

УДК 538.9:621.785.6

М. К. СКАКОВ, Е. Б. МУКАЖАНОВ, Б. К. АХМЕТЖАНОВ

ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕМ СПЛАВЕ 47ХНМ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ

Дисперсионно-твердеющие сплавы на Ni-Cr основах обладают высокими коррозионностойкими упруго-прочностными свойствами и применяются при изготовлении как упругих элементов приборов [1], так и элементов конструкции ядерных и термоядерных реакторов с водным теплоносителем [2]. В работе [3] показано, что можно существенно улучшить радиационную стойкость сплава 47ХНМ путем изменения его структурно-фазового состояния с помощью нейтронного облучения.

Решение задачи получения сочетания практически важных свойств в Ni-Cr сплавах осуществляется созданием эффективных технологий и схем комбинированной обработки (термической или механико-термической), позволяющих повысить эксплуатационные свойства этих материалов путем целенаправленного изменения их структуры и фазового состава. Поэтому представляется актуальным исследование структуры сплава 47ХНМ после закалки в широком температурно-временном интервале, определение оптимальных условий закалки.

Целью настоящей работы является исследование влияния температуры закалки, времени выдержки под закалку и скорости охлаждения на фазово-структурное состояние сплава 47ХНМ.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Материал исследования – сплав 47ХНМ промышленного изготовления и стандартного химического состава (47%–Cr, 5%–Mo, ост. – Ni).

Нагрев под закалку сплава 47ХНМ проводили в соляной ванне с расплавом BaCl_2 . Кроме этого нагрев под закалку проводили также в воздушной среде и в среде инертного газа, температуру при этом автоматически поддерживали постоянной с точностью $\pm 5^\circ\text{C}$. Состояние образцов фиксировали закалкой в холодной воде.

Структурно-фазовое состояние образцов исследовали с помощью оптических (НЕОРНОТ-21, МИМ-7) и электронного (ЭМ-125К) микроскопов, а также рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-3. Шлифы для металлографических исследований полировали и травили электролитическим методом в 10%-ном уксусно-хлорном электролите. По микроструктуре контролировали величину зерен, объемную долю фаз, наличие двойников и других дефектов.

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

При съемке дифрактограмм образцов использовали $\text{Co-K}\alpha$ излучение при режимах рентгеновской трубки $U=40$ кВ и $I=40$ мА. Расчет дифрактограмм проводили по известной методике [4].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1, а показана микроструктура сплава 47ХНМ после закалки от 1250°C , выполненной в среде инертного газа. Микроструктура представляет собой полиэдрические зерна γ -твердого раствора с частицами вторичной фазы. Электронно-микроскопические исследования сплава после указан-

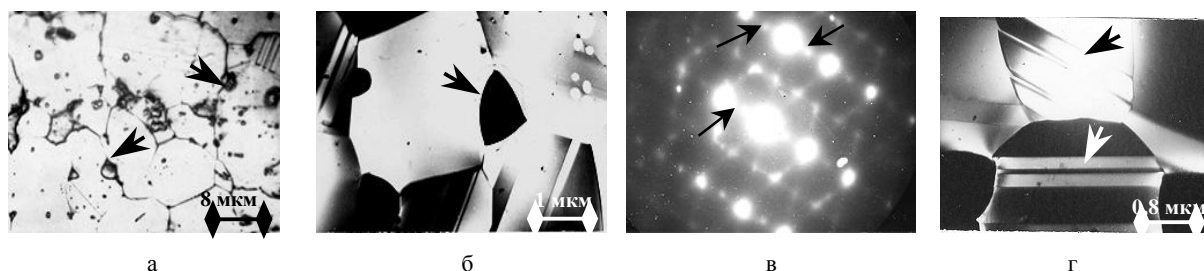


Рис. 1. Структура сплава 47ХНМ после закалки от 1250°C , 1 мин: а – оптическая микрофотография; б, г – электронные микрофотографии; в – микроэлектроннограмма к рис.1, б

