

аустенитной хромоникелевой стали марки 08X18H10T специальных транспортных энергетических установок с хлорсодержащими средами. Эта проблема все еще не решена в настоящее время [3-7], поэтому для оценки работоспособности и состояния трубопроводов и различных трубных систем при температурах ниже 60 °С требуются специальные целенаправленные исследования.

Данная проблема поднимается также и в связи с работоспособностью аустенитных молибденсодержащих сталей типа X18H12M2T и X18H12M3B в морской воде. Ранее считалось, что указанные аустенитные стали должны надежно работать в морской воде. Однако оказалось, что в условиях воздействия движущейся морской воды они обнаружили значительную склонность к язвобразованию и были заменены более стойкими конструкционными материалами.

В конце 50-х годов, когда обнаружился новый вид коррозионного повреждения казалось бы "нержавеющих" хромоникелевых аустенитных сталей – коррозионное растрескивание (ошибка века № 1), – были брошены все силы для подавления и ослаб-

ления этого явления. Нам кажется, что вопросы, поднятые в настоящей работе, должны быть незамедлительно решены.

Библиографический список

1. Температурно-временная зависимость сопротивляемости коррозионному растрескиванию стали марки 0X18H10T при периодическом контакте с морской водой / К.М. Иванов, М.И. Мельников, А.А. Назаров и др. // *Металловедение*. – № 10. – Л.: Судостроение, 1966. – С. 9–18.
2. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.
3. Бабаков А.А., Приданцев М.В. Коррозионно-стойкие стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 320 с.
4. Богоявленский В.Л. Коррозия сталей на АЭС с водным теплоносителем. – М.: Энергоиздат, 1984. – 168 с.
5. Василенко И.И., Мелехов Р.К. Коррозионное растрескивание сталей. – Киев: Наук. думка, 1977. – 264 с.
6. Герасимов В.В., Герасимова В.В. Коррозионное растрескивание аустенитных нержавеющей сталей. – М.: Металлургия, 1976. – 176 с.
7. Гудремон Э. Специальные стали: Пер. с нем. – М.: Металлургиздат, 1959. – Т. 1 – 952 с.

УДК 699.11

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ РАДИАЦИОННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ И ИХ РАБОТОСПОСОБНОСТЬ ПРИ ПРЕДЕЛЬНЫХ ДОЗАХ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

А.М. Паршин, А.П. Петкова

С.-Петербург, Санкт-Петербургский государственный технический университет

Широкий комплекс целенаправленных научно-исследовательских и различных прикладных работ дали возможность проф. А.М. Паршину сделать вывод, что изменение служебных свойств конструкционных материалов определяется не только характером взаимодействия дислокаций и других несовершенств кристаллического строения, плотностью и равномерностью их распределения, изменяющимися в процессе температурно-временных и температурно-силовых условий нагружения конструкций, но и

структурно-фазовыми превращениями, происходящими во времени в зависимости от температуры с учетом дилатации на границе раздела "формирующаяся избыточная (вторичная) фаза – матрица" [1–5]. При этом необходимо уделять особое внимание взаимодействию несовершенств кристаллического строения и продуктов структурных превращений на различных этапах распада твердых растворов (появление сегрегатов, их рост, образование своеобразных зон, когерентного состояния и, наконец, обособление

избыточной фазы и последующая ее коагуляция). При этом очень важны величина и интенсивность распределения структурных напряжений, возникающих на ранних стадиях распада, т.е. в так называемом инкубационном, латентном периоде. Процессы предвыделения, зарождения и роста избыточной фазы еще в маточном твердом растворе оказывают, как нами установлено, особое, иногда определяющее влияние на работоспособность изделий. Изотропность механических свойств при этом, уменьшая локализацию повреждаемости, будет способствовать повышению сопротивляемости развитию трещин.

Развитые подходы позволяют сформулировать подходы к созданию и эксплуатации конструкционных материалов (принципы легирования, качество исходных материалов, неукоснительное соблюдение условий эксплуатации и др.), обеспечивающие ослабление деградации свойств материала в конструкции или даже отсутствие преждевременных разрушений изделий.

Применительно к условиям воздействия нейтронного облучения на работоспособность основных узлов ядерных энергетических установок можно сформулировать следующий подход: "Ядерная энергетика – это беспрецедентный шаг в научно-техническом развитии – одновременно требует и адекватного повышения технологической дисциплины, филигранного инженерного конструирования, неукоснительного выполнения эксплуатационной документации, высочайшей культуры технического мышления" [6].

Такие подходы нами были установлены еще на заре создания транспортных ядерных энергетических установок.

Формирование и утверждение самостоятельной научной школы обычного и ядерного металловедения и физики радиационных повреждений, базирующейся на разработанной А.М. Паршиным структурно-кинетической концепции об определяющей роли структурных превращений (особенно в процессах нейтронного и ионного облучения), весьма необходимо. Эта структурно-кинетическая концепция непрерывно совершенствуется А.М. Паршиным и его учениками и сподвижниками. Развиваемая структурно-кинетическая концепция рабо-

тоспособности конструкционных материалов предопределила особую важность деформационной способности и вообще пластических характеристик материала в процессе эксплуатации.

