

Сучасні напрямки розвитку теорії зсувно-дифузійної перекристалізації аустеніту у залізовуглецевих сплавах

К. І. Узлов, доктор технічних наук, професор

Національна металургійна академія України, Дніпро

Представлено фундаментальні положення теорії зсувно-дифузійного перетворення аустеніту в залізовуглецевих сплавах при формуванні бейнітної структури. Наведені результати експериментальних та промислових досліджень термічної кінетики структуроутворення матриці чавунів з кулястим графітом та високоміцних колісно-бандажних сталей при бейнітній реакції. Розглянуті сучасні напрямки розвитку теорії ізотермічного та термокінетичного зміцень залізовуглецевих сплавів.

Вперше проміжне перетворення аустеніту в сталях методом дилатометричного аналізу було зафіксоване Портевенном та Шевенаром на початку 20-х років минулого століття [1].

Наприкінці 1920-х Давенпорт і Бейн спостерігали 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 1930 р. вони охарактеризували її як «голчасті агрегати, що темно травляться» [2]. Такий структурний стан демонстрував незвичайні та перспективні властивості – «вищу в'язкість із одночасною рівною твердістю у порівнянні із відпущеним мартенситом». В 1934 р. співробітники Бейна, яким вдалося одержати мікроструктуру при $\times 1000$, іменували її «бейнітом» на честь свого колеги [3].

Подальший розвиток фундаментальних положень зсувно-дифузійного перетворення аустеніту при ізотермічній реакції та при безперервному його охолодженні був детально проаналізований під керівництвом Ю.М. Тарана-Жовніра. Результати аналізу опубліковані в роботах [4 – 8].

Ретельний аналіз вказаних теоретичних викладок дозволив систематизувати [9] загальні риси та специфічні особливості зсувно-дифузійного перетворення сталей і матриці чавунів, які наведені нижче.

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

2. 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.

3. 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.

4. У всіх випадках безпосередній бейнітній перекристалізації передуює інкубаційний період перетворення (який для чавунів, зі 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.

5. 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.

6. Бейніту в залізовуглецевих сплавах притаманна голчаста, лінзоподібна та/або пір'їста морфологія уособлених платівок або жмутів пластин фериту.

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

При цьому, було встановлено [9], що у технологічному сенсі при практичній реалізації ізотермічного зміцнення чавунів слід приймати до уваги таке: сегрегаційний характер стану аустенітної матриці, рівноважну концентрацію вуглецю в аустеніті в залежності від температури аустенітизації, характер розміщення часового вікна, температуру ізотермічної витримки, стійкість залишкового аустеніту після завершення ізотермічного гартування. Було підкреслено, що розглянуті технологічні особливості термічної обробки чавунів ні в якому разі не протирічять загальним рисам зсувно-дифузійного перетворення аустеніту в залізовуглецевих сплавах в цілому, а, навпаки, лише їх підкреслюють, внаслідок специфічної структурної спадкоємності чавунів, що зумовлена структуроутворенням за евтектичною діаграмою фазових рівноваг.

Вагомий внесок у розв'язання деяких суперечливих та невідомих раніше закономірностей зсувно-дифузійного перетворення аустеніту у чавунах і сталях був зроблений дослідженнями науковцями кафедри матеріалознавства НМетАУ під керівництвом Ю. М. Тарана-Жовніра починаючи з п'ятдесятих років минулого століття [10].

Пізніше під керівництвом Ю. М. Тарана-Жовніра були побудовані та досліджені діаграми ізотермічного перетворення аустеніту чавунів з кулястим графітом, половинчастих чавунів та в білих чавунів легованих хромом [11 – 13]. Був вивчений вплив форми високовуглецевої складової на закономірності бейнітної реакції та на рівень механічних властивостей чавунів [14]. Було показано, що при наявності в чавуні обох видів

Фазові перетворення

високовуглецевої складової, існують дві позиції початку та закінчення бейнітної реакції, пов'язані з ліквідаційними наслідками евтектичної природи таких чавунів [12]. Ліквідаційний характер розподілення компонентів був ретельно вивченим у дослідженні [15].

