

И.Г. Узлов, А.М. Нестеренко, К.И. Узлов, А.В. Кныш

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ ВАНАДИЕМ КОЛЕС В ПРОЦЕССЕ ИХ ОТПУСКА

Представлены результаты исследования влияния малых добавок ванадия на формирование структурного состояния стали для цельнокатаных железнодорожных колес и их термического упрочнения. Изучены процессы, протекающие при отпуске в ферритном зерне.

Объектом исследования послужили железнодорожные колеса из стали, микролегированной ванадием после их закалки от температуры 875°C с последующим отпуском при температурах 450, 475, 500, 525, 550, 600°C . Съемку образцов проводили в кобальтовом ($\text{CoK}\alpha$) излучении. Длины волн характеристического излучения: $\lambda\text{K}\alpha_1 = 1,7853\text{\AA}$; $\lambda\text{K}\alpha_2 = 1,7892\text{\AA}$.

Углы отражения Вольфа-Брегга θ для интерференций (110) и (220) составляют соответственно $52,4^{\circ}$ и $124,1^{\circ}$ [1].

Методика исследований и расчетов

Изменение параметра решетки a оценивали по углу отражения интерференции (220) с поморщью известного [1] соотношения:

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin\theta} \sqrt{H^2 + K^2 + L^2}; \quad (1)$$

где λ – длина волны излучения (в нашем случае использовано $\text{K}\alpha_1 = 1,7853\text{\AA}$);

H, K, L – индексы отражающей плоскости ОЦК решетки феррита.

Напряженное состояние кристаллической решетки определяется на рентгенограммах по уширению (110) и (220) интерференционных максимумов. Для анализа напряженного состояния кристаллической решетки и блочной (мозаичной) субструктуры методом аппроксимации [1] оценивали уширение рентгеновских интерференций (110) и (220) феррита исследованной стали после отпуска по разным режимам.

В расчетах учитывали поправки [1]:

– на меж дублетное расстояние δ , определяемое по соотношению

$$\delta = 2 \frac{\lambda_{\alpha 1} + \lambda_{\alpha 2}}{\lambda_{\alpha 1}} \text{tg}\theta \quad (2);$$

– на геометрию съемки (по специальному корректировочному графику).

Использование указанных поправок позволяет выделить из общего уширения ее физическую составляющую β_1 и β_2 соответственно для интерференций (110) и (220). Согласно [1], соотношение β_2/β_1 определяет

какими факторами обусловлено уширение интерференции. Если уширение вызвано только микронапряжениями $\Delta a/a$, то:

$$\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\operatorname{tg}\theta_2}{\operatorname{tg}\theta_1}; \quad (3)$$

В случае, когда в образце нет микронапряжений, но блоки D_{HKL} дисперсные (меньше 0,1 мкм), то уширение определяется этим фактором и отношение:

$$\frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\cos\theta_1}{\cos\theta_2}; \quad (4)$$

Если уширение вызвано как наличием микронапряжений, так и измельчением блоков D_{HKL} , то отношение β_2/β_1 находится между отношением косинусов и тангенсов:

$$\frac{\cos\theta_1}{\cos\theta_2} \frac{\beta_2}{\beta_1} \frac{\operatorname{tg}\theta_2}{\operatorname{tg}\theta_1}; \quad (5)$$

Размер блоков мозаики D_{HKL} рассчитывался из соотношения:

$$D_{HKL} = \frac{0,94 \lambda}{\beta_1 \cos\theta_{HKL}}; \quad (6)$$

В нашем исследовании расчеты проводили для данных по интерференции (110). Плотность дислокаций определялась с помощью выражения:

$$\rho = \frac{3}{D_{HKL}^2}; \quad (7)$$

Обсуждение полученных результатов

При анализе взаимосвязи между структурой и механическими свойствами углеродистых (эвтектоидных) конструкционных сталей, основное внимание уделяют обычно [2] параметрам перлита – степени его дисперсности, оцениваемым по шкалам бальности ГОСТ 8233, межпластиночному расстоянию, толщине цементитных пластин в перлите. Между тем в [3] показано, что на комплекс свойств углеродистых сталей значительное влияние оказывает состояние ферритной фазы, определяемое её тонкой структурой.

