст.} , °С	Масова частка елементів,% в осаді після аустенітизації				VN _{ауст}
			V	N	VN	V/N	
50СГАФ	0,093	850	0,053	0,012	0,538	4,57	58
		900	0,035	0,009	0,040	4,02	43,5
		950	0,011	0,003	0,013	3,93	14
		1000	0	<0,0001	0		0
60СГАФ	0,097	850	0,028	0,007	0,033	3,89	34,3
		900	0,019	0,003	0,014	6,3	14,3
		950	0	<0,0001	0		0
		1000	0	<0,0001	0		0
60СГФ	-	850	0,005	0	0	-	0
		900	0	0	0	-	0
		950	0	0	0	-	0
		1000	0	0	0	-	0
80СГАФ	0,088	850	0,007	0,001	0,018	5,5	20,1
		900	0,006	0,001	0,004	6,22	4,8
		950	0	<0,0001	0		0
		1000	0	<0,0001	0		0

Примітка: VN_{max} – максимальна теоретично можлива кількість VN в сталі; VN_{ауст} – кількість VN після аустенітизації в % до максимальної теоретично можливої кількості VN в сталі.

Сталь

Таблиця 4

Вміст ванадію, азоту та нітридів ванадію в електролітичних осадах високовуглецевих сталей після аустенізації

Table 4

The content of vanadium, nitrogen and vanadium nitrides in electrolytic deposits of high-carbon steels after austenitization

Марка сталі	VN _{max} [*] мас. част., %	t _{ауст.} , °C	V	N	VN	VN _{ауст.}
			мас. част., %			
50СГАФ (0,22% V; 0,020% N)	0,093	940	0,012	0,003	0,014	15,0
60СГАФ (0,195% V; 0,0210% N)	0,097	910	0,017	0,003	0,014	13,7
80СГАФ (0,210 % V; 0,019 % N)	0,088	900	0,006	0,001	0,004	4,7

Примітка: VN_{max} – максимальна теоретично можлива кількість VN в сталі; VN_{ауст.} – кількість VN в осаді після аустенізації у відсотках до максимальної теоретичної кількості VN в сталі (VN_{max}).

Таблиця 5

Вміст ванадію, азоту та нітридів ванадію в електролітичних осадах високовуглецевих сталей після відпуску

Table 5

The content of vanadium, nitrogen and vanadium nitrides in electrolytic deposits of high-carbon steels after tempering

Марка сталі	Вміст в осаді після відпуску				
	T _{відп.} , °C	V	N	VN	VN _{відп.} , %
		мас. част., %			
50СГАФ (0,22 % V; 0,020 % N)	450	0,011	0,003	0,013	13,7
	500	0,013	0,003	0,013	13,9
	550	0,019	0,004	0,028	29,6
	600	0,034	0,009	0,041	44
60СГАФ (0,195 % V; 0,0210 % N)	450	0,016	0,003	0,013	13,7
	500	0,015	0,003	0,014	14,3
	550	0,025	0,010	0,023	23,3
	600	0,036	0,009	0,042	43,4
80СГАФ (0,210 % V; 0,019 % N)	450	0,007	0,001	0,006	6,9
	500	0,006	0,001	0,007	7,7
	550	0,008	0,004	0,020	23,1
	600	0,031	0,009	0,040	44,8

Примітка: VN_{відп.} – кількість VN в осаді після відпуску у відсотках до максимальної теоретичної кількості VN в сталі (VN_{max}).

Сталь

Підвищення вмісту вуглецю в сталі як в аустеніті, так і в фериті зменшує активність азоту до ванадію. У разі розчинення нітридів ванадію в аустеніті це призводить до зниження рівноважної температури їхнього розчинення. По термодинамічних показниках такий самий ефект має бути і при гомогенному виділенні нітридів ванадію при високому відпуску, тобто температура ефективного дисперсійного виділення VN повинна знижуватися.

Однак, експериментальні дані (рис. 1) показують, що збільшення вмісту вуглецю в сталі практично не впливає на температуру ефективного дисперсійного виділення нітридів ванадію, тобто температуру відпуску, при якій дисперсійно виділяється близько 50 мас. % нітридів від теоретичної кількості у разі повного зв'язування азоту та ванадію в сталі в нітридну фазу.

