

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ ФРОНТА $\gamma \rightarrow \alpha$ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИИ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ α -СТАБИЛИЗАТОРАМИ

Выявлены закономерности формирования фронта превращения в высоколегированных железных сплавах в процессе обезуглероживания. Проанализировано влияние основного легирующего элемента (вольфрама) на морфологию фронта перекристаллизации при $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращении, вызванного диффузионным изменением состава в изотермических условиях.

Ключевые слова: фронт перекристаллизации, трансформация, ячеистый рост, обезуглероживание, железные сплавы.

Введение

Профиль фронта превращения является важной характеристикой процесса роста кристаллов и зависит от теплофизических условий на фронте, концентрации легирующих элементов и примесей. Трансформация ровного фронта превращения в ячеистый, а затем дендритный является одним из наиболее фундаментальных и важных явлений затвердевания, которая во многом определяет структурное совершенство материала.

Закономерности изменения морфологии фронта кристаллизации при медленных скоростях движения фронта $\sim 10^{-7} - 10^{-4}$ м/с интенсивно изучалась с начала 50-х годов В. Тиллером, В. Чалмерсом, Дж. Раттером. Ими создана теория концентрационного переохлажде-

ния на основе представлений о диффузионном перераспределении компонентов сплава в расплаве вблизи границы расплав-кристалл [1]. Эта теория в дальнейшем была развита в модели линейной устойчивости Маллинза и Секерки [2, 3], а также Кориелла и Секерки [4, 5], которая позднее была обобщена на нелинейную область Дэвисом [6]. Авторы установили, что ячеистая структура межфазной границы возникает в случае, когда межфазная поверхность становится нестабильной по отношению к волновым искажениям. Эта модель была разработана для плоского и сферического случаев, а также при образовании ячеистого фронта в процессе направленной кристаллизации, который определяет сегрегацию примесей и дислокационную структуру кристалла. В середине 80-х Трайведи и Курц [7, 8], не

выходя за рамки теплодиффузионного механизма перераспределения компонентов бинарного сплава вблизи границы расплав-кристалл, расширили модель Маллинза-Секерки для высоких скоростей движения этой границы $\sim 10^{-3}$ м/с и выше. Теория Маллинза и Секерки получила подтверждение во многих экспериментальных работах и числовых решениях соответствующей диффузионной задачи, например [9, 10].

Явление трансформации ровного фронта в ячеистый наблюдали авторы работ [11, 12] при $\alpha \rightarrow \gamma$ перекристаллизации науглероживаемых сплавов Fe-Si, что объяснялось эффектом концентрационного пересыщения феррита углеродом, аналогичным концентрационному переохлаждению при кристаллизации сплавов.

Проведение литературного анализа показало, что публикаций, посвященных вопросам трансформации плоского фронта превращения при перекристаллизации, недостаточно [13], что вызывает необходимость проведения дополнительных исследований.

Целью работы являлось изучение влияния легирующих элементов на морфологию образующегося фронта перекристаллизации при $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращении в процессе обезуглероживания в высоколегированных железных сплавах, легированных по принципу быстрорежущих сталей.

Материалы и методика исследования

Материалом исследований послужил литой сплав типа 20P18, выплавленный на основе стандартной стали P18 с добавлением углерода до $\sim 2\%$ по массе в печи сопротивления с графитовым нагревателем. Для защиты расплава от окисления и науглероживания в тигель во время плавки непрерывно подавали очищенный аргон. Обезуглероживание исследуемого сплава 20P18 осуществляли в течение 1,5 часа при температуре 1050°C на первой стадии и 2 часов при температуре 1200°C на второй стадии в среде влажного водорода в лабораторной установке.

Металлографические исследования проводили на микроскопе «Неофот-21». Распределение легирующих элементов между фазами и структурными составляющими изучаемых сплавов анализировали с помощью растрового электронного микроскопа-микроанализатора РЭММА-102-02. Исследования проводили в режиме вторичных (SEI) и отраженных (BEI) электронов.

