DOI: 10.31548/machenergy.2019.02.013-022

УДК 669.019

## ВПЛИВ ВОДНЮ НА ЯКІСТЬ СТАЛЕВИХ ВИРОБІВ

# Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів і природокористування України, Україна.

Кореспонденція автора: aftyev@yahoo.com.

Історія статті: отримано – квітень 2019, акцептовано – червень 2019. Бібл. 6, рис. 13, табл. 2.

Анотація. З метою підвищення якості сталевих виробів проаналізовано закономірності розчинення водню в розплавах залізовуглецевих сплавів і виділення при кристалізації та фазових перетвореннях сталі. Наведено механізм накопичення водню на дефектах кристалічної будови металів і сплавів, утворення та розповсюдження тріщини під дією нормального напруження за участі кластеру водню та дислокацій, також напрямки запобігання а негативного впливу водню. Встановлено, шо основною причиною утворення флокенів являється присутність в сталі підвищеної кількості водню в зонах напружень розтягування, які виникають в процесі структурних перетворень сталі, пластичній деформації, нерівномірному охолодженні, в місцях концентрації напружень, дефектах кристалічної решітки, границях зерен, неметалевих включеннях і лікваційних неоднорідностях. На основі встановлених закономірностей розроблені режими охолодження та витримки заготовок з вуглецевих та низьколегованих сталей після гарячої обробки тиском, а також режими попередній та кінцевій антифлокеної термічної обробки сталевих заготовок, що містять водень, які дозволяють отримати якісні сталеві вироби без флокенів.

Ключові слова: водень, сталь, флокени, напруження, термічна обробка, температура, нагрівання, охолодження, витримка.

# Постановка проблеми

Вплив кисню та азоту на якість сталевих виробів відомо і докладно викладено в численних монографіях, наприклад, [1, 2]. Однак закономірності впливу водню на якість сталевих виробів і умови утворення дефектів кристалічної будови, а також методи нівелювання його негативного впливу вивчені недостатньо.

## Аналіз останніх досліджень

Характерною особливістю розподілу водню в розплаві, процесі кристалізації і затвердіння стали, а також термічної обробки є його висока дифузійна рухливість. Наприклад, при температурі 1600 °С дифузійна рухливість водню в залізовуглецевому розплаві в 29 разів більше, ніж кисню і в 64 рази більше ніж азоту [3]. У твердому стані металу таке перевищення в інтервалі температур від 500 до 700 °C становить від  $8 \cdot 10^3$  до  $2 \cdot 10^2$  разів у порівнянні з дифузійною рухливістю азоту, від  $8 \cdot 10^4$  до  $1,1 \cdot 10^3$ разів – вуглецю і від  $8 \cdot 10^{11}$  до  $1,3 \cdot 10^7$  разів - елементів заміщення (рис. 1).



**Рис. 1.** Влив температури на коефіцієнт дифузії водню (1), азоту (2), вуглецю (3) и елементів заміщення (4).

**Fig. 1.** The effect of temperature on the diffusion coefficient of hydrogen (1) nitrogen (2), carbon (3) and elements of substitution (4).

Це зумовлює провідну роль водню в утворені та розвитку дефектів кристалічної будови сталевих виробів при неконтрольованому його вмісті в сталі.

При зниженні температури сталі відбувається виділення водню через зміну його розчинності, особливо інтенсивне при кристалізації сталі та її алотропних перетвореннях. При вмісті водню в сталі більше границі розчинності відбувається утворення молекул водню.

Розчинність водню в металі залежить від тиску газової фази, температури, чистоти металу, його структури, розміру зерна і характеру розподілу дефектів.

Розчинність водню в рідкому залізі при P=0,1 МПа в залежності від температури виражається наступним рівнянням (рис. 2):

 $\lg H_l = -464,82/t + 0,5344, \dots (1)$ 

де Н – водень, мас. %, t-температура, °C.

При охолодженні нижче температури 1539 °C розплав заліза затвердіває з формуванням б-заліза (б-Fe), що існує при охолодженні до 1392 °C. Розчинність водню в б-Fe змінюється відповідно до наступної залежності (рис. 2):

 $\lg H_{\delta-Fe} = -1.51/t + 0.0017, \dots(2).$ 



**Рис. 2.** Вплив температури на розчинність водню в рідкому залізі (1),  $\delta$ -Fe (2),  $\gamma$ -Fe (3) та  $\alpha$ -Fe (4) при тиску P=0.1 МПа.

**Fig. 2.** The effect of temperature on the solubility of hydrogen in liquid iron (1),  $\delta$ -Fe (2),  $\gamma$ -Fe (3) and  $\alpha$ -Fe (4) at pressure P=0.1 MPa.

