

**МІНІСТЭРСТВА АДУКАЦЫІ РЭСПУБЛІКІ БЕЛАРУСЬ
БЕЛАРУСКІ ДЗЯРЖАЎНЫ ТЭХНАЛАГІЧНЫ
УНІВЕРСІТЭТ**

А.І. ГАРАСТ

МАТЭРЫЯЛАЗНАЎСТВА

Вучэбны дапаможнік па аднайменнай дысцыпліне
для студэнтаў спец. Т.05.03.00, Т.05.02.00,
Т.11.03.00, Т.03.02.00, Т.14.02.00

У 3-х частках

Частка III

МІНСК 1999

УДК 669.017(075.8)

Разгледжаны і рэкамендаваны да выдання рэдакцыйна-выдавецкай
радай універсітэта

Гараст А.І. Матэрыялазнаўства. Вучэбны дапаможнік па аднайменнай дысцыпліне для студ. спец. Т.05.03.00 "Машыны і апараты хімічных вытворчасцей і прадпрыемстваў будаўнічых матэрыялаў", Т.05.02.00 "Машыны і абсталяванне ляснога комплексу", Т.11.03.00 "Аўтаматызацыя тэхналагічных працэсаў і вытворчасцей", Т.03.02.00 "Тэхналогія і абсталяванне высокаэфектыўных працэсаў апрацоўкі матэрыялаў", Т.14.02.00 "Паліграфічнае абсталяванне і сродкі апрацоўкі інфармацыі". У 3-х ч. Ч.2.-Мн.: БДТУ,1999.

Навуковы рэдактар дацэнт А.Ф.Дулевіч

Рэцэнзенты: вядучы навуковы супрацоўнік
лабараторыі фізікі металаў і
металазнаўства Фізіка-тэхнічнага
інстытута Нацыянальнай
Акадэміі навук Беларусі канды-
дат тэхнічных навук
Г.П.Гарэцкі;

галоўны інжынер
дзяржаўнага вытворчага
аб'яднання "Промышленнік"
кандыдат тэхнічных навук Я.В.
Пермінаў

Разгледжаны пытанні канструкцыйнай трываласці
матэрыялаў, саставу, будовы і ўласцівасцей вугляродзістых сталей
і чыгуноў, тэорыі і практыкі тэрмічнай апрацоўкі
жалезавугляродзістых сплаваў, паверхневага ўмацавання сталёвых
дэталей.

ISBN-985-434-065-1
тэхналагічны

© Беларускі дзяржаўны

універсітэт, 1999

© Складанне. А.І. Гараст, 1999

12. МАТЭРЫЯЛЫ ДЛЯ ЭКСПЛУАТАЦЫІ ВА ЁМОВАХ ЖОРСТКАГА СТАТЫЧНАГА І ЦЫКЛІЧНАГА НАГРУЖЭННЯ

Дэталі машын і прыбораў, якія перадаюць нагрузку, павінны валодаць жорсткасцю і трываласцю, дастатковымі для абмежавання пругкай і пластычнай дэфармацыі, пры гарантаванай надзейнасці і даўгавечнасці. З разнастайнасці матэрыялаў у найбольшай ступені гэтым патрабаванням задавальняюць сплавы на аснове жалеза – чугуны і асабліва сталі. Сталі валодаюць высокім атрыманым у спадчыну ад жалеза модулем пругкасці ($E = 2,1 \cdot 10^6$ МПа) і тым самым высокай жорсткасцю. Па гэтаму паказчыку яны ўступаюць толькі бору, вальфрам, молібдэн, берылію, якія з-за высокага кошту прымяняюцца толькі ў спецыяльных выпадках. Высокая жорсткасць і даступнасць абумоўліваюць шырокае прымяненне сталі для вырабу будаўнічых металаканструкцый, карпусных дэталей, хадавых вінтоў станкоў, валоў і іншых дэталей машын.

Высокую жорсткасць сталі спалучаюць з дастатковай статычнай і цыклічнай трываласцю, значэнне якой можна рэгуляваць у шырокім дыяпазоне змяненнем канцэнтрацыі вугляроду і іншых элементаў для легіравання, а таксама тэхналогіі тэрмічнай і хіміка-тэрмічнай апрацоўкі.

Сплавы на аснове медзі, алюмінію, магнію, цитану, а таксама пластмасы, якія прымяняюцца ў тэхніцы, уступаюць сталі па жорсткасці, трываласці і надзейнасці. Акрамя комплексу гэтых важных для работаздольнасці дэталей уласцівасцей, сталі могуць валодаць і іншымі каштоўнымі якасцямі, якія робяць іх універсальным матэрыялам. Пры адпаведным легіраванні і тэхналогіі тэрмічнай апрацоўкі сталь становіцца зносаўстойлівай, або каразійнаўстойлівай, або жарастойкай і жаратрывалай, а таксама набывае асаблівыя магнітныя, цепавыя і пругкія уласцівасці. Сталі уласцівы таксама дробныя тэхналагічныя уласцівасці. Да таго ж яна параўнальна танная.

З-за гэтых годнасцей сталь – асноўны металічны матэрыял прамысловасці. Сёння ў краінах СНД штогод выплаўляюцца сталі і сплавы на аснове жалеза каля 2000 марак. Вялікая разнастайнасць хімічнага саставу сталі дазваляе атрымоўваць розныя ўласцівасці і задавальняць запытам многіх галі тэхнікі.

Класіфікацыя, маркіроўка, уласцівасці і асаблівасці прымянення вугляродзістых сталей прыведзены вышэй (гл. раздзел 8.1.2.). У гэтым раздзеле будуць разгледжаны толькі легіравання сталі.

12.1. Фазавы састаў сплаваў жалеза пры легіраванні рознымі элементамі

Элементы, якія спецыяльна уводзяцца ў сталь (чугун) для замянення яе будовы і ўласцівасцей, называюцца лягіравальнымі элементамі. Сталь (чугун), якая ўтрымлівае лягіравальныя элементы, легіраванай. Для легіравання сталі (чугуну) прымяняюць галоўным чынам элементы, якія размешчаны блізка да жалеза ў перыядычнай сістэме і таму растваральныя ў жалезе.

Найбольш часта ў якасці лягіравальных элементаў выкарыстоўваюць хром, нікель, вольфрам, малібдэн, ванадый, тытан, алюміній, медзь, бор, радзей, цырконій, ніобій, свінец. Калі колькасць крэмнію ў сталі больш за 0,4% і марганца больш за 0,7-1,0%, яны адносяцца таксама да лягіравальных элементаў. У залежнасці ад таго, якім элементам легіравана сталь, яна завецца хромістай нікелева-ванадыевай і г. д. Часта сталь лягіруюць не адным, а дзвума-трыма элементамі, напрыклад, хромам і нікелем (хроманікелевая сталь), хромам і марганцам (хромамарганцавая сталь), або хромам, нікелем і вольфрамам (хроманікельвольфрамавая сталь) і інш.

Пры сплаўленні жалеза з легіраванымі элементамі (пры адсутнасці вугляроду) утвараюцца наступныя фазы:

- легіраваны ферыт — цвёрды раствор легіраванага элемента ў α -жалезе;
- легіраваны аўстэніт — цвёрды раствор легіраванага элемента ў γ -жалезе;
- інтэрметалідныя злучэнні пры высокім утрыманні легіраваных элементаў.

Усе элементы, за выключэннем вуглярода і азота, і часткова бора, утвараюць з жалезам цвёрдыя растворы замашчэння.

Пры ўвядзенні легіраванага элемента ў сталь могуць утварацца наступныя фазы:

- 1) цвёрдыя растворы;
- 2) легіраваныя цэменцыт, або самастойныя спецыяльныя карбіды;
- 3) інтэрметалідныя злучэнні.

12.1.1. Увядзенне легіраваных элементаў на поліморфныя пераўтварэнні жалеза

Раствораныя ў жалезе легіраваныя элементы ўздзейнічаюць на палажэнне кропак A_3 і A_4 , якія вызначаюць тэмпературную вобласць існавання α - і γ -жалеза.

Па ўздзеянню на тэмпературную вобласць існавання поліморфных мадыфікацый жалеза лягіравальныя элементы падзяляюцца на дзве групы.

Да элементаў першай групы адносяцца нікель і марганец, якія паніжаюць кропку A_3 і павышаюць кропку A_4 . У выніку гэтага на дыяграме стану жалеза — лягіравальны элемент назіраецца расшырэнне вобласці γ -фазы і звужэнне вобласці існавання α -фазы (мал. 100, а). Пад уздзеяннем лягіравальных элементаў кропка A_4 павышаецца да лініі солідус, а кропка A_3 пры павышанай канцэнтрацыі лягіравальнага элемента зніжаецца да нармальнай тэмпературы. Такім чынам,

сплавы, якія канцэнтрацыю лягіравальнага элемента большую за ўказаную на мал. 100, а (кропка x), не адчуваюць фазавых пераўтварэнняў $\alpha \leftrightarrow \gamma$ і пры ўсіх тэмпературах уяўляюць цвёрды раствор лягіравальнага элемента ў γ -жалезе. Такія сплавы называюць **аўстэнітнымі**.

Сплавы, якія часткова падвяргаюцца α - γ -пераўтварэнню называюць **напаловуаўстэнітнымі**.

Да элементаў, якія расшыраюць вобласць існавання аўстэніту, адносяцца таксама медзь, вуглярод і азот. Аднак пры невялікім утрыманні ў сплаве яны расшыраюць вобласць існавання γ -фазы (мал. 100, б), але з-за сваёй абмежаванай растваральнасці ў жалезе медзь, вуглярод і азот пры значным утрыманні спачатку звужаюць аднафазную вобласць γ -фазы, а затым яе зусім выключаюць. Пры гэтым двухфазныя вобласці, у якім прысутнічае γ -фаза, застаюцца.

Элементы другой групы (Cr, W, Mo, V, Si, Al і інш.) паніжаюць кропку A_3 . Гэта прыводзіць да таго, што пры вызначальнай канцэнтрацыі лягіравальных элементаў (у на мал. 100, в) крытычныя кропкі A_4 і A_3 , а дакладней іх інтэрвалы, зліваюцца, і вобласць γ -фазы зусім замыкаецца. Пры ўтрыманні легіраванага элемента большым, чым указана на малюнку 100, в (кропка yx), сплавы пры усіх тэмпературах складаюцца з цвёрдага раствора легіраванага элемента ў α -жалезе. Такія сплавы называюць **ферытнымі**, а сплавы, якія толькі часткова пераўтвараюцца — **напаловуферытнымі**.

Да гэтай жа групы легіраваных элементаў аднесці бор, цырконій, ніобій. Нават пры параўнальна невялікім утрыманні гэтыя элементы садзейнічаюць звужэнню вобласці γ -фазы. Аднак з-за малой растваральнасці ў жалезе, перш чым наступае поўнае замыканне аднафазнай вобласці γ -фазы, утвараюцца двухфазныя сплавы (мал. 100, г).

Асновай сучасных складаналегіраваных сталей з'яўляюцца не двайныя, а трайныя, чацвярныя больш складаныя цвёрдыя

растворы. Пры ўвядзенні ў сплаў некалькіх лягіравальных элементаў, іх уздзеянне на α - і γ -вобласці дыяграмы стану не заўсёды суміруюцца.

Вуглярод часцей павышае растваральнасць лягіравальных элементаў у γ -растворы (аўстэніце), пры гэтым кропка Y перамяшчаецца ўправа (мал. 100, в). У сплавах з адкрытай γ -вобласцю вуглярод павышае ўстойлівасць аўтэніту да больш нізкіх тэмператур, што прыводзіць да зруху ліній, якія адпавядаюць $\alpha \rightarrow \gamma$ -пераўтварэнню (кропка X на мал. 100, а) улева.

Лягіравальныя элементы аказваюць значнае ўздзеянне на эўтэктоідную канцэнтрацыю вуглярода (кропка S на дыяграме стану Fe — C) межавую растваральнасць вугляроду ў γ -жалезе (кропка E на мал. 51). Такія элементы, як Ni, Co, Si, W, Mo, Cr, Mn, кропкі S і E перамяшчаюць улева, у бок меншага утрымання вугляроду (мал. 51), а V, Ti, Nb наадварот павышаюць канцэнтрацыю вугляроду ў эўтэктоідзе. Гэта тлумачыцца тым, што саставы ферыту і карбідаў у эўтэктоідзе (перліце) іншыя, чым у двойных жалезавугляродзістых сплавах. Адпаведна з-за змянення састава аўтэніту мяняецца і растваральнасць у ім вугляроду.

