

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ НИЗКОАКТИВИРУЕМЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ В РЕАКТОРЕ ДЕМО

Т. Н. Компаниец

Санкт-Петербургский государственный университет
kompaniets@pobox.spbu.ru

В данной статье приведен краткий обзор свойств малоактивируемых ферритно-мартенситных сталей и сформулированы первоочередные задачи по дальнейшему исследованию этих сталей в связи планируемым применением их в реакторе ДЕМО.

Введение

В связи с проектированием термоядерных энергетических реакторов (ДЕМО, ПРОТО) возникает необходимость в новых конструкционных материалах, которые будут работать при более высоких температурах и выдерживать большие нейтронные потоки и дозы, по сравнению с реактором ИТЕР. В частности, интегральная тепловая нагрузка на первую стенку в реакторе ИТЕР будет составлять $\sim 0,07$ МВт·год/м², а в реакторе ДЕМО ожидается нагрузка до 8 МВт·год/м². Почти на два порядка большим будет и число смещений на атом в материалах, контактирующих с плазмой. В связи с этим предпочтение отдается конструкционным материалам с объемно-центрированной кубической решеткой, что позволит избежать чрезмерных изменений объема под нейтронным облучением. Наибольшую проблему представляют стали, которые будут применяться в качестве конструкционных материалов первой стенки и бланкета [1]. Свойства сталей должны отвечать весьма разнообразным требованиям, которые сформулированы в работе [2]. На сегодняшний день наиболее приемлемыми с точки зрения применения в ДЕМО являются ферритно-мартенситные стали. По сравнению с аустенитными сталями, применяемыми в проекте ИТЭР, они имеют большую теплоемкость, меньший коэффициент термического расширения и более высокую теплопроводность. Ниже будет приведен краткий обзор свойств наиболее перспективных сталей и сформулированы первоочередные задачи по дальнейшему исследованию этих сталей в связи планируемым применением их в реакторе ДЕМО.

Наведенная радиоактивность и изменение состава стали под действием нейтронного облучения

Во многих странах (ЕС, Россия, США, Китай) разрабатываются и создаются малоактивируемые ферритно-мартенситные стали типа Еврофер-97, JLF-1, F82H, CLAM, Русфер Э-181, в которых элементы, дающие длительную радио-

активность при нейтронном облучении (ниобий и молибден) заменены, на вольфрам, ванадий и тантал [3–6]. Тем не менее, радиационные свойства большинства созданных малоактивируемых сталей еще не вполне удовлетворительны [7, 8]. Спад радиоактивности в наиболее перспективных сталях до уровня, допустимого для работы робототехники, примерно одинаков для разных малоактивируемых сталей и происходит за ~ 100 лет по сравнению с тысячами лет для обычных сталей. Медленный спад радиоактивности после 100 лет выдержки происходит из-за долгоживущих радиоактивных изотопов микропримесей, главным образом, из-за Nb-94 (рис. 1) [9],

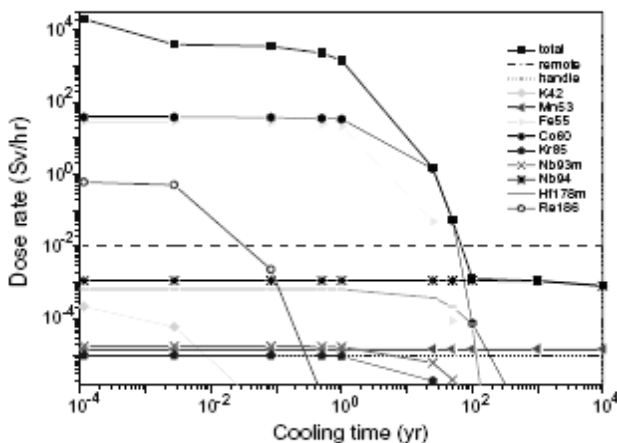


Рис. 1. Мощность дозы в зависимости от времени выдержки после облучения для малоактивируемой ферритно-мартенситной стали CLAM [9]

Образующегося при нейтронном облучении из Nb-93, который всегда сопровождается танталом. Период полураспада этого изотопа превышает 10^4 лет.