При 1392 °C у зв'язку із перетворенням  $\delta$ -Fe  $\rightarrow \gamma$ -Fe розчинність водню в залізі змінюється та характеризується рівнянням

 $\lg H_{\gamma-Fe} = -1,21/t - 0,0017, \dots (3).$ 

При охолодженні нижче температури 911 °C відбувається  $\gamma$ -Fe $\rightarrow \alpha$ -Fe перетворення та розчинність водню в  $\alpha$ -Fe описується наступним рівнянням (рис. 2).

 $\lg H_{\alpha-Fe} = -0,1005/t + 0,0004, \dots$  (4). У роботі [4] показано, що в системі залізо-водень

спостерігається декілька типів реакцій водень - метал. Газоевтектична реакція з утворенням із рідини  $\delta$ -Fe фази и газових пор наповнених воднем протікає при 1532,8 °C. Інтервал кристалізації сплавів заліза з воднем 2°C. При 1401°C спостерігається газоперетектоїдна реакція  $\delta$ -Fe + H<sub>2</sub>  $\rightarrow \gamma$ , а при 909,3 °C – газоевтектична реакція  $\gamma \rightarrow \alpha + H_2$ . На границі розділу фаз формується зона, що пересичена воднем. Рух цієї зони приводить до інтенсивної деформації твердого заліза, що утворює умови для формування дефектів кристалічної будови та руйнування.

Схема енергетичного стану системи Fe-H при взаємодії заліза з воднем (а) і форма кластера водню (б), який утворюється в залізі під дією напруги  $\sigma$  наведені на рис. 3.

Адсорбований атом *r* – типу це атом водню, який розміщений не всередині електронної хмари металу. Природа зв'язку такого атома з поверхнею металу, аналогічна звичайному ковалентному зв'язку. Атоми в стані *r* відштовхуються один від одного на початковій стадії адсорбції.



Рис. 3. Схема енергетичного стану системи Fe-H при взаємодії заліза з воднем (а) і форма кластера водню (б), який утворюється в залізі під дією напруги  $\sigma$  [5]: 1 – молекула водню; 2 – адсорбована молекула водню; 3 – адсорбований атом s-типу; 4 – адсорбований атом r-типу; 5 – кластер водню; 6 – атом водню у міжвузлі.

**Fig. 3.** A diagram of the energy state of the system Fe-H in the interaction of iron with hydrogen (a) and the shape of the cluster of hydrogen (b), which is formed in the gland under the tension.

Адсорбований атом s-типу, це атом водню розчинений в металі та дисоційований на протон і електрон в зоні провідності. S – атоми, це атоми, що

впроваджені в електронну хмару, та вони переважають на більш пізніших стадіях адсорбції.

**Таблиця 1.** Класифікація місць накопичення (колекторів) водню на дефектах кристалічної будови заліза та сталі [5].

**Table 1.** Classification of storage locations (reservoirs) of hydrogen at defects of the crystal structure of iron and steel [5].

Клас дефек ту	Природа дефекту	Розміри	Місця	Енер
			накопичен	гія
			ня	ЗВЯЗК
- 5			водню	y, eB
	Атоми заміщення	Декілька між- атомних	Ni. Mn. Cr	0,08-
Точк ові				0,1
			Ti	0,27
	Атоми		C	0,03
	впровадж ення	площин	Ν	> 0,13
Ліній	Ядро дислокації	0,06 нм	Ядро	
			змішаної	0,61
			дислокації	
	Крайові	3 нм	Пружне	0,10-
	дислокації	J HM	поле	0,47
ні	Гвинтові	0.06 um	Ядро	0,21-
	дислокації	0,00 нм		0,31
	Дислокаці		Пороги	
	йні	-		-
	пороги			
		3 нм	Середня	0.27
	Між		границя	0,27
	зеренні		Висококут	0 55-
	границі		ова	0.61
			границя	0,01
	Між фазні границі	Діаметр частинки	TiC	0.8-
			(некогерен	0.98
Лво-			тна)	0,20
мірні	Когерентн		Інтерметал	0.4
	і границі		іди	
		Декілька міжатомн		
	Двіиников		-	-
	1 границі	ИХ		
	D	площин		-
	внутрішні	Адсорбов	Π	
	В1ЛЬН1	аний шар	Поверхня	-
	поверхні			
Об'є мні	Області об'ємного розтягу	Розмір областей	метал на	
			поверхні	0,26
			мікротріщ	
			ИНИ	0,43
			мартенсит	
			НИИ	
	Скупнени		кристал	
	а	Розмір	Скупчення	
	и			0,373
	дислокаці й	скупчень		
	п Пори та	Poswin	Об'єм пор	
		пор чи		_
	трішичи		тпішин	_
L	тріщини	трицин	трицин	l



Рис. 4. Вплив температури відпуску на концентрацію водню в колекторах (а) та матриці (б) заліза загартованого від 427 °С: а (крива 1); б (крива 1) – густина колекторів водню  $9 \cdot 10^{15}$  см<sup>-3</sup>; а (криві 2, 3); б (крива 2) – густина колекторів водню  $10^{17}$  см<sup>-3</sup>; а (криві 1, 2); б – закрита система (обмін атомами водню між зовнішнім середовищем і металом відсутній); а (крива 3) – відкрита система (вільна взаємодія водню, що знаходиться у металі, з зовнішнім середовищем.