12.1.2. Уздзеянне лягіравальных элементаў на ўласцівасці ферыту і аўстэніту.

Растварэнне лягіравальных элементаў у Fe _{α} працякае ў выніку замяшчэння атамаў жалезаатамамі чытых элементаў. Атамы лягіравальных элементаў адрозніваюцца ад атамаў жалеза памерамі і будовай, утвараюць у рашотцы напружанні, якія вызываюць змяненні яе перыяду. Элементы з атамным радыусам меншым, чым у жалезе памяншаюць параметры рашоткі, а з большым — павялічваюць (нікель з'яўляецца выключэннем).

Натуральна, што змяненне памераў α -рашоткі вызывае змяненне ўласцівасцей ферыту — тываласць павышаецца, а пластычнасць памяншаецца.

Характар змянення ўласцівасцей ферыту (мяжа трываласці, адноснае падаўжэнне, ударная вязкасць) пры растварэнні ў ім розных элементаў прыведзены на мал. 101. Бачна, што хром, малібдэн, вальфрам узмацняюць ферыт у меншай ступені, чым нікель, крэмній і марганец. Малібдэн, вальфрам, а таксама марганец і крэмній (пры ўтрыманні апошніх больш за 1%) зніжаюць ударную вязкасць ферыту. Хром паніжае вязкасць значна слабей пералічаных элементаў, а нікель не зніжае вязкасці ферыту.

Мал. 101. Уздзеянне лягіравальных элементаў на механічныя ўласцівасці ферыту.

Увядзенне лягіравальных элементаў не мяняе значна адноснае падажэнне мал.101, б), за выключэннем марганца і крэмнія пры ўтрыманні іх больш 2,5-3,0%.

Важнае значэнне мае ўздзеянне элементаў на парог холадаломкасці, што характарызуе схільнасць сталі да крохкага разбурэння (мал. 102).

Мал. 102. Уздзеянне легіравальных элементаў на парог холадаломкасці жалеза.

Прысутнасць хрома ў жалезе садзейнічае невялікаму павышэнню холадаломкасці, тады як нікель інтэнсіўна знішчае парог холадаломкасці, што памяншае схільнасць жалеза да крохкага разбурэння.

Такім чынам, з пералічаных шасці найбольш распаўсюджаных лягіравальных элементаў асабліва каштоўным з'яўляецца нікель. Дастаткова інтэнсіўна нікель узмацняе ферыт, не зніжае яго вязкасць і пластычнасць, і паніжае парог холадаломкасці, тады як другія элементы, калі і не зніжаюць вязкасці, то нязначна ўзмацняюць ферыт (хром), або моцнае ўзмацненне ферыту прыводзіць да рэзкага зніжэння яго вязкасці (марганец, крэмній).

Прыведзеныя на мал. 101 дадзеныя адносяцца да павольна ахалоджаных сплаваў. Уласцівасці ферыту, які ўтрымлівае ў раствору крэмній, малібдэн або вальфрам, практычна не залежыць ад характара ахалоджвання сплава — хутка, або павольна, тады як цвёрдасць і трываласць ферыту, які легіраваны хромам, марганцам і нікелем, пасля хуткага ахалоджвання аказваюцца больш высокімі, чым пасля павольнага ахалоджвання. Гэта добра ілюструецца з дапамогай крывых, прыведзеных на мал. 103.

Мал 103. Уздзеянне лягіравальных элементаў на цвёрдасць ферыту (штрыхавая лінія — загартаваны стан; суцэльная — адпалены стан).

Даследаванне прычын узмацнення пры хуткім ахалоджванні лякіраванага ферыту ў практычна безвугляродзістых сплавах ($c < 0,02\%$) паказвае, што гэта звязана з утварэннем структуры мартэнсітнага тыпу.

Пры павольным ахалоджванні атрымоўваецца поліэдрычны ферыт. Пры хуткім ахалоджванні атрымліваецца структура голкавага тыпу — іголкавы ферыт, па знешнему выглядзе падобная на бойніт. Цвёрдасць іголкавага ферыту на НВ 1000-1500 [МПа] вышэйшая за цвёрдасць поліэдрычнага ферыту.

Чаму ж у чыстым жалезе, а таксама жалезе, легіраваным вальфрамам, марганцам і іншымі элементамі, не атрымоўваецца структура голкавага ферыту?

У чыстым жалезе не ўдаецца атрымаць такое пераахалоджванне, пры якім дыфузійнае перамяшчэнне атамаў заціскаецца настолькі, што для γ -мадыфікацыі застаецца толькі магчымасць пераўтварэння па мартэнсітнаму (зрухаваму) механізму, пры якім яна пераўтвараецца ў іголкавы ферыт. Але ў прысутнасці элементаў, якія паніжаюць кропку A_3 (хром, марганец, нікель), гэтая задача аблягчаецца і адпаведнае пераахалоджванне дасягаецца.

Узмацненне пры утварэнні голкавага ферыту абумоўлена “фазавым” наклёнам: γ - α -пераўтварэнне суправаджаецца аб’ёмнымі змяненнямі, а так як яно (пераахалоджвання) здзясняецца пры паніжанай тэмпературы, то γ - і α -фазы падвяргаюцца наклёну.

Лягіравальныя элементы, якія раствараюцца ў γ -жалезе, павышаюць трываласць аўстэніту пры нармальнай і высокай тэмпературах. Для легіраванага аўстэніту характэрны нізкая мяжа цякучасці пры параўнальна высокай мяжы трываласці. Аўстэніт парамагнітны, валодае вялікім каэфіцыентам цеплавога расшырэння.

12.1.3. Карбідная фаза ў легіраваных сталях

У дачыненні да вугляроду лягіравальныя элементы падраздзяляюць на дзве групы:

- 1) элементы, якія садзейнічаюць графітызацыі: Si, Ni, Cu, Al (знаходзяцца ў цвёрдым раствору);
- 2) карбідаўтваральныя элементы: Fe \rightarrow Mn \rightarrow Cr \rightarrow Mo \rightarrow W \rightarrow Nb \rightarrow V \rightarrow Zr \rightarrow Ti (размешчаны па ступені ўзрастання зрадства да вугляроду і ўстойлівасці карбідных фаз).

Актыўнасць гэтых элементаў як карбідаўтваральнікаў тым больш моцная, а ўстойлівасць карбідаў супраць дыссацыяцыі і растварэння пры нагрэве тым большая, чым у меншай ступені дабідована электронная d-абалонка адпаведнага метала пераходных груп нікель і кобальт маюць d-абалонку, больш запоўненую электронамі, чым жалеза і па гэтай прычыне карбідаў у сталі не ўтвараюць). Пры ўводзе, напрыклад, ванадыя ў сталь, якая ўтрымлівае хром і малібдэн, больш моцны карбідаўтваральны элемент ванадый пры адсутнасці дастатковай колькасці вугляроду аднімае яго спчатку ад карбіда хрома, а затым ад карбіда малібдэна. Хром і малібдэн у гэтым выпадку пераходзяць у цвёрды раствор.

Пры невысокім утрыманні ў сталі такіх карбідаўтваральных элементаў, як Mn, Cr, W, Mo, апошнія раствараюцца ў цэментыце, пры гэтым замяшчаюць у ім атамы жалеза. Састаў цэментыту ў гэтым выпадку можа быць выражаны формулай $Fe M C$, дзе M — легіравальны элемент. Так пры растварэнні марганца ў цэментыце ўтвараюцца карбіды $(Fe, Mn)_3 C$, пры растварэнні хрома — карбід $(Fe, Cr)_3 C$.

Марганец можа замясціць у рашотцы цэментыту ўсе атамы жалеза ($Fe_3 C \rightarrow Mn_3 C$), хром — да 25 ат.%, малібдэн — да 3 ат.% і вальфрам толькі да 0,8-1,0 ат.%. больш молцныя карбідаўтваральныя элементы (Ti, Nb, V, Zr) практычна не раствараюцца ў цэментыце і ўтвараюць самастойныя спецыяльныя карбіды.

Пры павышаным утрыманні хрома, вальфрама, малібдэна, у залежнасці ад утрымання вугляроду ў сталі, могуць утварацца спецыяльныя карбіды. На мал. 104 прыведзены ізатэрмічныя сячэнні (пры 20 °C) часткі трайных дыяграм стану Fe - Cr - C, Fe - Mo - C і Fe - W - C; паказаны фазавыя вобласці, у якіх існуюць розныя карбідныя фазы.

Мал. 104. Ізатэрмічныя сячэнні трайных дыяграм стану: а) Fe - Cr - C, б) Fe - Mo - C; в) Fe - W - C.

Калі ўтрыманне хрома не перавышае 2%, то ўтвараецца легіраваны цэментыт $(Fe, Cr)_3 C$. Пры павышаным утрыманні хрома ўтвараецца спецыяльны карбід $(Cr, Fe)_7 C_3$. Пры яшчэ большым утрыманні хрома (> 10-12%) утвараецца карбід $(Cr, Fe)_{23} C_6$ (мал. 104, а).

Пры ўвядзенні вальфрама і малібдэна ў сталь, калі ўтрыманне іх перавышае мяжу цэментыту гэтымі элементамі, утвараюцца складаныя карбіды $Fe_3 Mo_3 C$ ($Fe_2 Mo_2 C$) і $Fe_3 W_3 C$ ($Fe_2 W_2 C$) (мал. 104, б і в).

Спецыяльныя карбіды могуць раствараць жалеза і іншыя металічныя элементы. Так, напрыклад, карбід $Cr_7 C_3$ пры 20 °C растварае да 55% Fe і ўтварае складаны карбід $(Cr, Fe)_7 C_3$, а карбід $Cr_{23} C_6$ — да 35% Fe і карбід $(Cr, Fe)_{23} C_6$.

Прыняты наступныя абазначэнні карбідаў: $M_3 C$ (карбіды цэментытнага тыпу), $M_{23} C_6$ і $M_7 C_3$ (карбіды, якія маюць крышталічную рашотку карбідаў хрома), $M_6 C$ і $M_4 C$ (карбіды з рашоткай, у якой атамы метала размешчаны па тыпу карбідаў вальфрама, або малібдэна) і, пры канцы, MC (карбіды па тыпу кубічнай гранецэнтраванай рашоткі). Пад сімвалам M разумеюць суму металічных элементаў, якія ўваходзяць у склад карбіда.

Карбіды, якія ўтвараюцца ў легіраваных сталях, дзеляць на дзве групы. Да першай групы адносяцца карбіды тыпу $M_3 C$, $M_7 C_3$,

$M_{23}C_6$ і M_6C (M_4C), якія маюць складаную крышталічную рашотку. Карбіды гэтай групы параўнальна лёгка раствараюцца ў аўстэніце пры нагрэве.

Да другой групы адносяцца карбіды тыпу MC : VC , TiC , NbC , TaC (атамы метала размешчаны па тыпу кубічнай рашоткі), W_2C Mo_2C (атамы метала размешчаны па тыпу гексаганальнай рашоткі). гэтыя карбіды адносяцца да фаз укаранення. У адрозненне ад карбідаў першай групы фазы ўкаранення ў рэальных умовах нагрэву сталі амаль не раствараюцца ў аўстэніце.

12.1.4. Інтэрметалічныя злучэнні ў легіраваных сталях

Пры высокім ўтрыманні легіравальных элементаў утвараюць з жалезам або паміж сабой інтэрметалічныя злучэнні. Прыкладам такіх злучэнняў з'яўляюцца Fe_7Mo_6 , Fe_7W_6 , Fe_3Nb_2 , Fe_3Ni і інш. У сплавах $Fe-Cr$ і $Fe-V$ утвараюцца цвёрдая і крохкая σ -фаза, якая адпавядае злучэнню $Fe-Cr$ і $Fe-V$. У сплавах $Fe-Cr-Mo$ (8-27% Cr і $> 5\%$ Mo), $Fe-Cr-Ni-Mo$ (2-3% Mo) можа ўтвараць крохкая χ -фаза Fe_3CrMo .

12.2. Уздзеянне легіравальных элементаў на пераўтварэнні ў сталі

Пры загартоўцы, нармалізацыі і адпале працякае распад пераахалоджанага аўстэніту, пры гэтым магчымы тры тыпы пераўтварэнняў: пяrlітнае, прамежкавае, мартэнсітнае. Легіравальных элементы значна ўздзейнічаюць на кінэтыку і механізм гэтых пераўтварэнняў.

Агульныя заканамернасці ўздзеяння легіравальных элементаў на працэсы, якія працякаюць пры водпуску загартаванай сталі, а такім чынам, і ўласцівасці такой сталі пасля загартоўкі і водпуску, маюць таксама вялікае значэнне для практыкі тэрмічнай апрацоўкі легіравальных сталей.

