

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕЗОФЕРРИТА В ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

М.Н. Сейдуров

Рассмотрено строение мезоферрита и условия формирования промежуточных структур в низколегированных сталях бейнитного класса. Показано, что при бейнитном превращении формируется α -фаза различной морфологии и с разным содержанием в ней углерода. Основную долю α -фазы составляет фрагментированный феррит и мезоферрит, имеющий межплоскостное расстояние, близкое к равновесному. Установлено, что фрагменты встречаются двух видов, отличающихся относительной долей карбидной фазы, ее размерами и местом расположения внутри промежуточной структуры.

Ключевые слова: зернистый бейнит, фрагментированный феррит, мезоферрит, дублетность линий, стали бейнитного класса.

Изучение промежуточного превращения в высокопрочных низколегированных сталях, проведенное в работе [1], показало, что в условиях изотермического распада образуются бейнитные структуры различной морфологии. В верхнем интервале температур, составляющем 580–450 °С, распад аустенита протекает по диффузионному механизму с образованием мезоферритной α -фазы и карбида хрома типа Me_{23}C_6 глобулярной формы. В интервале температур ниже 450 °С аустенит распадается по сдвиговому (бездиффузионному) механизму на бейнитную α -фазу с выделением карбида железа типа Me_3C .

Комплексное исследование, проведенное в работах [1–3], позволили выявить особенности формирования зернистого бейнита. Установлено, что промежуточные структуры зернистой морфологии представляют собой многофазную композицию, состоящую из мезоферритной и бейнитной α -фазы, остаточного аустенита и двух типов карбида: карбида хрома $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ и карбида железа $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})_3\text{C}$ – цементит. Карбид хрома имеет глобулярную форму и составляет вместе с α -фазой основу зернистого бейнита (рис. 1).

Фазовая составляющая, представляющая собой новый компонент бейнитной структуры, впервые была названа мезоферритом в работе [4]. Полиэдрические зерна бейнитной α -фазы светлой окраски целесообразно называть мезоферритом, имея в виду, что в отличие от доэвтектоидного феррита, который формируется в области перлитного превращения, мезоферрит образуется в диапазоне температур между «перлитным» носиком диаграммы превращений и линией Мн (линией начала распада аустенита на мартенсит).

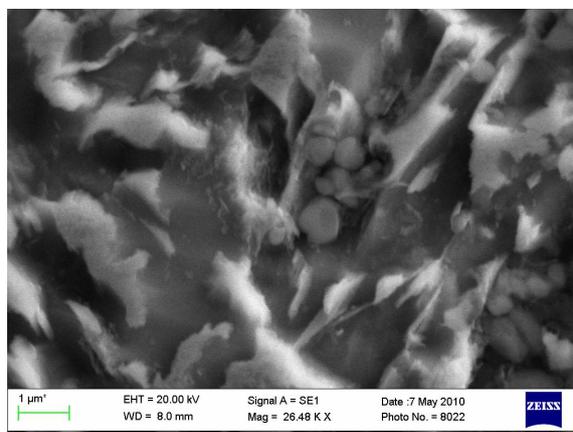


Рисунок 1 – Микроструктура зернистого бейнита в ОШЗ сварного соединения стали 24X2HAc

Отличительными особенностями мезоферрита по сравнению с другими α -фазами являются следующие.

Структура мезоферритных кристаллов безкарбидна, достаточно релаксирована, обладает относительно невысокой плотностью дефектов кристаллического строения. Параметр ОЦК решетки близок параметру решетки доэвтектоидного феррита. Образование мезоферритных зерен в верхнем интервале промежуточных температур протекает по диффузионному механизму.

Первым и непременным условием его формирования является высокая температура промежуточного распада аустенита, что реализуется в низкоуглеродистых низколегированных сталях, имеющих более высокие температуры бейнитной области, по сравнению со средне- и высокоуглеродистыми сталями.

Таким образом, в низколегированных сталях бейнитного класса в верхнем интер-

вале промежуточных температур механизм распада аустенита является смешанным, состоящим из диффузионного образования мезоферритной α -фазы и бездиффузионного образования бейнитной α -фазы.

Исследования мезоферрита, проведенные в работе [4] во многом основаны на косвенных данных. Прямое исследование мезоферрита с помощью рентгеноструктурного анализа затруднено присутствием других α -фаз, имеющих близкие решетки, в результате чего рентгеновские линии этих фаз перекрываются. Поэтому требуются дополнительные исследования с применением различных методик.

