

**МЕХАНИЗМ ПЕРИТЕКТОИДОПОДОБНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ
ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ**

**А. В. Мовчан, к. т. н., С. И. Губенко, д. т. н., проф.,
А. П. Бачурин, к. т. н., доц., Е. А. Черноиваненко, асп.**

Национальная металлургическая академия Украины

Диффузионное изменение состава многокомпонентных сплавов при постоянных температуре и давлении может привести к превращениям с участием трех и более фаз. Разработка и совершенствование технологических процессов получения теплостойких и износостойких композиционных материалов на базе литых быстрорежущих сталей, подвергнутых комплексной химико-термической обработке (обезуглероживание + науглероживание) [1-3], вызывают необходимость изучения закономерностей формирования структур в процессе этих обработок.

Известно, что при науглероживании ферритных сплавов железа с карбидообразующими α -стабилизаторами (W, Mo, Cr, V, Ti) возможно протекание трехфазной реакции $\alpha \rightarrow \gamma + \text{Карбид(K)}$ [4-5]. В результате формируется эвтектоидоподобные структуры, состоящие из аустенита (или продукт его превращения) и специального карбида. От классического эвтектоида данные структуры отличает то, что их образование стимулировано не изменением температуры, а изменением концентрации углерода. Условием протекания эвтектоидоподобного превращения является прохождение изменяющегося состава сплава через ферритную вершину конодного треугольника $\alpha + \gamma + K$ на изотермическом сечении диаграммы состояния Fe-C-Карбидообразующий элемент. Эвтектоидоподобное превращение было реализовано в системах Fe-W, Fe-Mo, Fe-Cr, Fe-V, Fe-Ti, а также в сложных системах, в которых концентрация легирующих элементов соответствовала стандартным быстрорежущим сталям, а концентрация углерода не превышала 0,1% [4-5].

Целью данной работы было изучение механизмов протекания перитектоидоподобного превращения в приповерхностном слое стали P18 при обезуглероживании.

Для стали P18 при обезуглероживании при температурах ниже 1070°C возможно последовательное протекание двух перитектоидоподобных реакций $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha$ и $\alpha + M_6C \rightarrow Fe_2W$, что подтверждается методами микроструктурного и рентгеноструктурного анализов [6].

Важным процессом, происходящим при химико-термической обработке является диффузионное перераспределение компонентов при многофазных превращениях. Рассмотрим особенности перитектоидоподобного превращения, продуктом которого является интерметаллид Fe_2W (μ -фаза) (рис. 1а). Когда при обезуглероживании состав стали P18 достигает стороны конодного

треугольника fc равновесие становится трехфазным. Последующее обеднение стали углеродом приводит к зарождению и росту μ -фазы. Состав сосуществующих в равновесии фаз определяется точками f , e , c , расположенными в вершинах конодного треугольника. Концентрация вольфрама в образовавшемся интерметаллиде имеет промежуточное значение между α -фазой и карбидом M_6C . Следовательно, данное превращение подобно перитектоидному, но стимулируется диффузионным изменением состава и требует диффузионного перераспределения компонентов между фазами. Направления диффузионных потоков исследовали методами геометрической термодинамики [7].

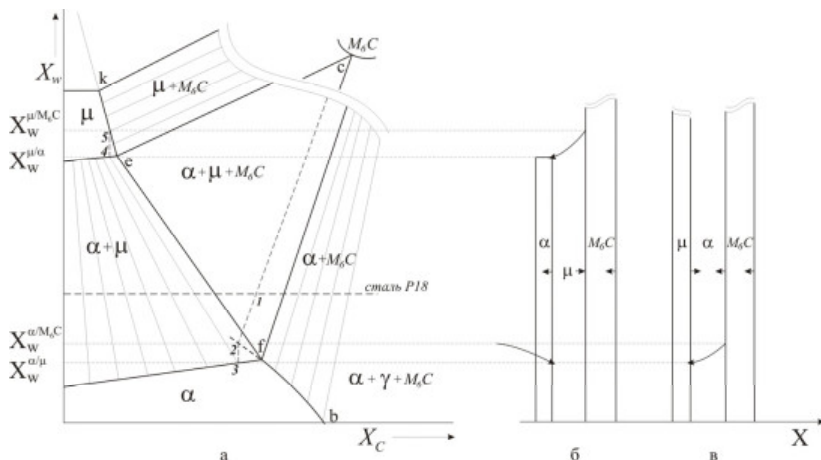


Рис. 1. Схемы участка изотермического сечения тройной диаграммы состояния Fe-W-C при температуре 1010°C (а) и схема перераспределения потоков атомов вольфрама в процессе превращения (б, в)