12.2.1. Уздзеянне легіравальных элементаў на кінэтыку распаду аўстэніту

Вядома, што ўстойлівасць пераахалоджанага аўстэніту да распаду характарызуецца дыяграмамі ізатэрмічнага пераўтварэння аўстэніту. Змяненне ўтрымання вугляроду і легіраванне аўстэніту ўздзейнічаюць на кінэтыку пяrlітнага і прамежкавага пераўтварэнняў і тэмпературу мартэнсітнага пераўтварэння.

На ма. 81 прыведзены такія дыяграмы для вугляродзістых сталей з розным утрыманні вугляроду.

Некарбідаўтваральных элементы (ϵ), якія знаходзяцца ў цвёрдым растворе, прыцыпова не мяняюць від C -крывой,

сумяшчаюць яе па тэмпературы пераўтварэння і павышаюць устойлівасць аўтэніту, гэта значыць павялічваюць інкубацыйны перыяд распаду, перамяшчаюць лініі на дыяграме ўправа (мал. 105, а). Выключэнне складае кобальт, які памяншае час да пачатку распаду.

Ма. 105. Дыяграмы ізатэрмічнага распаду аўтэніту: а — вугляродзістая сталь (1) і легіраваная некарбідаўтваральнымі элементамі (2) сталі; б — вугляродзістая (1) і легіраваная карбідаўтваральнымі элементамі (2) сталі.

Карбідаўтваральныя элементы () значна мяняюць выгляд дыяграмы і кінэтыку пераўтварэння, пры чым абумоўліваюць ~~чоткае~~ раздзяленне пярлітнага і бейнітнага пераўтварэння са з'яўленнем вобласці павышанай ўстойлівасці аўтэніту паміж імі (мал. 105, б). На мал. 106 прыведзены звесткі па ўздзеянню нікелю і хрому як некарбідаўтваральнага і карбідаўтваральнага ізатэрмічнага распаду аўтэніту.

Мал. 106. Уздзеянне нікеля і хрома на характар дыяграм ізатэрмічнага распаду аўтэніту сталі с 0,5% С.

Раздзяленне пярлітнага і прамежкавага пераўтварэнняў на дыяграме распаду наогул уласціва легіраваным сталям пры прысутнасці ў іх саставе некалькіх лягіравальных элементаў незалежна ад іх карбідаўтваральнай здольнасці, хаця калі ёсць карбідаўтваральнік, то гэтая ўласцівасць больш ярка праяўляецца.

Лягіравальныя элементы па-рознаму ўздзейнічаюць на пярлітнае, прамежкавае і мартэнсітнае пераўтварэнні.

У пярлітнай вобласці ўсе лягіравальныя элементы, за выключэннем кобальту, калі яны пераведены ў аўстэніт пры нагрэве, павялічваюць устойлівасць пераахалоджанага аўтэніту. Асабліва эфектыўна павялічваюць інкубацыйны перыяд малібдэн і марганец, некалькі слабой — хром і нікель. Памяншае яго кобальт. У даэўтэктоідных сталях лягіравальныя элементы могуць па-рознаму ўздзейнічаць на выдзяленне лішкавага ферыту і ўтварэнне ферыта-карбіднай сумесі. Так, крэмній і алюміній паскараюць працэс утварэння лішкавага ферыту, але запавальваюць распад на ферыта-карбідную сумесь, а марганец і нікель запавальваюць абодва працэсы. павлеічэнне ўтрымання вугляроду значна памяншае хуткасць утварэння лішкавага ферыту ў даэўтэктоідных сталях і павышае хуткасць утварэння лішкавага карбіда ў заўтэктоідных сталях, а хуткасць утварэння ферыта-карбіднай сумесі максімальная пры яго канцэнтрацыі, блізкай да эўтэктоіднай.

У прамежкавай вобласці найбольш эфектыўна павялічваюць устойлівасць аўтэніту вуглярод і азот. Лягіравальныя элементы Mn,

Cr, Ni, Mo, W і іншыя расшыраюць інкубацыйны перыяд пачатку прамежкавага пераўтварэння, але значна ў меншай ступені, чым яны ўздзейнічаюць на перлітнае пераўтварэнне. Як вядома, прамежкавае пераўтварэнне ў адрозненне ад перлітнага не завяршаецца поўным распадам аўтэніту, частка аўтэніту засітаецца не распаўшайся. Легіраванне павялічвае колькасць астаткавага аўтэніту пры бейнітным пераўтварэнні.

Пасля легіравання прамежкавае пераўтварэнне сумяшчаецца ў вобласць больш нізкіх тэмператур, у выніку чаго ў высокалегіраваных сталях яно можа супадаць з мартэнсітным пераўтварэннем.

Запавальненне распаду аўтэніту можа быць растлумачана шэрагам фактараў, але галоўным з'яўляецца, мабыць, тое, што пры перлітным пераўтварэнні ў легіраванай сталі патрабуецца дыфузія лягіравальных элементаў для зтварэння карбіда, тады як у вугляродзістай сталі для ўтварэння цэментыту (Fe_3C) патрэбна толькі дыфузія вугляроду.

Бейнітнае пераўтварэнне не суправаджаецца пераразмаркаваннем лягіравальных элементаў, працякае пераразмеркаванне толькі вуглярода, таму ўздзеянне лягіравальных элементаў на хуткасць бейнітнага пераўтварэння невялікая (а калі і праяўляецца, то ў бок паскарэння пераўтварэння, але не заўсёды).

Уздзеянне лягіравальных элементаў на ўстойлівасць аўтэніту не адназначнае, гэта значыць пры прысутнасці ў аўстэніце некалькіх элементаў іх дзеянне не складваецца, а можа вельмі значна змяняецца. Так, найбольш моцны эфект павышэння ўстойлівасці аўтэніту назіраецца пры такіх кампазіцыях легіравання, як і інш., прычым суадносіна лягіравальных элементаў павінна быць прыкладна .

Неабходна таксама адзначыць, што легіраванне можа дзейнічаюць на ўстойлівасць пераахалоджанага аўтэніту, у выніку змянення памераў зерняў, пемера і колькасці нерастворанай карбіднай фазы, састава і дысперснасці неметалічных уключэнняў і іншых фактараў. Усе яны могуць значна дзейнічаць на распад аўтэніту ў перлітнай вобласці, але практычна не дзейнічаюць на прамежкавае пераўтварэнне і тэмпературны інтэрвал мартэнсітнага пераўтварэння. Так, перлітнае пераўтварэнне паскараецца за кошт нераствораных аўстэніце карбідаў, асобных дысперсных неметалічных уключэнняў, памяншэння памераў зерня.

12.2.2. Уздзеянне лягіравальных элементаў на мартэнсітнае пераўтварэнне

Лягіравальныя элементы аказваюць моцнае ўздзеянне на тэмпературу пачатку мартэнсітнага пераўтварэння M_n мал. (107, а). Найбольш моцна паніжае M_n марганец, некалькі сдабей дзейнічаюць

хром, ванадий, никель, малібдэн. Медзь і крэмній у колькасцях, якія прымяняюцца ў сталях, мала ўздзейнічаюць на палажэнне мартэнсітнай кропкі. Вуглярод і азот моцна зніжаюць тэмпературу мартэнсітнага пераўтварэння. Паколькі ад палажэння тэмпературнага інтэрвала мартэнсітнага пераўтварэння аўстэніту ў адносінах пакаёвай тэмпературы залежыць колькасць астатковага аўстэніту ў сталі, то элементы, якія паніжаюць тэмпературу мартэнсітнага пераўтварэння (С, Mn, Cr, Ni, Mo і інш.), будуць павялічваць колькасць астатковага аўстэніту пасля загартоўкі, а Si і Co ,наадварот, памяншаюць яго.

Мал. 107. Уздзеянне легіраваных элементаў на тэмпературу мартэнсітнага пераўтварэння (а) і колькасць астатковага аўстэніту ў сталі з 1,0% С.

Уздзеянне легіраваных элементаў да іх ўтрымання ў большасці нізкалегіравальных сталей на тэмпературу пачатку мартэнсітнага пераўтварэння можа быць прасуміравана. Добрае супадзенне з эксперыентам дае формула А.А. Папова:

$$M_n = 520 - 320 (\% \text{ C}) - 45(\% \text{ Mn}) - 30 (\% \text{ Cr}) - 20 (\% \text{ Ni} + \% \text{ Mo}) - (\% \text{ Si} + \% \text{ Cu}).$$

12.2.3. Дыяграмы распаду пераахалоджанага аўстэніту

Найбольш поўнай характарыстыкай пераўтварэнняў аўстэніта пры ахалоджванні для кожнай сталі з'яўляюцца ізатэрмічныя і тэрмакінэтычныя дыяграмы распаду пераахалоджанага аўстэніту.

Ізатэрмічныя дыяграмы (гл. раздзел 9.3) характарызуюць кінэтыку распаду аўстэніту пры пастаяннай тэмпературы пераахалоджвання такія дыяграмы наглядныя для параўнальнай ацэнкі розных сталей, а таксама для выяўлення ролі легіравання і іншых фактараў (тэмпературы нагрэву, памераў зерня, пластычнай дэфармацыі і інш.) на кінэтыку распаду пераахалоджанага аўстэніту.

Тэрмакінэтычныя дыяграмы характарызуюць кінэтыку распаду аўстэніту пры бесперапынным ахалоджванні. Такія дыяграмы менш наглядныя, але маюць большае практычнае значэнне, так як пры тэрмічнай апрацоўцы распад аўстэніту працякае пры бесперапынным змяненні тэмпературы, а не ў ізатэрмічных умовах. Калі выдомыя хуткасці ахалоджвання ў розных сячэннях рэальных вырабаў, то пры нанясенні адпаведных крывых хуткасцей ахалоджвання на тэрмакінэтычную дыяграму, можна вызначыць тэмпературу пераўтварэння аўстэніту і ацаніць пры гэтым структуру.

Значную работу па збору, апрацоўцы і і сістэматызацыі дыяграм распаду пераахалоджанага аўстэніту для 600 марак сталей праведзена А.А. Паповым і Л.Е. Паповай.

На мал. 108 прыведзены ізатэрмічныя і тэрмакінетычныя дыяграмы распаду пераахалоджанага аўстэніту лягіравальнай сталі. Тэрмакінетычная дыяграма можа быць пабудована як эксперыментальна, так і разліковымі метадамі на аснове ізатэрмічных дыяграм. Параўнанне размяшчэння ліній распаду аўстэніту на абедзвух дыяграмах паказваюць, што адпаведныя лініі

Мал 108. Дыяграма ізатэрмічнага (тонкія лініі) і тэрмакінетычнага распаду пераахалоджанага аўстэніта.

на тэрмакінетычнай дыяграме знаходзяцца правей і ніжэй тых жа ліній ізатэрмічнай дыяграмы. Адпаведна, што тыя ж пераўтварэнні пры бесперапынным ахалоджванні працякаюць пры больш нізкай тэмпературы і праз большы час, чым пры ізататэрмічным распадзе аўстэніта.

Кінетыка пераўтварэнняў, гэта значыць выгляд дыяграмы распаду, залежыць ад мноства фактараў і перш за ўсё, ад хімічнага саставу аўстэніту.

У залежнасці ад прысутнасці лягіравальных элементаў у сталі можна выдзяліць шэсць асноўных разнастайнасцей дыяграм ізатэрмічнага распаду параахалоджанага аўстэніту і адпаведныя ім тэрмакінетычныя дыяграмы. (мал. 109).

Мал 109. Асноўныя разнастайнасці дыяграм (I – ізатэрмічныя, II – тэрмакінетычныя) распаду пераахалоджанага аўстэніту: а – вугляродзістыя і нізкалегіраваныя сталі, якія не ўтрымліваюць карбідаўтваральных элементаў; б – легіраваныя сталі (да 0,4-0,5%), якія ўтрымліваюць карбідаўтваральныя элементы; в – легіраваныя хромам, нікелем, малібдэнам (вальфрамам) сталі з нізкім утрыманнем вугляроду (да 0,2-0,25%), г – легіраваныя сталі, якія ўтрымліваюць карбідаўтваральныя элементы (звыш 0,4-0,5%), д – высокалегіраваныя сталі з высокім утрыманнем хрома; е – высокалегіраваныя аўстэнітныя сталі. 1 – пачатак пераўтварэння; 2 – канец пераўтварэння; 3 – пачатак утварэння ферыта-карбіднай сумесі; 4 – пачатак утварэння прадуктаў прамежкавага перауварэння; 5 – пачатак выдзялення карбідаў.