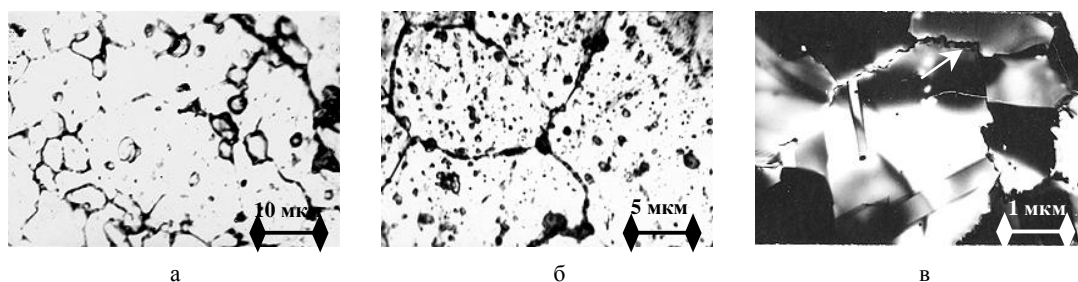


Рис. 2. Микроструктура сплава 47XNM после закалки от температуры 1250⁰С: а – 1 мин.; б – 30 мин.; в – 5 мин

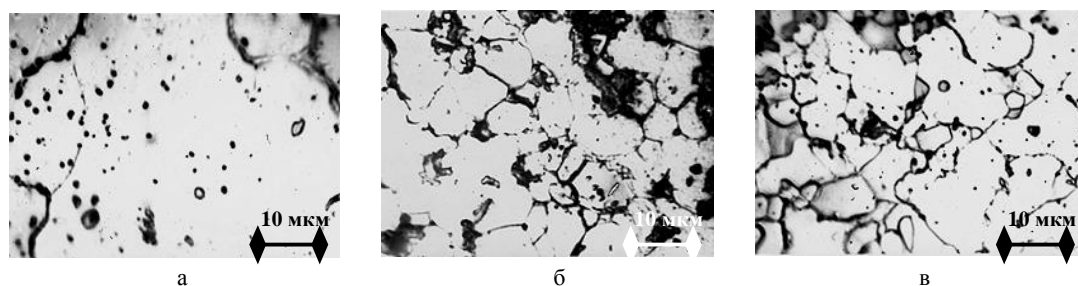


Рис. 3. Структура сплава после закалки: а – 1200⁰С, 30 мин.; б – 1300⁰С, 1 мин.; в – 1300⁰С, 30 мин

ной термообработки (рис.1, б) также свидетельствуют о том, что сплав находится в двухфазном состоянии. Матрица сплава представляет собой γ -твердый раствор с ГЦК-решеткой на основе Ni, а частицы второй фазы – α -твердый раствор с ОЦК-решеткой на основе Cr. Частицы α -фазы преимущественно расположены по границам зерен (см. рис. 1, б), при этом объемная доля избыточной фазы составляет 5–10%. На микроэлектронограмме, соответствующей закаленному образцу (см. рис. 1, в), видны тяжи, непрерывные в обратной решетке, что свидетельствует, как известно, либо о неполной закалке, либо о малой скорости охлаждения в процессе закалки, в результате которой происходит частичный распад пересыщенного твердого раствора.

Интересной особенностью строения закаленных образцов является наличие большого количества двойников отжига, пересекающих зерна (см. рис.1, б, г). Границы двойников отжига большей частью являются прямыми и очень устойчивыми. При малой скорости охлаждения, например на воздухе, после высокотемпературного нагрева образование двойников отжига, как правило, не наблюдается.

С увеличением времени выдержки до 10 мин при температуре закалки происходит дальнейшее растворение упрочняющей α -фазы, в результате чего степень пересыщения матрицы легирующими компонентами повышается. С увеличением времени вы-

держки под закалку до 1300⁰С происходит также изменение структуры сплава 47XNM, а именно происходит рост зерна (рис. 2, а, б), увеличение разности зернистости сплава и изменение характера границ зерен (рис. 2, в). Типичные микроструктуры при различной температуре и времени выдержки под закалку приведены также на рис. 3.

Потеря устойчивости границ зерен, выражающаяся в сильном искривлении (см. рис. 2, в, рис.4, а, б) является характерной особенностью сплава 47XNM при выдержках более 1–2 мин в интервале 1250–1300⁰С. При этом наблюдается растворение, а возможно, и оплавление с последующим растеканием частиц α -фазы по границам зерен с образованием иногда на них сплошной прослойки (см.рис. 4, в) с высоким содержанием хрома. Это подтверждается данными микродифракционного анализа.

Выделения на границах зерен особо прочных вторичных фаз, как известно, могут резко изменить технологические свойства сплава.

Результаты рентгеноструктурных исследований образцов сплава 47XNM, закаленных от 1250⁰С в течение различного времени выдержки, приведены на рис. 5.

