

УДК 621.039.5

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО «МОКРОГО» ОТЖИГА КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР-1000

Крюков А.М., д.т.н. (kryukov@secnrs.ru),
Рубцов В.С., к.т.н. (vrubtsov@secnrs.ru)
(ФБУ «НТЦ ЯРБ»)

Анализ экспериментальных данных, полученных в России и за рубежом, показал, что «мокрый» отжиг при температуре ~ 340 °С эффективен для корпусных сталей с низким содержанием меди и фосфора. В случае «мокрого» отжига отсутствует необходимость во внешнем источнике тепла для нагрева корпуса, а водный теплоноситель разогревается до температуры ~ 340 °С главными циркуляционными насосами. «Мокрый» отжиг предлагается в качестве альтернативы «сухому» отжигу корпусов ВВЭР-1000 при температуре 550 – 580 °С.

► **Ключевые слова:** корпус реактора, радиационное охрупчивание, радиационный дефект, термический отжиг, содержание меди.

ASSESSMENT OF THE EFFECTIVENESS LOW-TEMPERATURE «WET» ANNEALING FOR VVER-1000 REACTOR PRESSURE VESSELS

Kryukov A., Ph. D., Rubtsov V., Ph. D.
(SEC NRS)

The analysis of the experimental data obtained in Russia and abroad has shown that «wet» annealing at ~ 340 °C could be effective for the steel with a low content of copper and phosphorus. In the case of «wet» annealing there is no need for an external heat source for heating the RPV and water coolant is heated to a temperature of 340 ~ °C by main circulation pumps. «Wet» annealing is offered as an alternative to the «dry» annealing of VVER-1000 RPV at 550 – 580 °C.

► **Key words:** reactor pressure vessel, irradiation embrittlement, irradiation defect, thermal annealing, copper content.

Введение

В 1987 – 2010 гг. на ряде корпусов ВВЭР-440 был реализован отжиг сварных швов, радиационное охрупчивание которых достигло предельного значения с точки зрения сопротивления металла хрупкому разрушению.

Основными параметрами, используемыми при расчетном обосновании сопротивления хрупкому разрушению материалов корпусов и характеризующими степень радиационного охрупчивания корпуса, являются критическая температура хрупкости стали (T_k) и ее повышение (ΔT_k) под воздействием флюенса быстрых нейтронов (F). Повышение T_k ограничено условием предотвращения хрупкого разрушения корпуса.

Существует ряд мероприятий, ослабляющих радиационное охрупчивание корпусных сталей. К ним относятся:

- установка выгоревших кассет на периферии активной зоны (зона с малой утечкой);
- установка кассет-экранов вместо топливных кассет на периферии активной зоны;
- установка защитных экранов между топливными кассетами и корпусом.

Несмотря на вышеуказанные меры, предельное значение T_k может быть достигнуто раньше завершения проектного срока эксплуатации за счет ускоренного радиационного охрупчивания металла корпуса. Актуальность проблемы возрастает при продлении срока эксплуатации энергоблоков АЭС до 60 лет. В особенности это касается корпусов ВВЭР-1000, в сварных швах которых содержание никеля выше 1,5 %. В последние годы было обнаружено также усиление радиационного охрупчивания сварных швов с повышенным содержанием в них никеля и марганца [1 – 2].

Кардинальным способом снижения степени радиационного охрупчивания корпусов эксплуатируемых реакторов является термический отжиг.

Радиационное охрупчивание материалов корпусов реакторов

Изменения механических свойств корпусных сталей под облучением являются результатом микроструктурных процессов, происходящих в металле в результате воздействия на него нейтронов с высокой кинетической энергией. Ниже приведены основные механизмы радиационного охрупчивания корпусных сталей:

- упрочнение матрицы путем образования точечных дефектов и дислокационных петель, препятствующих движению линейных дислокаций, посредством которого реализуется пластическая деформация металла;

- упрочнение стали в результате образования примесными элементами кластеров/преципитатов размером 1 – 3 нанометра, которые также затрудняют движение дислокаций;

- образование сегрегаций на межфазных границах и границах бывших аустенитных зерен в результате ускоренной диффузии атомов фосфора (в настоящей работе не рассматривается).

Энергия активации (устойчивость к воздействию температуры) матричных радиационных дефектов значительно ниже, чем кластеров и преципитатов [3 – 5].

Отжиг сварных швов корпусов ВВЭР-440 первого поколения проводился при температуре 475 °С. Высокая температура отжига была обусловлена высокой энергией активации радиационных дефектов, главную роль в образовании которых под облучением играют примесные элементы – медь и фосфор.