После такого необычного вступления переходим к рассмотрению основных вопросов, анализируемых в данной работе.

Весьма важной задачей в настоящее время представляется ослабление вредного влияния нейтронного воздействия на конструкционные материалы ядерных и термо-ядерных установок и повышение их работоспособности. Прочность и деформационная способность указанных конструкционных материалов, а также и другие критерии работоспособности, в значительной мере определяются однородностью механических свойств, уменьшающих локализацию повреждаемости.

Обеспечить высокую изотропность свойств можно путем повышения качества металла исходной аустенитной стали, применяя при ее производстве чистые шихтовые материалы и вакуумные переплавы. Таким образом, повышение качества металла является перспективным путем предотвращения преждевременных хрупких разрушений и обеспечения требуемой работоспособности конструкций, особенно в условиях нейтронного облучения. Это особенно важно в настоящее время, когда продлевают срок службы водо-водяных действующих и проектируемых реакторов ядерных энергетических установок до 50-60, а в дальнейшем и более лет.

Прочность металла можно повысить при помощи легирования, термической обработки и специальных технологических приемов (ТМО, ВТМО и т.д.) [7-9]. И.А. Одингом впервые на основе представлений теории дислокаций была предложена схема прочности металла в зависимости от плотности дислокаций, представлявшая собой U-образную кривую [7]. В дальнейшем были не только предложены различные способы упрочняющей обработки металлов, но и уточнялась сама схема прочности [9, 10]. В настоящее время нет единого мнения об окончательном виде правой ветви схемы прочности. Авторы работы придерживаются мнения о том, что прочностные характери-

стики имеют максимум при некоторой критической плотности дислокаций, после чего происходит падение прочности металла вследствие нарушения его сплошности [10, 11]. Максимальная плотность дислокаций, при достижении которой происходит падение прочности, по данным различных авторов [8, 10, 11], оценивается как 10^{12} – 10^{13} см⁻².

Однако нельзя рассматривать работоспособность конструкций только с точки зрения характеристик прочности, без учета пластичности, ее минимальной величины и запаса ее во времени. В таком случае, согласно [12, 13], пластичность играет решающую роль в обеспечении высокой прочности и предотвращении локализации пластической деформации, ведущей к преждевременному разрушению металла. Таким образом, инженерное понятие прочности включает в себя и сопротивление деформации, и сопротивление разрушению.

Равномерность распределения дислокационной плотности в теле зерна в металле в значительной мере характеризует способность металла к перераспределению напряжений, возникающих при пластической деформации. Так как локальная плотность дислокаций в местах концентрации напряжений (границы зерен, двойников, неметаллические включения, вторичные фазы) может на порядок и более превышать среднее ее значение в металле, в случае неравномерного распределения дислокаций (а также других дефектов) падение прочности может наступить при меньшей средней их плотности.

Структурно-фазовые превращения также оказывают значительное влияние на комплекс механических свойств сталей и сплавов [2, 13]. Процессы предвыделения, обособления и коагуляции вторичных фаз, неравномерность распада пересыщенных твердых растворов, объемная доля и характер выделения вторичных фаз, их форма и расположение, наличие напряжений на поверхности раздела между выделением и матрицей и другие факторы предопределяют как процесс локализации пластической деформации при нагружении, так и интенсивность зарождения и развития трещин и различного рода несплошностей.

Рассмотрим подробнее понятие качества металла и дефекты, возникающие в сталях. Понятие "качество металла" включает в

себя: количество неметаллических включений, наличие скоплений карбидов, нитридов и карбонитридов, разнотернистость, наличие мелкозернистых зон, обогащенных легкоплавкими примесями, эвтектические образования на границах зерен, однородность выпадения карбидных, нитридных и интерметаллидных фаз, дозированное содержание вторичной фазы, наличие остаточных напряжений и т.д. Перечисленные дефекты оказывают неблагоприятное влияние на механические свойства аустенитных сталей и сплавов. Неоднородность распределения и строчечность первичных и вторичных карбидов, направленное распределение неметаллических включений и легкоплавких двойных и тройных эвтектик, вытянутые вдоль направления проката колонии δ-феррита в различных аустенитных сталях и сплавах приводят не только к падению прочности металла, но и делают его вакуумно-неплотным. Это особенно опасно для тонкостенных конструкций вакуумной техники и ядерной энергетики. Применение одинарного и особенно двойного вакуумно-дугового переплава позволяет почти полностью уничтожить перечисленные выше дефекты, чем значительно ослабляет анизотропию аустенитных материалов [14].

