

К.І.Узлов

**АНАЛІЗ ФУНДАМЕНТАЛЬНИХ ПОЛОЖЕНЬ ТА СУЧАСНИХ УЯВЛЕНЬ
ПРО ЗСУВАННО – ДИФУЗІЙНУ ПЕРЕКРИСТАЛІЗАЦІЮ АУСТЕНИТУ У
ЗАЛІЗО – ВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВАХ**

Проведений аналіз фундаментальних положень та сучасних уявлень щодо зсуванню – дифузійного (бейнітного) перетворення аустеніту в сталях та чавунах у ході ізотермічного гартування. Наведені загальні риси цього процесу для залізо – вуглецевих сплавів та специфічні особливості аустемперінгу чавунів, що пов'язані з евтектичною природою їх структуроутворення при кристалізації.

Фундаментальні положення бейнітного перетворення.

Наприкінці 1920-х Давенпорт і Бейн спостерігали у ході своїх досліджень незвичайні структури у сталях, які формувалися при температурах вищих за точку початку мартенситного перетворення, але нижчих за лінію фазової евтектоїдної перекристалізації, за якою проходить розпад аустеніту на перліт. У 1930р. вони охарактеризували її як «голчасті агрегати, що темно травляться». Спочатку ці вчені іменували її як «мартенситно–трооститну», але потім прийшли до висновку що вона «формується переважно на манер мартенситу із одночасним відпалом, що обумовлює виділення карбідів» [1–3].

Вони спостерігали явище пришвидшеного травлення цієї структури у порівнянні з мартенситом з одночасною зниженою хімічною активністю проти перлітних структур. Подальші дослідження Давенпорта і Бейна показали, що ці структури відрізняються від «мартенситно–трооститних» агрегатів, які формуються вище за точку M_s тобто при відпуску мартенситу. Такий структурний стан демонстрував незвичайні та перспективні властивості – «вищу в'язкість із одночасною рівною твердістю у порівнянні із відпущеним мартенситом». Давенпорт і Бейн розкрили природу цього процесу при ізотермічному розпаді аустеніту із застосуванням, водночас, дилатометричного та металографічного аналізів.

В 1934р. співробітники Бейна, яким вдалося одержати мікроструктуру при $\times 1000$, іменували її «бейнітом» на честь свого колеги. Але це найменування не було одразу прийнятим. Навіть сам Бейн у своїх публікаціях із співавторами Вілерлою та Гуліхом (1936р.) називав цей структурний стан «неіменним, темного травлення, голчастим агрегатом дещо подібним мартенситу». Давенпорт у своїх роботах (1939р.) використовував термін «бейніт», але, одночасно, іноді змінював його визначенням «голчасті структури що травляться швидко». У цьому термінологічному непорозумінні Гренігер і Трояно (1940р.) запропонували поняття «структура аустемперінгу» на заміну «бейніту». В залежності від температури формування (із відомими морфологічними ознаками), Мел (1939р.) використав терміни «верхній бейніт» та «нижній бейніт», які широко використовують

і у сучасній літературі. Додатково для верхнього бейніту що формується здебільшого, якщо навіть не виключно, на границях аустенітних зерен Мел і Сміт (1942р.) запропонували визначення «пірчастий бейніт», яке, слід сказати, не знайшло подальшого використання.

Перші роботи що були присвяченими природі бейніту в першу чергу висвітлювали його подібність мартенситу з одночасним проходженням перерозподілення вуглецю (Вефер, 1932р.; Вефер та Йелінгхауз, 1932р.; Портевін та Джолівет, 1937– 1938р.; Портевін та Шевенар, 1937р.). Як постулат було прийнятим, що перетворення проходить із формуванням розділених пластин фериту уздовж специфічних кристалографічних площин аустенітного зерна. У подальшому перетворенні ферит декарбюрисується через позбавлення надлишку вуглецю із формуванням карбідних часток, які зовсім не подібні ламелярному цементиту перліту. Ці уявлення узагальнив Е. Бейн у своїй монографії «The Alloying Elements in Steel» (1939р.), яка була виданою російською мовою у 1945 році [1].

Ця публікація стимулювала активний розвиток експериментів щодо визначення мікроструктур через індивідуальний аналіз фаз у відокремленості одна від одної. У ході цих досліджень, зокрема, було встановлено, що сплави відповідного складу мають верхню межу бейнітної реакції що перебиває перлітну температурну область і це у деяких випадках може обумовлювати формування проевтектоїдного фериту відповідної морфології. Такий ферит був названий «масивним», «зернограничним», «голчастим», «Відманштетним». Перекристалізація при цьому розглядалася як формування фериту через перетворення заліза «зсувним» або «мілітаристським» шляхом із переходом розчинених атомів з аустеніту до фериту на відміну від «реконструктивної» або «цивільної» трансформації, кінетика якої зовсім інша (Бюргер, 1951р.; Крістіан, 1965р.).