В настоящей работе проведено комплексное исследование структуры мезоферрита, формирующегося в верхнем интервале температур бейнитной области. Структуру и фазовый состав изучали с помощью рентгеноструктурного анализа (ДРОН-5,0), растровой (EVO50) и просвечивающей электронной микроскопии методом тонких фольг (ЭМ-125 и ЭМ-125К).

Образцы стали 24Х2НАч (0,23 С; 1,55 Сг; 1,14 Ni; 0,32 Si; 0,24 Mn; 0,005 S; 0,015 P, %), предназначенные для термообработки, имели прямоугольную форму и размеры 15×15×6,5 мм. Термическую обработку проводили в двух печах. В первой печи при температуре 870 °С проводили гомогенизацию образцов. Для этого в печи до заданной температуры нагревали соль (NaCl + KCl в соотношении 1 : 1), затем в расплавленную соль погружали образцы и выдерживали в течение 20 мин. (время, необходимое для полного распада аустенита). Затем образцы переносили в щелочную ванну (KOH + NaOH в соотношении 1 : 1). Время, затрачиваемое на перенос, не превышало 1 с.

Температура изотермической выдержки в щелочной ванне составляла 520 °С, 550 °С и 580 °С, что соответствовало различной степени бейнитного превращения. Выдержка образцов при 550 °С способствовала образованию наибольшего количества мезоферрита в структуре [1].

После выдержки в щелочной ванне образцы охлаждали в воде для перехода нераспавшегося аустенита в мартенсит. Кроме того, для сравнения исследовались образцы, подвергнутые закалке и отжигу.

При γ - α превращении также образуется мартенсит, представляющий собой упорядоченный пересыщенный твердый раствор внедрения атомов углерода в ОЦК решетку железа. Атомы углерода вызывают тетрагональное искажение кубической решетки, что приводит к расщеплению рентгеновских ли-

ний и изменению их положения.

Величина расщепления линий за счет тетрагональности решетки зависит от рефлекса. Например, межплоскостные расстояния d для плоскостей {110}, {200} и {211} при тетрагональном искажении решетки изменяются различным образом, в зависимости от ориентации данной плоскости относительно оси тетрагональности. Наибольшее изменение межплоскостного расстояния будет наблюдаться для плоскостей {200}, т.к. они ориентированы либо параллельно оси тетрагональности (плоскости (200) и (020)), либо перпендикулярно ей (плоскости (002)). Мезоферрит, как фаза, имеющая пониженное содержание углерода, может быть идентифицирована по отсутствию тетрагонального искажения решетки.

Если провести вычисление параметра решетки мартенсита, используя формулу:

$$a = d_{HKL} \sqrt{H^2 + K^2 + L^2}, \quad (1)$$

которая соответствует кубической решетке, то величина a будет зависеть от рефлекса, используемого для ее вычисления (угла Θ). Характер взаимного изменения положения рефлексов при тетрагональном искажении решетки на рентгенограмме мартенсита таков, что параметр решетки, рассчитанный по положению линии (200) уменьшается, а параметр решетки, определенный по линии (110) увеличивается. Вычисляя параметр решетки по этим линиям, можно обнаружить его расходимость в случае появления тетрагональности.

Изучение зависимости параметра решетки, вычисленного по формуле (1) с использованием рентгеновских линий {110} и {200}, от температуры изотермической выдержки образца показало, что закаленный образец имеет существенно различающиеся значения параметра решетки вследствие образования мартенситной α -фазы и появления тетрагональности. У отожженного образца параметры решетки, определенные по двум линиям, практически совпадают.

Образец, подвергнутый ступенчато-изотермической закалке с образованием мезоферрита имеет небольшое различие параметров решетки. Учитывая наличие в образце некоторой доли мартенсита, можно сделать заключение, что это различие связано с влиянием тетрагональности решетки мартенситной α -фазы.

Проведенные рентгеноструктурные исследования показали, что мезоферрит после ступенчато-изотермической закалки имеет решетку, соответствующую ферритной фазе,

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕЗОФЕРРИТА В ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

образующейся при отжиге. Также можно сделать заключение о несдвиговом механизме формирования мезоферрита в процессе промежуточного превращения.