Далее рассмотрим влияние усовершенствования условий металлургического передела и процесса изготовления конструкции на предотвращение деградации металла в конструкции (т.е. снижение сопротивляемости разрушению в реальных условиях эксплуатации, несмотря на оптимальные запасы прочности при конструировании). К факторам, определяемым условиями металлургического передела, а также технологическими процессами изготовления конструкции, относятся: чистота применяемых шихтовых материалов, способы выплавки, применение вакуумной металлургии, предварительная внутренняя механическая обработка трубных заготовок, обеспечение требуемого уклона, соблюдение температурно-временных условий при деформировании и термической обработке, предотвращение закалочных трещин, снятие внутренних напряжений, соблюдение режима сварки и др.

На примере аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов показано, что усовершенствование условий металлургического

передела и повышение качества металла позволяет обеспечить высокую однородность механических свойств стали: уменьшить общее количество и обеспечить более равномерное распределение в объеме металла неметаллических включений, а также неблагоприятных первичных и вторичных фаз, добиться однородного распада твердых растворов и более равномерного распределения дислокационной плотности в объеме зерен, снизить значения внутренних напряжений. Такой подход позволяет значительно повысить деформационную способность конструкционных материалов и создать в металле достаточный запас пластичности для предотвращения преждевременных хрупких разрушений наряду с сохранением высоких прочностных свойств (рис. 1).

Способ выплавки и количество вредных примесей и неметаллических включений оказывают решающее влияние на прочностные и вязкопластические свойства сталей. Методы выплавки, в наибольшей степени снижающие загрязненность стали азотом, водородом, примесями цветных металлов и жидкими включениями (ВИП, ВДП и особенно двойной вакуумный переплав, например, ВИП+ВДП), в наибольшей степени

способствуют повышению механических свойств сталей.

Далее рассмотрим связь значений прочности материала (плотности дислокаций) с его качеством. В процессе пластической деформации дислокационная субструктура металла проходит эволюцию, имеющую несколько стадий, наступающих при достижении определенной критической плотности дислокаций. Эти стадии (скопления и клубки дислокаций, ячеистая структура без разориентировок и с разориентировками) наблюдаются во всем объеме деформированного материала, но вблизи включений они ускоряются и локализуются. Неоднородность плотности дислокаций и их накопление у включений могут вызвать образование трещин как в матрице, так и во включении, что приводит к нарушению сплошности металла и преждевременному его разрушению. Ускорение эволюции дислокационной структуры у неметаллических (и вторичных фаз) и накопление около них других дефектов приводит к тому, что критическая плотность дислокаций достигается у включений гораздо раньше, чем в объеме стальной матрицы. Следовательно, при низком качестве металла процесс локализации деформации и

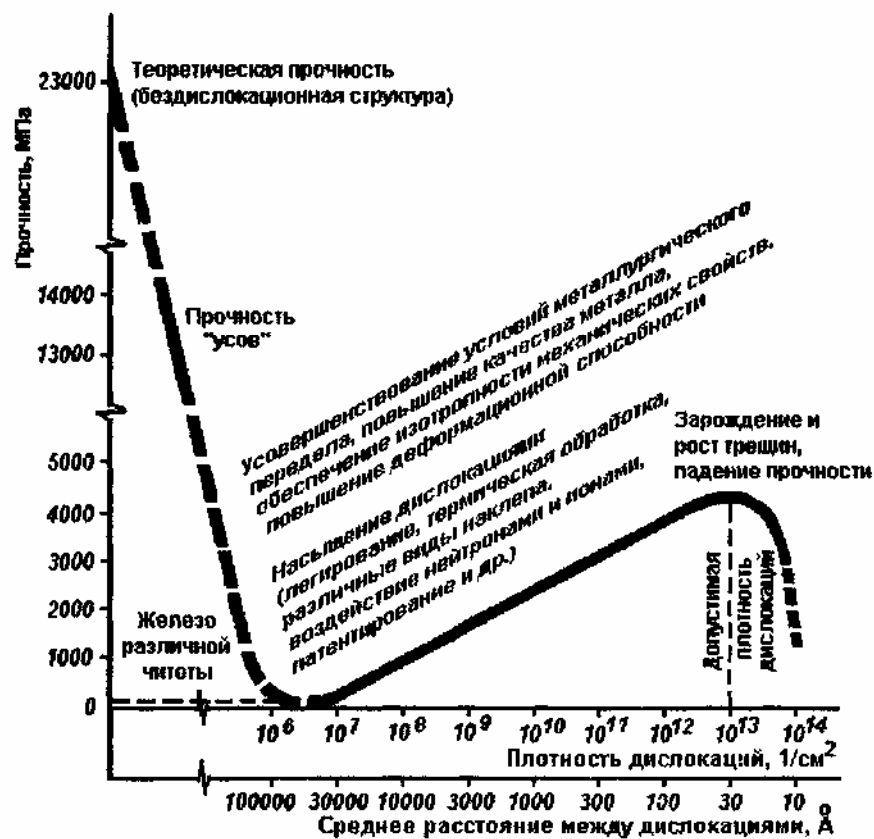


Рис 1. Зависимость прочности и пластичности от качества металла (схема)