Вивчаючи кристалографічну орієнтацію аустеніту через сліди двійникування та за допомогою світлової мікроскопії, Гренігер і Трояно (1940р.) показали, що площа габітусу мартенситу в сталях ірраціональна. Їх результати враховували попередні дослідження мартенситу кольорових сплавів і у зіставленні продемонстрували, що мартенсит у сталях формується на октаедричних площинах аустеніту. Ці дослідження встановили, що габітусна площа бейніту також ірраціональна, але інша за мартенситну у тій самій сталі. Габітусна площа віддзеркалює варіації у температурах перетворення і концентрації вуглецю в аустеніті. Одержані результати продемонстрували принципову різницю між бейнітом і мартенситом і тому стали фундаментальними. Оскільки габітусна площа бейніту дуже близька не до Відманштетного високотемпературного фериту, а до габітусу проевтектоїдного низькотемпературного цементиту і завжди відмінна від мартенситної, то Гренігер і Трояно висказали припущення про те, що бейніт із самого початку росте як ферито–цементитний агрегат. Пізніше Сміт і Мел (1942р.) стверджували, що орієнтаційний зв'язок між аустенітом та бейнітним феритом змінюється не дуже показово при зміні

температури перетворення та вмісту вуглецю, а разорієнтація із Відманштетним феритом та мартенситом складає всього декілька градусів.

Крім того інтенсивність і також сам факт наявності бейнітної реакції напряму залежать від легування аустеніту. Так, наприклад, Коттрелл (1945р.), Ліман і Трояно (1946р.) зафіксували явище двостадійного перетворення аустеніту у сталях, які вміщують хром (тобто елемент, що формує із α -залізом безперервний ряд твердих розчинів). У таких сталей експериментально була зафіксованою при низьких температурах бейнітна реакція, що зупинялась передчасно із подальшим повільним перлітним перетворенням. Це явище одержало назву «феномен незавершеної реакції».

Але не тільки легування має принциповий вплив на бейнітне перетворення, а і перерозподілення вуглецю. Ще у 1933р. Курдюмов стосовно Відманштетного фериту зауважував, що «ділянки з низькою концентрацією вуглецю в γ кристалах є похідними від дифузії в γ фазі і ці ділянки із часом перетворюються в α фазу». Ці погляди Г.В. Курдюмов у співавторстві з Ентіним та Утевським детально розглянув пізніше у монографії [5]. В цілому, на підставі рентгенографічних та інших експериментів, які продемонстрували збагачення залишкового аустеніту вуглецем у ході бейнітної реакції, Клієр та Ліман (1944р.) сформулювали положення про те, що аустеніт при його перетворенні на бейніт стає нестабільним і розділяється на високовуглецеві та низьковуглецеві об'єми. Це положення відповідає сучасному уявленню про дифузію сходження [2]. Низьковуглецеві об'єми у подальшому перетворюються на диференційований бейніт того самого складу за «мартенситно-подібним» механізмом, із якого наприкінці виділяються карбіди заліза.

Раціональний термодинамічний опис фазових перетворень при бейнітній реакції вперше запропонував Зинер (1946р.). Він вважав, що подібно до мартенситу, бейніт формується бездифузійно. Автор стверджував, що на відміну від мартенситного перетворення у випадку бейніту деформаційних напружень не виникає. Йому належить безумовне досягнення у встановленні ступеню бейнітного перетворення, який змінюється при переохолодженні нижче верхньої межі, яка сьогодні відома як температура V_s . У подальшому перетворенні за точкою V_s вуглець переходить до материнської аустенітної фази, що змінює її склад аж до моменту термодинамічної неможливості подальшого перетворення аустеніту і реакція зупиняється [2].

Зинер показав пряму залежність кількості сформованого бейніту до досягнення ефекту зупинення бездифузійного перетворення від розміру переохолодження сталі фіксованого складу.

Відмінною рисою бейнітної реакції є також склад цементиту що росте при розпаді. Хульгрен (1947р.) методами вимірювання магнітних властивостей, хімічного та рентгеноструктурного аналізів виділених карбідів довів, що карбіди, які формуються у бейніті, на відміну від цементиту

перліту, мають склад відповідний до матриці, з якої вони ростуть. За Хультгреном, легуючі елементи при високих температурах (коли швидкість дифузії значна) перерозподіляються у ході перетворення згідно із прагненням системи до термодинамічної рівноваги. Він назвав це перетворення таким, що проходить під умовами «орторівноваги» на відміну від «парарівноваги», при якій перерозподілення легуючих компонентів неможливе, хоча вуглець, при цьому (елемент що швидко дифундує) активно переміщується між фазами аж до уніформування хімічного потенціалу скрізь.

Хоча механізм росту перліту на сьогоднішній день, як і 70 років тому, до кінця не вивчений, тим не менш, найбільш розповсюдженою є ідея, що ця реакція ініціюється зародженням цементиту [2,15]. На відміну від цього Мел і Сміт (1939–1942рр.) вважали ініціатором бейнітного росту ферит. Хультгрен розглянув ці погляди разом і запропонував ідею про те, що верхній бейніт формується із зародження та розвитку фериту із парарівноважним вмістом вуглецю, що обумовлює пересичення залишкового аустеніту вуглецем. Такий бейнітний ферит, на відміну від фериту перліту, має раціональне орієнтаційне співвідношення Курдюмова–Закса або Нішіяма–Вассермана [3, 16] із материнським аустенітом, в якому він росте. Саме цим Хультгрен пояснив морфологічну особливість бейнітного фериту розвиватися у вигляді уособлених пластин або жмутів пластин, які не пов'язані із орієнтацією перлітних колоній, у яких (навіпаки) ферит та цементит формують підпорядковані один одному регульно «вишукувані» двофазні ламелярні агрегати. Хультгрен зупинив свою увагу і на бейніті що формується при низьких температурах (зараз відомий як «нижній» бейніт). Він охарактеризував його як той «що формується напряму», використавши уявлення про перерозподіл вуглецю у ході росту фериту.