Помимо появления высокой остаточной радиоактивности, под действием облучения может изменяться и состав сталей. В работе [10] рассчитана скорость трансмутации элементов, входящих в Еврофер, для двух типов бланкетов и показано, что состав стали будет изменяться в результате реакций с нейтронами. В частности, помимо наработки водорода и гелия, будет происходить увеличение концентрации V, Mn и Re и выгорание W и Ta. В связи с этим вопрос об оптимизации состава перспективных сталей с точки зрения наведенной радиоактивности нельзя считать закрытым. Необходимы также дальнейшие исследования влияния изменения состава сталей под нейтронным облучением на их служебные характеристики.

Структура ферритно-мартенситных сталей и влияние термической обработки на структуру, и прочностные свойства

В работе [11] приведены изображения стали F82H (рис. 2) после термообработки ($1040\text{ }^\circ\text{C}/0,5\text{ ч}$ и $750\text{ }^\circ\text{C}/1\text{ ч}$), на которых видно, что сталь представляет собой речечный мартенсит.



Рис. 2. Микроструктура мартенситной стали [11]

Часто внутри мартенситных пакетов между кристаллитами мартенсита, присутствуют прослойки остаточного аустенита. Размеры кристаллов любой морфологии мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита. К особенностям мартенситного превращения относится то, что оно происходит только при непрерывном охлаждении. Задержка охлаждения при температуре выше температуры конца мартенситного превращения приводит к стабилизации аустенита. Аустенит становится более устойчивым. При последующем охлаждении его превращение затруднено и протекает с меньшей интенсивностью и полнотой.

На свойства ферритно-мартенситных сталей значительное влияние оказывает термообработка. Стандартная термообработка для ферритно-мартенситных сталей состоит из нормализации и отжига [6]. Нормализация состоит в прогреве до температуры, при которой феррит (объемно-центрированная решетка) превращается в аустенит, и охлаждения. Для сталей с 5–12 % хрома эта процедура приводит к образованию мартенсита (объемно-центрированной тетрагональной структуры). После нормализации сталь содержит большое число дислокаций. Чтобы уменьшить количество дислокаций сталь отжигают. Во время отжига выделяются карбиды $M_{23}C_6$ (M – хром, железо и молибден) и соединения типа MX, где M – ванадий или ниобий, а X – углерод или азот. $M_{23}C_6$ находятся, в основном, на границах зерен, а MX – в матрице.

Прочностные свойства исходных сталей в зависимости от состава и структуры достаточно интенсивно изучаются [3, 12]. В работе [13] исследовано влияние термических отжигов на структуру и прочностные свойства стали Еврофер-97. Исходное состояние этой стали имеет структуру речного мартенсита с двумя типами карбидов: хромовые типа $M_{23}C_6$, расположенных, главным образом, на границах прежнего аустенита и мартенситных реек, и карбиды тантала и ванадия. Структурные перестройки в стали Еврофер возникают даже при температурах меньших, чем рабочая. Прогрев в течение 1000 ч при 500 °C и 600 °C приводит к укрупнению мартенситных реек, укрупнению карбидов и сегрегации фосфора на границах зерен. Укрупнение карбидов приводит

к обеднению хромом границ зерен и облегчает сегрегацию фосфора. После 10000 ч прогрева сталь частично перекристаллизована в равноосный феррит с размерами зерен порядка 1 микрона. Несмотря на очевидные различия микроструктуры, испытания на ударную вязкость по Шарпи не выявили разницы между сталями, подвергнутыми разной термической обработке. С другой стороны, по данным работы [14] отжиг сталей JLF-1 и CLAM при практически такой же температуре (823 К, 2000 ч) приводит к увеличению микротвердости по Виккерсу при комнатной температуре, при этом пластичность практически не изменяется. Отжиг при 973 К (100 ч) приводит к уменьшению предела прочности на разрыв, а также к деградации характеристик ползучести. По данным работы [15] увеличение концентрации тантала и азота приводит к увеличению сопротивления ползучести ферритно-мартенситной стали 9Cr–2W–0,2V–Ta. Таким образом, термическая обработка может существенно изменять структуру перспективных сталей, а степень влияния структурных изменений на прочностные свойства исследована недостаточно.