С помощью методов рентгеноструктурного анализа исследовали влияние отпуска при температурах 450, 475, 500, 525, 550 и 600⁰С длительностью 2 часа на параметры тонкой структуры феррита образцов колесной стали с 0,64%С, микролегированной (0,1%) ванадием, и аналогичной стали без ванадия. Для моделирования условий конечной обработки в производственных условиях при изготовлении колес образцы стали перед отпуском подвергали обработке, включающей нагрев до температуры 875⁰С и последующее ускоренное охлаждение. Из данных рис. 1 следует, что период решетки феррита a изменяется в зависимости от температуры с выраженным экстремумом при температуре 525⁰С. Этой

температуре соответствует минимальное значение размера блоков в феррите D_{hkl} и максимальное значение плотности дислокаций ρ (рис.2, 3).

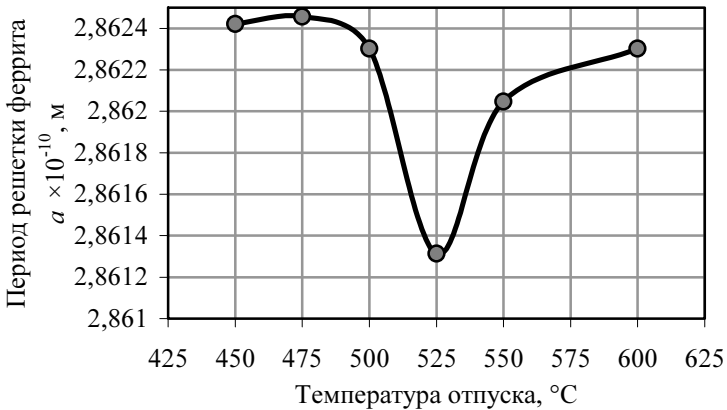


Рис.1. Зависимость параметра решетки феррита от температуры отпуска

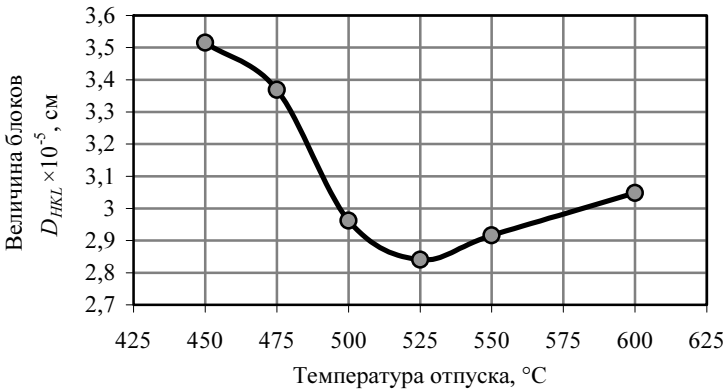


Рис.2. Зависимость размера блоков в феррите от температуры отпуска

Полученные данные объясняются следующим образом. Согласно [4] в микролегированных ванадиевых сталях при температурах 500 – 550⁰С происходят процессы образования карбидов и карбонитридов ванадия (Me,V)C и (Me,V)(C,N). Минимальное значение a при температуре 525⁰С соответствует наиболее полному выделению из феррита атомов ванадия, углерода и азота с последующим образованием названных выше фаз. На начальных стадиях формирования микрочастицы карбидов и

карбонитридов ванадия, согласно [4], когерентно связаны с ферритной матрицей в кристаллогеометрическом соотношении вида:

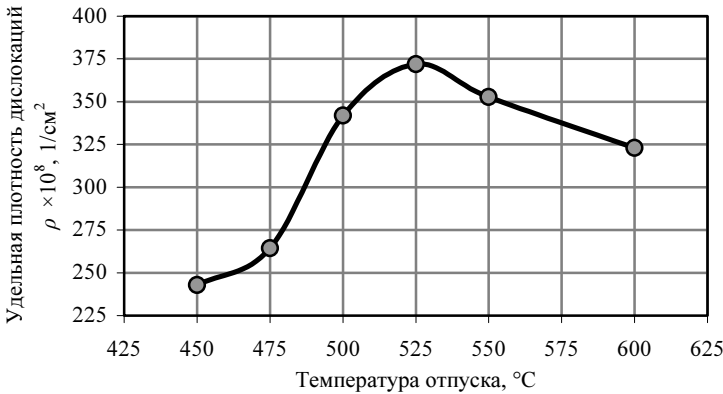
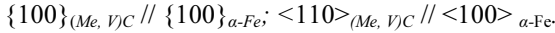


Рис.3. Зависимость плотности дислокаций в решетке феррита от температуры отпуска

Несоответствия параметров когерентности решеток анализируемых фаз приводит к значительному измельчению блочной структуры феррита и, как следствие, к росту ρ , особенно выраженных для температуры 525⁰C, соответствующей максимальной скорости образования карбидов и карбонитридов ванадия. Потеря когерентности при обособлении микрочастиц в самостоятельные выделения, приводит к увеличению D_{HKL} и снижению ρ при повышении температуры отпуска до 550⁰C и выше. Значения микро твердости, как показал поведенный анализ, также имеет экстремальный характер в этом температурном интервале (рис.4).