Протекание перитектоидоподобного превращения возможно по двум механизмам. В первом случае превращение сопровождается в полной изоляции карбида M_6C оболочкой μ -фазы (рис. 2а). При этом перераспределение вольфрама между ферритом и карбидом будет осуществляться через μ -фазу. Коэффициент диффузии углерода в феррите на четыре порядка выше, чем вольфрама, поэтому превращения контролируются диффузией атомов вольфрама. При обезуглероживании, когда состав исследуемой стали обедняется углеродом до точки 1 (рис. 1а), содержание вольфрама в феррите на границе с карбидом M_6C определяется экстраполяцией линии bf в сторону меньших концентраций углерода (точка 2). Состав феррита на границе с интерметаллидом Fe_2W (μ -фаза) определяется точкой 3, а состав интерметаллида на границе с ферритом можно определить точкой 4, используя коноду 3-4. Содержание вольфрама в интерметаллиде на границе с карбидом M_6C можно определить перпендикуляром, опущенным из точки 4 до его пересечения с линией ek (точка 5). Таким

образом в интерметаллиде Fe_2W (μ -фаза) создается градиент концентрации вольфрама. Карбид M_6C , теряя вольфрам и углерод, превращается в интерметаллид, в интерметаллид превращается и феррит по мере диффузионного поступления вольфрама ($\alpha + M_6C \rightarrow Fe_2W$). Схема диффузионных потоков вольфрама показана на рис. 1б.

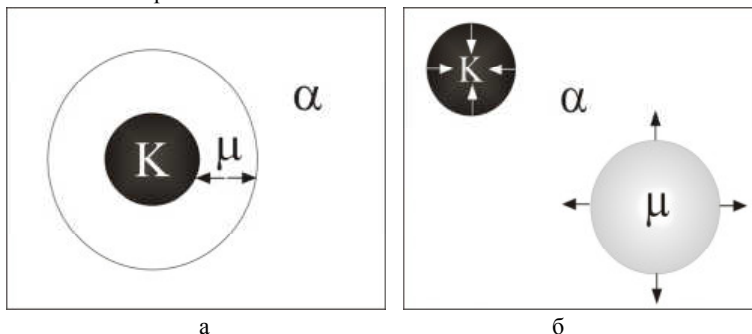


Рис. 2. Схемы механизмов перитектоидоподобного превращения в случае полной изоляции карбида оболочкой μ -фазы (а) и сохранения контакта между всеми тремя фазами (б)

Кинетика роста диффузионных слоев в этом случае определяется перемещением межфазных поверхностей раздела. Скорость перемещения поверхности раздела фаз определяется уравнением:

$$V_{i \rightarrow j} = \frac{J^{i-j} - J^{j-i}}{\Delta C^{i-j}} \quad (1),$$

где ΔC^{i-j} – перепад концентраций компонента у межфазной поверхности; J^{i-j} , J^{j-i} – плотность диффузионного потока компонента соответственно в i и j фазах у межфазной поверхности, определяется согласно первого закона Фика:

$$J = \frac{\partial m}{\partial \tau} = -D \cdot \frac{\partial C}{\partial x} \quad (2),$$

где $J = \frac{\partial m}{\partial \tau}$ – плотность диффузионного потока в направлении x ;

$\frac{\partial C}{\partial x}$ – градиент концентрации;

D – коэффициент диффузии.