Во второй половине 70-х гг. в промышленности были реализованы специальные мероприятия по снижению в несколько раз содержания фосфора и меди в корпусных сталях. В результате роль этих элементов значительно уменьшилась и, соответственно, вклад матричных дефектов с низкой энергией активации в радиационное охрупчивание стали повысился. В связи с этим температура отжига, в процессе которого происходит устранение радиационных дефектов, может быть существенно понижена для корпусов с низким содержанием примесных элементов.

Методы отжига корпусов реакторов

К настоящему времени в мировой практике для снижения радиационного охрупчивания материалов корпусов реакторов с водой под давлением используются так называемые «мокрый» и «сухой» отжиги.

«Мокрый» отжиг выполняется при температурах ниже 350 °С, его длительность составляет 168 часов. Необходимая температура отжигаемой части корпуса достигается путем нагрева теплоносителя главными циркуляционными насосами. Внутрикорпусные устройства в процессе отжига могут оставаться внутри корпуса. Принципиально важно, что при «мокром» отжиге температура

и давление теплоносителя остаются в пределах расчетных значений.

«Мокрый» отжиг был успешно реализован на двух реакторах: SM-1A (США, Аляска, 1967 г.) и BR-3 (Бельгия, 1984 г.). В результате отжига корпуса SM-1A, температура эксплуатации которого составляла 220 °С, восстановление механических свойств оценивалось в 70 % [6]. Корпус BR-3 эксплуатировался при температуре 260 °С, и степень восстановления составила 20 – 30 % [7].

Альтернативным «мокрому» отжигу является вариант «сухого» отжига, который, как указано во введении, был реализован для корпусов ВВЭР-440. Поскольку к моменту отжига радиационное охрупчивание сварных швов этих корпусов уже достигло предельного состояния и требовалось незамедлительно существенно понизить его, был выбран вариант, обеспечивающий максимальное восстановление T_k облученного материала.

В результате выполненных работ для корпусов ВВЭР-440 был обоснован режим «сухого» отжига при температуре 475 ± 15 °С длительностью 100 – 150 ч [8]. По этому режиму в 1987 – 2010 гг. были отожжены сварные швы 17 корпусов, эксплуатировавшихся в России, Украине, Армении, Восточной Германии, Финляндии и Болгарии. Согласно [8] степень восстановления T_k в результате «сухого» отжига составляет 80 – 100 %.

«Сухой» отжиг более эффективен по сравнению с «мокрым», однако он технически более сложен. При «сухом» отжиге теплоноситель и внутрикорпусные устройства удаляются из реактора и нагрев осуществляется внешним источником тепла, располагаемым внутри корпуса. Перед выполнением «сухого» отжига необходимо провести комплекс расчетных и экспериментальных работ по обоснованию прочности опорных конструкций, трубопроводов, бетона, изоляции, а также исключить риск отслоения наплавки от основного металла корпуса в процессе нагрева.

При своевременном обнаружении ускоренного радиационного охрупчивания стали установка кассет-экранов, использование активной зоны с малой утечкой, а также простой и недорогой «мокрый» отжиг могут быть использованы для снижения T_k при ее приближении к своему предельному значению.

Эффективность различных мероприятий по ослаблению радиационного охрупчивания, оцениваемых по изменению T_k , представлена на рис. 1. Из рис. 1 следует, что «мокрый» отжиг может эффективно применяться для продления безопасной эксплуатации энергоблока. Оценка степени восстановления механических свойств при «мокром» отжиге и кинетика радиационного охрупчивания при следующей за отжигом эксплуатации анализируются далее в настоящей работе.