В сопоставительной стали без ванадия экстремальное изменение анализируемых параметров при температурах 500-550⁰C не наблюдается. Значение D_{HKL} при этом монотонно возрастают, а ρ уменьшается по мере повышения температуры отпуска.

Полученные данные позволяют утверждать, что в ускоренно охлажденной колесной стали, микролегированной ванадием, в результате отпуска при температурах 500-550⁰C реализуется механизм дисперсионного упрочнения феррита образующимися в процессе отпуска микрочастицами карбидов и карбонитридов ванадия. Учитывая значительные повышения значений ρ в интервале температур отпуска 500-550⁰C следует считать, что наряду с дисперсионным в исследованной стали реализуется и так называемый дислокационный механизм упрочнения [5].

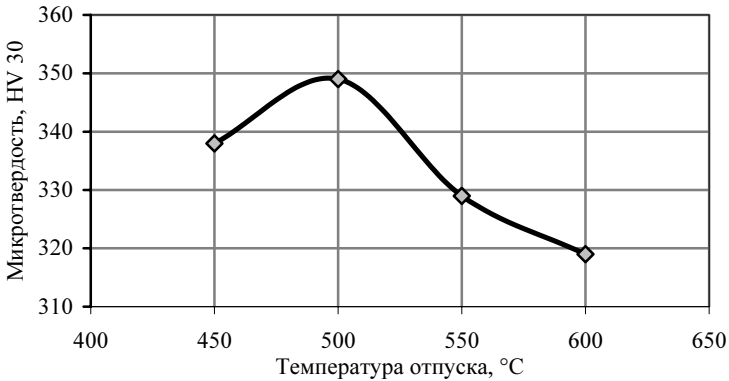


Рис. 4. Зависимость микротвердости колесной стали микролегированной ванадием от температуры отпуска

В закаленной эвтектоидной стали, отпуск до температуры 450°C приводит к обычному процессу разупрочнения, сопровождающемуся снижением твердости (рис.4), максимумом напряжений второго рода [6], плотности дислокаций и некоторым увеличением D_{HKL} . При отпуске в интервале $450\text{-}550^{\circ}\text{C}$ в стали с ванадием наблюдается стабилизация анализируемых характеристик. Это также объясняется описанным выше влиянием когерентных микрочастиц карбидов и карбонитридов ванадия. После нарушения когерентности частиц с ферритной матрицей происходит заметное повышение значений D_{HKL} и уменьшение ρ .

Таким образом, и в случае бейнитных структур (в этом случае структуры «игольчатого феррита» [7]) отпуск при температурах $450\text{-}550^{\circ}\text{C}$ может благоприятно сказываться на параметрах структуры в плане их стабилизации.

Полученные результаты позволили определить оптимальный режим отпуска ускоренно охлажденных от температуры нагрева под закалку колес из микролегированной ванадием стали в интервале 500°C , обеспечивающий получения в них благоприятного сочетания прочностных и вязких характеристик.

1. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронномикроскопический анализ. – М.: Металлургия, 1970. - 366 с.
2. Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. Структура металла и хрупкость стальных изделий. – К.: Наукова думка, 1985. - 268 с.
3. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М.: Металлургия, 1972. - 320 с.

4. *Голиков И.Н., Гольдштейн М.И., Мурзин И.И.* Ванадий в стали. – М.: Металлургия, 1968. - 292 с.
5. *Сандомирский М.М.* Оценка вкладов разных механизмов упрочнения в предел текучести низко- и среднеуглеродистых перлитных и мартенситных сталей. // *Металлы*, 1984. - № 2. – с. 148-155.
6. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.* Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. - 236 с.
7. *Bhadeshia H.K.D.H.* Bianite in Steels. London: Institute of Materials. - 1992. - 468 p.

*Статья рекомендована к печати
д.т.н., проф. Г.В.Левченко*