**Fig. 4.** The influence of the tempering temperature of the hydrogen concentration in reservoirs (a) and matrix (b) iron tempered 427 °C.

Водень, адсорбований металом, може розчинятися в металі, сегрегувати на дефектах кристалічної будови, адсорбуватися на поверхні мікронерівностей і частинках вторинних фаз, накопичуватися в мікропорах у молекулярній формі, утворювати гідриди з основним металом, вступати в реакцію з легуючими елементами і вторинними фазами. Між воднем, який знаходиться в різних станах, існує динамічна рівновага.

Класифікація місць накопичення (колекторів) водню в металах, тобто ділянок металу, у яких атоми водню мають понижену вільну енергію в порівнянні з нормальними їх позиціями у кристалічної гратці, показана в таблиці 1.

Розрахунки показують, що із збільшенням температури металу і кількості колекторів, вміст водню в них зменшується (рис. 4а), при цьому спостерігається збільшення кількості водню в матриці (рис. 4б).

По часу утворення в сталях колектори водню розподіляються на три групи [6]:

1. Колектори, що утворюються при виплавки та кристалізації сталі. До них відносяться сульфіди та

оксиди, а також інші неметалеві включення, газові пори; усадочні дефекти та гарячі кристалізаційні тріщини.

2. Холодні тріщини, які утворюються протягом обробки тиском або термічної обробки.

3. Тріщини – колектори водню для нових тріщин, які утворилися шляхом поєднання мікротріщин і є колекторами водню та прискорюють утворення нових мікротріщин, тобто процес зростання крихких всерединізеренних ділянок.

У виробничих умовах по кількості випадків неметалеві включення (одиничні та скупчені), як колектор водню, займають перше місце, а на другому місці – усадочні дефекти.

Насичення металу воднем, наприклад, при взаємодії пару води з розплавленою сталлю, супроводжується виділенням розчиненого водню в молекулярній формі в процесі охолодження виливка, зменшенням вільної енергії системи та утворенням умов для зародження та росту тріщин. Внутрішні та зовнішні напруження інтенсифікують процес тріщиноутворення (рис. 5).

Наведені на рис. 5 дані показують, що при відсутності напруження (крива 1) формування кластерів водню в залізі ускладнено, оскільки потрібно подолати великий потенційний бар'єр у розмірі 4,3 eB, при критичному радіусу кластеру  $\approx$  11,6·10<sup>-8</sup> см.

При напруженні 1000 МПа енергія активації процесу розвитку кластера знижується до 0,8 eB (крива 2), а критичний розмір до 7,8·10<sup>-8</sup> см. При напрузі 2000 МПа (крива 3) кластер може розвиватися безперешкодно, тому що енергія активації практично відсутня.



**Рис. 5.** Вплив напруження на вільну енергію системи Fe-H та критичний радіус кластера водню [5]: 1 – напруження ( $\sigma$ ) немає; 2 –  $\sigma$  = 1000 МПа; 3 –  $\sigma$  = =2000 МПа.

**Fig. 5.** Effect of voltage on the free energy of the system Fe-H and the critical cluster radius of hydrogen [5].



Рис. 6. Схема розміщення адсорбованих атомів водню s – (1) и r – (2) типу та молекул водню (3) при розкритті тріщини в залізі [5], 4 – між вузлові атоми водню; 5 – дислокації.

**Fig. 6.** The layout of adsorbed hydrogen atoms s - (1) and r - (2) type and hydrogen molecules (3) the crack opening in the gland [5], 4 – between the nodal atoms of hydrogen, 5 – deployment.

У матеріалі без напружень кластери водню формуються на дислокаціях. Концентрація водню на дислокаціях настільки велика, що виникають гідридоподібні комплекси залізо-водень. Кластери водню можуть утворюватися в скупченні дислокацій, що транспортують атоми водню.

