

**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 II

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 Нацыя-  
нальнай Акадэміі навук  
Беларусі кандыдат тэхнічных  
навук Г.П.Гарэцкі;  
галоўны інжынер дзяржаўнага  
вытворчага аб'яднання "Про-  
мышленнік" 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  
сталёных дэталей.

ISBN-985-434-065-1

© Беларускае дзяржаўнае тэхналагічнае  
універсітэт, 1999

© Складанне. А.І. Гараст, 1999

## ПРАДМОВА

Матэрыялазнаўства - навука, якая вывучае залежнасць паміж саставам, будовай і ўласцівасцямі матэрыялаў і заканамернасці іх змянення пад уздзеяннем знешніх фактараў: цеплавых, хімічных механічных, электрамагнітных і радыёактыўных.

Упершыню сувязь паміж будовай сталі і яе ўласцівасцямі была вызначана П.П. Аносавым (1799-1855 гг.).

Галоўныя палажэнні навуковага металазнаўства былі закладзены рускім металургам Дз.К. Чарнавым (1839-1921 гг.), які ў 1868 г. адкрыў унутраныя структурныя пераўтварэнні ў сталі пры нагрэве і ахалоджванні. У 1878 г. ім былі выказаны асновы сучаснай тэорыі крышталізацыі металаў. Гэтыя і далейшыя работы Дз.К. Чарнова стварылі падмурак сучаснага металазнаўства і тэрмічнай апрацоўкі сталі.

У пачатку XX ст. вялікую ролю ў развіцці металазнаўства адыгралі работы М.С. Курнакова, які прымяніў для даследавання металаў метады фізіка-хімічнага аналізу (электрычны, дылатаметрычны, магнітны і інш.). М.С. Курнаковым і яго вучнямі была вывучана вялікая колькасць металічных сістэм, пабудаваны дыяграмы стану і ўстаноўлены залежнасці паміж саставам, структурай і ўласцівасцямі сплаваў.

Шырокае прымяненне рэнтгенаўскага аналізу, які з'явіўся ў пачатку 20-х гг., дало магчымасць устанавіць крышталічную будову металічных сплаваў і фаз і вывучыць змяненне яе ў залежнасці ад апрацоўкі сплаву. Гэтыя важнейшыя даследаванні выконвалі М. Лаўэ і П. Дэбай (Германія), Г.В. Фульф (СССР), У.Г. Брэг і У.Л. Брэг (Англія), А. Вестгрэн, В. Фрагмэн (Швецыя) і інш.

З 1928-1930 гг. вялікая ўвага ўдзяляецца тэорыі фазавых пераўтварэнняў у сплавах. Гэта дало магчымасць вызначыць механізм пераўтварэнняў і распрацаваць тэорыю і практычныя пытанні тэрмічнай апрацоўкі сталі, дзюралюмінію і іншых тэхнічна важных сплаваў. У ліку работ, якія выконваліся у гэтым напрамку, трэба перш за ўсё адзначыць даследаванні С.С. Штэйнберга і яго школы (СССР), Э. Бэйна і Р. Мэйла (ЗША), Велора (Германія).

Вельмі вялікае значэнне для развіцця як металафізікі, так і металазнаўства мелі работы Г.В. Курдзюмава, А.А. Бочвара, В.Д. Садоўскага, С.Т. Канобелеўскага (СССР), Б.М. Розеры і Н. Мота (Англія), Ф. Зейтца (ЗША) і інш.

У распрацоўцы новых тэхналогій тэрмічнай і хіміка - тэрмічнай апрацоўкі сталі і пошукаў розных кампазіцый сплаваў вялікія поспехі савецкіх вучоных Н.А. Мінкевіча, Н.Т. Гудцова, А.А. Бочвара і інш.

Матэрыялазнаўства ў сувязі з бесперапынным ростам узроўню сучаснай тэхнікі, ускладненнем і расшырэннем

патрабаваннў, якія прад`яўляюцца да ўласцівасцей і якасці металічных сплаваў, працягвае паспяхова развівацца і ў цяперашні час.

## 7. КАНСТРУКЦЫЙНАЯ ТРЫВАЛАСЦЬ МАТЭРЫЯЛАЎ

Канструкцыйнымі называюць матэрыялы, прызначаныя для вырабу дэталей машын, прыбораў, інжынерных канструкцый, якія падвяргаюцца механічным нагрузкам. Дэталі машын і прыбораў характарызуюцца вялікай разнастайнасцю форм, памераў, умоў эксплуатацыі. Яны працуюць пры статычных, цыклічных і ударных нагрузках, пры нізкіх і высокіх тэмпературах, у кантакце з розным асяроддзем. Гэтыя фактары вызначаюць патрабаванні да канструкцыйных матэрыялаў, асноўныя з якіх - эксплуатацыйныя, тэхналагічныя і эканамічныя.

Эксплуатацыйныя патрабаванні маюць першаснае значэнне. Для таго каб забяспечыць працаздольнасць канкрэтных машын і прыбораў, канструкцыйны матэрыял павінен мець высокую канструкцыйную трываласць.

Канструкцыйнай трываласцю называецца комплекс механічных уласцівасцей, якія забяспечваюць надзейную і доўгатэрміновую работу матэрыялу ва ўмовах эксплуатацыі.

Механічныя ўласцівасці, якія вызначаюць канструкцыйную трываласць і выбар канструкцыйнага матэрыялу, разгледжаны ў раздзеле 5.1. Патрэбныя характарыстыкі механічных уласцівасцей матэрыялу для канкрэтнага вырабу залежаць не толькі ад сілавых фактараў, але і ўздзеяння на яго рабочага асяроддзя і тэмпературы.

Робочае асяроддзе можа выклікаюць, напрыклад, пашкоджанне паверхні з-за каразійнага растрэсквання, акіслення і ўтварэння акаліны, змяненне хімічнага саставу паверхневага слоя ў выніку насычэння непажаданымі элементамі (напрыклад, вадародам, які выклікае акрохванне). Акрамя таго, магчымы разбуханне і мясцовае разбурэнне матэрыялу ў выніку іанізацыйнага і радыяцыйнага апраменьвання. Для супрацьстаяння рабочага асяроддзя, матэрыял павінен валодаць не толькі механічнымі, але і пэўнымі фізіка- механічнымі ўласцівасцямі: ўстойлівасцю да электрахімічнай карозіі, гарачатрываласцю (акалінаўстойлівасцю - устойлівасцю да хімічнай карозіі), радыяцыйнай стойкасцю, вільгацестойлівасцю, здольнасцю працаваць ва ўмовах вакууму і інш.

Тэмпературны дыяпазон работы сучасных матэрыялаў вельмі шырокі - ад - 269 да 1000°C, а ў асобных выпадках да 2500°C. Для забеспячэння працаздольнасці пры высокіх тэмпературах матэрыял

павінен валодаць гарачатрываласцю, а пры нізкіх тэмпературах - халадаўстойлівасцю.

У асобных выпадках матэрыял павінен валодаць пэўнымі магнітнымі, электрычнымі, цеплавымі ўласцівасцямі, высокай стабільнасцю памераў дэталі (напрыклад, дэталеў вымяральных інструментаў).

Тэхналагічныя патрабаванні (тэхналагічнасць матэрыялу) накіраваны на забеспячэнне найменшай працаёмістасці вырабу дэталеў і канструкцый. Тэхналагічнасць матэрыялу характарызуюць магчымыя метады яго апрацоўкі. Яны ацэньваюцца апрацавальнасцю рэзаннем, ціскам, зварнасцю, здольнасцю да ліцця, а таксама гартавальнасцю, схільнасцю да дэфармацыі і карабачання пры тэрмічнай апрацоўцы. Тэхналагічнасць матэрыялу мае важнае значэнне, паколькі ад яе залежыць прадукцыйнасць і якасць вырабу дэталеў.

Эканамічныя патрабаванні зводзяцца да таго, каб матэрыял меў невысокі кошт і быў даступны. Сталі і сплавы па магчымасці павінны ўтрымліваць мінімальную колькасць элементаў для легіравання. Прымяненне легіраваных матэрыялаў павінна быць абгрунтавана павышэннем эксплуатацыйных уласцівасцей дэталеў.

Эканамічныя патрабаванні, паколькі і тэхналагічныя, набываюць асаблівае значэнне пры масавым маштабе вытворчасці.

Такім чынам, якасны канструкцыйны матэрыял павінен задавальняць комплексу патрабаванняў.

### **7.1. Канструкцыйная трываласць матэрыялу і крытэрыі яе ацэнкі**

Канструкцыйная трываласць - комплексная характарыстыка, якая ўключае спалучэнне крытэрыяў трываласці, надзейнасці і даўгавечнасці.

Крытэрыі трываласці матэрыялу выбіраюць у залежнасці ад умоў работы апошняга. Крытэрыямі трываласці пры статычных нагрузках з'яўляюцца часовае супраціўленне або мяжа цяжучасці  $\sigma_{0,2}$  ( $\sigma_{ц}$ ), якія характарызуюць супраціўленне матэрыялу пластычнай дэфармацыі. Гэтыя ж характарыстыкі выкарыстоўваюць таксама для ацэнкі трываласці дэталеў пры кароткачасовых цыклічных перагрузках і пры малой колькасці цыклаў ( $<10^3$ ). Паколькі пры рабоце большасці дэталеў пластычная дэфармацыя недапушчальная, то іх нясучую здольнасць, як правіла, вызначаюць па мяжы цяжучасці. Для прыблізнай ацэнкі статычнай трываласці выкарыстоўваюць цвёрдасць НВ ( для сталі падыходзяць эмпірычныя суадносіны  $\sigma_{ц} = НВ / 3$ ).

Большасць дэталей машын пераносіць доўгатэрміновыя цыклічныя нагрузкі. Крытэрыі іх трываласці - мяжа вынослівасці  $\sigma_r$  (пры сіметрычным кругавым выгібе  $\sigma_{-1}$ ).

Па велічыні выбраных крытэрыяў трываласці разлічваюць дапушчальныя рабочыя напружанні. Пры гэтым чым большая трываласць матэрыялу, тым большыя дапушчальныя рабочыя напружанні і тым самым меншыя памеры і маса дэталі.

Аднак павышэнне ўзроўню трываласці матэрыялу і, як вынік, рабочых напружанняў суправаджаецца павелічэннем пругкіх дэфармацый

$$\varepsilon_{np} = \frac{\sigma}{E},$$

дзе  $E$  - модуль нармальнай пругкасці.

Для абмежавання пругкай дэфармацыі матэрыял павінен валодаць высокім модулем пругкасці (або зруху), які з'яўляецца крытэрыем яго жорсткасці. Таму крытэрыі жорсткасці, а не трываласці абумоўлівае памеры станін станкоў, карпусоў рэдуктараў і іншых дэталей, якія неабходны захоўваць дакладныя памеры і формы.

Магчыма і супрацьлеглае патрабаванне. Для спружын, мембран і іншых адчувальных пругкіх элементаў прыбораў, наадварот, важна забяспечыць вялікія пругкія перамяшчэнні. Паколькі

$$\varepsilon_{np}^{\max} = \frac{\sigma_{np}}{E},$$

то ад матэрыялу патрабуецца высокая мяжа і нізкі модуль пругкасці.

Для матэрыялаў, якія прымяняюцца ў авіяцыйнай і ракетнай тэхніцы, важнае значэнне мае эфектыўнасць матэрыялу па масе. Яна эцэньваецца ўдзельнымі характарыстыкамі: удзельнай трываласцю

$\sigma_c / (\rho g)$  ( $\rho$  - шчыльнасць,  $g$  - паскарэнне свабоднага падзення), удзельнай жорсткасцю  $E / (\rho g)$ .

Такім чынам, у якасці крытэрыяў канструкцыйнай трываласці выбіраюць тыя характарыстыкі, якія найбольш поўна адлюстроўваюць трываласць ва ўмовах эксплуатацыі.

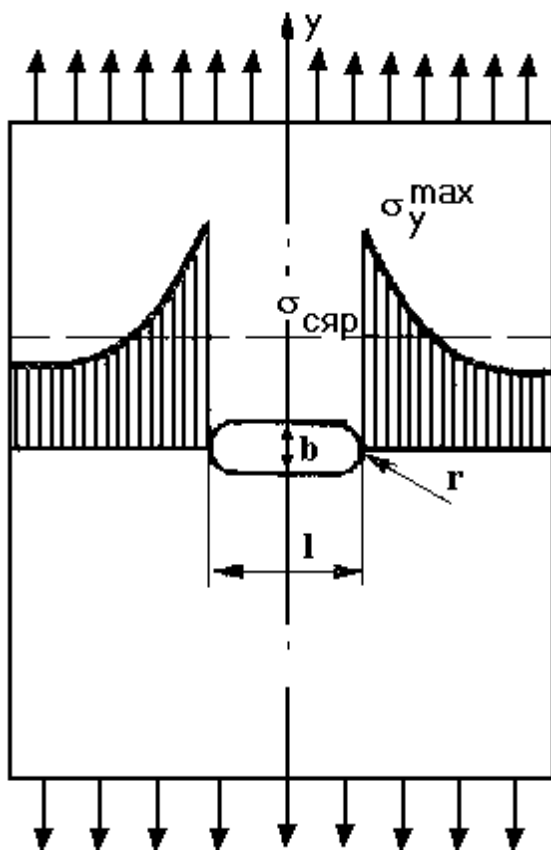
Акрамя стандартных механічных характарыстык  $\sigma_c$  і  $\sigma_{0,2}$ , значэнні якіх вызначаны ДАСТ і ацэньваюць металургічныя і тэхналагічныя якасці матэрыялу, для ацэнкі канструкцыйнай трываласці неабходныя характарыстыкі трываласці пры рабочых тэмпературах і ў эксплуатацыйным асяроддзі.

Напрыклад, для разліку на трываласць вала, які працуе ў вільготным асяроддзі пры  $250^\circ\text{C}$ , неабходныя  $\sigma_c$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $E$  для гэтай

тэмпературы, а таксама  $\sigma_{-1}$ , якая вызначана ў вільготным асяроддзі і пры нагрэве.

**Надзейнасць** - уласцівасць матэрыялу супрацьстаяць крохкаму разбурэнню. Крохкае разбурэнне выклікае раптоўны адказ дэталей ва ўмовах эксплуатацыі. Яно лічацца найбольш бяспечным з-за працякання з большай хуткасцю пры напружаннях ніжэйшых за разлічаныя, а таксама магчымых аварыйных наступстваў.

Для папяроджання крохкага разбурэння канструкцыйныя матэрыялы павінны валодаць дастатковай пластычнасцю ( $\delta$ ,  $\psi$ ) і ўдарнай вязкасцю (KCV). Аднак гэтыя параметры надзейнасці вызначаны на невялікіх лабараторных узорах без уліку ўмоў эксплуатацыі канкрэтных дэталей, таму яны дастаткова паказальныя толькі для мяккіх малатрывалых матэрыялаў. Між тым імкненне да памяншэння металаёмкасці канструкцыі вядзе да больш шырокага прымянення высокатрывалых і, як правіла, менш пластычных матэрыялаў з павышанай схільнасцю да крохкага разбурэння. Неабходна таксама ўлічваць тое, што ва ўмовах эксплуатацыі дзейнічаюць фактары, якія дадаткова зніжаюць іх пластычнасць, вязкасць і павялічваюць небяспечнасць крохкага



Мал.56. Канцэнтрацыя напружанняў каля эліптычнай трэшчыны

разбурэння. Да такіх фактараў адносяцца канцэнтратары напружанняў (надрэзы), паніжэнне тэмпературы, дынамічныя нагрукі, павелічэнне памераў дэталей (маштабны фактар).

Каб пазбегнуць нечаканых паломак ва ўмовах эксплуатацыі, неабходна ўлічваць трэшчынастойкасць матэрыялу. Трэшчынастойкасць - група параметраў надзейнасці, якія характарызуюць здольнасць матэрыялу тармазіць развіццё трэшчыны.

Колькасная ацэнка трэшчынастойкасці асноўваецца на лінейнай механіцы разбурэння. У адпаведнасці з ёй ачагамі разбурэння высокатрывалых матэрыялаў з'яўляюцца невялікія трэшчыны эксплуатацыйнага або тэхналагічнага паходжання (яны

могуць узнікаць пры зварцы, тэрмічнай апрацоўцы), а таксама трэшчынападобныя дэфекты (неметалічныя ўключэнні, скопішчы дыслакацый і г.д.). Трэшчыны з'яўляюцца вострымі канцэнтратамі напружанняў, мясцовыя (лакальныя) напружанні ў вяршыні якіх могуць у шмат разоў перавышаць сярэднія разліковыя напружанні (мал.56).

Для трэшчыны даўжынёй  $l$  і радыусам  $r$  напружанне ў вяршыні

$$\sigma_v^{\max} = \sigma_{сяр} \cdot 2\sqrt{\frac{l}{r}}.$$

Канцэнтрацыя напружанняў тым большая, чым больш доўгая трэшчына і больш вострая яе вяршыня.

Для пластычных матэрыялаў небяспечнасць такіх дэфектаў невялікая. У выніку перамяшчэння дыслакацый у вяршыні трэшчыны працякае мясцовая пластычная дэфармацыя, якая выклікае рэлаксацыю (зніжэнне) лакальных напружанняў і іх выраўноўванне. Да таго ж павелічэнне шчыльнасці дыслакацый і вакансій у вяршыні трэшчыны суправаджаецца яе затупленнем, і дэфект перастае выконваць ролю вострага канцэнтратара напружанняў.

Крохкія матэрыялы, наадварот, больш адчувальныя да надрэзаў. У сілу таго што дыслакацыі заблакаваны і пластычная дэфармацыя немагчыма, пры павелічэнні сярэдніх лакальных напружанняў  $\sigma_y^{\max}$  павышаюцца настолькі, што выклікае разрыв міжатамных сувязей і развіццё трэшчыны. Рост трэшчыны не тармозіцца, як у пластычных матэрыялах, а, наадварот, паскараецца. Пасля дасягнення нейкай крытычнай велічыні настае самаадвольны лавінападобны рост трэшчыны, які выклікае крохкае разбурэнне.

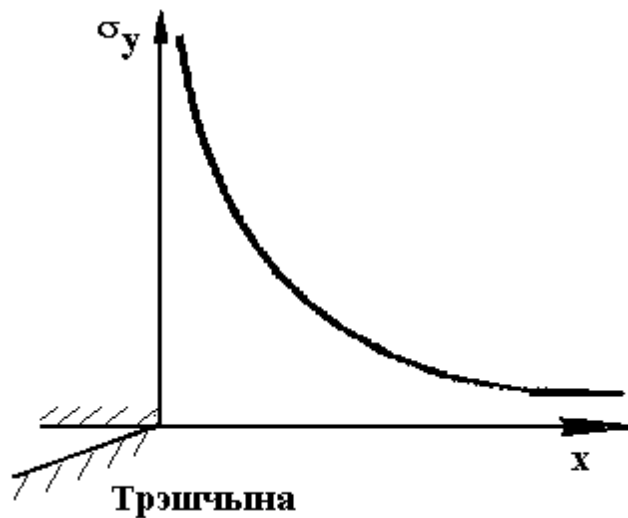
Паколькі высокатрывалыя матэрыялы валодаюць пэўнай пластычнасцю, то для іх рэальную небяспеку ўяўляюць трэшчыны не любых памераў, а толькі крытычнай даўжыні  $l_{кр}$ . Павелічэнне трэшчыны да  $l_{кр}$  тармозіцца ў высокатрывалых матэрыялах мясцовай пластычнай дэфармацыяй. Але пры пэўным спалучэнні рабочага напружання і даўжыні дэфекту раўнаважнае становішча трэшчыны разбураецца і працякае самаадвольнае разбурэнне.

Ацэнку надзейнасці высокатрывалых матэрыялаў па памеру дапушчальнага дэфекту (меншага за крытычны) праводзяць па крытэрыям Ж. Ірвіна. Ім прапанавана два крытэрыі трэшчынастойкасці, з якіх найбольшае прымяненне мае крытэрыі К. Крытэрыі К называюць каэфіцыентам інтэнсіўнасці напружанняў у вяршыні трэшчыны. Ён вызначае напружанні расцягвання  $\sigma_y$  у любым пункце (мал. 57) уперадзе вяршыні трэшчыны

$$\sigma_v = \frac{K}{\sqrt{2\pi\chi}}.$$



Назоўнік дроби пераўтвараецца ў адзінку пры  $\chi \approx 0,16$ , таму  $K$  лікава роўны  $\sigma_y$  на адлегласці  $\sim 0,16$  мм ад вяршыні трэшчыны.



Мал. 57. Залежнасць напружання ад адлегласці ад вяршыні трэшчыны даўжынёй трэшчыны:

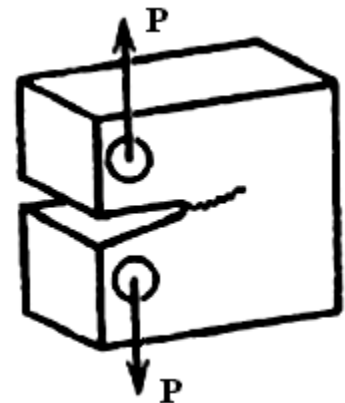
Крытэрыый  $K$  для найбольш жорсткага напружэння (плоская дэфармацыя расцяжэннем) абазначаюць  $K_1$ , а пры дасягненні крытычнага значэння, калі стабільная трэшчына пераходзіць у нестабільную,  $-K_{1c}$ . Крытэрыый  $K_{1c}$  паказвае, якога значэння (інтэнсіўнасці) дасягае напружанне каля вяршыні трэшчыны ў момант разбурэння. Ён звязвае прыкладзенае сярэдняе напружанне з крытычнай

$$K_{1c} = \sigma_{сяр} \sqrt{\alpha \pi l_{кр}} [\text{МПа} \cdot \text{мм}^{\frac{1}{2}}],$$

дзе  $\alpha$  - беспамерны каэфіцыент, які характарызуе геаметрыю трэшчыны.

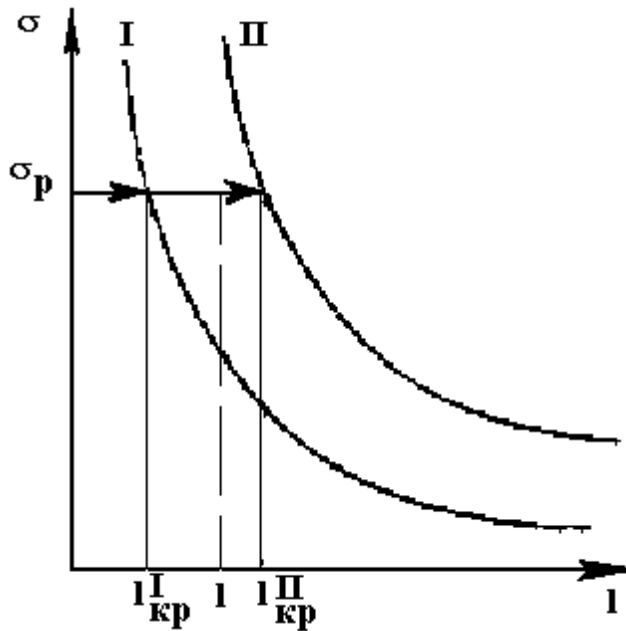
Значэнне  $K_{1c}$  вызначаюць эксперыментальна на ўзорах з надрэзам і з загадзя створанай на дне гэтага надрэзу стомленскай трэшчыны (мал. 58). Для разліку  $K_{1c}$  пры напружэнні фіксуець намаганне ў момант павелічэння трэшчыны на нейкую велічыню і пераходу яе да нестабільнага распаўсюджвання.

Велічыня  $K_{1c}$  залежыць ад ступені пластычнай дэфармацыі ў вяршыні трэшчыны (яе затуплення) і характарызуе супраціўленне развіццю вязкай трэшчыны. Па гэтай прычыне крытэрыый  $K_{1c}$  называюць вязкасцю разбурэння. Чым ён большы, тым вышэй супраціўленне матэрыялу вязкаму разбурэнню і яго надзейнасць. Акрамя якаснай характарыстыкі надзейнасці,  $K_{1c}$  дапаўняе параметры  $\sigma_{0,2}$  і  $E$  пры разліках на трываласць дэталей з высокатрывалых матэрыялаў (сталей з  $\sigma_{ч} \geq 1200$  МПа, тытанавых сплаваў з  $\sigma_{в} \geq 800$  МПа і алюмініевых сплаваў з  $\sigma_{в} \geq 450$ ). Ён дазваляе вызначыць небяспечны памер трэшчыны пры вядомым рабочым напружанні або,



Мал. 58. Узор для вызначэння  $K_{1c}$

наадварот, небяспечнае напружанне пры вядомым памеры дэфекту. Напрыклад, пры рабочым напружанні  $\sigma_p$  (мал. 59) трэшчына даўжынёй  $l$  будзе небяспечнай для матэрыялу II (крывая II) і выклікае разбурэнне ў матэрыяле I (крывая I), які мае меншае значэнне  $K_{1c}$  ( $K_{1c}^I < K_{1c}^{II}$ ).



Мал. 59. Залежнасць крытычнага напружання  $\sigma$  ад памераў дэфекту  $l$  для двух матэрыялаў (I і II) з розным значэннем  $K_{1c}$  ( $K_{1c}^I < K_{1c}^{II}$ )

Для ацэнкі надзейнасці матэрыялу выкарыстоўваюць таксама параметры: 1) ударную вязкасць KCV і KCT; 2) тэмпературны парог халадаломкасці  $t_{50}$ . Аднак гэтыя параметры толькі якасныя, непрыгодныя да разліку на трываласць.

Для ацэнкі надзейнасці матэрыялу выкарыстоўваюць таксама параметры: 1) ударную вязкасць KCV і KCT; 2) тэмпературны парог халадаломкасці  $t_{50}$ . Аднак гэтыя параметры толькі якасныя, непрыгодныя да разліку на трываласць.

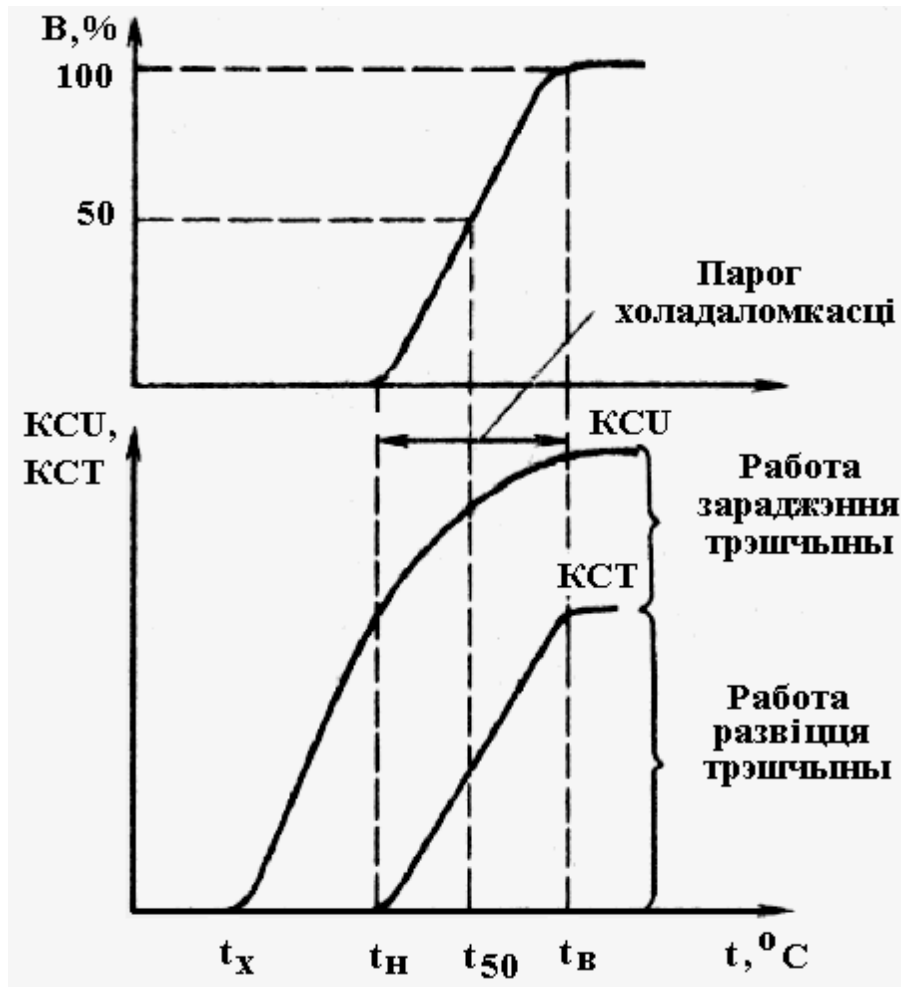
Параметрам KCV ацэньваюць прыгоднасць матэрыялу для трубаправодаў высокага ціску і іншых канструкцый павышанай надзейнасці.

Параметр KCT, які вызначаецца на ўзорах з трэшчынай стомленасці ў

аснове надрэзу, больш паказальны. Ён характарызуе работу развіцця трэшчыны пры ўдарным выгібе і ацэньвае здольнасць матэрыялу стрымліваць пачатае разбурэнне. Калі матэрыял мае  $KCT=0$ , то гэта значыць, што працэс яго разбурэння ідзе без затраты работы. Такі матэрыял крохкі, эксплуатацыйна ненадзейны. І, наадварот, чым большы параметр KCT, вызначаны пры рабочай тэмпературы, тым вышэй надзейнасць матэрыялу ва ўмовах эксплуатацыі. KCT, як і  $K_{1c}$ , улічваюць пры выбары матэрыялу для канструкцый асабліва адказнага прызначэння (лятальныя апараты, ротары турбін і г.д.)

Парог халадаломкасці характарызуе ўздзеянне зніжэння тэмпературы на схільнасць матэрыялу да крохкага разбурэння. Яго вызначаюць па выніках ударных выпрабаванняў узораў з надрэзам пры тэмпературах, якія паніжаюцца. Спалучэнне пры такіх выпрабаваннях ударнага напружэння, надрэзу і нізкіх тэмператур - асноўных фактараў, якія садзейнічаюць акрохкванню, важна для ацэнкі паводзін матэрыялу пры экстрэмальных умовах эксплуатацыі.

На пераход ад вязкага разбурэння да крохкага ўказваюць змяненні будовы злому і рэзкае зніжэнне ўдарнай вязкасці (мал. 60),



Мал. 60. Уздзеянне тэмпературы выпрабавання на працэнт вязкай складальнай у зломе (В) і ўдарную вязкасць матэрыялу КСВ, КСТ

якое назіраецца ў інтэрвале тэмператур ( $t_b - t_k$ ) (межавыя значэнні тэмператур вязкага і крохкага разбурэння). Будова злому змяняецца ад валаконнага матавага пры вязкім разбурэнні ( $t \geq t_b$ ) да крышталічнага бліскачага пры крохкім разбурэнні ( $t \leq t_k$ ). Парог халадаломкасці абазначаюць інтэрвалам тэмператур ( $t_b - t_k$ ) або адной тэмпературай  $t_{50}$ , пры якой у зломе ўзору маецца 50% валаконнай складальнай і велічыня КСТ зніжаецца напалову.

Аб прыгоднасці матэрыялу для работы пры зададзенай тэмпературы мяркуюць па тэмпературным запасе вязкасці, які роўны рознасці тэмпературы эксплуатацыі і  $t_{50}$ . Пры гэтым чым ніжэй тэмпература пераходу ў крохкі стан у адносінах да рабочай тэмпературы, тым большы тэмпературны запас вязкасці і вышэй гарантыя ад крохкага разбурэння.

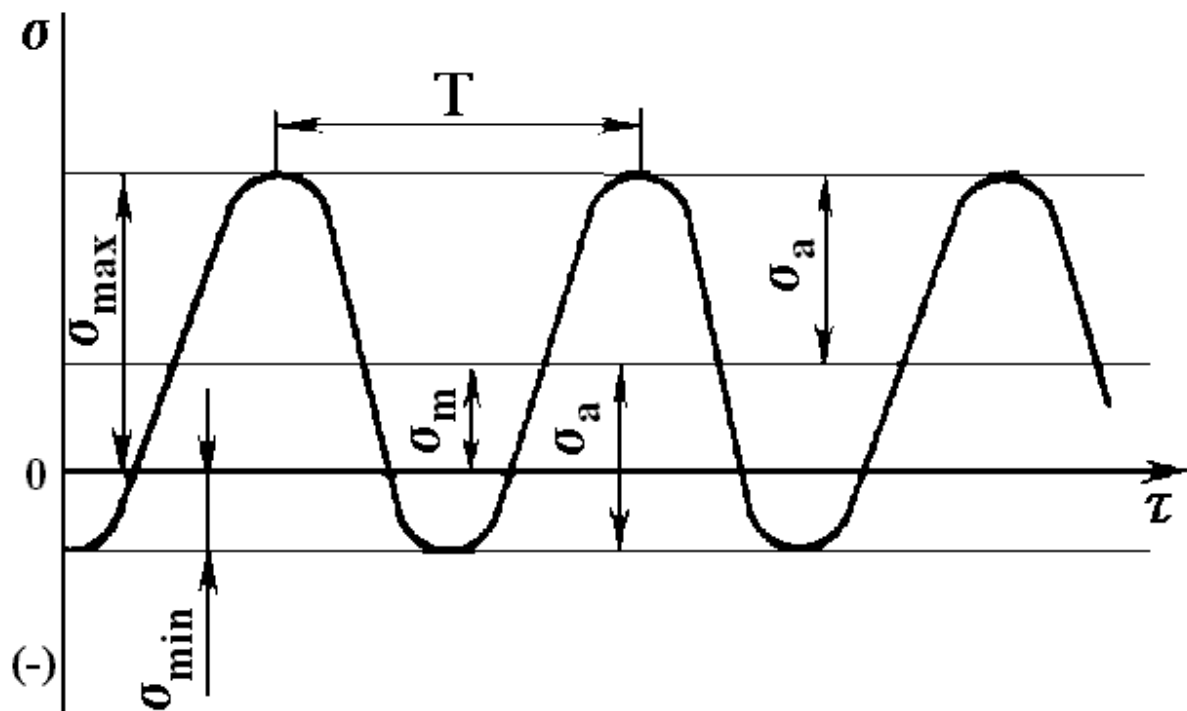
**Даўгавечнасць** - уласцівасць матэрыялу супраціўляцца развіццю паступовага разбурэння (паступовай адмовы - страты матэрыялам працаздольнасці, пры наступленні якой дэталі замяняюць без пагрозы аварыйных наступстваў), пры гэтым павінна

забяспечвацца працаздольнасць дэталей на працягу зададзенага часу (рэсурсу). Прычыны страты працаздольнасці (паступовай адмовы) разнастайныя : развіццё працэсаў стомленасці, знос, паўзучасць, карозія, радыяцыйнае разбуханне і інш. Гэтыя працэсы выклікаюць паступовае збіранне неадваротных пашкоджанняў у матэрыяле і яго разбурэнне. Забяспячэнне даўгавечнасці матэрыялу азначае памяншэнне да патрэбных значэнняў хуткасці яго разбурэння.

Для большасці дэталей машын (больш за 80%) даўгавечнасць вызначаецца супраціўленнем матэрыялу стомленасным разбурэнням (цыклічнай даўгавечнасцю) або супраціўленнем зносу (зносаўстойлівасцю).

Цыклічная даўгавечнасць характарызуе працаздольнасць матэрыялу ва ўмовах, пры якіх цыклы напружанняў шматразова паўтараюцца. Цыкл напружання - сукупнасць змянення напружання паміж двума яго межавымі значэннямі  $\sigma_{\max}$  і  $\sigma_{\min}$  на працягу перыяду  $T$ .

Пры эксперыментальным вызначэнні супраціўлення стомленасці матэрыялу за асноўны прыняты сіносаідальны цыкл змянення напружання (мал. 61). Ён характарызуецца



Мал. 61. Сіносаідальны цыкл змянення напружання

каэфіцыентам асіметрыі цыкла  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ ; амплітудай напружання  $\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) / 2$ ; сярэднім напружаннем цыкла  $\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min}) / 2$ .

Адрозніваюць сіметрычныя цыклы ( $R = -1$ ) і асіметрычныя ( $R$  змяняецца ў шырокіх межах). Розныя віды цыклаў характарызуюць розныя рэжымы работы дэталей машын.

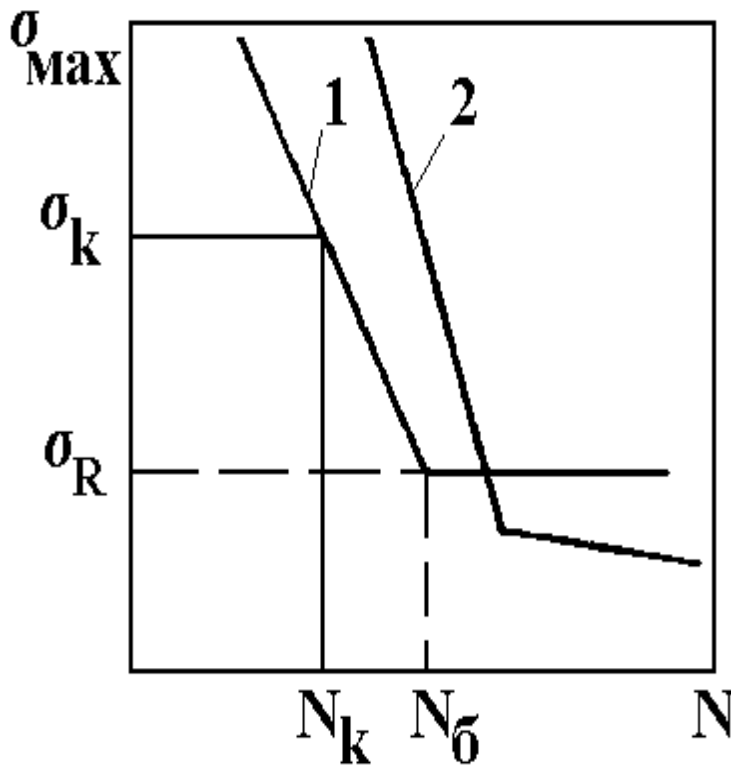
Працэсы паступовага збірання пашкодванняў у матэрыяле пад дзеяннем цыклічных нагрузак, якія прыводзяць да змянення яго ўласцівасцей, утварэння трэшчын, іх развіцця і разбурэння, называюць стомленасцю, а ўласцівасць супрацьстаяць стомленасці - выносінасцю (ДАСТ 23207-78).

Разбурэнне ад стомленасці ў параўнанні з разбурэннем ад статычнай нагрузкі мае шэраг асаблівасцей.

1. Яно працякае пры напружаннях, меншых, чым пры статычнай нагрузцы; меншых за мяжу цякучасці або часовае супраціўленне.
2. Разбурэнне пачынаецца на паверхні (або блізка ад яе) лакальна, у месцах канцэнтрацыі напружанняў (дэфармацыі). Лакальную канцэнтрацыю напружанняў ствараюць пашкодванні паверхні ў выніку цыклічнага нагружэння або надрэзы ў выглядзе слядоў апрацоўкі, уздзеяння асяроддзя.
3. Разбурэнні працякаюць у некалькі стадыяў, якія характарызуюць працэсы збірання пашкодванняў у матэрыяле, утварэння трэшчын стомленасці, паступовае развіццё і зліццё асобных з іх у адну магістральную трэшчыну і хуткае канчатковае разбурэнне.
4. Разбурэнне мае характарную будову злому, якая адлюстроўвае паслядоўнасць працэсаў стомленасці. Злом складаецца з ачагу разбурэння (месца ўтварэння мікратрэшчыны) і дзвюх зон - стомленасці і далому.

Аб здольнасці матэрыялу працаваць ва ўмовах цыклічнага нагружэння мяркуюць па выніках выпрабаванняў узораў на стомленасць (ДАСТ 25502-79). Іх праводзяць на спецыяльных машынах, якія ствараюць ва ўзорах шматразовыя нагружэнні (расцяжэнне-сцісканне, гнуццё, кручэнне). Узоры (не менш за 15 шт.) выпрабавваюць паслядоўна пры розных узроўнях напружанняў, пры гэтым вызначаюць колькасць цыклаў да разбурэння. Вынікі выпрабаванняў адлюстроўваюць у выглядзе крывой стомленасці, якая ў лагарыфмічных каардынатах максімальнае напружанне цыкла  $\sigma_{\max}$  (або  $\sigma_a$ ) - лік цыклаў нагружэнняў  $N$  складаецца з участкаў прамых ліній (мал.62). Гарызантальны ўчастак вызначае напружанне, якое не выклікае стомленага разбурэння пасля неабмежаванай колькасці або зададзенага (базавага  $N_\delta$ ) ліку цыклаў. За базу выпрабаванняў  $N_\delta$  (адказвае пункт пачатку гарызантальнага ўчастка або пункт перагібу) прымаюць  $10^7$  цыклаў для сталі і  $10^8$  цыклаў для каляровых металаў. Такое напружанне ўяўляе сабой фізічную мяжу выносінасці  $\sigma_R$  ( $R$ - каэфіцыент асіметрыі цыкла), пры сіметрычным цыкле  $\sigma_{-1}$ . Нахільны ўчастак крывой стомленасці характарызуе абмежаваную мяжу выносінасці,

якая роўна напружанню  $\sigma_k$ , вытрыманаму матэрыялам на працягу пэўнай колькасці цыклаў ( $N_k$ ).



Мал. 62. Крывая стомленасці:  
1- для сталі; 2- для каляровых металаў

Крывыя 3 гарызонтальным участкам тыповыя для сталі пры невысокіх тэмпературах выпрабаванняў. Крывыя без гарызонтальнага ўчастка (мал. 62) характарныя для каляровых металаў, а таксама для ўсіх матэрыялаў, якія працуюць пры высокіх тэмпературах або ў каразійным асяроддзі. Такія матэрыялы маюць толькі абмежаваную мяжу вынослівасці.

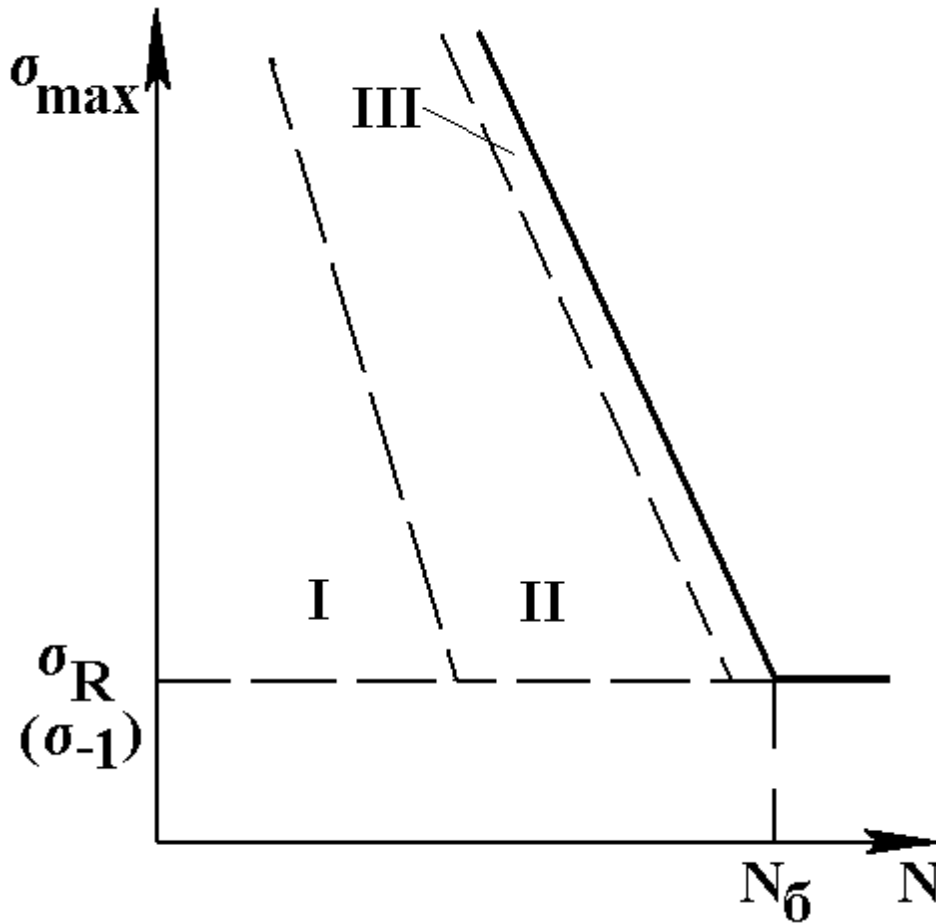
Крывыя стомленасці дазваляюць вызначыць

наступныя крытэрыі вынослівасці:

- 1) цыклічную трываласць – фізічную або абмежаваную мяжу вынослівасці. Яна характарызуе нясучую здольнасць матэрыялу, гэта значыць такое найбольшае напружанне, якое ён здольны вытрымаць за пэўны час работы;
- 2) цыклічную даўгавечнасць – лік цыклаў (або эксплуатацыйных гадзін), якія вытрымлівае матэрыял да ўтварэння стомленаснай трэшчыны пэўнай працягласці або да стомленаснага разбурэння пры зададзеным напружанні.

Акрамя вызначэння разгледжаных вышэй крытэрыяў шматцыклавай вынослівасці, для асобных спецыяльных выпадкаў прымяняюць выпрабаванні на малацыклавую стомленасць. Іх праводзяць пры высокіх напружаннях (вышэй за  $\sigma_{0,2}$ ) і малой частаце нагружэння (звычайна не больш за 5 Гц). Такія выпрабаванні імітуюць умовы работы канструкцый, якія ўспрымаюць рэдкія, але значныя па велічыні цыклічныя нагрузкі. База такіх выпрабаванняў не перавышае  $5 \cdot 10^4$  цыклаў, таму малацыклавую стомленасць матэрыялу характарызуе левая верхняя галінка крывой стомленасці (мал.62).

