“Новости научной мысли–2006”. – Т. 5. Технические науки. – Дн.: Наука и образование, 2006. – С. 3–5.

8 . Чертов М.А., Смолин А.Ю., Сапожников Г.А., Псахье С.Г. Влияние поверхностных волн на взаимодействие налетающих частиц с поверхностью материала // Письма в ЖТФ. – 2004. – Т. 30.–Вып. 23. – С. 77– 84.

9. Гичёв Ю.А., Перцевой В.А. Сравнение инженерной модели с численным методом определения запирающих свойств газовой струи // Зб. праць наук.-техн. Конф. “Прикладні проблеми аерогідромеханіки та тепло-масопереносу”. – Дн.: ДНУ, 2006. – С. 34–35.

УДК 669.0173

ГАРТУВАННЯ СТАЛІ 70 В УМОВАХ ОБ’ЄМНОГО СТИСНЕННЯ

В.І. Большаков, Г.М. Воробйов, Т.С. Хохлова*

Придніпровська державна академія будівництва та архітектури

**Національна металургійна академія України*

Гартування є одним із найпоширеніших видів термічної обробки, що дозволяє підвищити міцнісні властивості сталевих виробів. Однак підвищення міцності при гартуванні супроводжується досить значним ростом крихкості. Для зниження крихкості доводиться застосовувати додаткову операцію термообробки – відпуск. Однією з причин високої крихкості загартованих сталей може бути утворення мікротріщин при гартуванні [1]. Тому метою цієї праці було з'ясування можливості зниження крихкості загартованих сталей за рахунок застосування гартування в умовах всебічного стиснення.

Для реалізації гартування в умовах всебічного стиснення було використано зневуглецювання циліндричного прутка сталі 70 діаметром 6,5 мм. При цьому виходили з експериментальної залежності питомого об'єму сталі від вмісту вуглецю, яку можна простежити з таблиці 1, довідника [2]. Оскільки вміст вуглецю у використаній для дослідів сталі 70 становить 0,68%, а вміст основних домішок Mn та Si був у межах змін вмісту цих елементів у сталях (результати наведені в табл. 1), то різницю в питомих об'ємах використаної нами сталі до та після гартування прийняли рівною 0,12975– 0,12873 = 0,00102.

Таблиця 1

Зміна питомого об’єму сталі після гартування

Хімічний склад, %			Питомий об’єм, $см^3/г$	
C	Mn	Si	Після відпалу	Після гартування
1	2	3	4	5
0,08	0,12	0,02	0,12707	0,12708
0,21	1,05	0,25	0,12761	0,12779
0,23	0,54	0,10	0,12724	0,12742
0,31	0,73	0,30	0,12752	0,12788
0,45	0,14	0,16	0,12747	0,12785
0,50	0,53	0,17	0,12786	0,12829

Продовження таблиці 1

1	2	3	4	5
0,58	0,90	0,18	0,12750	0,12811
0,68	1,17	0,26	0,12873	0,12975
0,70	0,39	0,18	0,12785	0,12862
0,83	0,28	0,25	0,12757	0,12900
0,93	0,34	0,17	0,12802	0,12892

Збільшення питомого об'єму циліндричного прутка після гартування повинне було скласти $\frac{0,00102}{0,12873} \approx 0,008 = 0,8\% \cdot$

Якщо мартенситне перетворення сталі з вмістом вуглецю 0,68% відбувається усередині оболонки з концентрацією С менше 0,08%, то на поверхні контакту об'ємів з різною концентрацією вуглецю повинне виникнути зусилля стиснення P, що згідно [3] виражається формулою:

$$\frac{\Delta V}{V} = -\alpha P + \beta P^2, \qquad (1)$$

де для заліза $\alpha = 5,844 \cdot 10^{-12}$ (Па)$^{-1}$, $\beta = 1,5 \cdot 10^{-22}$(Па)$^{-2}$.

Оскільки в нашому випадку $\frac{\Delta V}{V} = 0,008$, то з (1) одержуємо рівняння, яке можна розв’язати й розрахувати наявний у цьому випадку тиск:

$$0,008 = -5,844\ P\ 10^{-12} + 1,5\ 10^{22} P^2. \qquad (2)$$

У нормальному вигляді рівняння (2) буде виглядати так:

$$1,5 - 10^{-22} P^2 - 5,844\ P \cdot 10^{-12} = 0,008. \qquad (3)$$

Звідки одержуємо:

$$P_{1,2} = \frac{5.844 \pm \sqrt{5.844 \cdot 10^{-24} + 4 \cdot 1.5 \cdot 10^{-22} \cdot 0.008}}{2 \cdot 1.5 \cdot 10^{-22}};$$

$$P_1 = \frac{10^{-12} \cdot 5.844 + \sqrt{34.1523 \cdot 10^{-24} + 10^{-24} \cdot 4.8}}{2 \cdot 1.5 \cdot 10^{-22}} = \frac{10^{-12}\left(5.844 + \sqrt{38.9523}\right)}{2 \cdot 1.5 \cdot 10^{-22}} =$$

$$= \frac{10^{-12}\left(5.844 + 6.2412\right)}{3 \cdot 10^{-22}} = \frac{12.0852 \cdot 10^{-12}}{3 \cdot 10^{-22}} = 4.024 \cdot 10^{10}\ \text{Ї à}$$