В подальшому, електронномікроскопічними дослідженнями БЧКГ після аустемперингу в інтервалі 320 – 360 °С була візуально зафіксована дуплексна структура аустенітної фази в матриці БЧКГ – $A_{\text{залишк.}}$ (рис. 1 а) та $A_{\text{реакц.}}$ (рис. 1 в) у сполученні з бейнітною α -фазою у вигляді деформованих аустенітом в ході росту субчарунок, що об'єднані в структурні пакети [16]. В роботі [17] встановлена залежність механізму руйнування чавунів з кулястим графітом від типу бейнітної матриці. Вивчені закономірності структурних і фазових перетворень і кінетика фазових переходів при гартуванні та відпуску мікролегованої ванадієм, високоміцної сталі марки «Т» за ГОСТ 10791-2011 [18] зі структурою що сформована за зсувно-дифузійним механізмом (рис. 2).

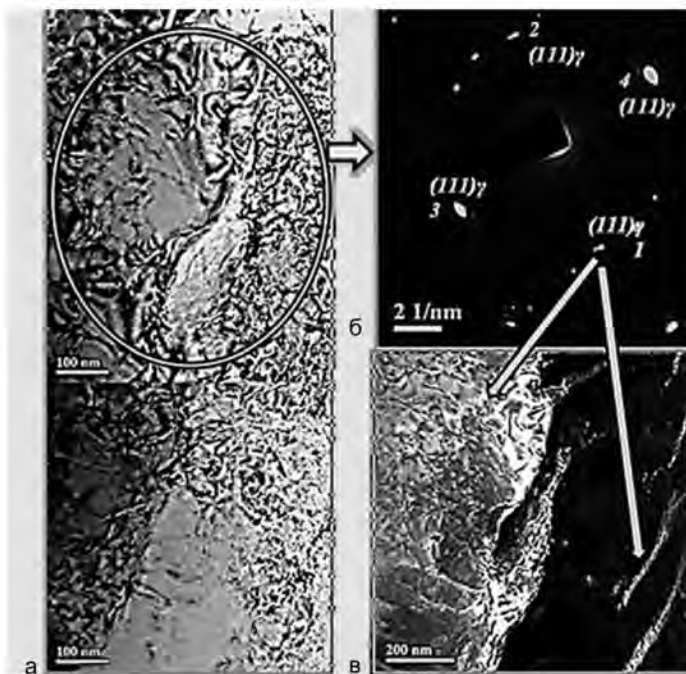


Рис. 1. Результати ТЕМ досліджень бейнітної матриці БЧКГ після аустемперингу при 330 °С. а – світлопольне зображення, б – мікродифракційна картина ділянки матриці (а – помічено колом), в – темнопольне зображення в світлі дублетного рефлексу № 1 (111) γ .

До невирішених засадничих питань зсувно-дифузійного перетворення та нових викликів сьогодення, зокрема, відноситься стале відношення до бейнітної структури як такої, що містить в собі карбідну фазу. Хоча, за даними [19], легування сталей суттєво змінює вид діаграми перетворення аустеніту і інтервал підвищеної його стійкості значно розширюється. Внаслідок цього аустенітно-феритна структура бейніту може існувати в безкарбідному стані. Такий структурний стан є типовим, зокрема, для чавунів в аустеніті матриці яких ще до початку аустемперингу рівноважна