При збільшенні напруги кластер розвивається в мікротріщину за схемою, що наведена на рис. 6. Спочатку формується структура, що відповідає адсорбованим атомам s-типу. Мінімальна енергія атомів водню реалізується у випадку коли електронні хмари цих атомів лежать всередині решітки металу поверхневого шару. Наступним кроком є перехід атомів водню в г-стан, в якому електронні хмари атомів водню в г-стан, в якому електронні хмари атомів водню розташовані поза ґратками металу та розкриття тріщина. частково Атоми водню надходять у порожнину тріщини, рекомбінують в молекули, створюють в ній внутрішній тиск і утворюють умови для розкриття тріщини.

Розповсюдження тріщини починається з накочення водню та формування водневого кластеру перед тріщиною, гирло якої може потім генерувати дислокації і сприяти збільшенню радіуса вершини тріщини (рис. 7).



**Рис.** 7. Механізм розповсюдження тріщини під дією нормального напруження (σ) за участі кластеру водню (1) та дислокацій (2) [5].

**Fig. 7.** The mechanism of crack propagation under the action of normal stresses ( $\sigma$ ) with the participation of the cluster of hydrogen (1) and dislocations (2) [5].

Тріщини, що виникають в наслідок дії водню називають флокенами (нім. Flocken - пластівці). На протравлених шліфах флокени виявляються в виді тонких тріщин, а на зламі загартованих зразків – овальних кристалічних плям срібно-білого кольору в виді пластівців (рис. 8).

а в Л e

Рис. 8. Флокени на макрошліфах вирізаних із різних ділянок сталевих виробів.

Fig. 8. The flocs on macrostep cut from different areas of the steel products.

Флокени є небезпечними дефектами, оскільки їх присутність в сталі призводить до зниження механічних властивостей і інтенсифікації процесу руйнування.

Флокени виникають при високій швидкості охолодження заготовки після гарячої деформації або в процесі термічної обробки, коли не достатньо часу для виходу водню з металу.

Найбільшу схильність до ураження флокенами мають вуглецеві сталі і леговані сталі мартенситного та перлітного класів.

Основною причиною утворення флокенів являється присутність в сталі підвищеної кількості водню в зонах напружень розтягування, які виникають в процесі структурних перетворень сталі, пластичній деформації, нерівномірному охолодженні, концентрації напружень, в місцях дефектах кристалічної решітки, границях зерен, неметалевих включеннях і лікваційних неоднорідностях.

При експлуатації виробу, молекулярний водень, який знаходиться в колекторах, а також експлуатаційні циклічні та динамічні напруження, можуть призвести до утворення експлуатаційних флокенів і зародження на них тріщин в процесі експлуатації.

#### Мета досліджень

Метою даної роботи є визначення умов утворення воднем флокенів в сталі та розробка методів отримання високоякісних сталевих виробів без флокенів.

#### Результати досліджень

Аналіз результатів досліджень і публікацій показав, що видалення водню з сталі до рівня при якому флокени не утворюються можливо тільки у випадку, коли тиск водню в металі буде більше ніж зовнішнього середовища (рис. 9).

Результати розрахунків показують, що тільки при вмісті нижче 0,001% водень знаходиться в молекулярному стані, та не буде виділятися в виді газових бульбашок із рідкої сталі (рис. 9). Однак цього вмісту водню достатньо для того, щоб у твердому стані тиск виділення водню досягав значень порівнянних з границю міцності та текучості сталі, що сприяє утворенню тріщин в сталі. При вмісті водню більше 0,001%, тиск його виділення інтенсивне інтервалу затвердіння, зростає поблизу шо супроводжується «водневим кипінням» сталі, яке уражає виливок або зливок газовими раковинами.

Тільки дуже низька концентрація водню (< 0,001%) і максимально можлива повна дифузія і десорбція водню в атомарному стані при охолодженні можуть захистити виливок або зливок від утворення газових раковин, локальних напружень і тріщин.

Атомарний водень в твердій сталі при зростанні температури або часу витримки виробу при термічної обробці дифундує на вільну поверхню. При контакті з колектором, атомарний водень може асоціюватися в молекули, що передбачає завершення дифузії. Дифузія додаткових атомів водню в цей колектор і їх асоціація в молекули приводить до збільшення локального тиску до 1000-1800 МПа, що може перевищувати границю міцності сталі, викликати додаткові напруження та утворення локальних тріщин.

Формування молекулярного газу із атомарного водню можливе також в результаті реакції з карбідами та неметалевими включеннями, наприклад:

$$Fe_3C + 4H = 3Fe + CH_4;$$
 (6),  
MnS + 2H = Mn +  $H_2S.$  (7),

Утворенні молекулярні водневі сполуки, так як і молекулярний водень, не розчиняються в металі та не дифундують. Це приводить до розвитку в середині металу великих напружень та їх релаксації шляхом руйнування металу, тобто утворення тріщин.