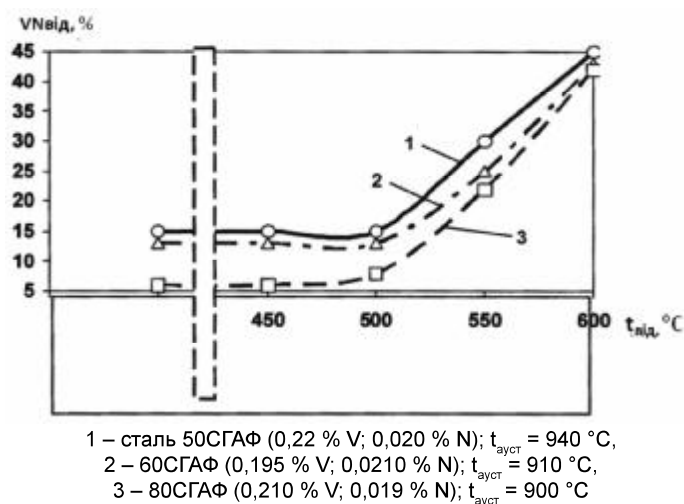


Рис. 1. Кількість нітридваної фази в осаді сталей після аустенізації при оптимальній температурі ($VN_{\text{ауст}}$) та відпуску ($VN_{\text{відп}}$) у відсотках до максимальної теоретичної кількості VN в сталі.

Fig. 1. The amount of vanadium nitride phase in the deposit of steels after austenitization at the optimal temperature (VN_{aust}) and tempering (VN_{vac}) as a percentage to the maximum theoretical amount of VN in the steel.

У той же час, з підвищенням температури відпуску за рахунок підвищення дифузійної рухливості елементів, закономірно зростає кількість дисперсійної нітридної фази і її необхідна кількість, не менше 50 % від теоретично можливої, досягається при температурах близько 600 °C. Це пов'язано з тим, що при відпуску сталі на процес дисперсійного виділення нітридваної фази превалюючий вплив має не термодинамічний, а термкінетичний фактор.

Висновки

Внаслідок зменшення вуглецем активності азоту до ванадію підвищення вмісту вуглецю в сталях знижує рівноважну температуру розчинення нітридів ванадію в аустеніті при аустенізації $t_{\text{внауст}}$.

Так, збільшення вмісту вуглецю з 0,50 до 0,80 % мас. знижує $t_{\text{внауст}}$ з 981 °C до 898 °C, тобто на 83 °C. Це дозволяє зменшити енерговитрати при термічній обробці евтектоїдних і заевтектоїдних сталей.

При високотемпературному відпуску у реальному виробництві інтенсивність виділення з фериту нітридванадієвої фази практично не залежить від вмісту в сталі вуглецю, а визначається температурою відпуску і підвищується із зростанням температури відпуску, Тобто, термокінетичний фактор суттєво переважає термодинамічний.

Література

1. Тылкин, М.А. Справочник термиста / М.А. Тылкин. – Москва. – Металлургия. – 1981. – 648 с.
2. Гетманова М.Е., Гриншпон А.С., Сухов А.В. Влияние неоднородности структуры и неметаллических включений на вязкость разрушение колесной стали // Сталь. – 2007. – № 9. – С. 96-99.
3. Остап О.П., Андрейко І.М., Кулик В.В. та ін. Втомна довговічність сталей залізничних коліс // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 3. – С. 93-102.
4. Остап О.П., Андрейко І.М., Головатюк Ю.В., Семенець О.І. Вплив корозивного середовища на втомну довговічність деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2008. – № 5. – С. 75-84.
5. Бабаскин Ю.З., Шипицын С.Я., Кирчу И.Ф. Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой. – Киев. – Наук. думка, 2005. – 371 с.
6. Лев И.Е., Покидышев В.В., Лазарев Б.Г. Анализ азотсодержащих соединений в сплавах железа. – М.: Металлургия, 1997. – 120 с.
7. Степин В.В., Курбатова В.И., Федорова Н.Д., Сташкова Н.В. Определение малых концентраций компонентов в материалах черной металлургии. Справочник. – М.: Металлургия, 1987. – 256 с.
8. Шипицын С. Я., Степанова Т. В., Лев І. Е. та ін. Перерозподіл азоту та ванадію при аустенізації сталі з нітридним зміцненням для залізничних коліс // Металознавство та обробка металів. – 2014. – № 2. – С. 8-13.
9. Звіт про науково-дослідну роботу по проекту Р.7.2.1 «Розробка сталі з дисперсійним нітридним зміцненням та технології її виплавки і термічної обробки для залізничних коліс з підвищеним ресурсом експлуатації» за 2013–2015 рр., ФТІМС НАН України.