Влияние облучения на свойства перспективных ферритно-мартенситных сталей

Достаточно много исследований посвящено изменению свойств ферритно-мартенситных сталей под действием различного облучения. При облучении нейтронами происходит постоянное изменение микроструктуры, которое приводит к агломерации вакансий и междоузельных атомов в полости и дислокационные петли, что приводит к распуханию. Размер петель возрастает с ростом температуры, и они постепенно превращаются в сеть дислокаций [6]. Сравнительное исследование, проведенное в работе [16], показало, что в необлученном состоянии механические свойства всех сталей (Еврофер, F82H, Ортифер, JLF-1, CLAM) практически эквивалентны, однако при облучении до 30,2 дпа при $T = 336\text{ }^{\circ}\text{C}$ Еврофер испытывает более сильное упрочнение, имеет меньшее равномерное удлинение, но большее полное удлинение по сравнению со сталью F82H.

С другой стороны, по данным работы [17] при облучении быстрыми нейтронами у стали Еврофер наблюдается меньшее упрочнение и охрупчивание по сравнению с остальными малоактивируемыми сталями. Облучение сталей нейтронами при температуре ниже 400 С [5] приводит к потере пластичности, сдвигу температуры вязко-хрупкого перехода, уменьшению трещиностойкости.

Поверхностное наноструктурирование существенно улучшает прочностные свойства [12]. Такая обработка поверхностных слоев изменяет структуру дислокаций, уменьшает размер зерен до нано или субмикронного размера. Один из способов поверхностного наноструктурирования стали ЭК-181 является ультразвуковая обработка между закалкой и отжигом. Отжиг существенно уменьшает внутренние напряжения, возникающие при ультразвуковой обработке. Кроме того, выделение в процессе отжига частиц карбида ванадия на границах зерен образцов с нанокристаллическим поверхностным слоем будет существенно увеличивать термостабильность. В целом, у нанострукту-

рированных материалов лучше сопротивление облучению благодаря большой величине отношения свободной поверхности к объему. С другой стороны, наноструктурирование может отрицательно влиять на сопротивление крипу [18]. В работе [19] была предложена термомеханическая обработка ферритно-мартенситных сталей, которая приводила к улучшению их механических свойств. Термомеханическая обработка, использованная в этой работе, состоит из аустенизации при 1000–1400 °С (1–5 ч) (для того, чтобы преобразовать объемноцентрированную кубическую решетку феррита в гранцентрированный кубический аустенит и растворить существующие преципитаты), охлаждения до температуры горячей прокатки (600–1000 °С), горячей прокатки, отжига при температуре горячей прокатки и охлаждения в воздухе для трансформации аустенита в мартенсит. Если необходимо, сталь подвергалась дополнительному отжигу при 650–850 °С для улучшения пластичности и прочности. Идея улучшения состоит в создании мелких кластеров MX так, чтобы они формировались прежде, чем сформируются крупные кластеры $M_{23}C_6$, делая невозможным образование $M_{23}C_6$. Места для зарождения MX кластеров вводились горячей прокаткой. Прямая корреляция между морфологией карбидов типа $M_{23}C_6$ и температурой вязко-хрупкого перехода наблюдалась и в ODS сталях [20]. Из приведенного выше краткого обзора литературы понятно, что механические свойства перспективных сталей даже в исходном состоянии до сих пор не полностью удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам для ДЕМО.

