

К.І. Узлов, О.В. Мовчан, К.І. Михайлова

**ОБГРУНТУВАННЯ ВИБОРУ РАЦІОНАЛЬНОГО  
ПРОФІЛЮ ПРОКАТУ ТА ЕФЕКТИВНОГО МАТЕРІАЛУ  
ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ОБВ'ЯЗКИ  
ВАНТАЖНИХ ВАГОНІВ**

*Анотація.* Запропоновані для виготовлення обв'язки вантажного вагону із прямокутної труби ефективні – основна 09Г2 та альтернативні 09Г2С, 16Г2АФ марки сталі, які відрізняються вмістом легуючих компонентів, завдяки чому мають різну кінетику структуроутворення і, як наслідок, кінцеву структуру, яка дозволяє прогнозно забезпечувати широкі можливості варіювання класу міцності виробу – 295, 345 та 440, відповідно.

*Ключові слова:* високоміцний металопрокат, труба прямокутна, вантажний вагон, обв'язка нижня та верхня, механічні властивості, легування, клас міцності, мікроструктура.

**Вступ**

«Комплексною програмою оновлення залізничного рухомого складу України на 2008 – 2020 роки» [1], пріоритетом в оновленні рухомого складу встановлене забезпечення залізниць України рухомим складом переважно «нового покоління». Це дозволить покращити техніко – економічні показники діяльності залізничного транспорту, поліпшити безпеку та зручність перевезень, підвищити конкурентоспроможність залізниць України, зробити ривок у підвищенні роботи галузі.

Поповнення інвентарного парку вагонів планується, в першу чергу, вагонами «нового покоління» з навантаженням на вісь 25 тонн, продуктивністю 112 % до наявних, пробігом до 1 млн. км.

Планується, що новий рухомий склад буде більш продуктивний та економічний.

Для створення та освоєння виробництва вантажного рухомого складу «нового покоління» та його складових частин Програмою були висунуті базові принципи [1], зокрема, такі:

\* Розробка типових технічних вимог до вантажних вагонів «нового покоління».

\* Розробка та переробка нормативної документації, яка стосується подовження термінів служби рухомого складу.

\* Збільшення терміну служби вагону, основних його деталей та вузлів в 1,5 – 2,0 рази.

\* Застосування при виробництві вантажних вагонів матеріалів з більш високими технічними характеристиками, а також комплектуючих підвищеної надійності.

### **Вибір сортаменту та матеріалу для виготовлення обв'язки вантажного вагону**

Верхню і нижню обв'язки вантажних вагонів виготовляють з труб круглого перетину або з профільних труб по ГОСТ 8645-68. Діаметр перетину круглого прокату повинен бути не менше 5 мм, площа поперечного перерізу не круглого прокату [2] повинна бути не менш ніж 2 см<sup>2</sup>.

Оскільки вагон є коробчастою конструкцією, а обв'язка кріпиться у відповідних позиціях методом зварювання, то за доцільне прийнято використання профільної труби прямокутного перерізу.

Елементи вантажного вагону, які є об'єктом наявного дослідження, за вимогами залізничних стандартів ГОСТ 5267.0-90 та ГОСТ 5267.4-90 виготовляють з низьколегованих та легованих сталей 09Г2, 09Г2С і 16Г2АФ за ГОСТ 19281-14.

### **Аналіз кінетики структуроутворення та властивості сталі 09Г2 для виготовлення обв'язки вантажного вагону**

Типова мікроструктура сталі 09Г2, яка формується відповідно до термокінетичної діаграми [3] наведена на рисунку 1. Рисунок 1 свідчить про те, що основу структури марганцевої сталі 09Г2 в нормалізованому стані формує ферит, в якому при охолодженні на повітрі відбуваються дифузійні і зсувно-дифузійні перетворення з утворенням феритних, перлітних і бейнітних структурних складових.

Механічні властивості, що забезпечуються структурним станом (див. рис. 1) Ф+П+Б, гарячекатаного прямокутного профілю за ГОСТ 13663-86 зі сталі 09Г2 за ГОСТ 19281-14 для обв'язки вагона по ГОСТ 5267.4-90 представлени в таблиці 1.