Для **вугляродзістых**, а таксама **асобных нізкалегіраваных сталей**, якія ўтрымліваюць у асноўным некарбідаўтваральныя элементы – нікель, крэмній, медзь (мал. 109, а), ізатэрмічны распад аўстэніту характарызуецца С-вобразнымі крывымі з адным максімумам. Перлітнае і прамежкавае пераўтварэнні не раздзелены. Пры бесперапынным ахалоджванні такой сталі ў залежнасці ад хуткасці ахалоджвання могуць быць атрыманы тры тыпы структур: мартэнсіту (хуткасць ахалоджвання вышэйшая за крытычную), мартэнсіту і ферыта-карбіднай сумесі (ФКС) і толькі ФКС.

Для легірованих сталей, якія ўтрымліваюць карбідаўтваральныя элементы — хром, малібдэн, вальфрам, ванадый і інш. (мал. 109, б, г), дыяграмы распаду маюць дзве чотка раздзеленыя паміж сабой вобласці перлітнага і прамежкавага пераўтварэнняў, для кожнай з якіх характэрны свае С-вобразныя крывыя. Пры ўтрыманні вугляроду да 0,4-0,5% у канструкцыйных сталях (напрыклад, 20Х2Н4А, 45ХН2МФА, 30ХГСА, 38ХМЮА і інш.) пераўтварэнне па I ступені зрушана ўправа ў адносіне да пераўтварэння па II ступені (мал. 109, б), а пры большым утрыманні вугляроду (інструментальныя сталі тыпу 7Х3, 9Х і інш.), наадварот, I ступень ляжыць лявей II ступені (мал. 109, г).

Для **хроманікельмалібдэнавых** і **хроманікельвальфра-мавых сталей** (напрыклад, 12Х2Н4А, 18Х2Н4МА, 25Х2Н4МА і інш.) з утрыманнем вугляроду ў межах 0,15-0,25%С (мал. 109, в) характэрна вельмі высокая ўстойлівасць пераахалоджанага аўстэніту ў перлітнай вобласці і малая ўстойлівасць яго ў бейнітнай вобласці, з-за чаго I ступень на дыяграме распаду аўстэніту адсутнічае.

У **высокалегіраваных хромістых сталях** тыпу 30Х13, 40Х13, 20Х17 і інш. (мал. 109, д) прамежкавае пераўтварэнне можа быць моцна затарможана і зрушана ў вобласць тэмператур мартэнсітнага пераўтварэння, з-за чаго на дыяграмах распаду аўстэніту ёсць толькі перлітнае пераўтварэнне, а прамежкавае адсутнічае.

У сталях **аўстэнітнага класа**, а канкрэтна высокалегіраваных сталях тыпу 37Х12Н8Г8МФБ (ЭТ487), 45Х14Н14В2М (ЭИ69) (мал. 49, е), з-за высокага ўтрымання хрому, нікелю, марганцу і вугляроду тэмпературнага пачатку мартэнсітнага пераўтварэння ляжыць ніжэй пакаёвай, а распаду аўстэніту па I і II ступенях практычна не назіраецца. З-за павышанага ўтрымання вугляроду ў аўстэніце гэтых сталей пры пераахалоджанні магчыма ўтварэнне лішковых спецыяльных карбідаў.

Неабходна адзначыць, што прыведзенае раздзяленне дыяграм у выдомай ступенш з'яўляецца ўмоўным, так яны не ахопліваюць ўсёй разнастайнасці ізатэрмічных і тэрмакінетычных дыяграм распаду пераахалоджанага аўстэніту.

12.2.4. Уздзеянне легіравальных элементаў на рост зерня аўстэніту

Усе легіравальныя элементы памяншаюць схільнасць аўстэнітнага зерня да росту. Выключэнне складаюць марганец і бор, якія садзейнічаюць росту зерня. Астатнія элементы па-рознаму ўздзейнічаюць на здрабленне зерня: нікель, кобальт, крэмній, медзь (элементы, якія не ўтвараюць карбіды) адносна слаба ўздзейнічаюць на рост зерня; хром, малібдэн, вальфрам, ванадый, тытан моцна

памяншаюць зерне (элементы пералічаны ў парадку росту сілы іх дзеяння). Гэтае адрозненне з'яўляецца прамым следствам рознай ўстойлівасці карбідаў (і нітрытаў) гэтых элементаў. Лішкавыя карбіды, якія не раствараны ў аўстэніце, перашкаджаюць росту аўстэнітнага зерня. Па гэтаму сталь нават пры прысутнасці невялікай колькасці нераствораных карбідаў зберагае дробназярністую будову да значных тэмператур нагрэву.

12.2.5. Уздзеянне легіравальных элементаў на пераўтварэнні пры водпуску

Пры водпуску загартаванай сталі працякаюць працэсы распаду мартэнсіту, утварэння цэментыту і спецыяльных карбідаў, іх каагуляцыя распад астатковага аўстэніту, зварот і рэкрышталізацыя матрыцы.

Распад мартэнсіту ўключае фарміраванне сегрэгацый атамаў вугляроду і легіравальных элементаў у цвёрдым растворе каля дыфектаў крышталічнай будовы, утварэнне перадвыдзяленняў і выдзяленняў вугляроду і легіравальных элементаў у карбідную фазу. Пры гэтым мартэнсіт вугляродзістых сталей, які мае аб'ёмнацэнтрыраваную тэтраганальную (А.Ц.Т.) рашотку, пераходзіць у ферыт з А.Ц.К. рашоткай. У легіраванай сталі пачатковыя стадыі распаду мартэнсіта (150-200⁰С) практычна працякаюць так, як і ў вугляродзістай сталі.

Легіравальныя элементы слаба ўздзейнічаюць на кінэтыку распаду мартэнсіту да тэмператур водпуску 150-200⁰С і значна змяняюць яе пры больш высокіх тэмпературах. Карбідаўтваральныя элементы (Cr, Mo, W, V, Nb) моцна запавальваюць распад мартэнсіту — выдзяленне з яго вугляроду. Калі ў вугляродзістай сталі практычна ўвесь вуглярод выдзяляецца з мартэнсіту пры 250-300⁰С, тады ў сталях з карбідаўтваральнымі элементамі гэты працэс перамяшчаецца ў бок больш высокіх тэмператур (да 400-500⁰С). Такое ўздзеянне гэтых элементаў, верагодна, звязана з памяншэннем тэрмадынамічнай актыўнасці вугляроду ў растворе, гэта значыць з павелічэннем сіл сувязі памі атамамі вугляроду і карбідаўтваральнага элемента ў растворе.

Некарбідаўтваральныя элементы (Ni, Cu) і слабы карбідаўтваральны элемент марганец практычна не затрымліваюць выдзяленне вугляроду з мартэнсіту, а па асобным дадзеным нават некалькі паскараюць гэты працэс. Выключэнне з некарбідаўтваральных элементаў складае крэмній, які значна затрымлівае распад мартэнсіту. Выкладзеныя заканамернасці можна праілюстраваць схемай (мал 110), якая паказвае асаблівасці выдзялення вугляроду з мартэнсіту ў карбідную фазу ў

Мал. 110. Схема выдзялення вугляроду з мартэнсіту ў вугляродзістых (1), легіраваных некарбідаўтваральнымі элементамі акрамя крэмнію (2), і карбідаўтваральнымі элементамі (3) сталях (абагульненне па лягіруючым дадзеным)

вугляродзістых і легіраваных сталях. Як бачна са схемы, карбіды цэментыйнага тыпу пачынаюць фарміравацца незалежна ад легіравання пры аднай і той жа тэмпературы (t_c). Аднак у сталі, легіраванай карбідаўтваральнымі элементамі, пры больш высокіх тэмпературах цэметыту ўтвараецца менш, так як большая колькасць вугляроду застаецца раствараны ў мартэнсіце. Так, пры тэмпературы t_1 утрымання вугляроду ў мартэнсіце вугляродзістай, легіраванай некарбідаўтваральнымі элементамі сталі ($C_{1,2}$) набагата меншае, чым у сталі, легіраванай карбідаўтваральнымі элементамі (C_3). Пры тэмпературы t_k мартэнсіту сталі, легіраванай карбідаўтваральным элементам, пачынаецца інтэнсіўнае выдзяленне вугляроду, што звязана з утварэннем спецыяльнага карбіду. Значэнне тэмпературы t_k залежыць ад карыдаўтваральнай здольнасці элемента, растваранага ў мартэнсіце: чым яна вышэйшая, тым большая гэта тэмпература.

Калі ў мартэнсіце раствараны два карбздаўтваральных элементы, тэмпературы ўтварэння спецыяльных карбідаў, якіх адрозніваюцца то на крывой (3) будзе назірацца (штрыхавая частка крывой 3) другое інтэнсіўнае выдзяленне вугляроду з мартэнсіту пры тэмпературы t_{k2} . Пры гэтай тэмпературы ўзнікае спецыяльны карбід другога, больш моцнага карбідаўтваральнага элемента. Значэнні тэмпературы t_k для хромістых сталей арыентаваны раўняюцца $400-500^\circ\text{C}$, для ванадыевых і малібдэнавых $500-550^\circ\text{C}$, для ніобіевых і вальфрамавых $550-600^\circ\text{C}$.

Пры водпуску мартэнсіту так як і пры перлітным пераўтварэнні, магчымы два механізмы **ўтварэння спецыяльных карбідаў**: праз прамежквы карбід легіраваны цэментыт (механізм *на месцы*); шляхам непасрэднага зараджэннем у цвёрдым растворе.

Механізм зараджэння спецыяльнага карбіда з легіраванага цэментыту заключаецца ў перабудове яго рашоткі ў спецыяльны карбід пасля насычэння цэментыту лягіравальным элементам да мяжы растваральнасці ў ім. Гэты механізм прадугледжвае дастаткова высокую растваральнасць элемента ў цэментыце, якая неабходна для ўтварэння аднаводнага спецыяльнага карбіда. З усіх карбідаўтваральных элементаў толькі хром мае высокую растваральнасць у цэментыце (да 20%). Малібдэн і вальфрам раствараюцца ў ім ў межах дзесятых **ДОЛЕЙ** працэнта, а элементы IV і V груп (V, Nb, Ti, Zr і інш) практычна не раствараюцца ў цэментыце.

Па механізму “на месцы” пры водпуску загартаванай сталі можа ўтварацца карбід хрому тыпу $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$. У высакахромістых сталях пры водпуску па механізму “на месцы” магчымы таксама пераход $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$ $(\text{Fe, Cr})_{23}\text{C}_6$.

Механізм непасрэднага зараджэння спецыяльнага карбіда ў цвёрдым раствору рэалізуецца для большасці карбідаў пры водпуску легіраванага мартэнсіту. Па такому механізму фарміруюцца ўсе карбіды тыпу MeC (VC , NbC , TiC , ZrC , карбіды малібдэна і вальфрама (MoC , Wc , MoC , WC , а таксама карбіды хрому $(\text{Fe, Cr})\text{C}$ ($\text{Fe, Cr})\text{C}$).

Пры механізме непасрэднага зараджэння ў цвёрдым раствору магчыма складанае пераразмеркаванне вугляроду паміж цвёрдым раствору і карбіднай фазай. Утвораны пры нізкіх тэмпературах водпуску цэментыт з павышэннем тэмпературы водпуску будзе зноў растварацца ў α -раствору, што забяспечвае неабходную колькасць вугляроду для ўтварэння спецыяльных карбідаў, якія фарміруюцца пры тэмпературах водпуску 450-600⁰С.

Схемы ўтварэння спецыяльных карбідаў пры водпуску мартэнсіту па прыведзеным механізмам прыведзены ніжэй:

- праз прамежкавы легіраваны цэментыт (“на месцы” — “in situ”)
- непасрэднае зараджэнне ў цвёрдым раствору

дзе α_m — мартэнсіт; α_n — часткова распадзены мартэнсіт, але перасычаны вугляродам і легіравальнымі элементамі; α_0 — адпушчаны мартэнсіт, з якога практычна ўвесь вуглярод выдзяліўся ў карбіды; — нелегіраваны і легіраваны цэментыт; — спецыяльны карбід (штрыхавая стрэлкапаказвае частковае “адваротнае” растварэнне цэментыту ў α — цвёрдым раствору).

