

Змиенко Д.С., Корнеев А.Е., Скоробогатых В.Н., Ломакин П.А.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ 9–12% Cr СТАЛИ ДЛЯ РОТОРОВ ТУРБИН

В настоящее время мартенситные стали с 9–12 масс.% Cr широко используются для создания оборудования и трубопроводов, работающих на тепловых электростанциях при суперсверхкритических параметрах пара – температура свыше 600°C, давление свыше 25 МПа. Для указанных параметров пара важную роль играет увеличение сопротивления ползучести, что обеспечивается, в основном, микроструктурой стали. Кроме эксплуатационных особенностей микроструктуры необходимо учитывать и при разработке технологических процессов (термообработка, ковка). Таким образом, микроструктура металла является важным объектом изучения в процессе работы над материалами для суперсверхкритических режимов.

Исследованию микроструктуры сталей для суперсверхкритических режимов пара посвящено достаточно много работ, особенно в последние годы [1, 2]. В значительной мере они рассматривают возможности повышения сопротивления ползучести. Основным направлением, которое может привести к подобному улучшению, является модификация фазового состава, а именно морфологии выделяющихся фаз. К таким фазам относятся $M_{23}C_6$, карбонитриды ванадия и ниобия, фазы Лавеса с молибденом и вольфрамом.

Влияние на свойства стали оказывают не только сформировавшиеся частицы вторичных фаз, на свойства воздействуют и этапы процесса старения, связанные с начальными стадиями образования частиц – этапом предвыделения. Например, в работе [2] приведены данные о повышении твердости стали с 10% Cr, которое связано с начальным этапом образования фазы Лавеса.

В данной статье приведены результаты исследования изменения микроструктуры и свойств 9–12% Cr стали в процессе термообработки при изготовлении заготовки ротора.

Образцы, на которых проводились исследования, подвергались аустенитизации при температуре 1050–1070°C с последующим охлаждением на воздухе. Влияние времени отпуска при $T=700^\circ\text{C}$ на структуру и свойства изучалось на четырех образцах: $T=700^\circ\text{C}$, про-

должительность 1 ч (образец 1), 3 ч (образец 2), 5 ч (образец 3) и 13 ч (образец 4).

Указанные образцы исследовались методами оптической металлографии (ОМ) – микроскоп «НЕОРНОТ-30», просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) – просвечивающий электронный микроскоп «JEM-100В», метод одноступенчатых угольных реплик и рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) для электрохимически выделенного карбидного осадка – рентгеновская установка «УРС-2.0», $\lambda\text{CrK}\alpha$. В последнем случае использовался дифференциальный метод [3], позволявший проводить разделение выделившихся в стали фаз по размерам, химическому составу и другим свойствам. Измерения твердости проводили на твердомере ТК-2.

Микроструктура всех образцов представляет собой мартенсит отпуска. На рис. 1 приведены фотографии микроструктур при увеличении $\times 500$. Следует отметить, что зерна твердого раствора (матрицы) несколько крупнее в образцах 3 и 4 относительно образцов 1 и 2.

На микрофотографиях, полученных методами ПЭМ, было выявлено большое количество карбидной фазы. При помощи электронной микродифракции и РСФА основная масса частиц была идентифицирована как $M_{23}C_6$. Частицы этой фазы располагались преимущест-