Тобто тиск на границі одержуємо рівним $4,024 - 10^5$ атмосфери або 402,4 кг/мм^2. У дійсності тиск має бути істотно меншим цієї величини, тому що перетворення відбувається не при кімнатній температурі, а приблизно при 250 °С.

Крім того, мартенситне перетворення при такому великому тискові повинне супроводжуватися пластичною деформацією порівняно з пластичною, зневуглецьованою оболонкою. Але навіть якщо за рахунок цих ефектів тиск зменшиться у 100 разів, то й у цьому випадку, тиск в 4000 атмосфер може значно ускладнити утворення мікротріщин при мартенситному перетворенні.

Величину P_2 у формулі (3) не було сенсу підраховувати, тому що згідно з (3) він повинен бути негативним, а негативний тиск у нашому випадку не має фізичного сенсу.

Ці розрахунки показали, що при мартенситному перетворенні зневуглецьований поверхневий шар повинен зазнавати тиску на внутрішні частини гартованого прутка сталі (вміст вуглецю 0,68%) що дорівнює 402400 атмосфер. Це пов'язано з тим, що, відповідно до згаданої вище таблиці [2], сталь з умістом вуглецю 0,08% і менше при гартуванні не змінює свій об'єм і, отже, не повинна змінювати при гартуванні свою форму. У той же час об'єм внутрішньої не зневуглецьованої частини прутка при гартуванні повинен збільшитися, наприклад на 0,8%. Однак цьому збільшенню буде перешкоджати зовнішня зневуглецьована оболонка. У результаті взаємодії цих двох частин гартованого прутка із сталі 70 зовнішній зневуглецьований поверхневий шар виявиться розтягнутим, а внутрішній, з вихідним вмістом вуглецю 0,68% – стиснутим.

Усебічне стиснення дуже високого тиску, яке супроводжується збільшенням питомого об'єму приблизно на 0,8% при гартуванні, повинне перешкоджати виникненню мікротріщин і, як наслідок, знижувати крихкість загартованих сталевих виробів.

Для виявлення впливу всебічного стиснення на механічні властивості загартованої сталі 70 було виконано наступні дослідження.

З прутка сталі 70 діаметром 6,5 мм були виточені 5 циліндричних зразків для випробувань на розтягання з довжиною і діаметром робочої частини відповідно 15 мм і 3 мм. Ці зразки закладали у кварцеву ампулу разом зі стружкою з титану, яку розміщали в сталевій ємності, що закривалася кришкою з різьбою. Призначення титанової стружки – запобігання окислюванню поверхні розривних зразків зі сталі 70 під час їх нагрівання. З ампули попередньо відкачували повітря із забезпеченням вакууму $2 \cdot 10^4$ мм ртутного стовпа. Після досягнення такого вакууму ампула запаювалася. Запаяну ампулу з розривними зразками поміщали в термічну піч, попередньо нагріту до 770 °С, де і витримували. Після розміщення ампули в печі температура в ній зменшувалася до 690°С, але вже через 11 хвилин вихідна температура (770 °С) відновлювалася. Витримка розривних зразків при цій температурі тривала 40 хвилин. По завершенні ізотермічної витримки ампулу витягали з печі кліщами і переносили в ємність із мінеральним мастилом, де ударом металевого вантажу по кліщах ампула руйнувалася із гартуванням розривних зразків.

В іншій серії розривні зразки такого ж розміру виготовляли обробкою на токарному верстаті та шліфуванням з прутка сталі 70 діаметром 6,5 мм, що протягом 2 годин піддавався зневуглецюванню при температурі 1100°С.

Як показали мікроскопічні дослідження, товщина зневуглецьованого шару на поверхні стрижня склала 0,76 мкм. Зневуглецьований пруток потім ще раз нагрівали до температури 770 °С з витримкою в печі (тривалість 40 хвилин) та подальшим гартуванням у мастилі. З цього прутка також було виготовлено п'ять розривних зразків діаметром і довжиною робочої частини 3 мм та 15 мм відповідно. Для випробувань із двох згаданих вище серій було відібрано по одному зразку. Відповідні діаграми розтягування показані на рисунку 1.