Тиск водню досягає максимуму біля 200 °С, а інтервал 400-200 °С являється небезпечним для утворення флокенів.

Десорбція атомарного водню може протікати при нормальній температурі, однак для цього процесу



потребується дуже довгий час. Швидкість процесу десорбції атомарного водню значно збільшується при нагріві сталі до 200–300 °C внаслідок зростання дифузійної рухливості водню. Ефективність десорбції водню зростає при витримці протягом від 6 до 20 год.

Аналіз впливу легування на флокенестійкість стали показує, що зі збільшенням ступеня легування процес утворення флокенів сповільнюється. Наприклад, при вмісті водню в кількості 0,00027% мас. умови для утворення флокенів в стали 35 реалізуються при температурі 250 °C, а в стали 38ХНЗМФА – 190 °C (рис. 9).

В литому металі завдяки великій кількості пор в виливку, скупчення молекулярного водню розподіляється і його тиск в локальних ділянках зменшується. В поковках, через ущільнення металу, тиск водню більше ніж в виливках.

Вуглецеві, низьколеговані та середньолеговані сталі розподіляються за флокеночутливістю на наступні 4 групи (табл. 2):

1 група – низько флокенечутливі вуглецеві і леговані марганцем і кремнієм сталі, з вмістом вуглецю до 0,35%;

2 група – малофлокенечутливі вуглецеві і леговані марганцем і кремнієм сталі, з вмістом вуглецю більше 0,35%;

3 група – хромисті та хромомолибденові флокеночутливі сталі;

4 група – хромоникельвольфрамові та хромоникельмолибденові сталі підвищеної флокеночутливістю.



**Рис. 9.** Тиск виділення водню при охолодженні сталі із рідкого стану та межа міцності (σ<sub>в</sub>) і текучості (σ<sub>т</sub>) сталей 35 і 38ХНЗМФА.

**Fig. 9.** The pressure of hydrogen during cooling of steel from the liquid state, and tensile strength ( $\sigma_{B}$ ) and yield strength ( $\sigma_{T}$ ) steels 35 and 38XH3M $\Phi$ A.

Таблиця 2. Розподіл сталей 38 флокеночутливістю.

Table 2. The distribution of the steels according placentula.

Група	Клас сталі	Марка сталі	
I	Вуглецеві	35	
II		40, 40XA	
III	Низьколеговані	35XHMA, 35XM,	
		34ХМА, 25ХМФА	
IV		35XH3MA,	
		20Х3МВФА,	
		25ХН3МФА,	
	Соронии оногорони	35ХН3МФА,	
	Середньолеговані	35XH2M, 35X2H3M,	
		25Х2Н4МФА,	
		27ХНЗМФА,	
		38ХН3МФА	

Найбільш ефективним методом запобігання утворення флокенів в стали є термічна обробка. Антифлокена термічна обробка сталевих заготовок складається з їх охолодження після гарячої обробки тиском за певними режимами, спеціальної попередньої та кінцевої термічної обробки.

Антифлокенна термічна обробка сталевих заготовок після гарячої обробки тиском.

Для попередження флокенів, охолодження після кування проводять по режимах, які забезпечують видалення та рівномірний розподіл водню.

Обробка заготовок вуглецевих 3 та низьколегованих сталей.

Результати дослідів показують, що заготовки із вуглецевих та низьколегованих сталей після гарячої обробки тиском потрібно охолоджувати на повітрі до 600-640°С з наступною швидкістю (V<sub>600-640</sub>, °С/год) (рис. 10):

 $V_{600-640} = 40,305\exp(-0,0004d), R = 0,786,$ (8)де d – максимальний розмір поперечного перерізу заготовки, мм; R - коефіцієнт кореляції.

B залежності від максимального розміру поперечного перерізу заготовки витримують (т, год) при температурі 600-640 °C у відповідності із наступною формулою:

 $\tau = 0.023 d^{1.0661}, R = 0.999,$ (9).

Після витримки при 600-640 °С поковки охолоджуються до 400 °С зі швидкістю (V<sub>400</sub>, °С/год).

 $V_{400} = 80,241 \exp(-0,001d), R = 0,999,$ (10).а від 400 до 250 °С

 $V_{250} = 19,721\exp(-0,0004d), R = 0,934,$ (11)Обробка заготовок з середньо легованих сталей.

(IV Середньолеговані сталі група флокеночутливості) характеризуються більш високою стійкістю аустеніту, ніж вуглецеві та низьколеговані сталі. Швидкість дифузії водню в аустеніті значно нижче, ніж у фериті. Тому при охолодженні заготовок після гарячої обробки тиском утворюють умови для розпаду аустеніту, а потім ізотермічною витримкою забезпечують видалення водню. Найбільш повний і прискорений розпад аустеніту в цих сталях досягається переохолодженням до 280-300 °С і наступним нагрівом до 600-650 °С.