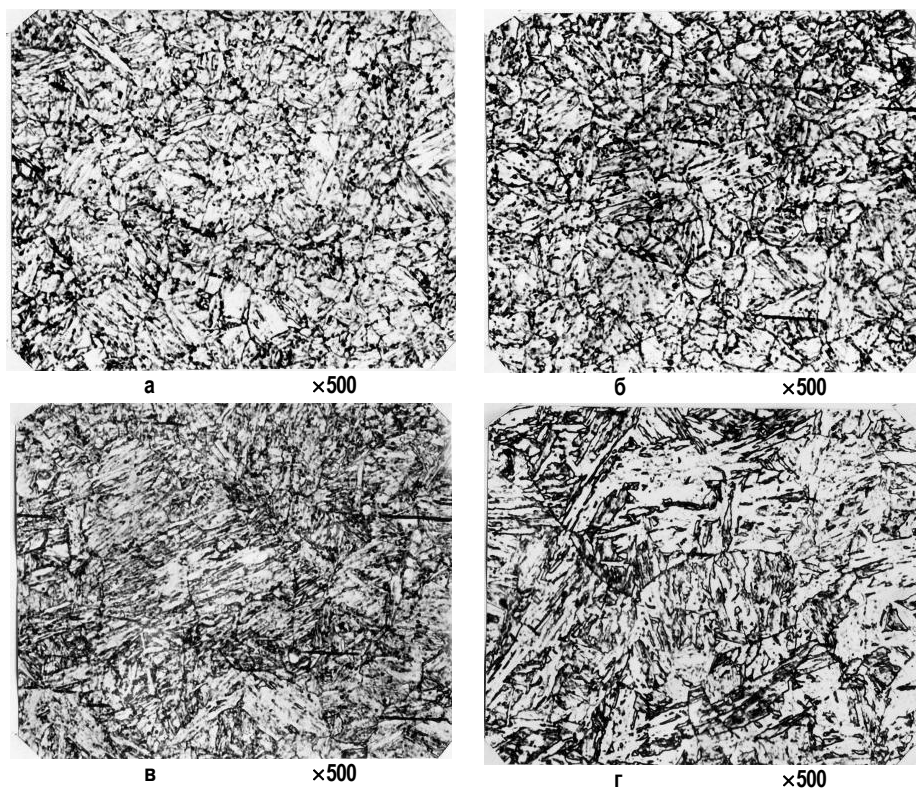


Рис. 1. Микроструктура исследованных образцов (ОМ): а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

венно по границам зерен и по границам мартенситных игл (рис. 2, 3). При увеличениях $\times 20000$ и более в образце 1 были выявлены мелкодисперсные частицы пленочного вида, располагавшиеся вблизи частиц $M_{23}C_6$ (рис. 2, а). Методами дифференциального РСФА они были идентифицированы тоже как $M_{23}C_6$. Таким образом, было установлено, что эта фаза состоит из двух фракций –

размером $\sim 0,1$ и $\sim 0,01$ мкм. С ростом времени отпуска увеличивались размеры более мелкой фракции и в образце 4 они достигали размеров крупной фракции, при этом размеры частиц крупной фракции не изменялись. Кроме того, во всех образцах методами дифференциального РСФА был выявлен карбид ниобия.

В образце 2 в теле зёрен были выявлены области повышенной травимости (области с выраженным рельефом) (рис. 3, б). При увеличении $\times 50000$ и более в этих участках обнаружено небольшое количество мелкодисперсных частиц (рис. 4, б). В образцах 3 и 4 таких частиц, равномерно располагавшихся в теле зёрен, больше. Наибольшее количество их выявлено в образце 3 (рис. 4, в). В образце 4 (рис. 4, г) их значительно меньше и они крупнее, чем в образцах 2 и 3. Методом рентгеноструктурного фазового анализа указанная фаза определена как VC. Вероятнее всего, происходящие изменения обусловлены развитием процесса формирования вторичной фазы – VC. Образец 2 соответствует начальному этапу (этап предвыделения). В дальнейшем происходит формирование частиц карбида ванадия (образец 3) и их коагуляция (образец 4).

Для контроля процесса термообработки на всех образцах проводили измерения твердости. Результаты измерения приведены на рис. 5. Как видно из приведенного графика, зависимость твердости от времени отпуска имеет четко выраженный максимум, соответствующий образцу 2 (время отпуска 3 ч).

Рассмотрим результаты измерения твердости с точки зрения изменения микроструктуры образцов при проведении термообработки. Во-первых, образец 2 отличается от образцов 3 и 4 несколько меньшим размером зерна, однако зерно меньше и в образце 1, поэтому различием в размере зерна нельзя объяснить появление максимума твердости. Во-вторых, в процессе термообработки происходит рост размеров частиц более мелкой фракции карбида хрома и в образце