Деформация и термическое воздействие на сталь могут приводить к уширению рентгеновских линий по сравнению с отожженным состоянием. Физическое уширение рефлексов может быть обусловлено уменьшением размеров областей когерентного рассеяния, ростом микронапряжений 2 рода и увеличением концентрации дефектов упаковки. Металлы с ОЦК решеткой не склонны к образованию дефектов упаковки, поэтому наибольший вклад вносят два первых фактора. Размеры областей когерентного рассеяния и микронапряжения приводят к симметричному уширению линий, независимо от брегговского угла. Если в образце присутствуют оба эффекта, то они связаны между собой уравнением:

$$\frac{\beta \cos \theta}{\lambda} = \frac{1}{D} + \varepsilon \frac{4 \sin \theta}{\lambda}. \quad (2)$$

Увеличение микронапряжений в образце, возникающее в результате пластической деформации или термического воздействия приводит к уширению дифракционных рентгеновских пиков закономерным образом. Если построить график физического уширения нескольких линий, как зависимость величины $\beta \cos \theta / \lambda$ от $4 \sin \theta / \lambda$, то он будет представлять прямую линию, проходящую через начало координат при отсутствии высокой дисперсности структуры.

В отличие от микронапряжений и размера субзерен дублетность линий дает различный вклад в уширение линии в зависимости от ориентации соответствующих плоскостей относительно оси тетрагональности. Например, плоскости {110} ориентированы к оси тетрагональности под углом 0° (т.е. параллельности оси) и 90° . Плоскости {200} расположены параллельно оси тетрагональности (200) и (020) и перпендикулярно (002). Плоскости {211} располагаются под углами $35,3^\circ$ и $65,9^\circ$. В результате одна из линий дублетов (110) и (200) практически не смещается, а вторая смещается в сторону меньших углов. Величина смещения и соответствующее уширение дублетной линии возрастает с увеличением степени тетрагональности c/a . Линия (211) смещается целиком и одновременно уширяется с увеличением тетрагональности (рисунок 2).

Таким образом, наибольшее уширение будет у линии (200), поэтому на графике точка соответствующая этому рефлексу не будет укладываться на прямую линию. Чем выше

тетрагональность, тем больше смещение точки (200).

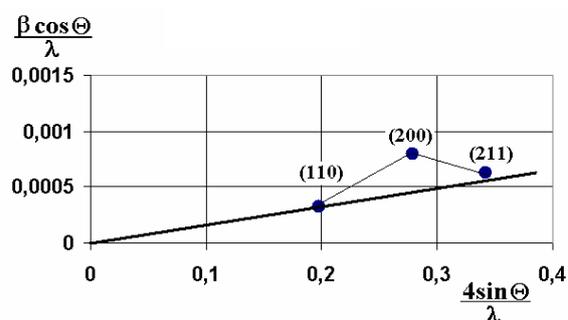


Рисунок 2 – Изменение величины $\beta \cos \theta / \lambda$ в зависимости от $4 \sin \theta / \lambda$ для образца стали 24X2HAc со структурой зернистого бейнита

Для сравнения проанализируем графики физического уширения образцов с изотермической выдержкой 550°C , 450°C и 380°C . Для температуры 380°C , что соответствует полному превращению в мартенсит, на графике наблюдается характерное треугольное расположение точек. Температура 450°C дает меньшее отклонение точки (200), что соответствует понижению степени тетрагональности решетки. При 550°C точки ложатся на прямую линию, что свидетельствует о полном отсутствии тетрагональности решетки.

Полученный результат свидетельствует о преимущественно диффузионном образовании мезоферрита в процессе бейнитного превращения.

Наибольший интерес представляет исследование рентгеновских линий, принадлежащих мезоферриту. На рисунке 3 приведена линия {200}, полученная от образца, охлажденного с промежуточной выдержкой при 550°C , что позволяет получить структуру с большим содержанием мезоферрита. Видно, что линия имеет значительную асимметрию. Уширение линии направлено в сторону больших углов. Наличие асимметрии может быть объяснено тем, что линия представляет собой не одиночный пик, а дублет. Расщепление линии на дублет в данном случае не может быть связано с наличием мартенситной α -фазы, т.к. тетрагональность приводит к асимметрии линии в сторону малых углов.

