

33xx		Ni \approx 3,50; Cr = 1,50...1,57
34xx		Ni \approx 3,00; Cr \approx 0,77
41xx	Хромомолібденові	Cr = 0,50...0,95; Mo = 0,12...0,30
46xx	Нікельмолібденові	Ni = 0,85...1,82; Mo = 0,20...0,25
48xx		Ni \approx 3,50; Mo \approx 0,25
61xx	Хромованадієві	Cr = 0,60...0,95; V = 0,10...0,15
72xx	Вольфрамохромисті	W \approx 1,75; Cr \approx 0,75
92xx	Кремнієвомарганцовисті	Si = 1,4...2,0; Mn = 0,65...0,85; Cr < 0,65
9xx	Високоміцні низьколеговані	Різні типи SAE
xxVxx	Бористі сталі	B – сталь містить бор
xxLxx	Сталі леговані	L – сталь містить свинець
43xx	Нікель – хром – молібденові	Ni \approx 1,82, Cr = 0,50...0,80, Mo \approx 0,25
43Vxx		Ni \approx 1,82; Cr \approx 0,50; Mo = 0,12...0,25; V > 0,03
47xx		Ni \approx 1,05; Cr \approx 0,45; Mo = 0,2...0,35
81xx		Ni \approx 0,30; Cr \approx 0,40; Mo \approx 0,12
86xx		Ni \approx 0,55; Cr \approx 0,50; Mo \approx 0,20
87xx		Ni \approx 0,55; Cr \approx 0,50; Mo \approx 0,25
88xx		Ni \approx 0,55; Cr \approx 0,50; Mo \approx 0,35
93xx		Ni \approx 3,25; Cr \approx 1,20; Mo \approx 0,12
97xx		Ni \approx 0,55; Cr \approx 0,20; Mo \approx 0,20
98xx		Ni \approx 1,00; Cr \approx 0,80; Mo \approx 0,25

*останні дві цифри вказують на середній вміст вуглецю (у сотих долях %).

Найбільш широко в світі для литва, поковок, гарячекатаного і холоднокатаного металу, катанки, трубних та листових матеріалів використовується класифікація *SAE - AISI*.

Основні групи сталей відповідно до класифікації *SAE - AISI* приведені в табл. 1.

Афтанділянц Є.Г.
(*НУБіП, м. Київ*)

МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРИ ВИЛИВКІВ

E-mail: aftyev@yahoo.com

Для сприятливого співвідношення високого рівня експлуатаційних властивостей виливків і мінімальної витрати легувальних елементів необхідна оптимізація хімічного складу металу основи і робочого шару, параметрів лиття та термічної обробки, з метою отримання дисперсної структури і однорідного розподілу вторинних фаз.

Ефективний вибір оптимальних режимів легування, лиття і термічної обробки виливків можливий в результаті комп'ютерного аналізу процесу формування структури виливків при охолодженні після заливки і в процесі термічної обробки.

При визначенні закономірностей формування структури виливків у литому стані, за незалежні вихідні фактори приймали швидкості охолодження виливків у рідкому стані, інтервали затвердіння і температурній області перед дифузійним розпадом аустеніту, температури початку і закінчення дифузійного розпаду аустеніту сталі та її вуглецевий еквівалент.

За функції відгуку брали кількості розмір зерен фериту та перліту. Фізико-математичні моделі апроксимували поліномом n -ступеню.

Аналіз отриманих рівнянь показав, що в процесі затвердіння і охолодження після затвердіння виливків вміст структурних складових і дисперсність ферито-перлітної структури сталі з коефіцієнтом кореляції від 0,825 до 0,867 визначається вуглецевим еквівалентом сталі і швидкостями охолодження в рідкому стані, інтервали затвердіння і в температурній області від 600 до 800 °С, перед дифузійним розпадом аустеніту.

За наведеними закономірностями визначили вплив швидкості охолодження виливка в рідкому стані, інтервали затвердіння, температурній області від 800 до 600 °С, перед дифузійним розпадом аустеніту, і хімічного складу сталі на параметри структури виливка.

Розрахунки проводили шляхом зміни значень одного вихідного параметра при фіксованих базових значеннях інших факторів. За базові значення брали середні величини експериментальних факторів, які мали наступні значення: $V_{\text{л}} = 1,43$ °С/с; $V_{\Delta\text{тз}} = 0,54$ °С/с; $V_{800-600} = 0,15$ °С/с; $C = 0,55$ мас. %; $\text{Si} = 0,42$ мас. %; $\text{Mn} = 0,73$ мас. %; $\text{S} = 0,03$ мас. %; $\text{P} = 0,03$ мас. %; $\text{Cr} = 0,2$ мас. %.

Аналіз результатів моделювання показав, що збільшення швидкості охолодження виливка в рідкому стані, інтервали затвердіння і температурної області від 800 до 600 °С, а також легування сталі марганцем і хромом призводить до диспергування структури сталевого виливка.

Приймаючи за незалежні фактори параметри структури в литому стані та вуглецеві еквіваленти, визначили закономірності формування структури термооброблених виливків.

За функції відгуку структурних характеристик виливків після термічної обробки брали кількість і розмір зерен фериту та перліту в сталі. Аналіз рівнянь показав, що дисперсність мікроструктури після термічної обробки істотно залежить від відповідних структурних параметрів в литому стані і ступеню легування твердого розчину сталі.

Результати моделювання показують, що в процесі термічної обробки посилюється в 2...3 рази вплив факторів, які призводять до диспергування структури виливків у литому стані.

Встановлені закономірності забезпечують можливість аналітичного прогнозування впливу хімічного складу і режимів термічної обробки на структуру виливків. Встановлені залежності є теоретичною основою комп'ютерного металознавства і при розробці алгоритму комп'ютерної програми дають можливість шляхом комп'ютерного експерименту дослідити вплив хімічних складів і умов виробництва на структуру виливків.