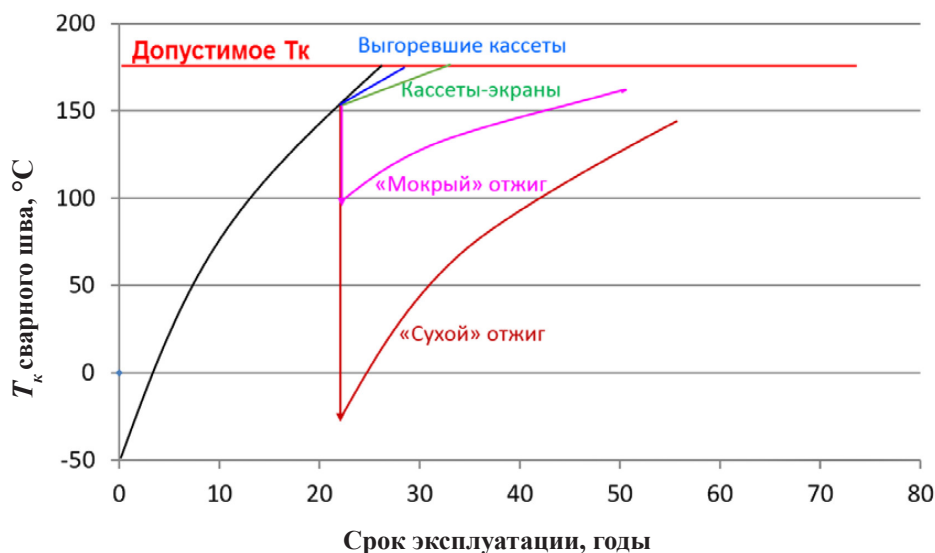


Рис. 1. Эффективность мероприятий по ослаблению радиационного охрупчивания

Восстановление T_k облученных корпусных сталей при «мокром» отжиге

В 70 – 80-х гг. «мокрый» отжиг серьезно рассматривался за рубежом как главный инструмент для снижения радиационного охрупчивания корпусов Pressurized Water Reactors (PWR) первого поколения, в сварных швах которых присутствовало большое количество меди. Поскольку обечайки первых PWR в отличие от ВВЭР изготавливались из горячекатаных плит, корпуса PWR имели продольные осевые сварные швы напротив активной зоны, что приводило к ограничению термических напряжений, возникающих в корпусе. Это, в свою очередь, требовало максимально возможно минимизировать температуру отжига.

Для решения данной проблемы было проведено большое количество экспериментальных работ по отжигу при температуре 343 °С [9 – 12]. Позднее, при разработке модели для оценки степени восстановления свойств облученной стали, был выполнен анализ массива данных и сделано однозначное заключение – «мокрый» отжиг не эффективен для сварных швов с высоким содержанием меди [13]. В связи с тем, что примерно в то же время в России с успехом стал применяться «сухой» отжиг для корпусов ВВЭР-440, в сварных швах которых было высокое содержание меди и фосфора, вопрос реализации «мокрого» отжига был надолго закрыт. Однако поскольку содержание вредных примесей в материалах корпусов реакторов новых поколений в несколько раз меньше, чем в «старых»

корпусах, авторами настоящей работы был выполнен новый анализ приведенных в [9 – 12] экспериментальных данных. В результате анализа была выявлена зависимость остаточного после отжига сдвига критической температуры хрупкости (ΔT_{res}) от содержания в металле меди. Данная характеристика является важным показателем эффективности отжига, поскольку именно она определяет стартовую позицию T_k материала при последующей за отжигом эксплуатации энергоблока. Полученная зависимость ΔT_{res} (после отжига при 343 °С) от содержания меди представлена на рис. 2.

Значения флюенса нейтронов, воздействовавшего на металл корпусов PWR до отжига, находятся в диапазоне от $1 \cdot 10^{19}$ до $6 \cdot 10^{19}$ ($E > 1$ МэВ) см⁻². Несмотря на существенный разброс экспериментальных данных (вследствие различных значений флюенса), явно прослеживается тенденция снижения ΔT_{res} с уменьшением содержания меди. В отношении крайней левой точки ($\Delta T_{res} = 47$ °С при Cu = 0,055 %) необходимо отметить, что в этом случае сдвиг T_k под облучением оценен в 85 °С и восстановление T_k после отжига составляет 45 %.

Из анализа представленных на рис. 2 данных следует, что отжиг при температуре 343 °С эффективно восстанавливает T_k облученных материалов с низким содержанием меди (Cu < 0,1 %).

К сожалению, до настоящего времени не проведен анализ микроструктуры облученных и отожженных при 340 °С корпусных сталей. Тем не менее, некоторые предположения относительно изменений, происходящих в облученной стали при таком отжиге, могут быть сделаны.

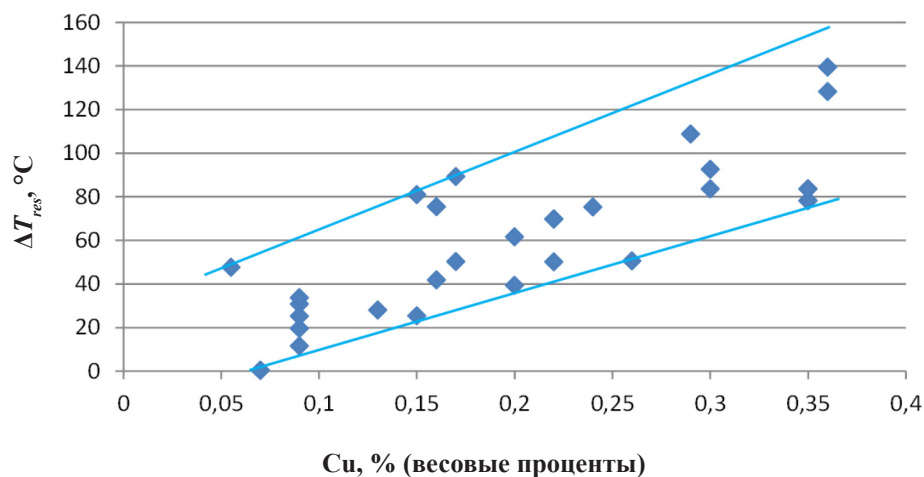


Рис. 2. Зависимость остаточного сдвига T_k от содержания меди после отжига при 343 °С