На наведених вище засадах були розглянутими уявлення про кінетику бейнітного перетворення. Вістер (1932р.), Ханнеманн (1933р.), Форстер і Шайль (1937р.) встановили, що платівка мартенситу росте наскрізь аустенітного кристалу за лічені мікросекунди. На відміну від цього, вимірювання Бунші і Мела (1953р.) показали, що швидкість росту бейніту становить 1 км/сек. Цей результат зародив сумнів у тому, що мартенситна складова приймає участь у зародженні та рості. Вефер (1932р.) також встановив факт повільної декомпозиції аустеніту. Розв'язання цієї незрозумілості було можливим з огляду на С–подібну криву «ГТТ»– діаграми Бейна і Давенпорта (1930р.) з урахуванням встановленого ними інкубаційного періоду перед ізотермічним перетворенням. Мартенситне перетворення, навіпаки, не може бути пригніченим навіть найшвидшою швидкістю гартування (Трояно і Гренігер, 1946р.). Але і цей факт вимагав роз'яснення з точки зору існування бейнітної реакції нижче за температуру M_s (Ховард і Коген, 1948р.). Саме це питання і було поставленим Ко і Коттреллом (1952р.) для розв'язання кінетики реакції «через зародження та зростання або через фракційне формування миттєво». Вони також намага-

лись з'ясувати чи має місце факт формування поверхневого рельєфу на зразок мартенситу. Було встановлено, що, дійсно, швидкість бейнітного росту значно повільніша та профілометричним методом кількісно була доказано наявність поверхневого рельєфу.

Мел (1948р.) спостерігав, що на відміну від перліту, колонії якого не пов'язані із границями аустенітного зерна, бейніт росте саме від границь та двійників аустеніту.

Таким чином, із того, що було наведеним вище, очевидно, що перші роботи характеризуються більш презентаційним характером ніж тлумачним. Серед загадок можна привести безперечний факт того, що мартенсит формується при переохолодженні нижче за T_0 , тобто температуру рівності вільних енергій аустеніту і фериту однакового хімічного складу, але бейнітна реакція реалізується при температурах значно вищих за цю точку – тоді рушійна сила цього перетворення залишається не з'ясованою. Не розв'язаним також залишився факт, встановлений Кризементом і Вефером (1956р.) щодо безперервної та поступової зміни бейнітних структур від верхньої до нижньої границі їх існування.

Сучасні уявлення про зсувано – дифузійну реакцію формування бейніту. У сучасних дослідженнях спостерігаються дві тенденції у розумінні тонких механізмів протікання реакції. Перша спирається на уявлення про те, що верхній і нижній бейніт формуються як агрегати невеликих платівок або рейок (субчарунок) фериту. Згідно з цими уявленнями різниця полягає у природі карбідного виділення. Верхній бейніт є вільним від преципітатів. Будь-які карбіди ростуть із пересиченого аустеніту між платівками фериту. Додатково до цього механізму, у нижньому бейніті карбіди присутні і в середині фериту. Згідно з моделлю «Матаса–Хегеманна», різниця між верхнім та нижнім бейнітом виходить із змагання між активністю преципітації карбідів з фериту та швидкістю, з якою вуглець переміщується із пересиченого фериту до аустеніту [3]. Виходячи з цієї моделі, Такахаші і Бгадешія [2] зробили висновок про те, що у високотемпературному (верхньому) бейніті перехід від пересиченого фериту до аустеніту здійснюється до початку випадіння карбідів у фериті. На відміну від цього, у нижньому бейніті при знижених температурах і, як наслідок, при повільній дифузії карбіди формуються у феритних ділянках (рис. 1).

Тобто за (рис. 1) і запропонованою моделлю бейніт – це завжди ферито–карбідна структурна складова із специфічною морфологією фериту. Однак, згідно із сучасним коментарем [2], аж до сьогодні не є можливим дати кількісну оцінку цементитного формування із пересиченого фериту як функцію часу, температури та хімічного складу (за запропонованою моделлю). Тим більше обговорена модель стає незрозумілою при намаганні автором [2] за її допомогою описати «змішані» структури ізотермічного перетворення. Автор [2] стверджує, що у сталях із вмістом вуглецю більше за 0,32 мас.% слід очікувати тільки формування нижнього бейніту. Однак таке твердження протирічить даним Ханекомба і Оморі [17] про те,

що вони спостерігали формування верхнього бейніту в сталях із вмістом вуглецю до 0,85 мас.%. По-друге, запропонована модель не роз'яснює морфологічних ознак цих двох бейнітів, які, як відомо [4,5], мають свої специфічні структурні особливості – мартенситоподібний нижній бейніт із типовим «мідрибом» [2] (рис.3,а,б) і лінзоподібний верхній бейніт.