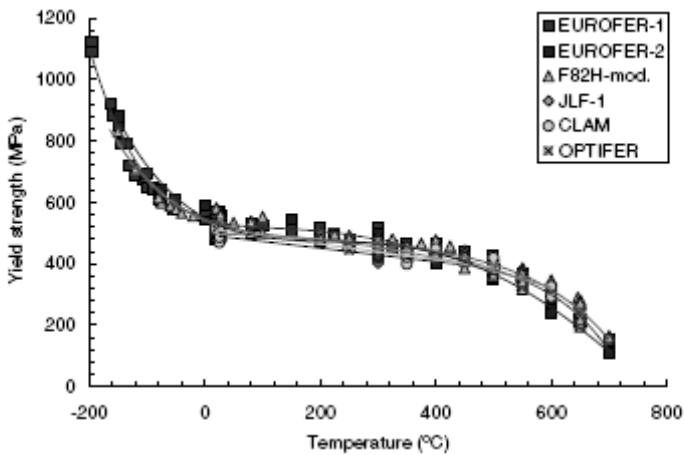


Рис. 3. Зависимость предела текучести от температуры для неoblученных ферритно-мартенситных сталей [16]

Влияние водорода на механические свойства перспективных ферритно-мартенситных сталей

Для того, чтобы полностью охарактеризовать перспективные материалы необходимо тщательно изучить и проанализировать их свойства в отношении транспорта изотопов водорода. Эти данные необходимы для оценки перспективных

материалов, как с точки зрения экологической безопасности, так и с точки зрения экономии топлива. Параметры взаимодействия водорода с перспективными малоактивируемыми сталями и влияние водорода на механические свойства этих сталей пока исследованы весьма мало. Большая часть исследований выполнена при облучении сталей ионами водорода или дейтерия [21–23]. Понятно, что такие исследования несут информацию о взаимодействии водорода со сталями с нарушенной структурой. Что касается взаимодействия с газообразными изотопами водорода, то существуют только отдельные исследования [24–26], которые не позволяют составить полное представление как о кинетике и энергетике взаимодействия с водородом, так и о влиянии водорода на прочностные свойства [7].

Влияние водорода на механические свойства малоактивируемых ферритно-мартенситных сталей исследовано, в основном, при комнатной температуре. В работе [27] было обнаружено сильное влияние водорода на механические свойства стали F82H. Следует также отметить, что для дуплексных сталей трещины при наводороживании (рис. 4) наблюдались, главным образом, в ферритной фазе [28].

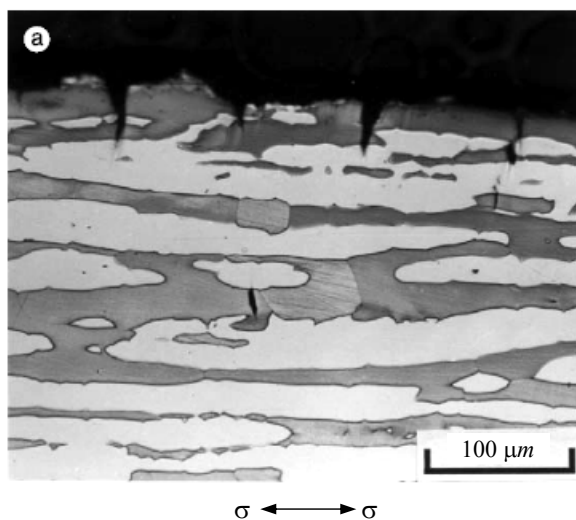


Рис. 4. Микрофотография дуплексной стали (светлое – острова аустенита) после экспозиции в водороде. Стрела показывает направление нагрузки [28]

Для Еврофер-97 также наблюдалась потеря пластичности при содержании водорода от 1,6 до 5,6 массовых ppm [29], причем результаты имели значительный разброс, что авторы связывают с гетерогенностью границ зерен. В работе [30] проведено исследование механических свойств стали F82H после различных типов термической обработки: 1) нормализация при 1040 °С в течение 0,5 ч и охлаждение на воздухе; 2) нормализация, отжиг при 625 °С – 1 ч и охлаждение на воздухе; 3) нормализация, отжиг при 750 °С – 2 ч и охлаждение на воздухе – стандартная обработка для такой стали. Падение пластичности наблюдалось при концентрациях водорода от 0,6 до 1 массовых ppm, причем

