

УДК 538.9:621.785.6

Е. Б. МУКАЖАНОВ, М. К. СКАКОВ

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРУЖИННОГО Cr-Ni СПЛАВА ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ

Как известно [1], из-за высоких упругих свойств дисперсионно-твердеющие сплавы на Ni-Cr основе применяются при изготовлении упругочувствительных элементов различных приборов и машин. Помимо этого сплавы Ni-47Cr-Mo являются перспективными материалами для элементов конструкции ядерных и термоядерных реакторов [2]. В работе [3] показано, что можно существенно улучшить радиационную стойкость сплава 47ХНМ путем изменения исходного структурно-фазового состояния.

Исследования [4] закаленного сплава 47ХНМ показывают, что на фазово-структурное состояние образцов влияют температура закалки, время выдержки под закалку и скорости охлаждения. В работе [5] выявлены особенности изменения механических свойств сплава 47ХНМ в зависимости от режимов закалки, определены оптимальные условия закалки.

Цель настоящей работы – исследование изменений микроструктуры пружинного сплава 47ХНМ при старении в интервале температур 500–700 °C.

Материалы и методы исследования. В качестве материала исследования в настоящей работе выбран дисперсионно-твердеющий сплав 47ХНМ стандартного химического состава (47% – Cr, 5% – Mo, ост. – Ni).

При проведении термических обработок сплава 47ХНМ нагрев под закалку от 1250 °C в течение 1–2 мин и старение в интервале темпе-

ратур 500–700 °C проводили в лабораторных трубчатых электропечах сопротивления типа СУОЛ-0,4/4/12-М2-У4.2 в вакууме с остаточным давлением не более 1 Па. Состояние образцов фиксировали закалкой в холодной воде.

Структурно-фазовое состояние образцов исследовали с помощью оптических (NEOPHOT-21, МИМ-7) и электронного (ЭМ-125К) микроскопов.

Шлифы для металлографических исследований полировали и травили электролитическим методом в 10%-ном уксусно-хлорном электролите. По микроструктуре контролировали величину зерен, механизмы выделения и объемную долю фаз, наличие двойников и других дефектов.

Образцы для электронной микроскопии в виде дисков готовили методом струйной электрополировки, а также методом утонения фольги.

Результаты и их обсуждение. Металлографические и электронно-микроскопические исследования образцов, состаренных в температурном интервале 500–600 °C, показали (рис. 1, 2), что в сплаве происходят сложные процессы образования ближнего порядка, расслоения и начальных стадий распада, нашедших свое отражение на микродифракционной картине (см. рис. 2, в).

После старения при 500 °C в течение 5–10 ч структура сплава практически не отличается от структуры закаленного сплава (см. рис. 1). Границы зерен хорошо продекорированы частицами α-фазы и мелкими частицами, возможно, карбидами хрома или молибдена. Внутри зерен, так

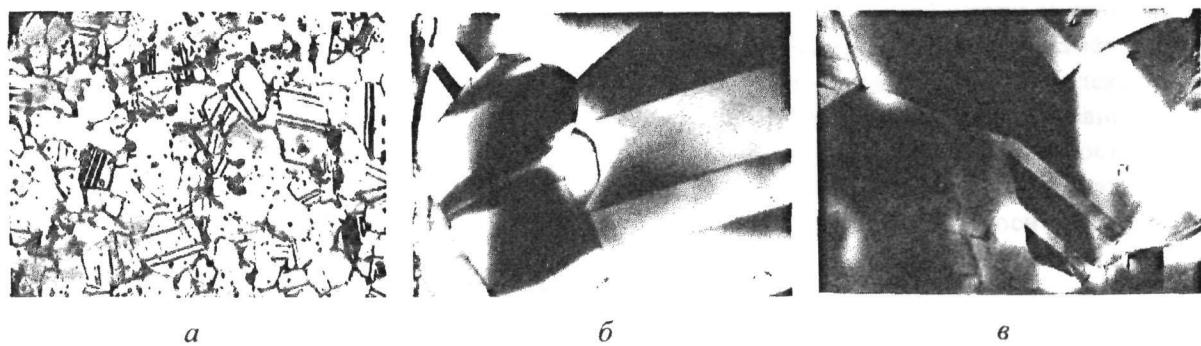


Рис. 1. Микроструктура сплава 47ХНМ после термической обработки по режиму: закалка от 1250 °C, 1 мин, старение при 500 °C с различной выдержкой: а – 1 ч, х450; б – 10 ч, х8500; в – 10 ч, х8500

же как и в случае закаленных образцов, наблюдается большое количество двойников отжига. Они обычно выглядят как полосы, ограниченные параллельными линиями, связанные с когерентными им плоскостями {Ш}.