Рисунок 1 - Мікроструктура (х400) сталі 09Г2 прямокутної труби в гарячекатаному стані поставки

Таблиця 1

Механічні властивості гарячекатаного прямокутного профілю для обв'язки вагона

Марка сталі	Тимчасовий опір руйнуванню $\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>	Межа плинності $\sigma_t$ , Н/мм <sup>2</sup>	Відносне видовження $\delta_5$ , %	Ударна в'язкість КСУ, Дж/см <sup>2</sup>		Вигин до паралельності сторін (а-товщина зразка, d-діаметр оправки)	
				при температурах, °C			
				-40	-60		
не менше							
09Г2	430	295	21	34	—	34	
						d=2a	

Тобто, низьколегована гарячекатана сталь марки 09Г2 прямокутної труби з хімічним складом за ГОСТ 1928-14 забезпечує розпад аустеніту при безперервному охолодженні відповідно до термокінетичної діаграми [3] з формуванням ферито – перліто – бейнітної структури (рис. 1), завдяки якій клас міцності виробу забезпечує показник 295 (див. табл. 1).

#### Аналіз кінетики структуроутворення та властивості сталі 09Г2С для виготовлення з прямокутного профілю обв'язки вантажного вагону

Введення в низьковуглецеву сталь ~ 1% кремнію підвищує критичні точки і збільшує міжкритичний інтервал температур. При цьому розширяється область виділення надлишкового фериту, а області розпаду по перлітному і бейнітному механізму зміщуються у бік менших швидкостей охолодження.

Згідно з класичними уявленнями [4] ініціатором бейнітного росту є ферит. Перетворення здійснюється з формуванням роздільних платівок фериту уздовж специфічних кристалографічних площин аустенітного зерна [5]. За даними [6], бейнітна реакція здійснюється за механізмом формування пробейнітного фериту, який має голчасту морфологію. Схема цього перетворення запропонована Такахashi та Бгадешею [7] і наведена на рисунку 2а.

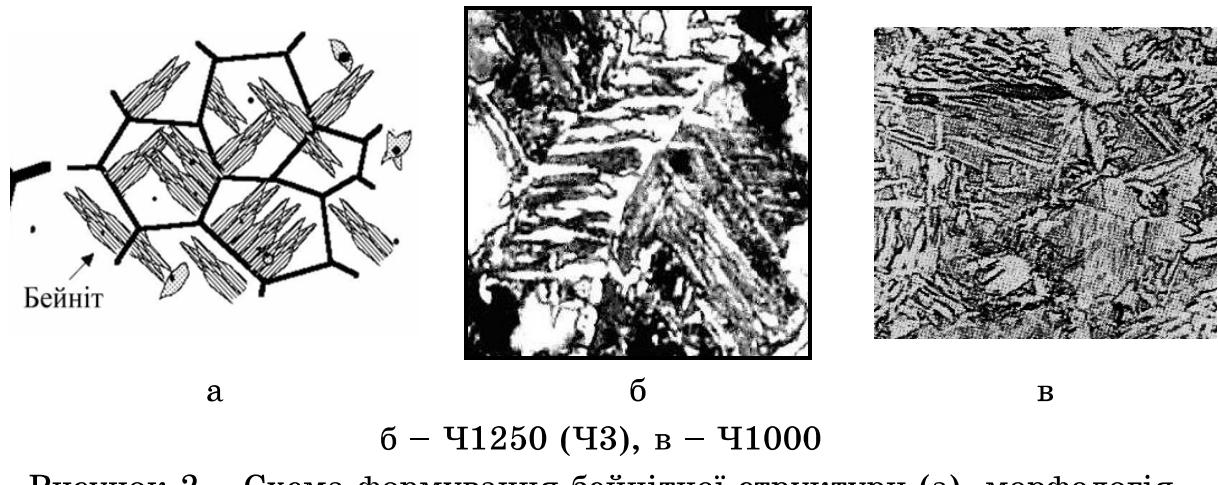


Рисунок 2 – Схема формування бейнітної структури (а), морфологія пробейнітного фериту (б) та ферито – бейнітна структура дослідженої сталі 09Г2С (в)

Морфологія такого пробейнітного фериту голчаста (див. рис. 2 б). Завдяки цьому зернограницний ферит у сформованій таким чином структурі практично не виявляється як самостійна складова – рисунок 2 в.