Было проведено разделение линии на дублет с использованием программного продукта «Origin». Расчеты показали, что дублет состоит из интенсивной линии $2\theta = 64,9^\circ$ (линия 1) и более слабой линии $2\theta = 65,1^\circ$ (линия 2). По положению линий дублета определены межплоскостные расстояния для фаз, входящих в состав образца. Линия 1 соответ-

стует фазе с межплоскостным расстоянием $d_{200} = 1,4368 \text{ \AA}$, линия 2 соответствует фазе с $d_{200} = 1,4328 \text{ \AA}$. Сравнение с межплоскостным расстоянием $d_{200} = 1,428 \text{ \AA}$ для $\alpha\text{-Fe}$ по данным [5] позволило идентифицировать фазу, соответствующую линии 2, как фазу, обедненную углеродом – мезоферрит. Линия 1 соответствует фазе, обогащенной углеродом – мартенситу.

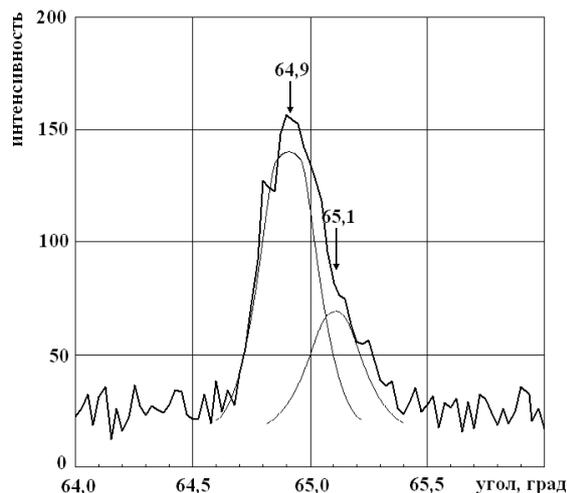


Рисунок 3 – Рентгенограмма, снятая на Fe-K α излучении с образца стали 24X2H4ч с выдержкой при 550 °C

Наличие обедненной углеродом фазы, соответствующей мезоферриту, подтверждает его механизм образования, предложенный в работе [1].

В процессе изотермической выдержки часть γ -фазы превращается в α -фазу диффузионным путем. При этом происходит обеднение α -фазы углеродом, который выделяется в виде цементита и карбидов легирующих металлов. Изотермическая выдержка проводится в течение короткого времени, недостаточного для полного превращения γ -фазы, поэтому остаточный аустенит, при последующей закалке, образует некоторое количество мартенсита.

Электронно-микроскопические исследования показали наличие следующих морфологических составляющих α -фазы в структуре образцов с изотермической выдержкой при 550 °C: фрагментированный феррит и мезоферрит, пластинчатый или пакетный (реечный) феррит и двойниковый феррит мартенситного происхождения.

Фрагментированный феррит и мезоферрит являются основной структурной составляющей (рисунок 4) и встречаются двух видов:

1. фрагменты четко выражены и внутри

такой структуры присутствует относительно небольшое количество карбидов типа Me_{23}C_6 (~2-5%), расположенных на границах и в стыках фрагментов, и прослойки γ -фазы вдоль границ фрагментов;

2. границы фрагментов выражены не четко и внутри такой структуры присутствуют карбиды Me_{23}C_6 , доля которых достигает ~10% и расположены они в виде строчек, остаточного аустенита в такой структуре не обнаружено [6, 7].

