

13. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – С. 320.
14. Черепин В.Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. – Киев: Техника, 1968. – С. 280.
15. Чернобровкин В.П. Механические свойства литого металла. М.: Наука, 1963. – С. 308.
16. Электрические измерения / В. Н. Малиновский, Р. М. Демидова-Панферова, Ю. И. Евланов – М.: Энергоатомиздат, 1985. – С. 416.

**Афтанділянц Є. Г.**  
*(ФТІМС НАН України, Київ)*  
**ПРОГНОЗУВАННЯ ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА**  
**ПРОГАРТОВАНІСТЬ ЛИВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ**  
E-mail: [aftyev@yahoo.com](mailto:aftyev@yahoo.com)

Прогартованість характеризує здатність сталі сприймати загартування на певну глибину і є однією з основних характеристик, що дозволяє прогнозувати розподіл структурних складових по перерізу виливка або деталі.

Дослідження впливу різних факторів показують, що прогартованість конструкційної сталі визначається в основному стійкістю аустеніту до переохолодження і залежить від розміру зерна аустеніту, ступеня легування твердого розчину та вмісту в ньому вторинних фаз. Враховуючи, що прогартованість визначається, в основному, як відстань від поверхні деталі або виливка до зони, що містить 50 % мартенситу, визначили вплив хімічного складу сталі і температури гартування на твердість зони, що містить 50 % мартенситу.

Математичний аналіз показав, що твердість напівмартенситної зони конструкційних сталей, що містять (мас. %) від 0,15 до 0,72 C; 0,17-2,2 Si; 0,3-1,2 Mn; до 1,6 Cr; 3,25 Ni; 0,45 Mo; 0,2 V; 0,005 B; 0,15 Ti та загартованих при температурах від 810 до 930 °C з ймовірністю 99 % та похибкою  $\delta = 1,31\%$  описується наступним рівнянням:

$$\text{HRC}_{(50\%M)} = 32 + 54 \cdot C + 4,64 \cdot Mn - 10,9 \cdot C \cdot Mn + 3,34 \cdot C \cdot Cr - 2,49 \cdot C \cdot Mn \cdot Cr - 0,013 \cdot t_q, \quad (1)$$

$$R=0,994$$

З урахуванням встановленої залежності методом торцевого гартування, визначили прогартованість литих конструкційних сталей, що містять від 0,19 до 0,52 % масової частки вуглецю; 0,14-0,86 - кремнію; 0,76-2,14 марганцю; 0,03-1,33 хрому; 0,003-0,023 сірки; 0,005-0,024 фосфору; 0,005-0,018 азоту; 0,007-0,07 алюмінію; до 0,13 ванадію; 0,035 титану; 0,003 бора, в інтервалі температур гартування від 900 до 1000 °С.

Приймаючи за незалежні фактори ступінь легування твердого розчину, розмір зерна аустеніту та вміст у ньому нітридів ванадію, алюмінію та титану, побудували математичну модель прогартованості конструкційної сталі, яка має такий вигляд:

$$\begin{aligned} \Pi = & 351Si - 56,51,84D_a \cdot (Si+Mn+Cr+V_a) - 90Mn + 60,7(Si+Mn+Cr+V_a) - \\ & - 1067C \cdot Si + 538C \cdot Mn - 243(C+N_a+B) \cdot (Si+Mn+Cr+V_a) - 57,9Si \cdot Mn + \\ & + 54,8Si \cdot Cr + 7,82D_a \cdot (C+N_a+B) \cdot (Si+Mn+Cr+V_a) \end{aligned}, \quad (2)$$

$$R = 0,981$$

Аналіз рівняння 2 показує, що вплив легуючих елементів і домішок на прогартованість сталі пов'язано в основному з їх твердорозчинною дією і зміною розміру зерна аустеніту. Слід зазначити, незначний вплив вторинної фази, який враховується, мабуть, розміром зерна аустеніту.

Приймаючи за базу сталь 30ХГСЛ, визначили ефективність впливу C, Si, Mn, Cr, V, N і V+N на прогартованість сталі залежно від ступеня перегріву аустеніту над температурою  $t_{ac3}$  (рис. 1).

Результати розрахунків показують, що зміна легуючими елементами розміру зерна аустеніту і ступеня легування твердого розчину така, що при мінімальному ступені перегріву ( $t_q = 900$  °С) марганець, хром, вуглець і азот закономірно підвищують, а ванадій, кремній і спільне легування сталі азотом і ванадієм екстремально змінюють прогартованість сталі. При максимальному перегріві,



твердорастворного чинника. Зниження ефективності впливу таких аустенітоутворюючих елементів як марганець і азот пов'язане, мабуть, зі збільшенням вмісту сталі залишкового аустеніту. Порівнюючи усереднений питомий вплив елементів на прогартованість конструкційної сталі слід зазначити, що найбільш перспективним є її легування азотом.

**Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Подольський Р. В., Сафронова О. А.**  
*(ІЧМ НАН України, м. Дніпро)*

### **ТРАНСФОРМАЦІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ЗАЛІЗНИЧНОГО ОБОДУ ПІД ДІЄЮ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ НАВАНТАЖЕНЬ**

Колеса відносяться до виробів, в яких в процесі експлуатації неможливо уникнути виникнення різних дефектів на поверхні кочення. При несприятливому розподілі залишкових напружень і незадовільній в'язкості металу обода від цих дефектів в радіальному напрямку можуть розвиватися втомні тріщини, що і приведе до руйнування колеса.

Взаємодія колеса і рейки є фізичною основою руху рухомого складу на залізницях. Процеси взаємодії коліс і рейок відносяться до числа найважливіших чинників, що визначають величину допустимої швидкості і безпеку руху поїздів. Від параметрів цієї взаємодії багато в чому залежать безпека руху та основні техніко-економічні показники колійних господарств та рухомого складу. Так, зокрема, втрати енергії, обумовлені зношуванням в системі колесо-рейка, складають 10-30 % витрачених на тягу поїздів паливно-енергетичних ресурсів.

Аналіз сил і напружень, що діють на колісну пару в експлуатації, показує, що напруження в контактні колеса з рейкою і гальмівною колодкою є основною причиною всіх пружно-пластичних деформацій і в значній мірі теплових явищ, що призводять до утворення дефектів на поверхні катання. Ці сили сприяють розвитку процесів втоми в ободі і диску колеса, викликаючи небезпеку його руйнування.

Матеріалом для досліджень служили зразки, виготовлені з досліджуваних коліс марки ER 7, виготовлених відповідно до вимог стандарту DIN EN 13262:2011.