

СПОСОБЫ УСТРАНЕНИЯ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В СПЛАВЕ U-6,3Nb

С. В. Бондарчук, Д. А. Беляев, В. В. Сагарадзе, Ю. Н. Зувев, И. Л. Святков,
А. Е. Шестаков, И. В. Артамонов

ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. акад. Е. И. Забабахина», г. Снежинск Челябинской обл.

Сплав U-6,3Nb благодаря удачному сочетанию пластических и прочностных свойств перспективен для использования его в качестве материала для изготовления конструкций, работающих при экстремальных нагрузках.

Однако, проявляя высокую пластичность при статическом нагружении, мелкозернистый сплав U-6,3Nb склонен к образованию крупнофасеточного квазихрупкого излома под воздействием динамических нагрузок, свидетельствующего о слабом рассеянии энергии в процессе разрушения. Причиной такого поведения материала может являться структурная наследственность, заключающаяся в том, что при нагреве в процессе α - γ превращения происходит восстановление размера, формы и ориентации зерен высокотемпературной γ -фазы [1].

Подавление эффекта структурной наследственности позволит изменить характер разрушения сплава U-6,3Nb в сторону вязкого механизма, что в свою очередь даст выигрыш во времени при эксплуатации конструкций, работоспособность которых определяется временем жизни до разрушения.

В 2007 году в отделении 5 РФЯЦ-ВНИИТФ были исследованы фрагменты цилиндрических оболочек из сплава U-6,3Nb после разрушения под действием взрывного нагружения. И хотя размер зерна в исходном материале составлял 30–50 мкм (рис. 1,а), на поверхности разрушения сохранных фрагментов были обнаружены участки в несколько раз большего размера (~300 мкм), образованные по хрупкому механизму (рис. 1,б) [2]. Было предположено, что в данном случае имел место факт проявления структурной наследственности. Дальнейшие исследования, проведенные совместно с ИФМ УрО РАН, подтвердили наличие структурной наследственности в сплаве U-6,3Nb [3]. После этого были предприняты попытки поиска способов подавления структурной наследственности для устранения подобных нежелательных эффектов при разрушении.

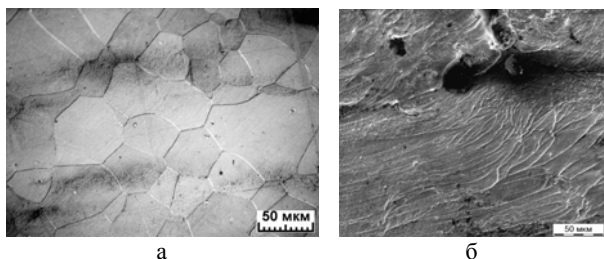


Рис. 1. Цилиндрическая оболочка: а – структура в исходном состоянии; б – скол на фрагменте после разрушения

Устранение структурной наследственности можно обеспечить двумя основными путями: развитием рекристаллизационных процессов в низкотемпературной фазе или реализацией обратного превращения при нагреве неупорядоченным диффузионным путем. Применительно к сплаву U-6,3Nb первый путь означает перекристаллизацию мартенситной α'' -фазы или реализацию эвтектоидного распада при медленном охлаждении. Чтобы не допустить наследование структуры при обратном превращении, необходимо устранить кристаллографическое соответствие между фазой α'' и высокотемпературной γ -фазой. Для этого материал может быть подвергнут деформации (произойдет дробление и переориентация колоний мартенситных пластин) либо отжигу в области α -фазы (произойдет распад α'' -фазы). Возможно, что сочетание обоих способов (деформация + последующий отжиг в α -фазе) даст наилучший результат.

С учетом этих принципов была разработана схема термообработок, приведенная на рис. 2.



Рис. 2. Схема термообработок

Исходная закалка образцов

Три образца сплава U-6Nb были предварительно закалены от 1000 °С. В результате была получена однофазная (α'') мартенситная структура, изображение которой приведено на рис. 3. Зерна высокотемпера-

турной γ -фазы имеют размер 100 ± 25 мкм. Микротвердость 165 ± 15 кг/мм². Такое состояние – после прямого мартенситного превращения – назовем исходным.