Как отмечалось выше, главные механизмы радиационного охрупчивания – упрочнение матрицы образующимися под облучением радиационными точечными дефектами и дислокационными петлями, а также упрочнение за счет образования атомами меди, фосфора и других химических элементов мелких (1 – 3 нм) кластеров и преципитатов, препятствующих движению дислокаций. В работах [14 – 16], посвященных исследованию микроструктуры облученных и отожженных материалов корпусов ВВЭР-1000, показано, что не только матричные дефекты, но и нанокластеры с высокой энергией активации полностью растворяются после отжига при температуре 450 °С.

Поскольку энергия активации матричных радиационных дефектов существенно меньше, чем нанокластеров, логично предположить, что матричные дефекты растворяются после отжига при 340 °С.

Эффективность ослабления радиационного охрупчивания в результате «мокрого» отжига демонстрируется на рис. 3. Из рисунка следует, что чем выше флюенс нейтронов, тем больше восстановление свойств при отжиге. Причиной является то, что, согласно современным представлениям о природе радиационного повреждения стали, вклад медных кластеров/преципитатов в общее радиационное повреждение стали стремится к насыщению при высоком флюенсе, а вклад матричных дефектов описывается линейной зависимостью от квадрат-

ного корня из флюенса нейтронов, рис. 3.

Поскольку максимальный вклад медных кластеров зависит от содержания меди в металле, для стали с низким содержанием меди радиационное охрупчивание определяется, главным образом, матричными дефектами. Отсюда следует, что для стали с низким содержанием меди отжиг при 340 °С более эффективен. Эти предположения подтверждаются экспериментальными результатами, приведенными рис. 2.

Необходимо отметить, что в материалах корпусов PWR, результаты испытаний которых приведены на рис. 2, содержание никеля, оказывающего влияние на радиационное охрупчивание корпусных сталей, не более 1 %. В сварных швах корпусов ВВЭР-1000 содержание никеля составляет от 1,3 до 1,9 %.

Сварной шов корпуса ВВЭР-1000 с содержанием никеля ~ 1,7 % отжигался при 400, 460 и 490 °С (рис. 4) [17]. Результаты показывают практически полное восстановление T_k после отжига при всех трех температурах (ΔT_{res} – не более 20 °С).

Практически полное восстановление свойств облученной стали после отжига при 400 °С дает основание полагать, что после отжига при 340 °С также можно ожидать существенное восстановление T_k . Тем не менее, необходимо выполнить прямой эксперимент по отжигу облученных образцов сварного шва корпуса ВВЭР-1000 с высоким содержанием никеля при 340 °С.

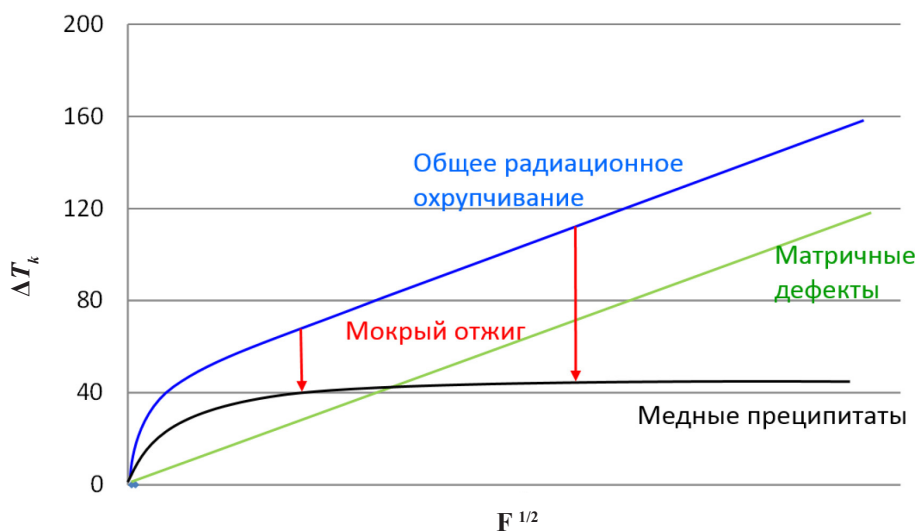


Рис. 3. Схема ослабления радиационного охрупчивания в результате отжига при температуре 340 °С