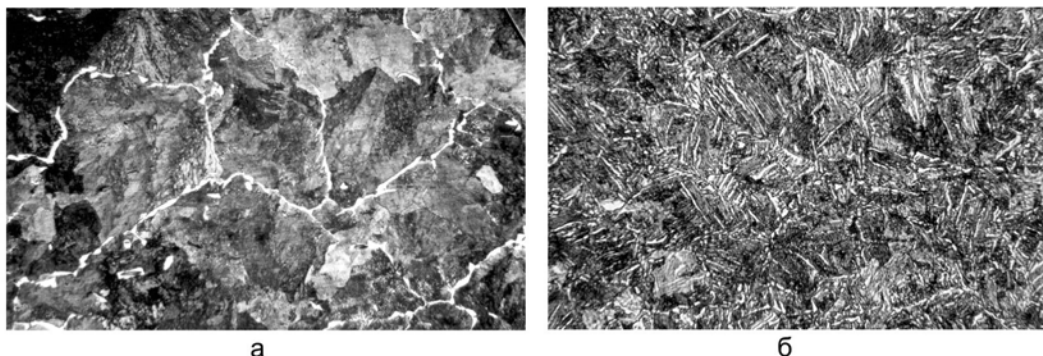


Рис. 2. Типові мікроструктури колісно-бандажних сталей, $\times 1000$. а – вуглецева сталь марки «2», б – мікрولهгована сталь марки «Т» термозміцнена за оптимальним режимом.

концентрація вуглецю близька до значення 2 % мас. А за даним [20], для термічної стабілізації аустеніту вміст вуглецю в ньому достатній в кількості 1,7 – 2,1 % мас.

Наявність в бейнітній структурі після зсувно-дифузійного перетворення двох аустенітів візуально доведено в цій публікації (рис. 1) та в роботі [16]. Але автори [21, 22] наполягають на тому, що в структурі має бути присутнім третій не збагачений на вуглець аустеніт по границях евтектичних колоній. Цей факт потребує структурного підтвердження.

Тим більше, доведення шляхом візуальної презентації потребує факт наявності спінодального передрозшарування аустеніту [23, 24], про яке ще Р. Й. Ентін [23] писав: «Аустеніт ще до початку реакції в однофазному стані є передрозшаруваним».

Заслуговує окремої уваги вивчення явища безперервного і послідовного переходу бейнітних структур від верхньої до нижньої границь їх існування [25]. За даними [3] цей факт наведений в літературі багатократно, але до сьогодні кількісну оцінку цьому процесу як функції часу, температури та хімічного складу привести неможливо.

Чекає свого вирішення питання щодо різниці або подібності реакції формування відманштеттового фериту та бейнітного перетворення. Ще у шістдесяті роки минулого століття Р. Й. Ентін зі співробітниками методом прямого спостереження високотемпературного росту відманштеттових структур зазначав [26], що реакція утворення відманштеттового фериту аналогічна бейнітному перетворенню. У роботі [27] зазначається майже теж саме: «Різниця між відманштеттовим феритом і бейнітним феритом може проявитися тільки на етапі зародження. Тобто, зародження платівки бейнітного фериту відбувається у парарівноважному стані на границі аустенітного зерна, а зародження платівки Відманштеттового фериту відбувається в орторівноважному стані. Прямолінійне зростання обох структур відбувається шляхом однакового зсувного механізму».

Слід провести термінологічне упорядкування поняттям «пробейнітний», «добейнітний» ферит, «мезоферит» [22, 28]. А також, необхідно роз'яснити факт відсутності області утворення добейнітної (пробейнітної) α -фази, що суперечить фундаментальним даним [25].

В цілому, автор [29] зауважує, що прийняті на сьогоднішній день визначення і класифікації свідчать про їх еkleктичність, тобто, в них змішані морфологічні визначення з визначеннями, які базуються на кінетичній діаграмі розпаду аустеніту. На його думку, ще більше визначень запропоновано, для тих структурних складових які не є основними в бейнітній структурі. Очевидно що такий підхід не сприяє ефективному роз'ясненню механізмів формування бейніту.

Висновки Незважаючи на майже столітню історію вивчення бейнітної реакції деякі фундаментальні питання зсувно-дифузійного перетворення залишились не вирішеними. А подальші дослідження висунули нові виклики сучасним матеріалознавцям. Саме тому, наукові положення в області дослідження фазових перетворень матриці чавунів при зсувно-дифузійній перекристалізації та управління закономірностями її структуроутворення, започатковані Ю. М. Тараном-Жовніром близько 60-ти років тому, продовжують розвиватися на кафедрі матеріалознавства НМетАУ, яка носить його ім'я, у напрямку поглиблення нових теоретичних знань і розширення практичних рішень як для ADI [30] так і для легованих чавунів з карбідною високовуглецевою складовою [31].