Если в закаленном сплаве, состаренном при 500 °C, двойники часто не пересекают все зерна, а обрываются внутри зерна, то при 600 °C старения внутризеренные двойники полностью отсутствуют в структуре сплава (см. рис. 2, а). Характерной особенностью границ зерен после указанных термообработок является отсутствие их искривленности и, как следствие, стабильность и равноосность структуры. Правда, на некоторых участках наблюдается неоднородность структуры (очень высокое содержание мелких частиц α -фазы), вызванная, по-видимому, литейными дефектами сплава (см. рис. 2, а).

В микроструктуре образцов, состаренных при 600 °C, начинают наблюдаться некоторые изменения по сравнению с образцами, состаренными при 500 °C. В первую очередь это касается структурных изменений в частицах α -фазы (см. рис. 2, б), в которых более четко, чем при 500 °C, начинает

проявляться распад пересыщенного твердого раствора, вероятно зонного типа. На точечных микрозондовых картинах, снятых с крупных частиц α -фазы, появляются длинные тяжи, проходящие как через боковые рефлексы, так и через центральное пятно. Это свидетельствует не только об образовании пластинчатых выделений, но и о наличии больших деформационных искажений. В γ -матрице сплава в исследованном интервале температур старения никаких признаков распада не обнаружено.

Наиболее интересны результаты исследования структурных и фазовых превращений при температуре старения 700 °C. В большей степени это связано с очень резким возрастанием механических свойств, обусловленным развитием прерывистого распада. На рис. 3 приведены микроструктуры, полученные на оптическом микроскопе. Анализ микроструктур показывает, что с увеличением времени старения резко увеличивается объемная доля прерывистого распада. Эти данные хорошо коррелируют с результатами механических свойств сплава 47ХНМ, прошедших дисперсионное твердение при 700 °C.

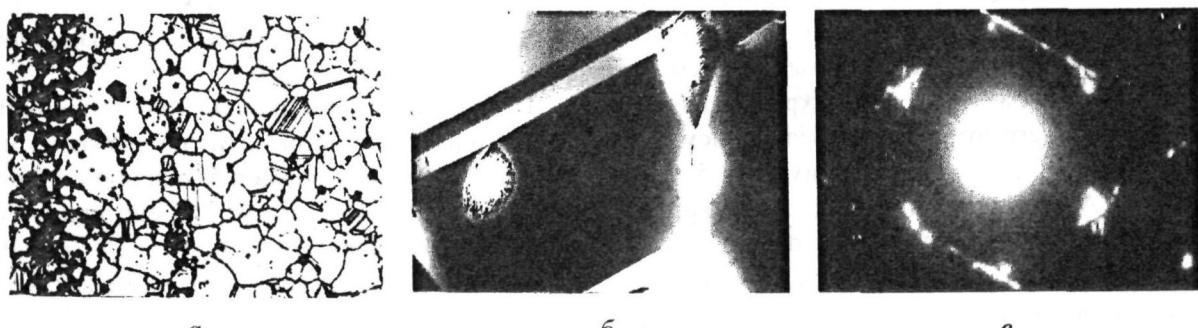


Рис. 2. Микроструктура сплава 47ХНМ после термической обработки по режиму: закалка от 1250 °C, 1 мин, старение при 600 °C с различной выдержкой: а – 2 ч, х450; б – 10 ч, х6500; в – микродифракционная картина от структуры на рис. 2, б

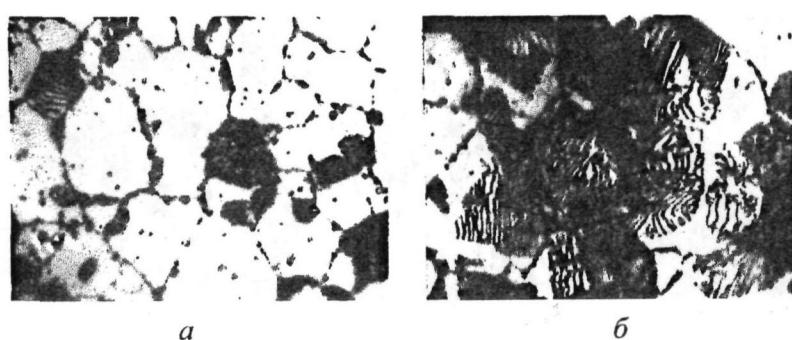


Рис. 3. Оптические микрофотографии структуры предварительно закаленного от 1250 °C, 1 мин сплава после старения: а – 700 °C, 1 ч, х1000; б – 700 °C, 100 ч, х1000

На фотографиях видно, что прерывистый распад сопровождается возникновением по границам зерен участков повышенной травимости, которые в процессе изотермического отпуска распространяются вглубь зерна. В других участках металлографического шлифа микроструктура остается неизменной. На фотографиях области прерывистого распада проявляются как темные участки повышенной травимости на светлом поле нераспавшейся матрицы (см. рис. 3, а), при больших увеличениях (см. рис. 3, б) эти области представляют собой колонии из чередующихся между собой пластинок.