Видно, что все интенсивные линии на дифрактограммах принадлежат γ -фазе – твердому раствору Cr и Mo в никелевой матрице с ГЦК-решеткой. Наряду с ними на дифрактограммах имеются сла-

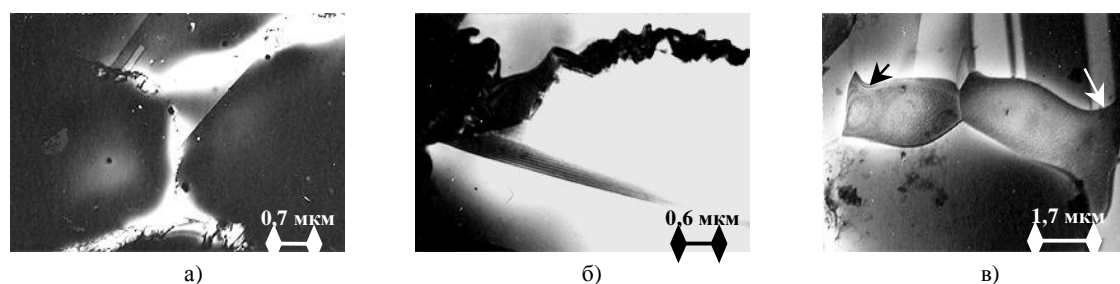


Рис. 4. Структура границ зерен после закалки от 1250 °С сплава 47ХНМ в течение различного времени выдержки: а – 2 мин; б – 5 мин; в – 10 мин

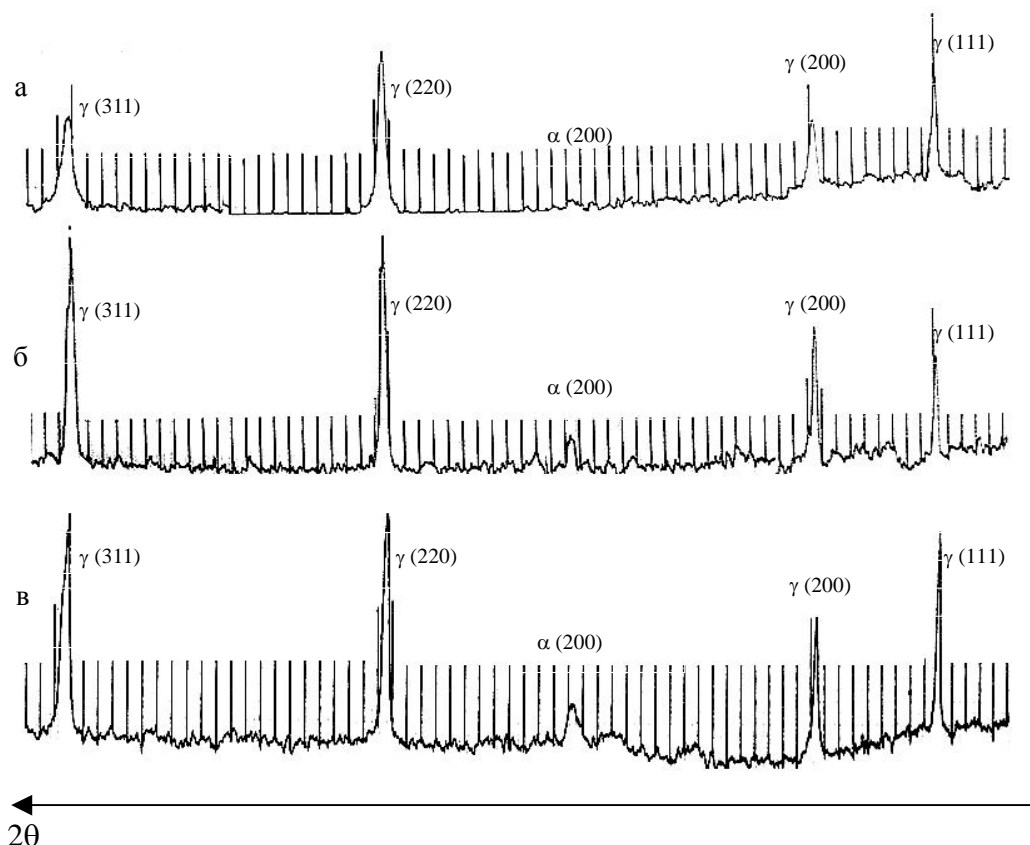


Рис. 5. Дифрактограммы образцов сплава 47ХНМ после закалки от 1250°С в течение различного времени выдержки: а – 5 с; б – 30 с; в – 10 мин