Такім чынам, з усіх карбідаўтваральных элементаў толькі хром адносіцца да элементаў, карбіды якіх могуць ўтварацца ў сталі як праз легіраваны цэментыт, так і непасрэдна з цвёрдага раствору — адпушчанага мартэнсіту. Карбіды іншых элементаў зараджаюцца непасрэдна з α -раствору, гэта значыць стадыя ўтварэння прамежкавага легіраванага цэментыту іх адсутнічае.

З павышэннем тэмпературы водпуску зароджаныя карбіды пачынаюць **каагуліраваць** для кожнай карбіднай фазы існуе свой тэмпературна-часовы інтэрвал каагуляцыі. Схільнасць карбідных фаз да каагуляцыі памяншаецца па меры аддалення іх ад цэментыту ў раду стойкасці карбідаў. Так, калі ў вугляродзістай сталі каагуляцыя цэментыту пачынаецца пры тэмпературах водпуску 350-400⁰С, то ў сталях, якія легіраваны карбідаўтваральнымі элементамі, каагуляцыя пачынаецца пры водпуску 450-600⁰С.

Пасля загартоўкі разам з мартэнсітам сталі практычна заўсёды прысутнічае нейкая колькасць астатковага аўстэніту. У загартаваных

канструкцыйных сталях колькасць аўстэніту звычайна бывае да 3-5% (у асобных выпадках 10-15%), у хуткарэзальных сталях яна складае 20-40%. а ў высокахромістых напаловуцепластойкіх інструментальных сталях (тыпу Х18М) колькасць астатковага аўстэніту пасля загартоўкі можа даходзіць да 60 і нават 80%.

Пры водпуску легіраваных сталей **астатковы аўстэніт можа распадацца** па прамежкавай ступені, або пераўтварацца ў мартэнсіт водпуску пры ахалоджванні ад тэмпературы водпуску.

Пры распадзе астатковага аўстэніту на бейніт, легіраваныя элементы павышаюць тэмпературу водпуску, пры якой працякаюць гэтыя пераўтварэнні. Калі ў вугляродзістай сталі астатковы аўстэніт распадаецца на бейніт пры тэмпературах водпуску 200-300⁰С, то ў легіраваных сталях у залежнасці ад саставу і ўтрымання легіравальных элементаў для гэтых мэтай неабходны водпуск пры тэмпературах 400-600⁰С. Кінэтыка распаду астатковага аўстэніту значна адрозніваецца ад кінэтыкі ізатэрмічнага распаду “першаснага” аўстэніту. Гэта абумоўлена тым, што астатковы аўстэніт у структуры знаходзіцца ў выглядзе тонкіх праслояк паміж крышталямі мартэнсіту і, такім чынам, знаходзіцца ў напружаным стане, пераўтварэнне яго ў бейніт праходзіць практычна без інкубацыйнага перыяду. Утвораны бейніт па ўласцівасцям і структуры блізкі да прадуктаў распаду мартэнсіту пры дадзенай тэмпературы.

Пераўтварэнне астатковага аўстэніту ў мартэнсіт водпуску ахалоджванні пасля водпуску можа працякаць у высокалегіраваных сталях, для якіх характэрна дыяграма ізатэрмічнага распаду аўстэніту з лініяй выдзялення лішковых спецыяльных карбідаў (мал 111, штрыхавая лінія). У гэтым выпадку ў працэсе вытрымкі

Мал. 111. Схема пераўтварэння астатковага аўстэніту ў мартэнсіт у высокалегіраваных сталях. $M_{п1}$ — мартэнсітная кропка астатковага аўстэніту да водпуску; $M_{п2}$ — тое ж пасля водпуску.

аўстэніту выдзяляюцца спецыяльныя карбіды тыпу $Me_{23}C_6$ і інш., астатковы аўстэніт аб’ядняецца вугляродам і легіравальным элементам, яго мартэнсітная кропка становіцца вышэйшай за пакаёвую тэмпературу і пры ахалоджванні ва ўчастках астатковага аўстэніту ўтвараецца мартэнсіт водпуску. У асобных выпадках (напрыклад, у хуткарэзальных сталях) для поўнага пераўтварэння астатковага аўстэніту ў мартэнсіт водпуску патрэбен двух-чатырохразовы водпуск. Пасля такога водпуску цвёрдасць сталі можа быць нават больш высокай, чым яна была пасля загартоўкі з-за з’яўлення неадпушчанага мартэнсіту. Таму такую з’яву ў асобных

выпадках называюць **другаснай загартоўкай** або **другаснай цвёрдасцю**.

Пры водпуску загартаванай сталі працякаюць працэсы звароту і рэкрышталізацыі. Яны падобныя да працэсаў пры нагрэве халоднадэфармаванай сталі. адрозненне абумоўлена розніцай пачатковай структуры. Шчыльнасць дыслакацый загартаванай сталі, як і халоднадэфармаванай, высокая (10^8 - 10^{10} , мм⁻²), аднак у мартэнсіце адсутнічае ячэйстая структура, а дыслакацыі размеркаваны адносна раўнамерна; для такой структуры характэрна мноства межаў паміж мартэнсітнымі крышталямі. Усё гэта, а таксама выдзяленне карбіднай фазы пры водпуску накладваюць свае асаблівасці на працэсы звароту і рэкрышталізацыі мартэнсітнай матрыцы.

па меры павышэння тэмпературы водпуску загартаванай сталі ў тонкай структуры працякае пераразмеркаванне і аннігіляцыя дыслакацый, выстройванне дыслакацый у стабільныя сценкі, узнікненне субзерняў, утварэнне паліганальнай субструктуры і пачатак рэкрышталізацыі. Тэмпературны інтэрвал кожнага з гэтых працэсаў і ступень яго рэалізацыі знаходзяцца ў прамой сувязі з устойлівасцю сегрэгацый атамаў прымясей, тыпам, колькасцю і характарам выдзялення карбідных (нітрыдных) фаз пры водпуску і іх уздзеяннем на блакіраванне дэфектаў крышталічнай будовы.

Указаныя працэсы добра бачны пры даследаванні ТОНКІХ ФОЛЬГ метадам трансмісійнай электроннай мікраскапіі (табл. 12.1). 3 табліцы бачна ўздзеянне выдзяленняў карбідаў ванадыю на тэмпературны інтэрвал звароту і рэкрышталізацыі мартэнсітнай матрыцы жалеза і сталі. Назіраемыя пры гэтым змяненні ілюструюць структуры сталі 40Ф пасля загартоўкі і розных тэмператур водпуску (мал. 112).

Табл. 12.1. Уздзеянне ванадыю на тэмпературы звароту і рэкрышталізацыі жалеза і сталі 40.

Матэрыял	Тэмпература, °С, пры вытрымцы 2 гадзіны		
	пачатак паліганізацыі	канец паліганізацыі	пачатак рэкрышталізацыі
Fe _{тэхн.} (0,02% C)	450	500	550
Fe _{тэхн.} (0,1% V)	—	—	600
40 (0,1%V)	550	680	A _{c1}
40 Ф(0,21%V)	680	720	A _{c1} -A _{c3}

Мал. 112. Змяненне дыслакацыйнай структуры пры водпуску загартаванай сталі 40Ф, фольга, *20000; а — загартоўка, б — водпуск пры 680 °С, в — нагрэў 780 °С.

Характар перабудавы структуры пры водпуску знаходзіцца ў прамой сувязі з уздзеяннем прымясяў і выдзяленняў на блакіраванне дэфектаў крышталічнай будовы. Так, пры выдзяленні цэментыту высокая шчыльнасць дэфектаў у структуры зберагаецца да тэмпертур водпуску 350-400⁰С, для карбіда (Fe, Cr)₇ C₃ да 450-500⁰С, для часціц Mo₂C і VC да 500-550⁰С, для NbC да 550-570⁰С.

12.3. Класіфікацыя і маркіроўка легіраваных сталей

12.3.1. Класіфікацыя легіраваных сталей

Легіраваныя сталі класіфіцыруюць па наступных прызнаках: па раўнаважнай структуры, па структуры пасля ахалоджвання на паветры, па колькасці лягіравальных элементаў, па саставу, па назначэнню.

Па *раўнаважнай структуры* сталі дзеляцца на доэўтэктоідныя з ферыта-перлітнай структурай, эўтэктоідныя з перлітнай структурай, заэўтэктоідныя са структурай перліту з лішковымі (другаснымі) карбідамі, ледзебурытныя ў структуры якіх прысутнічаюць першасныя карбіды выдзеленыя з вадкай сталі.

Большасць лягіравальных элементаў перамяшчаюць кропкі S і E на дыяграме стану Fe-C (гл. мал. 51) у бок меншага ўтрымання вугляроду, таму мяжа паміж даэўтэктоіднымі і ледзебурытнымі — у легіраваных сталях ляжыць пры меншым утрыманні вугляроду, чым у вугляродзістых. Так, пры 10% Cr сталь 0,5% C з'яўляецца заэўтэктоіднай, а з 1,4% C — ледзебурытнай. Уздзеянне розных элементаў на палажэнне кропак S і E паказана на мал. 113.

Мал. 113. Уздзеянне лягіравальных элементаў на палажэнне кропак S і E.

Асобныя элементы рэзка звужаюць (Cr, Si, V, W і інш.) або расшыраюць (Ni, Mn) вобласць γ -жалеза (гл мал. 100), акрамя прыведзеных вышэй чатырох груп сталей адрозніваюць яшчэ ферытныя і аўстэнітныя сталі.

Вугляродзістыя сталі бываюць толькі першых трох класаў, легіраваныя — усіх шасці класаў.

Пры канткрэтным легіраванні магчыма толькі частковая перакрышталізацыя ($\alpha \Leftrightarrow \gamma$) і ўтварэнне сталей прамежкавых класаў — напаловуферытных і напаловуаўстэнітных.

Па *структуры пасля ахалоджвання на паветры (пасля нармалізацыі)* сталі падраздзяляюць на наступныя асноўныя класы: перлітны, мартэнсітны, аўстэнітны, ферытны.

Сталі перлітнага класу маюць невысокую ўстойлівасць пераахалоджанага аўстэніту (мал. 114, а). Пры ахалоджванні на паветры яны атрымоўваюць структуру перліту, сарбіту ці трастыту, у якім можа прысутнічаць таксама лішкавыя ферыт ці карбіды. Да сталей перлітнага класу адносяць вугляродзістыя і нізкалегіраваныя сталі. Гэта большая група танных, шырока прамяняемых сталей.

Мал. 114. дыяграмы ізатэрмічнага распаду аўстэніту сталей перлітнага (а), мартэнсітнага (б) і аўстэнітнага (в) класаў (схемы).

Сталі мартэнсітнага класа адрозніваюцца высокай ўстойлівасцю пераахалоджанага аўстэніту мал. 144 (б); пры ахалоджванні на паветры яны загартоўваюцца на мартэнсіт. Да гэтага класу адносяць сярэдне або высокалегіраваныя сталі.

Сталі аўстэнітнага класу з-за павышанага ўтрымання нікелю або марганцу (звычайна ў спалучэнні з хромам) маюць інтэрвал мартэнсітнага пераўтварэння ніжэй $^{\circ}\text{C}$ і зберагаюць аўстэніт пры тэмпературы $20-25^{\circ}\text{C}$ мал (114, в). Распад аўстэніту ў перлітнай і прамежкавай вобласцях адсутнічае.

Структурны клас аўстэнітных і ферытных сталей супадае па класіфікацыі як ў адпаленым, так і нармалізаваным станах.

Па колькасці лягіравальных элементаў адрозніваюць нізкалегіраваныя сталі, якія ўтрымліваюць да 2,5% лягіравальных, сярэднелягіраваныя — 2,5-10% і высокалегіраваныя сталі, якія ўтрымліваюць больш 10% лягіравальных элементаў.

Па саставу легіраваныя сталі дзеляць на нікелевыя, хромістыя, хроманікелевыя, хроманікельмалібдэнавыя і таму падобныя сталі. Класіфікацыйны прызнак — прысутнасць у сталі тых або іншых лягіравальных элементаў.

Па канцэнтрацыі вугляроду вугляродзістыя (гл. раздзел 8.1.2.5) і легіраваныя сталі падраздзяляюць на нізкавугляродзістыя ($< 0,3\% \text{ C}$) сярэдневугляродзістыя ($0,3-0,55\%$) і высокавугляродзістыя ($> 0,6\% \text{ C}$).

У залежнасці ад *назначэння* сталі можна **абяднаць** у наступныя групы: канструкцыйныя (машынабудаўнічыя і будаўнічыя), інструментальныя (іх дзеляць умоўна на чатыры катэгорыі: вугляродзістыя, легіраваныя, штампавыя і хуткарэзальныя) сталі са спецыяльнымі фізічнымі і хімічнымі ўласцівасцямі (каразійнаўстойлівыя, жаратрывальныя і цеплаўстойлівыя, зносаўстойлівыя, з асаблівасцямі цеплавога расшырэння, з асаблівымі магнітнымі і электрычнымі ўласцівасцямі і інш.).