References

1. Tilkin M.A. *Handbook of the thermist* (Thermal indicator), M.: Metallurgy, 1981, 648 p. [in Russian].
2. Getmanova M.E., Grynshpon A.S., Sukhov A.V., *Stal*, 2007, No. 9, pp. 96-99. [in Russian].
3. Ostash O.P., Andreyko I.M., Kulyk V.V. and other, *Fizyko-khimichna mekhanika materialiv*, 2007, No. 3, pp. 93-102. [in Ukrainian].
4. Ostash O.P., Andreyko I.M., Holovatyuk Yu.V., Semenets' O.I., *Fizyko-khimichna mekhanika materialiv*, 2008, No. 5, pp. 75-84. [in Ukrainian].
5. Babaskin Yu.Z., Shipitsyn S.Ya., Kirchu I.F. *Konstruksionnyye i spetsial'nyye stali s nitridnoy fazoy* (Structural and special steels with nitride phase), Kiev, Nauk. dumka, 2005, 371 p. [in Russian].

6. Lev I.E., Pokidishev V.V., Lazarev B.G. *Analiz azotsoderzhashchikh soyedineniy v splavakh zheleza* (Analysis of nitrogen-containing compounds in alloys), M.: Metallurgy, 1997, 120 p. [in Russian].
7. Stepin V.V., Kurbatova V.I., Fedorova N.D., Stashkova N.V. *Opredele niye malykh kontsentratsiy komponentov v materialakh chernoy metallurgii. Spravochnik* (Determination of low concentrations of components in ferrous metallurgy materials), M.: Metallurgiya, 1987, 256 p. [in Russian].
8. Shypytsyn S. Ya., Stepanova T. V., Lev I. E. and others, *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2014, No. 2, pp. 8-13. [in Ukrainian].
9. Report on scientific research work on the project R.7.2.1 «Rolling of steel with dispersive nitride materials and technology of melting and thermal processing for skid wheels with extended service life ii» for 2013– 2015, FTIMS NAS of Ukraine. [in Ukrainian].

Одержано 07.11.23

S. Shypytsyn, E. Isaeva, D. Lykhovey T. Stepanova, N. Kiryakova

Metallurgical aspects of dispersion nitride hardening of high-carbon steel

Message 1. The effect of austenizing heating and tempering parameters on the phase redistribution of nitrogen and vanadium in steels

Summary

Systemic fundamental research for several decades at the FTIMS of the National Academy of Sciences of Ukraine and the accumulated experience of industrial application have shown that the technology of dispersion nitride hardening, which is based on the alloying of steels with nitrogen and vanadium, is a method of significantly improving the entire complex of physical, mechanical and operational properties of cast and deformed carbon, low-alloy and alloy steels of various functional purposes.

The most significant advantage of the steels developed at the FTIMS of the National Academy of Sciences of Ukraine is a simultaneous significant increase in their static and cyclic strength, fracture toughness, thermal strength and heat resistance, wear resistance, annealing, weldability, reduction or complete elimination of the tendency to natural, deformation and warm embrittlement.

Medium- and high-carbon pre-eutectoid and eutectoid steels of high strength and wear resistance are widely used in various fields of mechanical engineering. However, they are most widely used for railway wheels and rails. The reliability and operational resource of wheels and rails, which are in extremely harsh operating conditions, mainly determine the technical and economic performance indicators of railway transport.

At the same time, existing relatively cheap non-alloyed and low-alloyed medium- and high-carbon wheel and rail steels no longer meet the modern requirements of increased speeds and load capacity of rolling stock.

Keywords: carbon steels, dispersion nitride hardening, austenization, tempering, phase redistribution of nitrogen and vanadium