Крывыя стомленасці характарызуюць стадыю разбурэння і не адлюстроўваюць працэсы, якія папяроднічаюць разбурэнню. Больш паказальная абагульненая дыяграма стомленасці (мал.63). Яна ўтрымлівае дадатковыя лініі (штрыхавыя), якія выдзяляюць у працэсе стомленасці тры стадыі.



**Мал. 63. Абагульненая дыяграма стомленасці разбурэння (схема):**

**I - стадыя паступовага збірання пашкоджанняў да ўзнікнення трэшчыны стомленасці; II - стадыя распаўсюджвання трэшчыны; III - стадыя далому**

Абагульненая дыяграма дазваляе ўстанавіць дадатковыя крытэрыі вынослівасці. З іх найбольш важнае значэнне мае жывучасць, якая вызначаецца хуткасцю росту трэшчыны стомленасці (ХРТС). Жывучасць характарызуе здольнасць матэрыялу працаваць у пашкоджаным стане пасля ўтварэння трэшчыны (у вобласці II на мал. 63).

Жывучасць (ХРТС) - крытэрыі надзейнасці матэрыялу. З яго дапамогай прагназуюць працаздольнасць дэталі, разлічаную на цыклічную трываласць па абмежаванай мяжы вынослівасці. Пры высокай жывучасці (малой ХРТС) можна своечасова шляхам дэфектаскапіі выявіць трэшчыну, замяніць дэталі і забяспечыць безаварыйную работу.

Механізм стомленаснага разбурэння звязаны з развіццём і збіраннем у паверхневым слоі мікрапластычнай дэфармацыі і заснаваны на перамяшчэнні дыслакацый. Магчымасць іх перамяшчэння пры напружаннях меншых за мяжу цякучасці абумоўлена анізатрапіяй крышталёў і іх выпадковай арыентацыяй. У асобных крышталях пры невялікіх сярэдніх напружаннях могуць узнікаць напружанні, дастатковыя для перамяшчэння слабазамацаваных дыслакацый. Акрамя таго, для тонкіх паверхневых слаёў (у 1-2 зерні) характарна нізкае напружанне работы крыніцы дыслакацый Франка- Рыда. Па гэтых прычынах у мягкіх (адпаленых) металах ужо на ранняй стадыі нагружэння (1-5% ад агульнага ліку цыклаў да разбурэння) назіраецца ранняя мікрапластычная дэфармацыя і пашкоджанне тонкіх паверхневых слаёў.

Пры напружаннях, меншых за мяжу вынослівасці, мікратрэшчыны, таўшчынёй не больш за памер зерня, застаюцца ў знешнім слоі, паколькі межы зерняў - бар'еры для іх распаўсюджвання. Пры напружаннях вышэйшых за мяжу вынослівасці мікратрэшчыны пераадольваюць межы зерняў, зліваюцца і ўтвараюць магістральную трэшчыну стомленасці.

Цыклічная даўгавечнасць і трываласць залежаць ад вялікай колькасці фактараў, з якіх галоўнае значэнне мае структура і напружаны стан паверхневага слоя, якасць паверхні і ўздзеянне каразійнага асяроддзя. Прысутнасць на паверхні астаткавых напружанняў сціскання запавольвае ўтварэнне і развіццё трэшчын стомленасці і, як вынік, садзейнічае павелічэнню мяжы вынослівасці. Рэзка адмоўнае ўздзеянне аказваюць напружанні расцяжэння і розныя канцэнтратары напружанняў:

- канструкцыйныя - змяненне формы сячэння дэталі: галтэлі, адтуліны, канаўкі і г.д.;
- тэхналагічныя - мікраняроўнасці паверхні, рыскі і іншыя сляды механічнай апрацоўкі;
- металургічныя - унутраныя дэфекты ў выглядзе пустот, ракавін, неметалічных уключэнняў (аксідаў, сульфідаў, сілікатаў і інш.).

Уздзеянне канцэнтратараў ацэньваюць эфектыўным каэфіцыентам канцэнтрацыі напружанняў

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1K}}$$

пад якім разумеюць адносіны мяжы вынослівасці гладкага ўзору  $\sigma_{-1}$  да мяжы вынослівасці такога ж ўзору з канцэнтратарам напружанняў  $\sigma_{-1K}$ .

Мяжа вынослівасці змяняецца таксама з павелічэннем памераў дэталі (маштабны фактар) і больш інтэнсіўная пад



уздзеяннем каразійнага асяроддзя, якое выклікае пашкоджанне паверхні ў выглядзе заглыбленняў, сеткі трэшчын і іншых канцэнтратараў напружанняў.

Сумеснае дзеянне розных фактараў на мяжу вынослівасці ў разліках ацэньваецца каэфіцыентам  $(K_{\sigma})_D = \sigma_{-1} / (\sigma_{-1})_D$ , які паказвае, ў колькі разоў мяжа вынослівасці гладкага ўзору дыяметрам 10 мм большая за мяжу вынослівасці дэталі:

$$(K_{\sigma})_D = \left( \frac{K_{\sigma}}{\varepsilon_{\sigma}} + \frac{1}{\beta} - 1 \right) \cdot \frac{1}{\beta_{ум}}$$

дзе  $\varepsilon_{\sigma}$  - маштабны фактар, які характарызуе памяншэнне нясучай здольнасці дэталі пры павелічэнні яе папярочнага памеру;  $\beta$  - каэфіцыент, які ўлічвае ўздзеянне шарахаватасці паверхні (у каразійным асяроддзі замяняецца на  $\beta_{кар}$ );  $\beta_{ум}$  - каэфіцыент, які характарызуе эфектыўнасць паверхневага ўмацавання.

З прыведзеных суадносін бачна, што ўздзеянне фактараў на нясучую здольнасць дэталі тым слабей, чым бліжэй да адзінкі значэнне каэфіцыентаў  $K_{\sigma}$ ,  $\varepsilon_{\sigma}$  і  $\beta$  і большы каэфіцыент паверхневага ўмацавання  $\beta_{ум}$ .

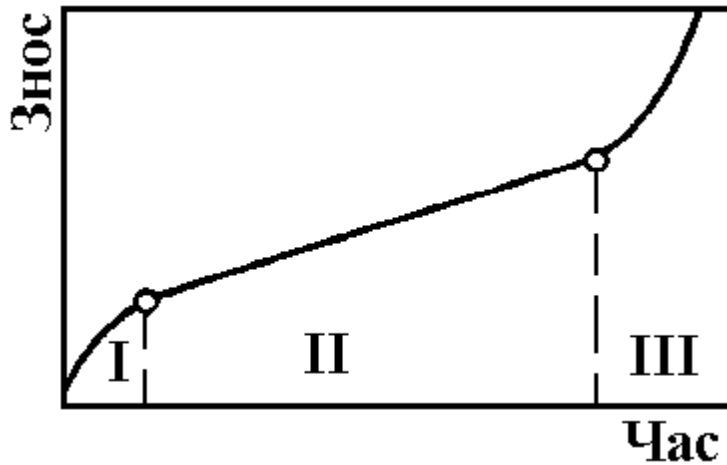
**Зносаўстойлівасць** - уласцівасць матэрыялу аказваць у канкрэтных умовах трэння супраціўленне зношванню. Зношванне - працэс паступовага разбурэння паверхневых слаёў матэрыялу шляхам аддзялення яго часцінак пад уздзеяннем сіл трэння. Вынік зношвання называюць зносам. Яго вызначаюць па змяненню памераў (лінейны знос), памяншэнню аб'ёму або масы (аб'ёмны або масавы знос).

Зносаўстойлівасць матэрыялу ацэньваюць велічыняй, адваротнай хуткасці  $v_h$  або інтэнсіўнасцю  $J_h$  зношвання. Хуткасць і інтэнсіўнасць зношвання ўяўляюць сабой адносіны зносу адпаведна да часу або шляху трэння. Чым меншае значэнне хуткасці зношвання пры зададзеным зносе  $\Delta h$ , тым вышэй рэсурс работы  $t$  вузла трэння:

$$t = \frac{\Delta h}{V_h}$$

Хуткасць зношвання і знос залежаць ад часу. Існуе тры перыяды зносу (мал. 64): I - пачатковы перыяд, або перыяд прыпрацоўкі, пры якім зношванне працякае з пастаянна запавольвальнай хуткасцю; II - перыяд устаноўленага (нармальнага) зносу, для якога характарная невялікая і пастаянная хуткасць зношвання; III - перыяд катастрафічнага зносу. Забеспячэнне зносаўстойлівасці звязана з папяроджаннем катастрафічнага зносу, памяншэннем хуткасцей пачатковага і устаноўленага зношвання. Гэта задача вырашаецца рацыянальным выбарам матэрыялу пар, якія трукца, і

спосабу яго апрацоўкі. Пры выбары матэрыялу неабходна ўлічваць, што крытэрыі яго зносаўстойлівасці залежыць не толькі ад



Мал. 64. Схема змянення зносу ў часе

уласцівасцей паверхневага слоя матэрыялу, але і ў значнай ступені ад умоў яго работы. Умовы работы адрозніваюцца такой вялікай разнастайнасцю, што не існуе універсальнага зносаўстойлівага матэрыялу. Матэрыял, які ўстойлівы да зношвання ў адных умовах, можа

катастрафічна хутка разбурацца ў іншых. Зносаўстойлівасць матэрыялу пры зададзеных умовах трэння, як правіла, вызначаецца эксперыментальным шляхам.

Даўгавечнасць дэталеў, якія працуюць пры высокіх тэмпературах (дэталеў энергетычных устаноў і інш.), вызначаецца хуткасцю паўзучасці - хуткасцю развіцця пластычнай дэфармацыі пры пастаянным (ніжэй за мяжу цяжучасці) напружанні. Абмежаванне хуткасці паўзучасці дасягаецца прымяненнем гарачатрывалых матэрыялаў.

Даўгавечнасць дэталеў, якія працуюць у асяроддзі нагрэтых сухіх газаў або вадкіх электралітаў, залежыць адпаведна ад хуткасці хімічнай або электрахімічнай карозіі. Працаздольнасць у такіх умовах захоўваюць гарачатрывалыя каразійнаўстойлівыя матэрыялы.

Такім чынам, працаздольнасць матэрыялу дэталеў ва ўмовах эксплуатацыі характарызуюць наступныя крытэрыі канструкцыйнай трываласці:

- 1) крытэрыі трываласці  $\sigma_4$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_{-1}$ , якія пры зададзеным запасе трываласці вызначаюць дапушчальныя рабочыя напружанні, масу і памеры дэталеў;
- 2) модуль пругкасці  $E$ , які пры зададзенай геаметрыі дэталеў вызначае велічыню пругкіх дэфармацый, гэта значыць яе жорсткасць;
- 3) пластычнасць  $\delta$ ,  $\psi$ , ударная вязкасць  $K_{CT}$ ,  $K_{CV}$ ,  $K_{CU}$ , вязкасць разбурэння  $K_{1c}$ , тэмпературны парог халадаломкасці  $t_{50}$ , якія даюць магчымасць ацаніць надзейнасць матэрыялу ў эксплуатацыі;

- 4) цыклічная даўгавечнасць, хуткасць зношвання, паўзучасць, карозія, якія вызначаюць даўгавечнасць матэрыялу.

## 7.2. Метады павышэння канструкцыйнай трываласці

Высокая трываласць і даўгавечнасць канструкцый пры мінімальнай масе і найбольшай надзейнасці дасягаюцца тэхналагічнымі, металургічнымі і канструкцыйнымі метадамі.

Найбольшую эфектыўнасць маюць тэхналагічныя і металургічныя метады, мэта якіх - павышэнне механічных уласцівасцей і якасці металу.

З механічных уласцівасцей найбольш важная - трываласць матэрыялу, павышэнне якой пры дастатковым запасе пластычнасці і вязкасці вядзе да зніжэння матэрыялаёмістасці канструкцыі і ў вядомай ступені да павышэння яе надзейнасці і даўгавечнасці.

Трываласць – уласцівасць, якая залежыць ад энергіі міжатамных сувязей, структуры і хімічнага састаў матэрыялу. Энергія міжатамнага ўзаемадзеяння непасрэдна вызначае характарыстыкі пругкіх уласцівасцей (модулі нармальнай пругкасці і зруку), а таксама так званую тэрэтычную трываласць.

Модулі нармальнай пругкасці і зруку з'яўляюцца канстантамі матэрыялу і структурна неадчувальныя.

Тэрэтычная трываласць (супраціўленне разрыву міжатамных сувязей) у рэальных крышталях з-за прысутнасці структурных дэфектаў не дасягаецца. Рэальная трываласць на два - тры парадкі ніжэй за тэрэтычную і вызначаецца не столькі міжатамнымі сіламі сувязі, колькі структурай матэрыялу.

Узровень трываласці (супраціўленне пластычнай дэфармацыі) залежыць галоўным чынам ад лёгкасці перамяшчэння дыслакацый. У сувязі з гэтым сучасныя метады павышэння трываласці матэрыялу заснаваны на ўтварэнні такога структурнага стану, які забяспечыў бы максімальную затрымку (блакіроўку) дыслакацый. Да метадаў умацавання адносяцца легіраванне, пластычная дэфармацыя, тэрмічная, тэрмамеханічная і хіміка – тэрмічная апрацоўкі. Павышэнне трываласці ўказанымі метадамі заснавана на радзе структурных фактараў.

1. Павелічэнне шчыльнасці дыслакацый. Сілавая палі вакол дыслакацый з'яўляюцца эфектыўнымі бар'ерамі для іншых блізка размешчаных дыслакацый. У сувязі з гэтым чым большая шчыльнасць дыслакацый, тым вышэй супраціўленне пластычнаму дэфармаванню.

Тэорыя дыслакацый дае наступную залежнасць паміж мяжой цяжучасці  $\sigma_c$  і шчыльнасцю дыслакацый  $\rho$  :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \alpha b G \sqrt{p},$$

дзе  $\sigma_0$  - мяжа цякучасці да ўмацавання;  $\alpha$  - каэфіцыент, які ўлічвае ўплыў іншых механізмаў тармажэння дыслакацый;  $b$  - вектар Бюргерса;  $G$  - модуль зруху.

Мэтазгодна павялічваць шчыльнасць дыслакацый да  $10^{12}$  см<sup>-2</sup>. Пры большым значэнні з-за нераўнамернага размеркавання структурных дэфектаў асобныя аб'ёмы матэрыялу перанасычаюцца дыслакацыямі. Гэта выклікае парушэнне суцэльнасці ў выглядзе субмікраскапічных трэшчын і зніжэнне трываласці.

2. Утварэнне дыслакацыйных бар'ераў у выглядзе межаў зерняў, субзерняў, дысперсных часцінак другасных фаз. Падобныя перашкоджанні на шляху руху дыслакацый патрабуюць дадатковага павышэння напружання для іх перамяшчэння і тым самым садзейнічаюць павышэнню трываласці.

Ролю эфектыўнага бар'еру выконваюць межы зерняў і субзерняў (блокаў мазаікі). Дыслакацыя слізгання вымушана прыпыняцца каля гэтых межаў, паколькі ў суседніх зернях (субзернях) плоскасць слізгання мае другую арыентацыю. Павышэнне трываласці пры здрабненні зерня (або субзерня) апісваецца ўраўненнем Хола-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}},$$

дзе  $\sigma_0$  – напружанне, неабходнае для руху свабоднай дыслакацыі;  $k$  – каэфіцыент, які характарызуе трываласць блакіравання дыслакацый;  $d$  – дыяметр зерня (субзерня).

Важная асаблівасць гэтага фактару павышэння трываласці заключаецца ў тым, што здрабненне зерня (павелічэнне працягласці межаў) суправаджаецца павышэннем ударнай вязкасці. Тлумачыцца гэта памяншэннем памераў зародкавых трэшчын і цяжкасцю іх развіцця. Трэшчыны вымушаны змяняць напрамак руху пры пераходзе ад аднаго зерня да другога; у выніку іх траекторыя і супраціўленне руху павялічваюцца.

Моцнае тармажэнне перамяшчэнню дыслакацый утвараюць дысперсныя часцінкі другаснай фазы. Такі фактар умацавання характарны для гетэрагенных сплаваў, якія падвяргаюцца загартоўцы і старэнню. У гэтым выпадку дыслакацыі пры перамяшчэнні ў плоскасці слізгання павінны або пераразаць часцінку, або іх абгінаць.

3. Утварэнне палёў пругкіх напружанняў, якія скажаюць крышталічную рашотку. Такія палі ўтвараюцца каля кропкавых дэфектаў - вакансій прымесных атамаў і, галоўным чынам, атамаў элементаў, якімі легіруюць сплаў.

Павышэнне трываласці пры легіраванні расце прапарцыянальна канцэтрацыі гэтага элемента ў цвёрдым раствору і адноснай розніцы атамных радыусаў кампанентаў.

Атамы ўкаранення (C, O, H, N) могуць уносіць вялікі ўклад у павышэнне трываласці, калі яны збіраюцца на дыслакацыях і блакіруюць іх, пры гэтым утвараюцца сегрэгацыі, або асяроддзі Котлера.

Камбінацыяй розных структурных фактараў умацавання можна значна павысіць характарыстыкі трываласці ( $\sigma_c$ ,  $\sigma_{ц}$ , HB,  $\sigma_{-1}$ ). Аднак дасягальная трываласць застаецца ўсё ж значна ніжэйшай за тэарэтычную. Разам з тым павышэнне трываласці, заснаванае на памяншэнні рухомасці дыслакацый, суправаджаецца зніжэннем пластычнасці, вязкасці і тым самым надзейнасці.

Праблема павышэння канструкцыйнай трываласці заключаецца не столькі ў павышэнні характарыстык трываласці, колькі ў тым, як пры высокай трываласці забяспечыць высокае супраціўленне вязкаму разбурэнню, гэта значыць надзейнасць матэрыялу. У вугляродзістых сталях загартоўкай на мартэнсіт і нізкім водпускам можна атрымаць пры ўтрыманні 0,4% C  $\sigma_c \approx 2400$  МПа, пры 0,6% C  $\sigma_c \approx 2800$  МПа. Аднак пры такой трываласці сталі крохкія (KST  $\approx 0$ ), эксплуатацыйна ненадзейныя.

Зададзеныя трываласць, надзейнасць, даўгавечнасць дасягаюцца фарміраваннем пэўнага структурнага стану. Ён павінен спалучаць эфектыўнае тармажэнне дыслакацый з іх раўнамерным размеркаваннем у аб'ёме матэрыялу або, што асабліва спрыяльна, дапускаць пэўную рухомасць скопішчаў дыслакацый каля бар'ераў. Гэтыя патрабаванні зыходзяць з таго, што крохкае разбурэнне ініцыіруе скапішчы дыслакацый крытычнай шчыльнасці, напрыклад, каля непранікальных бар'ераў, дзе ўзнікаюць небяспечныя лакальныя напружанні. Іх рэлаксацыя ідзе двума шляхамі:

- 1) утварэннем зародыша крохкай трэшчыны;
- 2) прарывам і эстафетнай перадачай дыслакцый у сумежныя вобласці.

Другі шлях - шлях пластычнай рэлаксацыі лакальных напружанняў – магчымы, калі прысутнічаюць напаловупранікальныя бар'еры. Іх ролю выконваюць малавуглавая межы - межы субузроўняў.

Фарміраванню спрыяльнай структуры і забеспячэнню надзейнасці садзейнічаюць рацыянальнае легіраванне, здрабненне зерня, павышэнне металургічнай якасці.

Рацыянальнае легіраванне прадугледжвае ўвядзенне ў сталі і сплавы некалькіх элементаў пры невысокай канцэтрацыі кожнага з тым, каб павысіць пластычнасць і вязкасць. Здрабненне зерня здзясяецца легіраваннем і тэрмічнай апрацоўкай, асабліва пры

прымяненні высокахуткасных спосабаў нагрэву - індукцыйнага або лазернага.

Найбольш эфектыўнае здрабненне субструктуры (блокаў мазаікі) дасягаецца пры высокатэмпературнай тэрма механічнай апрацоўцы (ВТМА). Яна прадугледжвае інтэнсіўную пластычную дэфармацыю аўстэніту з наступнай загартоўкай, пры якой наляпаны аўстэніт пераўтвараецца ў мартэнсіт, і нізкі водпуск. Такая камбінаваная апрацоўка фарміруе структуру з высокай шчыльнасцю дыслакацый і дастаткова раўнамерным іх размеркаваннем з – за значнага драбнення крышталёў мартэнсіту на асобныя субзерні (блокі). Ва ўтворанай субструктуры дыслакацыі звязаны ў стабільныя канфігурацыі, а субмежы выконваюць ролю паўпранікальных бар'ераў. У выніку ВТМА забяспечваецца найбольш спрыяльнае спалучэнне высокай трываласці з павышанымі пластычнасцю, вязкасцю і супраціўленнем разбурэнню. Больш надзейнай рабоце высоканпружаных дэталеў садзейнічае павышэнне чысціні металу, яго металургічныя якасці. Павышэнне чысціні сталі звязана з выдаленнем шкодных прымесей - серы, фосфару, газападобных элементаў, кіслароду, вадароду, азоту і неметалічных уключэнняў, якія залежаць ад іх, - аксідаў, сульфідаў і інш.

Неметалічныя ўключэнні, серу і газападобныя прымесі выдаляюць з металу ў працэсе пераплаўкі: вакуумна – дугавога (ВДП), электронна – праменнага (ЭПП), электрашлакавага (ЭШП), а таксама вакуумна - індукцыйнай плаўкі (ВІ), плазменнай плаўкі (ПП), рафінавання сінтэтычнымі шлакамі. Пры вакуумнай плаўцы і вакуумных пераплаўках метал найбольш поўна ачышчаецца ад раствараных газаў. Сера практычна не выдаляецца. Пры рафінаванні сінтэтычным шлакам і ЭШП, наадварот, найбольш поўна выдаляецца сера.

Пры аднолькавай трываласці больш чысты метал валодае больш высокім супраціўленнем вязкаму разбурэнню і больш нізкім парогам халадаломкасці.

Для павышэння цыклічнай трываласці і зносаўстойлівасці важна запаволіць дэфармацыю паверхні дэталеў. Гэта дасягаецца тэхналагічнымі метадамі паверхневага ўмацавання: паверхневай загартоўкай, хіміка – тэрмічнай апрацоўкай (азатаваннем, цэментцыяй), паверхневым пластычным дэфармаваннем (абдзіманнем шротам, абкаткай ролікамі).

Канструкцыйныя метады прадугледжваюць забеспячэнне роўнатрываласці высоканпружаных дэталеў. Пры іх праектаванні пазбягаюць рэзкіх перападаў жорсткасці, глыбокіх канавак, галтэлей малога радыуса і іншых канструкцыйных надрэзаў. Калі гэтага пазбегнуць нельга, то для змякчэння канцэнтрацыі напружанняў

прымяняюць мясцовае ўмацаванне для фарміравання астаткавых напружанняў сціскання.

Разгледжаныя вышэй тэхналагічныя і металургічныя метады павышэння канструкцыйнай трываласці сталей і сплаваў уключаюць:

- 1) метады ўмацавання, якія выклікаюць павелічэнне шчыльнасці дыслакацый і памяншэнне іх рухомасці;
- 2) метады забеспячэння неабходнага запасу пластычнасці і вязкасці, якія прадугледжваюць больш раўнамернае размеркаванне дыслакацый, а таксама ачыстку ад прымесей, што акрохкваюць матэрыял.

Арсенал структурных фактараў, якія прымяняюцца ў другой групе метадаў, вызначаюць наступны дапушчальны ўзровень статычнай трываласці ў канструкцыях рознага прызначэння: для сталей  $\sigma_{\text{ч}} = 1600 - 2200$  МПа, цітанавых сплаваў  $\sigma_{\text{ч}} = 1000 - 1250$  МПа, алюмініевых сплаваў  $\sigma_{\text{ч}} = 550 - 600$  МПа. Для многіх галін тэхнікі гэтага аказваецца недастаткова.

Прынцыпова другі спосаб дасягнення высокай канструкцыйнай трываласці прыменены ў кампазіцыйных матэрыялах - новым класе высокатрывалых матэрыялаў. Такія матэрыялы ўяўляюць сабой кампазіцыі з мяккай матрыцы і высокатрывалых валокнаў. Валокны арміруюць матрыцу і ўспрымаюць усю нагрузку. У гэтым заключаецца прынцыповае адрозненне кампазіцыйных матэрыялаў ад звычайных сплаваў, умацаваных, напрыклад, дысперснымі часцінкамі. У сплавах асноўную нагрузку ўспрымае матрыца (цвёрды раствор), а дысперсныя часцінкі тарможыць у ёй рух дыслакацый, што прыводзіць да зніжэння пластычнасці. У кампазіцыйных матэрыялах нагрузку ўспрымаюць высокатрывалыя валокны, якія звязаны паміж сабой пластычнай матрыцай. Матрыца нагружана слаба і служыць для перадачы і размеркавання нагрузки паміж валокнамі. Кампазіцыйныя матэрыялы адрозніваюцца высокім супраціўленнем распаўсюджанню трэшчын, паколькі пры ўтварэнні, напрыклад, з-за разбурэння валакна, яны вязнуць у мяккай матрыцы. Акрамя таго, кампазіцыйныя матэрыялы, у якіх прымяняюцца высокатрывалыя і высокамодульныя валокны і лёгкія матрыцы, могуць валодаць высокімі ўдзельнымі трываласцю і жорсткасцю.

### 7.3. Класіфікацыя канструкцыйных матэрыялаў

Пералік канструкцыйных матэрыялаў, якія прымяняюцца ў машына- і прыборабудаванні, вялікі, і класіфікаваць іх можна па розных прыкметах. Большасць з іх, такія, як сталі, чыгуны, сплавы на аснове медзі і лёгкіх металаў, з'яўляюцца універсальнымі. Яны

валодаюць вялікай колькасцю пераваг і прымяняюцца ў розных дэталях і канструкцыях.

Адначасова з універсальнымі прымяняюць канструкцыйныя матэрыялы пэўнага функцыянальнага прызначэння: гарачатрывалыя, матэрыялы з высокімі пругкімі ўласцівасцямі, зносаўстойлівыя, каразійнаўстойлівыя і гарачастойкія.

Прапануемая класіфікацыя падраздзяляе канструкцыйныя матэрыялы па ўласцівасцях, якія вызначаюць выбар матэрыялу для канкрэтных дэталей канструкцый. Кожная група матэрыялаў ацэньваецца адпаведнымі крытэрыямі, якія забяспечваюць працаздольнасць пры эксплуатацыі. Універсальныя матэрыялы адносяцца да некалькіх груп, калі магчымасць прымянення іх вызначаецца рознымі крытэрыямі.

У адпаведнасці з выбраным прынцыпам класіфікацыі ўсе канструкцыйныя матэрыялы дзеляць на наступныя групы

1. Матэрыялы, якія забяспечваюць жорсткасць, статычную і цыклічную трываласць (сталі).
2. Матэрыялы з асаблівымі тэхналагічнымі ўласцівасцямі.
3. Зносаўстойлівыя матэрыялы.
4. Матэрыялы з высокімі пругкімі ўласцівасцямі.
5. Матэрыялы з малой шчыльнасцю.
6. Матэрыялы з высокай удзельнай трываласцю.
7. Матэрыялы, устойлівыя да ўздзеяння тэмпературы і рабочага асяроддзя.

## **8. ЖАЛЕЗА І ЯГО СПЛАВЫ**

### **8.1. Вугляродзістыя сталі**

Сплавы жалеза з вугляродам, якія ўтрымліваюць да 2,14% С, пры невялікім утрыманні іншых элементаў называюцца вугляродзістымі сталямі. Вугляродзістыя сталі завяршаюць першасную крышталізацыю ўтварэннем аўстэніту. У іх структуры няма эўтэктыкі (ледэбурыту), таму яны валодаюць высокай пластычнасцю, асабліва пры нагрэве, і добра дэфармуюцца.

На долю вугляродзістых сталей прыходзіцца каля 90% ад усяго аб'ёму вытворчасці сталі.

Вугляродзістыя сталі выплаўляюць у электрапечах, мартэнаўскіх печах і кіслародных канвертарах. Найлепшымі ўласцівасцямі валодае электрасталь, яна больш чыстая па ўтрыманню шкодных прымесей - серы і фосфару, а таксама газаў і неметалічных уключэнняў. Яна прымяняецца для вырабу найбольш адказных дэталей.



Па спосабу раскіслення адрозніваюць кіпячыя, напаловуспакойныя і спакойныя сталі. Пры аднолькавым утрыманні вугляроду ўсе гэтыя сталі маюць блізкія велічыні характарыстык трываласці і адрозніваюцца значэннямі характарыстык пластычнасці. Утрыманне крэмнію ў спакойнай сталі складае  $0,15 \div 0,35$ , у напаловуспакойнай -  $0,05 \div 0,15$ , у кіпячай - да  $0,05\%$ .

Для раскіслення кіпячай сталі крэмній і алюміній не прымяняюць, яе раскісляюць марганцам. Кіпячая сталь мае рэзка выражаную хімічную неаднароднасць у злітку. Яе асноўнай перавагай з'яўляецца высокі (больш за  $95\%$ ) выхад годнага. З-за нізкага ўтрымання крэмнію і вугляроду кіпячыя сталі добра штампуюцца ў халодным стане. З-за павышанай канцэнтрацыі кіслароду кіпячыя сталі маюць параўнальна высокі парог халадаломкасці і іх амаль не прымяняюць для вырабаў паўночнага выканання.

У напаловуспакойнай сталі, якая раскісляецца марганцам і ў каўшы алюмініем, выхад годнага складае  $90-95\%$ .

Спакойная сталь раскісляецца крэмніем, марганцам і алюмініем. Выхад годных зліткаў такой сталі каля  $85\%$ , але метал значна больш шчыльны і мае больш аднародны хімічны састаў.

Вугляродзістая сталь прамысловай вытворчасці - складаны па хімічнаму саставу сплаў. Акрамя асновы - жалеза (утрыманне якога можа вагаецца ў межах  $97,0 - 99,5\%$ ) у яе састаў уваходзіць многа элементаў, прысутнасць якіх абумоўлена тэхналагічнымі асаблівасцямі вытворчасці (марганец, крэмній) або немагчымасцю поўнага выдалення іх з металу (сера, фосфар, кісларод, азот, вадарод), а таксама выпадковымі прымесьямі (хром, нікель, медзь і інш.). Толькі адзін элемент, а менавіта - вуглярод, уводзіцца ў простую вугляродзістую сталь спецыяльна.

### **8.1.1. Уздзеянне вугляроду і пастаянных прымесей на ўласцівасці сталей**

Вуглярод з'яўляецца важнейшым элементам, які вызначае структуру і ўласцівасці вугляродзістай сталі. Нават пры невялікім змяненні ўтрымання вуглярод аказвае ўздзеянне на ўласцівасці сталі. З павелічэннем канцэнтрацыі вугляроду ў структуры сталі расце ўтрыманне цэменцыту. Да  $0,8\%$  С сталь складаецца з ферыту і перліту, пры канцэнтрацыі С большай за  $0,8\%$  у структуры сталі, акрамя перліту, з'яўляецца структурна свабодны другасны цэментыт.

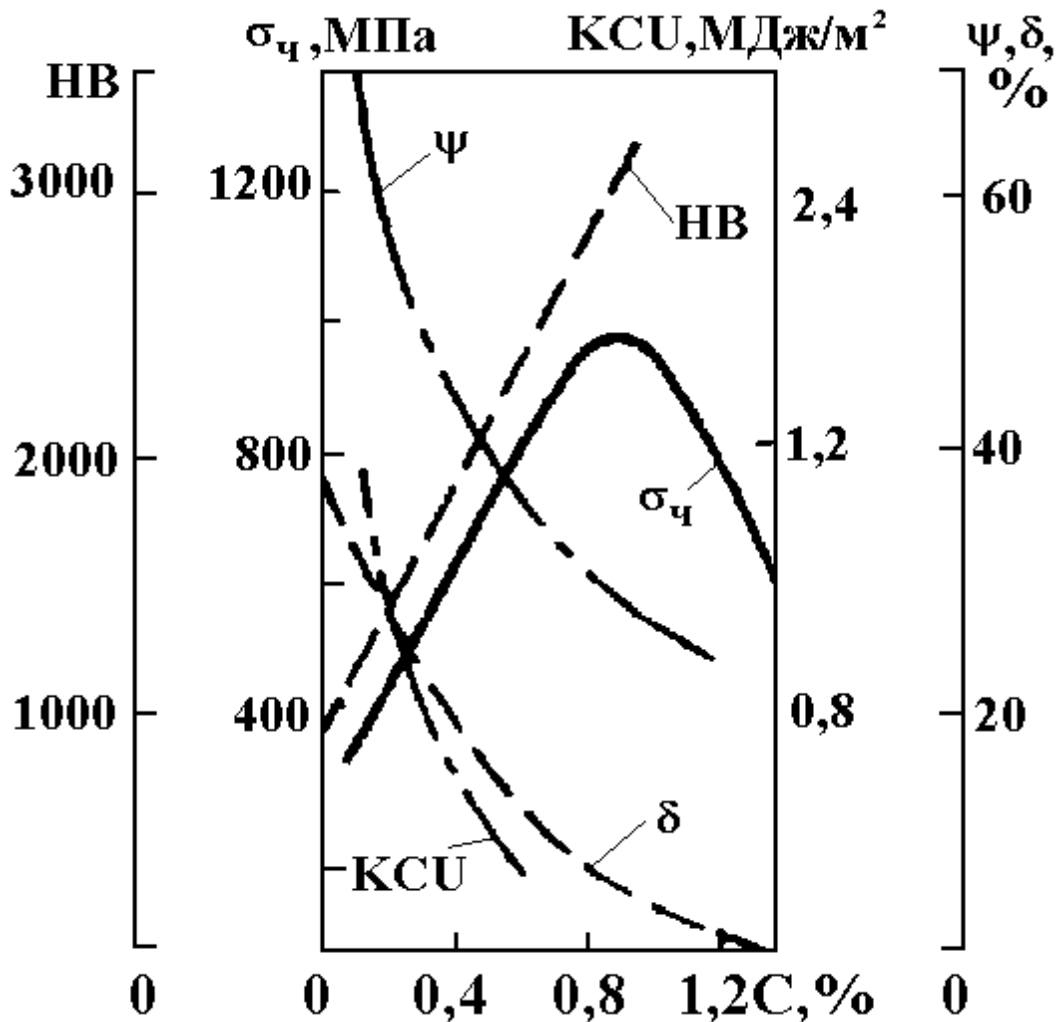
Ферыт валодае нізкай трываласцю, але дастаткова пластычны. Цэментыт характарызуецца высокай цвёрдасцю, але

крохкі. Таму з ростам канцэтрацыі вугляроду павялічваецца цвёрдасць і трываласць і памяншаецца вязкасць (мал. 65).

Рост трываласці назіраецца да 0,8-1,0% С. Пры павелічэнні ўтрымання вугляроду болей 0,8% памяншаецца не толькі пластычнасць, але і трываласць. Гэта тлумачыцца ўтварэннем сеткі крохкага цэментыту вакол перлітных зерняў, якая лёгка разбураецца пры нагрузжэнні. Па гэтай прычыне заўтэктоідныя сталі падвяргаюцца спецыяльнаму адпалу, у выніку якога атрымоўваюць структуру зярністага перліту.

Вуглярод аказвае значнае ўздзеянне на тэхналагічныя ўласцівасці сталі: зварнасць, апрацавальнасць ціскам і рэзаннем.

З павелічэннем канцэтрацыі вугляроду пагаршаецца зварнасць, а таксама здольнасць дэфармавацца ў гарачым і асабліва ў халодным стане.



Мал. 65. Залежнасць механічных уласцівасцей сталі ад канцэтрацыі вугляроду

Найбольш добра апрацоўваюцца рэзаннем сярэдневугляродзістыя сталі, якія ўтрымліваюць 0,3 - 0,4% С. Нізкавугляродзістыя сталі пры механічнай апрацоўцы даюць

дрэнную паверхню і цяжжавыдаляемую стружку. Высокавугляродзістыя сталі маюць павышаную цвёрдасць, што паніжае стойкасць інструменту.

Пастаянныя прымесі ў сталі: марганец, крэмній, сера, фосфар, а таксама газы: кісларод, азот, вадарод.

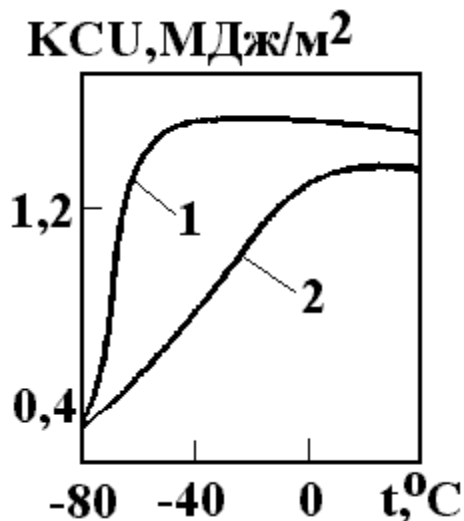
Марганец - карысная прымесь; уводзіцца ў сталь для раскіслення і застаецца ў ёй у колькасці 0,3 - 0,8%. Марганец памяншае шкоднае ўздзеянне кіслароду і серы.

Крэмній - карысная прымесь; уводзіцца ў сталь у якасці актыўнага акісляльніка і застаецца ў ёй у колькасці 0,4%, садзейнічае павышэнню трываласці.

Сера - шкодная прымесь, якая выклікае чырваналомкасць сталі – крохкасць пры гарачай апрацоўцы ціскам. У сталі яна знаходзіцца ў выглядзе сульфідаў. Чырваналомкасць звязана з прысутнасцю сульфідаў FeS, якія ўтвараюць з жалезам эўтэтыку. Такая эўтэтыка адрозніваецца нізкай тэмпературай плаўлення (988°C) і размяшчаецца яна па межах зерняў. Пры гарачай дэфармацыі межы зерняў аплаўляюцца, і сталь крохка разбураецца.

Ад чырваналомкасці сталь аберагае марганец, што звязвае серу ў сульфіды MnS, якія выключаюць утварэнне лёгкаплаўкай эўтэтыкі.

Адначасова з устараненнем чырваналомкасці сульфіды MnS, паколькі і іншыя неметалічныя ўключэнні (аксіды, нітрыды і інш.) з'яўляюцца канцэнтратарамі напружанняў і зніжаюць пластычнасць і вязкасць сталі. Утрыманне серы ў сталі строга абмяжоўваюць. Станоўчае ўздзеянне серы праяўляецца толькі ў паляпшэнні апрацавальнасці рэзаннем.



Мал. 66. Уздзеянне фосфару на халадаломкасць сталі:  
1 - 0,008% P; 2 - 0,06% P

Фосфар - шкодная прымесь. Ён раствараецца ў ферыце, павышае яго трываласць, але выклікае халадаломкасць - зніжэнне вязкасці пры паніжэнні тэмпературы. Моцнае акрохкванне сталі ў прысутнасці фосфару выражаецца ў павышэнні парога халадаломкасці (мал. 66). Кожная дабаўка 0,01% P павышае парог халадаломкасці на 25 °С. Крохкасць сталі, выкліканая фосфарам, тым вышэй, чым больш у ёй вугляроду.

Фосфар - вельмі непажаданая прымесь у канструкцыйных сталях. Аднак сучасныя метады выплаўкі і пераплаўкі не забяспечваюць яго

поўнае выдаленне. Асноўны шлях яго зніжэння - павышэнне якасці шыхты.

Кісларод, азот і вадарод - шкодныя скрытыя прымесі. Іх уздзеянне найбольш моцна праяўляецца ў зніжэнні пластычнасці і павышэнні схільнасці сталі да крохкага разбурэння.

Кісларод і азот раствараюцца ў ферыце ў вельмі малой колькасці і забруджваюць сталь неметалічнымі ўключэннямі (аксідамі, нітрыдамі). Кіслародныя ўключэнні выклікаюць чырвана- і халадаломкасць, зніжаюць трываласць. Павышэнне ўтрымання азоту выклікае дэфармацыйнае старэнне. Атамы азоту ў халоднадэфармаванай сталі збіраюцца на дыслакацыях, утвараюць асяроддзі Котрэла, якія блакіруюць дыслакацыі. Сталь павышае трываласць, становіцца малапластычнай. Старэнне асабліва непажадана для ліставой сталі ( $\leq 0,1\%$  C), якая падвяргаецца халоднай штампоўцы. Наступствы старэння - разрывы пры штампоўцы або ўтварэнне на паверхні палос слізгання, якія зацяжарваюць яе апрацоўку (хвалепадобны выгіб са слабым абцісканнем, пры гэтай аперацыі дыслакацыі адрываюцца ад асяроддзяў, якія іх акружаюць, і набываюць рухомасць, пры гэтым часова аднаўляецца пластычнасць і сталь добра штампуецца).

Вадарод знаходзіцца ў цвёрдым раствору або збіраецца ў порах і на дыслакацыях. Крохкасць, якая абумоўлена вадародам, праяўляецца тым больш рэзка, чым вышэй трываласць матэрыялу і меншая яго растваральнасць у крышталічнай рашотцы. Найбольш моцнае акрохкванне назіраецца ў загартаваных сталях з мартэнсітнай структурай і адсутнічае ў аўстэнітных сталях.

Павышэнне ўтрымання вадароду ў сталі пры яе выплаўцы можа прывесці да флокенаў. Флокенамі называюць унутраныя надрывы з - за высокага ціску, які развівае вадарод, выдзелены пры ахалоджванні ў поры з - за паніжэння растваральнасці. Флокены ў зломе маюць выгляд белых плям, а на паверхні - дробных трэшчын. Гэты дэфект звычайна сустракаецца ў вялікіх пакоўках хромістых і хроманікелевых сталей. Для яго папярэджання сталі пасля гарачай дэфармацыі павольна ахалоджваюць або доўга вытрымліваюць пры тэмпературы 250°C. Пры гэтых умовах вадарод, які мае большую хуткасць дыфузіі, не збіраецца ў порах, а выдаляецца са сталі.

Навадароджванне і акрохкванне сталі магчымы пры траўленні ў кіслотах, нанясенні гальванічных пакрыццяў і рабоце ў вадародзмяшчальным газавым асяроддзі.

Выпадковыя прымесі - элементы, якія пападаюць у сталь з забруджанай шыхты.

### 8.1.2. Класіфікацыя вугляродзістых сталей

Вугляродзістыя сталі класіфікуюць па структуры, спосабу вытворчасці і раскiслення, па якасці і прызначэнню.

Па структуры адрозніваюць: 1) даэўтэктоідную сталь, якая ўтрымлівае да 0,8% С, структура якой складаецца з ферыту і перліту; 2) эўтэктоідную, якая ўтрымлівае каля 0,8% С, структура якой складаецца толькі з перліта; 3) заэўтэктоідную, якая ўтрымлівае 0,8÷2,14% С. Яе структура складаецца з зерняў перліту, якія акружаны сеткай цэментыту.

Па спосабу вытворчасці адрозніваюць сталі, якія выплаўляліся у электрапечах, мартэнаўскіх печах і кіслародна - канвертарным спосабам.

Па якасці адрозніваюць сталі звычайнай якасці, якасныя і высакаякасныя. Сталі звычайнай якасці ўтрымліваюць не больш за 0,05% серы і не больш за 0,04% фосфару. Якасныя сталі ўтрымліваюць не больш за 0,04% серы ( у выпадку інструментальных сталей да 0,03%) і 0,035 фосфару, яны менш забруджаны неметалічнымі ўключэннямі і газамі. Для вырабаў адказнага прызначэння прымяняюць высакаякасныя сталі з яшчэ больш нізкім утрыманнем серы і фосфару. Нізкае ўтрыманне шкодных прымесей у высакаякасных сталях прыводзіць да значнага падаражання і ўскладнення іх вытворчасці. Пры абазначэнні высакаякасных сталей у канцы маркі дабаўляецца літара А, напрыклад, сталь У10А. Пры аднолькавым утрыманні вугляроду больш якасныя сталі маюць больш высокія характарыстыкі пластычнасці, асабліва пры нізкіх тэмпературах. Якасныя сталі пераважней для вырабу дэталей, якія эксплуатауюцца пры нізкіх тэмпературах, напрыклад ва ўмовах Поўначы і Сібіры.

Па прызначэнню адрозніваюць вугляродзістыя сталі агульнага прызначэння, канструкцыйныя і інструментальныя.

#### 8.1.2.1. Вугляродзістая сталь агульнага прызначэння

Гарачакатаная сталь, якая паступае з металургічных заводаў у выглядзе пракату (стрыжні рознага сячэння, бэлькі, лісты, трубы і г.д.), найбольш шырока прымяняецца для вытворчасці машын, станкоў, будаўнічых металаканструкцый, прадметаў шырокага спажывання і г.д. Сталь у адпаведнасці з ДАСТам павінна адпавядаць пэўным патрабаванням. Сталь звычайнай якасці (сталь агульнага прызначэння) мае ўласцівасці, якія гарантуюцца ДАСТ 380 - 71.

Калі сталь прымяняюць для вырабаў, якія не падвяргаюць гарачай апрацоўцы (зварцы, коўцы і г.д.), то структура і ўласцівасці,

што сталь атрымала на выхадзе з пракатнага цэха металургічнага завода, захоўваецца і ў спажыўца. У гэтым выпадку сталі пастаўляюцца спажыўцу толькі па механічных уласцівасцях. Хімічны састаў не гарантуецца.

Калі сталь у спажыўца будзе падвяргацца гарачай апрацоўцы (коўцы, штампоўцы і г.д.), то пачатковая структура і механічныя ўласцівасці не захоўваюцца. У гэтым выпадку для спажыўца асноўнае значэнне набывае састаў сталі, паколькі ім вызначаюцца рэжым гарачай апрацоўкі і канчатковыя механічныя ўласцівасці стальных вырабаў. У гэтым выпадку сталь пастаўляецца спажыўцу толькі па хімічнаму саставу.