Література

1. Портевен А. Введение в изучение термической обработки металлов / А. Портевен. – М: ГОНТИ, 1939. – 155 с.
2. Davenport E.S. Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures. / E.S. Davenport, E.C. Bain Trans. // Met. Soc. AIME, 1930, Vol. 90. – P. 117. – 124.
3. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels: 2nd edition. / H.K.D.H Bhadeshia. – Cambridge: The University Press, 2001. – 454 p.
4. Таран Ю.Н., Узлов К.І., Куцов А.Ю. Сучасні уявлення про кінетику бейнітного перетворення матриці чавунів з кулястим графітом // Металознавство та обробка металів. – 1996. – №3. – С. 3 – 14.
5. Taran Yu.N. The Bainite Reaction Kinetics in Austempered Ductile Iron / Yu.N. Taran, K.I. Uzlow, A.Yu. Kutsow // J. de Phys. IV. – 1997. – Vol. 7, Colloque C5, Nov. – P. 429 – 434.
6. Таран Ю.Н., Узлов К.І., Куцов А.Ю. Современные представления о кинетике бейнитного превращения матрицы чугунов с шаровидным графитом // Металлофизика и новейшие технологии. – 1997. – Том 19. – № 12. – С. 3 – 15.
7. Таран Ю.Н., Узлов К.І., Куцов А.Ю. Общие закономерности и специфические особенности сдвиговой и сдвигово-диффузионной перекристаллизации в железоуглеродистых сплавах // Теория и практика металлургии. – 1997. – № 2. – С. 40 – 45.
8. Узлов К.И. Термическое упрочнение чугуновых изделий методом изотермической закалки // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1998. – № 2. – С. 61 – 63.
9. Узлов К.І. Аналіз фундаментальних положень та сучасних уявлень про зсувно-дифузійну перекристалізацію аустеніту у залізовуглецевих сплавах // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. ИЧМ НАНУ. – Днепропетровск: ВІЗІОН, 2008. – Вып.18. – С. 186 – 199.