Як видно з рисунка 1, вершина діаграми розтягування зразка, загартованого після попереднього зневуглецювання, в 21 раз вища, ніж після гартування без зневуглецювання. Це підтверджує, що попереднє зневуглецювання дозволяє у великій мірі усувати крихкість загартованої сталі 70. Гострі вершини кривих розтягування дозволяють зробити висновок, що в обох випадках має місце крихке руйнування (у випадку пластичного плину, хоча б часткового, на вершині з'явилося б округлення). Крихкий характер руйнування підтверджує також відсутність видовження зразків під час розриву. Через наведені вище обставини оцінити пластичність у досліджених двох видах гартування було неможливо.

Однак крихкість сталі 70, загартованої без попереднього зневуглецювання, проявляється в надзвичайно низькій міцності цієї сталі на розрив. У той же час, після попереднього окислювання з наступним гартуванням, міцність сталі 70 на розрив виявилася на 12% вищою, ніж після звичайного гартування і наступного низького відпуску при температурі 150°С.

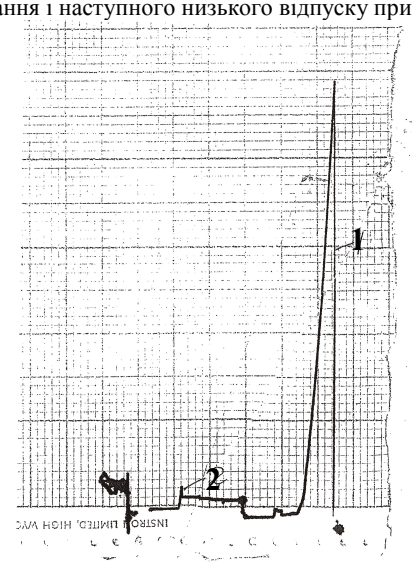

Рис. 1. Гартування сталі 70 в умовах об’ємного стиснення:
1 – зневуглецьованої; 2 – незневуглецьованої.

Оскільки сталь 70 використовується для виготовлення пружинного дроту, гартування в умовах всебічного стиснення може відкрити можливість усунення операції відпуску пружинно-ресорних сталей.

ВИСНОВКИ

1. Запропоновано спосіб реалізації гартування сталі в умовах усебічного стиснення.
2. Показано, що гартування сталі 70 в умовах усебічного стиснення при

попередньому поверхневому зневуглецюванні дозволяє підвищити межу міцності сталі в 21 раз порівняно зі звичайним гартуванням.

Література

1. Бернштейн Л. М., Капуткина Л. М., Прокошкин С. Д. Отпуск стали. М.: МИСИС, 336 с.
2. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. Справочник ГНТИЛЧЦМ, Москва, 1956., С. 390.
3. Физические величины. Справочник, М.: Энергоиздат, 1991, 1232 с.

УДК 669.017.113:669.13

ВПЛИВ ГІДРОЦИРКУЛЯЦІЙНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗАЕВТЕКТИЧНИХ ПОРШНЕВИХ СИЛУМІНІВ

В.З. Куцова, О.А. Носко, А.С. Шерстобітова
Національна металургійна академія України

Підвищення якості та надійності деталей і конструкцій є одним із найважливіших завдань, які стоять перед металургами та машинобудівниками. Виконання цих завдань безпосередньо пов’язане з підвищенням властивостей конструкційних матеріалів, у тому числі ливарних алюмінієвих сплавів, які широко використовуються в усіх галузях промисловості.

Підвищення властивостей ливарних сплавів на основі алюмінію потребує синтезу нових і удосконалення стандартних сплавів, використання оптимальної технології виробництва сплавів і відливок. Властивості відливок можуть бути значно поліпшені при правильному виборі технології мікролегування, лиття, термічної обробки в рідкому та твердому стані, фізичних методів впливу на розплав, визначенні оптимального вмісту мікролегуючих та модифікуючих елементів, що потребує поглибленого розуміння механізмів цих процесів.

У праці поставлене й вирішене важливе завдання: розроблення режимів зовнішнього впливу на розплави комплексно-модифікованих заевтектичних силумінів у рідкому стані для формування оптимальної тонкодиференційованої структури, компактних первинних кристалів кремнієвого твердого розчину і високих механічних властивостей.

Як спосіб обробки розплаву силумінів використано гідроциркуляційний метод, розроблений у Фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАНУ під керівництвом члена-кореспондента НАНУ Г. П. Борисова [1; 2].

Промисловий сплав АК18 виплавляли в індукційні печі у графітовому тиглі об’ємом 5 кг. Як шихтові матеріали використовували технічний алюміній марки А5, технічний кремній КРО, лігатури Al–B та Al–Sn. Сплав виготовляли методом сплавлення основних компонентів, піддавали дегазації і рафінуванню. Лігатури вводили в розплав при температурах 750–780°С, після введення модифікаторів упродовж 30 хвилин сплав ретельно перемішували і охолоджували.

Хімічний склад дослідного сплаву визначали спектральним аналізом на установці ARL-2400 (табл. 1).