

*energy system. An optimal dynamic mode the motion of jaws, which provides a minimum of dynamic loads.*

***Hydraulic grips, optimization, dynamic forces, gripping force, jaw.***

УДК 630.56.7

## **ВДОСКОНАЛЕННЯ МАТЕМАТИЧНИХ МОДЕЛЕЙ РОЗРОБКИ КОМПЛЕКСНО-ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ІЗ ЗАДАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ**

***О.Є. Семеновський, кандидат технічних наук***

*Викладені основні принципи розробки хімічних складів сталей з заданими властивостями.*

***Модель, властивість, сталь, легування.***

**Постановка проблеми.** До цього часу не розроблена єдина теорія, яка б математично узагальнила всю різноманітність процесів, що відбуваються в сплаві при введенні легуючих добавок. Експерименти в металургії пов'язані зі значними енергетичними та матеріальними витратами, тому роботи вітчизняних та зарубіжних вчених в галузі комплексного легування розвивались в напрямку створення надійних розрахункових систем визначення хімічного складу сталей в залежності від умов технологій виготовлення, зміцнення та експлуатації деталей. При цьому, проміжною ланкою між концентрацією легуючих елементів та властивостями сплаву є структура.

**Аналіз останніх досліджень.** Проведені в останні роки дослідження дозволили встановити природу впливу композицій легуючих елементів на внутрішню будову і, як наслідок, на весь комплекс властивостей сталей для шестерень. Встановлено, що одночасне досягнення високих властивостей міцності та пластичності можливе за рахунок комплексного легування сталі. Комплексне легування більш доцільне також з економічної точки зору, оскільки раціональне введення декількох легуючих елементів призводить до підсилення їх взаємного впливу на структуру та властивості сплаву [1], а це дозволяє значно зменшити витрати легуючих елементів.

© О.Є. Семеновський, 2014

Для розробки раціональних способів легування і модифікування авторами роботи [2] фазові складові сплаву розділено на п'ять рівнів – макро, мікро, суб, мезо та атомний. Введення легуючих елементів дає можливість впливати на кожний з цих рівнів. При цьому, відмічено, один із основних принципів вибору способу легування, а саме – збільшення частки ковалентного зв'язку підвищує міцність сплаву, в той час, як металевий зв'язок підвищує його пластичність.

Вплив легуючих елементів розподіляють за видами структурних складових, на які вони впливають [3]:

- розмір зерна  $\alpha$ -фази;
- розмір та форма карбідної та карбонітридної фаз;
- вміст залишкового аустеніту;
- неметалеві включення.

Крім того необхідно врахувати, що  $\alpha$ -фаза, яка в цементувальних сталях має у вихідному стані ферито-перлітну структуру, зазнає в процесі хіміко-термічної обробки зміни хімічного складу (вміст вуглецю в сталі підвищується з 0,10...0,25% до 0,8...1,0%),  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворень, а також мартенситного перетворення при термічній обробці.

Карбідну фазу також слід розділяти на нерозчинну в процесі впливу високих температур цементації та на ту, що утворюється в процесі відпуску.

Стосовно неметалевих включень, то їх можна розглядати, як порожнечі. Виходячи з цього слід сприяти їх максимальному видаленню при металургійних процесах за допомогою легування, або до їх диспергування та глобуляризації за рахунок модифікування. При цьому для створення узагальнюючої розрахункової моделі необхідна конкретизація механізмів впливу комплексного легування на структурні складові, і, як наслідок, на властивості сталі.

**Мета досліджень.** Основним завданням нашої роботи було отримання сталі, яка б після хіміко-термічної обробки мала достатній рівень контактної втомної міцності і при цьому забезпечувала мінімальну схильність до короблення в процесі зміцнюючої термообробки.