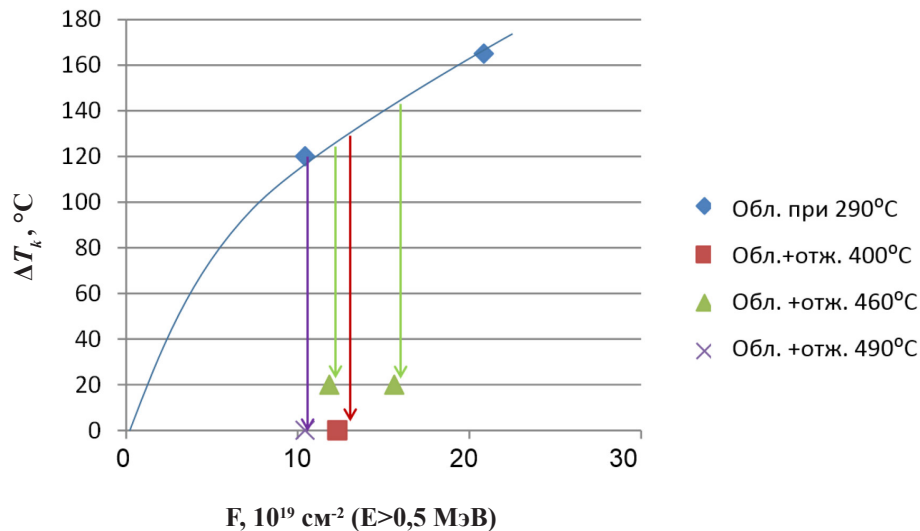


Рис. 4. Результаты отжига сварного шва корпуса ВВЭР-1000 ($\text{Ni} = 1,68 \%$, $\text{Mn} = 0,7 \%$, $\text{Cu} = 0,07 \%$, $\text{P} = 0,008 \%$) при 400, 460 и 490 °С

Радиационное охрупчивание при последующем за отжигом облучении

Скорость радиационного охрупчивания при последующем за отжигом облучении в большинстве случаев ниже, чем при первичном облучении, и зависит от температуры отжига [8, 18 – 21]. Изменения T_k при трехкратном чередовании облучения и отжига (340 и 460 °С) для основного металла и сварного шва корпуса ВВЭР-440 представлены на рис. 5.

Из приведенных на рис. 5 данных следует, что радиационное охрупчивание стали после отжига при 340 °С значительно ниже, чем после отжига при 460 °С. Во время отжига при 340 °С происходит растворение, а при последующем облучении образование только матричных радиационных дефектов. В случае отжига при 460 °С происходит растворение как матричных радиационных дефектов, так и медных преципитатов, а при повторном облучении оба типа дефектов образуются вновь.

Что касается фосфора, содержание которого высокое в материалах корпусов ВВЭР-440, то в работе [15] было показано, что атомы фосфора в процессе облучения диффундируют к медным кластерам и участвуют в их образовании. Таким образом, один из механизмов влияния фосфора на радиационное охрупчивание стали работает совместно с механизмом влияния меди. Соответственно, при

высокотемпературном отжиге атомы фосфора из преципитатов растворяются в матрице металла.

Необходимо отметить, что, вследствие высокого содержания меди и фосфора в сварных швах корпусов ВВЭР-440, вклад преципитатов в радиационное охрупчивание стали является определяющим по сравнению с матричными радиационными дефектами. Для ВВЭР-1000 ситуация принципиально другая, поскольку в сварных швах этих корпусов содержание меди и фосфора в несколько раз ниже и, соответственно, вклад преципитатов в общее радиационное охрупчивание существенно меньше.

На рис. 6 приведены результаты испытаний повторно облученного после отжигов при 400 и 490 °С сварного шва корпуса ВВЭР-1000 с низким содержанием меди и фосфора [17].

Из рис. 6 видно, что скорость радиационного охрупчивания при повторном (после полного восстановления) облучении в обоих случаях значительно меньше, чем при первичном. Можно предположить, что охрупчивание при повторном облучении определяется, в основном, матричными радиационными дефектами. Поскольку после отжига при 400 °С радиационное охрупчивание стали в несколько раз ниже, чем при первичном облучении, можно ожидать, что для сварного шва ВВЭР-1000 с низким содержанием меди охрупчивание после отжига при 340 °С также будет меньше первичного.