Калі ў спажыўца сталь падвяргаецца зварцы, то ў зоне цеплавога дзеяння зварачнага шва ўласцівасці металу мяняюцца, і для спажыўца важна ведаць хімічны састаў сталі, паколькі менавіта ён будзе вызначаць уласцівасці сталі ў гэтай зоне і рэжымы зваркі. Адначасова спажыўцу неабходна ведаць і пачатковыя механічныя ўласцівасці металу, паколькі тыя часткі вырабаў, якія не падвяргаліся цеплавому ўздзеянню зварнога шва, захоўваюць свае ўласцівасці. Метал у гэтым выпадку пастаўляецца і па хімічнаму саставу, і па механічных уласцівасцях адначасова.

У адпаведнасці з разгледжаным ДАСТ 380 - 71 прадугледжвае пастаўку сталі трох груп:

- 1) група А - з гарантаным механічным саставам (сталь не падвяргаецца гарачай апрацоўцы);
- 2) група Б - з гарантаным хімічным саставам (сталь падвяргаецца гарачай апрацоўцы);
- 3) група В - з гарантанымі механічнымі ўласцівасцямі і хімічным саставам (для зварных канструкцый).

**Табл. 8.1. Механічныя характарыстыкі вугляродзістых сталей звычайнай якасці групы А**

Сталь	$\sigma_{\text{ч}}$ МПа	$\sigma_{\text{ц}}$ МПа	$\delta, \%$	Сталь	$\sigma_{\text{ч}}$ МПа	$\sigma_{\text{ц}}$ МПа	$\delta, \%$
Ст 0	$\geq 310$	-	20	Ст 4	420-	240	21
Ст 1	320-420	-	31	Ст 5	540	260	17
Ст 2	340-440	200	29	Ст 6	500-	300	12
Ст 3	380-490	210	23		640		
					> 600		

Заўвага. Механічныя ўласцівасці прыведзены для спакойных і напаловуспакойных сталей. У сталях Ст1кп...Ст4кп значэнні  $\sigma_{\text{ч}}$  (на 10..20 МПа) і  $\sigma_{\text{ц}}$  (на 10 МПа) меншыя, а значэнні  $\delta$  (на 1%) большыя, чым у спакойных і напаловуспакойных сталях таго ж нумара.

Сталі агульнага прызначэння (сталі звычайнай якасці) маркіруюць спалучэннем літар "Ст" і лічбаў (ад 0 да 6), якія паказваюць нумар маркі. Сталі груп Б і В маюць перад маркай літары Б і В, якія ўказваюць на прыналежнасць сталей да гэтых груп. Група А ў абазначэнні маркі сталі не ўказваецца. Ступень раскислення абазначаецца дабаўленнем індэксаў: у спакойных сталях - "сп", напаловуспакойных - "пс", кіпячых - "кп", напрыклад, Ст3сп, Б Ст3пс, В Ст3кп. Спакойнымі і напаловуспакойнымі вырабляюць сталі Ст1...Ст6, кіпячымі - Ст1...Ст4 усіх трох груп. Сталь Ст0 па ступені раскислення не раздзяляюць.

Механічныя характарыстыкі сталей групы А прыведзены ў табл.8.1, з якой бачна, што з павелічэннем нумара маркі павышаецца трываласць і зніжаецца пластычнасць сталі.

Сталі групы Б прыведзены ў табл. 8.2. Чым большая лічба ўмоўнага нумара сталі, тым вышэй утрыманне вугляроду. Веданне хімічнага саставу сталі дае магчымасць вызначыць тэмпературны рэжым гарачай апрацоўкі ціскам і тэрмаапрацоўкі.

**Табл. 8.2. Масавая доля элементаў (%) у вугляродзістых сталях звычайнай якасці групы Б**

Сталь	С	Mn	Si у сталі			S	P
			кп	пс	сп		
Б Ст0	≤ 0,23	-	-	-	-	0,06	0,07
Б Ст1	0,06-0,12	0,25-0,5	0,05	0,05-0,17	0,12-0,3	0,05	0,04
Б Ст2	0,09-0,15	0,25-0,5	0,05	0,05-0,17	0,12-0,3	0,05	0,04
Б Ст3	0,14-0,22	0,3-0,65	0,07	0,05-0,17	0,12-0,3	0,05	0,04
Б Ст4	0,18-0,27	0,4-0,7	0,07	0,05-0,17	0,12-0,3	0,05	0,04
Б Ст5	0,28-0,37	0,5-0,8	-	0,05-0,17	0,15-	0,05	0,04
Б Ст6	0,38-0,49	0,5-0,8	-	0,05-0,17	0,35 0,15- 0,35	0,05	0,04

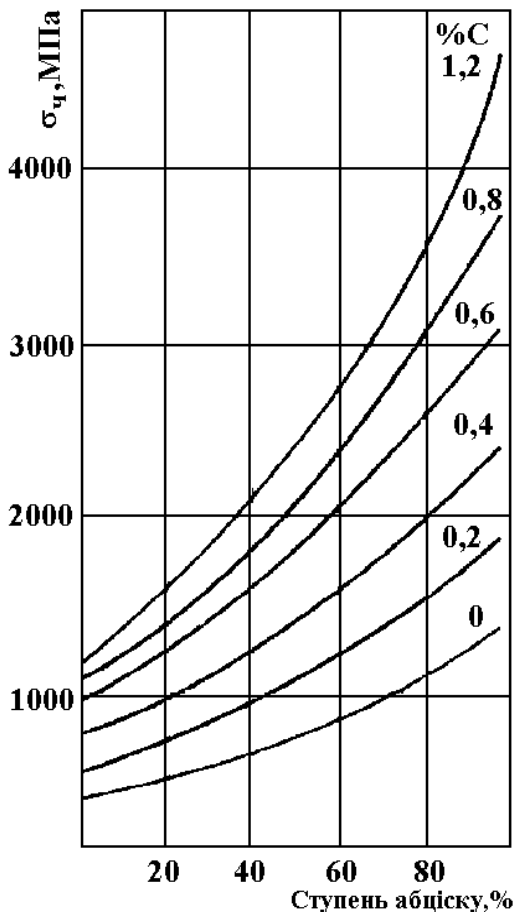
**Заўвагі:** 1. У сталях Б Ст1- Б Ст6 дапускаецца не больш за 0,3% Cr; 0,3% Ni; 0,3% Cu; 0,08% As; 0,08% N.  
2. У сталях, якія выплаўлены з керчанскіх руд, дапускаецца да 0,15% As і 0,05% P.

Механічныя ўласцівасці сталей групы В (выпускаюцца сталі марак В Ст1...В Ст5) адпавядаюць нормам для аналагічных сталей групы А (табл.8.1), а хімічны састаў - нормам для тых жа нумароў марак сталей групы Б (табл.8.2).

Вугляродзістыя сталі звычайнай якасці (усіх трох груп) прызначаны для вырабу розных металаканструкцый, а таксама

слабанагружаных дэталей машын і прыбораў. Гэтым сталям аддаюць перавагу ў тых выпадках, калі працаздольнасць дэталей і канструкцый вызначаецца жорсткасцю. Для іх геаметрычныя памеры часцей за ўсё аказваюцца такімі, што іх трываласць заведама забяспечваецца. Таму на выбар сталі большае ўздзеянне аказваюць не столькі механічныя, колькі тэхналагічныя ўласцівасці, перш за ўсё зварнасць і здольнасць да халоднай апрацоўкі ціскам. Гэтым тэхналагічным патрабаванням у найбольшай ступені адпавядаюць сталі груп Б і В, нумароў 1-4, з - за чаго з іх вырабляюць зварныя фермы, рамы і іншыя будаўнічыя металаканструкцыі. Сталі групы В, якія пастаўляюцца па тэхнічных умовах, маюць таксама і спецыяльнае прызначэнне: катла-, моста- і суднабудаванне. Сталі Ст4 і асабліва Ст3 (усіх трох груп) шырока прымяняюць у сельскагаспадарчым машынабудаванні (валікі, восі, рычагі, дэталі, якія вырабляюцца халоднай штампоўкай, а таксама цэментуемыя дэталі: шасцерні, чарвякі, поршневыя пальцы і г.д.).

Сярэднеугляродзістыя сталі нумароў 5 і 6, якія валодаюць



Мал. 67. Уздзеянне ступені абціску на трываласць дроту з розным утрыманнем вугляроду

большай трываласцю, прымяняюцца для рэльсаў, чыгуначных калёс, а таксама валоў, шківаў, шасцерняў і іншых дэталей грузападымальных і сельскагаспадарчых машын. Асобныя дэталі са сталей Б і В падвяргаюць тэрмічнаму паляпшэнню.

### 8.1.2.2. Накляпаная сталь

Шырокае прымяненне ў народнай гаспадарцы мае дрот, а таксама іншыя віды вырабаў тонкіх сячэнняў (тонкі ліст, стужка, суцэльнацягнутыя трубы і іншыя профілі).

Гэтыя віды вырабаў атрымліваюць на металургічных заводах пракаткай, прасаваннем, валачэннем у халодным стане. У выніку такой апрацоўкі метал атрымлівае наклеп, які можа быць зняты наступным рэкрышталізацыйным адпалам.

Для адпаленага стану



механічныя ўласцівасці вызначаюцца галоўным чынам саставам сталі, і ў першую чаргу ўтрыманнем вугляроду.

Для нагартаванага стану ўласцівасці будуць моцна залежыць ад ступені накліпу (ступені абціскання) (мал.67). Пры найбольшым накліпе (абцісканне 96÷97%) высокавугляродзістай сталі (1,2% С) дасягаецца трываласць, якая перавышае 4000 МПа. Відавочна, што пасля такой ступені абціскання дрот атрымоўваецца вельмі тонкі. Рэкордныя значэнні трываласці  $\sigma_{\text{ч}} = 4000-5000$  МПа атрыманы былі толькі на дроце таўшчынёй 0,1 мм з высокавугляродзістай сталі пасля вялікага абціскання (98%).

Накліпаны дрот тонкіх сячэнняў пасля значных ступеней абціскання прымяняюць для вырабу канатаў і тросаў. Звычайна для гэтых мэтаў прымяняюць сталь з 0,6-0,8% С, якая пасля абціскання 80-90% атрымлівае трываласць 1800-3000 МПа.

Для атрымання такой ступені абціскання, матэрыял дроту павінен добра дэфармавацца. Гэта дасягаецца толькі пры ўмове, калі пачатковая структура ўяўляе сабой тонкапластціны перліт, які атрымліваецца спецыяльнай апрацоўкай у свінцовых (або саляных) расплаўленых ваннах. Гэта так званае патэнцыраванне, якое з'яўляецца разнавіднасцю ізатэрмічнай загартоўкі (будзе разгледжана ніжэй).

### 8.1.2.3. Ліставая сталь для халоднай штампоўкі

Часта прыходзіцца атрымліваць вырабы з мяккавугляродзістай сталі, напрыклад дрот для абвязкі, тонкі ліст для глыбокай штампоўкі або выцяжкі.

Асобную цікавасць уяўляе ліст, з якога робяць крылы і кузавы аўтамабіляў. Сталь для глыбокай выцяжкі павінна адрознівацца вялікай пластычнасцю. Для гэтых мэтаў прымяняюць сталь з мінімальным утрыманнем вугляроду. Сапраўды, для асабліва адказнай штампоўкі ўтрыманне вугляроду абмяжоўваецца 0,08% (пры 0,2-0,3% С можна выконваць толькі гнуццё і нязначную выцяжку, а пры 0,3-0,4% С толькі гнуццё з малой крывізной). Істотнае таксама абмежаванне ўтрымання і іншых пастаянных прымесей (марганцу, крэмнію, серы, фосфару), паколькі ўсе яны ў той або іншай ступені памяншаюць пластычнасць сталі. Аднак гэтае абмежаванне (напрыклад, па марганцу) не павінна пагоршаць якасць сталі па іншых паказчыках.

Для глыбокай выцяжкі прымяняюць пераважна нізкавугляродзістую кіпячую (нізкакрэмністую) сталь маркі 08 кп., якая ўтрымлівае  $\leq 0,08\%$  С; 0,25 - 0,5% Мn;  $< 0,03\%$  Si;  $< 0,03\%$  S;  $< 0,02\%$  P.

Каб сталь добра штампавалася, яна павінна мець не толькі пэўны састаў, але і адпаведную мікраструктуру – дробназярністы ферыт з перлітам, які размяшчаецца ў стыках некалькіх ферытных зерняў.

Трэба адзначыць, што лісты з кіпячых малавугляродзістых сталей (у тым ліку маркі 08 кп) неаднародныя, маюць расслаенні (раскатаныя пузыры), а таксама схільныя да старэння пры пакаёвай тэмпературы (за кошт павышанага ўтрымання кіслароду). Таму разам з кіпячымі сталямі для гэтых мэтай прымяняюць і спакойныя або напаловуспакойныя (супакоеныя алюмініем - марка 08Ю), пазбаўленыя ўказаных недахопаў, хаця і трохі больш цвёрдыя.

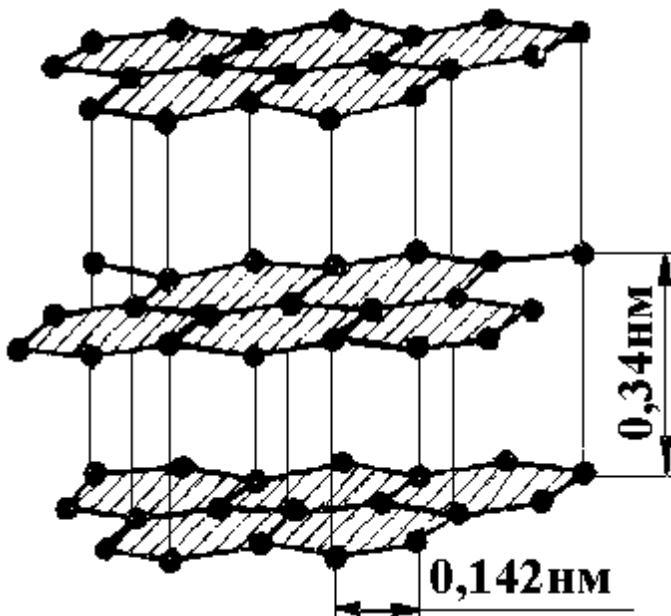
#### 8.1.2.4. Апрацавальнасць рэзаннем. Аўтаматныя сталі

Большасць дэталей, за выключэннем атрыманых з ліста, тонкага дроту або калібраваных пруткоў (у гэтым выпадку прымяняюць халодную высадку і накатку - так зараз вырабляюць балты, шрубы і г.д.), вырабляюць апрацоўкай рэзаннем.

Натуральна, што паляпшэнне апрацоўвальнасці сталі - асноўнага машынабудаўнічага матэрыялу - мае вельмі вялікае практычнае значэнне. Апрацоўвальнасць можна расцэньваць з пункту погляду дапушчальнай хуткасці рэзання (важнейшы момант, які вызначае прадукцыйнасць станка), намагання рэзання, чысціні апрацаванай паверхні. Акрамя таго, апрацоўвальнасць аднаго і таго

ж матэрыялу можа быць рознай пры розных аперацыях - тачэнні, фрэзераванні, свідраванні, шліфаванні і г.д. - або пры грубай ці чыстай апрацоўцы.

Атрымаць здавальняльную карэляцыю паміж механічнымі ўласцівасцямі і апрацоўвальнасцю не ўдалося, але прыблізна можна лічыць, што павышэнне цвёрдасці або трываласці зніжае апрацоўвальнасць (вызначаецца па хуткасці рэзання) і ў першым прыбліжэнні нават мала



Мал. 68. Апрацоўвальнасць (дапушчальная хуткасць рэзання) у залежнасці ад трываласці (падча  $S = 1$  мм). Глыбіня  $t$ , мм: а - 2; б - 4

залежыць ад саставу сталі (мал. 68).

Аднак пры аднолькавым значэнні цвёрдасці адрозненні ў структуры і ў саставе могуць абумовіць значныя адрозненні ў апрацоўвальнасці.

Вялікае значэнне мае цеплаправоднасць сталі. Сталі з аўстэнітнай структурай валодаюць малой цеплаправоднасцю. Цяпло, якое выдзяляецца пры рэзанні, мала паглынаецца вырабам, а ў асноўным канцэнтруецца ў пунктах рэзання і моцна грэе рэзальны кант інструмента. Гэта зніжае яго ўстойлівасць. Таму аўстэнітныя сталі, якія маюць нізкую цвёрдасць, апрацоўваюцца дрэнна.

Памер зерня не ўздзейнічае значна на цвёрдасць, але значна змяняе апрацоўвальнасць. Буйназярністая сталь, якая валодае паніжанай вязкасцю, лепш апрацоўваецца рэзаннем. Паніжаная вязкасць утварае так званую "апрацовачную крохкасць", садзейнічае больш лёгкаму аддзяленню і атрыманню сыпучай, нядоўгай стружкі.

Будова перліту таксама ўздзейнічае на апрацоўвальнасць. Даэўтэктоідныя сталі валодаюць лепшай апрацоўвальнасцю пры структуры ферыт + пласціністы перліт. Эўтэктоідныя і заэўтэктоідныя сталі лепш апрацоўваюцца, калі іх структура складаецца з зярністага перліту.

Павелічэнне ўтрымання вугляроду ў сталі адначасова з павышэннем трываласці прыводзіць да зніжэння апрацоўвальнасці. Тым не менш зусім нізкавугляродзістыя сталі і тэхнічнае жалеза апрацоўваюцца дрэнна (з прычыны іх вялікай вязкасці і пластычнасці). Адначасова пры іх апрацоўцы атрымліваецца доўгая цяжкаапрацавальная стружка.

Асаблівую ўвагу трэба звярнуць на ўздзеянне фосфару і серы. Абодва гэтыя элементы не толікі павышаюць устойлівасць інструмента, але і садзейнічаюць атрыманню апрацаванай паверхні лепшай якасці. Таму для вырабу малаадказных дэталей прымяняюць так званыя аўтаматныя – нізкавугляродзістыя сталі з павышаным утрыманнем серы і фосфару. Да недахопаў серафосфарыстых сталей адносяцца не толькі паніжаная пластычнасць і вязкасць, але і павышаная схільнасць да карозіі. Гэта трэба ўлічваць, прымяняючы аўтаматныя сталі для вырабу дэталей, якія падвяргаюцца механічным уздзеянням, працуюць ва ўмовах павышанай вільготнасці і г.д.

Ёсць і іншыя элементы, акрамя серы, якія павышаюць апрацавальнасць. Да іх адносяцца хімічныя аналагі серы - селен і телур, якія ў цяперашні час прымяняюцца для павышэння апрацавальнасці асобных высокалегіраваных (каразійнаўстойлівых) сталей. Апрацавальнасць сталі палепшаецца пры ўвядзенні невялікай колькасці свінцу (0,1 - 0,2%), які не раствараецца ні ў

вадкай, ні ў цвёрдай сталі. У цвёрдай сталі свінец прысутнічае ў выглядзе дробных адасобленых уключэнняў, робіць стружку больш ломкай і аказвае значнае ўздзеянне. Мехаічныя характарыстыкі пры прысадцы свінцу зніжаюцца мала, але цяжкасць увядзення свінцу ў сталь і асабліва цяжкасці, якія звязаны з пераплаўкай свінцовістых сталей, абмяжоўваюць іх шырокае прымяненне.

Састаў аўтаматных сталей прыведзены ў табл. 8.3.

**Табл. 8.3.Хімічны састаў аўтаматных сталей,%  
(ДАСТ 1414 - 75)**

Марка сталі	C	Mn	Si	S	P
A 12	0,08-0,16	0,7-1,0	0,15-0,35	0,08-0,20	0,08-0,15
A 20	0,17-0,024	0,7-1,0	0,15-0,35	0,08-0,15	< 0,06
A 30	0,27-0,35	0,7-1,0	0,15-0,35	0,08-0,15	< 0,06
A 40Г	0,37-0,45	1,20-1,55	0,15-0,35	0,18-0,30	< 0,50

Лепш за ўсё апрацоўваецца серафасфарыстая сталь А 12. З яе рэзаннем вырабляюць неадказныя дэталі масавай вытворчасці.

Іншыя сталі, указаныя ў табл. 8.3, прымяняюцца для вырабу больш адказных дэталей, якія затым падвяргаюць тэрмічнай апрацоўцы.

#### 8.1.2.5. Вугляродзістыя канструкцыйныя сталі

Вугляродзістыя канструкцыйныя сталі (якасныя вугляродзістыя сталі) характарызуюцца больш нізкім, чым у сталях звычайнай якасці, утрыманнем шкодных прымесей і неметалічных уключэнняў.

Сталь, якая прымяняецца для вырабу дэталей машын, будаўнічых канструкцый і іншых збудаванняў, павінна валодаць высокімі механічнымі ўласцівасцямі. Пры гэтым яна павінна валодаць высокім комплексам механічных уласцівасцей, а не высокім значэннем адной нейкай уласцівасці. Матэрыял, які ідзе на выраб дэталей, падвергнутых вялікім нагрузкам, павінен добра супраціўляцца нагрузкам і разам з высокай трываласцю павінен валодаць вязкасцю, каб супраціўляцца дынамічным і ўдарным нагрузкам. Інакш кажучы, матэрыял павінен валодаць трываласцю і надзейнасцю.

У дэталях, якія падвяргаюцца знакапераменным нагрузкам, метал павінен валодаць высокім супраціўленнем стомленасці, а дэталі, якія труцца, - супраціўленнем зносу. У многіх выпадках патрэбна добрае супраціўленне карозіі, паўзучасці і іншым

пастаянным уздзеяннем. Гэта значыць, што дэталі павінны быць даўгавечнымі.

Такім чынам, дэталі машын павінны быць выраблены з трывалага, надзейнага і даўгавечнага матэрыялу.

З усіх вядомых у тэхніцы матэрыялаў лепшае спалучэнне трываласці, надзейнасці і даўгавечнасці мае сталь, таму яна з'яўляецца асноўным матэрыялам для вырабу адказных дэталей, якія падвяргаюцца вялікім нагрузкам.

Механічныя ўласцівасці сталі залежаць ад яе структуры і саставу. Сумеснае ўздзеянне тэрмічнай апрацоўкі і легіравання (гэтыя працэсы будуць разгледжаны ніжэй) з'яўляецца эфектыўным спосабам павышэння механічных характарыстык сталі.

Магчымымі спосабамі павышэння механічных характарыстык сталі з'яўляюцца павелічэнне ўтрымання вугляроду, легіраванне, дыспераванне структурных складальных (шляхам паніжэння тэмпературы пераўтварэння аўстэніту ў спалучэнні з водпускам), здрабненне зерня, наклеп.

Аднак усякае ўмацаванне, праведзенае ўказанымі спосабамі (акрамя здрабнення зерня і легіравання нікелем), зніжае вязкасць (павышае парог халадаломкасці і памяншае работу распаўсюджвання трэшчыны).

Таму пры распрацоўцы саставаў канструкцыйных сталей і рэжымаў іх тэрмічнай апрацоўкі трэба разглядаць такія спосабы, пры якіх пластычныя і вязкія ўласцівасці памяншаюцца ў мінімальнай ступені.

Простае павелічэнне вугляроду пры ферытна – перлітнай структуры (нармалізаваны стан) прыводзіць да павышэння трываласці і парога халадаломкасці. Максімальная трываласць пры такой структуры адпавядае ўтрыманню вугляроду прыкладна 1% С і дасягае ўсяго 1000 МПа (гл. вышэй мал. 65), тады як парог халадаломкасці ляжыць ніжэй за 0°C толькі пры ўтрыманні вугляроду не больш за 0,4%. Характарыстыкі такой сталі з ферытна – перлітнай структурай складаюць  $\sigma_{\text{ч}} = 600 \text{ МПа}$ ,  $T_{50} = -20^\circ\text{C}$  і  $a_p = 0,6 - 0,7 \text{ МДж}^{\text{га}}/\text{м}^2$  ( $T_{50}$  - парог халадаломкасці, які адпавядае тэмпературы, калі ў зломе ўзору 50% вязкай складальнай;  $a_p$  - работа распаўсюджвання вязкай трэшчыны, лікава роўная ўдарнай вязкасці ўзору з трэшчынай).

Калі разглядаць патрабаванні зварнасці, то ўтрыманне вугляроду павінна быць зніжана да 0,2% (каб пазбегнуць утварэння трэшчын у зварным шве і яго акрохвання); трываласць пры гэтым зніжаецца да 350 МПа.

Якасныя вугляродзістыя канструкцыйныя сталі пастаўляюцца ў выглядзе пракату, паковок і іншых паўфабрыкатаў з гарантаваным хімічным саставам і механічнымі ўласцівасцямі (табл. 8.4).

Маркіруюцца двухзначнымі лічбамі 05, 08, 10, 15, 20, ..., 85, якія абазначаюць сярэдняе ўтрыманне вугляроду ў сотых долях працэнта (ДАСТ 1050 - 74). Напрыклад, сталь 10 утрымлівае ў сярэднім 0,10%С, сталь 45 - 0,45%С і г.д.

Спакойныя сталі маркіруюць без індэкса, напаловуспакойныя і кіпячыя з індэксамі адпаведна "пс" і "кп". Хімічны састаў спакойных сталей прыведзены ў табл. 8.4. Кіпячымі выпускаюць 05 кп, 08 кп, 10 кп, 15 кп, 20 кп, напаловуспакойнымі - 08 пс, 10 пс, 15 пс, 20 пс. У адрозненне ад спакойных кіпячыя сталі практычна не ўтрымліваюць крэмнію (не больш за 0,07%), у напаловуспакойных яго колькасць абмежаваная - 0,17%.

У адпаведнасці з ДАСТ 1050-74 якасныя сталі выпускаюць і пастаўляюць без тэрмічнай апрацоўкі (гарачакатанымі, каванымі), тэрмічна апрацаванымі і наклепанымі. Механічныя ўласцівасці гарантуюцца пасля нармалізацыі (гл. табл. 8.4), а таксама па патрабаванню спажываца пасля загартоўкі і водпуску, наклёпу або тэрмічнай апрацоўкі, якая ўстараняе наклёп, - адпалу.

Якасныя канструкцыйныя сталі знаходзяць шматбаковае прымяненне ў тэхніцы, паколькі у залежнасці ад утрымання вугляроду і тэрмічнай апрацоўкі валодаюць рознабаковымі механічнымі і тэхналагічнымі ўласцівасцямі.

Нізкавугляродзістыя сталі па прызначэнню дзеляць на дзве падгрупы.

1. Сталі 05, 08, 10 - ліставыя сталі. Гэта малатрывалыя, высокапластычныя сталі. З - за здольнасці да глыбокай выцяжкі іх прымяняюць для халоднай штампоўкі розных вырабаў.

Тэхналагічная пластычнасць залежыць ад хімічнага саставу сталі, яе мікраструктуры і кантралюецца параметрамі механічных уласцівасцей. Здольнасць сталі да выцяжкі пры халоднай штампоўцы вызначаецца канцэнтрацыяй вугляроду. Чым яна меншая, тым лягчэй ідзе тэхналагічны працэс выцяжкі. Для глыбокай выцяжкі ўтрыманне вугляроду ў сталі абмяжоўваюць 0,1%; пры 0,2 ÷ 0,3%С магчыма толькі гібкая і нязначная выцяжка, а пры 0,35 ÷ 0,45%С - загіб вялікага радыусу.

Мікраструктура сталі павінна складацца з ферыту з невялікай колькасцю перліту. Выдзяленне па межах зерняў структурна свабоднага (трацічнага) цэментыту строга абмяжоўваецца, каб пазбегнуць разрываў пры штампоўцы. Лепш за ўсё дэфармуецца сталь з дробным зернем, якое адпавядае 7–8-му нумару па ДАСТ 5639-82. Пры большым памеры зерня атрымоўваецца шурпатая паверхне ў выглядзе так званай апельсінавай скуркі, пры меншым - сталь становіцца вельмі жорсткай і пругкай. Таксама непажаданая разназерневая структура, паколькі яна садзейнічае нераўнамернасці дэфармацыі і ўтварэнню трэшчын.

**Табл. 8.4. Уласцівасці вугляродзістай якаснай канструкцыйнай сталі  
(ДАСТ 1050 - 74)**

Сталь	Масавая доля вугляроду, %	Уласцівасці пасля нармалізацыі					НВ (пасля адпалу)	КСВ МД <sup>ж</sup> /М <sup>2</sup>
		$\sigma_{ч}$	$\sigma_{0,2}$	b	$\psi$	НВ		
		МПа		%		МПа		
05	≤0,06	-	-	-	-	-	-	-
08	0,05-0,12	320	200	33	60	1310	-	-
10	0,07-0,14	340	210	31	55	1430	-	-
15	0,12-0,19	380	230	27	55	1490	-	-
20	0,17-0,24	420	250	25	55	1630	-	-
25	0,22-0,3	460	280	23	50	1700	-	0,9
30	0,27-0,35	500	300	21	50	1790	-	0,8
35	0,32-0,4	540	320	20	45	2070	-	0,7
40	0,37-0,45	580	340	19	45	2170	1870	0,6
45	0,42-0,5	610	360	16	40	2290	1970	0,5
50	0,47-0,55	640	380	14	40	2410	2070	0,4
55	0,52-0,6	660	390	13	35	2550	2170	-
60	0,57-0,65	690	410	12	35	2550	2290	-
65	0,62-0,7	710	420	10	30	2550	2290	-
70	0,67-0,75	730	430	9	30	2690	2290	-
75	0,72-0,8	1100	900	7	30	2850	2410	-
80	0,77-0,85	1100	950	6	30	2850	2410	-
85	0,82-0,9	1150	1000	6	30	3020	2550	-
60Г	0,57-0,65	710	420	11	35	2690	2290	-
65Г	0,62-0,7	750	440	9	-	2850	2290	-
70Г	0,67-0,75	800	460	8	-	2850	2290	-

Заўвагі: 1. У сталях дапускаецца не больш за 0,8% Mn (акрамя сталей 60Г, 65Г, 70Г, у якіх да 1,2% Mn); 0,37% Si; 0,04% S; 0,035% P; 0,25% Ni; 0,25% Cr; 0,25% Cu; 0,08% As.

2. Нормы механічных уласцівасцей адносяцца да сталёвых заготовак з папярочным сячэннем да 80 мм.

3. Механічныя ўласцівасці для сталей 75, 80, 85 гарантуюцца пасля загартоўкі і сярэдняга водпуску пры тэмпературы 480<sup>0</sup>С.

4. Ударная вязкасць сталей 25-50 вызначаецца пасля паляпшэння - загартоўкі і высокага водпуску пры тэмпературы 600<sup>0</sup>С.

Сталі 05, 08, 10 усіх відаў раскiслення пастаўляюцца ў выглядзе тонкага халоднакатанага ліста, які падвяргаўся рэкрышталізацыйнаму адпалу пры тэмпературы 650-690<sup>0</sup>С.

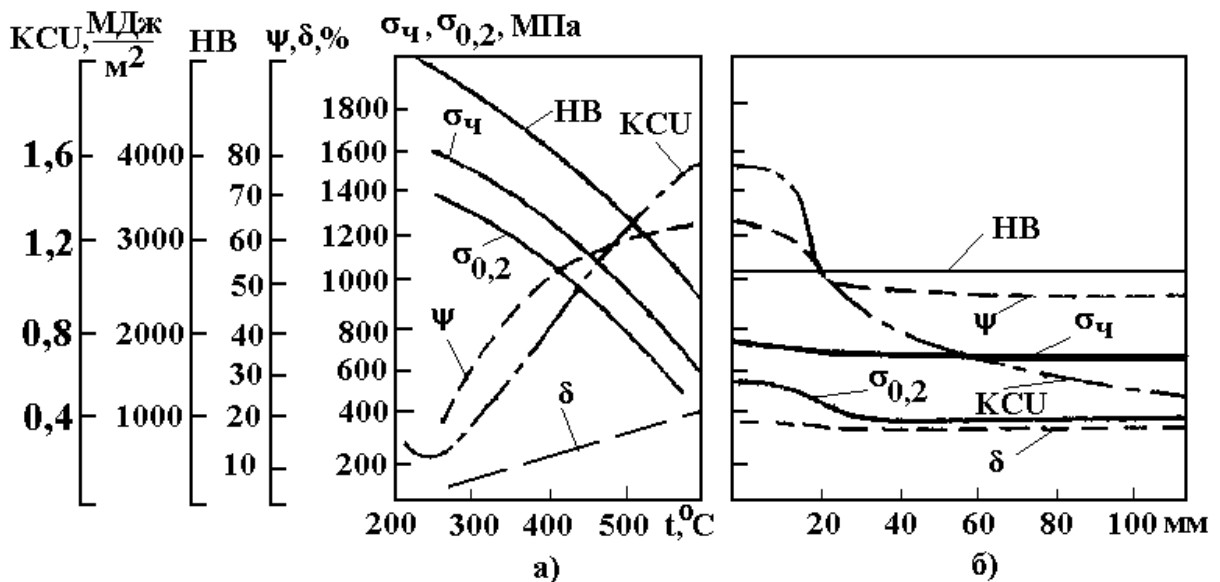
Шырока прымяняюць кіпячыя сталі 05 кп, 08 кп, 10 кп. Здольнасць гэтых сталей добра штампавацца абумоўлена нізкім утрыманнем вугляроду і амаль поўнай адсутнасцю крэмнію, які моцна ўмацоўвае ферыт і абцяжарвае яго дэфармавальнасць. Для глыбокай выцяжкі часцей за ўсё прымяняюць сталь 08 кп. З яе штамуюць дэталі кузава аўтамабіля, карпусы прыбораў і іншыя дэталі складанага профілю.

Кіпячая сталь з-за павышанай газанасычанасці схільная да дэфармацыйнага старэння. У сувязі з гэтым для халоднай штампоўкі прымяняюць сталь мікралегіраваную ванадыем 08Ф кп (0,02-0,04% V) або алюмініем 08Юкп. Ванадый і алюміній звязваюць прымесі ўкаранення (азот, кісларод) у трывалыя хімічныя злучэнні і перашкоджаюць развіццю дэфармацыйнага старэння. Прымяняюць таксама напаловуспакойныя і спакойныя сталі 08 пс і 08, якія, нягледзячы на меншую пластычнасць, валодаюць больш высокай стабільнасцю ўласцівасцей.

Ліставыя сталі без тэрмічнай апрацоўкі ў гарачакатаным стане прымяняюць для шайбаў, пракладак, кажухоў і іншых дэталей, вырабленых халоднай дэфармацыяй і зваркай.

2. Сталі 15, 20, 25 - цэментуемыя, яны прымяняюцца для дэталей невялікага памеру (кулачкі, штурхальнікі, маланагружаныя шасцерні і інш.), якія павінны валодаць цвёрдай, зносаўстойлівай паверхняй і вязкай сярэдзінай. Паверхневы слой пасля цэментацыі ўмацоўваюць загартоўкай у вадзе ў спалучэнні з нізкім водпускам. Сярэдзіна з-за нізкай гартавальнасці ўмацоўваецца мала.

Гэтыя сталі прымяняюць таксама гарачакатанымі і пасля



Мал. 69. Залежнасць механічных уласцівасцей сталі 40 ад тэмпературы водпуску (а), дыяметра загатоўкі (б). Водпуск пры  $580^\circ\text{C}$



нармалізацыі. Яны пластычны, добра штампуюцца і зварваюцца; прымяняюцца для вырабу дэталей машын і прыбораў невысокай трываласці (замацавальныя дэталі, утулкі, штуцары і г.д.), а таксама для дэталей котлатурбабудавання (трубы паранагравальнікаў, змеевікі), якія эксплуатуюцца пад ціскам пры тэмпературах ад - 40 да +425<sup>0</sup>С.

Сярэднеугляродзістыя сталі 30, 35, 40, 45, 50, 55 адрозніваюцца большай трываласцю, але меншай пластычнасцю, чым нізкаугляродзістыя (гл. табл. 8.4.). Гэта тэрмічна паляпшальныя сталі. У палепшаным стане (будзе разгледжаны ніжэй) - пасля загартоўкі і высокага водпуску на структуру сарбіт водпуску - дасягаецца высокая вязкасць, пластычнасць (мал.69а) і, як вынік, малая адчувальнасць да канцэнтратараў напружанняў. Пры павелічэнні сячэння дэталей з-за несучэльнай гартавальнасці механічныя ўласцівасці сталей зніжаюцца (мал. 69б). Пасля паляпшэння сталі прымяняюць для вырабу дэталей невялікага памеру, працаздольнасць якіх вызначаецца супраціўленнем стомленасці (шатуны, каленчатыя валы малаабаротных рухавікоў, зубчастыя колы, махавікі, восі і г.д.). Пры гэтым магчымы памер дэталей залежыць ад умоў іх работы і патрабаванняў да гартавальнасці (будзе разгледжаны ніжэй). Для дэталей, якія працуюць на расцяжэнне, сцісканне (напрыклад, шатуны), неабходная аднароднасць уласцівасцей металу па ўсім сячэнні і, як вынік, суцэльнае гартаванне. Памер папярочнага сячэння такіх нагружаных дэталей абмяжоўваецца 12 мм. Для дэталей (валы, восі і інш.), якія падвяргаюцца галоўным чынам напружанням згібу і кручэння і маюць найбольшыя іх значэнні на паверхні, таўшчыня ўмацаванага пры загартоўцы слоя павінна быць не меншая за палову радыуса дэталі. Магчымы памер папярочнага сячэння такіх дэталей - 30 мм.

Сталі 40, 45, 50 могуць прымяняцца і ў нармалізаваным стане або пасля паверхневай індукцыйнай загартоўкі з нагрэвам токамі высокай частаты (ТВЧ) для вырабу больш вялікіх дэталей, якія працуюць пры невысокіх цыклічных і кантактных нагрузках. Награваюць ТВЧ толькі тыя месцы дэталі, якія павінны мець высокую цвёрдасць паверхні (HRC 40-58) і супраціўленне зносу (шыйкі каленчатых валоў, кулачкі размеркавальных валікаў, зубы шасцерняў і інш.).

Індукцыйнай загартоўкай з нагрэвам ТВЧ умацоўваюць таксама паверхні доўгіх валоў, хадавых шрубаў станкоў і іншых дэталей, для якіх важна абмежаваць дэфармацыі пры тэрмічнай апрацоўцы.

Высокаугляродзістыя сталі 60, 65, 70, 75, 80, 85, а таксама з павялічаным утрыманнем марганцу (60Г, 65Г, 70Г) пераважна

прымяняюць у якасці рэсорна-спружынных. Іх падвяргаюць загартоўцы і сярэдняму водпуску на структуру трастыт водпуску для атрымання высокай пругкасці і трываласці ( $\sigma_{\text{ч}} > 800$  МПа). Сталі прымяняюць для сілавых пругкіх элементаў - плоскіх і круглых спружын, рысораў, пругкіх кольцаў і іншых дэталеў пругкага тыпу.

У нармалізаваным стане гэтыя сталі прымяняюць для пракатных валкоў, шпіндэляў станкоў і іншых вялікіх дэталеў.

#### 8.1.2.6. Вугляродзістыя інструментальныя сталі

Інструментальныя матэрыялы падраздзяляюць на сталі, цвёрдыя сплавы і звышцвёрдыя матэрыялы - алмаз і кубічны нітрыд бору. Найбольш шырокую і важную ў практычным плане групу складаюць інструментальныя сталі. Інструментальнымі сталямі называюць вугляродзістыя і легіраваныя сталі, якія валодаюць высокай цвёрдасцю (HRC 60-65), трываласцю і зносаўстойлівасцю і прымяняюцца для вырабу рознага інструменту. Такія сталі прызначаны для вырабу інструментаў чатырох тыпаў: 1) рэзальных; 2) вымяральных; 3) штампаў халоднага дэфармавання; 4) штампаў гарачага дэфармавання.

Наменклатура і ўмовы работы інструментаў кожнага тыпу адрозніваюцца вялікай разнастайнасцю. Існуе больш тысячы тыпапамераў рэзальных інструментаў. Характарнай умовай для эксплуатацыі інструментаў (асабліва рэзальных і штамповых) з'яўляецца высокі кантактны ціск на рабочы кант, які выклікае яго знос. Ён у большасці выпадкаў суправаджаецца разагрэвам кантактнай паверхні да некалькіх соцень градусаў. У сувязі з гэтым асноўнай умовай працаздольнасці інструментаў з'яўляецца высокая зносаўстойлівасць матэрыялу, з якога яны выраблены. Для таго каб выключыць пластычнае цяжэнне рабочых кантаў, інструментальны матэрыял павінен валодаць высокай цвёрдасцю (у 2-3 разы большай, чым у матэрыялу, які апрацоўваецца) і цеплаўстойлівасцю. Пад цеплаўстойлівасцю разумеюць здольнасць матэрыялу захоўваць высокую цвёрдасць пры павышаных тэмпературах. Для сталеў цеплаўстойлівасць вызначаецца супраціўленнем разумацаванню пры водпуску. Яна ацэньваецца найбольшай тэмпературай нагрэву, да якой захоўваецца мартэнсітная структура (будзе разгледжана ніжэй) і характарныя для яе высокія цвёрдасць і зносаўстойлівасць. Рабоце многіх інструментаў спадарожнічаюць таксама высокія статычныя напружанні, часцей за ўсё загіб або кручэнне. Каб выключыць паломку інструментаў ад гэтых напружанняў, матэрыял павінен валодаць высокай трываласцю.

Для штампаў, фрэз і іншых інструментаў характарна ўдарнае нагружэнне. Для іх важнае значэнне мае вязкасць матэрыялу.

Неабходны ўзровень кожнай з асноўных уласцівасцей (зносаўстойлівасці, цеплаўстойлівасці, трываласці і вязкасці) для інструментаў розных тыпаў неаднолькавы. Патрэбнае спалучэнне асобных характарыстык (напрыклад, высокай цвёрдасці і вязкасці) у многіх выпадках цяжка забяспечыць. Перавагу аддаюць адной або некалькім асноўным уласцівасцям, якія ў найбольшай ступені адказваюць за працаздольнасць інструментаў гэтага тыпу.

Акрамя службовых, для інструментальных сталей вялікае значэнне маюць тэхналагічныя ўласцівасці: гартавальнасць, малыя аб'ёмныя змяненні пры загартоўцы, апрацавальнасць ціскам, рэзаннем, шліфавальнасць. Для інструментаў розных тыпаў прымяняюць розныя матэрыялы. У большасці выпадкаў гэта высокавугляродзістыя сталі - заэўтэктоідныя і ледэбурытныя, складанага саставу, якія апрацоўваюцца на высокую цвёрдасць (HRC 60-69). Толькі для інструментаў, ад якіх патрабуецца павышаная вязкасць (штампы павышанага дэфармавання), прымяняюць даэўтэктоідныя сталі, цвёрдасць якіх пры водпуску зніжаюць да HRC 35-45.

Па цеплаўстойлівасці інструментальныя матэрыялы дзеляць на наступныя групы: 1) вугляродзістыя і нізкалегіраваныя сталі з цеплаўстойлівасцю да 200<sup>0</sup>С; 2) высокалегіраваныя хуткарэзальныя сталі з цеплаўстойлівасцю да 600-640<sup>0</sup>С; 3) цвёрдыя сплавы з цеплаўстойлівасцю да 800-1000<sup>0</sup>С, звышцвёрдыя матэрыялы з цеплаўстойлівасцю да 1200<sup>0</sup>С.

Вугляродзістыя інструментальныя сталі (ДАСТ 1435-74) выпускаюць якаснымі (У7, У8, У9, ..., У13) і высакаякаснымі (У7А, У8А, У9А, ..., У13А). Літара У ў марцы паказвае, што сталь вугляродзістая, а лічба - сярэдняе ўтрыманне вугляроду ў дзесятых долях працэнта. Вугляродзістыя сталі пастаўляюць пасля адпалу (будзе разгледжаны ніжэй) на зярністы перліт. З-за невысокай цвёрдасці ў стане пастаўкі (НВ 1870-2170) вугляродзістыя сталі добра апрацоўваюцца рэзаннем і дэфармуюцца, што дазваляе прымяняць накатку, насечку і іншыя высокавытворчыя метады вырабу інструментаў.

З-за нізкага гартавання (10-12 мм) вугляродзістыя сталі прымяняюць для дробных інструментаў або інструментаў з папярочным сячэннем да 25 мм з незагартаванай сярэдзінай, у якіх рэзальная частка прыходзіцца на паверхневы слой (метчыкі, разгарткі, напільнікі і г.д.). У інструментах з папярочным сячэннем больш за 25 мм загартаваны слой атрымліваецца вельмі тонкім і праціскаецца ў час работы. Несуцэльная загартоўка памяншае дэфармацыю інструментаў і павышае ўстойлівасць да ўдараў і

вібрацый з-за вязкай сярэдзіны. Інструмент с папярочным сячэннем 15-25 мм ахалоджваюць пры загартоўцы ў вадзе або водных растворах солей і шчолачаў. Інструменты з незагартаванай сярэдзінай меншага сячэння для памяншэння дэфармацый і бяспекі растрэсквання ахалоджваюць у масле або расплавах солей пры 160-200<sup>0</sup>С.

Рэзальныя інструменты (дробныя метчыкі, свердлы, напільнікі, пілы, шаберы і інш.) вырабляюць з заэўтэктоідных сталей У10, У11, У12 і У13. Іх падвяргаюць няпоўнай загартоўцы і нізкаму водпуску пры 150-180<sup>0</sup>С на структуру мартэнсіту з уключэннямі цэментыту. Такія інструменты валодаюць павышанай зносаўстойлівасцю і высокай цвёрдасцю (HRC 62-64) на рабочых гранках. Аднак цвёрдасць моцна зніжаецца пры нагрэве звыш 200<sup>0</sup>С. У сувязі з гэтым інструменты з гэтых сталей прыгодныя для апрацоўкі параўнальна мяккіх матэрыялаў і пры невялікіх хуткасцях рэзання.

Заэўтэктоідныя сталі прымяняюць таксама для вырабу вымяральных інструментаў (калібры прастай формы і невысокіх класаў дакладнасці) і невялікіх штампаў халоднай высадкі і выцяжкі, якія працуюць пры невысокіх напружэннях.

Сталі У7, У8, У9 забяспечваюць больш высокую вязкасць і прымяняюцца для інструментаў, якія падвяргаюцца ўдарам: дрэваапрацоўчых, слясарных, кавальскіх, а таксама пуансонаў, матрыц і інш. Пасля поўнай загартоўкі іх адпускаюць на структуру трастыту водпуску пры 275-325<sup>0</sup>С (HRC 48-55) або пры 400-450<sup>0</sup>С (HRC 38-45).