10. Таран Ю.Н., Кривошеев А.Е., Рудницкий Л.С. Повышение износостойкости валков непрерывных тонколистовых станов // Сталь. – 1959. – № 7. – С. 28 – 36.
11. Куцов А.Ю. Таран Ю.Н., Узлов К.И. Кинетика бейнитного превращения аустенита в матрице чугуна ВЧ 80 // Металл и литьё Украины. – 1999. – №11 – 12. – С. 151-156.
16. Фирстов С.А. Закономерности структурообразования матрицы высокопрочных чугунов по ДСТУ 3925 при изотермической закалке / С.А. Фирстов, Ю.Н. Подрезов, Н.И. Даниленко, К.И. Узлов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2012. – № 5. – С. 47 – 53.
17. Узлов К.И. Анализ характера разрушения промышленных изделий из высокопрочных бейнитных чугунов в зависимости от структурного состояния их матрицы / К.И. Узлов, В.И. Сухомлин, А.Ю. Борисенко, А.Н. Хулин // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. – № 4. – С. 73 – 77.
18. Узлов К.И. Научные положения технологических решений управления структурообразованием высокопрочных колесно-бандажных сталей // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. – № 6. – С. 61 – 65.
19. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и сталях. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
20. Rouns T.N. Constitution of Austempered Ductile Iron Kinetics of Austempering / T.N. Rouns, K.V. Rundman // AFS Transaction. – Vol. 116. – 1987. – P. 851 – 874.
21. Жуков А.А. Некоторые вопросы теории и практики бейнитной закалки чугунов / МиТОМ. – № 12. – 1995. – С. 26 – 29.
22. Сильман Г.И., Камынин В.В., Полухин М.С. Бейнитное превращение в чугунах со стабильно графитизированной структурой // МиТОМ. – № 4. – 2007. – С. 47 – 51.
23. Энтин Р. И. Превращения аустенита в сталях / Р.И. Энтин. – М.: Металлургиздат, 1960. – 252 с.
24. Жуков А.А. К истории выявления спинодального предрасслоения аустенита в бейнитных железоуглеродистых сплавах // МиТОМ. – № 2. – 2001. – С. 12 – 14.
25. Кризement О., Вефер Ф. Бейнитная реакция в высокоуглеродистых сталях: В кн. «Фазовые превращения в сталях». – М.: Металлургиздат, 1961. – С. 138 – 148.
26. Коган Л.И., Файлевич Г.А., Энтин Р.И. Исследование условий и механизма образования Видманштеттового феррита в сталях // Физика металлов и металловедение. – Том 27. – Вып 4. – 1969. – С. 693 – 702.
27. Ohmori Ya., Ohtsubo H., Jung Yu. Ch., Okaguchi Sh. Morphology of bainite and Widmanstätten Ferrite // Metallurgical and Materials Transaction. A. – Vol. 25A. – September 1994. – P. 1981 – 1989.
28. Свищенко В.В., Чепрасов Д.П., Антонюк О.В. Образование мезоферрита и зернистого бейнита в низкоуглеродистой низколегированной стали // МиТОМ. – 2004. – №8. – С. 7 – 11.
29. Счастливец В.М. Новые представления о природе бейнитного превращения в сталях // МиТОМ. – 2005. – № 7. – С. 24 – 29.
30. Узлов К.И. Вибір раціонального залізовуглецевого сплаву для виготовлення литих деталей візків вантажних вагонів // МТОМ. – 2015. – №1 (68). – С. 41 – 47.
31. Куцова В.З., Ковзель М.А., Гребенева А.В. Вплив термічної обробки на зносостійкість та перерозподіл легуючих елементів у структурі чавуну 280Х32Н3Ф в процесі зносу // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2016. – №1 (298). – С. 72 – 80.

Одержано 05.04.17

К. И. Узлов

Современные направления развития теории сдвигово-диффузионной перекристаллизации аустенита в железоуглеродистых сплавах

Резюме

Представлены фундаментальные положения теории сдвигово-диффузионного превращения аустенита в железоуглеродистых сплавах при формировании бейнитной структуры. Приведены результаты экспериментальных и промышленных исследований термической кинетики структурообразования матрицы чугунов с шаровидным графитом и высокопрочных колесно-бандажных сталей при бейнитной реакции. Рассмотрены современные направления развития теории изотермического и термокинетического упрочнений железоуглеродистых сплавов.

К. I. Uzlov

Modern trends of development of displacing-diffusion theory of austenite recrystallization in iron-carbon alloys

Summary

Fundamentals of the theory of displacing-diffusive transformation of austenite in iron-carbon alloys at bainite structure formation have been presented. Results of experimental and industrial studies of kinetics of structure formation of thermal in nodular cast iron matrix and high-strength wheel-steels at bainite reactions have been shown. Modern trends of development of displacing-diffusion theory of iron-carbon alloys isothermal and thermal kinetic strengthening have been observed.

УДК 669.541

The features of phase equilibrium in the system Al-Si with microheterogeneous liquid phase

A. V. Mazur, Ph.D.

V. I. Mazur*, Dr. Sci., Professor

M. M. Gasik, Dr. Sci., Professor

Helsinki University of Technology, Finland

*National Technical University of Ukraine "I. Sikorsky KPI", Kyiv

It is revealed that at isothermal holding of Al-21,5Si alloy at 610 °C into semi-liquid alloy except equilibrium liquid and β -Si phases there are two more phases: α -Al and L2a. Emergence of two last is explained on the basis of thermodynamics of irreversible processes. The modified Gibbs phases rule for system with a microheterogeneous liquid phase is offered.

Introduction The Gibbs's thermodynamics of equilibrium state operates within the parameters describing macroscopic characteristics of system.