Теория и анализ полученных результатов

Легирующие элементы оказывают существенное влияние на процессы структурообразования при диффузионном изменении состава. Как показали результаты экспериментальных исследований, в процессе обезуглероживания опытного сплава 20P18 наблюдается трансформация фронта перекристаллизации в ячеистый и превращение столбчатых ферритных зерен в разветвленные дендриты. Анализ изотермического сечения диаграммы состояния Fe-W-C при температуре обработки (рис. 1) позволил предположить, что причи-

на неустойчивости фронта $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения связана с межфазным перераспределением основного легирующего элемента (вольфрама) в соответствии с условиями равновесия. Диффузионная ферритизация поверхностного слоя исследуемых сплавов сопровождается межфазным перераспределением атомов вольфрама между материнскими фазами и растущей α -фазой, вследствие чего формируется химическая неоднородность, которая отражается на характере структуры переходной зоны.

Трансформация фронта перекристаллизации обусловлена различными равновесными концентрациями вольфрама на межфазной границе в первую очередь в аустените и растущей α -фазе, а также в карбиде. Вольфрам является α -стабилизатором, поэтому его равновесное содержание в феррите будет большим, чем в аустените. Таким образом, обеднение углеродом опытного сплава в область трехфазного равновесия феррит-аустенит-карбид M_6C приводит к увеличению разности между равновесными концентрациями вольфрама в этих фазах (рис. 1). Согласно изотермическому сечению диаграммы состояния Fe-W-C, самое большое его содержание в карбиде M_6C ($\sim 75\%$), меньшее – в феррите ($\sim 10\%$) и самое маленькое – в аустените ($\sim 7\%$). Следовательно, $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращение при обезуглероживании изучаемого сплава сопровождается перераспределением вольфрама между фазами. Для того чтобы процесс роста диффузионного слоя, движущегося вместе с межфазной границей был стационарным, т. е. чтобы перераспределение компонентов описывалось уравнением Лапласа относительно начала координат, размещенного на движущейся границе $\alpha \rightarrow \gamma$, необходимо, чтобы среднее содержание вольфрама в растущем феррите было промежуточным между исходным содержанием его в аустените и карбиде M_6C .

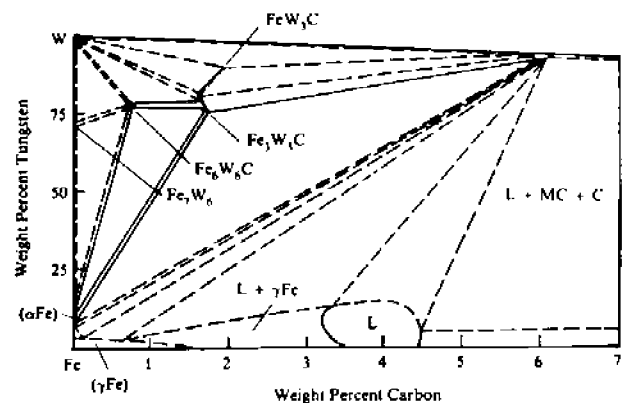


Рис. 1. Схема изотермического разреза тройной диаграммы состояния Fe-W-C при температуре 1200°C [14]

Структуру переходной зоны дендритной морфологии сплава 20P18 после двухстадийного обезуглероживания фиксировали закалкой в воде. На микроструктуре наблюдаются три слоя (рис. 2, а). Внешний светлый слой (зона 1) представляет собой мартенсит, твердость

которого повышенная и составляет ~ 9500 МПа, далее следует область распада аустенита, которая имеет повышенную травимость, указывающую на высокую дисперсность продуктов распада (зона 2). Зона 2 формируется по мере снижения содержания углерода в процессе обезуглероживания, твердость в связи с этим уменьшается до ~ 8200 МПа. Сердцевинный участок дендрита (зона 3) представляет собой феррит, непрерывно связанный с поверхностным слоем (твердость ~ 4000 МПа). Матрицей является тонкодифференцированная аустенитно-карбидная эвтектика (зона 4), т. е. бывшие жидкие участки при обезуглероживании в жидко-твердом состоянии, показатели твердости наивысшие и составляют ~ 10200 МПа.

Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что процесс роста ферритного слоя с поверхности изделия является стационарным (квазистационарным), поскольку химико-термическая обработка не приводит к изменению содержания основного легирующего элемента в сплаве (рис. 2, б–д, таблица 1). Содержание вольфрама в феррите сплава 20P18 после обезуглерожива-

ния по двум стадиям практически не отличается от исходного содержания в аустените.

Использование стереометрического анализа, заключающегося в проведении серии последовательных шлифовок участков фронта $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращения (рис. 3) и построении 3D-реконструкции (рис. 4), позволило утверждать, что участки феррита в переходной зоне образца являются сечениями ветвей дендрита от поверхностного ферритного слоя, т. е. ферритная фаза является непрерывной.

Таблица 1 – Распределение легирующих элементов между фазами и структурными составляющими в обезуглероженном сплаве 20P18

№ спектра	W	Fe	Cr	V	Mo
Спектр 1	12,28	81,47	3,61	1,05	1,07
Спектр 2	14,31	79,39	3,62	1,23	1,08
Спектр 3	13,44	80,33	3,60	1,10	1,03

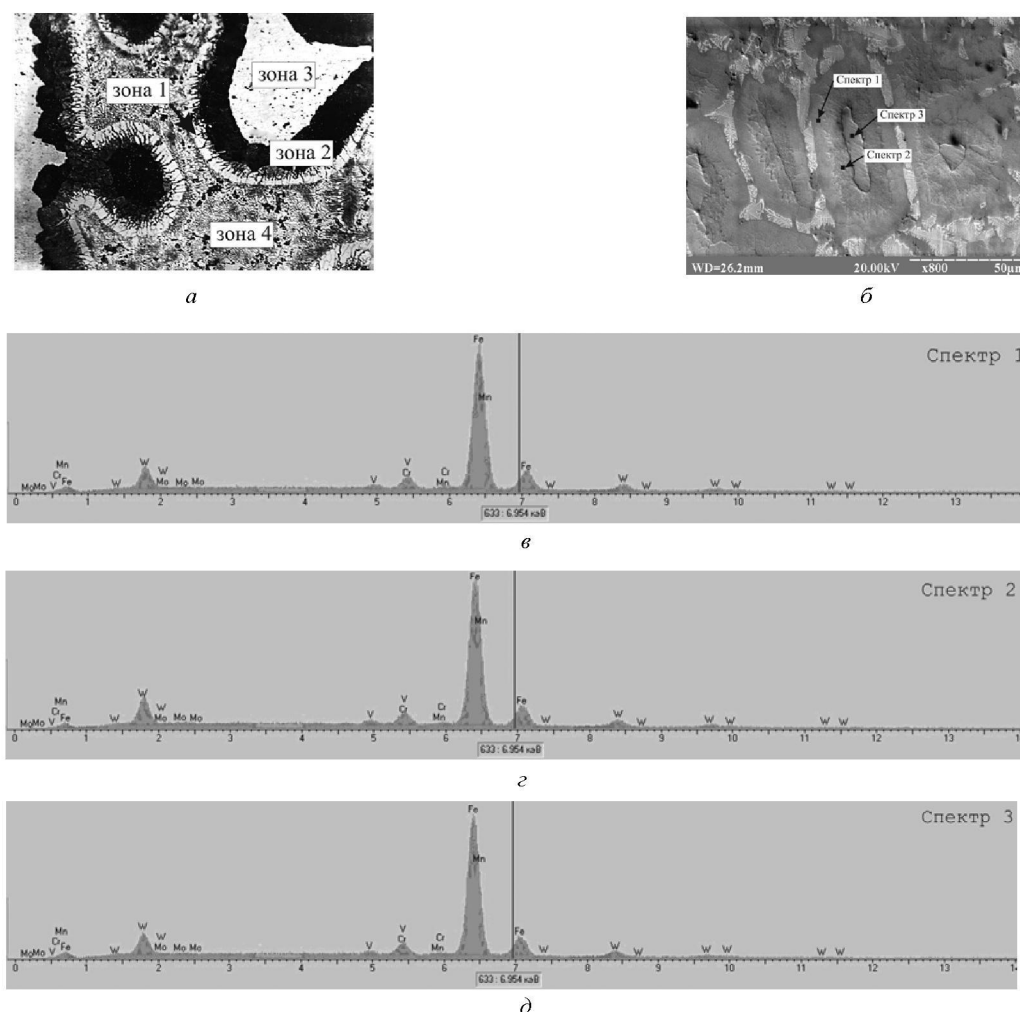


Рис. 2. Анализ переходной зоны обезуглероженного сплава 20P18:

а – микроструктура, *б* – электронномикроскопическое изображение в отраженных электронах, *в*–*д* – спектры излучения, исследуемых фаз и структурных составляющих; *а* – $\times 400$, *б* – $\times 800$