## 8.2. Чыгуны

Сплавы жалеза з вугляродам, якія ўтрымліваюць больш за 2,14% вугляроду, называюцца чыгунамі. У адрозненне ад сталі чыгуны маюць больш высокую канцэнтрацыю вугляроду, заканчваюць крышталізацыю ўтварэннем эўтэктыкі, валодаюць нізкай здольнасцю да пластычнай дэфармацыі (у звычайных умовах не паддаюцца коўцы) і высокімі ліцейнымі ўласцівасцямі.

Ліцейныя ўласцівасці сплаваў ацэньваюць вадкацякучасцю, велічынёй усадкі, а таксама схільнасцю да ўтварэння порыстасці, ліквацыі, гарачых і халодных трэшчын. Ад ліцейных уласцівасцей залежыць не толькі магчымасць атрымання складанай адліўкі, але і яе канструкцыйная трываласць, паколькі многія дэфекты літай структуры - порыстасць, ліквацыйная неаднароднасць, мікратрэшчыны - эфектыўныя канцэнтратары напружанняў.

Ліцейныя ўласцівасці сплаваў тым вышэй, чым меншы іх тэмпературны інтэрвал крышталізацыі. У сувязі з гэтым найбольш

высокімі ліцейнымі ўласцівасцямі валодаюць сплавы, у якіх працякае эўтэктычнае пераўтварэнне.

Кошт чыгуноў ніжэй за кошт сталі. Іх прымяняюць для вытворчасці якасных адлівак складанай формы пры адсутнасці жорсткіх патрабаванняў да габарытаў і масы дэталей.

У залежнасці ад стану вугляроду ў чыгуне адрозніваюць:

- белы чыгун, у якім увесь вуглярод знаходзіцца ў звязаным стане ў выглядзе карбідаў (структура такіх чыгуноў была разгледжана ў падраздзеле 6.2.2);
- шэры чыгун, у якім вуглярод у значнай ступені або поўнасцю знаходзіцца ў свабодным стане ў выглядзе пласціністага графіту;
- высокатрывалы чыгун, у якім вуглярод у значнай ступені або поўнасцю знаходзіцца ў свабодным стане ў форме шарападобнага графіту;
- коўкі чыгун, які атрымліваецца ў выніку адпалу адлівак з белага чыгуну. У коўкім чыгуне ўвесь вуглярод або значная яго частка знаходзіцца ў свабодным стане ў выглядзе камякападобнага графіту (вугляроду адпалу).

Назвы белых і шэрых чыгуноў вызначаюцца колерам злому, назва коўкага - умоўная.

Такім чынам, чыгун (акрамя белага) адрозніваецца ад сталі прысутнасцю ў структуры графітавых уключэнняў, а паміж сабой чыгуны адрозніваюцца формай гэтых уключэнняў.

Чыгуны маюць больш нізкія механічныя ўласцівасці, чым сталі, паколькі павышанае ўтрыманне вугляроду ў іх саставе прыводзіць або да ўтварэння цвёрдай і крохкай эўтэктыкі, або да з'яўлення свабоднага вугляроду ў выглядзе графітных уключэнняў рознай канфігурацыі, якія парушаюць суцэльнасць металічнай структуры. Таму чыгуны прымяняюцца для вырабу дэталей, якія не падвяргаюцца значным ударным і расцягвальным нагрузкам. Аднак прысутнасць графіту дае і шэраг пераваг чыгуноў перад сталлю: яны лягчэй апрацоўваюцца рэзаннем (утвараецца ломкая стружка), валодаюць лепшымі антыфрыкцыйнымі ўласцівасцямі (графіт забяспечвае дадатковую змазку паверхнеў трэння) і высокай зносаўстойлівасцю (нізкі каэфіцыент трэння), неадчувальныя да знешніх канцэнтратараў напружанняў (вытачак, адтулін, дэфектаў паверхні).

Па прызначэнню чыгуны дзеляць на пераплаўныя і машынабудаўнічыя. Пераплаўныя ў асноўным прымяняюцца для атрымання сталі і коўкага чыгуну, а машынабудаўнічыя - для вырабу адлівак дэталей у розных вытворчасцях: аўтактарабудаванні, станкабудаванні, сельскагаспадарчым машынабудаванні і г.д.

### 8.2.1. Белыя чыгуны

Крышталізуюцца белыя чыгуны, як і вугляродзістыя сталі, па метастабільнай дыяграме Fe - Fe<sub>3</sub>C (мал. 52). Утвараюцца белыя чыгуны пры паскораным ахалоджванні расплаву, і па ўтрыманню вугляроду іх дзеляць на: а) даэўтэктычныя, якія ўтрымліваюць ад 2,14 да 4,3%С; б) эўтэктоідныя - 4,3 %С; в) заэўтэктычныя, якія ўтрымліваюць ад 4,3 да 6,67%С.

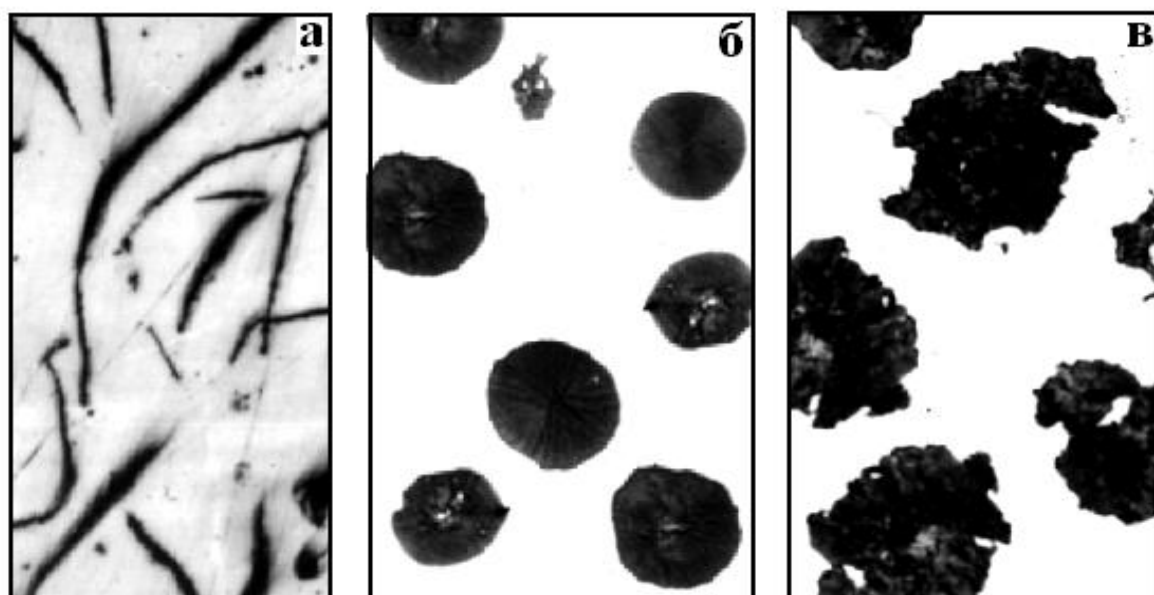
Структура белых даэўтэктычных чыгуноў пры пакаёвай тэмпературы складаецца з перліту, другаснага цэментыту і ледэбурыту. Эўтэктычны белы чыгун складаецца з адной структурнай складальнай - ледэбурыта, які ўяўляе сабой пры тэмпературы ніжэй за 727°C раўнамерную механічную сумесь перліту і цэментыту. Структура белых заэўтэктычных чыгуноў складаецца з ледэбурыту і буйных светлых прадаўгаватых крышталёў першаснага цэментыту, які выдзяляецца з вадкага раствору. Колькасць гэтых крышталёў узрастае з павелічэннем утрымання вугляроду ў чыгуне. Такім чынам, у структуры белых чыгуноў незалежна ад утрымання вугляроду пры звычайнай тэмпературы прысутнічае эўтэктыка - ледэбурыт (перліт+цэментыт), які валодае павышанай крохкасцю.

З-за прысутнасці вялікай колькасці цэментыту белыя чыгуны вельмі цвёрдыя ( HB 4500 - 5500), практычна не паддаюцца апрацоўцы рэзаннем і ў машынабудаванні прымяняюцца рэдка. Звычайна чыста белыя чыгуны ідуць на пераплаўку у сталь (заэўтэктычныя ) або прымяняюцца для атрымання коўкага чыгуну (даэўтэктычныя), і таму іх называюць пераплаўнымі.

### 8.2.2. Машынабудаўнічыя чыгуны

Да іх адносяць шэрыя, высокатрывалыя і коўкія чыгуны са зломам шэрага матавага колеру з-за прысутнасці ў структуры графітавых уключэнняў, колькасць, форма і памеры якіх мяняюцца ў шырокіх межах. У мікраструктуры гэтых чыгуноў адрозніваюць міталічную аснову ( непасрэдна структуру) і ўключэнні графіту.

Для вызначэння прысутнасці графіту і формы яго ўключэнняў вивучаюць нятраўленыя мікрашліф з дапамогай металаграфічнага мікраскопа. Графіт выглядае цёмнай фазай на светлым фоне паліраванай металічнай асновы і па яго форме вызначаюць від чыгуну (мал.70), а затым мікрашліф травяць (3-5% -ным раствором HNO<sub>3</sub> у спірце) і вызначаюць структуру металічнай асновы.


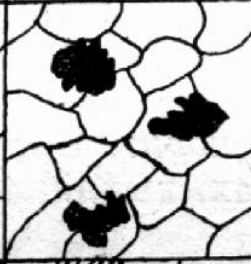
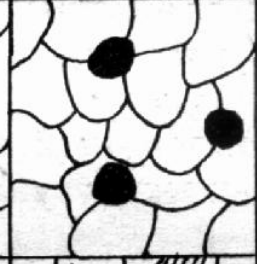
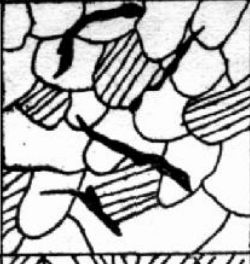
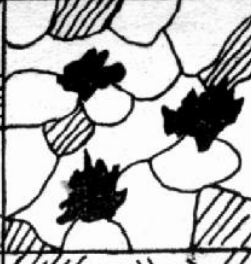
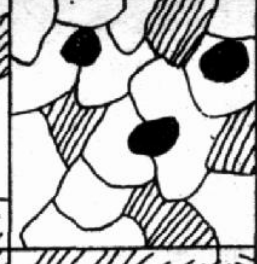


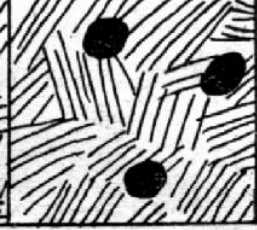


**Мал. 70. Формы графітавых уключэнняў у чыгунах: а- пласціністая ў шэрым; б- камякападобная ў коўкім; в- шарападобная ў высокатрывалым. Шліфы нятраўленыя**

Уключэнні графіту бываюць пласціністымі, шарападобнымі і камякападобнымі (мал. 70) і разглядаюцца як адпаведнай формы пустоты (надрэзы) у структуры чыгуну. Такія дэфекты пры нагружэнні канцэнтруюць напружанні, велічыня якіх узрастае з вастрынёй дэфекту. Такім чынам, найбольш паніжаюць трываласць металу графітавыя ўключэнні пласціністай формы; больш спрыяльная камякападобная, але аптымальнай з'яўляецца шарападобная форма.

Па будове металічнай асновы чыгуны дзеляць на : а) перлітныя са структурай перліту і графіту (колькасць звязанага вугляроду 0,8%); б) ферытна – перлітныя са структурай ферыту, перліту і графіту (колькасць звязанага вугляроду менш за 0,8%); в) ферытныя са структурай ферыту і графіту (практычна ўвесь вуглярод знаходзіцца ў свабодным стане ў выглядзе графіту). Адсюль можна заключыць, што металічная аснова машынабудаўнічых чыгуноў падобная на структуру эўтэктоіднай і даэўтэктоіднай сталі і жалеза і адрозніваецца толькі прысутнасцю ўключэнняў графіту (вугляроду ў свабодным стане), якія вызначаюць спецыфічныя ўласцівасці чыгуноў.

Абагульненую класіфікацыю чыгуноў па будове металічнай асновы і форме графітавых уключэнняў прадстаўлена схемамі структур (мал.71). Калі ведаць асноўныя палажэнні тэорыі крышталізацыі, можна рэгуляваць працэс структураўтварэння чыгуноў і атрымліваць сплавы з зададзенымі ўласцівасцямі.

Металічная аснова	Форма ўключэнняў графіту		
	Пласцінчатая	Кам'якападобная	Шарападобная
Ферыт			
Ферыт + Пярліт			
Пярліт			

Мал.71. Класіфікацыя чыгуну па структуры металічнай асновы і формы графітавых ўключэнняў (схема структур)

### 8.2.2.1. Шэрыя чыгуны

Атрымоўваюць шэры чыгун, як і белы, непасрэдна пры крышталізацыі з вадкага расплаву, але пры больш павольным ахалоджванні. Пераўтварэнні, якія працякаюць пры гэтым, разгледжаны ў раздзеле 6.3. Калі ж паскорыць хуткасць ахалоджвання вадкага чыгуну, верагоднасць утварэння ў ім графіту паменшыцца і пры пэўнай хуткасці ахалоджвання частка сплаву можа закрышталізавацца ў адпаведнасці са стабільнай, а частка, напрыклад паверхневы слой, - з метастабільнай дыяграмамі. Чыгунныя адліўкі, у якіх паверхневы слой мае структуру белага чыгуну, а сярэдзіна - шэрага, называюць адбеленымі. Адбелванне іх на нейкую глыбіню - вынік больш хуткага ахалоджвання паверхні. Такім чынам, абавязковай умовай для атрымання шэрага чыгуну з'яўляецца вельмі малая хуткасць ахалоджвання расплаву.



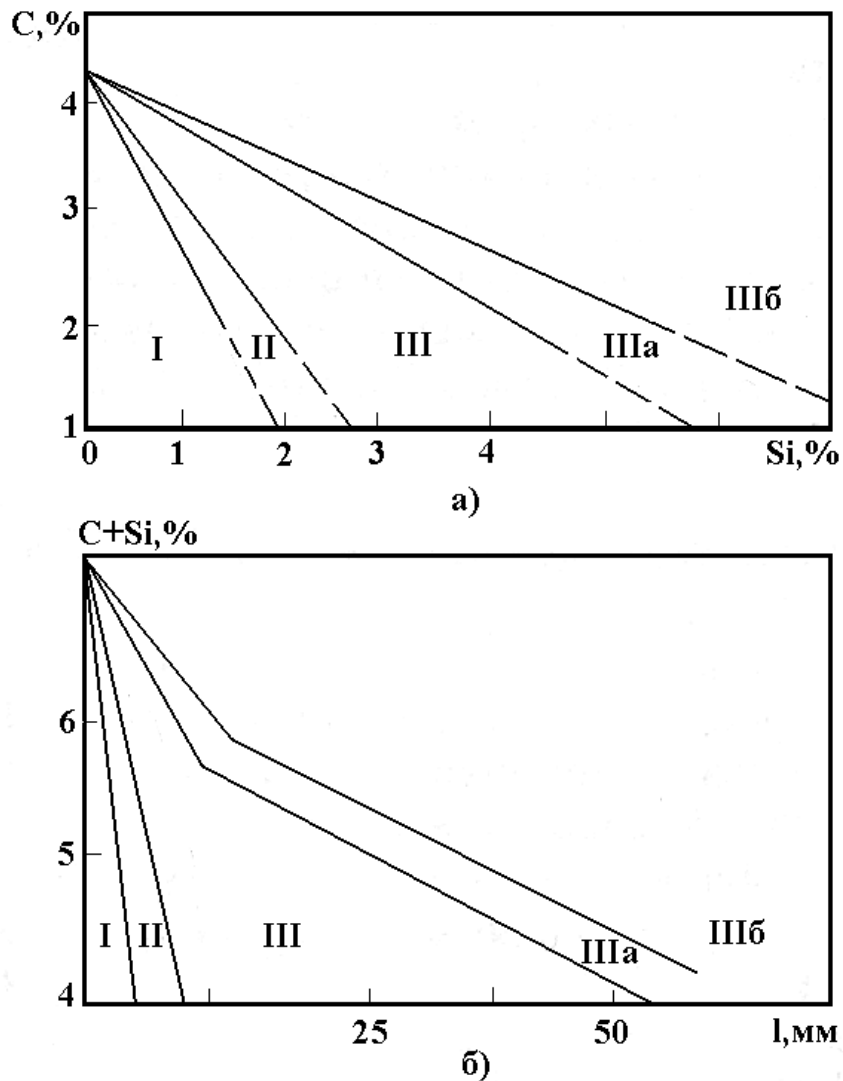
Шэрыя чыгуны - складаныя сплавы, якія ўтрымліваюць, акрамя жалеза і вугляроду, тыя ж прымесьці, што і вугляродзістыя сталі - крэмній, марганец, серу і фосфар, але ў большай колькасці. Таму характар іх крышталізацыі вызначае не толькі хуткасць ахалоджвання, але і хімічны састаў: канцэнтрацыя вугляроду, састаў і колькасць прымесей і элементаў, якімі легіруюць сплаў. Усе элементы ў саставе чыгуну дзеляць на элементы, якія садзейнічаюць а) графітызацыі (выдзяленню вугляроду ў выглядзе графіту) і б) выдзяленню вугляроду ў звязаным стане ў выглядзе цэменцыту і іншых карбідаў (перашкаджаюць утварэнню графіту і распаду цэменцыту). Элементамі, якія садзейнічаюць графітызацыі, з'яўляюцца С, Si, Ni, Cu, Al, а адбэльвальнымі з'яўляюцца Mn, Cr, W, Mo, S, O.

Вуглярод аказвае пэўны ўплыў на якасць чыгуну, ён змяняе колькасць графіту і ліцейныя ўласцівасці. Чым вышэй канцэнтрацыя вугляроду, тым больш выдзяленняў графіту ў чыгуне і тым ніжэй яго механічныя ўласцівасці. Па гэтай прычыне яго максімальнае ўтрыманне абмяжоўваецца даэўтэктычнай канцэнтрацыяй (не больш за 3,8%). У той жа час зніжэнне вугляроду (ніжэй за 2,4%) адмоўна адбіваецца на вадкацякучасці і, такім чынам, на ліцейных уласцівасцях. Ніжнюю мяжу вугляроду прымаюць для таўстасценных адлівак, верхнюю - для танкасценных.

Крэмній вельмі моцна ўздзейнічае на структуру чыгуну: садзейнічае графітызацыі, пры гэтым, павышаецца верагоднасць утварэння графіту пры эўтэктычным пераўтварэнні  $L \rightarrow A + G$ . Калі пры крышталізацыі і ўтвараецца цэменцыт, то ў прысутнасці крэмнію ён няўстойлівы і хутка распадаецца на аўстэніт і графіт  $C \rightarrow A + G$ . Калі змяніць канцэнтрацыю крэмнію ў чыгунах ад 0,3-0,5 да 3-5%, то атрымоўваюцца зусім розныя па структуры і ўласцівасцях чыгуны. Для вызначэння чаканай структуры ў залежнасці ад хуткасці ахалоджвання (таўшчыні сценкі) і саставу чыгуну прымяняюць структурныя дыяграмы (мал. 72). Такім чынам, каб пазбегнуць атбэльвання чыгуна ў адліўках малых сячэнняў (ахалоджваюцца паскорана) або пры невялікім утрыманні вугляроду трэба павялічыць утрыманне крэмнію. У адліўках вялікіх сячэнняў (ахалоджваюцца павольна) графітызацыя працякае больш поўна і ўтрыманне крэмнію можа быць меншым.

Сера - шкодная прымесьць. Яна садзейнічае паніжэнню механічных і ліцейных уласцівасцей чыгуноў: памяншае вадкацякучасць, павялічвае ўсадку і павышае схільнасць да ўтварэння трэшчын. Максімальнае ўтрыманне серы абмежаванае: для дробных адлівак - 0,08%; для вялікіх (дапускаецца горшая вадкацякучасць) - 0,1-0,12%.

Марганцу ў чыгуне ўтрымліваецца не больш за 1,25-1,4%, таму што ён перашкаджае графітызацыі (садзеінічае адбелванню, асабліва ў паверхневых сляях адлівак).



**Мал. 72. Структурная дыяграма чыгуноў у залежнасці ад утрымання крэмнію і вугляроду (а) і таўшчыні сценкі адліўкі (б): I - белы чыгун; II - палавінчаты чыгун са структурай перліт + цэментыт + графіт; III, IIIa, IIIб - шэры перлітны, ферытна – перлітны і ферытны чыгуны адпаведна**

Фосфар у колькасці да 0,3% раствараецца ў ферыце. Пры большай канцэнтрацыі ён утварае з жалезам і вугляродам трайную "фасфідную" эўтэктыку. Яна мае нізкую тэмпературу плаўлення ( $950^{\circ}\text{C}$ ), што павялічвае вадкацякучасць чыгуну, але мае высокую цвёрдасць і крохкасць. Павышанае ўтрыманне фосфару дапускаецца ў адліўках, ад якіх патрэбна павышаная зносаўстойлівасць (да 0,7%P), а таксама якія прымяняюцца для

мастацкага ліцця (да 1%Р). У нагужаных адліўках утрыманне фосфару абмяжоўваюць 0,3%.

Такім чынам, шляхам змянення хімічнага саставу чыгуну (асабліва ўтрымання вугляроду і крэмнію) і рэгулявання хуткасці яго ахалоджвання кіруюць працэсам графітызацыі і атрымліваюць розную структуру металічнай асновы.

Акрамя разгледжаных фактараў, працэс графітызацыі (колькасць, памер і формы графітавых уключэнняў) у значнай ступені залежыць ад наяўнасці цэнтраў крышталізацыі. Паколькі рэальны высокавугляродзісты сплаў – чыгун - не з'яўляецца практычна зусім чыстым, то пасля расплаўлення ён "замутнены", гэта значыць утрымлівае вельмі дробныя часцінкі розных уключэнняў і прымесей (напрыклад, аксідаў  $Al_2O_3$ ,  $CaO$ ,  $SiO_2$ ,  $MgO$ ), а ў асобных выпадках і графіта. Менавіта на гэтых часцінках - гатовых цэнтрах крышталізацыі - пачынаецца асяданне атамаў вугляроду (працэс крышталізацыі графіту). У гэтых выпадках работа ўтварэння зародкаў графіту не большая, чым цэметыту, і кінетычна магчыма ўтварэнне графіту непасрэдна пры крышталізацыі. Гэтаму садзейнічае і павольнае ахалоджванне, што пацвярджае структура разнасценных адлівак: у тонкіх сячэннях крышталізуецца цэментыт, а ў тоўстых - графіт. Такім чынам, перагрэў чыгуну значна вышэй за тэмпературу плаўлення і растварэнне гэтых узважаных часцінак перашкаджаюць утварэнню графіту, а ўвядзенне розных дабавак стварае дадатковыя цэнтры крышталізацыі і садзейнічае ўтварэнню графіта з расплаву. Уздзеянне на працэс графітызацыі ўвядзеннем дадатковых цэнтраў крышталізацыі называецца мадыфікаваннем, дабаўкі, якія ўводзяцца, - мадыфікатарамі, а чыгун - мадыфікаваным. Мадыфікаваны шэры чыгун атрымоўваюць увядзеннем у расплаў перад разліўкай алюмінію, графіту, 75%- нага ферасіліцыю або сілікакальцыю ў колькасці 0,3-0,8%.

Механічныя ўласцівасці шэрага чыгуну залежаць ад уласцівасцей металічнай асновы і, галоўным чынам, колькасці, формы і памераў графітных уключэнняў. Трываласць, цвёрдасць і зносаўстойлівасць чыгуноў растуць з павелічэннем колькасці перліту ў металічнай аснове. Рашаючае ўздзеянне графіту абумоўлена тым, што яго пласцінкі, трываласць якіх вельмі малая, дзейнічаюць як надрэзы або трэшчыны, якія пранізваюць металічную аснову і аслабляюць яе. Пры расцяжэнні (найбольш жорсткім відзе нагужвання) на канцах графітавых уключэнняў лёгка фарміруюцца ачагі разбурэння. Па гэтай прычыне шэры чыгун дрэнна супраціўляецца расцяжэнню, мае нізкія трываласць і пластычнасць. Адноснае падаўжэнне пры расцяжэнні незалежна ад структуры асновы не перавышае 0,5%. Чым большыя ўключэнні графіту і больш прамалінейная іх форма, тым ніжэй супраціўленне

шэрага чыгуну разрыву. І, наадварот, чым больш дробныя і раз`яднаныя графітавыя ўключэнні, тым меншае іх адмоўнае ўздзеянне.

Значна меншае ўздзеянне графіту пры выгібе і асабліва пры сцісканні, гэта значыць "мяккіх" відах нагруквання. Статычная трываласць шэрага чыгуну пры выгібе прыкладна ў 2 разы, а пры сцісканні - у 4 разы вышэй за трываласць чыгуну пры расцяжэнні. Трываласць пры сцісканні і цвёрдасць чыгуну вызначаюцца ў асноўным структурай металічнай асновы. Яны блізкія да ўласцівасцей сталі з той жа структурай і саставам, што і металічная аснова чыгуну.

Больш высокая адчувальнасць чыгуноў да нармальных напружанняў, чым да датычных, захоўваецца пры цыклічных нагрукках. Пры гэтым супраціўленне стомленасці ў іх, як і ў сталях, расце з павелічэннем статычнай трываласці. Мяжа вынослівасці пры кругавым загібе  $\sigma_{-1} = (0,45 - 0,58) \sigma_{\text{ч}}$ . Найбольшае яе значэнне маюць чыгуны са здробненымі графітнымі ўключэннямі ў перлітнай аснове.

Для шэрых чыгуноў характарны наступныя суадносіны межаў вынослівасці (пры расцяжэнні, загібе і кручэнні)  $\sigma_{-1p} : \sigma_{-1} : \tau_{-1} = 1 : 2 : 1,3$ . Найбольш высокае супраціўленне стомленасці чыгуноў пры сціскальных напружаннях. Пры пульсавым цыкле сціскання яно ў 5-6 разоў вышэйшае, чым пры пульсуючым цыкле расцяжэння.

У адпаведнасці з адзначанай асаблівасцю чыгун мэтазгодна прымяняць для дэталей, якія працуюць на сцісканне. Аднак у рэальных умовах эксплуатацыі можа ўзнікнуць складаны напружаны стан. У гэтым выпадку працаздольнасць чыгуну лімітуецца доляй расцягвальных напружанняў. У сувязі з гэтым паказчыкам механічных уласцівасцей шэрых чыгуноў, у адпаведнасці з ДАСТ 14120-79, з'яўляецца трываласць пры статычным расцяжэнні. Марка шэрага чыгуну ўказваецца літарамі ШЧ (шэры чыгун) і дзвюма лічбамі, якія паказваюць мінімальнае значэнне мяжы трываласці на расцяжэнне ў кгс/мм<sup>2</sup> (табл. 8.5).

Наменклатура адлівак з шэрага чыгуну і іх маса разнастайныя: ад дэталей у некалькі грамаў (напрыклад, поршневыя кольца рухавікоў) да адлівак у 100 т і больш (станіны станкоў). Выбар маркі чыгуноў для канкрэтных умоў работы вызначаецца сукупнасцю тэхналагічных і механічных уласцівасцей.

Ферытныя шэрыя чыгуны СЧ 10, СЧ 15, СЧ 18 прызначаны для слаба- і сярэднанагруканых дэталей: накрыўкі, фланцы, махавікі, карпусы рэдуктараў, падшыпнікаў, помпаў, а таксама супарты, тармазныя барабаны, дыскі счাপлення і інш.

Табл. 8.5. Механічныя ўласцівасці асобных марак чыгуноў

Чыгун	$\sigma_{ч}$ , МПа	$\delta$ , %	НВ, МПа	Структура металічнай асновы
<i>Шэры чыгун (ДАСТ 1412 -79)</i>				
ШЧ 00	-	-	-	Ферыт ферыт + перліт перліт
ШЧ 15	150	-	1630-2290	
ШЧ 25	250	-	1800-2500	
ШЧ 40	400	-	2070-2850	
<i>Высокатрывалы чыгун (ДАСТ 7293 - 79)</i>				
ВЧ 38-17	380	17	1400-1700	ферыт з невялікай коль- касцю перліта
ВЧ 42-12	420	12	1400-2000	
ВЧ 50-7	500	7	1710-2410	
ВЧ 60-2	600	2	2000-2800	перліт з невялікай коль- касцю ферыту
ВЧ 80-2	800	2	2500-3300	
ВЧ 120-2	1200	2	3020-3800	
<i>Коўкі чыгун (ДАСТ 1215 - 79)</i>				
КЧ 30-6	300	6	1000-1630	ферыт + + (10 - 3%) перліта
КЧ 35-10	350	10	1000-1630	
КЧ 37-12	370	12	1100-1630	
КЧ 45-7	450	7	1500-2070	перліт + + (20 - 0%) ферыту
КЧ 60-3	600	3	2000-2690	
КЧ 80-1,5	800	1,5	2700-3200	

Ферытна – перлітныя шэрыя чыгуны СЧ 20, СЧ 21, СЧ 25 прымяняюць для дэталей, якія эксплуатауюцца пры павышаных статычных і дынамічных нагрузках: блокі цыліндраў, картэры рухавікоў, поршні цыліндраў, барабаны счাপлення, станіны розных станкоў, зубчастыя колы і іншыя адліўкі.

Перлітныя шэрыя мадыфікаваныя чыгуны СЧ 30, СЧ 35, СЧ 40, СЧ 45 валодаюць найбольш высокімі механічнымі ўласцівасцямі, галоўным чынам з-за дробных раз'яднаных графітных уключэнняў. Здрабненне графітных уключэнняў у іх дасягаецца шляхам мадыфікацыі вадкага чыгуну ферасіліцыем або сілікакальцыем. Мадыфікаваныя чыгуны прымяняюць для дэталей, якія эксплуатауюцца пры высокіх нагрузках або ў цяжкіх умовах зносу: зубчастыя колы, гільзы блокаў цыліндраў, шпіндэлі, размеркавальныя валы і інш. Чыгуны гэтых марак валодаюць найбольшай герметычнасцю. Па гэтай прычыне іх шырока прымяняюць таксама для карпусоў помпаў, кампрэсараў, арматуры тармазной пнеўматыкі і гідрапрыводаў.

Для вырабу дэталей, якія працуюць пры павышаных тэмпературах, прымяняюць легіраваныя шэрыя чыгуны:

гарачастойкія (дадаткова ўтрымліваюць (Cr, Al), гарачатрывалыя (Cr, Ni, Mo). Прымяненне знаходзяць таксама немагнітныя хроманікелевыя чыгуны з аўстэнітнай структурай. З іх вырабляюць стойкі для магнітаў, накруўкі выключальнікаў і інш.

Адліўкі з шэрага чыгуну падвяргаюць тэрмічнай апрацоўцы. Прымяняюць нізкі адпал (~560°C) для зняцця ўнутраных напружанняў і стабілізацыі памераў, нармалізацыю або загартоўку з водпускам для павышэння механічных уласцівасцей і зносаўстойлівасці. Таксама для павышэння зносаўстойлівасці гільзаў цыліндраў, размеркавальных валоў і іншых дэталей асобных рухавікоў аўтамабіляў перлітныя чыгуны падвяргаюць азатаванню.

### 8.2.2.2. Высокатрывалыя чыгуны

Атрымліваюць высокатрывалы чыгун шляхам мадыфікавання вадкага чыгуну магніем у колькасці 0,02-0,08%. Паколькі мадыфікаванне чыгуноў магніем суправаджаецца моцным піраэфектам, то чысты магній замяняюць лігатурамі (напрыклад, сплавам магнію і нікелю).

Чыгун пасля мадыфікавання мае наступны хімічны састаў: 3,0-3,6% C; 1,1-2,9% Si; 0,3-0,7% Mn; да 0,02% S і да 0,1% P. Ферытны чыгун у асноўным складаецца з ферыту і шарападобнага графіту. У ім дапускаецца да 20% перліту. Структура перлітнага чыгуну: пласціністы перліт (сарбіт) і шарападобны графіт. У ёй дапускаецца да 20% ферыту.

Шарападобны графіт – больш слабы канцэнтратар напружанняў, чым пласціністы графіт, і таму ў меншай ступені зніжае механічныя ўласцівасці металічнай асновы. Чыгуны з шарападобным графітам валодаюць больш высокай трываласцю і пэўнай пластычнасцю. Маркіруюць высокатрывалы чыгун літарамі ВЧ і лічбамі: першыя ўказваюць сярэдняе значэнне часовага супраціўлення пры расцяжэнні (мяжы трываласці ў кгс/мм<sup>2</sup>), іншыя – адноснае падаўжэнне (%) (гл. табл. 8.5.).

Высокатрывалыя чыгуны прымяняюць у розных галінах тэхнікі, эфектыўна замяняюць сталь у многіх вырабах і канструкцыях. З іх вырабляюць абсталяванне пракатных станаў (пракатныя валкі масай да 12т.), кавальска – прэсавае абсталяванне (траверсы прэсаў, шобаты ковачных молатаў), у турбабудаванні – карпусы паравой турбіны, лапаткі кіравальнага апарата, у дызеле–, трактара– і аўтамабілебудававанні – каленчатыя валы, поршні і многія іншыя адказныя дэталі, якія эксплуатауюцца пры высокіх цыклічных нагрузках і ва ўмовах зношвання.

Антыфрыкцыйныя чыгуны з глабулярным графітам вырабляюць дзвюх марак: АЧВ – 1 (2,8 ÷ 3,5% C; 1,8 ÷ 2,7% Si; 0,5 ÷

1,2% Mn;  $\leq 0,7\%$  Cu) з перлітнай структурай і АЧВ - 2 з павышаным утрыманнем крэмнію (2,2 - 2,7%) і ферытна – перлітнай структурай (~50% перліту).

Перлітны высокатрывалы чыгун АЧВ - 1 прымяняецца для работы ў вузлах трэння з павышанымі акружнымі хуткасцямі ў пары з загартаваным або нармалізаваным валам.

Антыфрыкцыйны чыгун АЧВ - 2 прымяняюць у пары з "сырым" (у стане пастаўкі) валам.

У асобных выпадках для паляпшэння механічных уласцівасцей прымяняюць тэрмічную апрацоўку адлівак з высокатрывалага чыгуну і для павышэння трываласці - загартоўку і водпуск пры 500-600<sup>0</sup>С; для павелічэння пластычнасці - адпал, які садзейнічае сфераідызацыі перліту.

### 8.2.2.3. Коўкія чыгуны

Коўкія чыгуны атрымоўваюць адпалам белых даэўтэктыхных чыгуноў. Па гэтай прычыне графіт коўкіх чыгуноў называюць вугляродам адпалу. Камякападобны графіт, у адрозненне ад пласціністага, менш зніжае механічныя ўласцівасці металічнай асновы, з - за чаго коўкі чыгун у параўнанні з шэрым валодае больш высокай трываласцю і пластычнасцю.

Адліўкі з белага чыгуну, якія падвяргаюць адпалу на коўкі чыгун, вырабляюць танкасценнымі. Сячэнне іх не павінна быць больш за 50 мм, інакш усярэдзіне пры крышталізацыі выдзяляецца пласціністы графіт. Пры гэтым чыгун становіцца непрыгодным для адпалу на коўкі. Па гэтай жа прычыне пачатковыя белыя чыгуны павінны мець паніжанае ўтрыманне вугляроду і крэмнію. Іх хімічны састаў знаходзіцца ў межах: 2,4 ÷ 2,9%С; 1,0 ÷ 1,6% Si; 0,2 ÷ 1,0% Mn; да 0,2% S і да 0,18% P.

Рэжымы адпалу на ферытныя, ферытна – перлітныя і перлітныя коўкія чыгуны праілюстраваны на мал. 55 (раздзел 6.3). Пры адпале на ферытную металічную аснову забяспечваецца графітызацыя ўсіх відаў цэментыту белага чыгуну. Адліўкі з такога чыгуну загружаюць у спецыяльныя скрынкі і засыпаюць пяском або стальной стружкай для аховы ад акіслення і павольна (20-25 гадз.) награвваюць да тэмпературы, некалькі ніжэйшай за эўтэктыхную (да 950-1000 <sup>0</sup>С). Пры працяглай вытрымцы (10-15 гадз.) пры такой тэмпературы працякае першая стадыя графітызацыі. Яна заключаецца ў распадзе эўтэктыхнага і другаснага цэментыту. У канцы першай стадыі графітызацыі чыгун складаецца з аўстэніту і ўключэнняў вугляроду адпалу. Затым тэмпературу павольна зніжаюць. Пры гэтым працякае прамежкавая стадыя графітызацыі - распад другаснага цэментыту, які выдзяляецца пры гэтых

тэмпературах. Другая стадыя графітызацыі працякае або пры вельмі павольным ахалоджванні ў эўтэктоідным інтэрвале тэмператур, або пры доўгай вытрымцы (25-30 гадз.) і тэмпературах, ніжэйшых за тэмпературу эўтэктоіднага пераўтварэння (пры 720-700<sup>0</sup>С). У працэсе такой вытрымкі распадаецца цэментыт перліту. У выніку такога адпалу працягласцю 70-80 гадз увесь вуглярод выдзяляецца ў свабодным стане і фарміруецца структура, якая складаецца з ферыту і вугляроду адпалу.

Рэжым адпалу на перлітны коўкі чыгун бачны з мал. 55. У гэтым выпадку павялічваюць працягласць першай стадыі графітызацыі, пасля якой праводзяць бесперапыннае ахалоджванне адлівак да тэмпературы 20<sup>0</sup>С. Паколькі графітызацыя цэментыту перліту практычна не працякае, чыгун атрымоўвае структуру, якая складаецца з перліту і вугляроду адпалу.

Адсутнасць ліцейных напружанняў, якія ў поўнай меры здымаюцца ў час адпалу, кампактная форма і ізаляванасць графітных уключэнняў абумоўліваюць высокія механічныя ўласцівасці коўкіх чыгуноў. Прынцып іх маркіроўкі такі ж, як і высокатрывалых чыгуноў: КЧ  $\sigma_{\text{ч}} - \delta$  (табл. 8.5). З табліцы бачна, што ферытныя чыгуны валодаюць больш высокай пластычнасцю, а перлітныя - больш высокай трываласцю і цвёрдасцю.

Коўкі чыгун - больш танны матэрыял у параўнанні са сталлю і знаходзіць шырокае прымяненне ў сельскагаспадарчым, аўтамабільным і тэкстыльным машынабудаванні, у судна-, катла-, вагона- і дызелебудаванні. З гэтых чыгуноў вырабляюць дэталі высокай трываласці, якія эксплуатаюцца ў цяжкіх умовах зносу, здольныя ўспрымаць ударныя і знакапераменныя нагрузкі. Вялікая шчыльнасць адлівак коўкага чыгуну дазваляе вырабляць дэталі вода- і газаводных прыстасаванняў; добрыя ліцейныя ўласцівасці пачатковага белага чыгуну - адліўкі складанай формы.

## 9. ТЭОРЫЯ ТЭРМІЧНАЙ АПРАЦОЎКІ СТАЛІ

Тэрмічнай апрацоўкай называецца сукупнасць аперацый нагрэву, вытрымкі і ахалоджвання цвёрдых металічных сплаваў з мэтай атрымання зададзеных уласцівасцей за кошт змянення ўнутранай будовы і структуры.

Тэрмічная апрацоўка з'яўляецца адным з найбольш распаўсюджаных у сучаснай тэхніцы спосабаў атрымання зададзеных уласцівасцей металу. Тэрмічная апрацоўка прымяняецца або ў якасці прамежкавай аперацыі для паляпшэння апрацавальнасці ціскам, рэзаннем і інш., або як канчатковая аперацыя тэхналагічнага працэсу, якая забяспечвае зададзены ўзровень фізіка- механічных уласцівасцей дэталі.

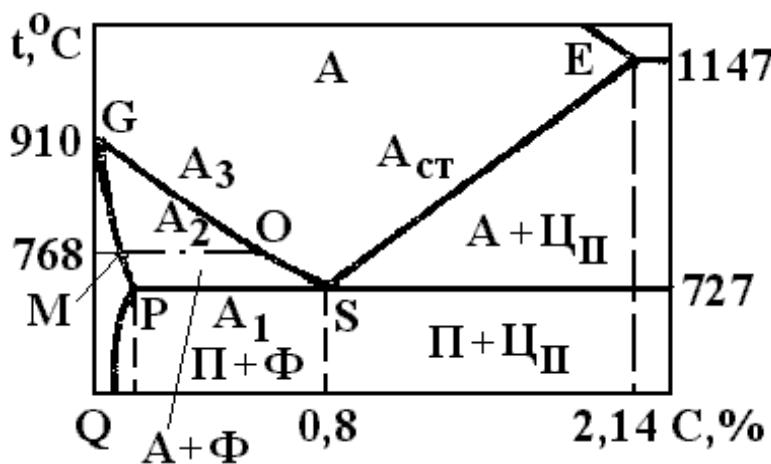


Паколькі асноўнымі фактарамі любога віду тэрмічнай апрацоўкі з'яўляецца тэмпература і час, то рэжым тэрмаапрацоўкі звычайна прадстаўляюць графікам у каардынатах  $T$ - $\tau$  або  $T$ - $\lg\tau$ , дзе  $T$  - тэмпература,  $\tau$  - час (напрыклад, як паказана на мал. 55). Вугал нахілу характарызуе хуткасць нагрэву або ахалоджвання. Пастаянная хуткасць нагрэву або ахалоджвання адлюстроўваецца на малюнку прамой лініяй з пэўным вуглом нахілу.

У выніку тэрмічнай апрацоўкі ў сплавах працякаюць структурныя змяненні. Пасля тэрмаапрацоўкі металічныя сплавы могуць знаходзіцца ў раўнаважным (стабільным) і нераўнаважным (метастабільным) стане.

Раўнаважны стан дасягаецца тады, калі ў поўнай меры завяршаюцца ўсе магчымыя ў сплаве працэсы. Пры гэтым будова сплаву будзе адпавядаць дыяграме стану. Нераўнаважны стан назіраецца пры ўмовах, якія перашкаджаюць поўнаму завяршэнню магчымых працэсаў.

Прыкладам захоўвання на парцягу доўгага часу нераўнаважнага стану з'яўляецца наклеп, неаднароднасць хімічнага саставу з-за ліквіцыі і інш.



Мал. 73. Абзначэнні крытычных кропак сталі

Павелічэнне цеплавога руху атамаў пры нагрэве садзейнічае пераходу ў раўнаважны стан.

Прынята абзначачць крытычныя пункты сталі літарай  $A$  на пачатковай літары французскага слова *arret* - прыпынак.

Крытычныя пункты  $A_2$

знаходзяцца на лініі  $MO$  ( $768^{\circ}C$ ), якая характарызуе магнітнае пераўтварэнне ферыту.  $A_3$  адпавядае лініям  $GS$  і  $SE$ . На лініі  $GS$  пачынаецца выдзяленне ферыту з аўстэніта пры ахалоджванні або завяршэнне пераўтварэння ферыту ў аўстэніт пры нагрэве. На лініі  $SE$  пачынаецца выдзяленне другаснага цэментыту з аўстэніту пры ахалоджванні або канчаецца яго растварэнне ў аўстэніце пры нагрэве.

З-за цеплавога гістэрэзісу пераўтварэнні пры нагрэве і ахалоджванні працякаюць пры розных тэмпературах. Таму для абзначэння крытычных пунктаў пры нагрэве і ахалоджванні ўводзяць дадатковыя індэксы: літару  $s$  у выпадку нагрэву і  $r$  у

выпадку ахалоджвання, напрыклад,  $A_{c1}$ ,  $A_{c3}$ ,  $A_{r1}$ ,  $A_{r3}$  (пачатковыя літары ад французскіх слоў *chauffe* - нагрэў і *refroidissement* - ахалоджванне). Такім чынам,  $A_{c1}$  - крытычны пункт, які адпавядае пераўтварэнню  $P \rightarrow A$ , а  $A_{r1}$  -  $A \rightarrow P$ ;  $A_{c3}$  - крытычны пункт канца растварэння  $\Phi$  у  $A$ , а  $A_{r3}$  - пачатак выдзялення  $\Phi$  з  $A$ . Пачатак выдзялення другаснага цэментыту з аўстэніту таксама абазначаюць  $A_{r3}$ , а канец растварэння другаснага цэментыту ў аўстэніце нярэдка абазначаюць  $A_{cT}$ .

Агульная працягласць нагрэву металу пры тэрмічнай апрацоўцы  $\tau_{агульн}$  складаецца з часу непасрэднага нагрэву да зададзенай тэмпературы  $\tau_H$  і часу вытрымкі пры гэтай тэмпературы  $\tau_B$ :  $\tau_{агульн} = \tau_H + \tau_B$ . Працягласць нагрэву залежыць ад тыпу печы, памераў дэталей, іх упакоўкі ў печы; працягласць вытрымкі залежыць ад хуткасці працякання фазавых пераўтварэнняў.

Нагрэў печай для тэрмічнай апрацоўкі праводзіцца электраэнергіяй, газам, вадкім або цвёрдым палівам. Печы для тэрмічнай апрацоўкі павінны забяспечваць кантролю і рэгуляванне тэмпературы, а таксама раўнамерную тэмпературу ў рабочай прасторы.

Нагрэў можа суправаджацца ўзаемадзеяннем паверхні металу з газавай фазай. Хімічнае ўзаемадзеянне металу з кіслародам можа прывесці да абезвугляроджвання паверхневага слоя ( $C + O_2 \rightarrow 2CO_2$ ) і ўтварэння акаліны ў колькасці да 1-3% ад масы металу ( $2Fe + O_2 \rightarrow 2FeO$ ).

