

Библиографический список

1. Бровко М.М., Сердюк В.Г., Смирнов С.А. А.С. SU 155-2572 А 104В 35156, 35/00 от 22.11.1989.
2. Бровко М.М., Ковалевский М.Ю., Слезов В.В., Сердюк В.Г., Сазонов В.Т. Исследование керамического композиционного материала – поглотителя тепловых нейтронов // Труды Международной конференции “Укрытие-98”, Славутич, 25-27 ноября 1998 г. – С. 49.
3. Канцелал В.П., Кириченко В.В., Ковалевский М.Ю., Кохнюк К.С., Сердюк В.Г., Халин Н.Ф., Филоненко В.С. О применении композиционной керамики в контейнерах “Украина”, строительных конструкциях хранилищ РАО // Труды Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, 2000 г. – С. 291.
4. Сердюк В.Г., Халин Н.Ф., Головия В.Я., Большаков А.К., Коленков В.Г. Керамический композиционный материал – поглотитель нейтронов. Международная конференция Украинского ядерного общества “Экология предприятия ядерной энергетики” (тезисы докладов). – Одесса, 1998 г. – С. 25.
5. А.С. № 673125 от 15.03.1979 г.
6. А.С. № 847651 от 13.03.1981 г.
7. А.С. № 1012562 от 23.06.1983 г.

УДК 539.4

КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В МОРСКОЙ ВОДЕ

М.А. Скотникова

С.-Петербург, С.-Петербургский институт машиностроения

Во все времена была актуальной проблема коррозионной усталости машиностроительных материалов в морской воде под действием циклически изменяющихся напряжений, по уровню более низких, чем их условный предел текучести [1–4]. Сегодня наибольший интерес представляют вопросы изучения физической природы коррозионной усталости, выявления факторов, повышающих напряженное состояние материалов, установления роли структурно-химической неоднородности, возникающей в результате распада пересыщенных твердых растворов в легированных сплавах [5–9].

Целью данной работы явилось изучение связи результатов коррозионно-усталостных испытаний горячедеформированных титановых заготовок с особенностями структурно-химической и кристаллографической текстурированности, установление причин появления выпадов (низких значений) результатов испытаний в морской воде с использованием методов оптической металлографии, цветного электролитического окрашивания и растровой электронной микроскопии.

Малоцикловые испытания проводились на образцах из сплава титана Ti–6Al–1Mo–1V с кольцевым надрезом, так, что их ось была параллельна направлению прокатки. Испытывали образцы в количестве 120 штук в 3%-ном растворе NaCl, в режиме от нулевого растяжения при пульсирующем цикле нагруже-

ния с частотой 2–3 цикла/мин, с амплитудой приложенного напряжения 0,8 и 0,7 от среднего значения предела текучести. При этом число циклов до разрушения изменялось, соответственно, от 200 до 1900 циклов и от 700 до 3800. Таким образом, с уменьшением уровня приложенного напряжения увеличивался разброс значений числа циклов до разрушения, наряду с одновременным возрастанием среднего их значения.

Образцы были вырезаны из верхней части горячедеформированного листового полуфабриката толщиной 150 мм полосчатого строения. Полосы прокатки, сплюсненные по толщине листа, были двух типов: широкие размером до 1000 мкм и узкие размером 20...30 мкм. Как показал метод цветного электрохимического окрашивания, узкие полосы представляли собой сплюсненные монослои из α -зерен с призматической ориентацией границ раздела типа {1010} с направлением оси $\langle 0001 \rangle$ преимущественно вдоль направления прокатки. Как показали результаты рентгено-спектрального анализа, узкие монослои α -зерен содержали повышенное количество алюминия на 0,5...0,8 % по сравнению с матрицей.

Фрактографический анализ изломов испытанных образцов позволил заключить, что по мере увеличения длины магистральной трещины и уменьшения живого сечения

образца на его поверхности формировались четыре характерные зоны разрушения. На смену области зарождения усталостной трещины приходила область ее стабильного распространения с большими полями регулярных усталостных бороздок. Далее наблюдали область ускоренного роста трещины, где механизм усталостного разрушения дополнялся механизмом однократного квазистатического разрушения. И, наконец, область долома, соответствующая быстрому статическому разрушению заключительной части образца. Микротопография зоны ускоренного роста трещины представляла собой мозаику разориентированных фасеток скола и перпендикулярных к ним колоний макробороздок. Эту область можно назвать зоной коррозионного охрупчивания, поскольку на изломах образцов, разрушенных на воздухе, несмотря на наличие макробороздок, фасеток скола не было.

На изломах образцов с низкими значениями числа циклов до разрушения зона коррозионного охрупчивания занимала большую часть поверхности и выходила на край образца. Цветное электрохимическое окрашивание металла образцов непосредственно под изломом позволило выявить в местах коррозионного охрупчивания наличие структурно и кристаллографически выделенных узких полос прокатки (моноколоний из пластин α -фазы) с призматической ориентацией границ раздела [10]. Такие границы являлись местами повышенных растягивающих внутренних микронапряжений, могущих вызвать значительное релаксационное перераспределение сюда примесных и легирующих элементов, а также изменение их электрохимического потенциала. Во время испытания в хлорсодержащей среде одновременное действие среды и остаточных напряжений интенсифицировало анодное растворение Ti вдоль призматических границ раздела, что приводило к возникновению здесь дополнительных коррозионных напряжений. На изломах образцов с высокими значениями числа циклов до разрушения зона коррозионного охрупчивания или совсем отсутствовала, или имела место, но располагалась в средней части излома.