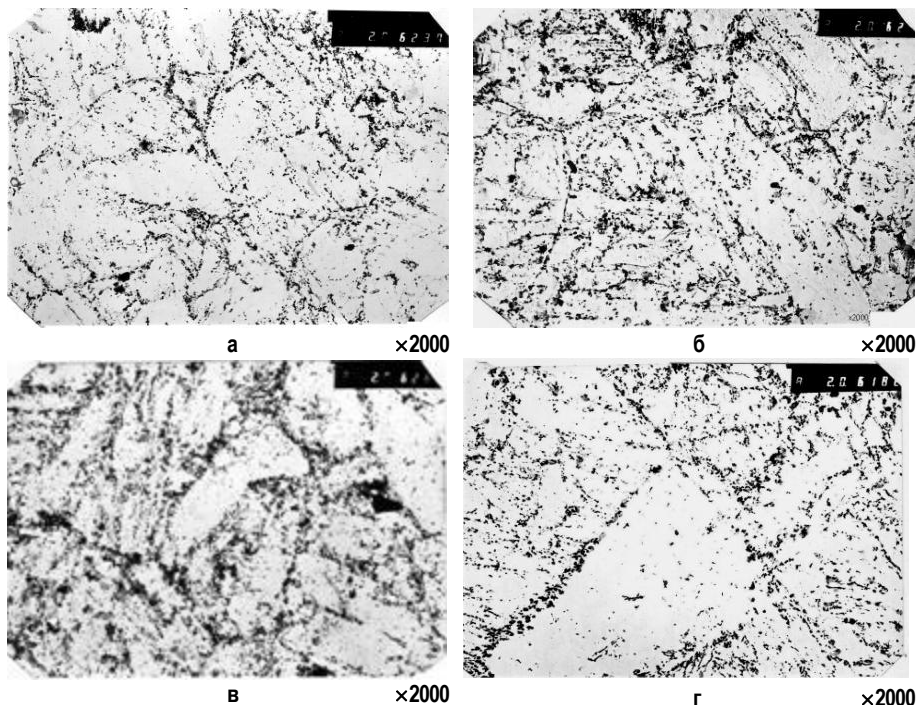


Рис. 2. Микроструктура образцов (ПЭМ):
а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

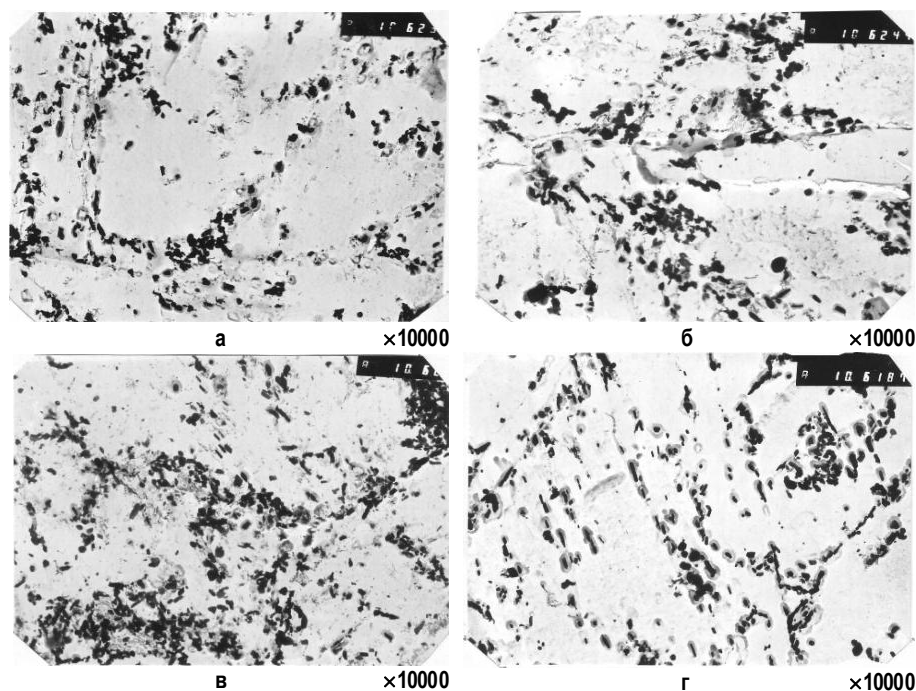


Рис. 3. Микроструктура образцов (ПЭМ):
а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

4 выявлены практически только частицы более крупной фракции. Поскольку рост частиц происходит в соответствии с увеличением времени отпуска, то подобный процесс также не может привести к появлению максимума твердости. В-третьих, в процессе отпуска происходит формирование частиц карбида ванадия, причем этап предвыделения (частицы VC еще не сформировались, но неоднородность химического состава уже присутствует) приходится как раз на образец 2. В образцах 3 и 4 частицы карбида ванадия уже сформированы и происходит только небольшой рост их размеров. Таким образом, вероятнее всего именно образование частиц карбида ванадия является тем процессом, который обуславливает появление максимума твердости при термообработке. Косвенным подтверждением этого являются и результаты, полученные в статье [3] для 9–12% Cr стали. В этой работе максимум твердости появляется в процессе отпуска на этапе предвыделения частиц фазы Лавеса.

Выводы

1. Исследованы изменения микроструктуры 9–12% Cr стали в процессе ее термообработки.
2. Выявлена корреляция между изменениями микроструктуры (формирование частиц карбида ванадия) и твердостью.
3. Особенности микроструктуры необходимо учитывать при выборе режимов термообработки изделий из 9–12% Cr стали.