**Результати досліджень.** Виходячи з аналізу відомих в цій галузі розробок для отримання цементувальної сталі з заданим комплексом властивостей необхідне максимальне подрібнення її мікроструктури. При цьому складно математично достовірно оцінити залежність внутрішньої будови сталі від легування, тому що в літературі наведені, як правило, якісні характеристики впливу концентрації легуючих елементів на розміри та форму фазових

складових сплаву. Виходячи з цього, на наш погляд, наведену проблему раціонально розділити на питання впливу комплексного легування на структуру сталі в рівноважному стані та структуру після термічної, або хіміко-термічної обробки. Маючи на увазі той факт, що комплексне легування по різному впливає на характеристики загартовуванності та прогартовуванності сталей. Тобто комплексно-леговані сталі, маючи однакові властивості до термообробки, можуть отримувати різний ступінь зміцнення в процесі гартування, при забезпеченні достатнього запасу питомої роботи руйнування.

Оскільки цементувальні сталі підлягають хіміко-термічній обробці, яка пов'язана з впливом високих температур на протязі тривалого часу, то при їх розробці слід обмежувати схильність до росту аустенітного зерна під час нагрівання та витримки. Виходячи з того, що природне аустенітне зерно, з яким ми маємо справу при цементації, безпосередньо впливає на розміри та властивості мартенситу, що утворюється після термічної обробки, то саме ця структурна характеристика може бути проміжною ланкою на етапі встановлення взаємозв'язків між концентрацією легуючих елементів та структурою сплаву.

Стосовно питання встановлення математичних розрахункових моделей, що пов'язують кількість характеристик структурних складових з властивостями сплаву, є декілька теорій, що базуються на загальноновизнаній залежності Холла-Петча [4], що пов'язує розмір зерна з межею плинності сталі:

$$\sigma_e = \sigma_i + \kappa_y d^{-1/2}. \quad (1)$$

При цьому, це рівняння враховує властивості сплаву, в якому вихідному стані, який описує член рівняння (1) -  $\sigma_i$ .

Друга частина рівняння ( $\kappa_y d^{-1/2}$ ) описує ступінь зміцнення за рахунок легування і термічної обробки, з чого видно, що визначальний вплив на властивості сплаву має розмір зерна ( $d$ ).

Модель, розроблена Зенером та Хілпертом [4], враховує співвідношення Єшбі-Орована, яке пов'язує критичне напруження ( $\tau$ ) з відстанню між недеформованими частинками ( $L$ ) та їх розмірами ( $r$ ) і дає можливість кількісно оцінити ступінь зміцнення сплаву за рахунок впливу так званої другої фази (недеформованих частинок карбідів та карбонітридів) на ефективне закріплення зерен певного розміру. Ця математична модель включає в себе вектор Бюргерса ( $b$ ), що додатково ускладнює розрахунки.

$$\tau = \frac{kb}{L} \ln(r/b). \quad (2)$$

Для низьковуглецевих сталей, технологія зміцнення яких включає операції – цементації, гартування та низького відпуску,

основною структурною складовою є відпущений мартенсит, а також карбідна та карбонітридна фази, які нерозчинні при температурі цементації. Узагальнивши перераховані механізми зміцнення сталі при легуванні, враховуючи вплив дислокацій, Пікерінг [4] прийшов до висновку, що при розрахунку міцності відпущеного мартенситу визначальний вплив мають величина мартенситних зерен, а також відстань між частками карбідної фази та їх розміри, при цьому математична залежність має наступний вигляд:

$$\sigma_{0,2} = 550 + 1,23 \cdot 10^{-1} d^{-1} + 4,1 \cdot 10^{-2} L^{-1}. \quad (3)$$

Аналізуючи цю модель, можна зробити висновок про розділення в наведеному рівнянні механізмів зміцнення сталі на три складові. Перша з них це константа, яка відповідає міцності базової композиції, а другі два члени рівняння описують відповідно ступінь зміцнення сплаву за рахунок подрібнення зерна та за рахунок зменшення відстані між частинками карбідної фази. Тобто знову ми маємо розподілення факторів впливу при легуванні відповідно до їх природи та визначення коефіцієнтів при складових рівняння (3), які по суті і визначають ступінь зміцнення сталі в конкретному наведеному випадку. При цьому суттєвий вплив на міцність (більше 10%, від загального рівня властивостей сталі) карбідна фаза буде мати, якщо відстань між її частинками не буде перевищувати 100 мкм. З метою вдосконалення розрахункових моделей в роботах вітчизняних вчених Винокура Б.Б. та інших [5], вплив легуючих елементів розділено на розрахунок зміцнення  $\alpha$ -фази за рахунок викривлення кристалічної ґратки та зміцнення сталі недеформуєними частинками карбідної та карбонітридної фаз. Вибравши відповідну композицію легуючих елементів, яка дає можливість подрібнення зерна  $\alpha$ -фази для досягнення необхідного рівня механічних та технологічних властивостей сплаву, приріст межі плинності сталі ( $\tau$ ) за рахунок зміцнення карбідною фазою можна обчислити, виходячи з рівняння:

$$\tau = \frac{2aGb}{L}. \quad (4)$$

Визначальною величиною в цьому рівнянні є відстань між частинками ( $L$ ). Аналізуючи та узагальнюючи розглянуті математичні моделі, які описують вплив структури на властивості сплаву, можна зробити висновок, що для отримання оптимальних результатів, вирішення задачі в загальному вигляді зводиться до розподілення математичного виразу на члени, кожен з яких відповідає ступеню зміцнення певною фазовою складовою сплаву та встановлення співвідношення між частинами рівняння. Звернувши увагу на те, що до всіх рівнянь, як основні, входять такі параметри, як величина

зерна  $\alpha$ -фази, концентрація, розмір і відстань між частинками карбідної фази, в якості одного із критеріїв рекомендовано застосовувати розмір природного аустенітного зерна. Тому що саме аустенітна структура визначає властивості мартенситу і може бути проміжною ланкою між хімічним складом сталі та властивостями. Крім того, методика визначення природного аустенітного зерна є достатньо відпрацьованою. Стосовно визначення другого критерію, який залежить від характеристик карбідної фази, то нами пропонується математична залежність, яка пов'язує відстань між частинками недеформованої твердої фази з її концентрацією та розміром. Вона описується наступним рівнянням:

$$L_{k,d} = d \times \sqrt[3]{\frac{\pi \cdot 100}{6k}} - d, \quad (5)$$

де  $L_{k,d}$  – відстань між частинками;  $d$  – розмір частинок;  $k$  – концентрація частинок.

Цей вираз дає можливість пов'язати між собою концентрацію легуючих елементів (в нашому конкретному випадку титану та ніобію) з її впливом на величину зміцнення сталі. Для цього необхідно знати розподілення цих елементів між структурними складовими сплаву. Для наочного відображення залежності зміцнення сплаву від вказаних характеристик наведені графічні залежності відстані між частинками карбідної фази в залежності від зміни їх розміру та концентрації в сталі.

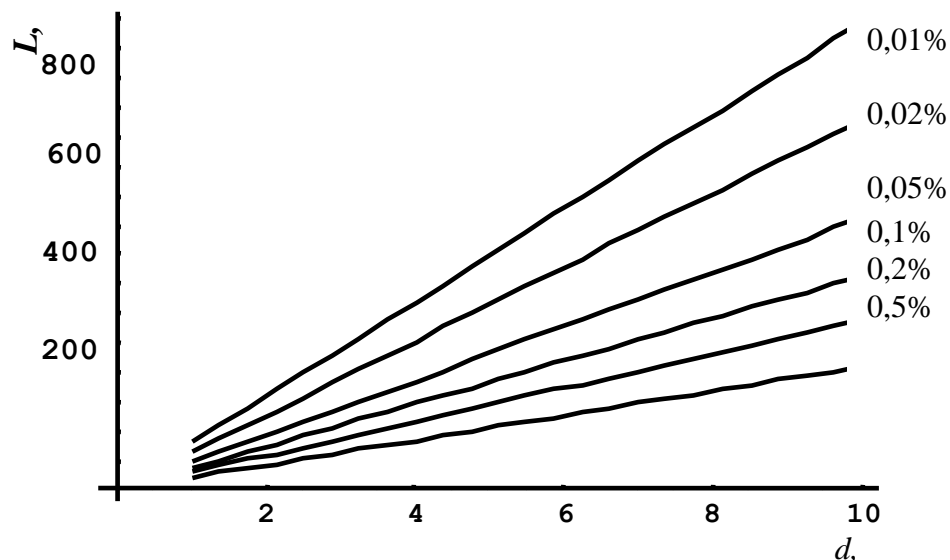


Рис. 1. Залежність відстані між частинками карбідної фази від їх розміру при різних концентраціях.