Основываясь на уравнение (2) определяем поток атомов вольфрама в направлении от феррита к интерметаллиду Fe_2W (μ -фаза) (3) и в обратном на-

правления (4) соответственно:

$$J_W^{\alpha-\mu} = D_W^\alpha \cdot \frac{dX_W^\alpha}{dx} \quad (3)$$

$$J_W^{\mu-\alpha} = D_W^\mu \cdot \frac{dX_W^\mu}{dx} \quad (4)$$

Скорости перемещения межфазной границы интерметаллид Fe₂W (μ-фаза) – феррит и растворения карбида M₆C согласно (1) с учетом уравнений (3), (4) соответственно равны:

$$V_{\mu \rightarrow \alpha} = \frac{dX}{d\tau} = \frac{D_W^\alpha \cdot \frac{dX_W^\alpha}{dx} |_{\alpha/\mu} + D_W^\mu \cdot \frac{dX_W^\mu}{dx} |_{\mu/\alpha}}{X_W^{\mu/\alpha} - X_W^{\alpha/\mu}} \quad (5)$$

$$V_{\mu \rightarrow M_6C} = \frac{dX}{d\tau} = \frac{D_W^\mu \cdot \frac{dX_W^\mu}{dx} |_{\mu/M_6C}}{X_W^{M_6C} - X_W^{\mu/M_6C}} \quad (6)$$

Во втором случае, если сохраняется контакт между всеми тремя фазами, то диффузионная доставка вольфрама к зародившемуся и растущему интерметаллиду осуществляется через феррит (рис. 2б). Концентрация вольфрама в феррите на границе с карбидом, в феррите на границе с интерметаллидом и в интерметаллиде на границе с ферритом, как и в первом случае, определяется соответственно точками 2, 3, 4, в то время как концентрация вольфрама в карбиде M₆C на границе с ферритом определяется точкой 6 (рис. 1а). В результате, в феррите при обезуглероживании создается градиент концентрации вольфрама, обеспечивающий его диффузионный поток от карбида к интерметаллиду Fe₂W (μ-фаза) (рис. 1в).

Для данного механизма перитектоидоподобного превращения скорость перемещения межфазной границы интерметаллид Fe₂W (μ-фаза) – феррит, как и в первом случае, определяется согласно уравнению (5), а скорость растворения карбида M₆C соответственно равна:

$$V_{\alpha \rightarrow M_6C} = \frac{dX}{d\tau} = \frac{D_W^\alpha \cdot \frac{dX_W^\alpha}{dx} |_{\alpha/M_6C}}{X_W^{M_6C} - X_W^{\alpha/M_6C}} \quad (7)$$

На примере системы Fe-W-C показана возможность протекания трехфазных перитектоидоподобных реакций при обезуглероживании в изотермических условиях, в случае присутствия трехфазной области, ограниченной конодным треугольником, на изотермическом сечении диаграммы состояния Fe-W-C. Перитектоидоподобные превращения в изучаемой стали могут прохо-

диль по двум механизмам, отличающимся характером диффузионных потоков, а также контакта фаз, участвующих в превращении.

Использованная литература

1. Структурные и химические изменения в приповерхностном слое стали P18 при обезуглероживании / Мовчан Е.А., Губенко С.И., Бачурин А.П. // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. Вып. 48, ч. 1, - Дн-вск, ПГАСА, 2009. – С. 142-145.

2. Применение химико-термической обработки с целью повышения стойкости литого режущего инструмента // Губенко С.И., Бачурин А.П., Мовчан Е.А. // Вестник Днепропетровского университета. Серия «Ракетно-космическая техника». – Вып. 14. – т. 2. – 2010. – с. 36-40.

3. Комплексная химико-термическая обработка инструмента из литой быстрорежущей стали P6M5 / Губенко С.И., Мовчан А.В., Бачурин А.П., Черновиваненко Е.А. // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. Вып. 58. - Дн-вск, ПГАСА, 2011. – С. 216-218.

4. Бунин К.П., Мовчан В.И., Педан Л.Г. Структурообразование при изотермическом науглероживании железных сплавов, легированных молибденом и вольфрамом // Изв. АН СССР. Металлы. – 1975. – №3. – с.164–168.

5. Мовчан А.В., Бачурин А.П., Педан Л.Г. Многофазные превращения при диффузионном изменении содержания углерода в железных сплавах // Доп. НАН України. – 2000. – №7. – с.104–108.

6. Превращения при обезуглероживании стали P18 / Бачурин А.П., Губенко С.И., Мовчан Е.А. // Теория и практика металлургии. – 2008. – №3. – с.60–64.

7. Жуков А.А. Геометрическая термодинамика сплавов железа. М.: Металлургия, 1979. – 232 с.