Па трываласці, ацэньваемай часовым супраціўленнем разрыву, канструкцыйныя сталі з нейкай умоўнасцю дзеляць на сталі

нармальнай (сярэдняй) трываласці ($\sigma_{\text{ч}} \sim$ да 1000 МПа), правышанай трываласці ($\sigma_{\text{ч}} \sim$ да 1500 МПа) і высокатрывалыя ($\sigma_{\text{ч}} \sim$ больш 1500 МПа).

Па якасці сталі дзеляць на сталі звычайнай якасці (толькі вугляродзістыя сталі), якасныя, высокаякасныя, асобліва высокаякасныя.

Галоўнымі якаснымі прызнакамі сталі зьяўляюцца больш жорсткія патрабаванні па хімічнаму саставу і перш за ўсё па ўтрыманню шкодных прымясей, такіх як фосфар і сера. Ніжэй прыведзена межавая ўтрыманне фосфару і серы, % мас. (не больш), у сталях рознай катэгорыі якасці:

	P	S
звычайнай якасці	0,040	0,050
якасныя	0,035	0,035
высокаякасныя	0,025	0,025
асоблівавысокаякасныя	0,025	0,015

Адначасова з прыведзенымі класіфікацыямі па агульным прызнакам, якія будуць разгледжаны ў адпаведных частках.

12.3.2. Маркіроўка легіраваных сталей

Марка легіраванай сталі складаецца са спалучэння літар і лічбаў, якія абазначаюць яе хімічны састаў. Па ДАСТ 4543-71 асноўныя легіравальныя элементы абазначаюць літарамі: К — кобальт, Т — тытан, Б — ніобій, В — вальфрам, Г — марганец, Д — медзь, М — малібдэн, Н — нікель, П — фосфар, Р — бор, С — крэмній, Ф — ванадый, Х — хром, Ц — цырконій, Ю — алюміній.

Лічбы пасля літары ў абазначэнні маркі сталі паказваюць колькасць таго або іншага элемента, акругленыя да цэлага чысла. Пры сярэднім утрыманні легіравальнага элемента да 1,5% лічбу за літаральным індэксам не прыводзяць. Утрыманне вугляроду ўказваецца ў пачатку маркі ў сотых (канструкцыйныя сталі) або дзесятых (інструментальныя сталі) долях працэнта.

Так, канструкцыйная сталь, якая ўтрымлівае 0,42-0,50% С; 0,5-0,8% Mn; і 0,10-0,18% V, абазначаецца маркай 45ХН2МФ. Інструментальная сталь (штампавая) саставу: 0,32-0,40% С; 0,80-1,20% Si; 0,15-0,40% Mn; 4,5-5,5% Cr; 1,20-1,50% Mo і 0,3-0,5% V абазначаецца 4Х5МФС.

Калі ўтрыманне вугляроду ў інструментальных легіраваных сталях 1% і больш, то лічбу ў пачатку маркі нярэдка зусім не ставяць (напрыклад, Х, ХВГ).

Літара “А” у канцы маркі ўказвае, што сталь адносіцца да катэгорыі высокаякаснай (30ХГСА), калі тая ж літара знаходзіцца ў сярэдзіне маркі — то сталь легіравана азотам (16Г2АФ), а ў пачатку маркі літара “А” указвае, што сталь аўтаматная (гл. раздзел 8.1.2.4) павышанай апрацоўваемасці (АС35Г2). Індэкс “АС” у пачатку маркі ўказвае, што сталь аўтаматная са свінцом (АС35Г2).

Асаблівавысокаякасная сталь абазначаецца дабаўленнем праз дэфіс у канцы маркі літары “Ш” (30ХГС-Ш).

Сталь, якая не ўтрымлівае ў канцы маркі літар “А” або “Ш”, адносіцца да катэгорыі якасных (30ХГС).

У марках хуткарэзальных сталей спачатку прыводзяць літару “Р”, за ёй ідзе лічба, якая ўказвае на ўтрыманне вальфраму. Ва ўсіх хуткарэзальных сталях утрымліваецца каля 4% Cr, таму ў абазначэнні маркі літара “Х” адсутнічае. Ванадый, утрыманне якога ў розных марках хістаецца ў межах ад 1 да 5%, абазначаецца ў марцы, калі сярэдняе ўтрыманне складае 2% і болей. Так як утрыманне вугляроду у хуткарэзальных сталях прапарцыянальна колькасці ванадыю, то ўтрыманне вугляроду ў марцы сталі не ўказваецца. Калі ў хуткарэзальных сталях утрымліваецца малібдэн або кобальт, то гэта ўказваецца ў марцы.

Напрыклад стал саставу: 0,7-0,8% С; 3,8-4,4% Cr; 17,0-18,5% W; 1,0-1,4% V; абазначаецца маркай Р18, а сталь: 0,95-1,05%С; 3,8-4,4% Cr; 5,5-6,0% W; 4,6-5,2% Мо; 1,8-2,4% V і 7,5-8,5% Со абазначаецца Р6М5Ф2К8.

У марках падшыпнікавых сталей уперадзе ставіцца літара Ш, маркі электратэхнічных сталей пачынаюцца з літары Э, а магнітна-цвёрдыя — з літары Е.

Нестандартныя легіраваныя сталі, якія выпускаюцца заводам «Электросталь», абазначаюцца спалучэннем літар ЭИ (электросталь даследаваная) або ЭП (электросталь пробная). Легіраваныя сталі, якія выпускаюцца “Днепроспецсталью”, маркіруюць літарамі ДИ, Златоўстаўскім металургічным заводам — літарамі ЗИ. Ва ўсіх выпадках пасля спалучэння літар ідзе парадкавы нумар сталі, напрыклад, ЭИ147, ЭП67, ДИ8 і інш. Прыведзеная вышэй хуткарэзальная сталь Р6М5ФК8 спрошчана абазначаецца ЭП658, а жаратрывалая 37Х12Н8Г8МФБ — ЭИ481. Такім чынам, пасля засваення маркі металургічнымі і машынабудаўнічымі заводамі ўмоўныя абазначэнні замяняе агульнапрынятая маркіроўка, якая адраджае хімічны састаў сталі.

Маркіроўка марак жаратрывалых і жарастойкіх сплаваў на жалезанікелевай і нікелевай асновах складаецца толькі з літаральных абазначэнняў элементаў, за выключэннем нікелю, пасля якога ўказваецца лічба, якая абазначае яго сярэдняе ўтрыманне ў працэнтах.

Напрыклад, сплаў саставу: 0,12% С; 14,0-16,0% Cr; 34,0-38,0% Ni; 1,1-1,5% Ti; 2,8-3,5% W; астатняе-Fe абазначаецца ХН35ВТ (ЭИ612), а сплаў: ≤ 0,07% С; 19,0-22,0% Cr; 2,4-2,8% Ti; 0,6-1,0% Al; ≤ 4,0% Fe, астатняе — Ni абазначаецца ХН77ТЮР (ЭИ437).

Прынятая ў краінах СНД сістэма маркіроўкі наглядная і простая. У іншых краінах прымяняюць іншыя прынцыпы абазначэння сталей.

Так, літарна-лічбавая сістэма выкарыстоўваецца ў Балгарыі, Венгрыі, Польшчы, ФРГ, Італіі, Францыі і іншых краінах. У асобных странах прымяняюць лічбавае абазначэнне адных і тых жа па саставу сталей у розных краінах.

Расія	Чэхія	ФРГ	Францыя	ЗША	Японія
10	12010	Ск10	XC10	1010	S9CK
50ХФ	15260	50CrV4	50CV4	6150	SUP5
У8	19152	С85W2	XC80	W1-08C	SK5
P18	N9825	B18	Z80W18	T1	SKH2
12X13	17021	X10Cr13	Z12C13	410	SEC1
12X18Н9	17241	Z12CrNi18-8	Z12CN18-8	302	SEC7

Упрамыслова развітых странах у асобных выпадках фірмы прысвойваюць сталям рэкламныя абазначэнні [напрыклад, Welten80 (зварвальная), Corten (устойлівая атмасфернай карозіі) і інш.].

12.4. Канструкцыйныя легіраваныя сталі

Асноўнымі легіравальнымі элементамі канструкцыйных сталей з'яўляюцца хром, нікель, крэмній і марганец. Вальфрам, малібдэн, ванадый, тытан, бор і іншыя легіравальныя элементы ўводзяць у сталь у спалучэнні з хромам, нікелем і марганцам для выдатковага паляпшэння ўласцівасцей. Большасць канструкцыйных сталей адносяцца да перлітнага класу, а ў раўнаважным стане — да групы даэўтэктоідных.

12.4.1. Перавагі легіраваных сталей перад вугляродзістымі

Легіраваныя сталі валодаюць лепшымі механічнымі ўласцівасцямі пасля тэрмічнай апрацоўкі (загартоўкі і водпуску), якія параўнальна мала адрозніваюцца ад механічных уласцівасцей вугляродзістай сталі ў вырабах малых сячэнняў. У больш тоўстых сячэннях (дыяметрам звыш 15-20 мм) механічныя ўласцівасці легіраваных сталей значна вышэйшыя, чым вугляродзістых. Найбольш значна павышаюцца мяжа цякучасці, адноснае звужэнне і

ўдарная вязкасць. Гэта тлумачыцца тым, што **легіраваныя сталі валодаюць меншай крытычнай хуткасцю загартоўкі і, такім чынам, лепшай прагартоўваемасцю**. Акрамя таго, пасля тэрмічнай апрацоўкі яны маюць больш дробнае зерне і больш дысперсныя структурныя ўключэнні. З-за большай прагартоўваемасці і меншай крытычнай хуткасці загартоўкі **замена вугляродзістай сталі легіраванай дазваляе здзейсніць загартоўку дэталеў у менш рэзкіх ахаладжальніках** (масле, паветры). Гэта паменшыць дэфармацыю вырабаў і бяспеку ўтварэння трэшчын. Легіраваныя сталі прымяняюць пагэтану не толькі для дэталеў павышанай таўшчыні, але і для вырабаў невялікага сячэння, якія маюць складаную форму. Чым большае ўтрыманне ў сталі лягіравальных элементаў, тым вышэй яе прагартоўваемасць.

Для дасягнення высокай прагартоўваемасці, сталь часцей лягіруюць больш таннымі элементамі — марганцам, хромам і борам, а таксама больш дарагімі — нікелем і малібдэнам. Аднак трэба ведаць, што пасля дасягнення неабходнай для дадзенага сячэння прагартоўваемасці далейшае павелічэнне ў сталі канцэнтрацыі лягіравальных элементаў можа не палепшыць, а, наадварот,, пагоршыць механічныя, тэхналагічныя (апрацоўку рэзаннем,, зварвальнасць і інш.) уласцівасці сталі. У гэтым выпадку павышаецца парог холадаломкасці і памяншаецца запас вязкасці. Напрыклад, павелічэнне ўтрымання у сталі хрому або марганцу да 1,0% практычна не мяняе парог холадаломкасці. Аднак пры большай іх канцэнтрацыі парог холадаломкасці павышаецца. У сувязі з гэтым утрыманне лягіравальных элементаў павінна быць мінімальным, якое забяспечвае неабходную для дадзенага сячэння і ўмоў ахаладжвання суцэльную прагартоўваемасць.

Выключэнне складаюць нікель і малібдэн. Нікель павышае супраціўленне крохкаму разбурэнню сталі, пры гэтым павышаецца пластычнасць і вязкасць, памяншаецца адчувальнасць да канцэнтратаў напружанняў і паніжаецца тэмпературны парог холадаломкасці. Пры ўтрыманні ў сталі 1,0% Ni, парог холадаломкасці зніжаецца на 60-80⁰С, далейшае павелічэнне канцэнтрацыі нікеля да 3-4% вызвае менш моцнае зніжэнне парога холадаломкасці. Нікель павышае запас вязкасці і павялічвае a_p і K_{1c} . Увядзенне 3-4% Ni рэкамендуецца для забеспячэння глыбокай прагартоўваемасці. Нікель — дарагі метал, таму часцей у канструкцыйныя сталі яго ўводзяць сумесна з хромам і іншымі элементамі і пры тым у межава мінімальнай колькасці. У складаналегіраваных сталях нікель таксама забяспечвае высокае супраціўленне крохкаму разбурэнню.