Рис. 10. Режими охолодження та витримки заготовок з вуглецевих та низьколегованих сталей після гарячої обробки тиском. 1 – швидкість охолодження заготовок на повітрі від температур закінчення гарячої обробки тиском до 600-640°С; 2 – час витримки заготовок при 600-640°С; 3 - швидкість охолодження заготовок з 600-640°С до 400°С; 4 – швидкість охолодження заготовок від 400°С до 250°С.

Fig. 10. Cooling and aging of billets of carbon and low-alloy steels after hot forming.

Аналіз результатів досліджень показав, що оптимальними режимами охолодження заготовок із середньолегованих сталей після гарячої обробки тиском є їх охолодження на повітрі до температури 600-640 °С, потім з певною швидкістю до 280-320 °С, витримка, нагрівання до 630-650 °C, витримка, охолодження з певною швидкістю до 400 °C, а потім до температури закінчення охолодження.

Розрахунками встановлено, ЩО оптимальні параметри охолодження заготовок i3 середньолегованих сталей після гарячої обробки тиском визначаються наступними рівняннями:

1. Швидкість охолодження (°С/год) заготовок з 600-640 °С до 280-320 °С

 $V_{280-320} = 55,815\exp(-0,0005d), R = 0,999,$ (12)

Час витримки (год) при 280-320 °С

4

$$\tau = 1,2513d^{0,3123}, R = 0,999, \tag{13}$$

3. Швидкість нагрівання (°С/год) від 280-320 °С до 630-650 °С

 $V_{280-320}^{630-650} = 46,728 - 0,012d, R = 0,993,$ (14)

 $\tau = 8.1404 d^{0.3717}, R = 0.999,$ (15)

5. Швидкість охолодження (°С/год) заготовок з 630-650 °С до 400 °С

 $V_{400} = 55,965 \exp(-0,0004d), R = 0,999,$ (16)

Температура закінчення охолодження (°С) 6.

 $t_{\rm K0} = 106,7 - 0,012d, R = 0,993,$ (17)

7. Швидкість охолодження (°С/год) заготовок з 400 °С до температури закінчення процесу

 $V_{400-t\kappa0} = 27,557 \exp(-0,002d), R = 0,999,$  (18) Результати розрахунків наведені на рис. 11.

Попередня антифлокена термічна обробка сталевих заготовок.

В залежності від максимального розміру перерізу заготовок їх попередня термічна обробка складається з наступних етапів:

1. Нагрів від кінцевої температури антифлокенної обробки після кування (t<sub>ко</sub>) до 650–670 °C зі швидкістю (°C/год)

 $\tau_{650-670} = 0,286d^{0,6527}, R = 0,997,$  год; (20)

3. Нагрів від 650 – 670 °С до температури  $t_{Ac3}$ сталі + (30–50 °С) із швидкістю (°С/год)

V<sub>tAc3</sub> = 11,732 − 0,0035*d*, R = 0,975,.....(21) 4. Витримка при t<sub>Ac3</sub> + (30–50 °С) °С на протязі τ<sub>tAc3</sub> = 0,0242*d*<sup>1,0106</sup>, R = 0,993, год; (22)

 $\tau_{tAc3} = 0,0242d^{1,0106}, R = 0,993,$  год; (22) та охолодження на повітрі від  $t_{Ac3} + (30-50 \text{ °C}) \text{ °C}$  до 200–250 °C;

5. Витримка при 200-250 °С за формулою (20).



Рис. 11. Режими охолодження та витримки заготовок з середньолегованих сталей після гарячої обробки тиском. 1 – швидкість охолодження заготовок з 600–640 °C до 280–320 °C; 2 – час витримки при 280–320 °C; 3 – швидкість нагрівання від 280–320 °C до 630–650 °C; 4 – час витримки при 630–650 °C; 5 – швидкість охолодження заготовок з 630–650 °C до 400 °C; 6 – температура закінчення охолодження; 7 – швидкість охолодження заготовок з 400 °C до температури закінчення процесу.

Fig. 11. Cooling and aging of workpieces made of medium alloy steels after hot forming.

6. Нагрів від температури 200–250 °C до температури більше температури роботи заготовки  $t_{pp}$  + (30–50 °C), але менше температури  $t_{Ac1}$  сталі зі швидкістю відповідно до рівняння (19).

7. Витримка при температурі більше температури роботи заготовки  $t_{p_3}$  + (30–50 °C), але менше температури  $t_{Ac1}$  сталі протягом

 $\tau_{(tp3 < tAc1)} = 2,273d^{0,4895}, R = 0,998, год;$  (23) та наступне охолодження на повітрі до 200 °С.