Абезвугляроджванне прыводзіць да таго, што паверхне дэталей, якая падвяргаецца найбольшым нагрузкам і зносу пры эксплуатацыі, становіцца менш трывалай і губляе цвёрдасць. Акалінаўтварэнне прыводзіць да ўгару металу, мяняе форму дэталей і псуе іх паверхню. Акаліна выдаляецца з паверхні траўленнем і шротаструменнай ачысткай.

Для памяншэння акісляльных працэсаў зніжаюць каэфіцыент лішку паветра, прымяняюць рэцыркуляцыйныя печы, печы з кантралюемай атмасферай. Для засцярогі ад акіслення і абезвугляроджвання прымяняюць таксама нагрэў вырабаў у саляных ванах. Выкарыстоўваюць хларыстыя солі  $NaCl$ ,  $KCl$ ,  $BaCl_2$  у розных спалучэннях. Тэмпература нагрэву ў солях звычайна складае 750-1000°C і больш. Аднак нагрэў у солях параўнальна складаны ў рэалізацыі і абмежаваны памерамі дэталей. Для паверхневай тэрмічнай апрацоўкі, напрыклад, паверхневай загартоўкі, шырока прымяняецца індукцыйны нагрэў.

Ахалоджванне пры тэрмаапрацоўцы праводзіцца з рознай хуткасцю. Пры адпале метал ахалоджваецца павольна разам з печчу, пры нармалізацыі - на паверты, пры загартоўцы прымяняюць хуткае ахалоджванне ў спецыяльным асяроддзі.

## 9.1. Віды тэрмічнай апрацоўкі сталі

Адрозніваюць тры асноўныя віды тэрмічнай апрацоўкі: уласна тэрмічную апрацоўку, хіміка - тэрмічную і тэрмамеханічную апрацоўку. Уласна тэрмічная апрацоўка прадугледжвае толькі тэмпературнае ўздзеянне на метал. Пры хіміка – тэрмічнай апрацоўцы (ХТА) у выніку ўзаемадзеяння з навакольным асяроддзем пры нагрэве мяняецца састаў паверхневага слоя металу і адбываецца яго насычэнне рознымі хімічнымі элементамі. Тэрмамеханічная апрацоўка (ТМА) прадугледжвае змяненне структуры металу за кошт як тэрмічнага, так і дэфармацыйнага ўзаемадзеяння. Пры ТМА накліп аказвае ўздзеянне на кінетыку фазавых і структурных пераўтварэнняў, якія суправаджаюць тэрмаапрацоўку. Уласна тэрмічная апрацоўка ўключае ў сябе адпал, нармалізацыю, загартоўку, водпуск і старэнне.

Тэрмічная апрацоўка, якая заключаецца ў нагрэве металу з нераўнаважным станам з-за папяродняга ўздзеяння і якая прывяла гэты метал у больш устойлівы стан, называецца адпалам.

Нагрэў пры адпале можа праводзіцца да тэмператур ніжэйшых, ці вышэйшых за тэмпературу фазавых пераўтварэнняў, у залежнасці ад мэтай адпалу.

Адпал, пры якім нагрэў і вытрымка металу праводзіцца з мэтай прывядзення яго ва ўстойлівы стан за кошт зняцця напружанняў, памяншэння скажэнняў крышталічнай рашоткі, дыфузіі атамаў, рэкрышталізацыі называецца адпалам першага роду. Адпал гэтага тыпу не звязаны з пераўтварэннямі ў цвёрдым стане, таму ён магчымы для любых металаў і сплаваў.

Адпал, пры якім нагрэў праводзіцца вышэй за тэмпературы фазавых пераўтварэнняў з наступным павольным ахалоджваннем для атрымання структурна раўнаважнага стану, называецца адпалам другога роду або перакрышталізацыяй.

Калі пасля нагрэву вышэй за тэмпературы фазавых пераўтварэнняў ахалоджванне вядзецца не ў печы, а на паветры, мае месца нармалізацыя.

Адрозніваюць два віды загартоўкі: з паліморфным пераўтварэннем і без яго.

Тэрмічная апрацоўка, якая заключаецца ў нагрэве вышэй за тэмпературы фазавых пераўтварэнняў з наступным хуткім ахалоджваннем для атрымання структурна нераўнаважнага стану, называецца загартоўкай з паліморфным пераўтварэннем. Гэты від загартоўкі характарны для сплаваў жалеза з вугляродам. Пасля загартоўкі ў сплаве захоўваецца структура перанасычанага

цвёрдага раствору або структура, якая складаецца з прадуктаў пераўтварэння цвёрдага раствору рознай ступені дысперснасці.

Пры павольным ахалоджванні сталі пры праходжанні крытычнага пункта  $A_{r1}$  аўстэніт распадаецца на ферытна-цэментытную сумесь:  $A \rightarrow \Phi + \Psi$ . З ростам хуткасці ахалоджвання пераўтварэнне працякае пры ўсё больш нізкіх тэмпературах. Пры дастаткова вялікай хуткасці ахалоджвання распад аўстэніту можа не адбыцца і аўстэніт, гэта значыць цвёрды раствор вугляроду ў  $Fe_\gamma$ , пераўтвараецца ў мартэнсіт - перанасычаны цвёрды раствор вугляроду ў  $Fe_\alpha$ .

Стан загартаванага сплаву характарызуецца асаблівай няўстойлівасцю. Працэсы, якія прыбліжаюць яго да раўнаважнага стану, могуць ісці нават пры пакаёвай тэмпературы і рэзка паскараюцца пры нагрэве.

Тэрмічная апрацоўка, пры якой нагрэваецца загартаваны сплаў ніжэй за тэмпературы фазавых пераўтварэнняў (ніжэй за  $A_{c1}$ ) для прыбліжэння яго структуры да больш устойлівага стану, называецца водпускам.

Загартоўка без паліморфнага пераўтварэння складаецца з нагрэву да тэмператур растварэння лішкавай фазы і атрымання аднароднага цвёрдага раствору з хуткім ахалоджваннем для фіксацыі перанасычанага цвёрдага раствору і атрымання структурна няўстойлівага стану.

Паміж водпускам і адпалам першага роду шмат агульнага. Розніца ў тым, што водпуск - заўсёды другасная аперацыя пасля загартоўкі.

Самаадвольны водпуск, які працякае пасля загартоўкі без паліморфнага пераўтварэння, у выніку доўгатэрміновай вытрымкі пры пакаёвай тэмпературы, або водпуск пры параўнальна невялікім падагрэве называецца старэннем. Старэнне таксама прыбліжае стан сплава да больш устойлівага.

Прынята адрозніваць першасную і другасную тэрмічную апрацоўку. Мэтай першаснай тэрмічнай апрацоўкі, часцей за ўсё адпалу або нармалізацыі, з'яўляецца падрыхтоўка структуры сплаву да наступных аперацый: пластычнай, механічнай і канчатковай тэрмічнай апрацоўкі. Прызначэннем другаснай тэрмічнай апрацоўкі з'яўляецца атрыманне канчатковай структуры і неабходных фізіка - механічных уласцівасцей сплаву.

Асноўнымі структурамі сталі, пераход якіх з адной у другую характарызуе асноўныя пераўтварэнні, з'яўляюцца:

- 1) аўстэніт А - цвёрды раствор вуглярода ў  $\gamma$ - жалезе ( $Fe_\gamma$  (C));
- 2) мартэнсіт М - перанасычаны цвёрды раствор вугляроду ў  $\alpha$ - жалезе ( $Fe_\alpha$  (C));

3) перліт П - эўтэктоідная сумесь ферыту і цэментыту ( $Fe\alpha + Fe_3C$ ).

Пры тэрмічнай апрацоўцы сталі адрозніваюць чатыры асноўныя пераўтварэнні.

1. Пераўтварэнне пры нагрэве перліту ў аўстэніт ( $P \rightarrow A$ , або  $Fe\alpha + Fe_3C \rightarrow Fe\gamma (C)$ ).
2. Пераўтварэнне пры ахалоджванні аўстэніту ў перліт ( $A \rightarrow P$ , або  $Fe\gamma (C) \rightarrow Fe\alpha + Fe_3C$ ).
3. Пераўтварэнне пры ахалоджванні аўстэніту ў мартэнсіт ( $A \rightarrow M$ , або  $Fe\gamma (C) \rightarrow Fe\alpha (C)$ ).
4. Пераўтварэнне мартэнсіту ў перлітныя структуры ( $M \rightarrow P$ , або  $Fe\alpha (C) \rightarrow Fe\alpha + Fe_3C$ ).

## 9.2. Пераўтварэнне ў сталі пры нагрэве. Утварэнне аўстэніту

Пераўтварэнне перліту ў аўстэніт у дакладнай адпаведнасці з дыяграмай Fe -  $Fe_3C$  працякае толькі пры вельмі павольным нагрэве. У рэальных умовах пераўтварэнне спазняецца і мае месца перагрэў.

Хуткасць пераўтварэння перліту ў аўстэніт залежыць ад



Мал. 74. Дыяграма ізатэрмічнага пераўтварэння перліту ў аўстэніт эўтэктоіднай сталі:  $a^I, a^{II}$  - пункты пачатку і  $b^I, b^{II}$  - пункты канца пераўтварэння  $P \rightarrow A$  з хуткасцямі  $v_1, v_2$  ( $v_1 > v_2$ )

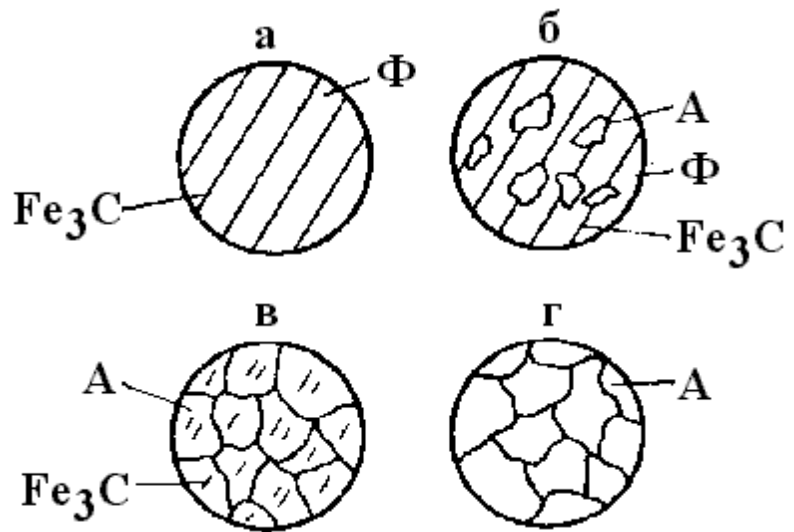
дыяграме жалеза - цэментыт (мал. 74). Схема структурных змяненняў у аўтэктоіднай сталі пры нагрэве прыведзена на мал. 75.

Зародкі новай фазы – аўстэніту ўтвараюцца на міжфазных паверхнях раздзелу ферыт – цэментыт. Пераход перліту ў аўстэніт складаецца з двух элементарных працэсаў: паліморфнага пераўтварэння  $Fe\alpha \rightarrow Fe\gamma$  і растварэння ў  $\gamma$ -жалезе вугляроду цэментыту. Растварэнне цэментыту спазняецца ў параўнанні з паліморфным пераўтварэннем. Таму пасля пераўтварэння ферыту ў

ступені перагрэву. Чым вышэй тэмпература, тым хутчэй ідзе пераўтварэнне. У бясконцсці крывыя пачатку і канца пераўтварэння асімптатычна прыбліжаюцца да лініі  $A_1$ , збліжаюцца і зліваюцца. Супадзенне крывых пачатку і канца пераўтварэння ў адным пункце адпавядае раўнаважнаму пераўтварэнню на

аўстэніт неабходны дадатковы час для ўстаранення неаднароднасці аўстэніту - яго гомогенізацыя.

Хуткасць утварэння аўстэніту залежыць ад рознасці тэрмадынамічных патэнцыялаў аўстэніту і перліту і хуткасці дыфузіі атамаў вугляроду, неабходных для ўтварэння аўстэніту. Пры нагрэве рознасць тэрмадынамічных патэнцыялаў і дыфузія атамаў вугляроду павялічваецца, што прыводзіць да росту хуткасці ўтварэння аўстэніту.



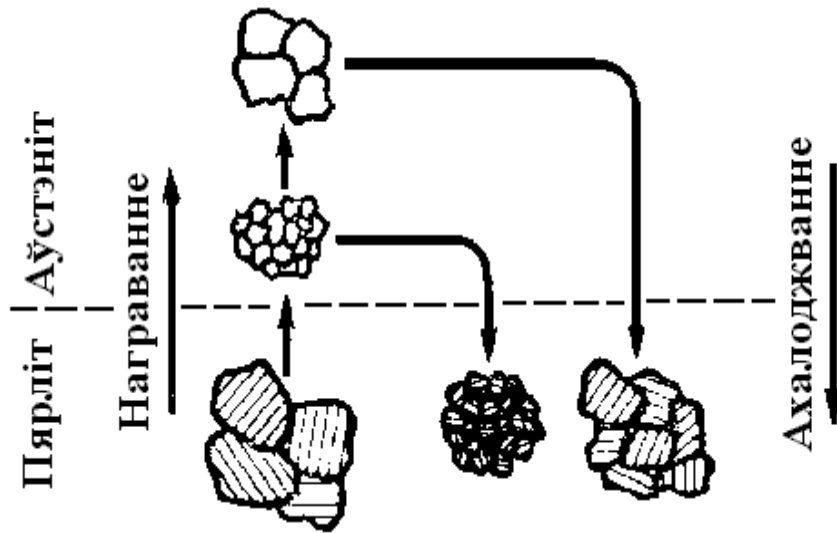
Мал. 75. Схема структурных змяненняў эўтэктоіднай сталі пры нагрэве: а - перлітная структура; б - пачатак утварэння аўстэніта; в - канец поліморфнага пераўтварэння і растварэнне цэменцыта; г - гомогенізацыя аўстэніта

З мал. 74 вынікае, што пераўтварэнне перліту ў аўстэніт пры нагрэве працякае ў інтэрвале тэмператур. Чым вышэй хуткасць нагрэву, тым вышэй тэмпература пачатку і канца пераўтварэння.

Такі характар пераўтварэння ўласцівы толькі сталям эўтэктоіднага саставу. У даэўтэктоідных сталях вышэй за  $A_{c1}$  структура складаецца з аўстэніту і ферыту, а ў заэўтэктоідных - з аўстэніту і цэменцыту. Па меры нагрэву да  $A_{c3}$  ( $A_{ct}$ ) адбываецца паступовае растварэнне ферыту або цэментыту ў аўстэніце. Аднафазную структуру аўстэніту даэўтэктоідныя і заэўтэктоідныя сталі атрымоўваюць толькі пасля нагрэву вышэй за  $A_{c3}$  ( $A_{ct}$ ).

Пачатковыя зерні аўстэніту заўсёды маюць малыя памеры. Яны ўтвараюцца на моцна разгалінаванай ферытна - цэменцітнай мяжы. Пры далейшым нагрэве зерні растуць, прычым розныя сталі характарызуюцца рознай схільнасцю да росту зерня (мал. 76).

Па схільнасці да росту зерня аўстэніту пры нагрэве адрозніваюць спадчынна - буйназярністыя і спадчынна - дробназярністыя сталі. Пад спадчыннай зярністасцю разумеюць схільнасць аўстэнітнага зерня да росту. Спадчынна - буйназярністыя сталі пачынаюць хутка павялічваць памер зерняў нават пры невялікім нагрэве.



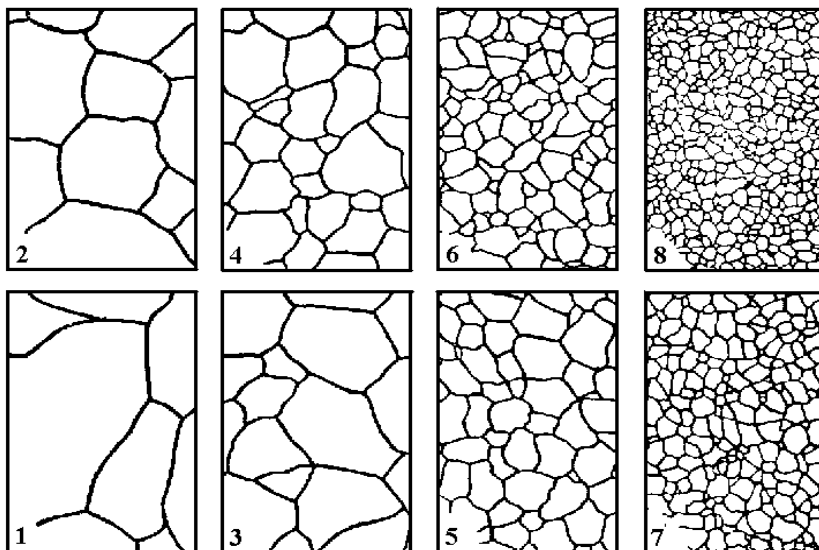
Мал. 76. Схема змянення памераў зерня перліту ў залежнасці ад тэмпературы нагрэву аўстэнітнага зерня

Схільнасць да росту зерня залежыць ад утрымання легіравальных элементаў. Для сталі адной маркі яна з'яўляецца плавачнай характарыстыкай і залежыць ад рэжыму раскислення, колькасці неметалічных уключэнняў і г.д.

Схільнасць да росту аўстэнітнага зерня вызначаюць пасля 3- або 8-гадзіннай вытрымкі ўзору сталі пры тэмпературы 930 °С. Пры такой вытрымцы ў спадчынна – буйназярністых сталях зерне павялічваецца, а ў спадчынна – дробназярністых застаецца практычна без змен.

Ад схільнасці да росту зерня залежыць тэхналагічны працэс гарчай дэфармацыі і тэрмаапрацоўкі. Спадчынна – дробназярністыя сталі маюць большы інтэрвал загартовачных тэмператур; іх пракатка і коўка могуць завяршацца пры больш высокіх тэмпературах.

Пры нагрэве да дастаткова высокай тэмпературы спадчынна - дробназярністая сталь можа мець нават больш вялікае зерне аўстэніта, чым спадчынна буйназярністая сталь. Таму ўводзіцца



Мал. 77. Шкала памераў зерня

паняцце аб сапраўдным зярні – велічыні зерняў пры пакаёвай тэмпературы, якое атрымліваецца ў выніку той або іншай тэрмічнай апрацоўкі. Памер сапраўднага

зерня звычайна тым большы, чым большае пачатковае зерне аўстэніту (мал.77).

Нагрэў сталі да тэмператур значна вышэйшых за  $A_{с3}$  прыводзіць да перагрэву, вынікам якога з'яўляецца ўтварэнне сапраўднага буйнога зерня. Перагрэў можа быць папраўлены паўторным нагрэвам да больш нізкай тэмпературы. Калі нагрэў адбываецца пры яшчэ больш высокіх тэмпературах, і метал на працягу доўгага часу знаходзіцца пры высокай тэмпературы ў акісляльным асяроддзі печы, можа ўзнікнуць перапал сталі. Перапал суправаджаецца акісленнем і частковым аплаўленнем межаў зерняў, каменепадобным зломам і з'яўляецца непапраўным дэфектам.

Велічыня сапраўднага зерня сталі аказвае найбольшае ўздзеянне на ўдарную вязкасць, асабліва пры нізкіх тэмпературах. З павелічэннем памераў зерня павышаецца парог халадаломкасці, зніжаецца работа распаўсюджвання трэшчыны.

Велічыню зерня вызначаюць па ДАСТ 5639-82 параўнаннем мікраструктуры сталі пры павелічэнні ў 100 разоў з эталоннымі шкаламі, які прыведзены на мал.77. Памер зерня ацэньваюць баламі. Бал зерня прама прапарцыянальны колькасці зерняў, якія памяншаюцца на  $1 \text{ мм}^2$  шкіфа, і адваротна прапарцыянальны сярэдняму дыяметру зерня. Умоўна прынята лічыць, што сталі з зернем ад першага да пятага бала адносяцца да буйназярністых, а з больш высокім балам зерня (№№ 6-15) - да дробназярністых.

### **9.3. Пераўтварэнне аўстэніту ў перліт пры ахалоджванні.**

#### **Дыяграма ізатэрмічнага пераўтварэння аўстэніту.**

Пераўтварэнне аўстэніту, які пераахалоджаны ніжэй за пункт  $A_1$  ( $727^\circ\text{C}$ ), можа працякаць як пры бесперапынным ахалоджванні, так і пры вытрымцы пры пастаянай тэмпературы - ізатэрмічнае пераўтварэнне аўстэніту.

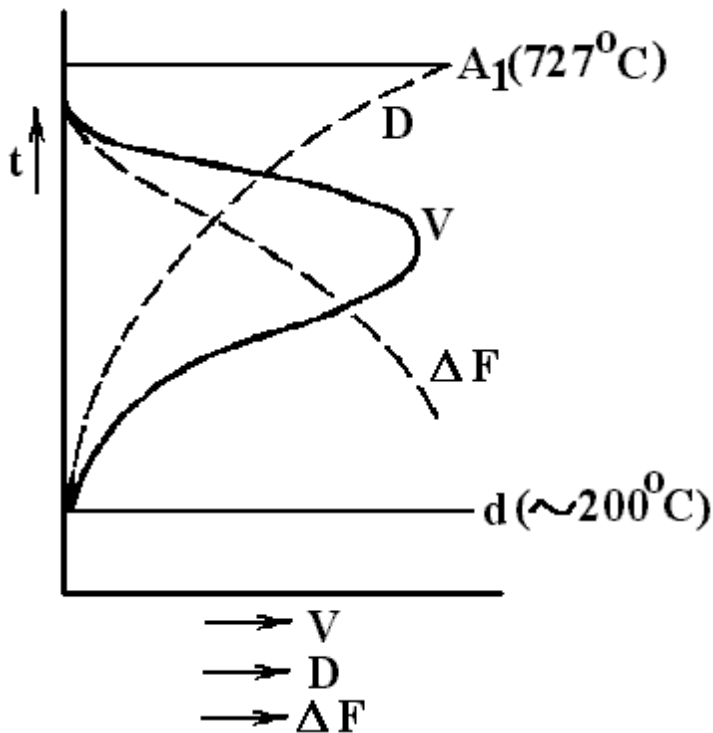
Пры тэмпературы раўнавагі  $A_1$  пераўтварэнне аўстэніту ў перліт немагчымае, таму што пры гэтай тэмпературы тэрмадынамічныя патэнцыялы пачатковага аўстэніту і канчатковага перліту роўныя.

Чым ніжэй тэмпература адносна раўнаважнай  $A_1$ , тым большае пераахалоджванне, тым большая рознасць тэрмадынамічных патэнцыялаў, тым хутчэй працякае пераўтварэнне.

У выпадку перлітнага пераўтварэння ўтвараюцца фазы, якія значна адрозніваюцца па саставу ад пачатковай: ферыт, які амаль не ўтрымлівае вуглярод, і цэментыт з  $6,67\%C$ . Таму пераўтварэнне аўстэніту ў перліт суправаджаецца дыфузіяй, пераразмеркаваннем



вугляроду. Хуткасць дыфузіі рэзка памяншаецца з паніжэннем тэмпературы, гэта значыць, з гэтага пункту гледжання павелічэнне пераахалоджвання павінна заповоіць пераўтварэнні.



Мал. 78. Хуткасць распаду аўстэніта (суцэльная лінія) у залежнасці ад ступені пераахалоджвання (тэмпературы)

Атрымліваецца, што пры павелічэнні пераахалоджвання (зніжэнні тэмпературы пераўтварэння) уступаюць у барацьбу два фактары, якія прама супрацьлегла дзейнічаюць на хуткасць пераўтварэння.

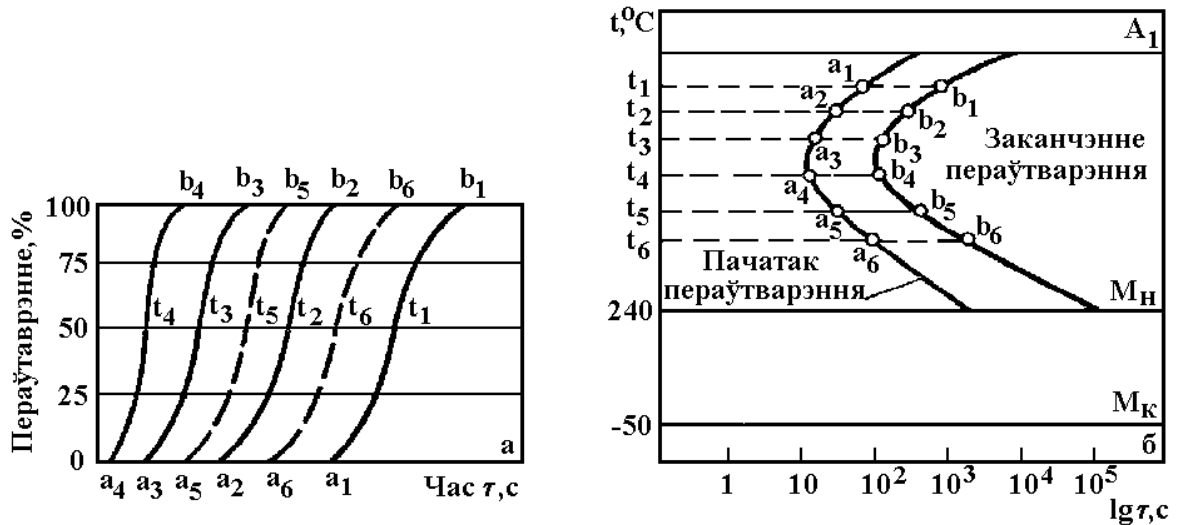
Зніжэнне тэмпературы (павелічэнне пераахалоджвання), з аднаго боку, павялічвае рознасць тэрмадынамічных

патэнцыялаў аўстэніту і перліту ( $\Delta G = G_A - G_P$ ), што паскарае пераўтварэнне, а з другога - выклікае памяншэнне хуткасці дыфузіі вуглярода  $D$ , а гэта заповольвае пераўтварэнне (мал.78). Сумарнае дзеянне абодвух фактараў прыводзіць да таго, што спачатку з павелічэннем пераахалоджвання хуткасць пераўтварэння ўзрастае, дасягае пры нейкім значэнні максімуму і затым убывае (суцэльная крывая на мал.78).

Пры  $727^\circ\text{C}$  ( $A_1$ ) і ніжэй за  $200^\circ\text{C}$  ( $d$ ) хуткасць пераўтварэння роўна нулю, паколькі пры  $727^\circ\text{C}$  роўная нулю рознасць тэрмадынамічных патэнцыялаў, а пры  $200^\circ\text{C}$  роўная нулю (дакладней, недастатковая) хуткасць дыфузіі вугляроду.

Разгледзім кінетыку і механізм пераўтварэння пераахалоджанага аўстэніту на прыкладзе сталі эўтэктоіднага саставу, якая ўтрымлівае 0,8% вугляроду. Нагрэтыя да тэмпературы на  $30-50^\circ\text{C}$  вышэй за  $A_{c1}$  узоры, якія маюць структуру аднароднага аўстэніту, пераносяць у тэрмастаты з зададзенай тэмпературай. Паколькі аўстэніт з'яўляецца парамагнітным, а механічная сумесь ферыту і цэментыту валодае ферамагнітнымі ўласцівасцямі, то назіранні за змяненнем магнітных характарыстык узораў даюць

магчымасць ацаніць кінетыку пераўтварэнняў аўстэніту ў перліт пры розных тэмпературах.



Мал. 79. Кінетычныя крывыя пераўтварэння аўстэніта ў перліт (а) і пабудаваная па іх дыяграма ізатэрмічнага пераўтварэння аўстэніта (б)

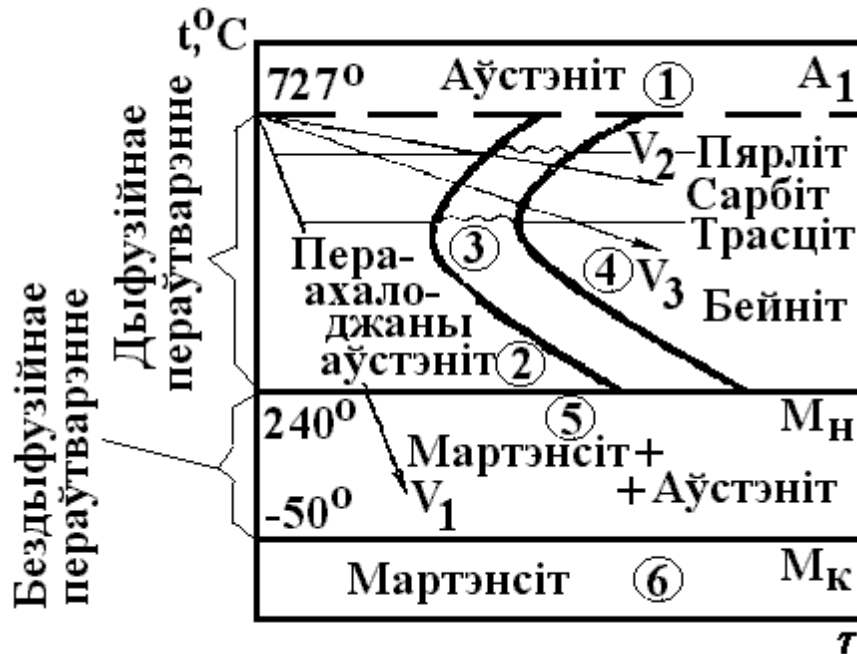
На мал. 79 а прыведзена серыя кінетычных крывых ізатэрмічнага распаду аўстэніту, якія атрыманы для розных тэмператур:  $t_1 > t_2 > t_3 > t_4 > t_5 > t_6$ . Характар крывых паказвае, што спачатку працэс распаду ідзе павольна, затым хуткасць яго расце і пры ўтварэнні 50% прадуктаў пераўтварэнне дасягае максімуму, а па меры зніжэння колькасці аўстэніту, які застаўся, працэс паступова заціхае. Пункты  $a_1, a_2, a_3, a_4, a_5, a_6$  адпавядаюць пачатку, пункты  $b_1, b_2, b_3, b_4, b_5, b_6$  - канцу пераўтварэння.

З павелічэннем ступені пераахладжвання ўстойлівасць аўстэніту спачатку памяншаецца. Найбольшая хуткасць пераўтварэння  $A \rightarrow P$  для эўтэктоіднай сталі дасягаецца пры пераахладжванні на  $150-200^\circ\text{C}$  ніжэй за  $A_1$  (пункт  $t_4$  на малюнку). Далейшае зніжэнне тэмпературы адносна  $t_4$  прыводзіць да памяншэння хуткасці пераўтварэння.

Змяніўшы каардынаты, па атрыманых даследчых крывых будуць дыяграмы ізатэрмічнага пераўтварэння пераахладжанага аўстэніту (мал. 79 б). Для гэтага на гарызантальныя пункцірныя лініі тэмператур ізатэрмічных вытрымак  $t_1, t_2, t_3, t_4, t_5, t_6$  наносіць кропкі пачатку (а) і канца (б) пераўтварэнняў. Тады крывая  $a_1 - a_6$  з'яўляецца лініяй пачатку, а  $b_1 - b_6$  - лініяй канца пераўтварэння.

На мал. 80 прыведзена дыяграма ізатэрмічнага пераўтварэння аўстэніту для эўтэктоіднай сталі (0,8% С). Гарызантальныя лініі  $M_H$  і  $M_K$  паказваюць тэмпературы пачатку і канца бездыфузійнага мартэнсітнага пераўтварэння.

Дыяграма ізатэрмічнага пераўтварэння з'яўляецца вынікам абагульнення шматлікіх даных даследаванняў пераўтварэнняў аўстэніту пры пастаянных тэмпературах. Дыяграмы ізатэрмічнага пераўтварэння называюць за падабенства крывых з літарай "с" таксама С-дыяграмамі, а ў краінах англійскай мовы ТТТ -

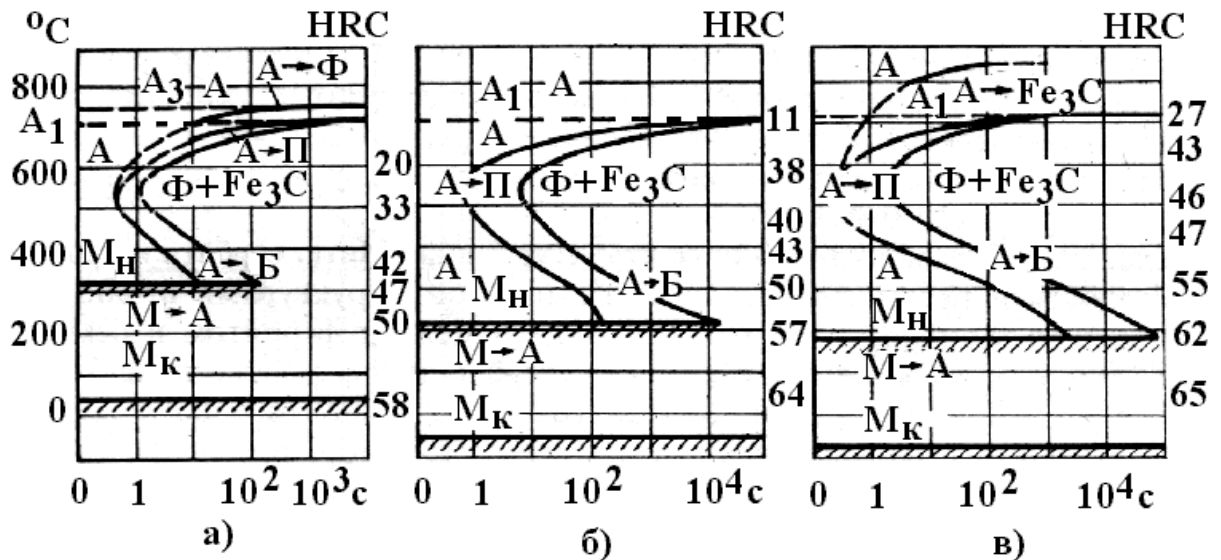


Мал. 80. Дыяграма ізатэрмічнага пераўтварэння аўстэніту эўтэктоіднай сталі

дыяграмамі (temperature - timetransformation, што абазначае тэмпература - час - пераўтварэнне).

На дыяграме можна выдзеліць наступныя вобласці: 1) вобласць устойлівага аўстэніту (для сталі, якая ўтрымлівае 0,8%С, вышэй А<sub>1</sub>); 2) вобласць пераахалоджанага аўстэніту; 3) вобласць пераўтварэння, якое пачалося, але яшчэ не закончылася (А → П); 4) вобласць пераўтварэння, якое закончылася; 5) вобласць мартэнсітнага пераўтварэння, якое пачалося, але яшчэ не закончылася (паміж М<sub>n</sub> М<sub>f</sub>); 6) мартэнсітная вобласць (ніжэй за М<sub>f</sub>).

Адлегласць ад восі ардынат да лініі пачатку пераўтварэння характарызуе меру ўстойлівасці аўстэніту. Мінімальная ўстойлівасць аўстэніту назіраецца пры зніжэнні тэмпературы на  $150-200^\circ\text{C}$  ніжэй за крытычны пункт А<sub>1</sub>. Для даэўтэктоідных сталей на дыяграме ізатэрмічнага пераўтварэння дабаўляецца крывая выдзялення ферыту з аўстэніту, а для заэўтэктоідных сталей - крывая выдзялення цэментыту з аўстэніту. Гэтыя крывыя размяшчаюцца над верхняй часткай крывой пачатку пераўтварэння А → П (мал. 81).

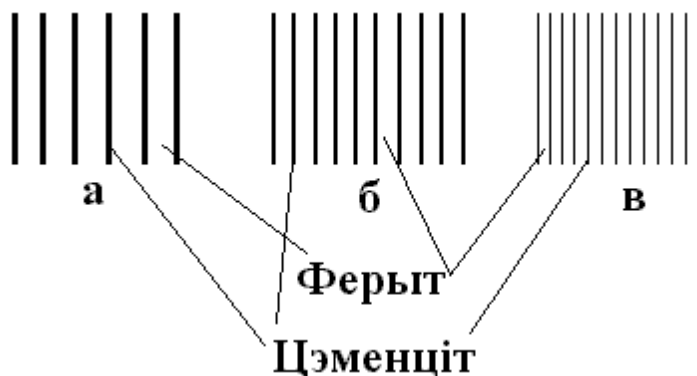


Мал. 81. Схема дыяграм ізатэрмічнага пераўтварэння пераахалоджанага аўстэніту : а) даўтэктоідная сталь; б)эўтэктоідная сталь; в) заўтэктоідная сталь.

Дыяграма ізатэрмічнага пераўтварэння дае магчымасць вызначыць канчатковую структуру для дадзенай маркі сталі, калі вядома тэмпература або хуткасць пераўтварэння.

Разгледзім структуры, якія атрымліваюцца пры пераўтварэнні аўстэніту.

Пры тэмпературы 650-700<sup>0</sup>С утвараецца перліт. Пры перлітным пераўтварэнні вядучай фазай з'яўляецца цэментыт. У выніку ўтварэння пласцінак цэментыту суседнія ўчасткі аўстэніту аб'яднуюцца вугляродам, што, у сваю чаргу, прыводзіць да ўтварэння пласцінак ферыту. З'яўляюцца чарадаваныя пласцінкі цэментыту і ферыту.



Мал. 82. Схема ферытна - цэментытных структур: а- перліт; б- сарбіт; в- трастыт

Пры павелічэнні пераахалоджвання павялічваецца колькасць зародкаў новай фазы. Натуральна, што з ростам колькасці чаргавальных пласцінак ферыту і цэментыту памяншаюцца памеры і адлегласці паміж імі. Іншакш кажучы, з паніжэннем тэмпературы расце дысперснасць (мал.82) прадуктаў

пераўтварэння аўстэніту. Пад ступенню дысперснасці разумеюць адлегласць паміж суседнімі пласцінкамі ферыту і цэментыту. Пры тэмпературах 600-650<sup>0</sup>С утвараецца сарбіт, а пры 550-600<sup>0</sup>С трастыт.

Перліт, сарбіт, трастыт з'яўляюцца структурамі адной прыроды—механічнай сумессю ферыту і цэментыту і адрозніваюцца адна ад другой толькі ступенню дысперснасці. З павелічэннем ступені дысперснасці пласцінак цэментыту расце цвёрдасць і трываласць сталі. Найбольшую пластычнасць маюць сталі с сарбітнай структурай. Трастыт, які ўтвараецца пры больш нізкай тэмпературы пераўтварэння, характарызуецца меншай пластычнасцю ( $\delta$  і  $\psi$ ). Перліт (НВ 1800-2500), сарбіт (НВ 2500-3500) і трастыт (НВ 3500-4500) называюць перлітнымі структурамі.

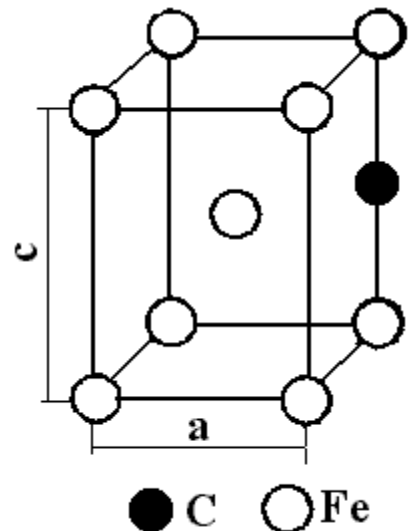
Перлітныя структуры могуць быць двух тыпаў: зярністыя (цэментыт у іх знаходзіцца ў форме зерняў) або пласціністыя (у форме пласцінак).

Аднародны (гамагенны) аўстэніт заўсёды пераўтвараецца ў пласціністы перліт. Такім чынам, дысперснасць перлітных структур вызначаецца ступенню пераахалоджвання, а форма цэментыту - тэмпературай нагрэву (тэмпературай аўстэнізацыі).

#### 9.4. Мартэнсітнае пераўтварэнне аўстэніту

Пры больших ступенях пераахалоджвання ўзрастае тэрмадынамічная няўстойлівасць аўстэніту, а хуткасць дыфузіі вугляроду рэзка падае. Пры пераахалоджванні аўстэніту ў эўтэктоіднай сталі да  $240^{\circ}\text{C}$  рухомасць атамаў вугляроду блізкая да нуля і таму працякае бездыфузійнае пераўтварэнне аўстэніту. Пры гэтым мяняецца толькі тып рашоткі  $\gamma \rightarrow \alpha$ , а ўвесь вуглярод, які раней растварыўся ў рашотцы аўстэніту, застаецца ў рашотцы ферыту, нягледзячы на тое, што раўнаважная канцэнтрацыя вугляроду ў ферыце не перавышае 0,006% пры пакаёвай тэмпературы.

Утвараецца мартэнсіт  $\text{Fe}_\alpha(\text{C})$  - перанасычаны цвёрды раствор укаранення вугляроду ў  $\alpha$ - жалезе. Мартэнсіт мае тую ж канцэнтрацыю вугляроду, што і пачатковы аўстэніт. З - за перанасычанасці вугляродам рашотка мартэнсіту моцна скажона і замест кубічнай набывае тэтраганальную форму, пры якой адносіны параметраў рашоткі значна адрозніваюцца ад адзінкі  $c/a \neq 1$ . Чым больш вугляроду, тым вышэй ступень тэтраганальнасці мартэнсіту (мал. 83).

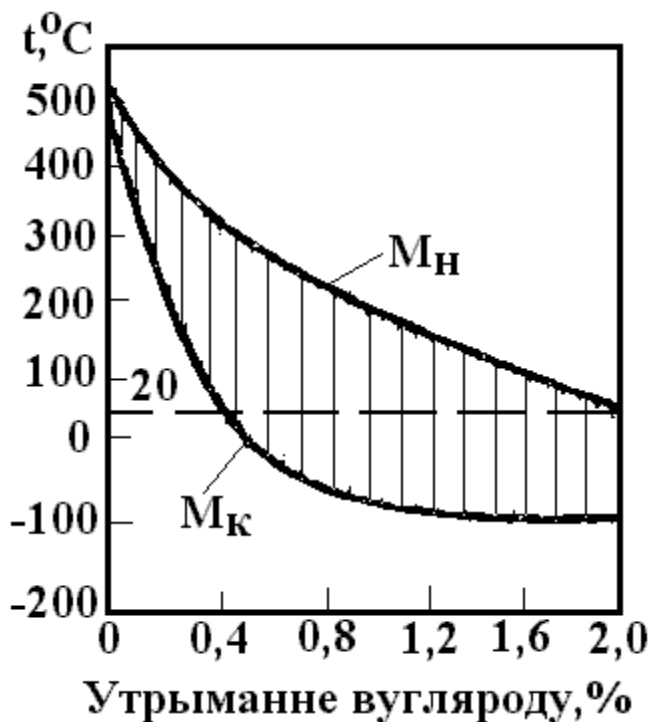


Мал. 83.  
Тэтраганальная  
крышталічная  
рашотка мартэнсіта.

Мартэнсіт мае высокую цвёрдасць (да HRC 65) і крохкасць. Высокая цвёрдасць мартэнсіту абумоўлена скажэннямі крышталічнай рашоткі, звязанымі з вялікімі ўнутранымі напружаннямі, а таксама ўзнікненнем фазавага наклепу за кошт павелічэння аб'ёму пры пераўтварэнні аўстэніту ў мартэнсіт.

Крышталі мартэнсіту, якія ўтвараюцца ў выглядзе пласцінак у малапластычным аўстэніце, маюць на шліфе іголкавую форму. Хуткасць утварэння крышталёў мартэнсіту вельмі вялікая, дасягае 1000 м/с. Пласцінкі мартэнсіту растуць да мяжы аўстэнітнага зерня або да дэфекту ў сталі. Наступныя пласцінкі мартэнсіту, якія размяшчаюцца пад вуглом да першых ( $60^\circ$ ,  $120^\circ$ ), абмежаваны іх памерамі. Памер пласцінак мартэнсіту, якія маюць у плоскасці шліфа выгляд мартэнсітных іголак, залежыць ад памераў пачатковых зерняў аўстэніту.

Высокая хуткасць утварэння крышталёў мартэнсіту пры нізкай тэмпературы працякання пераўтварэння тлумачыцца тым, што мае месца бесперапынны пераход ад крышталічнай рашоткі аўстэніту да рашоткі мартэнсіту, так званая кагерэнтнасць рашотак. Кагерэнтнае пераўтварэнне абумоўлівае перамяшчэнне іх толькі на блізкія адлегласці пры пераходзе атамаў з адной рашоткі ў другую. Таму крышталічная рашотка новай фазы мартэнсіту заканамерна арыентавана адносна пачатковай фазы - аўстэніту.



Мал. 84. Уздзеянне ўтрымання вугляроду ў сталі на тэмпературу пачатку і канца мартэнсітнага пераўтварэння  $M_n$  і  $M_k$

Мартэнсітнае пераўтварэнне ідзе ў інтэрвале тэмператур пачатку ( $M_n$ ) і канца ( $M_k$ ) мартэнсітнага пераўтварэння. Для эўтэктоіднай сталі яно пачынаецца пры  $240^\circ\text{C}$  і канчаецца пры  $(-50)^\circ\text{C}$ .

Становішча пунктаў  $M_n$  і  $M_k$  не залежыць ад хуткасці ахаладжвання, але залежыць ад утрымання вугляроду ў сталі (мал. 84). Калі эўтэктоідную сталь ахаладзіць толькі да пакаёвай тэмпературы, то ў структуры, акрамя мартэнсіту, будзе прысутнічаць нейкая колькасць астаткавага аўстэніту. Прысутнасць

астаткавага аўстэніту непажаданая, паколькі гэта прыводзіць да неаднароднасці ўласцівасцей па сячэнні і змянення памераў дэталі. Апошнія абставіны тлумачацца тым, што мартэнсіт мае найбольшы ўдзельны аб'ём у параўнанні з іншымі структурамі, а аўстэніт - найменшы. Таму пры пераходзе ад аўстэнітнай да мартэнсітнай структуры аб'ём і памеры дэталей павялічваюцца. Да асаблівасцей мартэнсітнага пераўтварэння адносіцца тое, што яно адбываецца толькі пры бесперапынным ахалоджванні. Затрымка ахалоджвання пры тэмпературах, вышэйшых за тэмпературу канца мартэнсітнага пераўтварэння, прыводзіць да стабілізацыі аўстэніту. Аўстэніт становіцца больш устойлівым. Пры далейшым ахалоджванні яго пераўтварэнне затрымліваецца і працякае з меншай інтэнсіўнасцю і паўнатай. Эфект стабілізацыі аўстэніту залежыць ад тэмпературы спынення працэсу ахалоджвання.