У сталі 09Г2С, водночас із низьким вмістом легуючих добавок (що позначається на її собіартості), так само низький вміст вуглецю, що забезпечує хорошу зварюваність і технологічність, як конструкційного матеріалу. При цьому при малій кількості легуючих елементів (а головне – при відсутності дорогих легуючих елементів, таких як Cr, В, Ni, Mo) все ж таки досягається комплекс потрібних механічних характеристик (табл. 2).

Таблиця 2

## Механічні властивості сталі 09Г2С за вимогами ГОСТ 19281-14

Марк а сталі	Тимчасови й опір руйнуванн ю $\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	Межа плинност і $\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	Відносне видовження $\delta_5$ , %	Ударна в'язкість KCU, Дж/см <sup>2</sup>		Вигин до паралельнос ті сторін (а-товщина зразка, d-діаметр оправки)	
				при температурі , °C			
				-20	-40		
не менш							
09Г2 С	480	345	21	-	34	29	d=2a

Таким чином, низьколегована гарячекатана сталь марки 09Г2С прямокутної труби з хімічним складом за ГОСТ 19281-14 забезпечує розпад аустеніту при безперервному охолодженні відповідно до термокінетичної діаграми [8] з формуванням ферито-бейнітної структури (див. рис. 2 в) з голчастою морфологією фериту бейніту, завдяки чому клас міцності виробу досягає показника 345 (див. табл. 2). Найважливіше те, що досягнутий ефект забезпечується в даному випадку завдяки легуванню базової сталі не коштовним і не дефіцитним елементом – кремнієм.

**Аналіз кінетики структуроутворення та аналіз властивостей сталі 16Г2АФ для виготовлення з прямокутного профілю обв'язки вантажного вагону**

Аналіз термокінетичної діаграми [8] сталі, що вміщує нітридо-формуючі частки, свідчить про очевидно бейнітний характер структуроутворення при повітряному її охолодженні з незначною кількістю феритної складової очевидно пробейнітного походження.

Приймаючи до уваги той факт, що, за даними [4, 6], ферит є ініціатором бейнітного росту, верхній бейніт формується з зародження та росту фериту з парарівноважним вмістом вуглецю і є, за визначенням [9], пробейнітним.

При цьому, на діаграмах ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту в проміжній області температур немає окремого інтервалу формування добейнітної  $\alpha$ -фази [10, 11]. Пов'язано це, за дани-

ми [8, 12], з тим, що відповідний дилатометричний аналіз фіксує теплові ефекти перетворення, які обумовлені характеристичними термодинамічними властивостями фаз без урахування кінетики їх утворення. Тобто, акти формування бейнітного голчастого або поліедричного фериту по границях зерен дилатометрично індивідуально не відокремлюються, внаслідок термодинамічної ідентичності феритної фази в обох випадках.

За даними [13], якщо механізм бейнітного перетворення розглядати через зростання бейнітного фериту як відманштетту, у двофазній області нижче за евтектоїдну температуру [10] перетворення має ступінчату кінетику. Тобто, різноманітні механізми релаксації за теорією Курдюмова – Ройтбурда [14, 15] призводять до того, що вся температурна область перетворення поділяється на ряд температурних ділянок. В межахожної ділянки реалізується свій механізм релаксації, а кожне перетворення характеризується своєю С-подібною діаграмою [6, 15].

З огляду на розглянуту вище ступінчату кінетику, стає зрозумілою варіантність проміжної реакції після формування пробейнітного фериту. Її можна описати у такий спосіб:

- після автогальмування бейнітного перетворення з формуванням пробейнітного фериту, зі збагаченого вуглецем аустеніту можуть випасті карбіди, що обумовить дифузійний розпад аустеніту за перлітним механізмом,
- після формування пробейнітного фериту і, як наслідок, перерозподілення вуглецю проміжне перетворення продовжиться з формуванням бейніту з голчастою або пірчастою морфологією, в залежності від температурних параметрів зсувно-дифузійної реакції,
- якщо при частковому проміжному перетворенні з виділенням пробейнітного фериту має місце підвищення вмісту вуглецю в залишковому аустеніті (і навіть завдяки цьому [15]) при подальшому охолодженні реалізується зсувна реакція формування мартенситу,
- розглянута у попередньому випадку концентрація вуглецю у залишковому аустеніті може сягнути значень, які є достатніми для повної стабілізації аустеніту. Тоді по завершенні реакції фазовий склад такого бейніту ферито-аустенітний.