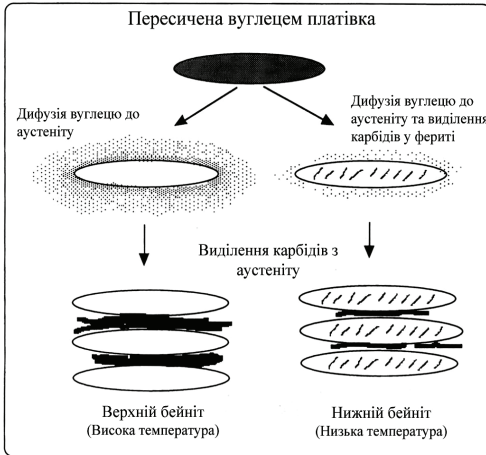


Рис.1. Схема формування верхнього та нижнього бейніту [2, 3].

Друга тенденція аналізу бейнітної реакції базується на ідеї специфічного формування феритної фази за механізмом, що реалізується за діаграмою квазірівноваги. Схема цієї діаграми за даними Кризємента і Вефєра [4,6] наведена на рисунку 2,а.

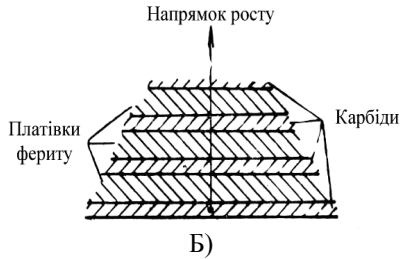
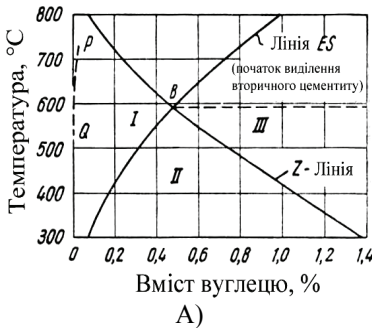


Рис.2 – Схема квазірівноваги бейнітної реакції [4,6]: А) діаграма квазірівноваги; Б) схема подвійної реакції в зоні діаграми II.

Згідно із цією схемою в області I аустеніт, загартований до температури що знаходиться в її межах, виділяє «пробейнітний» ферит. Область I розташована зліва від границі аустеніт↔ферит (тобто точки «В» на рис.2,а) [6], у зв'язку з чим випадіння карбідів (цементиту) тут є неможли-

вим. Частина кривої Z від високих температур до точки «В» відповідає верхній температурній межі B_s' формування пробейнітного фериту.

В області III перетворення проходить у відмінний спосіб. Аустеніт, що охолоджується до цієї області пересичений вуглецем до такого ступеню, що випадають карбіди через те, що область III розташована вище за криву Z . Тому в такому аустеніті не може формуватися пробейнітний ферит. Приймаючи зростання зародишу карбіду за рівноважне, концентрація вуглецю в аустеніті безпосередньо на фронті поверхні карбіду що росте визначається лінією фазової рівноваги аустеніт/цементит (рис. 2, а). Ця крива розташована нижче концентрацій, що необхідні для створення бейнітного фериту згідно із кривою Z . Це означає, що можливість появи фериту реалізується лише після виділення цементиту (карбіду) на міжфазній границі внаслідок зняття пересичення вуглецем у цій ділянці аустеніту. Після виділення фериту ситуація знову змінюється, тому що перерозподілення вуглецю знову обумовлює високу концентрацію вуглецю в аустеніті на границі з феритом, при цьому вірогідність появи карбідів зростає. За схемою III швидкість зародження такої двофазної структури контролюється активністю формування карбідів в аустеніті. Більш того, за даними авторів [6], температура B_s залишається постійною в інтервалі всіх концентрацій області III (див. пунктирну лінію на рис.2,а). Така структура Х.Бгадешоу була названа «інверсійним» бейнітом (рис.3,в).

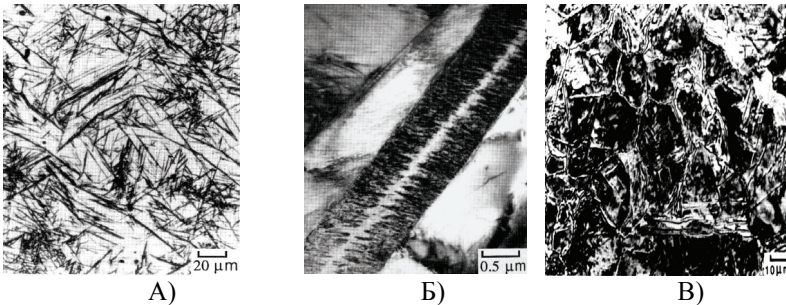


Рис.3. Мікроструктура нижнього бейніту (а) з характерним мідрибом (б) та «інверсійного» бейніту з голчастим цементитом в заевтектоїдній сталі (в), за даними [2].