На графіку (рис. 1) бачимо лінійний характер зміни відстані між частинками, в залежності від величини цих частинок. З цієї

залежності видно, що подрібнення карбідної фази сприяє зменшенню відстані між частинками, і, як наслідок, збільшує ступінь зміцненого сплаву. При цьому подрібнення включень до 1...3 мкм суттєвого зменшує відстань між частинками при концентрації карбідної фази в межах 0,1...0,2% від загального об'єму сплаву. Це дає можливість на декілька десятків відсотків підвищити міцність сталі. Наведена графічна залежність, яка описується рівнянням (5), дає можливість спростити модель запропоновану в роботі Пікерінга (3), замінивши в рівнянні член, який враховує відстань між частинками карбідної фази, виразом до складу якого буде входити певний коефіцієнт ( $L_{k,d}$ ), що пов'язує розмір частинок цієї фази з її концентрацією в сталі. Для визначення цього коефіцієнта слід застосовувати виведену нами формулу (5). Це дасть можливість значно спростити та підвищити достовірність розрахунків, не тільки за рахунок зменшення кількості аргументів в рівнянні (3), а також і тому, що методика визначення відстані між частинками карбідної фази, особливо при її низькій концентрації та малих розмірах, досить складна та має недостатній ступінь вірогідності отриманих результатів. Більш складний характер має залежність відстані між частинками від концентрації легуючих елементів. На рис. 2 наведені функціональні залежності  $L = f(k)$  для карбідної фази з розміром частинок 1, 3, 5, 10 мкм.

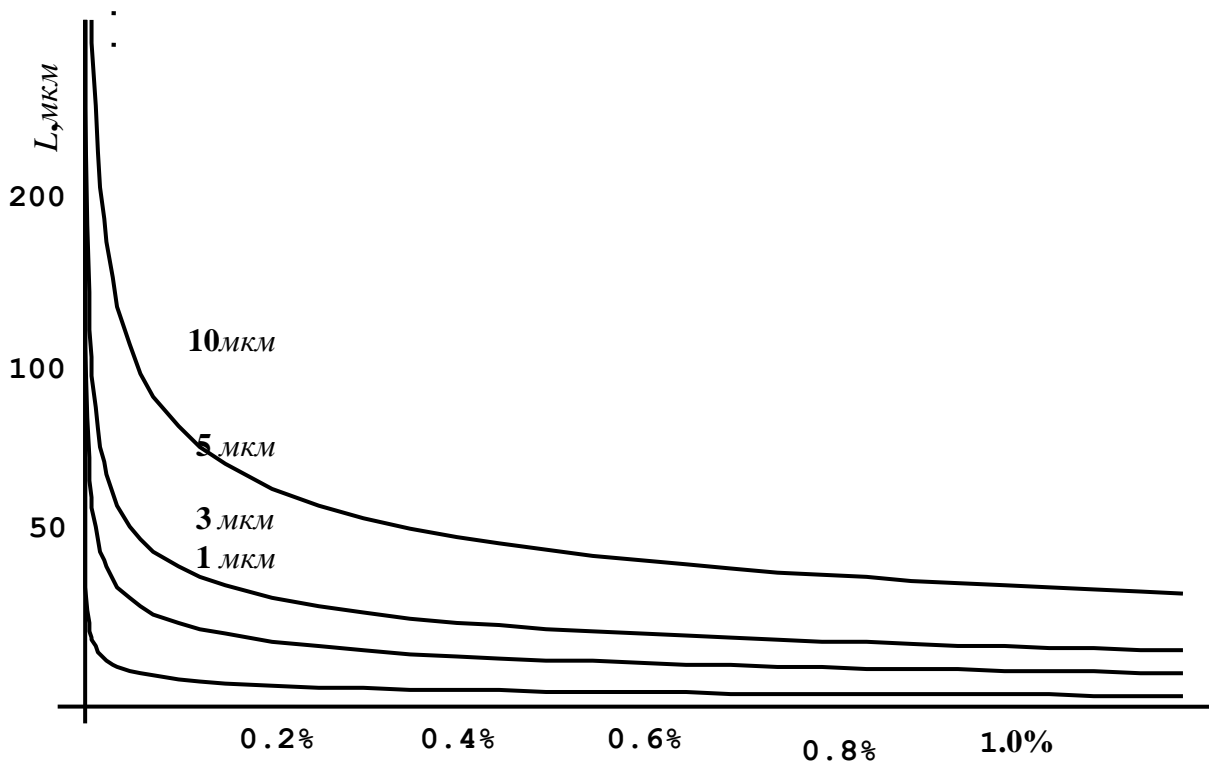


Рис. 2. Залежність відстані між карбідними включеннями від їх концентрації (для розмірів карбідної фази відповідно 1, 3, 5, 10 мкм).