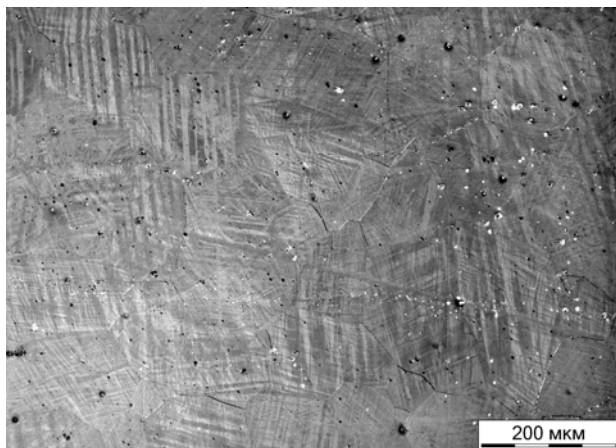


Рис. 3. Сплав U-Nb. Отжиг 1000 °С, 1 ч с последующей закалкой в воду – «исходное» состояние. Поляризованный свет

Холодная деформация

Из «исходного» состояния материал был деформирован на 50 % при комнатной температуре прокаткой в цилиндрических валках. После этого проведена закалка от 700 °С. Рентгенографический анализ выявил однофазную (α'') структуру, микротвердость составила 175 ± 15 кг/мм². Размер зерна высокотемпературной γ -фазы составил 16 ± 3 мкм, что в 6 раз меньше, чем в исходном состоянии (рис. 4).



Рис. 4. Сплав U-Nb. Деформация 50 % + закалка от 700 °С. Поляризованный свет

Отжиг в α -фазе

Один из «исходных» недеформированных образцов был подвергнут 10-часовому отжигу при 600 °С

с охлаждением на воздухе и последующей закалке от 700 °С. После отжига образец имел двухфазную структуру (α -U + γ -U) (рис. 5,а) и высокую микротвердость – 460 ± 10 кг/мм². После закалки от 700 °С материал находился в однофазном состоянии (α'') (рис. 5,б), его микротвердость составляла 180 ± 10 кг/мм², γ -зерна имели размер 12 ± 2 мкм.

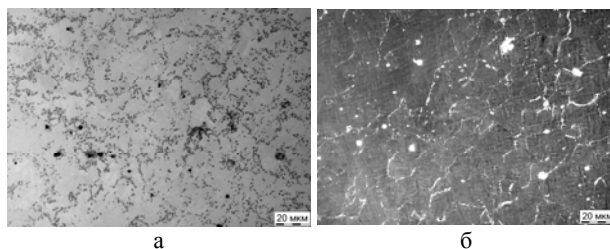


Рис. 5. Сплав U-Nb: а – отжиг 600 °С, 10 ч; б – отжиг 600 °С, 10 ч + закалка от 700 °С; а – светлое поле, б – поляризованный свет

Деформация + отжиг в α -фазе

После прокатки один образец был отожжен при 540 °С в течение 1 ч с охлаждением на воздухе, после чего был закален от 700 °С. Структура образца после прокатки и отжига не разрешается в световом микроскопе (рис. 6,а), однако рентгеноструктурный анализ выявил двухфазное состояние (α -U + γ -U). После закалки от 700 °С образец имеет однофазную (α'') структуру (рис. 6,б), его микротвердость составляет 175 ± 15 кг/мм², размер γ -зерен – 10 ± 1 мкм.

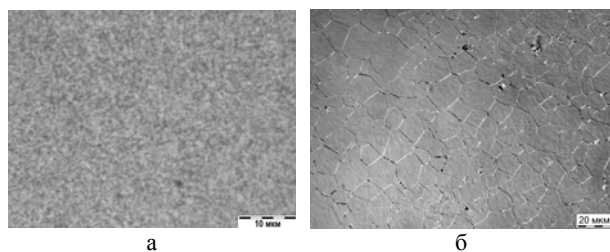


Рис. 6. Сплав U-Nb: а – деформация 50 % + отжиг 540 °С, 1 ч; б – деформация 50 % + отжиг 540 °С, 1 ч + закалка от 700 °С; а – светлое поле, б – дифференциально-интерференционный контраст

Анализируя полученные данные, отметим, что предложенные режимы предварительной обработки (деформация, отжиг в α -фазе и их сочетание) эффективно подавляют структурную наследственность при обратном превращении (при нагреве) и приводят к измельчению γ -зерна. Наименьший размер зерен (10 ± 1 мкм) достигнут при применении комбинированного режима «деформация + отжиг в α -фазе», однако в условиях производства деформация на 50 %

может оказаться слишком сложной операцией и тогда более приемлемым может оказаться режим «длительный отжиг в α -фазе».

Заключение

Все три предложенные режимы обработок приводят к измельчению зерна от 100 мкм в состоянии поставки до 10–15 мкм; наименьший размер γ -зерна достигнут после комбинированного режима «деформация + отжиг в α -фазе».

Литература

1. Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали. М., 1973.
2. Протокол исследования фрагментов цилиндрических оболочек № 054-01/927 от 29.03.2007.
3. Отчет о НИР «Исследование структурного состояния образцов урана и его сплавов после различных степеней пластической деформации и температурного воздействия» (заключительный) (по договору № 14/08 от 14 марта 2008 г.).