В області II (рис.2,а) переохолоджений аустеніт стає одночасно пересиченим одразу обома компонентами, що обумовлює можливість формування як карбіду за схемою III, так і фериту за схемою I. Схема механізму подвійної реакції росту феритних пластин і карбідних прошарків наведена на рис. 2, б. У якості висновку автори [6] стверджують, що верхня температурна межа формування бейнітного фериту B_s' із підвищенням вмісту вуглецю знижується до досягнення точки В (рис. 2, а). При подальшому зростанні вмісту вуглецю ця верхня межа залишається незмінною і нази-

вається V_s . Для нелегованих вуглецевих сталей точка V , за даними [6], відповідає 0,5 мас.% С і температури 590°C.

Зіставлення розглянутих вище підходів викликає цілу низку непорозумінь:

- рисунок 3,в автора [2] ніяк не «вписується» в його же схему [2,3], що наведена на рис. 1;

- схема росту бейніта (рис.1) через формування двофазного ферито – карбідного структурного агрегату, тобто за діаграмою квазірівноваги (рис. 2,а) може розглядатися не більш як частковий випадок (рис. 2,б);

- обидві гіпотези встановлюють граничне значення можливості формування безкарбідного фериту при концентрації вуглецю 0,32 мас.% та 0,5 мас.% відповідно, що протирічить даним автора [2];

- чи може бути структура, що розглядається автором [2,3] на рис.3,в, віднесеною хоча і до «інверсивної», але бейнітної з огляду на те, що «структура проміжного перетворення» [4] саме і набула «популярності» завдяки унікальному сполученню твердості, міцності та в'язкості, яке забезпечується феритною структурою «кошикового плетення», тобто голчастим феритом у бейніті? Формування цементитної сітки по границях зерен з розгалуженням голчастих карбідів в аустенітне зерно обумовлює якраз діаметрально протилежний ефект.

Суттєве порозуміння у цю ситуацію внесли результати досліджень Курдюмова із співавторами [5]. За їх даними, часткове перетворення аустеніту в проміжній області пригнічує до певної міри перетворення при знижених температурах. Збільшення при цьому кількості залишкового аустеніту пов'язане з його збагаченням на вуглець. Після завершення реакції проміжного перетворення, із збагаченого вуглецем аустеніту можуть випасти карбіди і слідом може спостерігатися дифузійний розпад аустеніту (за перлітним механізмом) або подальше проміжне перетворення. У випадках, коли при частковому проміжному перетворенні спостерігається підвищення концентрації вуглецю в залишковому аустеніті при охолодженні до кімнатної температури йде зсувна реакція що формує мартенсит.

Таким чином, проміжне перетворення в більшості конструкційних легуваних сталей проходить із підвищенням вмісту вуглецю у залишковому аустеніті. Можливість виділення карбідної фази із збагаченого вуглецем аустеніту при проміжному перетворенні зростає при підвищенні вихідної концентрації вуглецю в сталі, а також при легуванні у такій послідовності: кремній → марганець → хром → нікель.

Формування структур голчастого (Відманштетного) типу. В цілому термін «голчастий» має на увазі сформовану та спрямовану подібно гілкам структуру, реальна форма – чечовичні платівки [2]. Пропорції цих платівок ніколи не були вимірними, але за оцінками раптових перетинів вони зазвичай 10 μm у довжину і приблизно 1 μm у ширину. В роботах [2,3] показано, що внутризеренні платівки голчастого фериту, підвищують

в'язкість без зміни міцності. Щодо механізму росту голчастого фериту, автор [2,3] стверджує, що перетворення демонструє феномен незавершеної реакції [2], який є характерним для бейніту. Голчастий ферит росте наднасиченим за вуглецем і цей залишок вуглецю наприкінці кінців витискається до залишкового аустеніту. У випадку формування Відманштетної структури (значно більш грубої за бейнітну) об'ємна деформація платівки складається з двох суміжних інваріантних плоских деформацій, які взаємно акомодують і внаслідок цього сумарна деформація знижується, через що пластини стають грубими [2]. Так чи інакше, але автор [2] у своїх висновках стверджує, що «мікроструктура, яку ми зараз називаємо голчастий ферит, просто складається із внутризеренно зародженого бейніту».

Кінетика зсувано–дифузійного перетворення матриці чавунів у ході аустемперінгу. Як розглядалося вище в цій роботі, для дифузії, що сходиться у ході $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення з метою уникнення карбідоутворення принциповим є вплив кремнію. Саме цей компонент для чавунів із графітною складовою – пластинчастою, вермікулярною або кулястою, згідно з усталеною промисловою практикою нормативно (як графітоутворювач) міститься у чавунах в кількості 2,0...3,0 мас.%. Чавуни, навіть доевтектичні, завжди вміщують близько 3% мас. вуглецю і, що є найголовнішим, рівноважна концентрація «С» в аустеніті перед його термічним зміцненням завжди близька до значення 2% мас. незалежно від складу чавуну. В чавунах графітні кристали (або карбіди евтектичного походження) є генераторами вуглецю або позиціями його стоку. Саме тому, враховуючи вихідний склад аустенітної фази, коливання за концентрацією вуглецю досягають значень 0,01...1,75% мас., в залежності від стану матриці, її легованості та вихідної ліквацийної природи, або навіть 2,2 мас.% С [8].