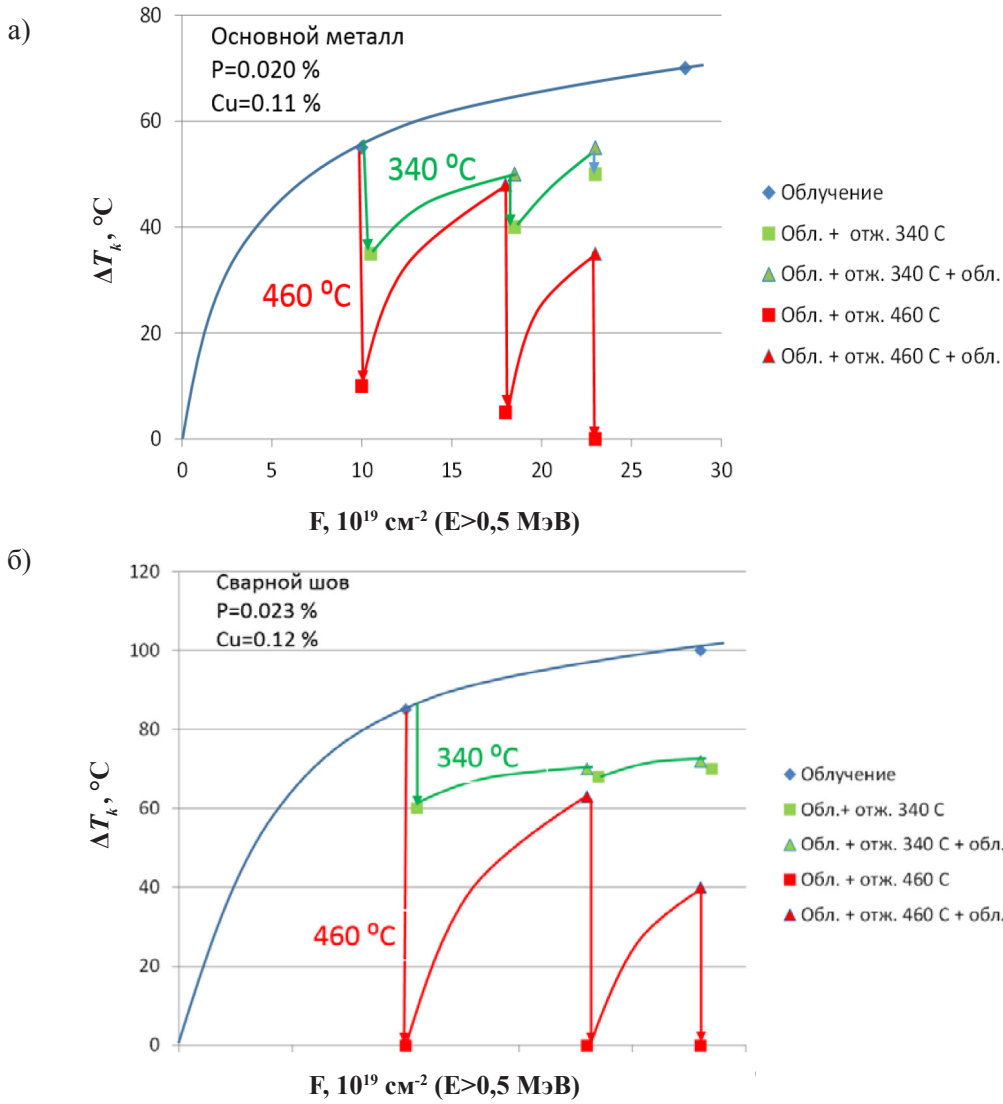


Рис. 5. Зависимость сдвига T_k основного металла (а) и металла сварного шва (б) корпуса ВВЭР-440 от флюенса нейтронов при первичном и повторных после отжига облучениях

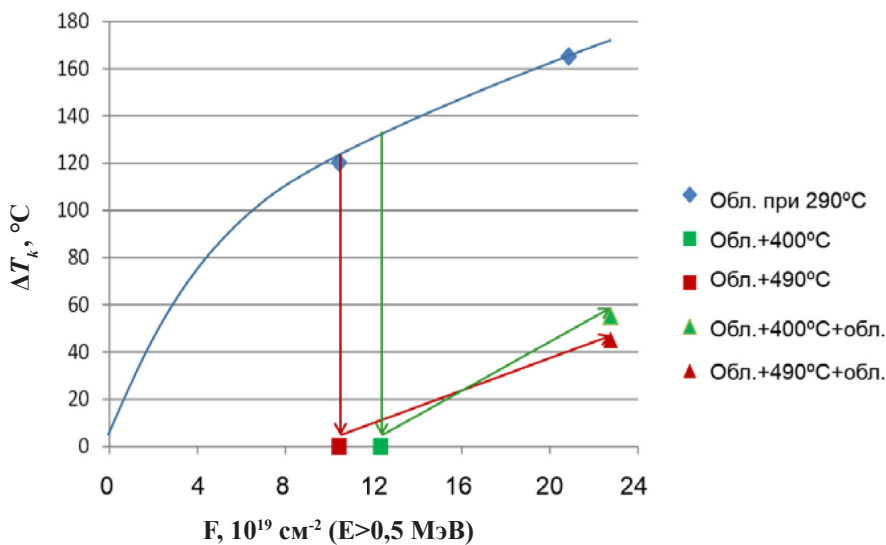


Рис. 6. Результаты испытаний повторно облученного после отжигов при 400 и 490 °С сварного шва корпуса ВВЭР-1000 (Ni = 1,68 %, Mn = 0,7 %, Cu = 0,07 %, P = 0,008 %)

Заключение

Проведенный анализ показал, что низкотемпературный «мокрый» отжиг при температуре 340 °С существенно снижает степень радиационного охрупчивания материалов корпусов с низким содержанием меди и фосфора. Большая часть упрочняющих матрицу радиационных точечных дефектов и дислокационных петель растворяется

при этой температуре. Скорость радиационного охрупчивания стали при последующем за отжигом облучении ниже, чем при первичном, и определяется образованием только матричных дефектов.