Такім чынам, асаблівасцямі мартэнсітнага пераўтварэння з'яўляюцца яго бездыфузійны характар, арыентаванасць крышталёў і праходжанне пры бесперапынным ахалоджванні ў інтэрвале тэмператур  $M_n \div M_k$ .

### 9.5. Прамежкавае (бейнітнае) пераўтварэнне

Бейнітнае (прамежкавае) пераўтварэнне працякае ў тэмпературным інтэрвале паміж перлітным і мартэнсітным пераўтварэннямі (гл. мал. 80). У выніку прамежкавага пераўтварэння ўтвараецца бейніт, які ўяўляе сабой структуру, складзеную з  $\alpha$ -цвёрдага раствору, дзе адбылося мартэнсітнае пераўтварэнне і перасычэнне вугляродам, і часцінак карбідаў. Адрозніваюць структуру верхняга і ніжняга бейніту. Верхні бейніт, які ўтвараецца звычайна ў інтэрвале тэмператур  $\sim 500-350^\circ\text{C}$  мае "пёркавы" від (тыпу рэзанай саломы). Часцінкі карбідаў выдзяляюцца не ў выглядзе пласцінак, як у перліце, а ў выглядзе ізаляваных вузкіх часцінак. Ніжні бейніт утвараецца звычайна пры тэмпературах ад  $350^\circ\text{C}$  да пункта  $M_n$  і мае іголкавую (пластціністую) або мартэнсітападобную будову. Карбідныя часцінкі ў ніжнім бейніце размяшчаюцца ў пласцінках  $\alpha$ -фазы.

Бейнітнае (прамежкавае) пераўтварэнне пераахалоджанага аўстэніту спалучае ў сабе элементы перлітнага і мартэнсітнага пераўтварэнняў: дыфузійнае пераразмеркаванне вугляроду ў аўстэніце паміж прадуктамі яго распаду і зрухавае кааператыўнае мартэнсітнае пераўтварэнне  $\gamma-\alpha$ .

Бейнітнае пераўтварэнне працякае пры тэмпературах, калі самадыфузія жалеза і дыфузія элементаў, якімі легіраваны сплаў, практычна немагчымая, а дыфузія вугляроду яшчэ дастаткова высокая. Гэта і вызначае асаблівасці бейнітнага пераўтварэння. У

пачатку гэтага пераўтварэння назіраецца дыфузійнае пераразмеркаванне вугляроду ў аўстэніце, што прыводзіць да ўтварэння ў ім аб'ёмаў, якія абагачаны і абеднены вугляродам. Участкі аўстэніту з нізкім утрыманнем вугляроду, у якіх кропка  $M_n$  ляжыць у інтэрвале тэмператур прамежкавага пераўтварэння (гл. мал. 84), падвяргаецца  $\gamma \rightarrow \alpha$  – пераўтварэнню па мартэнсітнаму механізму. У аб'ёмах аўстэніту, якія абагачаны вугляродам, пры ўмове, што іх перасычэнне высокае, у працэсе ізатэрмічнай вытрымкі могуць выдзяляцца часцінкі карбідаў. Гэта, натуральна, прывядзе да аб'яднення такіх участкаў аўстэніту вугляродам і да працякання ў іх пераўтварэнняў па мартэнсітнаму механізму. Мартэнсітны механізм утварэння  $\alpha$  - фазы абумоўлівае яе мартэнсітную структуру і з'яўленне характарнага рэльефа на паверхні мікрашліфаў, асабліва прыкметнага пры ўтварэнні ніжняга бейніту.

Утвораная пры бейнітным пераўтварэнні  $\alpha$  - фаза (мартэнсіт) перанасычана вугляродам і пры гэтым тым мацней, чым ніжэй тэмпература пераўтварэння. У сувязі з гэтым адразу пасля  $\gamma \rightarrow \alpha$  - пераўтварэння, калі дыфузійная рухомасць пры дадзенай тэмпературы дастаткова павышаная, з перанасычанага  $\alpha$  - раствору могуць выдзяляцца часцінкі карбідаў. Механізм утварэння верхняга і ніжняга бейніту ў прынцыпе аднолькавы. Адрозненне, верагодна, складаецца ў тым, што ў вобласці ўтварэння верхняга бейніту спачатку адбываецца больш значная дыференцыяцыя па канцэнтрацыі вугляроду ў крышталях аўстэніту, што выклікае больш значнае аб'ядненне аб'ёмаў аўстэніту вугляродам, і, такім чынам, утварэнне больш абедненай вугляродам  $\alpha$  - фазы, таму выдзяленне карбідаў адбываецца галоўным чынам з аўстэніту.

Пры ўтварэнні ніжняга бейніту, наадварот, аб'ядненне аўстэніту вугляродам звычайна параўнальна невялікае, а перанасычэнне  $\alpha$ - фазы больш значнае, таму карбіды выдзяляюцца галоўным чынам у крышталях  $\alpha$ - фазы.

Разгледжанае прамежкавае пераўтварэнне, як і мартэнсітнае, часцей не ідзе да канца. Нераспадзены пры ізатэрмічнай вытрымцы аўстэніт пры далейшым ахалоджванні можа ў той або другой ступені падвяргацца мартэнсітнаму пераўтварэнню або захоўваецца (астаткавы аўстэніт).

Утварэнне верхняга бейніту (распад пры  $\sim 550-450^\circ\text{C}$ ) зніжае пластычнасць сталі ў параўнанні з атрыманай для прадуктаў распаду аўстэніту ў перлітнай вобласці. Цвёрдасць і трываласць пры гэтым не змяняюцца або некалькі зніжаюцца.

Паніжаная пластычнасць верхняга бейніту звязана з выдзяленнем параўнальна грубых карбідаў па межах крысталёў  $\alpha$ - фазы.



У выніку распаду аўстэніту ў ніжняй вобласці прамежкавага пераўтварэння назіраецца невялікае павышэнне трываласці, цвёрдасці і пластычнасці.

Ніжні бейніт у параўнанні з прадуктамі распаду аўстэніту ў перлітнай вобласці (сарбіт, трастыт) мае больш высокую цвёрдасць і трываласць пры захаванні высокай пластычнасці.

Высокая трываласць ніжняга бейніту тлумачыцца прысутнасцю ўкаранёных атамаў вугляроду і вялікай шчыльнасцю дыслакацый у мартэнсітнай  $\alpha$ -фазе, а таксама ўтварэннем уключэнняў дысперсных карбідаў, якія размешчаны ў крышталях гэтай фазы.

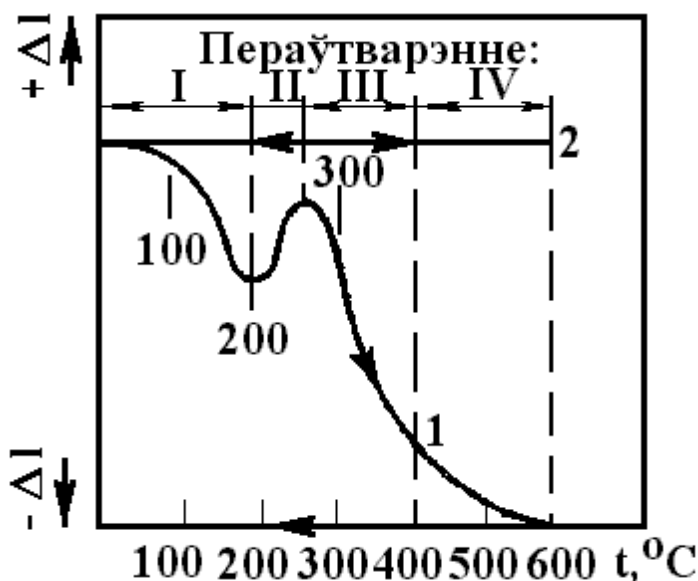
### 9.6. Пераўтварэнні пры водпуску загартаванай сталі

Водпуск заключаецца ў нагрэве загартаванага вырабу ніжэй за крытычныя пункты з мэтай зніжэння ўнутраных напружанняў, павышэння вязкасці і пластычнасці сталі.

Пачатковая структура загартаванай сталі складаецца з тэтраганальнага мартэнсіту і нейкай колькасці астаткавага аўстэніту. Пры нагрэве такая структура змяняецца.

Вывучэнне працэсаў, якія адбываюцца у загартаванай сталі пры нагрэве, праводзіцца з дапамогай дылатаметрычных крывых.

Для іх пабудовы выкарыстоўваюць спецыяльныя прыборы - дылатометры, у якія змяшчаюць выпрабавальны загартаваны ўзор і ўзор той жа сталі ў адпаленым стане. У адпаленым узоры пры нагрэве да тэмператур ніжэйшых за  $A_{c1}$  пераўтварэнні не назіраюцца і яго памеры мяняюцца толькі ад цеплавога расшырэння. Таму дылатаметрычная крывая фіксуе толькі пераўтварэнні пры водпуску загартаванай сталі (мал. 85).



Мал. 85. Дылатаметрычная крывая водпуску вугляродзістай сталі с 1,2%С: 1- загартаваная сталь; 2- адпаленая сталь

Мартэнсіт з'яўляецца структурай з найбольшым удзельным аб'ёмам, а аўстэніт – з найменшым. Таму пераўтварэнне

пачатковага мартэнсіту прыводзіць да памяншэння ўдзельнага аб'ёму і сціскання ўзору, а пераўтварэнне аўстэніту – наадварот, да яго павелічэння.

Тэмпературныя межы пераўтварэнняў умоўныя, становішча іх залежыць ад хуткасці нагрэву, працягласці вытрымкі і саставу сталі.

Нагрэў мартэнсіту да  $80^{\circ}\text{C}$  не выклікае значных змяненняў у структуры і на дылатаметрычнай крывой (мал. 85). У тэмпературным інтэрвале  $80\text{-}200^{\circ}\text{C}$  назіраецца скарачэнне даўжыні. Гэта будзе так званае першае пераўтварэнне пры водпуску. Рэнгенаўскі аналіз паказвае, што ў гэтым інтэрвале тэмператур паступова памяншаецца параметр з рашоткі мартэнсіту; суадносіны параметраў рашоткі (адносіны  $c/a$ ) імкнуцца да адзінкі. Памяншэнне ступені тэтраганальнасці мартэнсіту адбываецца за кошт выдзялення вугляроду з мартэнсіту ў выглядзе карбідных часцінак, якія кагерэнтна звязаны з цвёрдым растворам. Рашотка мартэнсіту ( $\alpha$  - раствора) спалучаецца з рашоткай карбіду па вызначанай крышталэграфічнай плоскасці, гэта значыць межавы слой атамаў жалеза належыць і мартэнсіту, і карбіду. Выдзеленыя карбідныя часцінкі маюць форму тонкіх пласцінак таўшчынёй у некалькі атамных слаёў і даўжынёй у некалькі сот ангстрэм. Састаў часцінак дакладна не ўстаноўлены; лічаць, што гэта карбід  $\text{Fe}_2\text{C}$ , які абазначаюць як  $\epsilon$ - карбід. У сталях з утрыманнем вугляроду менш за 0,2% выдзяленні метастабільнага карбіду не назіраюцца. Прырашчэнне аб'ёму мартэнсіту, які распаўся, суправаджаецца бесперапынным павелічэннем колькасці часцінак  $\epsilon$ - карбіду з утварэннем вакол іх участкаў  $\alpha$  - цвёрдага раствору, якія абеднены вугляродам. Рост часцінак  $\epsilon$ - карбідаў не назіраецца з-за нізкай хуткасці дыфузіі. Хуткасць працэсу пры першым пераўтварэнні характарызуецца часам паўраспаду, гэта значыць часам, неабходным для распаду паловы пачатковага мартэнсіту з высокай канцэнтрацыяй вугляроду ў мартэнсіт з меншым утрыманнем вугляроду. Час паўраспаду высокавугляродзістай загартаванай сталі складае пры пакаёвай тэмпературы некалькі гадоў, пры  $80^{\circ}\text{C}$  - 8 месяцаў, пры  $100^{\circ}\text{C}$  - 50 хвіл, пры  $120^{\circ}\text{C}$  - 8 хвіл, пры  $165^{\circ}\text{C}$  - 45 с.

У выніку першай стадыі ўтвараецца структура, якую называюць адпушчаны мартэнсіт. Крышталі адпушчанага мартэнсіту захоўваюць тую ж марфалогію, што і пачатковы мартэнсіт, але шчыльнасць дэфектаў у іх меншая. Па мікраструктуры распад мартэнсіту пры першым пераўтварэнні выяўляецца пацямненнем іголак мартэнсіту.

Далейшы нагрэў вышэй за  $200^{\circ}\text{C}$  прыводзіць да павелічэння аб'ёму, што звязана з пераўтварэннем астаткавага аўстэніту ў адпушчаны мартэнсіт. Гэта так званае другое пераўтварэнне пры водпуску ахоплівае інтэрвал тэмператур  $200\text{-}300^{\circ}\text{C}$ . Выдзяленні

вугляроду памяншаюць тэтраганальнасць крышталічнай рашоткі мартэнсіту, у выніку чаго астаткавы аўстэніт атрымоўвае магчымасць павялічыць аб'ём і пераўтварыцца ў мартэнсіт водпуску. Гэтае пераўтварэнне - дыфузійнае і па сваёй прыродзе падобнае на бейнітнае пераўтварэнне першаснага аўстэніту. У канцы другога пераўтварэння  $\alpha$  - цвёрды раствор (мартэнсіт) утрымлівае яшчэ каля 0,15 - 0,20% вугляроду, паколькі ў тэмпературным інтэрвале другога пераўтварэння працягваецца распад мартэнсіту.

Пры тэмпературах 300-400°C у вугляродзістых сталях працякае трэцяе пераўтварэнне. Пры гэтых тэмпературах забяспечваецца ўжо дыфузійнае пераразмеркаванне вугляроду, якое адбываецца шляхам растварэння дробных няўстойлівых карбідных часцінак у мартэнсіце, дыфузіі вугляроду праз  $\alpha$  - цвёрды раствор (мартэнсіт) да больш вялікіх устойлівых часцінак карбіду і далейшага росту гэтых адасобленых буйных часцінак за кошт бесперапыннага прытоку вугляроду. Пры гэтым таксама працякае пераўтварэнне карбіду  $Fe_2C$  у  $Fe_3C$ , гэта значыць у цэментыт. Часцінкі цэментыту, як правіла, выдзяляюцца па межах зерняў і іголак мартэнсіту.

Поўнае выдзяленне вугляроду з  $\alpha$  - цвёрдага раствору (мартэнсіту) садзейнічае зняццю ўнутраных напружанняў (напружанняў другога роду), якія ўзнікаюць у сталі ў сувязі з аб'ёмнымі змяненнямі, выкліканымі распадам мартэнсіту і астаткавага аўстэніту. Структуру, якая ўтвараецца пасля водпуску пры 300÷400°C, называюць трастытам водпуску.

Далейшы нагрэў вышэй за 400°C прыводзіць да каагуляцыі цэментытных часцінак і ўмацавання блокаў мазаічнай структуры ферыту. Пры тэмпературах 500-600°C структура ферытна – цэментытнай сумесі мае зярністую будову сярэдняй ступені дысперснасці, якая называецца сарбітам водпуску. Пры тэмпературах 650-700°C ферытна – цэментытная сумесь мае грубадысперсную зярністую будову і называецца перлітам водпуску.

Пераўтварэнні пры водпуску працякаюць у вельмі малых аб'ёмах (усярэдзіне мартэнсітных іголак), таму звычайны мікраструктурны аналіз не дае магчымасці выявіць структурныя змяненні да тэмператур водпуску парадку 550°C.

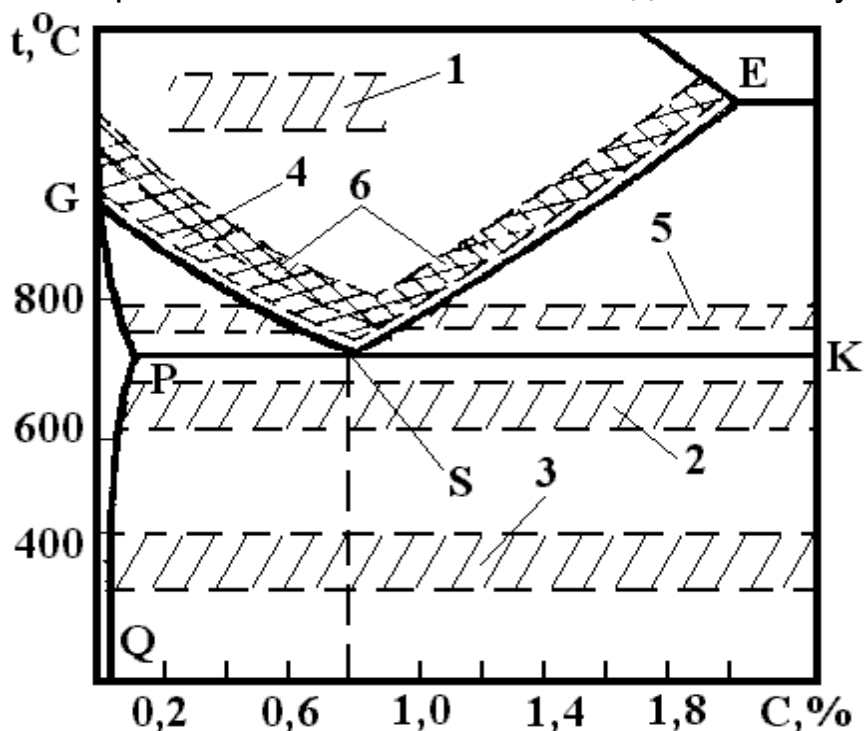
Структуры трастыту і сарбіту водпуску пры звычайным разглядзе пад мікраскопам з павелічэннем у 500-600 разоў цяжка адрозніць ад структуры мартэнсіту, таму што гэтыя структуры захоўваюць мартэнсітную арыенціроўку, і толькі пры павелічэнні ў 1000 і больш разоў даволі выразна бачна будова сарбіту. Пры нагрэве вышэй за 550°C мартэнсітная арыенціроўка прападае.

Трэба ўказаць на значнае адрозненне ферытна – цэментытных сумесей, атрыманых у выніку распаду аўстэніту або мартэнсіту. У ферытна – цэментытнай сумесі (трастыт загартоўкі або сарбіт загартоўкі), якая атрымана пры распадзе аўстэніту, цэментыт мае пласціністую будову, а ў атрыманай пры распадзе мартэнсіту гэтай жа сумесі пры тэмпературах 400<sup>0</sup>С і вышэй цэментыт мае зярністую форму. Розная форма цэментыту ў ферытна – цэментытнай сумесі прадвызначае і адрозненне ва ўласцівасцях. Пры аднолькавых цвёрдасці, мяжы трываласці і адносным падаўжэнні сталь з зярністай структурай мае больш высокія значэнні мяжы цяжчасці, адноснага звужэння і ўдарнай вязкасці.

## 10. ТЭХНАЛОГІЯ ТЭРМІЧНАЙ АПРАЦОЎКІ СТАЛІ

### 10.1. Адпал і нармалізацыя

Адпал заключаецца ў нагрэве да пэўнай тэмпературы з наступнай вытрымкай і павольным ахалоджваннем у печы для



Мал. 86. Тэмпература нагрэву пры адпале і нармалізацыі: адпал I роду (1- дыфузійны адпал; 2- рэкрышталізацыйны адпал; 3- адпал для зняцця напружанняў). Адпал II роду (4- поўны адпал; 5- няпоўны адпал; 6- нармалізацыя)

атрымання раўнаважнай, менш цвёрдай структуры, свабоднай ад астаткавых напружанняў.

Правядзенне адпалу першага роду не звязана з фазавымі пераўтварэннямі ў цвёрдым стане. У залежнасці ад прызначэння адрозніваюць наступныя віды адпалу першага роду: дыфузійны, рэкрышталізацыйны і адпал для зняцця ўнутраных напружанняў (мал. 86).

Дыфузійны, або гомогенізуючы адпал прымяняюць для ўстаранення хімічнай неаднароднасці, якая ўтвараецца пры крышталізацыі металу. Дыфузійнаму адпалу падвяргаюць звычайна зліткі або адліўкі высокалегіраваных сталей, якія схільныя да ліквцыі. Яго праводзяць пры высокай тэмпературы  $1000 \div 1100^{\circ}\text{C}$ . Буйное зерне ўстараняецца наступнымі аперацыямі тэрмаапрацоўкі.

Рэкрышталізацыйны адпал прымяняюць перад халоднай апрацоўкай ціскам і як прамежжавую аперацыю для зняцця накліпу паміж аперацыямі халоднага дэфармавання. Пад рэкрышталізацыйным адпалам разумеюць нагрэў халоднадэфармаванага металу вышэй за тэмпературу рэкрышталізацыі, вытрымку пры гэтай тэмпературы з наступным ахалоджваннем.

Адпал для зняцця ўнутраных напружанняў праводзяць з мэтай памяншэння напружанняў, якія ўзнікаюць у метале пры коўцы, ліцці, зварцы, што можа выклікаюць карабачанне і разбурэнне дэталей. Тэмпература адпалу  $200 \div 700^{\circ}\text{C}$ , часцей  $550 \div 680^{\circ}\text{C}$ .

Адпал другога роду заключаецца ў нагрэве сталі да тэмператур вышэй за пункт  $A_{с3}$  або  $A_{с1}$ , вытрымцы і наступным, як правіла, павольным ахалоджванні, у выніку якога фазавыя пераўтварэнні прыводзяць да дасягнення практычна раўнаважнага структурнага (фазавага) стану.

Такім чынам, пасля адпалу вугляродзістай сталі атрымліваецца структура, якая ўказана на дыяграме стану жалеза – цэментыт (гл. мал. 51); ферыт і перліт у даэўтэктоідных сталях; перліт у эўтэктоіднай сталі; перліт і другасны цэментыт у заэўтэктоідных сталях. Пасля адпалу сталь валодае нізкай цвёрдасцю і трываласцю пры высокай пластычнасці. Фазавая перакрышталізацыя, якая працякае пры адпале, здрабняе зерне і ўстараняе відманштэтаву і іншыя неспрыяльныя структуры сталі.

Адпал у прамысловасці ў большасці выпадкаў з'яўляецца падрыхтоўчай тэрмічнай апрацоўкай. Адпалу падвяргаюць адліўкі, пакоўкі, пракат. Адначасова з паніжэннем трываласці і цвёрдасці адпал паляпшае апрацоўку рэзаннем сярэдне– і высокавугляродзістай сталі. Адпал у асобных выпадках, напрыклад для многіх вялікіх адлівак, з'яўляецца канчатковай тэрмічнай

апрацоўкай, паколькі пасля яго ў вырабах практычна адсутнічаюць астаткавыя напружанні і іх дэфармацыя аказваецца мінімальнай.

Адрозніваюць наступныя віды адпалу другога роду: поўны, ізатэрмічны і няпоўны.

Поўны адпал (мал. 86) заключаецца ў нагрэве даэўтэктоіднай сталі на  $30-50^{\circ}\text{C}$  вышэй за тэмпературу  $A_{c3}$ , вытрымцы пры гэтай тэмпературы для поўнага прагрэву і завяршэння фазавых пераўтварэнняў у аб'ёме металу і наступным павольным ахалоджванні. Пры такім адпале працякае поўная фазавая перакрышталізацыя сталі.

Пры нагрэве да тэмпературы вышэй за пункт  $A_{c3}$  на  $30-50^{\circ}\text{C}$  утвараецца аўстэніт з дробным зернем і пасля ахалоджвання ўзнікае дробназярністая структура, якая забяспечвае высокую вязкасць і пластычнасць, а таксама магчымасць дасягнення высокіх уласцівасцей пасля канчатковай тэрмічнай апрацоўкі.

Празмернае павышэнне тэмпературы нагрэву вышэй за пункт  $A_{c3}$  выклікае рост зерня аўстэніту, што пагаршае ўласцівасці сталі. Час нагрэву і працягласць вытрымкі пры зададзенай тэмпературы залежаць ад тыпу награвальнай печы, спосабу ўкладкі вырабаў у пячы, вышыні садкі, тыпу паўфабрыкатаў (ліст, сартавы пркат і г.д.).

На металургічных заводах хуткасць нагрэву не абмяжоўваюць і яна залежыць ад магутнасці печы. Часта яна складае каля  $100^{\circ}\text{C}/\text{г}$ , а працягласць вытрымкі -  $(0,5-1) Q$  (дзе  $Q$  - маса садкі ў т). Метал загрузаюць у печ непасрэдна пасля выгрузкі папяродняй садкі пры тэмпературах печы  $450-500^{\circ}\text{C}$ .

Павольнае ахалоджванне павінна забяспечыць распаўсюджванне аўстэніту пры малых ступенях пераахалоджвання, каб пазбегнуць утварэння больш дысперснай ферытна-цэментытнай структуры і адпаведнай ёй больш высокай цвёрдасці.

Пры ізатэрмічным адпале (мал. 87) сталь награвалі, як і для поўнага адпалу, і параўнальна хутка ахалоджваюць (пераносам у другую печ) да



Мал. 87. Схема ізатэрмічнага адпалу

тэмпературы, якая ляжыць ніжэй за пункт  $A_1$  (звычайна  $\sim 650^\circ\text{C}$ ), і назначаюць ізатэрмічную вытрымку, неабходную для поўнага распаду аўстэніту, пасля чаго ахалоджваюць на паветры. Разнастайнасцю ізатэрмічнага адпалу з'яўляецца патэнцыраванне, калі ізатэрмічную вытрымку даюць пры тэмпературы атрымання структуры тонкапласціністага сарбіту. Патэнцыраванню падвяргаецца катанка перад валачэннем дроту. Дрот пасля патэнцыравання ў працэсе валачэння моцна ўмацоўваецца.

Перавага ізатэрмічнага адпалу заключаецца ў памяншэнні працягласці працэсу, асабліва для легіраваных сталей, якія прыходзіцца вельмі павольна ахалоджваць для атрымання патрэбнай цвёрдасці. Для найбольшага паскарэння адпалу тэмпературу ізатэрмічнай вытрымкі выбіраюць блізкай да тэмпературы мінімальнай устойлівасці пераахалоджанага аўстэніту ў перлітнай вобласці. Другой перавагай ізатэрмічнага адпалу з'яўляецца атрыманне больш аднароднай структуры, паколькі пры ізатэрмічнай вытрымцы тэмпература па сячэнні вырабу выраўноваецца і пераўтварэнне па ўсім аб'ёме сталі адбываецца пры аднолькавай ступені пераахалоджвання.

Ізатэрмічны адпал паляпшае апрацавальнасць рэзаннем, чысціню паверхні і памяншае дэфармацыі пры наступнай тэрмічнай і хіміка – тэрмічнай апрацоўцы.

Гэты адпал прымяняюць для паковок (шасцерняў, валоў, муфтаў і г.д.) і іншых загатоўак невялікіх памераў.

Няпоўны адпал (мал. 86) адрозніваецца ад поўнага тым, што сталь награвуюць да больш нізкай тэмпературы (крыху вышэй за пункт  $A_{c1}$ ).

Для эўтэктоідных сталей няпоўны адпал прымяняюць для паляпшэння апрацавальнасці рэзаннем. Аднак пры няпоўным адпале працякае частковая перакрышталізацыя сталі толькі з-за пераўтварэння перліт – аўстэніт. Лішкавы ферыт толькі часткова пераўтвараецца ў аўстэніт, і таму значная яго частка не падвяргаецца перакрышталізацыі. У сувязі з гэтым няпоўны адпал даэўтэктоідных сталей прымяняюць толькі ў тым выпадку, калі гарачая механічная апрацоўка іх была выканана правільна і пры гэтым не было атрымана буйнога зерня такой структуры, як, напрыклад, відманштэтава.

Для заэўтэктоідных сталей прымяняюць толькі няпоўны адпал. У гэтых сталях нагрэў некалькі вышэй за пункт  $A_{c1}$  (звычайна на  $10-30^\circ\text{C}$ ) выклікае практычна поўную перакрышталізацыю і дазваляе атрымаць зярністую структуру перліту. Такі адпал называюць сфераідызацыяй.

Часцінкі цэментыту, якія не растварыліся пры нагрэве, і мікрааб'ёмы з павышанай канцэнтрацыяй вугляроду ў аўстэніце, з-

за недастаткова поўнай яго гомогенізацыі, служаць цэнтрамі крышталізацыі для цэментыту, які выдзяляецца пры наступным ахалоджванні ніжэй за пункт  $A_1$  і прымае ў гэтым выпадку зярністую форму. У выніку нагрэву значна вышэй за пункт  $A_{c1}$  і растварэння большай часткі цэментыту і больш поўнай гомогенізацыі аўстэніту далейшае выдзяленне цэментыту ніжэй за пункт  $A_{c1}$  адбываецца ў пласціністай форме.

Сталі, блізкія да эўтэктоіднага саставу, маюць вузкі інтэрвал тэмператур нагрэву ( $750 \div 760^\circ\text{C}$ ) для адпалу на зярністы цэментыт, для заэўтэктоідных вугляродзістых сталей інтэрвал расшыраецца да  $770-790^\circ\text{C}$ . Легіраваныя заэўтэктоідныя сталі для атрымання зярністых карбідаў можна нагаваць да больш высокіх тэмператур і ў больш шырокім інтэрвале ( $770-820^\circ\text{C}$ ).

Ахалоджванні пры сфераідызацыі павольнае. Яно павінна забяспечыць распад аўстэніту на ферытна – карбідную структуру, сфераідызацыю і каагуляцыю ўтвораных карбідаў пры ахалоджванні да  $620 \div 680^\circ\text{C}$ . Часцей прымяняюць ізатэрмічны адпал, які патрабуе менш часу. У гэтым выпадку сталь павольна ахалоджваюць ( $30-50^\circ\text{C}/\text{гадз}$ ) да  $620 \div 680^\circ\text{C}$ . Вытрымка пры пастаяннай тэмпературы, неабходная для распаду пераахалоджанага аўстэніту і каагуляцыі карбідаў, складае 1-3 гадз ў залежнасці ад масы адпальваемага металу. Далейшае ахалоджванні праводзяць на паветры.

Нармалізацыя (нармалізацыйны адпал) заключаецца ў нагрэве (мал. 86) даэўтэктоіднай сталі да тэмпературы, якая перавышае пункт  $A_{c3}$  на  $50^\circ\text{C}$ , а заэўтэктоіднай сталі вышэй за  $A_{cm}$  таксама на  $50^\circ\text{C}$ , непрацяглай вытрымцы для прагрэва садкі і завяршэння фазавых пераўтварэнняў і ахалоджванні на паветры. Нармалізацыя выклікае поўную фазавую перакрышталізацыю сталі і ўстараняе буйназярністую структуру, якая атрымоўваецца пры ліцце або пракатцы, коўцы або штампоўцы. Ахалоджванні на паветры прыводзіць да распаду аўстэніту пры больш нізкіх тэмпературах (у параўнанні з адпалам), што павышае дысперснасць ферытна – цэментытнай структуры і павялічвае колькасць перліту або, больш дакладна, сарбіту ці трастыту. Гэта павышае на  $10 \div 15\%$  трываласць і цвёрдасць нармалізаванай сярэдне- і высокавугляродзістай сталі ў параўнанні з адпаленай.

Нармалізацыя гарачакатанай сталі павышае яе супраціўленне крохкаму разбурэнню, што характарызуецца зніжэннем парогу халадаломкасці і павышэннем работы развіцця трэшчыны.

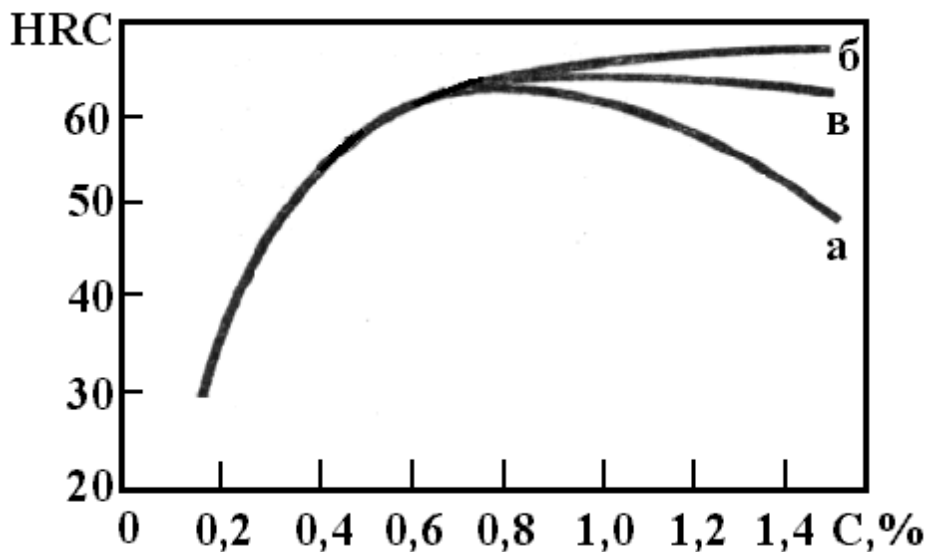
Прызначэнне нармалізацыі рознае ў залежнасці ад саставу сталі. Для нізкавугляродзістых сталей нармалізацыю прымяняюць замест адпалу. Пры павышэнні цвёрдасці нармалізацыя



забяспечвае большую прадукцыйнасць пры апрацоўцы рэзаннем і атрыманне больш чыстай паверхні. Для адлівак з сярэднеугляродзістай сталі нармалізацыю прымяняюць замест тэрмічнага паляпшэння (загартоўкі і высокага водпуску). Механічныя ўласцівасці будуць у гэтым выпадку некалькі ніжэйшыя, але вырабы падвергнуцца меншай дэфармацыі ў параўнанні з атрымоўваемай пры загартоўцы, і верагоднасць з'яўлення трэшчын практычна выключаецца.

## 10.2. Загартоўка сталі

У залежнасці ад тэмпературы нагрэву адрозніваюць поўную і няпоўную загартоўку. Пры поўнай загартоўцы нагрэў здзясянецца на



Мал. 88. Уздзеянне ўтрымання вугляроду і тэмпературы загартоўкі на цвёрдасць сталі: а- нагрэў вышэй за  $A_{C3}$ ; б- цвёрдасць уласна мартэнсіту; в- нагрэў вышэй за  $A_{C1}$

30-50<sup>0</sup>C вышэй за  $A_{C3}$  або  $A_{C1}$ . У гэтым выпадку ў нагрэтым стане структура даэўтэктоідных сталей складаецца з аўстэніту і ферыту, а заэўтэктоідных — з аўстэніту і другаснага цэментыту. Пры ахалоджванні з хуткасцю большай за крытычную хуткасць загартоўкі аўстэніт пераўтвараецца ў мартэнсіт. Цвёрдасць мартэнсіту загартоўкі залежыць ад утрымання вугляроду ў сталі (мал. 88).

Пасля няпоўнай загартоўкі ў даэўтэктоідных сталях структура складаецца з мартэнсіту і зерняў ферыту (калі вугляроду больш за ~0,55%, прысутнічае аўстэніт астаткавы, гл. вышэй мал. 84), а ў заэўтэктоідных — з мартэнсіту, акруглых зерняў другаснага цэментыту і аўстэніту астаткавага. Прысутнасць ферыту ў структуры загартаванай даэўтэктоіднай сталі зніжае цвёрдасць; таму такая загартоўка прымяняецца вельмі рэдка. Прысутнасць злішкавага

цэментыту ў структуры загартаванай заэўтэктоіднай сталі, наадварот, карысная.

Заэўтэктоідныя сталі звычайна прымяняюць для вырабу інструменту. Важнейшым патрабаваннем, якое прад'яўляецца да інструментальных сталей, з'яўляецца цвёрдасць. Цвёрдасць заэўтэктоідных сталей пасля поўнай загартоўкі зніжаецца з-за рэзкага ўзрастання ў структуры разам з мартэнсітам колькасці астаткавага аўстэніту (за кошт поўнага растварэння другаснага цэментыту ў аўстэніце пры нагрэве пад загартоўку). Астаткавага аўстэніту тым больш, чым большая колькасць вугляроду пераходзіць у цвёрды раствор пры нагрэве сталі.

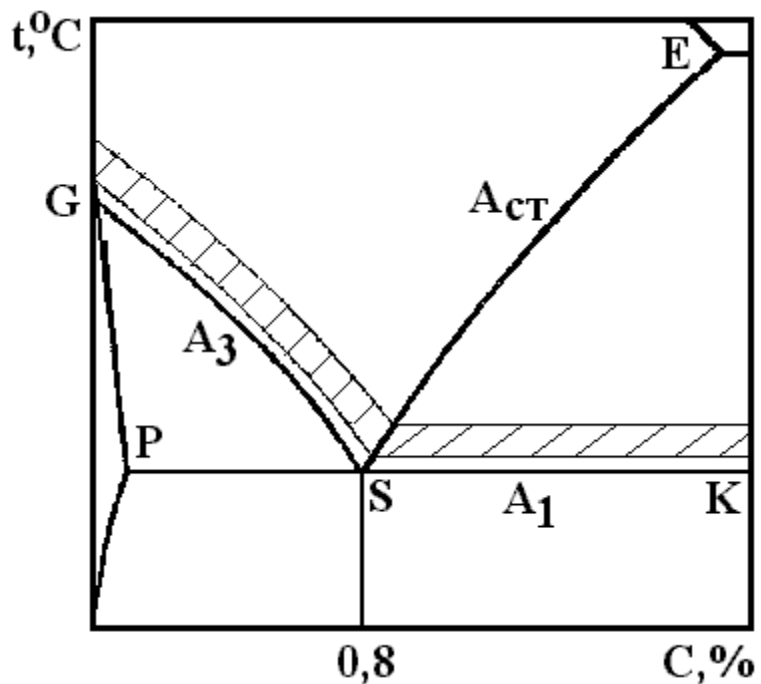
Акруглыя ўключэнні цэментыта не толькі не памяншаюць, але нават павялічваюць цвёрдасць, а значыць, і зносаўстойлівасць сталі.

Акрамя таго, калі нагрэў вядзецца ніжэй за  $A_{cm}$ , памяншаецца рост зерня, зніжаюцца тэрмічныя напружанні пры загартоўцы і менш інтэнсіўна абезвугляроджваецца паверхне металу. Адначасова нагрэў да больш высокіх тэмператур прыводзіць да павышэння расходу энергіі, напрыклад, электрычнай.

Найбольш спрыяльная структура заэўтэктоідных сталей дасягаецца тады, калі ўключэнні другаснага цэментыту маюць форму сфероідаў – зярністую форму. Цэментытная сетка па межах зерняў недапушчальная, паколькі павялічвае крохкасць сталі. Таму загартоўцы заэўтэктоіднай сталі павінен папяроднічаць адпал - сфераідызацыя. Такім чынам, для даэўтэктоідных сталей рацыянальна прымяняць поўную загартоўку, для заэўтэктоідных - няпоўную (мал. 89).

Пры загартоўцы для дасягнення максімальнай цвёрдасці імкнучца атрымаць максімальную структуру.

Мінімальная хуткасць ахалоджвання, якая неабходная для пераахалоджвання аўстэніту да



Мал. 89. Аптымальныя тэмпературы нагрэву пад загартоўку вугляродзістых сталей

мартэнсітнага пераўтварэння, называецца крытычнай хуткасцю загартоўкі. Хуткасць ахалоджвання вызначаецца відам ахаладжальнага асяроддзя. Крытычная хуткасць загартоўкі вызначаецца па дыяграме ізатэрмічнага распаду аўстэніту. З дыяграмы ізатэрмічнага пераўтварэння аўстэніту (гл. мал. 80) бачна, што хуткае ахалоджванне неабходна ў інтэрвале найменшай устойлівасці аўстэніту ( $500\div 650^{\circ}\text{C}$ ), пры гэтым прадухіляецца яго пераўтварэнне ў ферытна-цэментытную сумесь.

Ніжэй за  $300^{\circ}\text{C}$ , наадварот, мэтазгодна павольнае ахалоджванне. Пры вельмі высокіх хуткасцях ахалоджвання ў метале могуць узнікнуць такія ўнутраныя напружанні, якія здольныя прывесці да карабачання або растрэсквання дэталей.

Унутраныя напружанні пры загартоўцы ўтвараюцца з-за розніцы тэмператур па сячэнні дэталей пры іх ахалоджванні і адрознення па часе працякання фазавых пераўтварэнняў на розных участках дэталі. Узнікненне фазавых напружанняў абумоўлена большым удзельным аб'ёмам мартэнсіту ў параўнанні з аўстэнітам.

Пры ахалоджванні загартоўваемай дэталі ў вадкім асяроддзі адрозніваюць тры перыяды, якія характарызуюцца рознай хуткасцю ахалоджвання.

1. Перыяд плёначнага кіпення, калі цеплаперадачы перашкаджае ўтварэнне паравой рубашкі, з-за чаго хуткасць ахалоджвання параўнальна невялікая.
2. Перыяд бурбалкавага кіпення, пры якім паравая рубашка разбураецца і інтэнсіўнасць ахалоджвання рэзка ўзрастае.
3. Перыяд канвектыўнага цеплаабмену, калі тэмпература дэталі ніжэй за тэмпературу кіпення вадкасці, а хуткасць ахалоджвання рэзка падае.

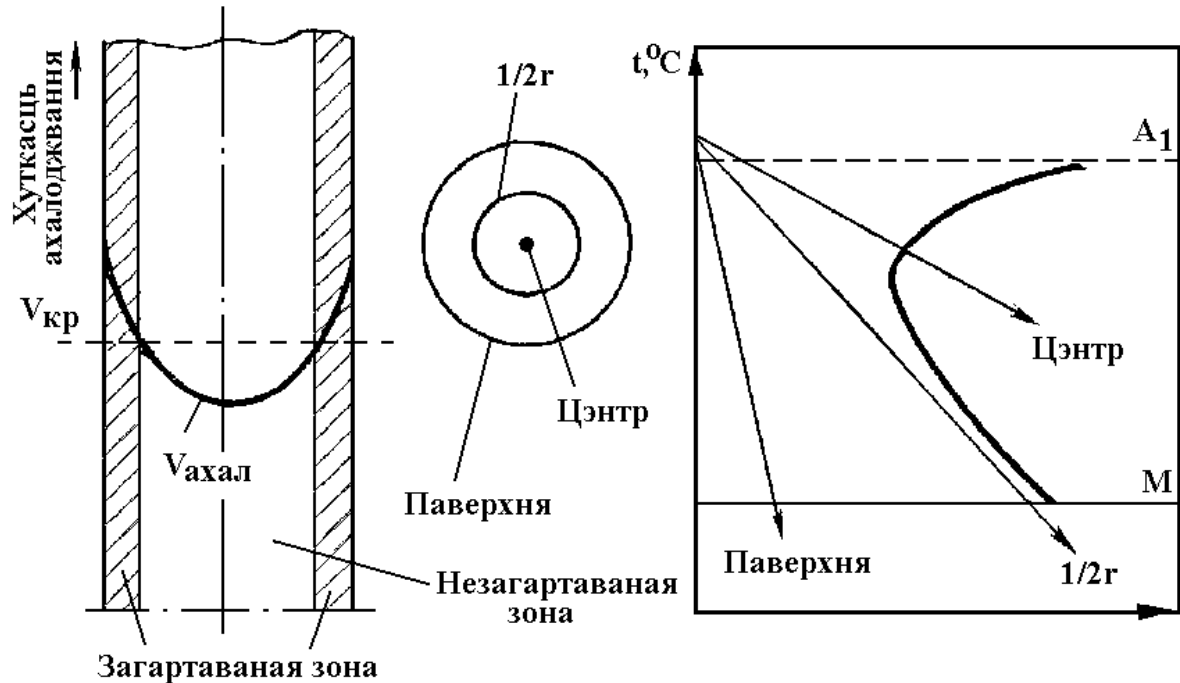
Прымяненне раствораў солей і шчолачаў памяншае перыяд плёначнага кіпення. Хуткасць ахалоджвання сталей у розным асяроддзі прыведзена ў табл. 10.1.

**Табл. 10.1. Характарыстыка розных загартовачных асяроддзяў**

Загартовачнае асяроддзе	Хуткасць ахалоджвання, град/с, у інтэрвале тэмператур, $^{\circ}\text{C}$	
	650 - 550	300 - 200
Вада $18^{\circ}\text{C}$	600	270
Вада $50^{\circ}\text{C}$	100	270
10% - ны раствор NaOH у вадзе	1200	300
10% - ны раствор NaCl у вадзе	1100	300
Мінеральныя маслы	100 - 150	20 - 50
Спакойнае паветра	3	1

Даныя табл. 10.1 паказваюць, што няма ідэальнага загартовачнага асяроддзя, якое задавальняе ўмову дасягнення аптымальнай хуткасці ахалоджвання пры загартоўцы ад розных тэмператур. Растворы соей і шчолачаў пры ўтварэнні мартэнсіту могуць выклікаць карабачанне і трэшчыны, а масла, якое мае добрыя ўласцівасці пры гэтых тэмпературах, менш прыгоднае пры тэмпературах  $650 \div 550^{\circ}\text{C}$ .