На графіку ці криві розміщені знизу вгору, відповідно наведеній послідовності. Видно, що при розмірах карбідної фази 5 і 10 мкм, відстань між цими частинками буде залишатись в межах 30...100 мкм навіть при концентрації цієї фази до 0,5%, що недоцільно. Відчутне зміцнення сплаву при оптимальній концентрації карбідної фази в межах 0,1...0,2% спостерігається при розмірі частинок до 2...3 мкм.

Слід відзначити і той факт, що характер кривої, яка описується залежністю:  $L=f(k)$  (рис. 2), вказує на підвищення інтенсивності збільшення відстані між частинками при зниженні концентрації менше 0,05...0,15 відсотків для розміру частинок відповідно 5...1 мкм. Інтенсивне збільшення відстані між частинками, як вказувалось раніше приводить до нівелювання ефекту від легування елементами, що в нашому конкретному випадку утворюють карбідну фазу (ніобій та титан).

Співставлення результатів аналізу графічних залежностей відстані між частинками карбідної фази від їх розміру та концентрації дало можливість відповісти на питання, чому при перевищенні певної межі вмісту легуючих елементів спостерігається зниження механічних властивостей сталі. Це пояснюється тим, що при незначних концентраціях (в межах до 0,1%) розмір частинок карбідної фази лишається мінімальним (1...3 мкм). В цьому випадку саме концентрація легуючих елементів зменшує відстань між частинками, що і обумовлює зміцнення сплаву.

Підвищення вмісту легуючих елементів, що утворюють карбідну фазу стійку до високих температур, викликає інтенсивне збільшення її розмірів, а це, в свою чергу збільшує відстань між частинками та приводить до розміцнення сплаву.

Таким чином виведене рівняння (5) дає можливість зв'язати концентрацію легуючого елемента через структуру сталі з її властивостями. Тобто знаючи про розподіл хімічного елемента між фазами, можемо встановити вплив на механічні властивості недеформованої фази.

Для встановлення кінцевих розрахунків на основі рівняння запропонованого Пікерінгом (3) необхідна ще кількісна оцінка впливу легуючих елементів на зміцнення зерна  $\alpha$ -фази. Але, як вже відмічено раніше, цей компонент в значній мірі може змінюватись в залежності від режимів термічної обробки. Тому більш доцільно перейти до критерію оцінки зміцнення зерна  $\alpha$ -фази після стандартизованого режиму термічної обробки, пов'язавши його з розміром природного аустенітного зерна.

Поки що єдиною розрахунковою моделлю, що встановлює кількісний зв'язок між хімічним складом сталі та її властивостями є

робота [6]. Виходячи з порівняльного аналізу розрахункових даних по моделі Кондратюка та ін. [6], з даними отриманими в результаті дослідження комплексно-легованих сталей встановлено високий ступінь кореляції між ними.

Механічні властивості сталей визначались по десяти зразкам на точку, тому експериментальні дані мають достатню достовірність. За допомогою дилатометричних кривих була прийнята оптимальна температура нагріву під гартування. Це дало можливість уникнути неточностей, які вносяться в розрахунки тією частиною рівнянь, яка визначає вплив ступеня перегріву в процесі термообробки.

Особливо точно, практично стовідсотково, розрахункові дані співпали з експериментальними, при визначенні межі міцності базової композиції сталі 15ХГН. При більш складному комплексі легуючих елементів, який включає композицію Ti+Nb, розбіжність з розрахунковими даними експериментальних не перевищила декількох процентів, при легуванні титаном та трохи більше 10-ти відсотків при спільному легуванні титаном і ніобієм.