последующее разрушение у включения произойдет на ранних стадиях деформации при низких средних значениях дислокационной плотности в объеме металла. При высоком качестве металла (т.е. при снижении общего количества, более равномерном распределении и высокой дисперсности неметаллических включений) процесс разрушения у включений наступает на более поздних стадиях деформации, т.е. при больших средних значениях плотности дислокаций в объеме стальной матрицы, и, следовательно, при больших значениях прочности. Эти рассуждения могут быть проиллюстрированы схемой, представленной на рис. 2. Совершенствование применяемых технологических процессов металлургического передела и изготовления конструкции позволяет повышать значения максимальной реализуемой для данного материала прочности.

Теперь остановимся подробнее на влиянии нейтронного воздействия на прочностные свойства и деформационную способность аустенитных сталей и сплавов.

Влиянию нейтронного облучения на деформационную способность аустенитных сталей и сплавов в области температур 20–450 °С посвящено гораздо меньше исследований, чем сплавов в температурном интервале 550–800 °С. Однако именно в интервале умеренных температур (20–450 °С), т.е. в температурном интервале, в котором не реализуется длительная прочность в аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах, с увеличением флюэнса нейтронов происходит весьма резкое снижение относительного удлинения [2, 3]. Необходимо также учесть, что температурный интервал 200–350 °С является основным в работе паропроизводительных установок атомных транспортных и стационарных реакторов на тепловых нейтронах.

Влияние дозы нейтронного облучения широко распространенной аустенитной хромоникелевой стали А-348 (X18Н10БТa) при температуре 290 °С на изменение пластических свойств в интервале 20–750 °С иллюстрируется рис. 3. Минимальные значения относительного (полного и равномерного) удлинения облученных аустенитных материалов обнаруживаются в интервале температур 200–400 °С. Также установлено,

что наиболее резкое охрупчивание аустенитных сталей в указанном интервале температур проявляется именно после облучения примерно в том же температурном интервале (250–350 °С). Следует отметить, что иногда аустенитные хромоникелевые необлученные стали проявляют и некоторое снижение пластических свойств при кратковременном растяжении в интервале температур 200–400 °С, т.е. в температурном интервале "синеломкости", наиболее часто встречающемся у перлитных сталей (см. рис. 3). Удовлетворительного объяснения явление "синеломкости" не имеет [15]. Снижение пластичности можно связать с выпадением карбидных и, особенно, нитридных фаз в процессе деформации.

В сравнении с другими хромоникелевыми аустенитными материалами высоконикелевый сплав X20H45M4B до облучения имеет весьма высокую пластичность в широком интервале температур [2]. Сплав практически не обнаружил снижения пластичности в интервале температур 200–400 °С при кратковременном растяжении. Исследованный сплав имеет очень небольшое содержание азота и углерода в твердом растворе для предотвращения склонности его к межкристаллитной коррозии*. В таком случае отсутствие проявления синеломкости в сплаве типа X20H45M4B в исходном состоянии и обнаружение усиленного снижения пластических свойств под действием нейтронного облучения в интервале температур 300–400 °С может быть доказательством того, что нейтронное облучение ускоряет выпадение карбидных и нитридных фаз типа $Cr_{23}C_6$ и Cr_2N (рис. 4). Выпадение нитридной фазы типа Cr_2N в стали 18–8 в процессе нейтронного облучения было обнаружено авторами работы [16]. В аустенитных хромоникелевых сталях и сплавах типов 18–8, 15–15 и других относительные удлинения снижаются до 2–5 % [2] (рис. 5).

Анализ экспериментальных данных показывает, что в рассматриваемом интервале умеренных температур нейтронное облучение оказывает преимущественное влияние

* Отношение содержания ниобия к содержанию углерода (Nb/C) в сплаве находится в пределах 30–50.

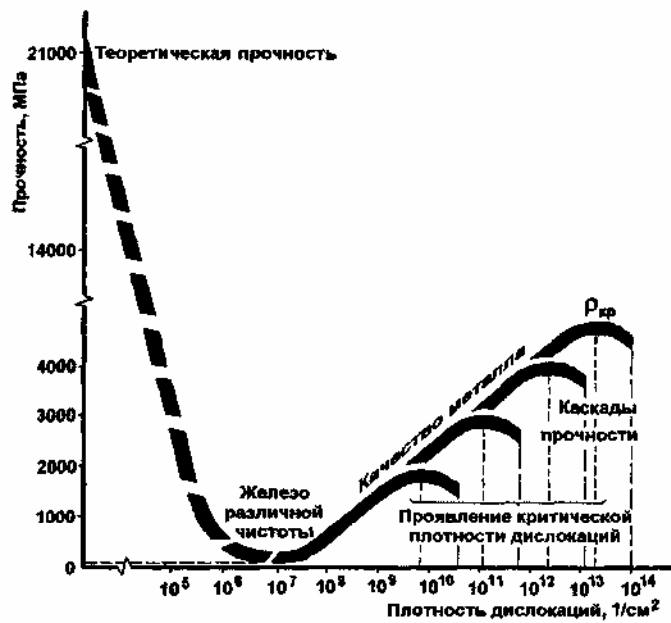


Рис. 2. Качество сплава и закономерность изменения критической плотности дислокаций (схема).