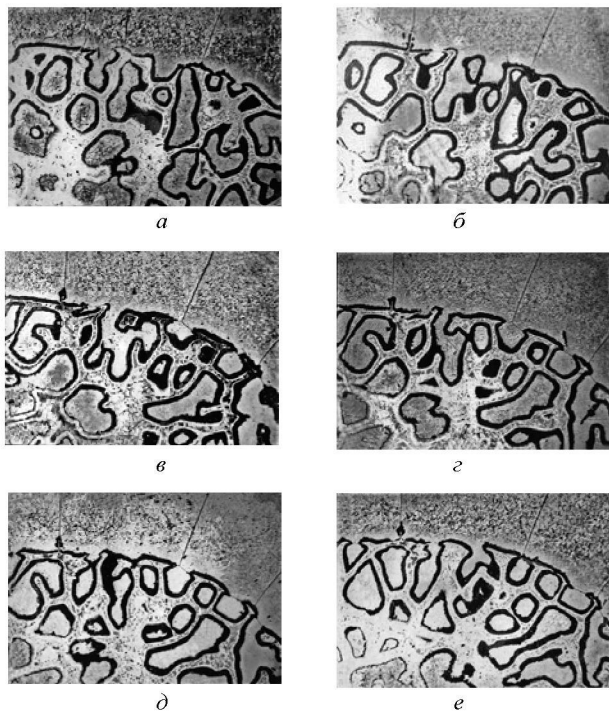


Рис. 3. Микроструктура послідовально шліфуваного участка фронту $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ превращения при обезуглероживании сплава 20P18; шаг шліфовок – ~8 микрон; $\times 125$

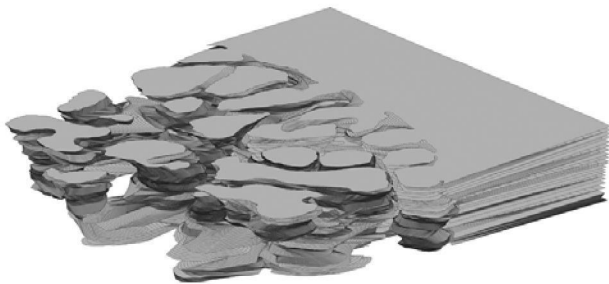


Рис. 4. 3D-реконструкция фронту перекристалізації в процесі обезуглероживания

Выводы

Установлено, что при стационарном росте ферритного слоя в процессе обезуглероживания железных сплавов, легированных по принципу быстрорежущих сталей, перед фронтом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения существует градиент концентрации основного легирующего элемента, обусловленный термодинамической особенностью строения изотермического сечения диаграммы состояния Fe-W-C, что вызывает перераспределение компонентов впереди фронту перекристаллизации.

Чорноіваненко К. О. Дослідження морфології фронту $\gamma \rightarrow \alpha$ перекристалізації при знеуглецюванні залізних сплавів, легованих α -стабілізаторами

Виявлено закономірності формування фронту перетворення у високолегованих залізних сплавах у процесі знеуглецювання. Проаналізовано вплив основного легувального елемента (вольфраму) на морфологію фронту перекристалізації при $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ перетворенні, викликаного дифузійною зміною складу в ізотермічних умовах.