Витримка при 200 °С за формулою (20).

Повторний нагрів від температури 200 °С до температури більше температури роботи заготовки  $t_{pp}$  + (30–50 °С), але менше температури  $t_{Ac1}$  сталі із швидкістю розрахованою за формулою (19).

Повторна витримка при температурі більше температури роботи заготовки  $t_{p_3}$  + (30–50 °C), але менше температури  $t_{Ac1}$  сталі, за формулою (23) та охолодження на повітрі до 200 °C.

Результати розрахунків за формулами (19)–(23) наведені на рис. 12.



Рис. 12. Режими попередній антифлокеної термічної обробки сталевих заготовок. 1, 6 – швидкість нагрівання від кінцевої температури антифлокенної обробки після кування ( $t_{\kappa o}$ ) до 650–670 °C та від температури 200–250 °C до температури більше температури роботи заготовки  $t_{pp}$  + (30–50 °C), але менше температури  $t_{Ac1}$  сталі, відповідно; 2, 5, 8 – витримка при 650–670 °C, 200–250 °C та 200 °C, відповідно; 3 – швидкість нагрівання від 650–670 °C до температури  $t_{Ac3}$  сталі + (30–50 °C); 4 – витримка при  $t_{Ac3}$  + (30–50 °C) °C; 7 – витримка при температурі більше температури роботи заготовки  $t_{p3}$  + (30–50 °C), але менше температури роботи заготовки  $t_{p3}$  + (30–50 °C), але менше температури така при температури така при температури роботи заготовки  $t_{p3}$  + (30–50 °C), але менше температури  $t_{Ac1}$  сталі.

**Fig. 12.** The modes of the previous antifrogen heat treatment of steel billets.

Кінцева термічна обробка сталевих заготовок

Кінцева термічна обробка заготовок включає наступні операції:

1. Нагрів від 200 °С до 630–650 °С зі швидкістю 
$$V_{630-650} = 19,262 - 0,0055d$$
, R = 0,977, (24)

2. Витримка при 630-650 °С на протязі

 $\tau_{630-650} = 0,286d^{0,6527}, R = 0,997, год;$  (25) 3. Нагрів від 630–650 °С до температури  $t_{Ac3}$ 

сталі + (30-50 °C) зі швидкістю

 $V_{tAc3} = 73,127 - 0,0182d, R = 0,982,$  (26) 4. Витримка при  $t_{Ac3} + (30-50)$  °С на протязі  $\tau_{tAc3} = 0,0239d^{1,0122}, R = 0,993,$  год; (27)

 $\tau_{tAc3} = 0,0239d^{1,0122}, R = 0,993, год;$  (27) 5. Охолодження від  $t_{Ac3} + (30-50)$  °С до 650 °С зі швидкістю

 $V_{\text{tAc3}-650} = 65,044 \exp(-0,0009d), R = 0,934,$  (28)

6. Охолодження від 650 °С до 240–280 °С зі швидкістю

$$V_{650-240} = 87,278 - 0,1307d + 7 \cdot 10^{-5}d^2 - -1 \cdot 10^{-8}d^3, R = 0,999,$$
(29)

7. Витримка при 240-280 °С за формулою (25).

8. Нагрів від температури 240–280 °С до температури 640–660 °С зі швидкістю

 $V_{240-660} = 48,893 - 0,0156d, R = 0,971,$  (30)



Рис. 13. Режими кінцевої термічної обробки сталевих заготовок. 1 – нагрів від 200 °С до 630–650 °С; 2, 7 – витримка при 630–650 °С та 240–280 °С, відповідно; 3 – нагрів від 630–650 °С до температури  $t_{Ac3}$  сталі + (30–50 °С); 4 – витримка при  $t_{Ac3}$  + (30–50) °С; 5 – охолодження від  $t_{Ac3}$  + (30–50) °С до 240–280 °С та від 640–660 °С до 200 °С, відповідно; 8 – нагрів від температури 240–280 °С до температури 640–660 °С; 9 – витримка при температурі 640–660 °С.

Fig. 13. Modes final heat treatment of steel billets.

9. Витримка при температурі 640–660 °С на протязі

 $\tau_{640-660} = 2,273 d^{0,4895}, R = 0,998, год;$  (31) 10. Охолодження від 640–660 °С до 200 °С зі

швидкістю розрахованою за формулою (29). Результати розрахунків за формулами (24)–(31)

наведені на рис. 13.

#### Висновки

1.В результаті проведених досліджень з метою підвищення якості сталевих виробів проаналізовано закономірності розчинення водню в розплавах залізовуглецевих сплавів і виділення при їх кристалізації та фазових перетвореннях.