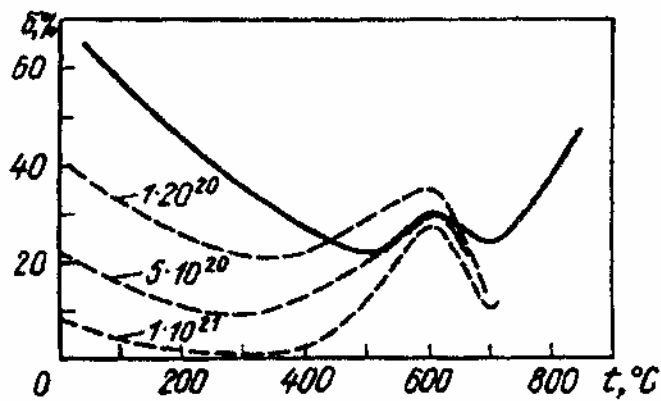


Рис. 3. Влияние флюэнса нейтронного облучения (цифры на кривых, нейтр/см²) при температуре 290 °С на изменение полного относительного удлинения стали А-348 (сталь типа Х18Н10Б, Та) в интервале температур 20–750 °С.

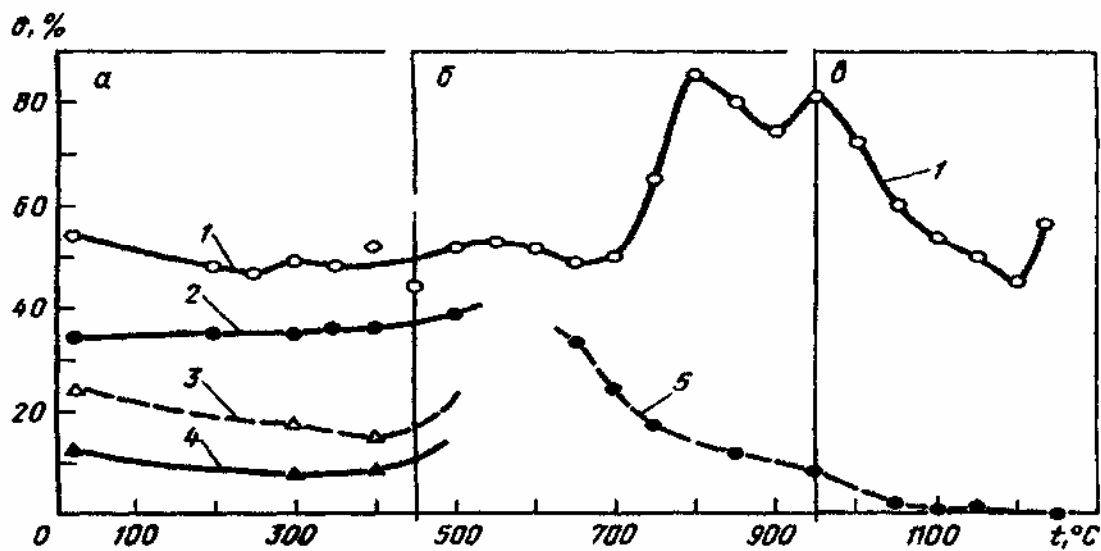


Рис. 4. Закономерность изменения кратковременной пластичности высоконикелевого сплава Х20Н45М4Б в исходном (1) и облученном нейтронами (2–5) состояниях:

Кривая	2	3	4	5
Флюэнс, нейтр/см²	$1,6 \cdot 10^{21}$	$5,5 \cdot 10^{21}$	$1 \cdot 10^{22}$	$7,7 \cdot 10^{20}$
$t_{обл}$, °С	~350	~300	~300	270-335
E, МэВ	≥0,85	≥0,85	≥0,85	0,5