Крім того, в роботах [6, 7] показано, що внутрішньозеренні платівки голчастого фериту, що формуються на гетерофазних включеннях (рис. 3), підвищують в'язкість без зміни міцності.

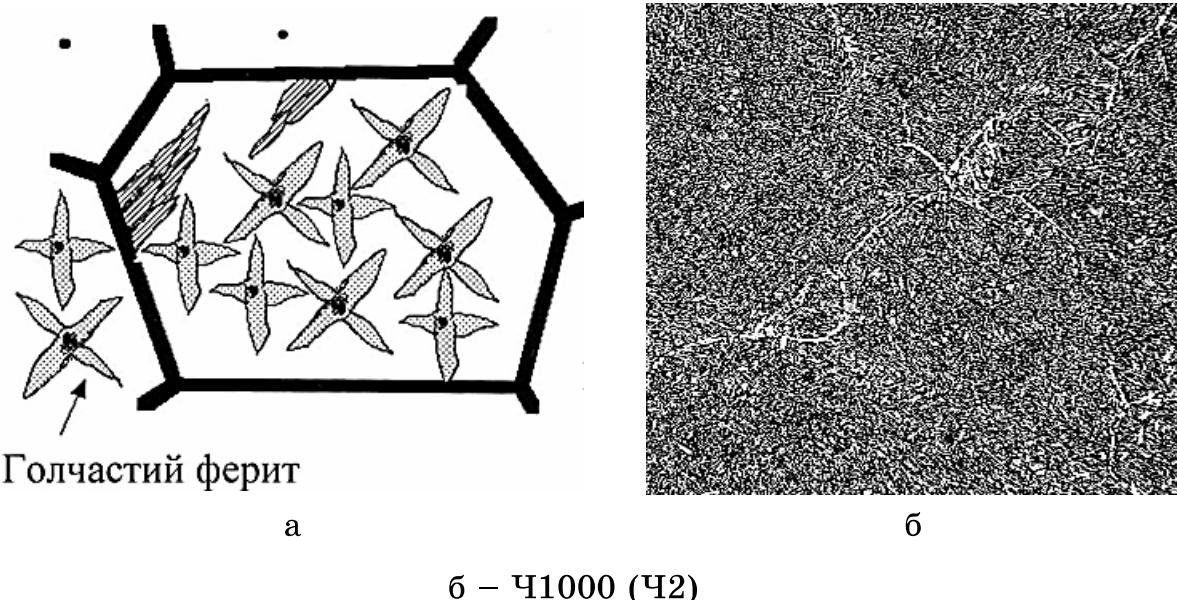


Рисунок 3 – Схема гетерофазного формування голчастого пробейнітного фериту (а) та мікроструктура дослідженеї сталі 16Г2АФ (б)

Щодо механізму росту голчастого фериту у цьому випадку, автор [16] стверджують, що таке перетворення демонструє феномен незавершеної реакції, який є також характерним для бейніту. За твердженням автора [6], гетерофазно зароджений голчастий ферит відрізняється від бейніту *тільки внутрішньозеренным розміщенням* при наявності великої кількості включень (рис. 3 а), на відміну від випадку формування в позиціях границі (див. рис. 2 а) аустенітного зерна [6, 7, 16].

Тобто за даними проведених досліджень встановлено, що леговані ванадієм та азотом сталь 16Г2АФ в результаті охолодження на повітрі (нормалізації) гарантовано отримує структурний стан – бейнітні структури (інтрагранулярно зароджений голчастий ферит) підвищеної ступеня диференціювання. Доля такої структурної складової досягає 95 % (див. рис. 3 б). При цьому формується високий комплекс механічних характеристик зміщеного матеріалу (див. табл. 3).

Таблиця 3

Механічні властивості сталі 16Г2АФ за вимогами ГОСТ 19281-14

Марка сталі	Тимчасовий опір руйну- ванню $\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>	Межа плинності $\sigma_t$ , Н/мм <sup>2</sup>	Відносне подовження $\delta_5$ , %	Ударна в'язкість КСУ, Дж/см <sup>2</sup>		Вигин до па- ралель- ності сторін (а- товщина зразка, d- діаметр оправ- ки)	
				при тем- пе- ра- турі, °C	після мех. ста- рін- ня		
не менш							
16Г2АФ	590	440	19	29	39	29	d=2a

Таким чином, низьколегована гарячекатана сталь марки 16Г2АФ прямокутної труби з хімічним складом за ГОСТ 19281-14 забезпечує розпад аустеніту при безперервному охолодженні відповідно до термокінетичної діаграми [8] з формуванням бейнітної структури (рис. 3 б) з інтрагранулярно зародженим на гетерофазних границях нітридних включень голчастим феритом, завдяки чому клас міцності виробу досягає показника 440 (див. табл.).