2. Наведено механізм накопичення водню на дефектах кристалічної будови металів і сплавів та утворення флокенів, а також напрямки запобігання негативного впливу водню.

3. Розроблені режими термічної обробки заготовок, що містять водень, які дозволяють отримати якісні сталеві вироби без флокенів.

### Список літератури

1. Явойский В. И., Близнюков С. А., Вишкарев А. Ф. Включения и газы в сталях. Москва. Металлургия, 1979. 272 с.

2. Аверин В. В., Ревякин А. В., Федорченко В. И., Козина Л. Н. Азот в металлах. Москва. Металлургия, 1976. 224 с.

3. Андронов В. Н., Чекин Б. В., Нестеренко С. В. Жидкие металлы и шлаки. Справочник. Москва. Металлургия, 1977. 128 с.

4. Банных О. А., Будберг П. Б., Алисова С. П. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справ. изд. Москва. Металлургия. 1986. 440 с.

5. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. Москва. Металлургия, 1985. 216 с.

6. Дурынин В. А., Солнцев Ю. П. Исследование и совершенствование технологии производства с целью повышения ресурса стальных изделий из крупных поковок ответственного назначения. Санкт-Петербург. Химиздат, 2006. 272 с.

#### References

1. Yavoisky V. I., Bliznyukov S. A., Vishkarev A. F. (1979). Inclusions and gases in steels. Moscow. Metallurgy.

2. Averin V. V., Revyakin A. V., Fedorchenko V. I., Kozina L. N. (1976). Nitrogen in metals. Moscow. Metallurgy.

3. Andronov V. N., Chekin B. V., Nesterenko S. V. (1977). Liquid metals and slags. Handbook. Moscow. Metallurgy.

4. *Banny O. A., Budberg P. B., Alisova S. P.* (1986). State diagrams of binary and multicomponent iron-based systems: Ref. ed. Moscow. Metallurgy. 5. *Kolachev B. A.* (1985). Hydrogen fragility of metals. Moscow. Metallurgy.

6. Durynin V. A., Solntsev Yu. P. (2006). Research and improvement of production technology with the aim of increasing the resource of steel products from large forgings of responsible purpose. Sanct-Peterburg: Himizdat.

# ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА КАЧЕСТВО СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ *Е. Г. Афтандилянц*

Аннотация. С целью повышения качества стальных изделий проанализированы закономерности растворения водорода В расплавах железоуглеродистых сплавов и выделения при их кристаллизации и фазовых превращениях. Приведены механизм накопления водорода на дефектах кристаллического строения металлов и сплавов, образования И распространения трещин пол действием нормального напряжения при участии кластера водорода и дислокаций, а также направления предотвращения негативного влияния водорода. Установлено, что основной причиной образования флокенов является присутствие в стали повышенного количества водорода в зонах растягивающих напряжений, которые возникают в процессе структурных преобразований стали, пластической деформации, неравномерном охлаждении, в местах концентрации напряжений, дефектах кристаллической решетки, границах зерен, И неметаллических включениях ликвационных неоднородностях. Ha основе установленных закономерностей разработаны режимы охлаждения и углеродистых выдержки заготовок ИЗ И низколегированных сталей после горячей обработки давлением, а также режимы предварительной и конечной антифлокенной термической обработки стальных заготовок, содержащих водород, которые позволяют получить качественные стальные изделия без флокенов.

**Ключевые слова**: водород, сталь, флокены, напряжение, термическая обработка, температура, нагрев, охлаждение, выдержка.

# HYDROGEN INFLUENCE OF STEEL PRODUCT QUALITY

# Ye. G. Aftandiliants

Abstract. In order to improve the quality of steel products, patterns of hydrogen dissolution in molten ironcarbon alloys and isolation during their crystallization and phase transformations are analyzed. The mechanism of hydrogen accumulation on the defects of the crystal structure of metals and alloys, the formation and propagation of cracks under the action of normal stress with the participation of a hydrogen cluster and dislocations, as well as the directions of preventing the negative effect of hydrogen are given. It has been established that the main reason for the formation of flocs is the presence of increased amounts of hydrogen in steel in tensile stress zones that occur during steel structural transformations, plastic deformation, uneven cooling, stress concentration sites, lattice defects, grain boundaries, non-metallic inclusions and segregation non homogeneities. Based on the established regularities, the modes of cooling and holding of blanks from carbon and low-alloyed steels after hot working by pressure, as well as preliminary and final anti-flocking heat treatment of steel blanks containing hydrogen, which allow to obtain high-quality steel products without flocs, are developed.

**Key words:** hydrogen, steel, flocs, stress, heat treatment, temperature, heating, cooling, exposure.

**€.** Г. Афтанділянц ORCID 0000-0002-0317-7683.