На відміну від сталей, чавуни кристалізуються за евтектичною реакцією. Евтектична реакція сприяє розчиненню із сегрегуванням [10], що у свою чергу впливає на неоднакову розчинність вуглецю в матриці та неоднакову стійкість аустеніту в різних ділянках матриці. На підставі базових положень про вихідний стан аустенітної матриці пов'язаний із вмістом вуглецю та легуючих компонентів автори [8] розглядають кінетику твердофазних перетворень у ході аустемперінгу у три етапи.

Етап 1. Аустенітизація у двофазній гама+графіт області. Як було зазначено вище, температура аустенітизації визначає вміст вуглецю у матриці. Домішки легуючих елементів суттєво впливають на стабілізацію γ та δ фаз і на концентрацію вуглецю у твердому розчині. Такі елементи як Ni та Mn розширюють γ -область, в той час як Si, Mo, Cr звужують її.

Рисунок 4 ілюструє той факт, що перші ділянки аустеніту затвердівають при кристалізації біля графітних кристалів через пересичення розплаву залізом після формування графіту. Зрозуміло, що саме тут (біля сферокристалів) і розміщуються Ni та Si, тоді як Mn та Mo сегрегують у міжднеритних ділянках.

Етап II. Після аустенізації чавун має бути охолодженим досить швидко щоб уникнути формування перліту. Витримка при температурі аустемперінгу має забезпечити бажане фазове сполучення структури. Повнота процесу залежить від оптимального призначеного часу, наявності легуючих елементів і відповідності обраної температури аустемперінгу. На другому етапі формування α -платівки починається біля сферокристалу. Профілі розподілення вуглецю (рис. 5) свідчать про насичення аустеніту вуглецем біля границь з α -фазою. Швидкість росту суттєво визначається показниками інтенсивності переходу вуглецю із фериту до аустеніту, тобто тими ж процесами «дифузії сходження» що є регламентуючими і у випадку сталей [2]. Гілки що при цьому ростуть сполучними та безперервними у основному тілі матриці [7].

Такі ділянки і обумовлюють пірчасту морфологію верхнього бейніту. При цьому за даними Р.Елліотта [7], механізм формування α -платівок в залежності від температури перетворення є таким, який адекватний, відповідному механізму Хегемана–Бгадешія [2, 3] формування верхнього та нижнього бейніту в сталі (рис. 1). Факт поступового розвитку α -пластин від однієї позиції до наступної експериментально підтверджується тим, що не завжди оптимальний час аустемперінгу виявляється абсолютним для всього об'єму міждендритних ділянок при протіканні реакції у дві стадії:

- $\gamma(C^{\circ}) \rightarrow \alpha + \gamma(\overline{C}_{\gamma}) + \text{карбіди}$;
- $\gamma(\overline{C}_{\gamma}) \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ (або інші карбіди).

При цьому, в деяких з цих ділянок при охолодженні до кімнатної температури виникає регулярна структурна область де формується мартенсит.

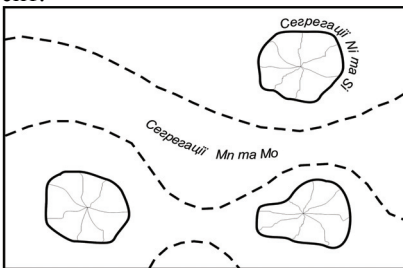


Рисунок 4. Сегрегації легуючих елементів як спадщина евтектичної реакції [8].

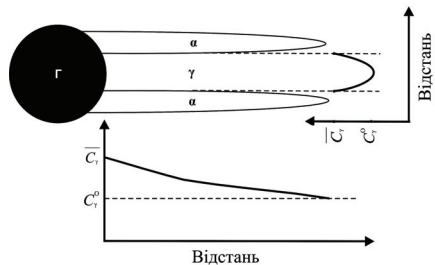


Рисунок 5. Профілі розподілення вуглецю в аустеніті [8].

Етап III. Третій етап заслуговує прискіпливої уваги лише у випадку формування мартенситу або перліту при охолодженні до $T_{\text{кімн.}}$.

Механізм зсувано–дифузійної перекристалізації у проміжній області бейнітного перетворення аустеніту. Сучасні «ТТТ» діаграми [4] знімають непорозуміння щодо безперервності областей дифузійного (перлітного), проміжного (бейнітного) та зсувного (мартенситного) перетворень. Відповідні діаграми для чавунів принципово такі ж самі [9]. З метою всебічного вивчення бейнітної структури матриці чавунів та механізму її формування авторами [12–14] були досліджені чавуни з кулястим графітом (ВЧ80), з графітно–карбідною евтектичною складовою (КПХМНБ) та білі високохромісті чавуни (ИЧХ12НМФТ).