бые рентгеновские линии α -фазы с ОЦК-решеткой. После закалки от температуры 1250°С остаются нерастворенными частицы α -фазы. С увеличением времени выдержки под закалку возрастает параметр решетки γ -матрицы от 3,560 до 3,568 Å и уменьшается объемная доля α -фазы, которая после закалки с выдержкой 10 мин и более практически не обнаруживается (рис.5, в).

Как известно, качество закаленного материала определяется не только его технологическими свойствами, но и величиной рекристаллизованного зер-

на. Для сплава 47ХНМ интересной особенностью является малая склонность к росту зерна в интервале температур 1000–1300 °С. За очень короткое время при выдержке сплава под закалку полностью проходит процесс первичной рекристаллизации и формируется мелкозернистая структура со средним размером зерна 6–10 мкм. Из-за наличия избыточной α -фазы в структуре четко обнаруживаются две группы зерен различной величины. Такие двойные структуры особенно нежелательны при операциях глубокой вытяжки, штамповки, а также при травлении и полировке заготовок.

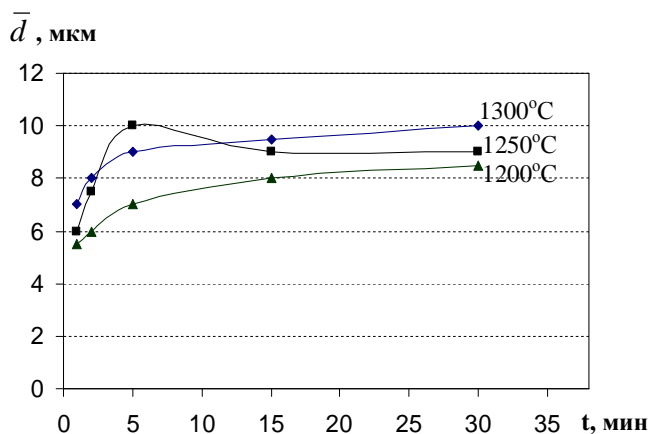


Рис. 6. Изменение среднего размера зерен сплава 47ХНМ в зависимости от времени и температуры выдержки при закалке

Основной причиной появления двойной структуры, по-видимому, является неравномерное распределение избыточных частиц α -фазы. В местах с повышенным содержанием крупных частиц α -фазы формируется мелкое зерно, тогда как в областях материала, где отсутствуют частицы фазы, зерно вырастает до значительно больших размеров.

Результаты электронно-микроскопических исследований приграничных областей структуры сплава 47ХНМ позволяют сделать заключение о том, что при малых интервалах времени выдержки под закалку границы зерен остаются прямыми и в основном свободными от зернограничных выделений. Однако с увеличением продолжительности выдержки при температуре закалки происходит потеря устойчивости границ зерен, увеличивается их протяженность, а сами они приобретают сильно искривленную форму.

Зависимость среднего размера зерна сплава 47ХНМ от времени выдержки под закалку от температур 1200–1300 °С представлена на рис. 6.

Как видно из представленных данных, рост зерна в сплаве 47ХНМ очень сильно подавлен из-за наличия избыточной α -фазы, которая тормозит миграцию границ во время собирательной рекристаллизации.

На основании полученных результатов можно сделать следующий вывод. После закалки в интервале температур 900–1300 °С структура сплава 47ХНМ является двухфазной, состоящей из зерен γ -матрицы и частиц α -фазы. С увеличением времени выдержки под закалку установлены растворение упрочняющей α -фазы, рост зерен матрицы, увеличение разнотерности сплава и изменение характера границ зерен. Рост зерна в сплаве 47ХНМ очень сильно подавлен из-за наличия избыточной α -фазы, которая тормозит миграцию границ во время собирательной рекристаллизации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1971. 496 с.
2. Солонин М.И., Кондратьев В.П., Вотинков 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.
3. Колотушкин В.И. Влияние структурного состояния на стабильность Cr-Ni сталей и сплавов при облучении нейтронами // ФММ. 2004. Т.97, №2. С.63-73.
4. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 2002. 360 с.

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

Поступила 02.03.2006 г.