Для изучения внутренней структуры ячеек прерывистого распада был использован метод электронной микроскопии, который позволил исследовать природу выделяющейся фазы, ориентационные соотношения в состаренном сплаве, а также морфологию различных стадий прерывистого распада.

На рис. 4–6 приведены электронные микрографии состаренного сплава 47ХНМ при 700 °С после закалки от 1250 °С в течение 1 мин. Микроструктурные исследования свидетельствуют о том, что после старения при указанной температуре закаленных образцов интенсивно развивается прерывистый распад с выделением некогерентной α -фазы на основе хрома, причем объемная доля его возрастает с увеличением времени старения, достигая максимума за 5–10 ч старения. Анализ микродифракционных картин показал, что частицы прерывистого распада в виде пластинчатых выделений представляют собой некогерентную α -фазу на основе хрома (твердый раствор никеля в хроме). На рис. 4, в представлена точечная электронограмма, снятая с области прерывистого распада, изображающая

сложную микродифракционную картину от матрицы и ламелей прерывистого распада. На электронограмме видны две системы рефлексов – от матрицы γ -твердого раствора ГЦК-структуры и α -фазы ОЦК-структуры.

Прерывистое выделение α -фазы в сплаве 47ХНМ начинается с границ зерен, на которых первоначально образуются зародыши новой фазы, развивающиеся в характерные ячейки (см. рис. 4, а), состоящие из ламелей (точнее, из пластинок или стержней) α -фазы и обедненного твердого раствора. Ячейки прерывистого распада имеют некогерентную границу с матрицей, вдоль которой с большой скоростью протекает диффузия растворенных компонентов, что и определяет большую скорость прерывистого распада. По границе, огибающей ячейку, атомы растворенного элемента поступают к ламелям прерывистого распада и стимулируют их рост. При этом граница перемещается синхронно с растущими ламелями. Наблюдения микроструктур (см. рис. 4–6) показывают, что ламели в ячейках прерывистого распада не выглядят идеально прямыми и параллельными, а как бы расходятся, следуя возрастающему диаметру ячейки. Однако межламельное расстояние остается постоянным благодаря вновь возникающим пластинкам.

В сплаве 47ХНМ распад пересыщенного твердого раствора происходит по сложному механизму, поскольку сплав в закаленном состоянии является двухфазным, т.е. состоящим из γ -твердого раствора хрома в никеле – матрица сплава с ГЦК-структурой и твердого раствора никеля в хроме α -фаза с ОЦК-структурой.

При старении сплава при 700 °С одновременно в обеих фазах начинается распад пересыщенного твердого раствора. В матрице сплава на

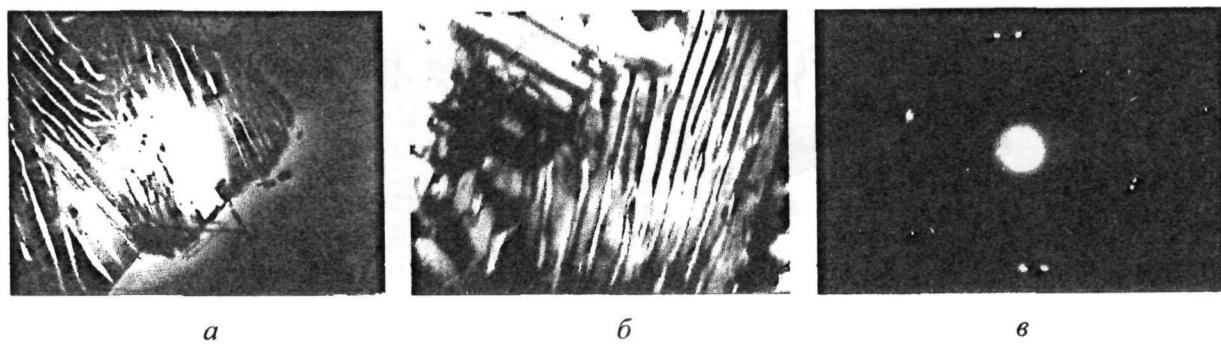


Рис. 4. Структура состаренного сплава 47ХНМ после закалки от 1250 °С, 1 мин:
а – 700 °С, 1 ч, x10000; б – 700 °С, 3 ч, x20000; в – МД к б