Микрорентгеноспектральним аналізом встановлено, що дифузійне обезуглероживання не приводить до зміненню содержания легирующих элементов в сплаве.

Список литературы

1. Tiller W. A. The Redistribution of Solute Atoms during the Solidification of Metals / W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Ruter, B. Chalmers // *Acta Met.* – 1953. – Vol. 1. – P. 428–437.
2. Mullins W. W. Stability of a planar interface during solidification of a dilute binary alloy / W. W. Mullins, R. F. Sekerka // *J. Appl. Phys.* – 1964. – № 35. – P. 444–451.
3. Sekerka R. F. A stability function for explicit evaluation of the Mullins-Sekerka interface stability criterion / R. F. Sekerka // *J. Appl. Phys.* – 1965. – Vol. 36. – №1. – P. 264–268.
4. Coriell S. R. Cellular Growth During Directional Solidification / S.R. Coriell, G.B. McFadden, R.F. Sekerka // *Ann. Rev. Mater. Sci.* – 1985. – Vol. 15. – P. 119–145.
5. Coriell S. R. Morphological stability / S. R. Coriell, G. B. McFadden // *Handbook of Crystal Growth.* – Amsterdam: Elsevier. – 1993. – Vol. 1a. – P. 785–857.
6. Davis S. H. Theory of Solidification / S. H. Davis. – Cambridge : Cambridge University Press, 2001. – 385 p.
7. Trivedi R. Morphological Stability of a Planar Interface under Rapid Solidification Conditions / R. Trivedi, W. Kurz // *Acta Met.* – 1986. – Vol. 34. – № 8. – P. 1663–1670.
8. Kurz W. Theory of microstructural development during rapid solidification / W. Kurz, B. Giovanola, R. Trivedi // *Acta Metall.* – 1986. – Vol. 34. – P. 823–830.
9. Weeks J. D. Stability and shapes of cellular profiles in directional solidification: expansion and matching methods / J. D. Weeks, W. J. Saarloos // *Cryst. Growth.* – 1991. – Vol. 112. – P. 244–282.
10. Billia B. Pattern formation in crystal growth / B. Billia, R. Trivedi // *Handbook of crystal growth*, D. Hurler, Ed. – 1993. – Vol. 1b. – P. 899–1073.
11. Бунин К. П. Исследование перекристаллизации при диффузионном изменении содержания углерода в железных сплавах / К. П. Бунин, В. И. Мовчан, В. В. Никифорова // *Изв. ВУЗов. Черная металлургия.* – 1977. – № 2. – С. 106–109.
12. Мовчан В. И. Влияние примеси на перекристаллизацию при изменении содержания углерода в железных сплавах / В. И. Мовчан, В. В. Владимиров // *Изв. АН СССР. Металлы.* – 1988. – № 6. – С. 52–56.
13. Мовчан А. В. Формы ячеистого фронту $\alpha \rightarrow \gamma$ перекристаллизации при науглероживании ферритных сплавов железа / А. В. Мовчан // *Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. научн. тр. – Днепропетровск: ППАСА.* – 2009. – Вып. 48. – Ч. 2. – С. 3–5.
14. Raynor G. V. Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys / G. V. Raynor, V. G. Rivlin // *The Institute of Metals, London.* – N 4. – 1988. – 485 p.

Одержано 22.10.2013

Ключові слова: фронт перекристалізації, трансформація, коміркове зростання, зневуглецювання, залізні сплави.

Chernoivanenko E. Research of morphology of the front $\gamma \rightarrow \alpha$ recrystallization of α - stabilizers alloyed iron alloys by decarburization

The regularities of formation of the transformation front in highly-alloyed iron alloys by decarburization were found. The influence of main alloying element (tungsten) on the morphology of recrystallization front at $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ transformation by diffusion change in isothermal conditions has been analyzed.

Key words: recrystallization front, transformation, cellular growth, decarburization, iron alloys.