### Висновки

За результатами дослідження трубного сортаменту, призначеноого для виготовлення верхньої і нижньої обв'язки вантажних вагонів, обґрунтована доцільність використання профільної труби прямокутного перерізу з визначеною площею поперечного перерізу не круглого прокату.

За даними аналізу вимог нормативно-технічної документації обрані раціональні матеріали прямокутного металопрокату вагонобудівного призначення для виготовлення обв'язки вагону – основна марка сталі 09Г2 та альтернативні – 09Г2С, 16Г2АФ.

На підставі проведених досліджень, в роботі встановлено, що основна 09Г2 та альтернативні 09Г2С, 16Г2АФ марки сталі відрізняються вмістом легуючих компонентів, завдяки чому мають різну кінетику структуроутворення і, як наслідок, кінцеву структуру, яка дозволяє прогнозно забезпечувати широкі можливості варіювання класу міцності виробу – 295, 345 та 440, відповідно.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Комплексна програма оновлення залізничного рухомого складу України на 2008 – 2020 роки. – Київ: Укрзалізниця, ДНДЦ УЗ. 2009. – 299 с.
2. Шевченко П. И. Вагоны промышленного железнодорожного транспорта/П. И. Шевченко, А. В. Горбенко. – Киев: Вища школа. Головное изд-во, 1980.– 224 с.
3. Швейкин В.П. Микроструктура и фазовый состав низкоуглеродистых сталей после нагрева в межкритический интервал температур / В.П. Швейкин, В.А. Хотинов, В.М. Фарбер// Изв. Вузов, Черн. Мет., № 6, 2008. – с. 39-43.
4. Smith G. Lattice Relationships in Decomposition of Austenite to Pearlite, Bainite and Martensite / G. Smith, R. Mehl // Trans. AIMME. – 1942. – Vol. 150. – P. 143-154.
5. Davenport E.S. Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures / E.S. Davenport, E.C. Bain // Trans. Met. Soc. AIME.–1930.-Vol. 90.-P.117-128.
6. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels.2nd Edition. The University Press, Cambridge, 2001. – 454 р.
7. Takahashi M. A Model for Transition from Upper to Lower Bainite / M. Takahashi, H. K. D. H. Bhadeshia // Mat. Sci. and Tech.– 1990. – Vol. 6. – P. 592-603.
8. Попова Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета – раствора в сплавах титана: Справочник термиста / Л.Е. Попова, А.А. Попов. – М.: Металлургия, 1991. – 503 с.
9. Honeycombe R.W.K. Phase Transformations in Ferrous Alloys, eds. A.R. Marder and J.I. Goldstein, The Met. Soc. Of the AIME, Warrendale, Pennsylvania, 1984. – P. 259-280.
10. Fisher J. C. Thermodynamics in Physical Metallurgy / J.C. Fisher. – Cleveland: ASM, 1950. – 201 р.
11. Свищенко В.В. Образование мезоферрита и зернистого бейнита в низкоуглеродистой низколегированной стали / В.В. Свищенко, Д.П. Чепрасов, О.В. Антонюк // МіТОМ. – 2004. - № 8. – С. 7-11.
12. Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел / С.И. Новикова. - М.: Наука, 1974.- 294 с.
13. Кризент О. Бейнитная реакция в высокоуглеродистых сталях / О. Кризент, Ф. Вефер // Фазовые превращения в стали. - М.: Металлургиздат. - 1961. – С. 138 – 148.
14. Roitburd A.L. The Nature of Martensitic Transformation / A.L. Roitburd, G.V. Kurdjumov // Mat. Sci. Eng. - 1979. - V.39. – P. 141-167.
15. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
16. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite: The Incomplete Reaction Phenomenon and the Approach to Equilibrium. Proc. Of the Int. Solid-Solid Phase Transf. Conf., Pittsburgh, 1981, Publ. by The Metal. Soc. of the AIME, Warrendale, PA, USA, pp. 1041-1048.