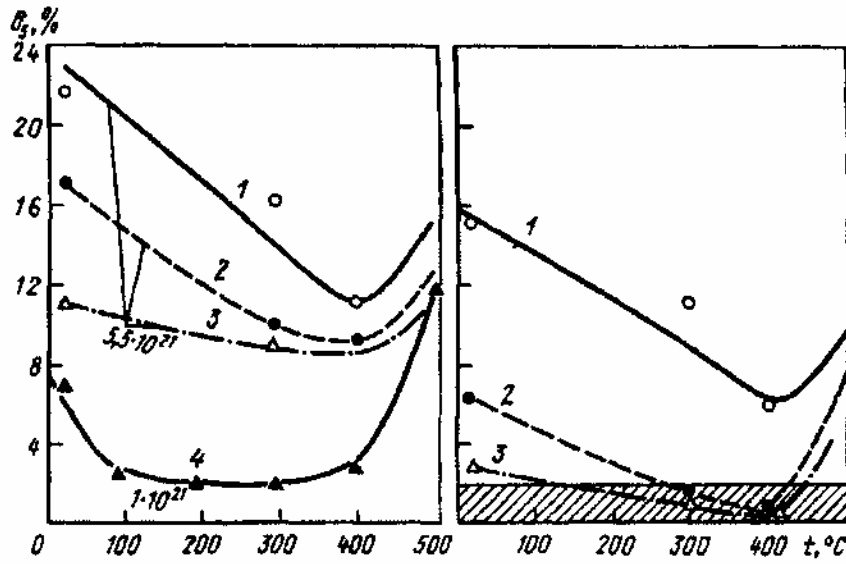


Рис. 5. Сравнительная оценка деформационной способности хромоникелевых сталей и сплавов в условиях нейтронного облучения ($t_{обл} = 300-350^\circ\text{C}$)

на вырождение равномерного относительного удлинения в аустенитных сталях и сплавах. При этом значения равномерного удлинения в сплавах типа X20H45M4B могут снижаться до 5–7%, а в других аустенитных сталях и сплавах – даже до 0,5–1% (рис. 6).

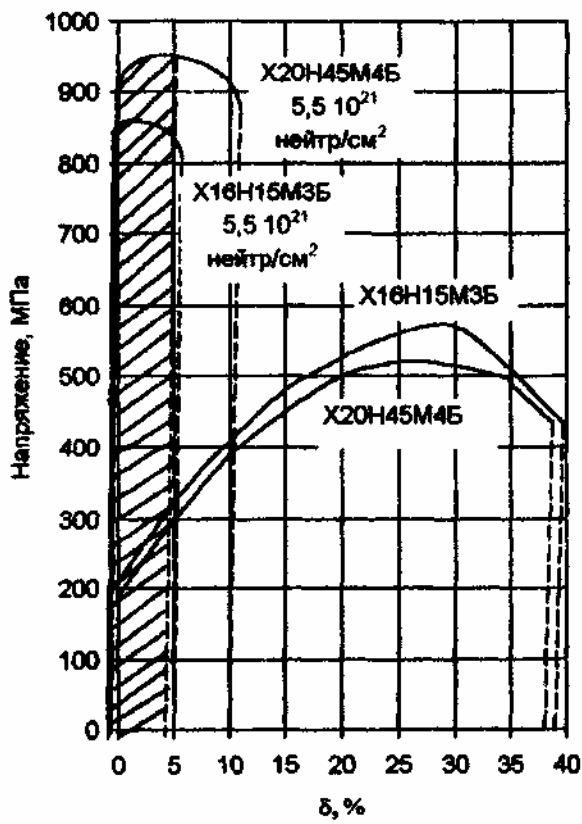


Рис. 6. Вид диаграммы растяжения стали X16H15M3B и сплава типа X20H45M4B до и после нейтронного облучения при 350°C ($t_{исп} \approx t_{обл}$)

Вырождение равномерного удлинения с увеличением дозы облучения, т.е. переход от равномерного удлинения всего образца к удлинению его в образовавшейся шейке, с точки зрения механики материалов объясняется недостаточной способностью металла к упрочнению. Такая локализация деформации сопровождается интенсивным нарушением сплошности металла в этой области, при этом поры и микротрещины наблюдаются в шейке задолго до полного разрушения образца.

Вырождение способности облученных металлов к деформационному упрочнению требует осторожного подхода при рекомендации их для конкретных условий эксплуатации. Оценка работоспособности аустенитных материалов в области умеренных температур нужно производить не по предельным значениям полного относительного удлинения, а по изменению и предельным значениям равномерного удлинения. Для сохранения работоспособности в поле нейтронного облучения аустенитные конструкционные материалы должны обладать определенным запасом равномерного удлинения, величина которого, по-видимому, должна составлять 1–2% [2, 17, 18].

Дальнейшее рассмотрение экспериментальных данных показывает, что с увеличением дозы облучения, кроме вырождения способности аустенитных сплавов к деформационному упрочнению, наблюдается и вырождение сосредоточенной деформации. Это свидетельствует об интенсификации повреждаемости в шейке в облученных мате-

риалах. Завершение пластической деформации вязким (внутризерненным) разрушением при растяжении свидетельствует о том, что в интервале температур 20–400°C нейтронное облучение не изменяет характера разрушения аустенитных сталей и сплавов.