Проведенный и изложенный выше комплекс исследований позволил понять механизм разрушения малоцикловых продольных образцов со структурно-химически и кристаллографически выделенными узкими полосами проката из колоний пластин мягкой α -фазы (с призматической ориентацией границ раздела).

Таким образом, за появление выпадов (низких значений) результатов малоцикловых испытаний образцов из титановых сплавов были ответственны структурно-химически и кристаллографически выделенные области (узкие полосы прокатки шириной 20...30 мкм) с призматической ориентацией границ раздела, которые периодически залегали по толщине горячедеформированных заготовок. Чем ниже был уровень приложенного напряжения во время циклического испытания образцов, тем больший вклад в суммарное время их жизни вносила стадия зарождения трещины и тем важнее становился учет количества и места расположения по сечению образца таких упруго-напряженных структурно-химически и кристаллографически выделенных областей, влияющих на изменение макро механизма разрушения испытываемых образцов.

Библиографический список

1. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
2. Титановые сплавы в машиностроении / Б.Б. Чечулин, С.С. Ушков, И.Н. Разуваева, В.И. Гольдфайн. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
3. Балацкий Л.Т., Филимонов Г.Н. Повреждения гребных валов. – Транспорт, 1970. – 144 с.
4. Чечулин Б.Б., Хесин Ю.Д. Циклическая и коррозионная прочность титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1987. – 160 с.
5. Горицкий В.М., Терентьев В.Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1980. – 208 с.
6. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.
7. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография. Усталостное разрушение. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 400 с.
8. Parshin A.M., Ushkov S.S., Skotnikova M.A. Decomposition Diagram and Heat-treatment schedule of α -alloy of Titanium // Proc. Of the Eighth World Conference on Titanium Held at the Intern. Convention Centre, Birmingham, UK. 20–22 Oct. 1995. P. 2515–2522.

9. Скотникова М.А. Структурно-концентрационная неоднородность твердых растворов // Синергетика, структура и свойства материалов, самоорганизующиеся технологии: Тез. докл. симпоз., посвященного 100-летию со дня рождения чл.-кор. АН

СССР И.А. Одингга. Ч. 1. – М.: ЦРДЗ, 1996. – С. 203–204.

10. Скотникова М.А. Микроструктурные напряжения термической анизотропии в титановых заготовках // Инструмент. – СПб., 1996. – № 5. – С. 26.

УДК 539.4

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ

А.М. Паршин, Н.В. Виноградова, Н.Б. Кириллов, О.В. Николаева
С.-Петербург, Санкт-Петербургский государственный технический университет

Редкоземельным металлам (РЗМ) и микродобавкам других элементов уделяется особое внимание, т. к. при помощи микролегирования этими элементами достигается не только измельчение зерна, но и повышение сопротивляемости развитию горячих (интеркристаллитных) трещин при металлургическом переделе и термической обработке (отливка слитков, горячая ковка и прокатка, замедленное разрушение изделий больших сечений и др.), а также трещин при сварке.

Рассмотрим некоторые примеры по влиянию дозированного микролегирования РЗМ на основные критерии работоспособности конструкционных материалов.

Известно, что атомы растворенного вещества искажают кристаллическую решетку и влияют на ее размеры. Параметр решетки изменяется в зависимости от разности атомных диаметров растворенного элемента и растворителя. В первом приближении это изменение пропорционально концентрации растворенного элемента. При этом, если различие в параметрах атомов легирующих элементов и матрицы не столь велико, то упрочнение будет небольшое (например, легирование железа никелем и хромом или золота медью); если же это различие будет довольно велико, то будет большее упрочнение (например, легирование железа молибденом, вольфрамом, кремнием).

На указанном явлении и основано твердорастворное упрочнение. При нагреве, особенно до очень высоких температур, растворимость элементов резко увеличива-

ется. При комнатной же температуре она заметно падает и порой весьма значительно.

Редкоземельные металлы в связи с большими атомными размерами весьма ограниченно растворяются в сталях и сплавах [1–3], и растворимость их резко падает с понижением температуры. Если принять основу сплава никелевую, хромовую, железную или смесь указанных элементов, то легирующих элементов обычно вводят доли процента или максимум несколько процентов. Содержание же РЗМ обычно составляет сотые или десятые доли процента, поэтому их часто называют легирующими микродобавками. Вводимые элементы – не технологические добавки, а легирующие элементы в широком понятии этого явления, т. е. должны быть строго дозируемыми по минимуму и максимуму. Минимум РЗМ определяется началом его влияния, а максимум – тем количеством, которое еще не сильно ухудшает свойства. Как правило, изменение определенных свойств при введении РЗМ имеет экстремум, т. е. при оптимальном количестве (обычно среднем) имеется наибольшее улучшение.

На рис. 1 показано изменение ударной вязкости аустенитного хромоникелевого сплава марки 03Х20Н30М2БРЦЧ в зависимости от температуры и длительности старения [4]. Линиями СД и АВ схематично указаны, соответственно, температурно-временная область начала развитого формирования и обособления вторичных фаз [2]. Как следует из приведенного рисунка, наибольшее охрупчивание наблюдается при