наилучшие показатели были у стали подвергнутой стандартной термической обработке. Опыты в этой работе проводились при комнатной температуре. Следует отметить, что имеется очень мало исследований влияния водорода на прочностные свойства при повышенных температурах. Это связано с тем, что в большинстве работ насыщение водородом производится из электролита, и при механических испытаниях уже при температуре 120–150 С значительное количество водорода выходило из образца [31]. Предложенный в работе [32] метод насыщения стали водородом для механических испытаний при повышенных температурах, состоящий в помещении в полость внутри гантели гидридов для создания высокого давления водорода, вряд ли может считаться удовлетворительным из-за возникновения значительного градиента концентрации водорода вдоль стенки гантели (рис. 5), делающего полученные результаты весьма неопределенными.

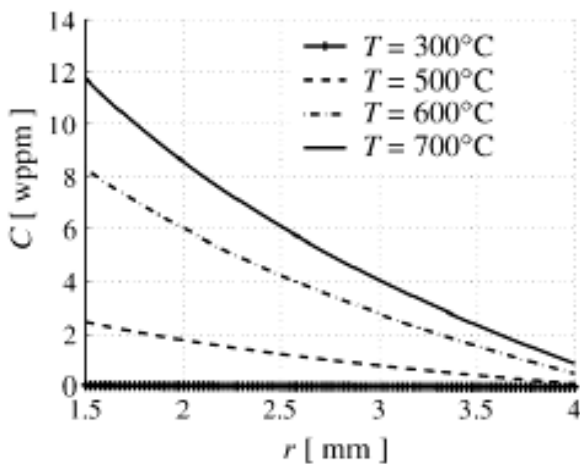


Рис. 5. Распределение концентрации водорода вдоль стенки гантели [32]

Для уменьшения вредного воздействия водорода на стали ряд авторов предлагает использовать защитные покрытия. Попытки использовать в качестве защитного покрытия естественный окисел на поверхности стали Еврофер'97 не дали результатов [33]. В работах [34, 35] исследовано покрытие из окиси эрбия, а в работах [36–38] исследованы покрытия из алюминия, полученные погружением в расплав или химическим осаждением.

Несмотря на обнадеживающие результаты (снижение водородопроницаемости почти на 2 порядка в области давлений водорода в десятки торр), применение покрытий для защиты от насыщения водорода конструкционных материалов для ДЕМО требует большого дополнительного объема исследований, прежде всего связанных с выяснением стойкости этих покрытий под действием ионного и нейтронного облучения. Кроме того, ни в одной из работ, где были исследованы защитные покрытия, не приведены кривые установления стационарного потока, поэтому на основании полученных результатов трудно сделать вывод о том, как поведут себя покрытия при длительной работе в водородосодержащей среде.

Влияние гелия на структуру и свойства перспективных ферритно-мартенситных сталей

В реакторе ИТЭР количество наработанного гелия в корпусе blankets по разным оценкам может составлять 170–270 арут. Уже при таком содержании гелия величина вязкого разрушения конструкционных материалов (КМ), которая характеризует конструкционную надежность материалов, катастрофически уменьшается и составляет $\sim 0,2$ – $0,4$ от исходного значения. Для материалов реактора ДЕМО, контактирующих с тритийсодержащей плазмой, ожидается накопление гелия до нескольких тысяч арут.