Гартавальнасцю сталі называецца глыбіня пранікнення



**Мал. 90.** Уздзеянне хуткасці ахалоджвання на гартавальнасць сталі

загартаванай зоны. Несуцэльная гартавальнасць абумоўлена тым, што пры загартоўцы дэталі ахалоджаецца хутчэй з паверхні і больш павольна ў сярэдзіне. Размеркаванне хуткасці ахалоджвання па сячэнні дэталі паказвае, што на паверхні хуткасць ахалоджвання максімальная, а ў цэнтры - мінімальная (мал. 90). Глыбіня пранікнення загартаванай зоны адпавядае заштрыхаванаму слою, гэта значыць праходзіць да пункта перасячэння крывых крытычнай хуткасці загартоўкі  $v_{кр}$  і хуткасці ахалоджвання  $v_{ах}$ . Чым меншае  $v_{кр}$ , тым глыбей гартавальнасць. Гартавальнасць, як і крытычная хуткасць ахалоджвання, цесна звязана з хуткасцю пераўтварэння аўстэніту і, як вынік, з размяшчэннем крывых на дыяграме ізатэрмічнага пераўтварэння.

Крытычны дыяметр  $D_{кр}$  ёсць дыяметр максімальнага сячэння, якое гартуецца ў дадзеным ахаладжальніку навывёт. У гэтым выпадку мінімальная хуткасць ахалоджвання ў цэнтры дэталі  $v_{ах} > v_{кр}$ .

Крытычны дыяметр пры ахалоджванні ў вадзе большы, чым пры ахалоджванні ў масле. Найбольш просты метадад вызначэння крытычнага дыяметра - метадад тарцавой загартоўкі (мал. 91). Пасля загартоўкі праводзяць вымярэнне цвёрдасці на бакавой паверхні па вышыні ўзору.

Гартавальнасць з'яўляецца важнай характарыстыкай сталі. Пры суцэльнай гартавальнасці па сячэнні вырабу механічныя ўласцівасці аднолькавыя, пры несуцэльнай гартавальнасці ўсярэдзіне назіраецца зніжэнне трываласці і іншых механічных характарыстык металу. Чым вышэй катэгорыя трываласці, большае сячэнне і больш адказная дэталі, тым большае значэнне мае гартавальнасць.

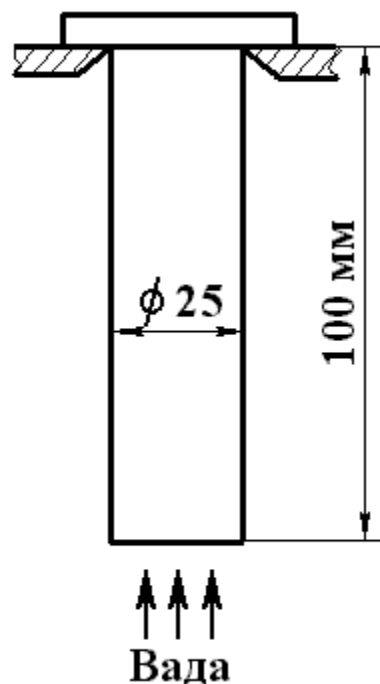
На гартавальнасць аказвае ўздзеянне састаў сталі (утрыманне вугляроду і легіруючых элементаў) і характар загартовачнага асяроддзя.

Легіраваныя сталі маюць значна больш высокую гартавальнасць у параўнанні з вугляродзістымі. Гартавальнасць вугляродзістых сталей залежыць ад утрымання вугляроду. З паніжэннем вугляроду гартавальнасць падае. Паніжэнне хуткасці ахалоджвання прыводзіць да зніжэння гартавальнасці. Пры загартоўцы ў масле суцэльная гартавальнасць дэталей з сярэднеугляродзістай сталі складае ўсяго толькі 3 ÷ 4 мм, у вадзе да 10 ÷ 15 мм.

З павелічэннем памераў загатоўкі гартавальнасць рэзка памяншаецца. Так, у загатоўцы дыяметрам 40 мм са сталі 45 пры загартоўцы ў вадзе мартэнсітная структура дасягаецца на глыбіні ўсяго толькі 4 мм.

Гартавальнасць з'яўляецца адным з асноўных крытэрыяў і пры выбары маркі сталі разглядаецца адначасова з яе механічнымі ўласцівасцямі, тэхналагічнасцю і сабекоштам.

У асобных выпадках неабходная гартавальнасць можа быць меншай за суцэльную. Калі дэталі працуюць на кручэнне і загіб, напружанні, якія ўзніклі ў іх, памяншаюцца ад максімальных на паверхні да нуля ўсярэдзіне. Для такіх дэталей суцэльная гартавальнасць неабавязковая, дастаткова мець гартавальнасць на 1/2 ÷ 1/4 радыуса ад паверхні.



Мал. 91. Схема выпрабавання на гартавальнасць метадам тарцавой загартоўкі

Способы загартоўкі сталі. Выбар спосабу ахалоджвання нагрэтай пад загартоўку стальной дэталі залежыць ад яе формы і памераў і хімічнага саставу сталі.

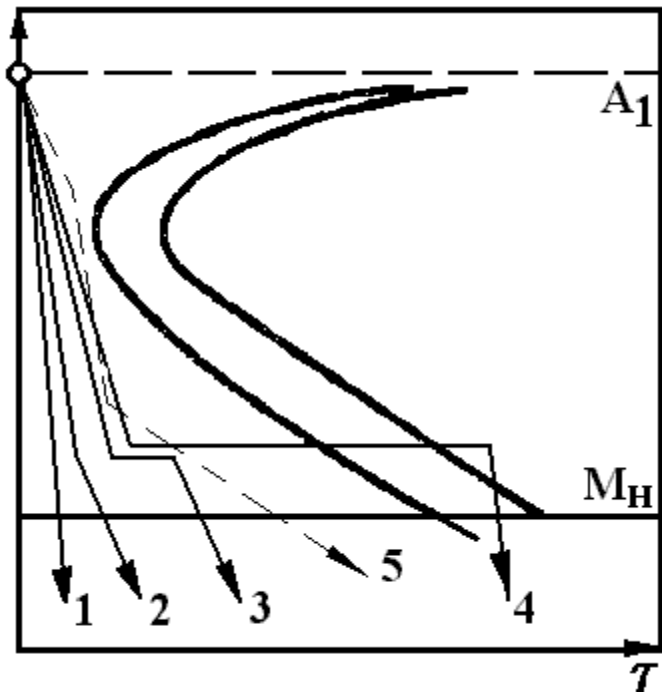
Чым больш складаная форма і большае сячэнне дэталі, тым большыя напружанні ўзнікаюць пры загартоўцы і большая бяспечнасць утварэння трэшчын. Чым большае ўтрыманне вугляроду ў сталі, тым большыя а`бёмныя змяненні працякаюць пры пераўтварэнні, тым большая небяспечнасць дэфармацыі і трэшчын, тым больш уважлівым павінен быць выбар спосабу ахалоджвання пры загартоўцы.

Ідэальная крывая ахалоджвання павінна характарызавацца максімальнай хуткасцю ў пачатку ахалоджвання пры праходжанні інтэрвалу найменшай устойлівасці аўстэніту і мінімальнай хуткасцю ў канцы ахалоджвання пры мартэнсітным пераўтварэнні (мал. 92).

Найбольш прасты спосаб - гэта загартоўка ў адным ахаладжальніку, пры якім нагрэтая дэталі апускаецца ў ахаладжальную вадкасць і застаецца там да поўнага ахалоджвання. Недахопам гэтага спосабу з'яўляецца ўзнікненне значных унутраных напружанняў. Для вугляродзістых сталей сячэннем больш за 5 мм загартовачным асяроддзем з'яўляецца вада, для дэталей меншых памераў і легіраваных сталей - масла.

Для памяншэння ўнутраных напружанняў прымяняецца загартоўка ў двух ахаладжальніках, пры якой дэталі спачатку ахалоджваюць у вадзе да  $300-400^{\circ}\text{C}$ , а затым для канчатковага ахалоджвання пераносяць у масла (мал. 92, крывая 2). Недахопам гэтага спосабу з'яўляецца складанасць рэгулявання вытрымкі дэталей у першай ахаладжальнай вадкасці.

Дакладнае рэгуляванне часу вытрымкі дэталі ў першай ахаладжальнай вадкасці дасягаецца пры ступеньчатай загартоўцы



**Мал. 92. Схема рэжымаў пры прымяненні розных спосабаў загартоўкі: 1- загартоўка ў адным ахаладжальніку; 2- загартоўка ў двух ахаладжальніках; 3- ступеньчатая загартоўка; 4- ізатэрмічная загартоўка; 5- ідэальны рэжым ахалоджвання**

(мал. 92, кривая 3). Пры гэтым спосабе дэталі хутка ахалоджваецца апусканнем у саляную ванну з тэмпературай, якая ненашмат перавышае (на 30-50<sup>0</sup>С) тэмпературу мартэнсітнага пераўтварэння дадзенай сталі  $M_n$ , вытрымліваецца пры гэтай тэмпературы да дасягнення аднолькавай тэмпературы па ўсім сячэнні, пасля чаго ахалоджваецца на паветры. Мартэнсітнае пераўтварэнне працякае пры павольным ахалоджванні на паветры, што рэзка зніжае ўнутраныя напружанні і магчымасць карабачання.

Недахопам гэтага спосабу з'яўляецца абмежаванне памеру дэталей з-за нізкай хуткасці ахалоджвання ў параўнальна нагрэтым ахаладжальным асяроддзі. У цэнтральных зонах вялікіх дэталей пры загартоўцы хуткасць ахалоджвання можа аказацца ніжэй за крытычную. Максімальны дыяметр дэталей з вугляродзістых сталей, якія загартоўваюцца гэтым спосабам, складае 10 мм, легіраваных – 20 ÷ 30 мм.

У адрозненне ад ступеньчатай, пры ізатэрмічнай загартоўцы сталь вытрымліваецца ў саляных ваннах да заканчэння ізатэрмічнага пераўтварэння аўстэніту. Тэмпература саляной ванны звычайна складае 250-350<sup>0</sup>С. У выніку ізатэрмічнай загартоўкі (мал. 92, кривая 4) атрымліваецца структура бейніту з цвёрдасцю HRC 45-55 пры захаванні павышанай пластычнасці і вязкасці. Працягласць вытрымкі вызначаецца з дапамогай дыяграм ізатэрмічнага пераўтварэння аўстэніту.

Загартоўка з самаводпускам прымяняецца пры тэрмаапрацоўцы інструменту тыпу зубілаў, малаткоў, якія павінны спалучаць высокую цвёрдасць і вязкасць. У гэтым выпадку вырабы вытрымліваюць у загартовачнай ванне не да поўнага ахалоджвання. За кошт цяпла ўнутраных участкаў адбываецца нагрэў паверхневых слаёў да патрэбнай тэмпературы, гэта значыць іх самаводпуск.

### 10.3. Апрацоўка сталі халадам

У загартаваных сталях, якія ўтрымліваюць больш за ~0,5%С і пункт  $M_k$  ляжыць ніжэй за нуль (гл. мал. 84), заўсёды прысутнічае астаткавы аўстэніт. Аўстэніт паніжае цвёрдасць, зносаўстойлівасць і нярэдка прыводзіць да змянення памераў дэталей, якія эксплуатауюцца пры нізкіх тэмпературах, у выніку самаадвольнага пераўтварэння яго ў мартэнсіт.

Для памяншэння колькасці астаткавага аўстэніту ў загартаванай сталі прымяняюць апрацоўку халадам, якая заключаецца ў ахалоджванні загартаванай сталі да тэмператур ніжэй за нуль.

Паніжэнне тэмпературы да пункта (-30 ... -70) <sup>0</sup>С для большасці сталей выклікае пераўтварэнне астаткавага аўстэніту ў

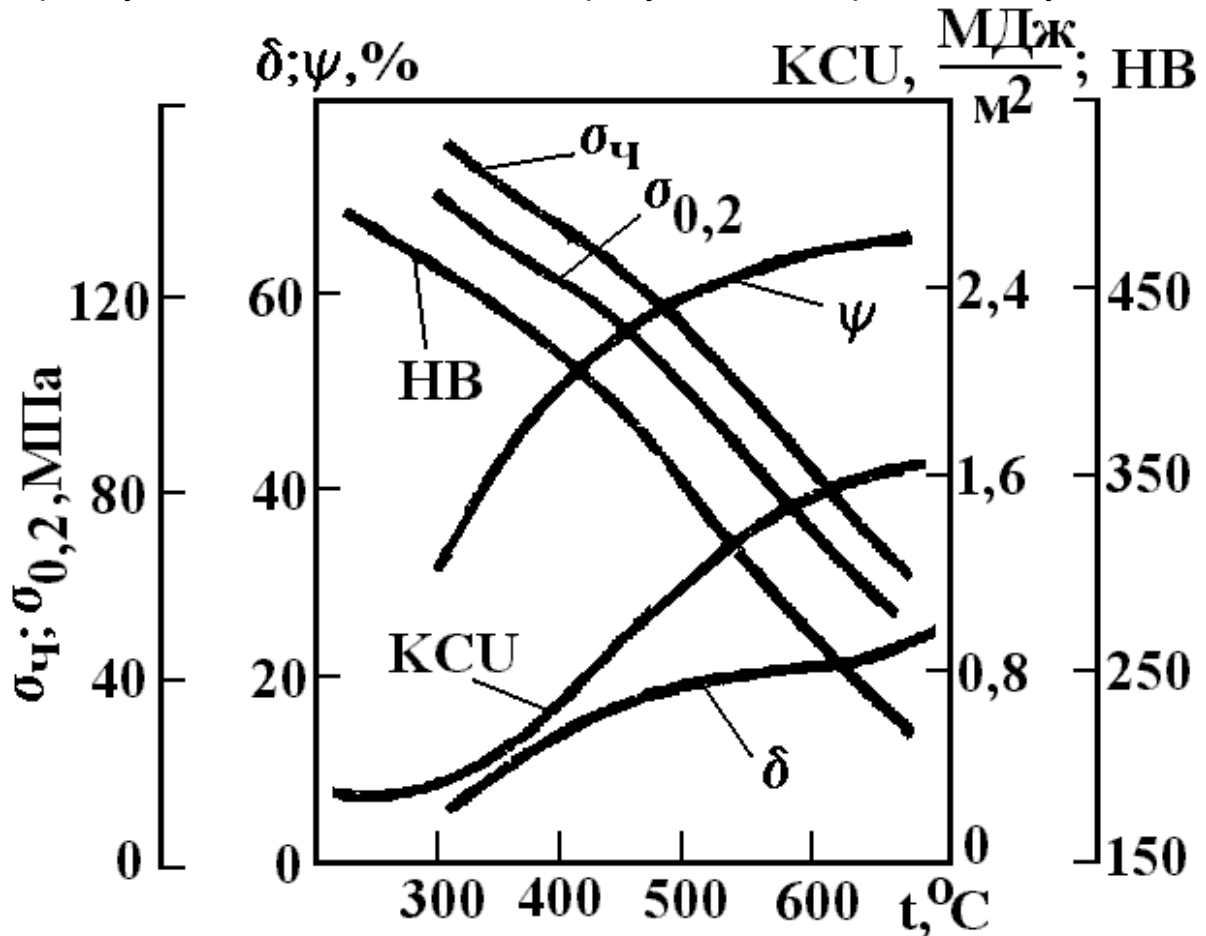
мартэнсіт. Павелічэнне колькасці мартэнсіту: а) павышае цвёрдасць (напрыклад, сталей з  $0,8 \div 1,1\%C$  на HRC 1-3); б) павялічвае аб'ём; в) павышае магнітныя характарыстыкі; г) стабілізуе памеры. Аднак адначасова ўзрастаюць напружанні, таму вырабы ахалоджваюць павольна і адразу пасля апрацоўкі халадам выконваюць водпуск.

Вытрымка сталі пасля загартоўкі пры пакаёвай тэмпературы больш за 3-6 гадз стабілізуе аўстэніт, і таму ён менш поўна пераўтвараецца ў мартэнсіт пры далейшым ахалоджванні і памяншае эфект апрацоўкі халадам. У дадзеным выпадку апрацоўку халадам выконваюць адразу пасля загартоўкі.

Апрацоўку халадам прымяняюць галоўным чынам для вымяральных інструментаў, для спружын і дэталей з цэментуемых легіраваных сталей, якія захоўваюць многа аўстэніту пасля загартоўкі.

#### 10.4. Водпуск загартаванай сталі

Водпуск з'яўляецца заключнай аперацыяй тэрмічнай апрацоўкі, якая складаецца з нагрэву ніжэй за крытычны пункт  $A_{c1}$  і



Мал. 93. Змяненне механічных уласцівасцей загартаванай сталі 40 у залежнасці ад тэмпературы водпуску



далейшага ахалоджвання для фарміравання канчатковай структуры сталі.

Змяненні ў структуры пры нагрэве загартаванай сталі прыводзяць да змянення яе ўласцівасцей (мал. 93).

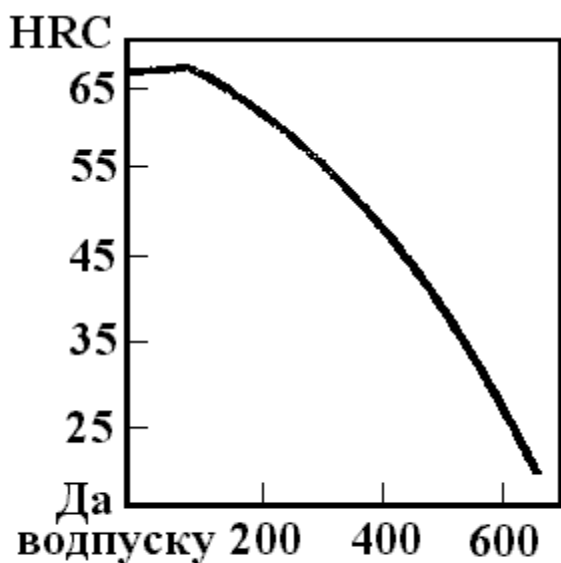
Адрозніваюць нізкі, сярэдні і высокі водпуск.

Нізкі водпуск праводзяць пры 150-200<sup>0</sup>С. Мэтай нізкага водпуску з'яўляецца зніжэнне ўнутраных напружанняў і некаторае

памяншэнне крохкасці мартэнсіту пры захаванні высокай цвёрдасці і зносаўстойлівасці сталі. Структура сталі пасля нізкага водпуску ўяўляе сабой мартэнсіт водпуску. Асноўная вобласць прымянення нізкага водпуску - рэзальны і вымяральны інструмент, а таксама машынабудаўнічыя дэталі, якія павінны валодаць высокай цвёрдасцю і зносаўстойлівасцю.

Сярэдні водпуск праводзяць пры 350-450<sup>0</sup>С. Мэта сярэдняга водпуску заключаецца ў некаторым зніжэнні цвёрдасці пры значным павелічэнні мяжы пружкасці. Пасля такога водпуску атрымліваюць структуру трастыт водпуску, які забяспечвае высокія межы трываласці, пружкасці і вынослівасці, а таксама паляпшэнне супраціўляльнасці ўздзеянню ўдарных нагрузак.

Высокі водпуск праводзяць пры 550-650<sup>0</sup>С. Мэта высокага



Тэмпература водпуску, °C

Мал. 94. Змяненне цвёрдасці пры водпуску загартаванай эўтэктоіднай сталі

водпуску – дасягненне аптымальнага спалучэння трываласных, пластычных і вязкіх уласцівасцей. Пасля такога водпуску атрымліваюць аднародны сарбіт водпуску з зярністай будовай цэментыту. Вобласць прымянення высокага водпуску - канструкцыйныя сталі, дэталі з якіх падвяргаюць дзеянню высокіх напружанняў і ударных нагрузак. Тэрмічная апрацоўка, якая складаецца з загартоўкі з высокім водпускам, для паляпшэння агульнага комплексу механічных уласцівасцей з'яўляецца асноўным відам тэрмічнай апрацоўкі канструкцыйных сталей. Яна называецца паляпшэннем.

Тэмпература водпуску звычайна выбіраецца ў залежнасці ад зададзенай цвёрдасці. У гэтым выпадку выраб загартоўваецца на

максімальную цвёрдасць, а затым водпускам цвёрдасць зніжаецца да патрэбнай.

Змяненне цвёрдасці пры водпуску загартаванай вугляродзістай сталі, якая ўтрымлівае 0,8%С, прыведзена на мал. 94.

Адпуская крохкасць. Вязкасць сталей, асабліва легіраваных, залежыць ад рэжыму водпуску: тэмпературы і хуткасці ахалоджвання пасля водпуску (мал. 95). Пры адпусканой крохкасці назіраецца зніжэнне ўдарнай вязкасці пры пэўнай тэмпературы водпуску або хуткасці ахалоджвання.

Прынята адрозніваць адпусканую крохкасць I і II роду. Адпуская крохкасць I роду (неабарачальная) назіраецца пры водпуску як легіраваных, так і вугляродзістых сталей пры тэмпературы каля 300°C (у дыяпазоне 250-400°C).

Прычына адпусканой крохкасці I роду - нераўнамернасць распаду мартэнсіту па межах і ў сярэдзіне зерня пры водпуску. Блізка каля мяжы карбіды выдзяляюцца больш інтэнсіўна, там утвараецца канцэнтрацыя напружанняў, што робіць межы зерняў больш крохкімі. Пры павышэнні тэмпературы водпуску або павелічэнні працягласці нагрэву структура па сячэнні зерня выраўноўваецца і адпуская крохкасць I роду ўстараняецца. Паўторны водпуск пры тэмпературы 250-400°C не прыводзіць да адпусканой крохкасці.

Адпуская крохкасць II роду (абарачальная) назіраецца пры павольным ахалоджванні пасля водпуску пры тэмпературах 450-550°C. Гэты від адпусканой крохкасці абарачальны, паколькі пры паўторным нагрэве, але хуткім ахалоджванні пры гэтай жа тэмпературы ён знікае.



Мал. 95. Схема ўздзеяння тэмпературы водпуску і хуткасці ахалоджвання пасля водпуску на ўдарную вязкасць

Пры павольным ахалоджванні па межах зерняў паспяваюць выдзяляцца дробныя карбіды, фасфіды і нітрыды, якія прыводзяць

да іх акрохквання. Пры хуткім ахалоджванні гэтыя часцінкі не выдзяляюцца.

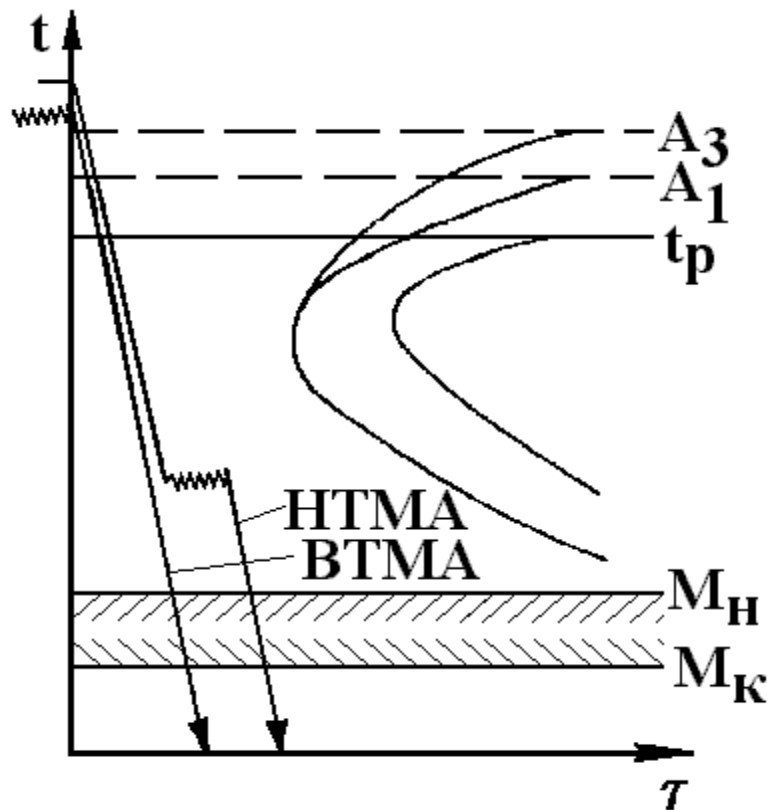
Такі від крохкасці больш характарны для легіраваных сталей, прычым часцей назіраецца ў сталях з павышаным утрыманнем хрому і марганцу. Увядзенне ў сталь нават невялікіх колькасцей малібдэну ( $0,2 \div 0,3\%$ ) або вальфраму ( $0,6 \div 1,1\%$ ) рэзка зніжае схільнасць да адпускной крохкасці II роду.

Мерамі барацьбы з адпускной крохкасцю II роду з'яўляюцца ахалоджванне пасля водпуску не на паветры, а ў масле, а для вялікіх дэталей - нават у вадзе, а таксама дадатковае легіраванне сталі малібдэнам і вальфрамам.

### 10.5. Тэрмамеханічная апрацоўка (ТМА) сталі

Высокая трываласць у спалучэнні са здавальняльнай вязкасцю, аслабленне або нават устараненне адпускной крохкасці першага і другога роду дасягаецца пры прымяненні тэрмамеханічнай апрацоўкі (ТМА), якая заключаецца ў пластычным дэфармаванні аўстэніту з наступнай загартоўкай на мартэнсіт і нізкім водпускам.

У залежнасці ад тэмпературы, пры якой дэфармуюць аўстэніт, адрозніваюць высокатэмпературную тэрмамеханічную (ВТМА) і нізкатэмпературную (НТМА) апрацоўку.



Мал. 96. Класіфікацыйная схема ТМА

Пры ВТМА дэфармацыя аўстэніту адбываецца вышэй за  $A_{с3}$ , пры НТМА - пры  $400 \div 500^{\circ}\text{C}$ , гэта значыць пры тэмпературах адноснай стабільнасці аўстэніту (мал. 96).

У выніку ТМА дасягаецца высокая трываласць пры дастатковай пластычнасці і вязкасці.

Прычынай умацавання пры ТМА з'яўляецца тое, што з папяродне дэфармаванага аўстэнітнага зерня ўтвараюцца больш дробныя пласцінкі мартэнсіту. Пры драбненні зерняў аўстэніту ўтвараецца блочная структура, якая фіксуецца пры загартоўцы. Вуглярод пры водпуску каля  $200^{\circ}\text{C}$  выдзяляецца ў выглядзе дысперсных карбідаў.

У параўнанні са звычайнай тэрмаапрацоўкай ВТМА павышае трываласць прыкладна на 40% пры адначасовым павелічэнні характарыстык пластычнасці ў 2 разы. Узрастае супраціўленне стомленасці, павялічваецца ўдарная вязкасць, памяншаецца схільнасць да ўтварэння трэшчын і парог халадаломкасці.

Яшчэ большая трываласць дасягаецца пры НТМА, але НТМА можа прымяняцца толькі для сталей з шырокім часавым інтэрвалам устойлівасці аўстэніту ніжэй за тэмпературу яго рэкрышталізацыі. Спалучэнне высокай мяжы пругкасці і высокай цыклічнай трываласці дае магчымасць прымяняць НТМА пры вырабе высокатрывалых спружын, рысор і падвесак.

Хаця пры НТМА дасягаецца найбольшае ўзмацаванне, але яе правядзенне больш складанае ў параўнанні з ВТМА. Пры тэмпературах  $400-500^{\circ}\text{C}$  аўстэніт менш пластычны, што патрабуе прымянення больш магутных дэфармавальных сродкаў. ВТМА больш тэхналагічная, яе можна прымяняць пры вырабе дэталей большага сячэння і больш складанай канфігурацыі.

Найбольшая трываласць ( $\sigma_{\text{ч}}$  да 3000 МПа) можа быць дасягнута спалучэннем ВТМА з наступнай халоднай пластычнай дэфармацыяй.

## **11. ПАВЕРХНЕВАЕ ЎМАЦАВАННЕ СТАЛЬНЫХ ДЭТАЛЕЙ**

### **11.1. Умацаванне паверхні метадам пластычнага дэфармавання**

Эфектыўнымі спосабамі ўмацавання паверхневага слоя з'яўляюцца шротаструменная апрацоўка, якая дазваляе прапрацоўваць сталёныя дэталі на глыбіню да 0,7 мм, і абкатка паверхні ролікамі на глыбіню да 15 мм. Пры гэтым адбываецца наклеп паверхні дэталі, які дазваляе павысіць яе трываласць стомленасці, без змянення матэрыялу і рэжыму тэрмічнай апрацоўкі. Наклепу падвяргаюць гатовыя дэталі, якія прайшлі механічную і тэрмічную апрацоўку.

Пры шротаструменнай апрацоўцы на паверхню дэталей са спецыяльных шротакідальнікаў з вялікай хуткасцю накіроўваюць паток стальнага або (радзей) чыгуннага шроту дыяметрам  $0,5 \div 1,5$  мм. Удары шроту выклікаюць пластычную дэфармацыю паверхневага слоя, з-за чаго ён становіцца больш цвёрдым, у ім

узнікаюць астаткавыя напружанні сціскання і тым самым павышаецца трываласць стомленасці. Калі ў паверхневым слое прысутнічае астаткавы аўстэніт, то пры наклепе адбываецца яго фазовае пераўтварэнне з утварэннем матрэніту, што дадаткова павялічвае цвёрдасць і зносаўстойлівасць. Пры шротаструменнай апрацоўцы згладжваюцца дробныя паверхневыя дэфекты, якія з'яўляюцца канцэнтратамі напружанняў.

Шротаструменнай апрацоўцы падвяргаюць паверхню рысор і спружын, зубчастых колаў, звенняў гусеніц, гільзаў і поршняў. У выніку шротаструменнай апрацоўкі мяжа вынослівасці рысор павялічваецца ў 1,5 раза і ў некалькі разоў узрастае іх даўгавечнасць.

Абкатку ролікамі праводзяць з дапамогай спецыяльных прыстасаванняў на звычайных такарных або стругальных станках. Ціск на ролікі здзясняецца гідраўлічна або з дапамогай спружын. Абкатку ролікамі прымяняюць для апрацоўкі шыек валоў, восей чыгуначных вагонаў, каленчатых валоў і іншых дэталеў. Акрамя ўмацавання, абкатка павышае чысціню апрацоўваемай паверхні.

## 11.2. Паверхневая загартоўка

Паверхневая загартоўка заключаецца ў нагрэве паверхневага слоя сталі вышэй за  $A_{с3}$  з наступным ахалоджваннем для атрымання высокай цвёрдасці і трываласці ў паверхневым слоі дэтале ў спалучэнні з вязкай сярэдзінай.

Нагрэў пад загартоўку праводзяць токамі высокай частаты (ТВЧ) - найбольш распаўсюджаным спосабам, - у расплаўленых металах або солях, полымем газавых або кісларод - ацэтыленавых гарэлак, а таксама лазерным выпраменьваннем.

Пры нагрэве ТВЧ магнітны паток, які ўтвараецца пераменным токам, праходзіць па правадніку (індуктары), індукцыруе віхравыя токі ў метале дэтале, якая змешчана ўсярэдзіну індуктара. Форма індуктара павінна адпавядаць знешняй форме вырабу. Індуктар ўяўляе сабой медныя трубка, у якіх усярэдзіне для ахалоджвання цыркулюе вада. Хуткасць нагрэву залежыць ад колькасці выдзеленага цяпла, прапарцыянальнага квадрату сілы току і супраціўленню металу.

Шчыльнасць току па сячэнні дэтале нераўнамерная, на паверхні яна значна вышэйшая, чым усярэдзіне. Асноўная колькасць цяпла выдзяляецца ў тонкім паверхневым слоі. Глыбіня пранікнення току ў метал залежыць ад уласцівасцей награвяемага металу і адваротна прапарцыянальна квадратнаму караню з частаты току. Чым большая частата току, тым больш тонкім атрымоўваецца загартаваны слой. Звычайна прымяняюць

машынных генератары з частатой 500-15000 Гц і лямповыя генератары з частатой да  $10^6$  Гц. Пры прымяненні машынных генератараў таўшчыня загартаванага слоя складае 2-10 мм, лямповых - ад дзесятых долей міліметра да 2 мм.

Пасля нагрэву ў індуктары дэталі ахалоджваюць з дапамогай спецыяльнага ахаладжальнага прыстасавання. Праз спецыяльныя адтуліны паверхне дэталі апырскваецца ахаладжальнай вадкасцю.

Структура загартаванага слоя складаецца з мартэнсіту, а пераходнай зоны - з мартэнсіту і ферыту. Глыбінныя слаі награвваюцца да тэмператур ніжэйшых за крытычныя і пры ахалоджванні не ўмацоўваюцца. Для павышэння трываласці сярэдзіны перад паверхневай загартоўкай дэталі ў асобных выпадках падвяргаюць нармалізацыі або паляпшэнню. Нагрэў доўжыцца звычайна 10 с, прычым хуткасць нагрэву складае  $100-1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$ .

Перавагамі паверхневай загартоўкі ТВЧ з'яўляюцца рэгулюемая глыбіня загартаванага слоя, высокая прадукцыйнасць і магчымасць аўтаматызацыі, адсутнасць абезвугляроджвання і акалінаўтварэння, мінімальнае карабанне дэталі. Да недахопаў адносіцца высокі кошт індуктара, які з'яўляецца індывідуальным для кожнай дэталі, і адсюль малая прымяняльнасць ТВЧ ва ўмовах адзінкавай вытворчасці.

Паверхневай загартоўцы падвяргаюцца ў асноўным вугляродзістыя сталі, якія ўтрымліваюць каля 0,4%С. Глыбокая гартавальнасць пры гэтым метадзе не выкарыстоўваецца, таму легіраваныя сталі звычайна не прымяняюць. Пасля загартоўкі праводзяць нізкі водпуск пры  $200^{\circ}\text{C}$  або нават самаводпуск. Пасля загартоўкі і водпуску цвёрдасць сталі HRC 45-55 на паверхні і HRC 25-30 усярэдзіне.

Высокачастотнай загартоўцы падвяргаюць шыйкі каленчатых валоў, кулачковых валоў, гільзы цыліндраў, паршневыя пальцы, дэталі гусеніц, пальцы рысоры і інш. Выбар таўшчыні ўмацавальнага слоя залежыць ад умоў работы дэталі. Калі ад дэталі патрабуецца толькі высокая зносаўстойлівасць, таўшчыня ўмацаванага слоя складае  $1,5 \div 3$  мм, у выпадку высокіх кантактных нагрузак і магчымай перашліфлёўкі аптымальная таўшчыня ўзрастае да  $5 \div 10$  мм.

Для паверхневай загартоўкі можа выкарыстоўвацца нагрэў лазерам. Лазеры – гэта квантавыя генератары аптычнага дыяпазону, у аснову работы якіх пакладзена ўмацаванне электрамагнітных ваганняў за кошт індукцыраванага выпраменьвання атамаў (малекул). Лазернае выпраменьванне распаўсюджваецца вельмі вузкім пучком і характарызуецца высокай канцэнтрацыяй энергіі. Крыніцай генеруемага выпраменьвання

з'яўляюцца цвёрдыя целы (рубiны, алюмініевыя гранiты, iтрый, шкло) i газы (He, Ne, Ar, CO<sub>2</sub>).

Пад дзеяннем лазернага выпраменьвання паверхне дэталі за кароткі прамежак часу ( $10^{-3} \div 10^{-7}$ с) награвяецца да высокіх тэмператур. Пасля спынення апраменьвання нагрэтыя ўчасткі хутка ахалоджваюцца з-за iнтэнсіўнага адводу цяпла халоднымі аб'ёмамі металу. Адбываецца загартоўка тонкага паверхневага слоя.

Лазерная апрацоўка паверхні сталёвых i чыгунных дэталей iстотна павялічвае iх зносаўстойлівасць, мяжу вынослівасці пры загібе i мяжу кантактнай вынослівасці. Лазерная апрацоўка - перспектыўны метад паверхневага ўмацавання дэталей складанай формы, якія эксплуатаюцца ва ўмовах зносу i стомленаснага нагружэння.

### **11.3. Хiмiка - тэрмiчная апрацоўка сталi**

#### **11.3.1. Агульная характарыстыка працэсаў хiмiка - тэрмiчнай апрацоўкі сталi**

Хiмiка – тэрмiчнай апрацоўкай сталi (ХТА) называюць працэс, што спалучае паверхневае насычэнне сталi тым або iншым элементам пры высокай тэмпературы i тэрмiчнае ўздзеянне, у выiнку якога адбываецца змяненне хiмiчнага саставу, мiкраструктуры i ўласцівасцей паверхневых слаёў дэталей.

Хiмiка – тэрмiчная апрацоўка ўключае ў сябе цэментацыю, азатаванне, цыянаванне, алітаванне, сiліцаванне i iнш.

Насычэнне паверхневага слоя працякае пры нагрэве дэталі да пэўнай тэмпературы ў асяроддзі, якое лёгка выдзяляе насычальны элемент у актыўным стане, i вытрымцы пры гэтай тэмпературы. Асяроддзі, якія выдзяляюць насычальны элемент, могуць быць газападобнымі, вадкімі i цвёрдымі.

У адрозненне ад паверхневай загартоўкі пры хiмiка – тэрмiчнай апрацоўцы розніца ва ўласцівасцях дасягаецца не толькі змяненнем структуры металу, але i яго хiмiчнага саставу. ХТА не залежыць ад формы дэталей. Яна забяспечвае атрыманне ўмацаванага слоя аднолькавай таўшчыні па ўсёй паверхні. ХТА дае больш значнае адрозненне ва ўласцівасцях паверхні i сярэдзіны дэталі. ХТА змяняе хiмiчны састаў i структуру паверхневага слоя, а паверхневая загартоўка - толькі структуру.

Разам з тым ХТА уступае паверхневай загартоўцы па прадукцыйнасці.

Асноўнымі элементарнымі працэсамі любога вiду хiмiка - тэрмiчнай апрацоўкі з'яўляюцца:

1) Дысацыяцыя - выдзяленне насычальнага элемента ў актыўным атамарным стане ў выніку разлажэння пачатковых рэчываў:  $2\text{CO} \leftrightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$ ;  $2\text{NH}_3 \leftrightarrow 3\text{H}_2 + 2\text{N}$  і г.д. Ступень распаду малекул газу (%) называюць ступенню дысацыяцыі.

2) Абсорбцыя - захоп паверхней металу свабодных атамаў насычальнага элемента. Атамы металу, якія знаходзяцца на паверхні, маюць накіраваныя вонкі свабодныя сувязі. Пры падачы да паверхні дэталі атамаў насычальнага элемента гэтыя свабодныя сувязі ўступаюць ва ўзаемадзеянне, што памяншае паверхневую энергію металу. З павышэннем тэмпературы абсарбцыйная здольнасць металу павялічваецца. Развіццю працэсу абсорбцыі садзейнічае здольнасць элемента, які дыфундуе, ўтвараць з асноўным металам цвёрдыя растворы або хімічныя злучэнні.

3) Дыфузія - пранікненне насычальнага элемента ў тоўшчу металу. У выніку абсорбцыі хімічны састаў паверхневага слоя мяняецца, утвараецца градыент канцэнтрацый насычальнага элемента ў паверхневых і ніжэйшых сляях. Дыфузія працякае лягчэй пры ўтварэнні цвёрдых раствораў укаранення (C, N), чым цвёрдых раствораў замяшчэння (Al, Cr, Si). Таму пры дыфузійнай металізацыі працэс вядуць пры больш высокіх тэмпературах.

Паверхневы слой дэталі, які адрозніваецца ад пачатковага матэрыялу па хімічнаму саставу, называецца дыфузійным слоём. Матэрыял дэталі пад дыфузійным слоём з нязмененым хімічным саставам называюць асяродкаў.

### 11.3.2. Цэментацыя сталі

Цэментацыяй называецца працэс дыфузійнага насычэння паверхневага слоя сталёвых дэталей вугляродам.

Мэта цэментацыі – атрыманне на паверхні дэталі высокай цвёрдасці і зносаўстойлівасці ў спалучэнні з вязкім асяродкам. На цэментацыю паступаюць механічна апрацаваныя дэталі з прыпускам на шліфоўку  $0,05 \div 0,10$  мм.

Цэментацыі падвяргаюць сталі з нізкім утрыманнем вугляроду  $0,1 \div 0,25\%$ .

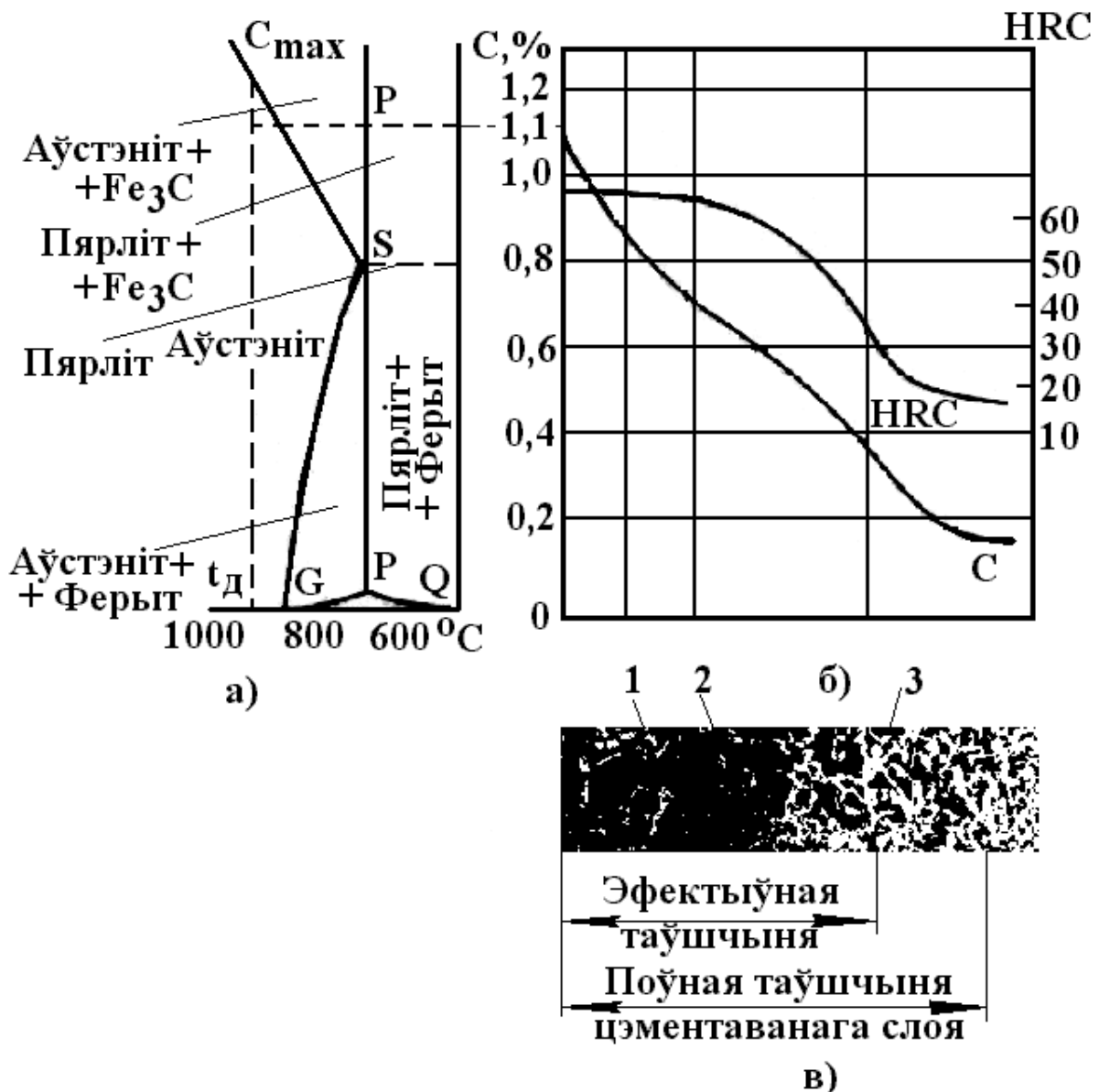
На паверхні канцэнтрацыя вугляроду дасягае  $1,0\%$ . Глыбіня цэментаванага слоя (пры ўтрыманні вугляроду каля  $0,4\%$ ) звычайна знаходзіцца ў межах  $0,5 \div 2,5$  мм. Для дасягнення высокай цвёрдасці паверхні і вязкага асяродка пасля цэментацыі заўсёды праводзіцца загартоўка з нізкім водпускам.

Цэментацыю, як правіла, праводзяць пры тэмпературах вышэй за пункт  $A_{с3}$ , пры якіх устойлівы аўстэніт. Ён растварае ў большых колькасцях вуглярод. Пры цэментацыі сталі атамы вугляроду дыфундуюць у рашотку  $\gamma$  – жалеза.



Пры тэмпературах цэментацыі (вышэй за пункт  $A_{c3}$ ) дыфузійны слой складаецца толькі з аўстэніту, а пасля павольнага ахалоджвання – з прадуктаў яго распаду: ферыту і цэментыту (мал. 97а). Канцэнтрацыя вугляроду пры гэтым звычайна не дасягае мяжы насычэння ( $C_{max}$ ) пры дадзенай тэмпературы.

Цэментаваны слой мае пераменную канцэнтрацыю вугляроду па глыбіне, якая ўрывае ад паверхні да сярэдзіны дэталі (мал.97б). У сувязі з гэтым пасля павольнага ахалоджвання ў структуры цэментаванага слоя можна адрозніць (ад паверхні да сярэдзіны) тры зоны (мал.97в) : заэўтэктоідную 1 са структурай перліту і другаснага цэментыту, які ўтварае сетку па былым зерні аўстэніту; эўтэктоідную 2 са структурай пласціністага перліту;



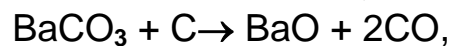
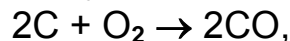
Мал.97. Дыяграма стану Fe-Fe<sub>3</sub>C (а), змяненне ўтрымання вугляроду, цвёрдасці пасля загартоўкі (б) і мікраструктуры пасля павольнага ахалоджвання (в, x250) па таўшчыні цэментаванага слоя.

даэўтэктоідную  $\beta$  са структурай перліту і ферыту. Колькасць ферыту ў гэтай зоне бесперапынна ўзрастае па меры прыбліжэння да асяродка.