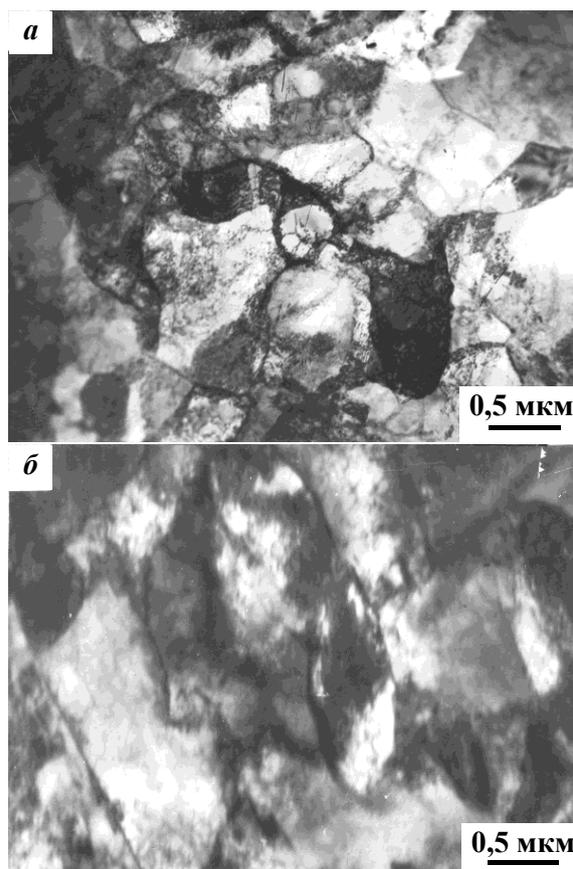


Рисунок 4 – Микроструктура фрагментированного феррита (а) и мезоферрита (б) в стали 24X2H4ч

Размер фрагментов в доэвтектоидном феррите в среднем составляет 1300 нм, в мезоферрите их размер колеблется от $840 \pm 370 \text{ нм}$ до $590 \pm 280 \text{ нм}$. Параметр кристаллической решетки α -фазы составляет от 0,28660 до 0,28662 нм, γ -фазы – от 0,36052 до 0,36062 нм (точность измерений $\pm 0,0005 \text{ нм}$).

Бейнитный реечный (пакетный) феррит в основном малокарбидный, поскольку большая часть атомов углерода оказалась в γ -фазе и в крупных карбидах, сформировавшихся в верхнем интервале температур промежуточного превращения, а также осела на

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕЗОФЕРРИТА В ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

дислокациях. В структуре также в небольшом количестве присутствуют пластины γ -фазы с двойниками превращения.

Таким образом, проведенные рентгено-структурные и электронно-микроскопические исследования показали, что при бейнитном превращении в высокопрочных низколегированных сталях формируется α -фаза различной морфологии и с различной степенью межплоскостного расстояния кристаллической решетки, а следовательно, с различным содержанием в ней углерода. Основную долю α -фазы составляет фрагментированный феррит и мезоферрит, образовавшийся в верхней части промежуточной области и имеющий межплоскостное расстояние, близкое к равновесному.

ВЫВОДЫ

1. Проведенные рентгеноструктурные исследования показали, что мезоферрит является отдельным компонентом α -фазы, образующимся преимущественно по диффузионному механизму в верхнем интервале температур бейнитного превращения.

2. Фрагментированный феррит и мезоферрит являются основной структурной составляющей бейнитных структур зернистой морфологии. Встречаются фрагменты двух видов, отличающихся друг от друга относительной долей карбидной фазы, ее размерами и месторасположением внутри структуры.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чепрасов, Д. П. Строение и механизм формирования зернистого бейнита в ОШЗ сварных

соединений из высокопрочных сталей / Д. П. Чепрасов, Ю. А. Филатов // Сварка и диагностика. – 2014. – № 6. – С. 14–18.

2. Чепрасов, Д. П. Обеспечение качества и свойств сварных соединений сталей бейнитного класса / Д. П. Чепрасов, М. Н. Сейдуров // Сварка и диагностика. – 2012. – № 3. – С. 30–33.

3. Cherpasov, D. P. Special features of the formation of bainitic structures of granular morphology in the weld zone of welded joints in high-strength low-alloy steels / D. P. Cherpasov, M. N. Seidurov, A. A. Ivanaiskii // Welding International. – 2011. – Т. 25. – № 2. – С. 105–109.

4. Свищенко, В. В. Образование мезоферрита и зернистого бейнита в низкоуглеродистой низколегированной стали / В. В. Свищенко, Д. П. Чепрасов, О. В. Антонюк // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2004. – № 8. – С. 7–11.

5. Миркин, Л. И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: справочник / Л. И. Миркин. – М.: Машиностроение, 1979. – 134 с.

6. Сейдуров, М. Н. Строение и механизм образования наноразмерных спецкарбидов хрома в сварных соединениях низколегированных сталей / М. Н. Сейдуров, С. В. Ковалев // Ползуновский альманах. – 2012. – № 1. – С. 39–40.

7. Сейдуров, М. Н. Оценка и прогнозирование структуры и свойств сварных соединений из высокопрочных сталей бейнитного класса / М. Н. Сейдуров, Е. А. Иванайский, А. А. Иванайский // Ползуновский вестник. – 2009. – № 4. – С. 191–194.

Сейдуров Михаил Николаевич, к.т.н., доцент кафедры МБСП, ФГБОУ ВО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова», e-mail: seidurov@mail.ru.