Эксперименты с облучением ионами гелия [39] показали, что в ферритно-мартенситных сталях образуются гелиевые пузыри большего размера, чем в аустенитных сталях, причем в ферритной и мартенситной фазах образуются пузыри разных размеров при одних и тех же условиях (в мартенситных зернах образуются пузыри меньшего размера, чем в ферритных). Распухание максимально для ферритных сталей и ферритной компоненты ферритно-мартенситных сталей. При одинаковых условиях распухание феррита в несколько раз превышает распухание мартенсита. В работе [40] показано, что при облучении ионами гелия мартенситных сталей с 9 % хрома (Т91 и ЕМ10) образуется много гелиевых пузырей, наблюдается межкристаллитное охрупчивание и потеря пластичности. В работе [41] наблюдалось существенное изменение температуры перехода в хрупкое состояние после облучения ионами гелия (рис. 6).

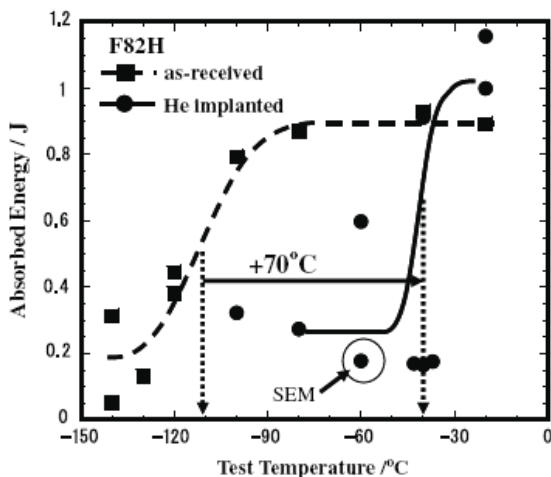


Рис. 6. Температурная зависимость ударной вязкости по Шарпи для облученных и необлученных образцов [41]

Эффективное давление гелия в микропузырях может достигать многих сотен атмосфер, что, в свою очередь, может приводить не только к существенным изменениям электронной и кристаллографической структуры металлов, но и к локальным разрушениям. Эти явления повлекут за собой изменения в поглощении водорода и, соответственно, синергетическое воздействие водорода и радиогенного гелия на механические свойства перспективных сталей, причем это воздействие может существенно отличаться от воздействия этих газов на свойства аустенитной стали.

Выводы

Из приведенного краткого обзора следует необходимость:

- 1). дальнейшей оптимизации состава и структуры перспективных сталей с целью как уменьшения наведенной радиоактивности и сокращения времени выдержки сталей для достижения допустимого уровня радиации, так и для улучшения механических свойств с учетом условий их работы в реакторе ДЕМО;
- 2). выбора оптимальных условий термической обработки сталей, приводящих оптимальным прочностным свойствам;
- 3). тщательного определения параметров взаимодействия водорода с перспективными сталями и исследования влияния водорода на их структуру и механические свойства в широком температурном интервале;
- 4). исследования влияния гелия на служебные характеристики сталей, в том числе оценка возможности применения метода "третиего тьюка" для обработки в матрице этих сталей значимых количеств радиогенного гелия, как наиболее доступного метода, моделирующего реакторные испытания на современном уровне развития технологий.