«Мокрый» отжиг может рассматриваться в качестве альтернативы технологии разрабатываемого в настоящее время «сухого» отжига корпусов ВВЭР-1000 при температуре 550 – 580 °С.

Список литературы

1. Kryukov A., et al. Extended analysis of VVER-1000 surveillance data. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, № 79, 2002.
2. Miller M., Powers K., Nanstad R. and Efsing P. Atom Probe Tomography Characterizations of High Nickel, Low Copper Surveillance RPV Welds Irradiated to High Fluences. *Journal of Nuclear Materials*, № 437, 2013.
3. Stoller R. The effect of neutron flux on radiation-induced embrittlement in reactor pressure vessel steels. *Journal of ASTM International*, v. 1, № 4, ID JA11 1355, April, 2004.
4. Odette G., Yamamoto T., Klingensmith D. On the effect of dose rate on irradiation hardening of RPV steels. *Philosophical Magazine*, v. 85, Nos. 4 – 7, 01 February – 01 March 2005.
5. Becquart C., et al. Modeling the long-term evolution on the primary damage in ferritic alloys using coarse-grained methods. *Journal of Nuclear Materials*, № 406, 2010.
6. Server W. Review of in-service thermal annealing of nuclear reactor pressure vessels. *Effects of Radiation on materials: Twelfth International Symposium*. ASTM STR 870, 1985.
7. Fabry A., Chaouadi R., Puzzolante J., Van de Velde J., Biemiller E., Rosinski S., Carter R. Comparison of BR – 3 surveillance and vessel plates to the surrogate plates representative of the Yankee Rowe PWR vessel. *Effects of Radiation on materials: 18th International Symposium*. ASTM STR 1325, 1999.
8. Amaev A., Kryukov A., Sokolov M. Recovery of transition temperature of WWER vessel metal by Annealing. ASTM STR 1170, 1993.
9. Hawthorne J. NRL 8287. – Naval Research Laboratory, February 1979.
10. Hawthorne J. NRL 8264. – Naval Research Laboratory, April 1979.
11. Mager T. Feasibility and methodology for thermal annealing an embrittled reactor vessel. – EPRI NP-2712: *Electrical Power Research Institute*, vol. 2, November 1982.
12. Hawthorne J. Exploratory assessment of post-irradiation heat treatment variables in notch ductility recovery of A533-B steels. – NUREG-3229, MEA-2011. – NRC, May 1983.
13. Eason E., Wright J., Nelson E., Odette G., Mader E. Models for embrittlement recovery due to annealing of reactor pressure vessel steels. NUREG/CR-6327. – NRC, May 1995.
14. Miller M., Chernobaeva A., Shtrombakh Y., Russell K., Nanstad R., Erak D., Zabusov O. Evolution of the nanostructure of VVER-1000 RPV materials under neutron irradiation and post irradiation annealing. *Journal of Nuclear Materials*, № 385, 2009.
15. Pareige P., Stoller R., Rassel K., Miller M. Atom probe characterization of the microstructure of nuclear pressure vessel surveillance material after neutron irradiation and after annealing treatments. *Journal of Nuclear Materials*, № 249, Issues 2–3, 1997.
16. Kryukov A., Debarberis L., Ballesteros A., Rogozhkin S. et al. Integrated analysis of WWER-440 weld re-embrittlement after annealing. *Journal of Nuclear Materials*, № 429, 2012.
17. Ерак Д.Ю., Крюков А.М. Обоснование возможности восстановления радиационной стойкости материалов корпусов реакторов типа ВВЭР-1000 путем отжига. Труды Международной конференции «Проблемы материаловедения при производстве и эксплуатации оборудования АЭС». – СПб, ЦНИИ КМ «Прометей», 1996.
18. Kryukov A. and Sokolov M. Investigation of Material Behavior under Reirradiation after Annealing Using Subsize Specimens. – ASTM STP 1204. – Philadelphia, 1993.

19. Hawthorne J. Status of Knowledge of Radiation Embrittlement in USA Reactor Pressure Vessel Steels. – NUREG/CR-2511, NRL Memo Rpt. 5, 4737, Naval Research Laboratory. – Washington D.C., 1982.
20. Hawthorne J. Irradiation-Anneal-Reirradiation (IAR) Studies of Prototypic Reactor Vessel Weldments. NUREG/CR-5469, MEA-2364 / Materials Engineering Associates. – MD: Inc. Lanham, 1989.
21. Mager T. Thermal Annealing of an Embrittled Reactor Vessel: Feasibility and Methodology. Nuclear Engineering and Design, vol. 124, 1990.