Вырождение равномерного удлинения аустенитных сталей и сплавов с увеличением дозы нейтронного облучения является важнейшим критерием их работоспособности. Сплавы типа X20H45M4B имеют почти на порядок большую сопротивляемость разрушению в условиях нейтронного облучения по сравнению со сталями типов 18–8 и 15–15 [2]. Это следует связывать не только с особенностями легирования высоконикелевых сплавов, но и с процессами распада твердых растворов, начиная с инкубационного периода, а также со структурными превращениями в условиях радиационного воздействия.

Увеличение содержания никеля и другие особенности легирования повышают радиационную стойкость Cr–Ni–Mo аустенитных сплавов, т.е. с повышением содержания никеля ослабляется охрупчивающее влияние нейтронного облучения. В хромоникелевых аустенитных сталях и сплавах с высоким содержанием никеля (35–50%) наблюдается развитый инкубационный период формирования вторичных карбидных и интерметаллидных фаз. Усиление рекомбинации точечных дефектов в местах предвыделения вторичных фаз, кроме подавления или ослабления радиационного распухания, неизбежно приводит и к уменьшению радиационной повреждаемости. Последнее благоприятно влияет на деформационную способность материала. На основании изложенного, более высокая радиационная стойкость сплава марки 03X20H45M4B связана с большей способностью высоконикелевого твердого раствора к аннигиляции путем рекомбинации разноименных точечных радиационных дефектов.

Теперь рассмотрим влияние дозы нейтронного облучения на процессы упрочнения и охрупчивания аустенитных сталей и сплавов в интервале умеренных температур. Пределы текучести после облучения нейтронами до больших доз (10^{20} – 10^{22} нейтр/см²) у коррозионно-стойких сталей

повышаются в 1,5–3,0 раза, у отожженных чистых металлов критические скальвающие напряжения могут возрастать более чем в 10 раз. Предел прочности при этом, как правило, повышается в меньшей степени. Облучение в этом температурном интервале приводит к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения, т.е. уменьшается разница между значениями пределов текучести и прочности материалов. Это способствует ускорению начала "пластической неустойчивости" и значительному (иногда катастрофическому) снижению пластичности облученного материала.

У некоторых материалов после облучения на кривых растяжения сразу же по достижении верхнего предела текучести наблюдается падение напряжения и пластическое течение с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения. При этом деформация начинается в местах локальной концентрации напряжений с образованием шейки. Это явление получило название "пластической неустойчивости" [19, 20].

Пластическая неустойчивость проявляется, в частности, у коррозионно-стойких сталей (например, сталь типа 316), облученных повреждающими дозами, превышающими 10^{22} нейтр/см² [21]. В этом случае облученные образцы имеют практически нулевую равномерную деформацию. Основным микроструктурным признаком пластической неустойчивости является локализация процесса пластической деформации облученного металла в тонких полосах скольжения, число которых в сравнении с необлученным материалом крайне мало. Однако число дислокаций, движущихся по этим полосам (каналам) скольжения, значительно выше, чем в необлученном материале.

Локализацию сдвига у облученных материалов объясняют эффектом "канализования" дислокаций [22]. Он заключается в том, что лидирующие дислокации уничтожают ("сметают") барьеры радиационного происхождения в действующих полосах ("каналах") скольжения и облегчают тем самым движение следующих дислокаций в локализованных плоскостях (каналах) скольжения. Образование дислокационных каналов и уничтожение радиационных дефектов дислокациями при скольжении наблюдалось

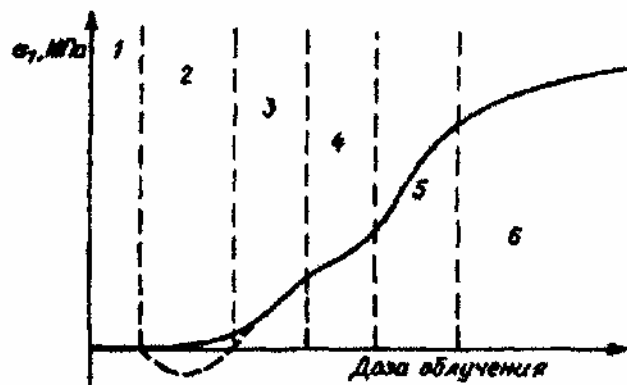
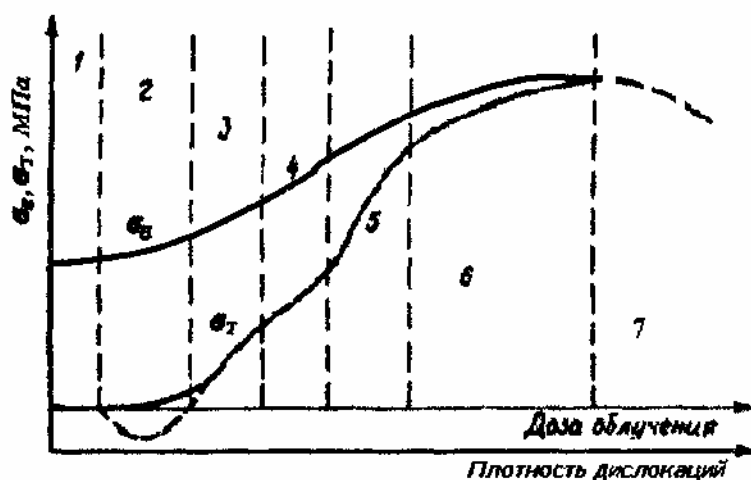