За эфектыўную таўшчыню цэментаванага слоя прымаюць суму заэўтэктоіднай, эўтэктоіднай і паловы пераходнай (даэўтэктоіднай) зон (мал. 97 в) або глыбіню распаўсюджвання кантрольнай цвёрдасці вышэй за вызначанае значэнне. У якасці кантрольнай цвёрдасці (пасля тэрмічнай апрацоўкі) прымяняюць: цвёрдасць HRC 50, якая характарызуе сумарную глыбіню заэўтэктоіднай, эўтэктоіднай і паловы пераходнай зоны (да 0,45% C).

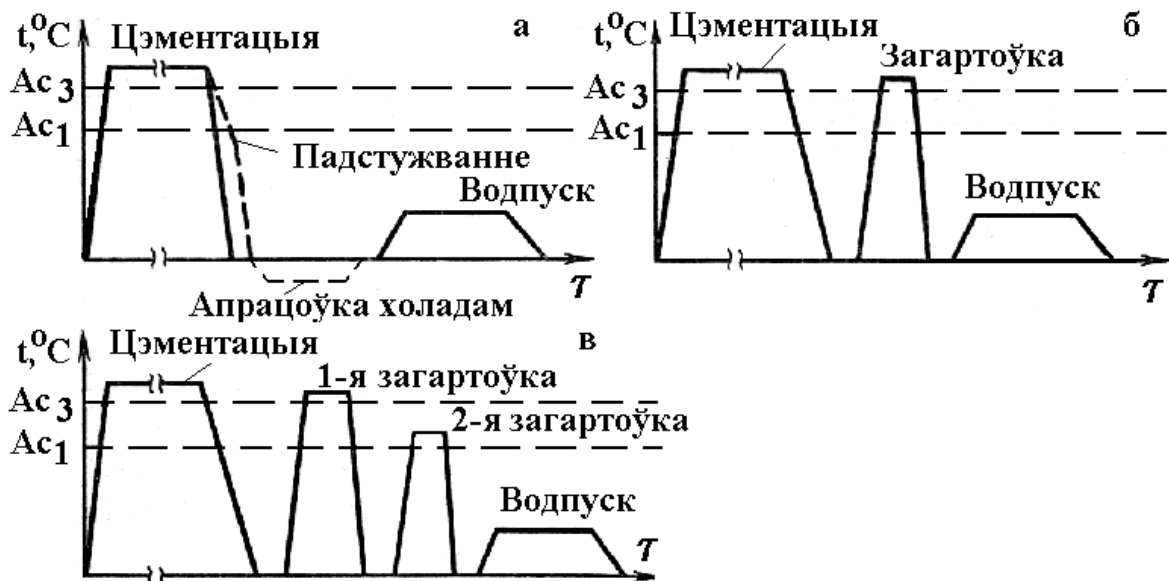
Адрозніваюць два асноўныя віды цэментацыі: у цвёрдым і газавым асяроддзі. Асяроддзе, якое пастаўляе вуглярод да паверхні цэментуемай дэталі, называецца карбюрызатарам.

Цвёрдая цэментацыя праводзіцца ў спецыяльных сталёвых скрынках, у якіх дэталі ўкладваюцца папераменна з карбюрызатарам. Скрынкі зачыняюцца векамі і замазваюцца вогнеўпорнай глінай для папяроджання ўцечкі газаў. У якасці цвёрдага карбюрызатара прымяняюць дубовы або бярозавы драўляны вугаль і актыватары  $\text{BaCO}_3$  або  $\text{NaCO}_3$ . Пры нагрэве да тэмпературы  $930\text{--}950^\circ\text{C}$  ідуць наступныя рэакцыі:



Актыўныя атамы вугляроду дыфундуюць у рашотку  $\gamma$ -жалеза. За 8–10 гадз утвараецца слой таўшчынёй каля 1 мм.

Газавая цэментацыя з'яўляецца асноўным працэсам масавай вытворчасці. Сталёвыя дэталі награвваюць у газавых



Мал. 98. Рэжымы тэрмічнай апрацоўкі пасля цэментацыі сталі

сумесях, якія ўтрымліваюць  $\text{CO}$ ,  $\text{CH}_4$  і інш. Газавая цэментация адбываецца хутчэй. Слой таўшчынёй 1 мм утвараецца за 6 -7 гадз.

Пасля цэментцыі, акрамя нераўнамернага размеркавання вугляроду па сячэнні, з-за доўгатэрміновай вытрымкі пры высокіх тэмпературах сталі набываюць буйназярністасць.

Гэтыя абставіны неабходна ўлічваць пры назначэнні абавязковай пасля цэментцыі тэрмічнай апрацоўкі. Мэтай тэрмаапрацоўкі з'яўляецца ўмацаванне паверхні з адначасовым здрабненнем зерня і атрыманням вязкага асяродка.

У залежнасці ад прызначэння дэталі прымяняюць розныя варыянты тэрмічнай апрацоўкі (мал. 98).

Менш адказныя дэталі падвяргаюць загартоўцы непасрэдна з цэментациянага нагрэву з наступным нізкім водпускам (мал. 98 а). Вялікія зерні аўстэніту, якія выраслі ў выніку доўгатэрміновай цэментцыі, даюць грубакрышталічны мартэнсіт водпуску ў паверхневым слоі і буйназярністую ферытна – перлітную структуру ў асяродку дэталі. Гэтыя недахопы ў пэўнай меры ўстараняюцца пры прымяненні спадчынна – дробназярністых сталей, прымяненні газавай цэментцыі, якая скарачае час знаходжання сталі пры высокай тэмпературы. Прымяненне астуджвання пры загартоўцы да  $750 \div 800^\circ\text{C}$  зніжае ўнутраныя напружанні, а апрацоўка халадам памяншае колькасць астаткавага аўстэніту ў цэментаваным слоі.

Пры больш высокіх патрабаваннях да структуры дэталі пасля цэментцыі падвяргаюць ахалоджванню на паветры, аднаразовай загартоўцы з нагрэву вышэй за  $A_{C3}$  і нізкаму водпуску (мал. 98 б). Пры гэтым у асяродку і на паверхні дэталі адбываецца перакрышталізацыя і здрабненне зерня. Аднак у паверхневым высокавугляродзістым слоі адбываецца некатары перагрэў, паколькі аптымальны загартовачны нагрэў заэўтэктоідных сталей - гэта нагрэў вышэй за  $A_{C1}$ , але ніжэй за  $A_{cm}$ .

Асабліва адказныя дэталі пасля цэментцыі падвяргаюць двойной загартоўцы з нізкім водпускам (мал. 98 в). Пры першай загартоўцы з тэмпературы на  $30 \div 50^\circ\text{C}$  вышэй за  $A_{C3}$  працякае перакрышталізацыя асяродка дэталі з утварэннем дробнага аўстэнітнага зерня, якое забяспечвае дробназярністасць прадуктаў распаду. Адначасова пры гэтым цэментытная сетка ў паверхневым слоі раствараецца. Пры нагрэве пад другую загартоўку мартэнсіт, які атрыманы пасля першай загартоўкі, зведвае водпуск і пры гэтым утвараюцца глабулярныя карбіды. Яны павялічваюць цвёрдасць паверхневага заэўтэктоіднага слоя. Акрамя таго, пры другой загартоўцы з тэмпературай вышэй за  $A_{C1}$  на  $30 \div 50^\circ\text{C}$  забяспечваецца дробнае зерне ў паверхневым слоі.

Пасля такой тэрмаапрацоўкі паверхневы заэўтэктоідны слой будзе мець структуру адпушчанага мартэнсіту с ўключэннямі

глабулярных карбідаў. Структура асяродку вызначаецца хімічным саставам сталі. Пры цэментацыі вугляродзістай сталі з-за нізкай гартавальнасці асяродак мае ферытна – перлітную структуру.

Легіраваная сталь пры цэментацыі дазваляе атрымаць у асяродку структуру сарбіту, трастыту або нават мартэнсіту, але з-за нізкай канцэнтрацыі вугляроду асяродак будзе мець высокую ўдарную вязкасць.

### 11.3.3. Азатаванне сталі

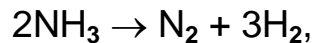
Азатаваннем называюць працэс дыфузійнага насычэння азотам паверхневай зоны дэталей. Азатаванне прымяняюць для павышэння зносаўстойлівасці і мяжы вынослівасці дэталей машын (каленчатых валоў, гільзаў цыліндраў, чарвякоў, валікаў і інш.).

Да азатавання дэталі падвяргаюць загартоўцы і высокаму водпуску (паляпшэнню) і чыстай апрацоўцы. Пасля азатавання дэталі шліфуюць або паліруюць .

Звычайнае азатаванне праводзяць пры тэмпературы  $500\div 600^{\circ}\text{C}$  у муфелях ці кантэйнерах, праз якія прапускаецца аміяк (вытрымка да 60 гадз).

Верагодна, што на стальной паверхні працякае рэакцыя дысацыяцыі аміяку з выдзяленнем іонаў азоту, якія адсарбіруюцца паверхней дэталі, а затым дыфундуюць углыб.

Пры нагрэве аміяка ў ізаляваным аб'ёме магчыма толькі рэакцыя з утварэннем малекулярнага азоту

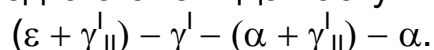


які не можа дыфундаваць у сталь без іанізацыі.

Фарміраванне структуры азатаванай зоны ў вугляродзістых сталях працякае прыкладна так, як і пры азатаванні жалеза. Таму з дапамогай дыяграмы Fe - N (мал. 99) можна прадказаць структуру азатаванай зоны нізкавугляродзістых сталей.

Па меры насычэння жалеза азотам пры тэмпературы ніжэй за  $590^{\circ}\text{C}$  спачатку ўтвараецца  $\alpha$  – цвёрды раствор укаранення азоту ў жалезе, затым слой  $\gamma^I$  – фазы з ГЦК рашоткай і ўпарадкаваным размеркаваннем атамаў азоту ў цэнтрах элементарных ячэек. Звычайна працэс азатавання завяршаецца ўтварэннем на паверхні слоя  $\varepsilon$  – фазы з ГШЧУ рашоткай і ўпарадкаванымі размяшчэннем атамаў у шырокім інтэрвале канцэнтрацыі азоту.

Пры павольным ахалоджванні пасля азатавання з-за пераменнай растваральнасці азоту ў  $\alpha$ - і  $\varepsilon$ - фазах (гл. мал. 99) адбываецца выдзяленне лішкавай  $\gamma_{II}^I$  – фазы і структура азатаванай зоны ад паверхні да асяродка становіцца наступнай:



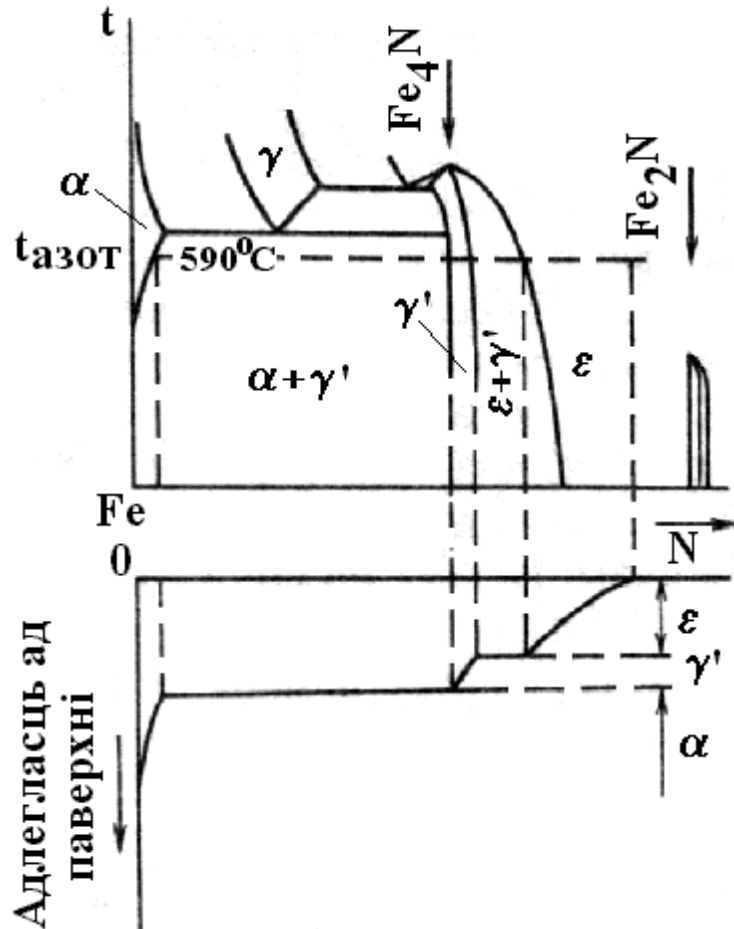
Пры азатаванні вугляродзістых сталей з павелічэннем утрымання вугляроду памяншаецца хуткасць дыфузіі азоту і магчыма ўтварэнне карбанітрыдных фаз.

Азатаваная сталь, якая мае на паверхні слой  $\epsilon$  – фазы, каразійнаўстойлівая ў вадзе і ў атмасферных умовах. У сістэме Fe - N  $\epsilon$  – і  $\gamma'$  – фазы маюць параўнальна невысокую цвёрдасць, адпаведна HV 4500 і HV 5500 МПа. Значна большая цвёрдасць дасягаецца пры азатаванні спецыяльна легіраваных сталей – нітралоеў, якія ўтрымліваюць больш актыўныя нітрыдаўтваральныя элементы: Cr, Mo, Al, V, Ti.

Пры азатаванні структуры дыфузійнай зоны легіраваных і вугляродзістых сталей аднолькавыя. Аднак легіраванне змяняе састаў фаз і тэмпературныя межы іх утварэння; пры ізатэрмічнай вытрымцы ў працэсе азатавання могуць утварацца двухфазныя слаі ў дыфузійнай зоне. Даследавана, што пры азатаванні ўмацаванне  $\alpha$  – фазы ў легіраваных сталях праходзіць па механізму старэння перанасычаных цвёрдых раствораў. Пры ўтварэнні поўнаасцю кагерэнтных зародышаў нітрыднай фазы ў  $\alpha$  – фазе легіраваных сталей назіраецца максімальная цвёрдасць.

Звычайна азатаванню падвяргаюць легіраваныя сярэднеугляродзістыя сталі. Да такіх сталей адносяцца 38X2МЮА, 35 ХМА, больш таннай 38X2Ю, а таксама асобныя штамповыя сталі, напрыклад 3X2В8, 5ХНМ.

Пасля механічнай і канчатковай тэрмічнай апрацоўкі (загартоўка з высокім водпускам) метал набывае структуру сарбіту водпуску, якая мае высокую трываласць і вязкасць. Гэтая структура захоўваецца ў асяродку дэталі і пасля азатавання. Высокая



Мал. 99. Участак дыяграмы Fe - N. Змяненне ўтрымання азоту і фазавога састава па таўшчыні слоя пры  $t_{азат}$ .

трываласць механічнай асновы неабходна для таго, каб тонкі і крохкі азатаваны слой не праціскаўся пры рабоце дэталі. Высокая цвёрдасць пасля азатавання дасягаецца адразу і не патрабуе далейшай тэрмічнай апрацоўкі. Гэта важная перавага працэсу азатавання.

Участкі, якія не падлягаюць азатаванню, засцерагаюць нанясеннем тонкага слоя волава ( $10 \div 15$  мкм) электралітычным метадам або вадкага шкла. Глыбіня азатаванага слоя складае  $0,3 \div 0,6$  мм. З-за параўнальна нізкіх тэмператур хуткасць азатавання значна меншая, чым пры цэментцыі, і складае ўсяго  $0,01$  мм/гадз і менш.

У параўнанні з цэментцыяй азатаванне мае шэраг пераваг і недахопаў. Перавагамі азатавання з'яўляюцца больш высокая цвёрдасць і зносаўстойлівасць паверхневага слоя, захоўванне ім высокіх уласцівасцей пры нагрэве да  $500^{\circ}\text{C}$ , а таксама высокія каразійныя ўласцівасці. У азатаваным слоі ствараюцца астаткавыя напружанні сціскання, што павышае стомленасць трываласць. Акрамя таго, пасля азатавання не патрабуецца загартоўка, што дазваляе пазбегнуць спадарожных загартоўцы дэфектаў.

Недахопамі азатавання ў параўнанні з цэментцыяй з'яўляюцца больш высокая працягласць працэсу і неабходнасць прымянення дарагіх легіраваных сталей. Таму азатаванне прымяняюць у выпадку вырабу больш адказных дэталей, ад якіх патрабуецца асабліва высокая якасць паверхневага слоя.

Азатаванне прымяняюць у машынабудаванні для вырабу вымяральнага інструменту, гільзаў, цыліндраў, зубчастых колаў, шасцерняў, утулак, каленчатых валоў і інш.

#### 11.3.4. Нітрацэментцыя сталі

Нітрацэментцыяй называюць працэс дыфузійнага насычэння паверхневага слоя адначасова вугляродам і азотом пры  $840\text{-}860^{\circ}\text{C}$  у газавым асяроддзі, якое складаецца з навуглераджвальнага газу і аміяку. Працягласць працэсу  $4\text{-}10$  гадз. Асноўнае прызначэнне нітрацэментцыі – павышэнне цвёрдасці і зносаўстойлівасці сталёвых вырабаў.

Даследавана, што пры адначасовай дыфузіі вугляроду і азоту паскараецца дыфузія вугляроду. Хуткасць росту нітрацэментаванага і цэментаванага слаёў на глыбіню  $0,5$  мм практычна аднолькавая, нягледзячы на тое, што тэмпература нітрацэментцыі амаль на  $100^{\circ}\text{C}$  ніжэйшая. Таўшчыня нітрацэментаванага слоя звычайна  $0,2\text{-}0,8$  мм, пры большай таўшчыні (больш за  $1$  мм) узнікаюць дэфекты, якія паніжаюць механічныя ўласцівасці сталі.

Для нітрацэментациі легіраваных сталей рэкамендуецца прымяняць кантралюемую эндатэрмічную атмасферу (24% CO, 31% H<sub>2</sub>), да якой дабаўляюць 1,5 ÷ 5,5% неапрацаванага прыроднага газу і 1,0 ÷ 3,5% NH<sub>3</sub>. Замест эндагазу ў асобных выпадках прымяняць экза-, эндатэрмічную атмасферу, якая ўтрымлівае 20% H<sub>2</sub>, 20% CO і 60% N<sub>2</sub>, што павышае супраціўленне крохкаму разбурэнню і мяжу вынослівасці апрацоўваемых вырабаў. У шахтных печах нярэдка прымяняюць вадкі карбюрызатар - трыэтаноламін (C<sub>2</sub>H<sub>3</sub>O)<sub>3</sub>N, які ў выглядзе капель уводзяць у рабочую прастору печы.

Пасля нітрацэментациі ідзе загартоўка або непасрэдна з печы з астуджаннем да 800 ÷ 825<sup>0</sup>С або пасля паўторнага нагрэву, прымяняюць і ступеньчатую загартоўку. Пасля загартоўкі праводзяць водпуск пры 160 ÷ 180<sup>0</sup>С.

Пры аптымальных умовах насычэння структура нітрацэментаванага слоя павінна складацца з дробнакрышталічнага мартэнсіту, невялікай колькасці дробных раўнамерна размеркаваных карбанітрыдаў і 25-30% астаткавага аўстэніту.

Цвёрдасць слоя пасля загартоўкі і нізкага водпуску HRC 58-64 (HV 570-690). Высокае ўтрыманне астаткавага аўстэніту забяспечвае добрую прыпрацоўку, напрыклад нешліфаваных аўтамабільных шасцерняў, што забяспечвае іх бесшумную работу. Максімальныя паказчыкі трываласці дасягаюцца толькі пры аптымальным для дадзенай сталі ўтрыманні на паверхні ў нітрацэментаваным слоі вугляроду і азоту.

Азоту ў слоі павінна быць не менш за тую колькасць, якая ўстараняе шкодныя наступствы ўнутранага акіслення ( $\geq 0,1 \div 0,15\%$ ). Пры высокім утрыманні азоту (0,4 ÷ 0,5%) у слоі ўтвараецца цёмная складальная. Абодва дэфекты мікраструктуры паніжаюць мяжу вынослівасці пры загібе і кантактную трываласць. Аптымальнае ўтрыманне вугляроду ў суме C + N залежыць ад маркі сталі і вагаецца ў шырокіх межах ( 1,0 ÷ 1,65%), прычым такое сумарнае ўтрыманне C і N характарызуе якасць слоя толькі пры мартэнсітна – аўстэнітнай структуры, якая не ўтрымлівае карбідную фазу. Пры нізкай канцэнтрацыі вугляроду ў структуры слоя па межах зерняў мартэнсіту з'яўляецца трастыт. Пры высокім утрыманні вугляроду ў сталі, якая мае Cr, Mn, Ti, V, утвараюцца карбанітрыды, што размяшчаюцца пераважна па межах зерняў у выглядзе суцэльнай або разарванай сеткі. Пераход вугляроду і элементаў, якімі легіравана сталь, у карбанітрыды паніжае ўстойлівасць аўстэніту, што таксама прыводзіць да ўтварэння ў слоі трасціта. Утварэнне сеткі карбанітрыдаў і трастыту зніжае мяжу вынослівасці, пластычнасць і вязкасць сталі.

Нітрацэментациі звычайна падвяргаюць дэталі складанай канфігурацыі, якія схільныя да карабачання. Нітрацэментация мае наступныя перавагі ў параўнанні з газавай цэментацияй. Працэс працякае пры больш нізкай тэмпературы (840-860<sup>0</sup>С замест 910-930<sup>0</sup>С); глыбіня слоя меншая; атрымліваюцца меншыя дэфармацыя і карабачанні вырабаў; павышаецца супраціўленне зносу і карозіі.

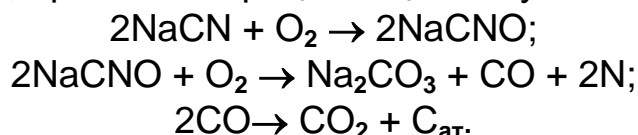
Нітрацэментацию шырока прымяняюць на аўтамабільных і трактарных заводах. Напрыклад, на ВАЗе 94,5% дэталей, якія падвяргаюцца хіміка – тэрмічнай апрацоўцы, праходзяць нітрацэментацию.

### 11.3.5. Цыянаванне сталі

Цыянаваннем называюць працэс дыфузійнага насычэння паверхневага слоя сталі адначасова вугляродам і азотам пры тэмпературы 820÷950<sup>0</sup>С у расплаўленых солях, якія ўтрымліваюць групу "CN".

Пры сярэднятэмпературным цыянаванні вырабы награвваюць да 820-860<sup>0</sup>С у расплаўленай солі, якая ўтрымлівае NaCN. Для атрымання слоя невялікай таўшчыні (0,15 - 0,35 мм) працэс вядуць пры такіх тэмпературах у ваннах (20 - 25% NaCN, 25 - 50% NaCl і 25 - 50% Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>). Працягласць працэсу абумоўлена патрэбнай таўшчынёй слоя і складае 30 - 90 хвіл.

Цыяністы натрый у працэсе цыянавання акісляецца кіслародам паветра, пры гэтым працякаюць наступныя рэакцыі:



Выдзеленыя атамарныя вуглярод і азот дыфундуюць у сталь. Цыянаваны слой, які атрыманы пры 820÷860<sup>0</sup>С, утрымлівае 0,7%С і 0,8 ÷ 1,2%N.

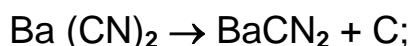
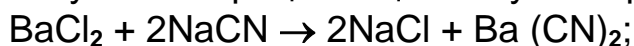
Цыянаванне пры ўказаных параўнальна невысокіх тэмпературах дазваляе выканаць загартоўку непасрэдна з цыяністай ванны. Пасля загартоўкі ідзе нізкатэмпературны водпуск (180 - 200<sup>0</sup>С). Цвёрдасць цыянаванага слоя пасля тэрмічнай апрацоўкі ~ HRC 58 - 62. Цыянаваны слой у параўнанні з цэментаваным валодае больш высокай зносаўстойлівасцю і эфектыўна павышае мяжу вынослівасці. Такі від цыянавання прымяняюць для ўмацавання дробных дэталей.

Для атрымання слоя большай таўшчыні (0,5 ÷ 2,0 мм) прымяняюць высокатэмпературнае, або глыбокае цыянаванне пры 930 ÷ 950<sup>0</sup>С у ванне з утрыманнем 8% NaCN, 82% BaCl і 10% NaCl (састаў ванны да расплаўлення). Люстэрка ванны пакрываюць слоём графіту каб пазбегнуць вялікіх страт цеплыні і ўгару



цыяністых солей. Час вытрымкі вырабу ў ванне для атрымання слаёў указанай таўшчыні складае 1,5 - 6 гадз.

Пры цыянаванні ў ванне працякаюць наступныя рэакцыі:



Выдзеленыя атамарныя вуглярод і азот дыфундуюць у жалеза. Пры ўказаных высокіх тэмпературах сталь з паверхні ў большай ступені насычаецца вугляродам (да 0,8 ÷ 1,2%) і ў меншай - азотам (0,2 ÷ 0,3%). Будова цыянаванага слоя падобная на будову цэментаванага. Пасля высокатэмпературнага цыянавання дэталі ахалоджваюць на паветры, а затым для здрабнення зерня загартоўваюць з нагрэвам у саляной ванне або печы і падвяргаюць нізкатэмпературнаму водпуску.

Працэс цыянавання ў параўнанні з працэсам цэментцыі патрабуе меншага часу для атрымання слоя зададзенай таўшчыні, характарызуецца значна меншымі дэфармацыямі і карабаннем дэталей складанай формы і больш высокімі супраціўленнем зносу і карозіі.

Недахопам цыянавання з'яўляецца высокі кошт, ядавітасць цыаністых солей і неабходнасць у сувязі з гэтым прыняцця спецыяльных мераў па ахове працы.

### 11.3.6. Дыфузійнае насычэнне сплаваў металамі і неметаламі

Для многіх дэталей цеплаэнергетычнага машынабудавання патрэбны гарачастойкія пакрыцці. Іх паверхне павінна добра супраціўляцца акісляльнаму ўздзеянню рабочага або акісляльнага асяроддзя. Традыцыйнымі спосабамі атрымання такіх пакрыццяў з'яўляюцца алітаванне (алюмінаванне), храмаванне і сіліцаванне з парашковых сумесей, якія ўтрымліваюць элемент для дыфундавання, актывізатар ( $\text{NH}_4\text{Cl}$ ,  $\text{NH}_4\text{J}$  і інш.) і нейтральны парашок (шамот, гліназём і інш.) для папярэджвання спякання сумесі.

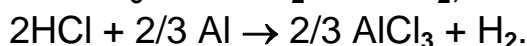
Насычальныя дэталі разам з парашком упакоўваюць у металічныя кантэйнеры з плаўкімі затворамі, награвваюць у печы да 1000÷1200<sup>0</sup>С і вытрымліваюць некалькі гадзін для атрымання дыфузійных слаёў зададзенай таўшчыні і структуры.

Прыклады асобных парашковых сумесей прыведзены ў табл. 11.1.

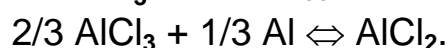
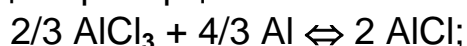
**Табл. 11.1. Саставы парашковых сумесей для алітавання, храміравання і сіліцыравання**

Працэс хіміка – тэрмічнай апрацоўкі	Састаў сумесі, %
Алітаванне	49-49,5 Al; 49-49,5 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; 1-2 NH <sub>4</sub> Cl
	99,5 FeAl; 0,5 NH <sub>4</sub> Cl
Храмаванне	50 FeCr; 43 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; 7NH <sub>4</sub> Cl
	60 FeCr, 38,8 кааліна; 1,2 NH <sub>4</sub> Cl
Сіліцаванне	40 Si; 59 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ; 1 NH <sub>4</sub> Cl
	75 FeSi; 20 шамот; 5 NH <sub>4</sub> Cl

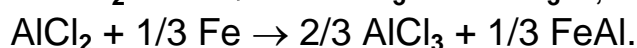
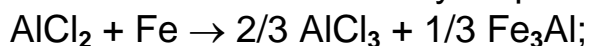
У працэсе хіміка – тэрмічнай апрацоўкі ў кантэйнеры адначасова або паслядоўна працякае некалькі хімічных рэакцый, якія маюць рознае значэнне для дыфузійнага насычэння. Адначасова з асноўнымі рэакцыямі працякаюць пабочныя, часам непажаданыя пераўтварэнні. Так, у час нагрэву ў сумесі для алітавання адбываюцца наступныя рэакцыі:



Больш лёгкія газы – вадарод, азот і хларысты вадарод часткова выходзяць праз адтуліны або плаўкі затвор кантэйнера, а больш устойлівы і цяжкі пар хларыстага алюмінію рэагуе з алюмініем па рэакцыях дыспрапарцыянавання



Працэс алітавання розных сплаваў працякае або ў выніку выдзялення на насычальнай паверхні алюмінію па рэакцыях дыспрапарцыянавання, або ў выніку ўзаемадзеяння субхларыдаў AlCl<sub>2</sub> і AlCl з элементамі насычальных сплаваў па рэакцыях тыпу



У адпаведнасці з прыведзенымі рэакцыямі ў кантэйнеры па ходу дыфузійнага насычэння алюмініем аднаўляецца AlCl<sub>3</sub>, які зноў уступае ў адваротныя рэакцыі.

На гэтым прынцыпе заснаваны цыркуляцыйны метады дыфузійнага насычэння металаў рознымі элементамі. Так, для алітавання ў хларыдным асяроддзі дастаткова ў рабочую камеру ўстаноўкі, дзе знаходзяцца апрацоўваемыя дэталі і алюміній, увесці пары хларыстага алюмінію пасля выдалення паветра. Пры тэмпературы алітавання ў рабочай камеры (муфелі)

устанаўліваецца тэрмадынамічная раўнавага складальных газавай сумесі і працэс адбываецца з-за парушэння і абнаўлення гэтай раўнавагі як каля насычальнай паверхні, так і каля паверхні расплаўленага алюмінію.

Цыркуляцыйным метадам можна праводзіць дыфузійнае насычэнне не толькі алюмініем, крэмніем, хромам, але і іншымі элементамі як паасобку, так і сумесна.

Тэрмадынамічны разлік раўнаважнага саставу хларыдаў алюмінію пры  $900^{\circ}\text{C}$  паказвае адрозненне парцыяльнага ціску дыхларыду алюмінію (газапераносчыка дыфузійнага элемента) над паверхней алюмінію, дзе актыўнасць  $a_{\text{Al}} = 1$ , і над паверхней фазы FeAl, дзе  $a_{\text{Al}} = 0,066$ . З табл.11.2 бачна, што раўнаважны парцыяльны ціск дыхларыду алюмінію над паверхней алюмінію большы, чым над паверхней FeAl, які ўтрымлівае 50 ат.% алюмінію.

**Табл. 11.2. Раўнаважны састаў хларыдаў алюмінію над паверхней алюмінію і фазы FeAl пры  $900^{\circ}\text{C}$**

Кантактная паверхне	Раўнаважны парцыяльны ціск, адн. адз.		
	$\text{AlCl}_3$	$\text{AlCl}_2$	$\text{AlCl}$
Вадкі алюміній	0,4530	0,5338	0,01414
Фаза FeAl	0,7070	0,2908	0,00269

У выніку прымусовай цыркуляцыі або натуральнай канвенцыі ў муфелі ўстаноўкі абагачаная дыфхларыдам алюмінію газавое асяроддзе ўступае ў кантакт з насычальнай паверхняй, імкнецца змяніць свой састаў у бок памяншэння парцыяльнага ціску  $\text{AlCl}_2$ , гэта значыць становіцца магчымай рэакцыя дыспрапарцыянавання з утварэннем  $\text{AlCl}_3$  і выдзяленнем алюмінію на насычальнай паверхні.

Такім жа чынам мяняецца парцыяльны ціск монахларыдаў алюмінію, аднак пры разліковай тэмпературы  $900^{\circ}\text{C}$  яго ціск малы, таму  $\text{AlCl}$  у гэтых умовах практычна не ўдзельнічае ў пераносе алюмінію.

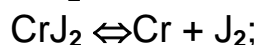
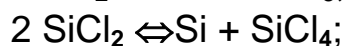
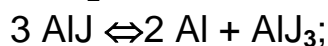
Дыфузійнае насычэнне цыркуляцыйным метадам можна праводзіць у ізатэрмічных умовах і пры зададзеным тэмпературным перападзе паміж зонамі размяшчэння дэталей і дыфузійнага элемента.

Для атрымання раўнамерных пакрыццяў на дэталях у муфелі цыркуляцыйнай устаноўкі падтрымліваецца рэверсуемы рух газавога асяроддзя.

Цыркуляцыйны метада дазваляе атрымаць якасныя дыфузійныя шматкампанентныя пакрыцці ў хімічна чыстай газавай

сумесі, без баластных дабавак і спадарожнага насычэння іншымі элементамі.

Працэс можна весці ў безвадародным (выбуховабяспечным) галагенідным асяроддзі без выхаду гэтых газаў у навакольную атмасферу. Галоўнымі адваротнымі рэакцыямі такіх працэсаў могуць быць, напрыклад, наступныя:



Для падтрымання незатухальнага цыркуляцыйнага працэсу дыфузійнага насычэння неабходна, каб рабочае газовае асяроддзе не выклікала абменных рэакцый з насычальным сплавам, якія перашкаджаюць аднаўленню газу - пераносчыка.

Аб магчымасці працякання абменных рэакцый можна меркаваць па разліках энергіі Гібса для тэмпературы дыфузійнага насычэння. Рэакцыя лічыцца магчымай пры адмоўнай велічыні энергіі Гібса.

Насычальныя металы, як правіла, павінны ўтвараць менш устойлівыя галогеніды, чым дыфузійныя элементы. У сувязі з гэтым на аснове папяродніх тэрмадынамічных разлікаў устанаўліваюць вядучыя адваротныя рэакцыі шляхам вар'іравання чатырма галоідамі (Cl, J, Br, F).

Для атрымання шматкампанентных пакрыццяў у рабочую камеру ўстаноўкі загружаюць адначасова некалькі дыфузійных элементаў.

Дыфузійныя пакрыцці можна таксама атрымаць у расплаўленым вадкім асяроддзі.

Прымяняюць вадкафазнае алітаванне ў расплавах на аснове алюмінію. Для папяроджання раз'ядання паверхні дэталеў у алюмініевую ванну дабаўляюць асноўны метал насычаемай паверхні. Напрыклад, пры алітаванні сталей дабаўляюць 3÷4% Fe. Аднак вадкафазнае алітаванне не атрымала распаўсюджання ў сувязі з наліпаннем алюмінію на насычальную паверхню і іншымі недахопамі.

Найбольш шырока прымяняецца барыраванне сталей у расплавах буры з дабаўкамі аднаўляльнікаў - карбідаў бору і крэмнію (70%  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$  + 30%  $\text{B}_4\text{C}$  або 70%  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$  + 30%  $\text{SiC}$ ). Насычэнне борам праводзяць пры тэмпературы 850-1050<sup>0</sup>С на працягу 2÷10 гадз. Электролізнае барыраванне ў расплаўленай

буры значна паскарае працэс дыфузійнага насычэння. Катодам з'яўляюцца барыруемыя дэталі, анодам - графітныя электроды або тыгель з каразійнаўстойлівага сплаву. Шчыльнасць току на катодзе  $0,08 \div 0,25 \text{ A/cm}^2$ . Электролізуе барыраванне праводзяць пры тэмпературы  $880-890^\circ\text{C}$  на працягу 2-5 гадз.

Алітаванню, храмаванню і сіліцаванню падвяргаюць сплавы на жалезнай, нікелевай і іншых асновах. Гэтыя дыфузійныя пакрыцці здольныя засцерагчы дэталі ад акіслення пры высокіх тэмпературах, таму што на іх паверхні ў акісляльным асяроддзі ўтвараюцца шчыльныя плёнкі з  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  і  $\text{SiO}_2$ , якія перашкаджаюць дыфузіі кіслароду.

Храмаванне сярэднеугляродзістых сталей ( $0,3 \div 0,4\% \text{C}$ ) прыводзіць да павышэння паверхневай цвёрдасці і зносаўстойлівасці, паколькі на паверхні ўтвараецца тонкі слой ( $0,025 \div 0,030 \text{ мм}$ ) карбіду  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ , або  $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$ , з цвёрдасцю HV 12000-13000. Нягледзячы на нізкую цвёрдасць (HV 2000-3000), сіліцаваны слой добра супраціўляецца зносу пасля папяродняга насычэння маслам пры  $170 \div 200^\circ\text{C}$ .

Высокай зносаўстойлівасцю валодаюць дыфузійныя барыдныя пакрыцці. Зносаўстойлівасць барыраванай сталі 45 ва ўмовах трэння слізгання вышэй у 4-6 разоў за зносаўстойлівасць цэментаваных і ў 1,5-3 разы нітрацэментаваных сталей.

Зносаўстойлівасць двухфазных барыдных слаёў ( $\text{FeB}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$ ) у 1,5-2 разы вышэй за зносаўстойлівасць аднафазных слаёў ( $\text{Fe}_2\text{B}$ ), а ва ўмовах абразійнага зношвання знаходзіцца на ўзроўні зносаўстойлівасці храмаваных сталей.

Дыфузійнымі пакрыццямі можна значна павысіць каразійную устойлівасць вугляродзістых сталей у разбаўленых водных растворах неарганічных кіслот.

Найбольшай ўстойлівасцю да ўздзеяння 10%-нага воднага раствору азотнай кіслаты валодаюць хроматытанаваныя і хромаалітаваныя сталі. Нязначна ўступаюць ім храмаваныя і хроматытанаалітаваныя сталі. Барыраваныя сталі добра супраціўляюцца ўздзеянню 10%-най сернай і 30%-най саянай кіслаты. Барыраваныя і асабліва хромасіліцаваныя сталі валодаюць высокай каразійнай устойлівасцю ў 40%-най фосфарнай кіслаце. Храмаваныя сталі ўстойлівыя да карозіі ў 3%-ным водным раствору хлорыстага натрыю (марской вадзе), але лепшыя вынікі атрыманы пасля цырконаалітавання і тытанаалітавання сталей. Храмаваныя высокавугляродзістыя сталі валодаюць добрай каразійнай устойлівасцю да ўздзеяння 50%-ных водных раствораў воцатнай кіслаты.

Табл. 11.3. Рэкамендуемыя засцерагальныя пакрыцці

Агрэсіўнае асяроддзе	Ахоўваемы метал	Дыфузаваныя элементы	Аптымальныя рэжымы хіміка - Тэрмічнай апрацоўкі		
			Састаў парашковай сумесі, %	Тэмпература °С	Час, гадз
30%-ная HCl	Жалеза	B	60(35Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> + 65B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) + 40SiC	1050	7
	Сталь У8	B	70(75Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> ) + 25B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) + 30SiC	1050	6
3%-ны NaCl	Жалеза Сталь У8	Ti - Al Ti - Al	96[40Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +60(53Al+47TiO <sub>2</sub> )]+4AlF <sub>3</sub>	1050	6
50%-ная CH <sub>3</sub> COOH	Жалеза	Cr - Al	95,5[39Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +61(33Al+67Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )]+ 4,5AlF <sub>3</sub>	1090	6
	Сталь У8	Cr	96[40Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +60(10Al+90Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )] + 4AlF <sub>3</sub>	1100	3

Аднак трэба заўважыць, што ўсе прыведзеныя вышэй характарыстыкі праўдзівыя ў тым выпадку, калі дыфузійныя пакрыцці маюць аптымальную для адпаведнага агрэсіўнага асяроддзя структуру. Такім чынам, падобным рэкамендацыям павінна папяроднічаць даследаванне структуры пакрыццяў і тэхналагічных рэжымаў хіміка - тэрмічнай апрацоўкі.

Асобныя аптымальныя рэжымы апрацоўкі прыведзены ў табл. 11.3.

Апрацаваныя па аптымальных рэжымах дыфузійнага насычэння вугляродзістыя сталі па кіслотаўстойлівасці не ўступаюць дарагім хроманікелевым аўстэнітным сляям.

### ЛІТАРАТУРА

1. Гараст А.І. Матэрыялазнаўства. Вучэбны дапаможнік: у 3-х ч., частка 1.- Мн.: БДТУ, 1999.
2. Гуляев А.П. Металловедение. 6-е изд., пер. и доп. - М.: Металлургия, 1986.
3. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. 2-е изд., пер. и доп. - М.: Машиностроение, 1980.
4. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. 3-е изд., пер. и доп. - М.: Металлургия, 1984.

5. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Касалахов Г.Ф. и інш. Материаловедение / Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. 2-е изд., пер. и доп. - М.: Машиностроение, 1986.
6. Кнорозов Б.В., Усова Л.Ф., Третьяков А.В. и інш. Технология металлов и материаловедение. - М.: Metallurgy, 1987.
7. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. - М.: Metallurgy, 1978.
8. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. - М.: Metallurgy, 1983.
9. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3-х т./ Под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. - М.: Metallurgy, 1983. Т. II.
10. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. - М.: Metallurgy, 1983.
11. Постников В.С. Физика и химия твёрдого состояния. - М.: Metallurgy, 1978.
12. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / Под ред. Б.Я. Любова. - М.: Мир, 1972.
13. Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы. - М.: Metallurgy, 1981.
14. Справочник металлиста. В 5-и т./ Под ред. А.Г. Рахштадта, В.А. Брострема - М.: Машиностроение, 1976. Т II.
15. Солнцев Ю.П., Веселов В.А., Демянцевич В.П. и інш. Металловедение и технология металлов. - М.: Metallurgy, 1988.
16. Электрорадиоматериалы / Под ред. Б.М. Тареева - М.: Высшая школа, 1978.
17. Справочник по электротехническим материалам: В 3-х т./ Под ред. Ю.В. Корицкого, В.В. Пасынкова, Б.М. Тареева. -М.: Энергия, 1974-1976.
18. Свидунович Н.А., Урбанек Ж.М., Гарост А.И. и інш. Лабораторный практикум по курсу " Материаловедение". -Мн.: БТИ им. С.М. Кирова, 1985. Ч. 1.
19. Свидунович Н.А., Пальчевский Б.Н., Гарост А.И. и інш. Лабораторный практикум по курсу " Материаловедение". -Мн.: БТИ им. С.М. Кирова, 1985. Ч. II.
20. Свидунович Н.А., Пальчевский Б.Н., Гарост А.И. и інш. Лабораторный практикум по курсу " Материаловедение". -Мн.: БТИ им. С.М. Кирова, 1985. Ч. III.
21. Свидунович Н.А., Урбанек Ж.М., Гарост А.И. и інш. Лабораторный практикум по курсу " Материаловедение". -Мн.: БТИ им С.М. Кирова, 1985. Ч. IV.
22. Гарост А.И. Коррозия и защита металлов. Методические указания к лабораторным работам. -Мн.: БТИ им. С.М. Кирова, 1992.

23. Гарост А.І., Свідуновіч М.А. Матэрыялазнаўства. Метадычныя ўказанні і кантрольныя заданні для студэнтаў - завочнікаў. - Мн.: БДТУ, 1998.

## ЗМЕСТ

Прадмова.....	3
7. Канструкцыйная трываласць матэрыялаў.....	4
7.1. Канструкцыйная трываласць матэрыялу і крытэрыі яе ацэнкі .....	5
7.2. Метады павышэння канструкцыйнай трываласці .....	19
7.3. Класіфікацыя канструкцыйных матэрыялаў.....	23
8. Жалеза і яго сплавы.....	24
8.1. Вугляродзістыя сталі.....	24
8.1.1. Уздзеянне вугляроду і пастаянных прымесей на ўласцівасці сталей .....	25
8.1.2. Класіфікацыя вугляродзістых сталей .....	29
8.1.2.1. Вугляродзістая сталь агульнага прызначэння.....	29
8.1.2.2. Накляпаная сталь.....	32
8.1.2.3. Ліставая сталь для халоднай штампоўкі .....	33
8.1.2.4. Апрацавальнасць рэзаннем. Аўтаматныя сталі .....	34
8.1.2.5. Вугляродзістыя канструкцыйныя сталі .....	36
8.1.2.6. Вугляродзістыя інструментальныя сталі .....	42
8.2. Чыгуны .....	44
8.2.1. Белыя чыгуны .....	46
8.2.2. Машынабудаўнічыя чыгуны .....	46
8.2.2.1. Шэрыя чыгуны .....	48
8.2.2.2. Высокатрывалыя чыгуны .....	54
8.2.2.3. Коўкія чыгуны .....	55
9. Тэорыя тэрмічнай апрацоўкі сталі.....	56
9.1. Віды тэрмічнай апрацоўкі сталі.....	59
9.2. Пераўтварэнне ў сталі пры нагрэве. Утварэнне аўстэніту .....	61
9.3. Пераўтварэнне аўстэніту ў перліт пры ахалоджванні. Дыяграма ізатэрмічнага пераўтварэння аўстэніту .....	64
9.4. Мартэнсітнае пераўтварэнне аўстэніту.....	69
9.5. Прамежкавае (бейнітнае) пераўтварэнне.....	71
9.6. Пераўтварэнні пры водпуску загартаванай сталі .....	73
10. Тэхналогія тэрмічнай апрацоўкі сталі.....	76
10.1. Адпал і нармалізацыя.....	76
10.2. Загартоўка сталі.....	81
10.3. Апрацоўка сталі халадам.....	87
10.4. Водпуск загартаванай сталі.....	88
10.5. Тэрмамеханічная апрацоўка (ТМА) сталі .....	91
11. Паверхневае ўмацаванне стальных дэталяў.....	92



11.1. Умацаванне паверхні метадам пластычнага дэфармавання .....	92
11.2. Паверхневая загартоўка.....	93
11.3. Хіміка – тэрмічная апрацоўка сталі.....	95
11.3.1. Агульная характарыстыка працэсаў хіміка – тэрмічнай апрацоўкі сталі .....	95
11.3.2. Цэментацыя сталі.....	96
11.3.3. Азатаванне сталі.....	100
11.3.4. Нітрацэментацыя сталі.....	102
11.3.5. Цыянаванне сталі.....	104
11.3.6. Дыфузійнае насычэнне сплаваў металамі і неметаламі .....	105
Літаратура.....	110