Список литературы

1. Baluc N., Abe K., Boutard J. L., et al. Status of R&D activities on materials for fusion power reactors // Nuclear Fusion. 2007. Vol. 47. P. 696–717.
2. Lässer R., Baluc N., Boutard J.-L., et al. Structural materials for DEMO: The EU development, strategy, testing and modelling // Fusion Eng.&Design. 2007. Vol. 82. P. 511–520.
3. Liu Sh., Huang Q., Li Ch., et al. Influence of non-metal inclusions on mechanical properties of CLAM steel // Fusion Eng. & Design. 2009. Vol. 84. P. 1214–1218.
4. Леонтьева-Смирнова М. В., Агафонов А. Н., Ермолаев Г. Н. и др. Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 // Перспективные материалы. 2006. Т. 6. С. 34–39.
5. Schäublin R., Henry J., Dai Y. Helium and point defect accumulation: (i) microstructure and mechanical behaviour // Comptes Rendus Physique. 2008. Vol. 9. P. 389–400.
6. Klueh R. L., Nelson A. T. Ferritic / martensitic steels for next generation reactors // JNM. 2007. Vol. 371. P. 37–52.
7. Компаниец Т. Н. Проблемы выбора сталей для реактора ДЕМО // Вопросы Атомной Науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. 2009. Вып. 3. С. 16–27.
8. Колотов В. П. Теоретические и экспериментальные подходы к решению задач активационного анализа, гамма-спектрометрии и создания малоактивируемых материалов: Автореф. диссертации на соискание ученой степени доктора химических наук. – М., 2007.
9. Huang Q., Li J., Chen Y. Study of irradiation effects in China low activation martensitic steel CLAM // JNM. 2004. Vol. 329–333. P. 268–272.
10. Fischer U., Simakov S. P., Wilson P. P. H. Transmutation behaviour of Eurofer under irradiation in the IFMIF test facility and fusion power reactors // JNM. 2004. Vol. 329–333. P. 228–232.
11. Huang X., Brueckner-Foit A. Simulation on microcrack initiation in F82H martensitic steel // Proceedings of 11 Int. Conference in Fracture. Turin, Italy, March 20–25, 2005.

12. Panin A. V., Chernov V. M., Leontieva-Smirnova M. V., et al. Strengthening of the RAFMS Rusfer — EK181 through nanostructuring surface layers // JNM. 2008. Vol. 386–388. P. 446–470.
13. Hadraba H., Dlouhy I. Effect of thermal ageing on the impact fracture behaviour of Eurofer'97 steel // JNM. 2009. Vol. 386–388. P. 564–568.
14. Li Y. F., Nagasaka T., Muroga T., et al. Effect of thermal ageing on tensile and creep properties of JLF-1 and CLAM steels // JNM. 2009. Vol. 386–388. P. 495–498.
15. Hasegawa T., Tomita Y., Kohyama A. Influence of tantalum and nitrogen contents, normalizing condition and TMCP process on the mechanical properties of low-activation 9Cr-2W-0.2V-Ta steels for fusion application // JNM. 1998. Vol. 258–263. P. 1153–1157.
16. Lucon E., Vandermeulen W. Overview of the tensile properties of EUROFER in the unirradiated and irradiated conditions // JNM. 2009. Vol. 386–388. P. 254–256.
17. Pamela J., Becoulet A., Borba D., et al. Efficiency and availability driven R&D issues for DEMO // Fusion Eng. & Design. 2009. Vol. 84. P. 194–204.
18. Wurster S., Pippin R. Nanostructured metals under irradiation // Scripta Materialia. 2009. Vol. 60. P. 1083–1087.
19. Klueh R. L., Hashimoto N., Maziasz P. J. Development of new nano-particle-strengthened martensitic steels // Scripta Materialia. 2005. Vol. 53. P. 275–280.
20. Klimiankou M., Lindau R., Möslang A. Direct correlation between morphology of (Fe, Cr)₂₃C₆ precipitates and impact behavior of ODS steels // JNM. 2007. Vol. 367–370. P. 173–178.
21. Hino T., Katada Y., Yamauchi Y., et al. Deuterium retention of ferritic steel irradiated by energetic hydrogen ions // JNM. 2009. Vol. 386–388. P. 736–739.
22. Hamaguchi D., Iwakiri H., Kawamura T., et al. The trapping behavior of deuterium in F82H ferritic/martensitic steel // JNM. 2009. Vol. 386–388. P. 375–378.
23. Yamauchi, Hirohata Y., Hino T. Deuterium retention and desorption behavior in oxidized ferritic steel // JNM. Vol. 363–365. P. 984–988.
24. Esteban G. A., Pena A., Ura I., et al. Hydrogen transport and trapping in EUROFER'97 // J.N.M. 2007. Vol. 367–370. P. 473–477.
25. Levchuk D., Koch F., Maier H., et al. Deuterium permeation through Eurofer and α -alumina coated Eurofer // J.N.M. 2004. Vol. 328. P. 103–106.
26. Kulsartov T. V., Hayashi K., Nakamishi M., et al. Investigation of hydrogen isotope permeation through F82H steel with and without a ceramic coating of Cr₂O₃-SiO₂ including CrPO₄ (out-of-pile tests) // Fusion Eng. & Design. 2006. Vol. 81. P. 701–705.
27. Jung P., Liu C., Cheng J. Retention of implanted hydrogen and helium in martensitic stainless steel and their effects on mechanical properties // JNM. 2001. Vol. 296. P. 165–173.
28. Luu W. C., Liu P. W., Wu J. K. Hydrogen transport and degradation of a commercial duplex stainless steel // Corrosion Science. 2002. Vol. 44. P. 1783–1791.
29. Maday M.-F., Pilloni L. Hydrogen effects on the tensile and fatigue properties of Eurofer'97 // Fusion Eng. & Design. 2005. Vol. 75–79. P. 957–961.
30. Bengini M., Benamito G., Bertini L., et al. Effect of hydrogen on the ductility reduction of F82H martensitic steel after different heat treatments // JNM. 2001. Vol. 288. P. 1–6.