Список литературы

1. Kauffmann F., Zeis G., Weiler D., Scheu C., Maile K. Microstructural Investigation of the Boron Containing TAF Steel and the Correlation to the Creep Strength, 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung 13–14 oktober 2005, Stuttgart.
2. Kazuya Miyahara, Jung-Hwan Hwang, Yukio Shimoide. Aging phenomena before the precipitation of the bulky laves phase in Fe-10%Cr ferritic alloys // Scr. Met. et mater. 1995. V. 32. № 12. P. 1917–1921.
3. Корнеев А.Е., Ярополова Е.И. Дифференциальный рентгеноструктурный фазовый анализ сталей // Заводская лаборатория. 2005. Т. 71. № 12. С. 24–26.

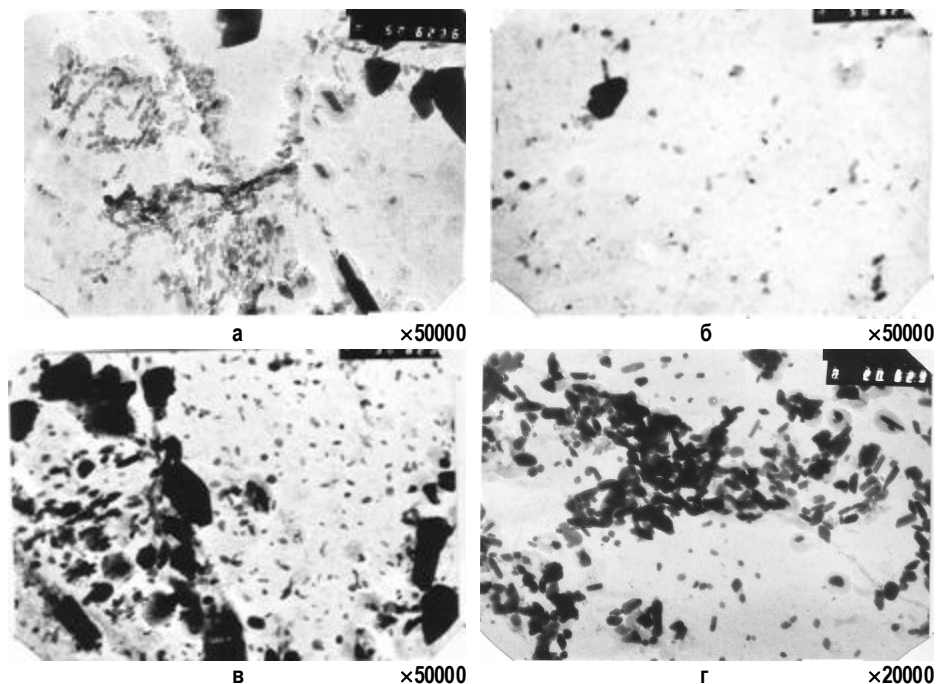


Рис. 4. Микроструктура образцов (ПЭМ): а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

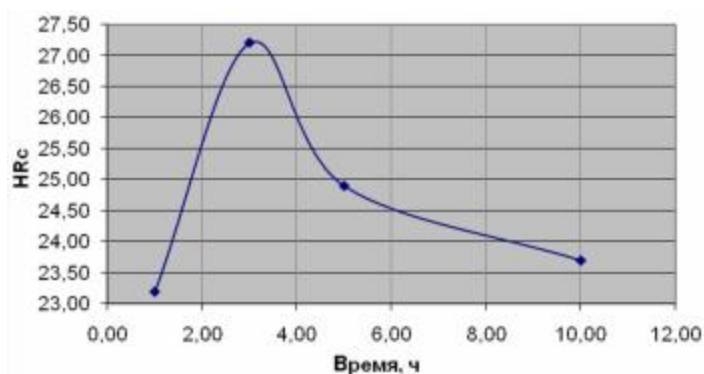


Рис. 5. Зависимость твердости от времени отпуска

List of literature

1. Kauffmann F., Zeis G., Weiler D., Scheu C., Maile K. Microstructural Investigation of the Boron Containing TAF Steel and the Correlation to the Creep Strength, 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung 13–14 oktober 2005, Stuttgart.
2. Kazuya Miyahara, Jung-Hwan Hwang, Yukio Shimoide. Aging phenomena before the precipitation of the bulky laves phase in Fe-10%Cr ferritic alloys // Scr. Met. et mater. 1995. V. 32. № 12. P. 1917–1921.
3. Korneev A.E., Yaropolova E.I. Differential X-ray structural phase analysis of the steels // Plant laboratory. 2005. V. 71. № 12. P. 24–26.