Механізм бейнітного перетворення матриці чавуну ВЧ80 з вихідною феритною матрицею в роботі [12] вивчали дилатометричним методом. Суттєвою особливістю кінетики бейнітного перетворення у даному випадку є наявність двох температур мінімальної стійкості переохолодженого аустеніту: 450°C– в верхній температурній області та 360°C– в нижній (рис. 6)

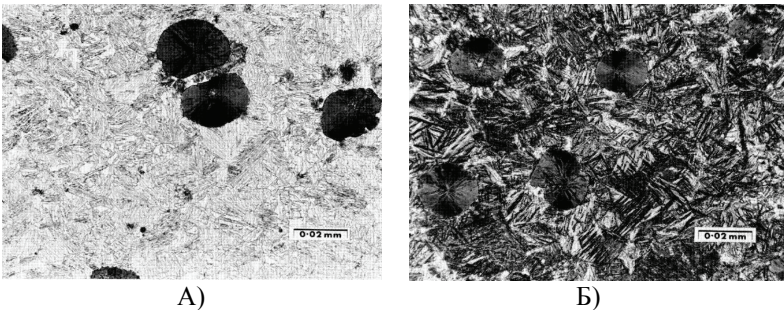


Рисунок 6. Типові мікроструктури матриць «верхній» (а) та «нижній» (б) бейніт в чавуні графітом [7].

Діаграма ізотермічного розпаду аустеніту половинчастого чавуну що розглядалася в роботі [13] характеризується одним максимумом, в той час як С–подібній кривій гальмування процесу притаманні два «носіка». Цей факт авторами [13] розглядався з точки зору неоднаковості кристалграфічних систем зсуву у випадках «верхнього» та «нижнього» бейніту. З огляду на це, невідповідність кривих початку і завершення перетворення можна тлумачити, як одночасний розвиток двох процесів, що пов'язані з формуванням «верхнього» і «нижнього» бейнітів, кожний з яких визначається своєю швидкістю. Ясність до розглянутого механізму може додати огляд на те, що у цьому чавуні має місце реалізація, у ході затвердіння, двох евтектичних перетворень. Через це у матриці формується дуже складна сегрегаційна картина у ділянках коло графіту та карбиду. Завдяки цьому у вихідному аустеніті формується неоднорідне розподілення легуючих елементів, що суттєво змінює термодинамічні характеристики реак-

ції на її початку та у ході розвитку при домінуванні того чи іншого типу бейнітного перетворення.

В роботі [14] наведено ізотермічну діаграму перетворення аустеніту в бейнітній області температур, збудовану за результатами дилатометричних досліджень білого високохромистого чавуну. Отримані результати свідчать про те, що мінімальна стабільність переохолодженого аустеніту у цьому випадку спостерігається при 300°C без наявності області «верхнього» бейніту. Таким чином, одержані вище закономірності для чавунів є такими, що характерні і для сталей, з урахуванням того, що, внаслідок кристалізаційної спадкоємності з точки зору реалізації перетворення при кристалізації за стабільною, метастабільною або суміщеною діаграмою евтектичної рівноваги, в матриці чавунів концентраційні градієнти розподілення домішок визначені у вихідному стані ще до початку процесів зсувано-дифузійної перекристалізації [12–14].

Загальні риси та специфічні особливості зсувано-дифузійного перетворення сталей і матриці чавунів. Детальні теоретичні дослідження зсувано-дифузійного перетворення аустеніту в чавунах і сталях [1–17] дозволили встановити загальні риси цього розпаду.

I. Залізовуглецеві сплави з бейнітною структурою характеризуються унікальним сполученням твердості, міцності і, водночас, в'язкості, які неможливо одержати у сплавах із структурами перлітного або мартенситного типів.

II. У сталях та чавунах, в залежності від температури ізотермічного перетворення, формуються структури «верхнього» (з підвищеними пластичністю та в'язкістю) та «нижнього» (з підвищеними міцністю, твердістю і, як наслідок, зносостійкістю) бейнітів. Схема формування цих структурних складових, за даними [2, 7], ідентична.

III. Ініціатором бейнітного перетворення в сталях та чавунах (на відміну від перлітної реакції) є феритна фаза що росте від границі аустенітного зерна або від двійника та міжфазної границі.

IV. У всіх випадках безпосередній бейнітній перекристалізації передує інкубаційний період перетворення (який для чавунів, із зрозумілих причин, у рази довший за сталі), а сама реакція, хоча на етапі ініціюючого формування фериту є зсувною, значно повільніша за таку, що спостерігається при формуванні мартенситної структури.

V. Бейнітна реакція для сталей і чавунів характеризується проходженням перерозподілення вуглецю та легуючих домішок між феритною складовою (що розвивається в аустеніті) та материнською вихідною γ -фазою.

VI. Бейніту в залізовуглецевих сплавах притаманна голчаста, лінзоподібна та/або пірчаста морфологія уособлених платівок або жмутів пластин фериту.

VII. Механізм перетворення у сплавах Fe–C двостадійний. На першій стадії спостерігається $\gamma \rightarrow \alpha$ перекристалізація з пересиченням аустеніту вуглецем. На другій – визволення вуглецю із γ -твердого розчину із на-

ступним формуванням структур γ + карбіди, або (в залежності від легуваності вихідної гама-фази та її насиченості вуглецем) стабілізація аустеніту, або його зсувне перетворення на тетрагональний мартенсит.