31. Splíchal K., Burda J., Zmitko M. Fracture toughness of the hydrogen charged EUROFER 97 RAFm steel at room temperature and 120 °C // JNM. 2009. Vol. 392. P. 125–132.
32. Bertini L., Santus C., Valentini R., et al. New high concentration-high temperature hydrogenation method for slow strain rate tensile tests // Materials Letters. 2007. Vol. 61. P. 2509–2513.
33. Aiello A., Utili M., Scalia S., et al. Experimental study of efficiency of natural oxide layers for reduction of tritium permeation though Eurofer 97 // Fusion Eng. & Design. 2009. Vol. 84. P. 385–389.
34. Chikada T., Suzuki A., Yao Zh., et al. Deuterium permeation behavior of erbium oxide on austenitic, ferritic, and ferritic/martensitic steels // Fusion Eng. & Design, 2009. Vol. 84. P. 590–592.
35. Levchuk D., Levchuk S., Maier H., et al. Erbium oxide as a new promising tritium permeation barrier // JNM. 2007. Vol. 367–370. P. 1033–1036.
36. Aiello A., Ciampichetti A., Benamati G. An overview on tritium permeation barrier for WCLL blanket concept // JNM. 2004. Vol. 329–333. P. 1398–1402.
37. Aiello A., Ricipito I., Benamati G., et al. Qualification of tritium permeation barriers in liquid Pb-17Li // Fusion Eng. & Design. 2003. Vol. 69. P. 245–252.
38. Sample T., Perujo A., Kolbe H., et al. The hydrogen permeation barrier of aluminised coated martensitic steels under gaseous hydrogen, liquid Pb-17Li/hydrogen and cyclic tensile load // JNM. 2000. Vol. 283–287. P. 1272–1276.
39. Chernov I. I., Kalashnikov A. N., Kalin B. A., et al. Gas bubbles evolution peculiarities in ferritic-martensitic and austenitic steels and alloys under helium-ion irradiation // JNM. 2003. Vol. 323. P. 341–345.
40. Henry J., Mathon M.-H., Jung P. Microstructural changes of 9 % Cr martensitic steel containing 0.5 at/% helium // JNM. 2003. Vol. 318. P. 249–254.
41. Hasegawa A., Ejiri M., Nogami S., et al. Effect of helium on ductile-to-brittle transition behavior of reduced-activation ferritic steels after high-concentration helium implantation at high temperature // JNM. 2009. Vol. 386–388. P. 241–244.

PROSPECTS FOR APPLICATION OF LOW-ACTIVATION FERRITIC-MARTENSITIC STEELS IN DEMO

T. N. Kompaniets

Saint-Petersburg State University

A brief review of the properties of low-activation ferritic-martensitic steels is presented. Primary tasks on the way of further studying of these steels are defined in connection with their upcoming application in DEMO reactor.