Легіраванне сталі невялікай колькасцю (да 0,05-0,15%) V, Ti, Nb, Zr, якія ўтвараюць цяжкарастваральныя ў аўстэніце карбіды,

змяльчае зерне. Гэта паніжае парог холадаломкасці, павышае работу распаўсюджання трэшчын a_p і памяншае адчувальнасць да канцэнтратаў напружанняў. Пры вялікім утрыманні гэтых элементаў прагартоўваемасць і супраціўленне сталі крохкаму разбурэнню памяншаецца з-за выдзялення вялікай колькасці карбідаў (VC, TiC і інш) на межах зерняў.

Легіравальныя элементы павышаюць ўстойлівасць мартэнсіту супраць водпуску і затрымліваюць коагуляцыю карбідаў.

Пасля аднолькавай тэмпературы водпуску легіраваная сталь будзе мець больш высокую трываласць (цвёрдасць), але трохі меншую пластычнасць і вязкасць, чым вугляродзістая сталь. Легіравальныя элементы значна павышаюць трываласць сталі пасля паляпшэння, пры гэтым павышаецца трываласць ферытнай асновы (у тым ліку і за кошт зберажэння вялікай шчыльнасці дэфектаў будовы) і павялічваецца дысперснасць карбідных часцічак. Найбольш значна павышае трываласць сталі Cr, Mo, і Si.

У сувязі з гэтым Легіраваная сталь і ў адпаленым (нармалізаваным) стане будзе валодаць большай трываласцю, але меншай пластычнасцю, чым вугляродзістая.

Для падаўлення абарачальнай адпускной крохкасці сталь легіруюць малібдэнам (або вальфрамам), што вельмі важна для тоўстых вырабаў, у якіх нават пры ахалоджванні ў вадзе ад тэмператур водпуску нельга ўстараніць гэтую крохкасць. Акрамя таго, малібдэн (вальфрам) павышаюць прагартоўваемасць (асабліва ў спалучэнні з нікелем), устойлівасць сталі супраць водпуску і садзейнічаюць ўтварэнню дробназярністай сталі. Малібдэн значна памяншае механічныя ўласцівасці сталі пасля цэментацыі (нітрацэментацыі) і павышае цвёрдасць і прагартоўваемасць цэментаванага слоя, так як сталі з малібдэнам не схільны да ўнутранага акіслення пры ўзаемадзеянні з газавым карбюрызатарам.

Крэмній запавальняе працэс водпуску мартэнсіту і **зьяўляецца** карысным легіраваным элементам для сталей, якія падвяргаюцца тэрмічнай закалцы. Сталі з крэмніем пасля ізатэрмічнай загартоўкі валодаюць высокай вязкасцю і паніжанай адчувальнасцю да надрэзаў. Гэта тлумачыцца тым, што ў працэсе прамежкавага пераўтварэння ўзрастае колькасць высокавугляродзістага астатковага аўстэніту і павышаецца вязкасць бейніту з-за памяншэння ў α -фазе вугляроду.

12.4.2. Канструкцыйныя (будаўнічыя) нізкалегіраваныя сталі

Да нізкалегіраваных будаўнічых сталей адносяцца нізкавугляродзістыя (утрыманне вугляродуне перавышае 0,22%) зварвальныя сталі, якія ўтрымліваюць недарагія і недафіцытныя легіравальныя элементы (звычайна да 2,5%) і валодаюць павышанай трываласцю і зніжанай схільнасцю да крохкіх разбурэнняў у параўнанні з вугляродзістымі сталямі. Будаўнічыя нізкавугляродзістыя сталі ўтрымліваюць наступныя элементы: Mn (да 1,8%), Si (да 1,2%), Cr (да 0,8%), а таксама Ni (да 0,8%), Cu (да 0,5%), V (да 0,15%), Ti (да 0,03%), N (да 0,15%), і інш. Гэтыя сталі ў гарачакатаным стане ў выглядзе лістоў, сартавога фасоннага пракату прымяняюць у будаўніцтве і машынабудаванні для зварных канструкцый, у асноўным без дадатковай тэрмічнай апрацоўкі (ДАСТ19281-73, ДАСТ19282-73).

Дэталі будаўнічых канструкцый звычайна злучаюцца зваркай. Таму патрабаванне да будаўнічых сталей **зьяўляецца** добрая зварвальнасць. Гэта значыць, што сталь пры зварцы не павінна ўтвараць гарачых і халодных трэшчын (гарачыя трэшчыны ўтвараюцца ў швеў працэсе крышкалізацыі, халодныя — мартэнсітнага пераўтварэння; павелічэнне ў сталі вугляроду і легіравальных элементаў пагаршае зварвальнасць) і ўласцівасці зварнага злучэння (метала шва і зоны тэрмічнага ўздзеяння) не павінны значна адрознівацца ад уласцівасцей асноўнага металу.

Будаўнічыя вугляродзістыя сталі звычайнай якасці марак СТ2, СТ3 маюць мяжу цякучасці $\sigma_{0,2} = 240$ МПа. Пры ўтрыманні 1,5% Mn і 0,7% Si мяжа цякучасці павялічваецца да 360 МПа, гэта значыць у 1,5 разы.

Да нізкалегіраваных будаўнічых сталей адносяцца сталі марак 14Г2, 17ГС, 14ХГС, 15ХСНД. Сталь 15ХСНД, якая ўтрымлівае Ni і Cu, эксплуатаецца ў канструкцыях да 60⁰С без пераходу ў крохкі стан. Акрамя таго, пры ўвядзенні гэтых элементаў павялічваецца каразійная ўстойлівасць сталі ў атмасферных умовах.

Увядзенне ў сталь невялікіх дабавак ванадыю або ніобію (да 0,1%) разам або асобна забяспечвае дадатковае ўзмацненне за кошт утварэння карбанітрыдаў гэтых элементаў і змяльчэння зерня. Да сталей такога тыпу адносяцца нізкалегіраваныя сталі марак 14Г2АФ, 17Г2АФБ і іншыя з $\sigma_{0,2} = 240$ МПа пасля нармалізацыі.

Нізкавугляродзістыя сталі пастаўляюцца пасля нармалізацыі (або нармалізацыі і высокага водпуску). Нармалізацыя некалькі павышае межы трываласці і цякучасці і разам з памяншэннем памераў зерня паляпшае пластычнасць і вязкасць, пры гэтым памяншаецца схільнасць да крохкага разбурэння. Асобныя сталі (14Г2, 17ГС, 15ХСНД) могуць пастаўляцца пасля загартоўкі і водпуску, што значна павялічвае іх трываласць і паніжае парог холадаломкасці і схільнасць да старэння.

Прымяненне ў будаўніцтве тэрмічна апрацаваных профіляў і лістоў з нізкалегіраванай сталі, якая мае $\sigma_{0,2} = 400-500$ МПа забяспечвае эканомію да 50% металу.

Для зварных магістральных газаводных труб сталь павінна валодаць зварвальнасцю, высокім значэннем трываласці і дастатковымі пластычнасцю, вязкасцю і супраціўленнем крохкаму разбурэнню пры тэмпературах мантажу і эксплуатацыі газавода ў нармалізаваным стане.

Для вырабу труб вылікага дыяметру прымяняюць сталь 17ГС, якая пастаўляецца ў гарачакатаным стане. У апошнія гады для труб рэкамендаваны сталі 14Г2САБ, 14Г2СФБ, 16Г2САФ з σ_r да 600 МПа і $\sigma_{0,2}$ да 450 МПа.

Узмацненне гэтых сталей дасягаецца змяльчэннем зерня і дысперсійным цвярдзеннем за кошт выдзялення карбанітрыдных фаз у працэсе ахалоджвання пасля пракаткі або нармалізацыі.

Нізкалегіраваныя гарачакатаныя сталі прымяняюць і для арміравання звычайных і папярэдне напружаных жалезабетонных канструкцый (сцержнявая арматурная сталь).

У табліцы 12.2 прыведзены маркі і механічныя ўласцівасці арматурных сталей.

Табліца 12.2. Арматурныя сталі

Клас арматурнай сталі	Марка сталі	σ_r	$\sigma_{0,2}$	
		МПа		
A-I	Ст3кп, ВСт3	380	240	25
A-II	ВСт5пс, 18Г2С	500	300	19
Ac-II	10ГТ	450	300	25
A-III	35ХС, 25Г2С	600	400	14
A-IV	80С, 20ХГ2С	900	600	6
A-V	23ХГ2Т	1050	800	7

Заўвага: сталь класу А- вырабляюцца круглай гладкай, класаў А- , А- , А- і А- — перыядычнага профілю; сталі класаў А- , А- , А- , прымяняюць для ненапружаных канструкцый, а больш высокіх класаў — для папярэдне напружаных канструкцый.

Як бачна з табл. 12.2 сталі класаў А- III, А- IV і А-V вырабляюць з больш трывалых сталей з павышаным да 0,3% утрыманнем вугляроду: 2Г2С; 35ХС і інш.

Дадатковае павышэнне механічных уласцівасцей і зніжэнне парога холадаломкасці можа быць дасягнута з дапамогай кантралюемай пракаткі. Яна заключаецца ў правядзенні дэфармацыі, асабліва ў канцы працэсу, пры больш нізкай тэмпературы (800-850⁰С) з павелічэннем ступені дэфармацыі ў апошніх праходах. Эфект

кантралюемай пракаткі заключаецца ў значным змяльчэнні зерня, а таксама ў дысперсійным узмацненні часціцам і карбанітрыдаў.

12.4.3. Канструкцыйныя машынабудаўнічыя сталі

Да машынабудаўнічых адносяць канструкцыйныя сталі, якія прызначаны для вырабу розных дэталей машын, механізмаў і асобных відаў вырабаў.

У машынабудаванні спажываецца каля 40% выпускаемай сталі і па колькасці марак машынабудаўнічыя сталі **з'яўляюцца** самымі шматлікімі. У залежнасці ад умоў эксплуатацыі, а яны ў асобных машынах і механізмах моцна адрозніваюцца, патрабаванні да сталей будуць неаднолькавыя. Аднак да канструкцыйных машынабудаўнічых сталей **прад'яўляецца** і шэраг агульных патрабаванняў, асноўнымі з якіх **з'яўляюцца**: высокая канструктыўная трываласць, вызначаемая аптымальным спалучэннем трываласці, выкасці і пластычнасці, неабходныя тэхналагічныя ўласцівасці — добрая апрацавальнасць ціскам, рэзаннем і зварвальнасць, малая схільнасць да ўтварэння трэшнн, караблення. **обезвугляроджвання** пры тэрмічнай апрацоўцы, а таксама ў асобных выпадках і спецыяльныя ўласцівасці: зносаўстойлівасць, цеплаўстойліваць, вызначаныя фізічныя ўласцівасці і інш. Існуюць некалькі прызнакаў класіфікацыі машынабудаўнічых сталей: па саставу (вугляродзістыя, легіраваныя), па апрацоўцы (памяншальныя, нармалізавальныя, цэментавальныя, азатавальныя, мартэнсітастарэючыя і інш.). Ніжэй разглядаюцца асобныя групы машынабудаўнічых легіраваных сталей па ўказаных прызнаках.

12.4.3.1. Сталі для цэментацыі і азатавання

Цэментацыя і азатаванне — найбольш распаўсюджаныя метады хіміка-тэрмічнай апрацоўкі (ХТА) сталі (гл.раздзел 11.3). У выніку такой апрацоўкі праходзіць паверхневае ўзмацненне дэталей машын і механізмаў: узрастае зносаўстойлівасць, а ў шэрагу выпадкаў супраціўленне карозіі і акалінаўстойлівасць. Як правіла для дэталей, якія падвяргаюцца цэментацыі і азатаванню, прымяняюць спецыяльныя сталі. Роля легіравання такіх сталей заключаецца ў атрыманні высокіх паверхнявых уласцівасцей цэментаванага або

азатаванага слою і забеспячэнне неабходных уласцівасцей сярэдзіны вырабу пры прынятай апрацоўцы.

а) цэментаваныя сталі

Цэментацыі падвыргаюць нізкавугляродзістыя сталі з утрыманнем вугляроду 0,10-0,25%, што забяспечвае атрыманне вязкага асяродку. Для асобных высоканагружаных дэталеў (зубчатых колы і інш.) утрыманне вугляроду ў сталі можа быць павышана да 0,35%. З павышэннем пачатковага ўтрымання вугляроду ў сталі памяншаецца глыбіняцэментаванага слою, павялічваецца трываласць і паніжаецца вязкасць асяродку дэталеў.