References

1. Kryukov A., et al. Extended Analysis of VVER-1000 Surveillance Data. International Journal of Pressure Vessels and Piping, No. 79, 2002.
2. Miller M., Powers K., Nanstad R. and Efsing P. Atom Probe Tomography Characterizations of High Nickel, Low Copper Surveillance RPV Welds Irradiated to High Fluences. Journal of Nuclear Materials, No.437, 2013.
3. Stoller R. The Effect of Neutron Flux on Radiation-Induced Embrittlement in Reactor Pressure Vessel Steels. Journal of ASTM International, v. 1, No.4, ID JA11 1355, April, 2004.
4. Odette G., Yamamoto T., Klingensmith D. On the Effect of Dose Rate on Irradiation Hardening of RPV Steels. Philosophical Magazine, v. 85, Nos. 4 – 7, 01 February – 01 March 2005.
5. Becquart C., et al. Modeling the Long-Term Evolution on the Primary Damage in Ferritic Alloys Using Coarse-Grained Methods. Journal of Nuclear Materials, No. 406, 2010.
6. Server W. Review of In-Service Thermal Annealing of Nuclear Reactor Pressure Vessels. Effects of Radiation on Materials: Twelfth International Symposium. ASTM STR 870, 1985.
7. Fabry A., Chaouadi R., Puzzolante J., Van de Velde J., Biemiller E., Rosinski S., Carter R. Comparison of BR – 3 Surveillance and Vessel Plates to the Surrogate Plates Representative of the Yankee Rowe PWR Vessel. Effects of Radiation on Materials: 18th International Symposium. ASTM STR 1325, 1999.
8. Amaev A., Kryukov A., Sokolov M. Recovery of Transition Temperature of WWER Vessel Metal by Annealing. ASTM STR 1170, 1993.
9. Hawthorne J. NRL 8287. – Naval Research Laboratory, February 1979.
10. Hawthorne J. NRL 8264. – Naval Research Laboratory, April 1979.
11. Mager T. Feasibility and Methodology for Thermal Annealing an Embrittled Reactor Vessel. – EPRI NP-2712: Electrical Power Research Institute, vol. 2, November 1982.
12. Hawthorne J. Exploratory Assessment of Post-Irradiation Heat Treatment Variables in Notch Ductility Recovery of A533-B Steels. – NUREG-3229, MEA-2011. – NRC, May 1983.
13. Eason E., Wright J., Nelson E., Odette G., Mader E. Models for Embrittlement Recovery Due to Annealing of Reactor Pressure Vessel Steels. NUREG/CR-6327. – NRC, May 1995.
14. Miller M., Chernobaeva A., Shtrombakh Y., Russell K., Nanstad R., Erak D., Zabusov O. Evolution of the Nanostructure of VVER-1000 RPV Materials Under Neutron Irradiation and Post Irradiation Annealing. Journal of Nuclear Materials, No.385, 2009.
15. Pareige P., Stoller R., Rassel K., Miller M. Atom Probe Characterization of the Microstructure of Nuclear Pressure Vessel Surveillance Material after Neutron Irradiation and after Annealing Treatments. Journal of Nuclear Materials, No. 249, Issues 2–3, 1997.
16. Kryukov A., Debarberis L., Ballesteros A., Rogozhkin S. et al. Integrated Analysis of WWER-440 Weld Re-Embrittlement after Annealing. Journal of Nuclear Materials, No.429, 2012.
17. Erak D.Yu., Kryukov A.M. Validation of Radiation Resistance Recovery of VVER-1000 RPV Materials Using Annealing. Proceedings of the International Conference on Material Science Problems in NPP Equipment Production and Operation. – St. Petersburg, CRISM “Prometey”, 1996.
18. Kryukov A. and Sokolov M. Investigation of Material Behavior under Reirradiation after Annealing Using Subsize Specimens. – ASTM STP 1204. – Philadelphia, 1993.
19. Hawthorne J. Status of Knowledge of Radiation Embrittlement in USA Reactor Pressure Vessel Steels. NUREG/CR-2511, NRL Memo Rpt. 5, 4737, Naval Research Laboratory. – Washington D.C., 1982.
20. Hawthorne J. Irradiation-Anneal-Reirradiation (IAR) Studies of Prototypic Reactor Vessel Weldments. NUREG/CR-5469, MEA-2364 / Materials Engineering Associates. – MD: Inc. Lanham, 1989.
21. Mager T. Thermal Annealing of an Embrittled Reactor Vessel: Feasibility and Methodology. Nuclear Engineering and Design, vol. 124, 1990.