Що стосується характеристик в'язкості сталей, то, як відмічено авторами розрахункових моделей, кореляція тут дещо нижча, вона знаходиться в межах 80-90 %. Це стосується, як базової сталі так і комплексно-легованих сталей розроблених нами композицій.

Наведені фактори пояснюють природу зниження механічних властивостей сталей при перевищенні певної межі легування елементами, які здатні утворювати нерозчинну карбідну та карбонітридну фази.

Отримані на основі експериментальних досліджень математичні залежності дали можливість уточнити наведені розрахункові моделі [6], в досліджених інтервалах концентрацій легуючих елементів. В рівнянні для визначення міцності сталі(6) уточнена частина, що стосується впливу титану та ніобію, а також доповнено ще одним членом, який визначає вплив церію:

$$\begin{aligned}
 \sigma_B = & 443 + 3058 \times C - 229 \times Mn + 267 \times Si + 412 \times Gr + 184 \times Mo + 22,7 \times Ni - \\
 & - 235 \times Gr \times Si - 35,2 \times Mn \times Ni + 323 \times Gr \times V + 170 \times Mn^2 - 68,3 \times Gr^2 - 1113 \times V^2 - \\
 & - 28423 \times Ti^2 + 545,5 \times Ti - 7442 \times Nb^2 + 1985 \times Nb + 15050500 \times Ce^3 - \\
 & - 955628 \times Ce^2 + 14913 \times Ce.
 \end{aligned} \quad (6)$$

Уточнено рівняння для визначення ударної в'язкості має вигляд:

$$\begin{aligned}
 KCU = & 85 + 69,4 \times Mn + 1,51 \times Gr - 167 \times Mo - 9,61 \times V - 195 \times C \times Mn + \\
 & + 12,7 \times Mn \times Ni - 358 \times C^2 - 10,2 \times Mn^2 + 9,6 \times Si^2 + 551 \times Mo^2 + 368056 \times Ti^3 - \\
 & - 90387 \times Ti^2 + 5239 \times Ti + 39805 \times Nb^3 - 20701 \times Nb^2 + 3289 \times Nb + \\
 & + 19474700 \times Ce^3 - 1631000 \times Ce^2 + 31984 \times Ce.
 \end{aligned} \quad (7)$$



## Висновки

В результаті аналізу математичних моделей розрахунку хімічного складу сталей з заданими властивостями встановлено, що основною, зв'язуючою ланкою між ними є такі структурні фактори: а) розмір зерна  $\alpha$ -фази; б) морфологія карбідної фази танеметалевих включень.

Для проведення розрахунків базовими характеристиками структури слід вважати розмір природного аустенітного зерна сталі та відстань між частинками так званої недеформуємої фази.

З метою вдосконалення існуючих математичних моделей встановлена залежність між розмірами, концентрацією та відстанню між включеннями карбідної та карбонітридної фаз.

Для визначених оптимальних концентрацій титану, ніобію та церію уточнена математична модель [6], яка поки що єдина безпосередньо пов'язує властивості і хімічний склад сталей.

## Список літератури

1. Браун М.П. Комплексно-легированные конструкционные стали / М.П. Браун. – К.: Наукова думка, 1965. – 292 с.
2. Ершов Г.С. Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов / Г.С. Ершов, Л.А. Позняк. – К.: Наукова думка, 1993. – 391 с.
3. Ершов В.М. Физико-механические основы рационального легирования сталей и сплавов / В.М. Ершов. – М.: Металлургия, 1982. – С. 5–127.
4. Пиккеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пиккеринг. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
5. Винокур Б.Б. Легирование машиностроительной стали / Б.Б. Винокур, Б.Н. Бейнисович, А.Л. Геллер, М.Э. Натансон. – М.: Металлургия, 1977. – 211 с.
6. Винокур Б.Б. Расчетные модели для определения механических свойств конструкционных сталей / Винокур Б.Б., Касаткин О.Г., Кондратюк С.Е. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. – №7. – С. 2–6.

*Изложены основные принципы разработки химических составов сталей с заданными свойствами.*

***Модель, свойство, сталь, легирование.***

*The basic principles for development of chemical compositions of steels with specified properties.*

***Model, property, steel, alloying.***