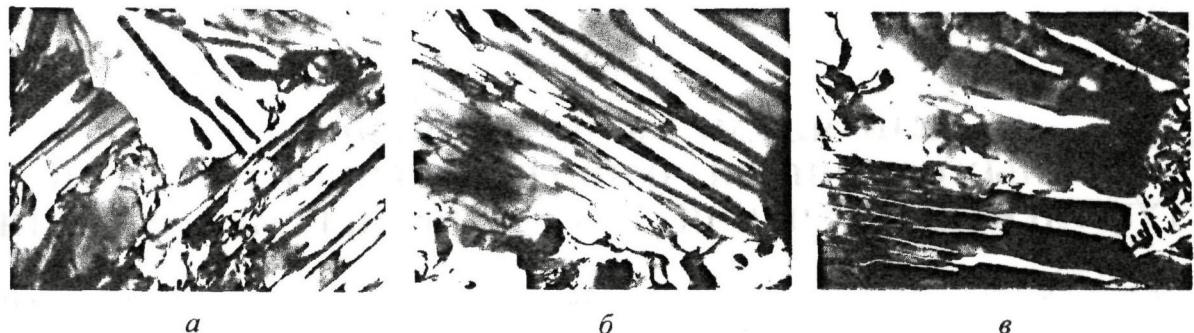


Рис. 5. Структура состаренного сплава 47ХНМ после закалки от 1250 °С, 1 мин:
а и б – 700 °С, 5 ч, х23000; в – 700 °С, 10 ч, х8500

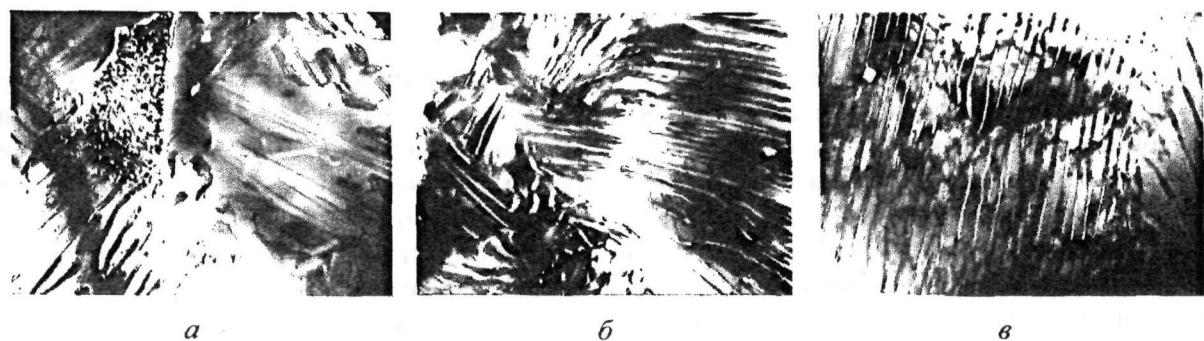


Рис. 6. Структура сплава 47ХНМ после закалки от 1250 °С, 1 мин и старения при 700 °С, 10 ч:
а – х8500; б – х8000; в – х13000

основе никеля протекает прерывистый распад с образованием ламелей α -фазы и обедненных участков матрицы хромом между пластинками γ -фазы. Одновременно с этим происходит распад и в α -фазе, причем он носит характер гомогенного с выделением новой фазы на основе никеля.

По результатам работы можно сделать следующие выводы:

- Старение закаленного сплава 47ХНМ при температуре 500 °С в течение 5–10 ч не приводит к распаду пересыщенного твердого раствора.

- При повышении температуры старения до 600 °С начинают проявляться признаки распада в частицах α -фазы гомогенного типа.

- После старения при 700 °С закаленных образцов интенсивно развивается прерывистый распад с выделением некогерентной α -фазы на основе хрома, причем объемная доля его повышается с ростом времени старения, достигая максимальных значений за 5–10 ч старения.

4. Увеличение времени старения при 700 °С до 10 ч приводит к росту размеров ламелей прерывистого распада и расстояний между ними.

ЛИТЕРАТУРА

- Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1971. 496 с.
- Солонин М.И., Кондратьев В.П., Вотинов С.Н. Сплав ХНМ-1 как перспективный материал для элементов конструкции ядерных и термоядерных реакторов с водным теплоносителем // ВАНТ. Материаловедение и новые материалы. 1995. Вып. 1(52). С. 13–20.
- Колотушкин В.И. Влияние структурного состояния на стабильность Cr-Ni сталей и сплавов при облучении нейтронами // ФММ. 2004. Т. 97, №2. С. 63–73.
- Мукажанов Е.Б., Скаков М.К., Петров В.А., Ахметжанов Б.К. Влияние различных режимов закалки на механические свойства пружинного Cr-Ni сплава // Вестник НАН РК. 2006. №4. С. 65–68.
- Скаков М.К., Мукажанов Е.Б., Ахметжанов Б.К. Фазово-структурные изменения в дисперсионно-твердеющем сплаве 47ХНМ после закалки // Известия НАН РК. Серия химическая. 2006. № 2(356). С. 75–78.

Восточно-Казахстанский
государственный университет
им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск

Поступила 2.09.06г.