Цэментацыю праводзяць пры тэмпературах вышэй кропкі A_3 у аўстэнітнай вобласці (гл. раздзел 11.3.2). Тэмпературны інтэрвал цэментацыі складае $920-980^{\circ}\text{C}$. Ёсць станоўчы вопыт прымянення для асобных легіраваных сталей высокатэмпературнай цэментацыі пры $980-1050^{\circ}\text{C}$. Пры гэтым значна паскараецца працэс цэментацыі з-за павелічэння каэфіцыента дыфузіі вугляроду, аднак адначасова расце зерне аўстэніту і павялічваецца карабленне дэталеў. Таму для высокатэмпературнай цэментацыі неабходна прымяняць сталі з спадчынна дробным зернемабо легіраваць сталь элементамі, якія запавальняюць рост аўстэнітнага зерня пры нагрэве (тытан, ванадый).

Тэрмічная апрацоўка вырабаў пасля цэментацыі заключаецца ў загартоўцы і нізкатэмпературным водпуску, прычым загартоўка можа здзясяцца непасрэдна ад тэмпературы цэментацыі (адзінарная тэрмічная апрацоўка) або пасля ахалоджвання ад тэмпературы цэментацыі (угэтым выпадку часта прымяняюць ахалоджванне на паветры — нармалізацыю) і паўторнага нагрэву да тэмпературы некалькі вышэйшай за кропку A_{c3} з далейшай загартоўкай і водпускам (двайная тэрмічная апрацоўка). Загартоўку ад тэмпературы цэментацыі часта прымяняюць пасля падстужвання да $840-860^{\circ}\text{C}$ з мэтай памяншэння караблення вырабаў.

Хімічны састаў і механічныя ўласцівасці якасных цэментаваных вугляродзістых канструкцыйных сталей (гл.раздзел 8.1.2.5) рэгламентуецца ДАСТ 1050-74, а легіраваных ДАСТ 4543-71.

У табліцы 12.3. прыведзены хімічны састаў гарантаваныя механічныя ўласцівасці асобных легіраваных канструкцыйных сталей, якія падвяргаюцца цэментацыі.

ТАБЛІЦА

Легіраваныя элементы ўздзейнічаюць на хуткасць працэсу цэментацыі, глыбіню цэментаванага слою і канцэтрацыю вугляроду ў паверхневай зоне. Некарбідаўтваральныя элементы, такія як нікель, крэмній, кобальт, паскараюць дыфузію вугляроду ў аўстэніце пры 950°C . У той жа час гэтыя элементы зніжаюць растваральнасць вугляроду ў аўстэніце і тым самым памяншаюць максімальнае ўтрыманне вугляроду ў паверхневым слоі. Найбольш значна паскарае дыфузію вугляроду ў аўстэніце і зніжае ўтрыманне вугляроду ў цэментаваным слоі крэмній. Аднак пры больш высокіх тэмпературах ($1000, 1100^{\circ}\text{C}$) крэмній памяншае каэфіцыент дыфузіі вугляроду ў аўстэніце.

Часцей за ўсё, карбідаўтваральныя элементы паніжаюць каэфіцыент дыфузіі вугляроду ў аўстэніце. Адначасова карбідаўтваральныя элементы павышаюць максімальную канцэтрацыю вугляроду ў паверхневым слоі ў параўнанні з вугляродзістай сталлю, што звязана з інтэнсіўным карбідаўтварэннем у паверхневым слоі (мал. 115). З павышэннем тэмпературы ўтрыманне вугляроду ў цэментаваным слоі легіраваных сталей памяншаецца.

Мал.115. Размеркаванне вугляроду па гыбіне цэментаванага слою сталі: 1 — нелегіраваная сталь; сталь з карбідаўтваральным элементам; 3 — сталь з некарбідаўтваральным элементам.

Уздзеянне легіравальных элементаў на глыбіню цэментаванага слою вызначаецца іх уздзеяннем на каэфіцыент дыфузіі і канцэтрацыю вугляроду ў паверхневым слоі. На мал.116 прыведзена залежнасць глыбіні цэментаванага слою h ад утрымання легіравальных элементаў пры тэмпературы цэментацыі 925°C .

Мал. 116. Уздзеянне легіраваных элементаў на глыбіню цэментаванага слою пасля цэментацыі пры 925°C .

У легіраваных сталях пасля цэментацыі і загартоўкі акрамя мартэнсіту і карбідаў прысутнічае таксама астатковы аўстэніт, колькасць якога можа быць значнай. У невялікай колькасці астатковы аўстэніт у цэментаваным слоі можа быць нават карысны, так як пры гэтым павышаецца і асабліва ўдарная вынослівасць, але пры вялікіх яго ўтрыманнях значна зніжаецца цвёрдасць сталі, таму для высокалегіраваных цэментавальных сталей у мэтах памяншэння колькасці астатковага аўстэніту праводзяць апрацоўку холадам пасля загартоўкі.

Пры легіраванні цэментавальных сталей часта рэалізуецца комплекснае легіраванне некалькімі элементамі. Так, увядзенне крэмнію ў хроманікелевыя цэментавальныя сталі дазваляе павысіць

іх ўдарна-стомленую вынослівасць шляхам памяншэння глыбіні заэўтэктоіднай зоны і павелічэння колькасці карбідаў.

Шырока прымяняецца легіраванне цэментавальных сталей элементамі, якія затрымліваюць рост зерня аўстэніту пры нагрэве (ванадыем або тытанам). Асабліва спрыяльна легіраванне цэментавальных сталей нікелем, які павышае вязкасць цэментаванага слою і асяродку, паніжае парог холадаломкасці. Аднак з-за дыфецытнасці нікелю назіраецца тэндэнцыя да замены высоканікелевых сталей маланікелевымі (напрыклад, сталі 18ХГСН2МВА і 18ХГСН2МА прымяняюць для замены 18Х2Н4ВА і 20Х2Н4А, і сталь 14ХГСН2МА замест 12ХН3А і 12Х2М4А).

б) азатаваныя сталі

Азатаванне (гл. раздзел 11.3.3) прадстаўляе сабой працэс паверхневага насычэння сталі азотам.

Азатаванне канструкцыйных сталей праводзяць для павышэння іх цвёрдасці, зносаўстойлівасці, цеплаўстойлівасці і каразійнай стойкасці. Перад азатаваннем вырабы падвяргаюць загартоўцы і водпуску.

Высокая цвёрдасць і зносаўстойлівасць азатавальных канструкцыйных сталей забяспечваецца, галоўным чынам, нітрыдамі легіравальных элементаў (N, MoN, AlN). Аднак з-за прысутнасці вугляроду ў легіравальных канструкцыйных сталях пры азатаванні фактычна ўтвараюцца карбанітрыдныя фазы.

Легіравальныя элементы значна ўздзейнічаюць на глыбіню h азатаванага слою і паверхневую цвёрдасць (мал. 117). Памяншэнне глыбіні азатаванага слою пры легіраванні абумоўлена памяншэннем каэфіцыента дыфузіі азоту ў ферыце. Вуглярод памяншае таксама каэфіцыент дыфузіі азоту.

Мал. 117. Уздзеянне легіравальных элементаў на глыбіню азатаванага слою (азатаванне пры 550⁰С, 24 !) і паверхневую цвёрдасць.

З азатавальных канструкцыйных легіравальных сталей найбольш шырока прымяняюць сталь 38Х2МЮА. Аднак у апошні час распрацаваны шэраг новых канструкцыйных сталей, якія падвяргаюцца азатаванню: 30Х3ВА, 30ХН2ВФА, 40ХНВА, 20Х3МВФА і інш. У табл. 12.4 прыведзены хімічны састаў і механічныя ўласцівасці асобных азатавальных канструкцыйных сталей.

Пры азатаванні ў інтэрвале тэмператур 500-600⁰С таўшчыня дыфузійнага слою невялікая і таму высокія механічныя ўласцівасці дасягаюцца ў тонкім паверхневым слоі і па меры ўдалення ад

паверхні хутка падаюць. Звычайна пры легіраванні некалькімі элементамі цвёрдасць азатаванага слою большая чым пры легіраванні адным элементам.

Найбольш высокая паверхневая цвёрдасць пры азатаванні дасягаецца ў хромамалібдэнавых сталях, дадаткова легіраваных алюмініем, тыповым прадстаўніком якіх з'яўляецца сталь 38X2MЮА. Падобныя сталі для азатавання прымяняюць у ЗША: нітралоі — Nitr135M, у Англіі — EN41, у ФРГ — 32AlCrMo4, у Швецыі — 2940.

Разам з тым зносаўстойлівасць не заўсёды карэліруе з цвёрдасцю. Так, павышэнне тэмпературы азатавання сталі 38X2MЮА з 560 да 620⁰С павышае яе зносаўстойлівасць, пры гэтым паверхневая цвёрдасць паніжаецца. Гэтая з'ява тлумачыцца памяншэннем утрымання азоту ў γ -фазе з-за паскарэння яго дыфузіі з паверхні ў глыбіню вырабу.

Для асобных азатавальных вырабаў вельмі высокая паверхневая цвёрдасць з'яўляецца непажаданай з-за акрохвання паверхневага слою, зацяжарвае аперацыі шліфавання і інш. У гэтым выпадку прымяняюць сталі з паніжаным утрыманнем алюмінію або без алюмінію, якія валодаюць меншай паверхневай цвёрдасцю, але больш **плаўным** падзеннем цвёрдасці па глыбіні дыфузійнага слою (сталі 38X2ВФЮА, 40ХФА, 40Х, 20ХЗВА і інш).

Для дэталей машыны, якая працуе ва ўмовах цыклічных згінальных або кантактных нагрузак, прымяняюць сталі 28X2Н4ВА, 38ХНЗМА, 30ХЗВА, 20ХГН2МФ і інш.

Азатаванне павышае мяжу стомленасці канструкцыйных сталей. Так, мяжа стомленасці каленных валоў са сталі 18X2Н4ВА пасля азатавання павышаецца на 25-60%. Пры прысутнасці канцэнтратараў напружанняў азатаванне ў большай ступені ўздзейнічае на мяжу стомленасці сталей.

Такое ўздзеянне азатавання на мяжу стомленасці канструкцыйных сталей звязваюць з утварэннем у паверхневым слоі астатковых напружанняў.

Азатаванне павышае цепластойкасць канструкцыйных легіраваных сталей. Напрыклад, рабочыя тэмпературы азатаваных дэталей са сталі 38X2MЮА і 25X2МФА складае 400-490⁰С, а са сталей 25X2М1Ф 490-510⁰С. Аднак пры доўгатэрміновых вытрымках ва ўмовах высокіх тэмператур цвёрдасць азатаванага слою можа зніжацца.

Калі азатаванне прымяняецца толькі для атрымання каразійнаўстойлівага пакрыцця вырабаў, можна прымяняць простыя вугляродзістыя сталі з утрыманнем вугляроду ў шырокіх межах (ад 0,1 да 1,0%). Пры гэтым атрымліваюць тонкія нітрыдныя (карбанітрыдныя) слаі таўшчынёй 0,015-0,030 мм у залежнасці ад прызначэння дэталі. У гэтым выпадку, акрамя каразійнай

ўстойлівасці, павышаецца цвёрдасць, межы трываласці і цякучасці, а таксама **стомленасная** трываласць сталі.

Азатаванне з'яўляецца **прадаёмкім** працэсам, таму ў апошні час распрацаваны розныя спосабы паскоранага азатавання, з якіх можна адзначыць іоннае азатаванне (азатаванне ў тлеючым разрадзе), азатаванне пад ціскам, у актывізаваным газавым асяродзі і нш.

Працэс адначасовага насычэння сталі вугляродам і азотам у газавым асяроддзі называецца нітрацэментацыяй (гл. раздзел 11.3.4). Яе праводзяць пры больш нізкіх тэмпературах (850-870⁰С) у параўнанні з цэментацыяй. Гэта абумоўлена тым, што азот, які **дыфундыруе** ў сталь адначасова з вугляродам, паніжае тэмпературу існавання цвёрдага раствору на аснове γ -жалеза і тым самым садзейнічае **навуглераджванню** сталі пры больш нізкіх тэмпературах.

Нітрацэментацыі звычайна падвяргаюць легіраваныя сталі з утрыманнем да 0,25% С. Ёсць вопыт прымянення для нітрацэментацыі сталей 20Х, 18ХГТ, 25ХГМ, 18Х2Н4ВА і інш. Тэрмічная апрацоўка пасля нітрацэментацыі — загартоўка з нізкім водпускам.

Паверхневае ўзмацненне дэталеў машын можа быць дасягнута і шляхам паверхневай індукцыйнай загартоўкі.