Слід підкреслити справедливість речення автора [11] про те, що «більшість металургів – практиків обробляють чавун буцімто це є особлива сталь із включенням домішок графіту». Дійсно, у технологічному сенсі при практичній реалізації ізотермічного зміцнення БЧКГ слід, до початку виробничих процедур, детально проаналізувати і прийняти до уваги таке:

I. Сегрегаційний характер стану аустенітної матриці принципово змінює діаграму ізотермічного перетворення аустеніту і, як наслідок, сукупність фазових перетворень при бейнітній реакції.

II. Навіть при постійному хімічному складі чавуну, проста зміна температури аустенітизації (на відміну від сталей) визначає рівноважну концентрацію вуглецю в аустеніті перед його ізотермічним перетворенням.

III. Дуже важливо ще до розробки технологічного процесу вивчити характер розміщення «часового вікна» [7] з урахуванням вихідної природи чавуну, маси виробу, об'єму садки. Це дозволить спрогнозувати у виробництві подовженість інкубаційного періоду реакції та оптимальну ізотермічну витримку.

IV. Слід прискіпливо підходити до призначення температури ізотермічної витримки і з огляду на те, що, внаслідок сегрегаційного стану вихідного аустеніту, деякі його області можуть бути не підпорядкованими оптимальній температурі аустемперінгу.

V. Слід достеменно вивчити стійкість залишкового аустеніту після завершення ізотермічного гартування при охолодженні до кімнатної температури та при охолодженні до негативних температур.

Важливим є те, що розглянуті технологічні особливості термічної обробки чавунів ні в якому разі не входять у протиріччя із загальними рисами зсувано-дифузійного перетворення аустеніту в залізвуглецевих сплавах, а, навпаки, лише їх підкреслюють, внаслідок специфічної структурної спадкоємності чавунів, що обумовлена затвердінання за евтектичною діаграмою фазових рівноваг.

1. *Э.Бейн*. Влияние легирующих элементов на свойства стали. – М.: Metallurgizdat, 1945.– 334с.
2. *H.K.D.H. Bhadeshia*. Bainite in Steels: 2nd edition. Cambridge: The University Press, 2001.– 454 p.
3. *H.K.D.H. Bhadeshia*. Bainite: The current situation // Encyclopedia of Materials Science and Engineering.– Oxford, U.K., 1990.– Suppl. Vol. 2, ed. R.W. Cahn, Pergamon Press.– pp. 719–724.
4. *Э. Гудремон*. Специальные стали.– М.: Metallurgizdat, 1964.– Т.1, 2.
5. *Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин*. Превращения в железе и стали.– М.: Наука, 1977.– 236с.

6. *O. Кризмент, Ф. Вефер.* Бейнитная реакция в высокоуглеродистых сталях// В кн. «Фазовые превращения в стали»– М.: Metallurgizdat, 1961.– С.138–148.
7. *R Elliott.* Cast Iron Technology.–London: Butterworths, 1988.– 244 p.
8. *Rouns T.N., Rundman K.B.* Constitution of Austempered Ductile Iron Kinetics of Austempering. // AFS Transaction.– 116 (87).– P.851–874.
9. *B.R.Krohn.* Austempered Ductile Iron Emerging as a Structural Material // Modern Casting.– July 1984. – P. 26–30.
10. *Ю.Н.Таран, В.И.Мазур.* Структура эвтектических сплавов.– М.: Metallurgia, 1978.– 312с.
11. *B. Kovacs.* Development of Austempered Ductile Iron for Crankshafts// 2–nd Int. Conf. on ADI.– Mar. 1986.– P.291–296.
12. *Кинетика бейнитного превращения аустенита в матрице чугуна ВЧ 80 / А.Ю.Куцов, Ю.Н.Таран, К.И.Узлов, М.Ф. Евсюков.* // Металл и литьё Украины.– 1999.– № 11–12. – С. 49–52.
13. *Исследование кинетики бейнитного превращения в половинчатом чугуне/ Ю.Н. Таран, К.И. Узлов, А.Ю. Куцов, М.Ф. Евсюков.* // Теория и практика металлургии.– 1999.– № 2.– С. 40–42.
14. *Дилатометричне дослідження твердофазних перетворень в білому чавуні, легovanому хромом / А.Ю.Куцов, Ю.М.Таран, К.І.Узлов, М.Ф.Евсюков.* // Металознавство та обробка металів. – 1999.– № 3.– С.44–49.
15. *Гуляев А.П.* Металловедение.– М.: Metallurgia, 1977.– 648с.
16. *Б.А.Билби, Д.В.Христиан.* Мартенситные превращения.// В кн. «Фазовые превращения в стали». – М.: Metallurgizdat, 1961.– С.7–71.
17. *R.W.K. Honeycombe.* Phase Transformations in ferrous Alloys// The Met. Soc. Of the AIME.– Warrendale, Pennsylvania: eds. A.R. Marder and J.I. Goldstein, 1984. – P.259–280.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук, проф. В.В.Парусовым*