Рис. 7. Схема изменения предела текучести кристаллов с увеличением дозы облучения:

1 – инкубационный период; 2 – область слабого упрочнения или разупрочнения; 3 – область сильного упрочнения; 4 – область возникновения комплексов междоузлие-примесь и кластеров вакансионного типа; 5 – область зарождения дислокационных петель, микропор и частиц выделений; 6 – область насыщения всех микроструктурных компонентов радиационного упрочнения.



1 – область отсутствия радиационного упрочнения; 2 – область слабого упрочнения или разупрочнения; 3 – область сильного упрочнения; 4 – область возникновения комплексов междоузлие-примесь и кластеров вакансионного типа; 5 – область зарождения дислокационных петель, микропор и частиц выделений; 6 – область насыщения всех микроструктурных компонентов радиационного упрочнения; 7 – область падения предела текучести (прочности) при достижении "предельной" повреждающей дозы.

в облученных и деформированных меди, никеле, железе, молибдене, ниобии [22].

Установлено, что пластическая нестабильность характерна для структур с преобладающей и высокой долей дислокационных петель в общем количестве радиационных дефектов [23].

По данным авторов работы [24], зависимость предела текучести облученных кристаллических материалов от дозы облучения можно представить в виде сложной немонотонной кривой (рис. 7, а) с несколькими стадиями, наличие и проявление каждой из которых зависят от природы, структурного состояния, условий облучения и испытания материалов [25]. Во всех случаях существует начальный инкубационный период по дозе облучения, когда изменение напряжения начала пластического течения еще не обнаруживается. Начиная с некоторой "пороговой" дозы облучения для большинства кристаллов наблюдается сначала

слабое, а затем существенное повышение предела текучести.

Повышение предела текучести после облучения нейтронами и заряженными частицами связано с созданием спектра различной природы стопоров и барьеров на пути движения дислокаций. Наиболее сильное упрочнение на начальной стадии создают кластеры междоузельного и вакансионного типов (участки 3-5). В зависимости от флюэнса частиц, а следовательно, от степени повреждения металлов, процесс образования упрочняющих радиационных дефектов происходит в два этапа с характерной для каждого из них скоростью. На первом этапе, охватывающем область флюэнсов до 10^{19} нейтр/см² ($3 \cdot 10^{-3}$ сна), радиационное упрочнение обусловлено в основном кластерами междоузельного типа, зарождающимися гомогенно, а на втором этапе при флюэнсах более 10^{19} нейтр/см² – кластерами вакансионного типа, образующимися гетерогенно в каскадах атом-атомных столкновений.

Одной из особенностей дозовой зависимости предела текучести является снижение степени радиационного упрочнения при больших дозах облучения. В облученном чистом железе эффект насыщения радиационного упрочнения наблюдается примерно при интегральной дозе 10^{19} нейтр/см², а для сплавов на основе железа доза насыщения выше [26]. Для коррозионно-стойких сталей аустенитного класса типа X15H15 доза насыщения радиационного упрочнения достигается при 10^{22} – 10^{23} нейтр/см² [27].

Однако, по мнению авторов, повышение повреждающей дозы в аустенитных сталях и сплавах до значений 10^{22} – 10^{23} нейтр/см² ($T_{обл} = 300$ – 400°C) в температурном интервале НТРО (20 – 450°C) вызывает не только насыщение радиационного упрочнения, но и последующее снижение прочностных характеристик в результате резкого падения пластичности (рис. 7, б). В общем виде этот эффект может быть проиллюстрирован наличием участка падения значений предела текучести, начиная с некоторой "предельной" повреждающей дозы. При превышении некоторой "предельной" дозы нейтронного облучения дальнейшее увеличение количества радиационных дефектов приводит к перекрытию полей напряжений от них и облегченному развитию трещин в материале. Вследствие предельной дефектности структуры материала и его хрупкости локализация деформации наступает при меньших значениях предела текучести (прочности), чем в материале, облученном меньшими дозами. При этом деформация начинается в местах локальной концентрации напряжений с образованием шейки. Локализация пластической деформации в местах локальной концентрации напряжений (неметаллические включения, частицы избыточных фаз) приводит к началу деформирования с образования шейки и дальнейшему разупрочнению. Равномерное относительное удлинение образцов, облученных дозами, превышающими предельную, практически равно нулю, пределы прочности и текучести совпадают, резко снижается локальное относительное удлинение. Наблюдается пластическая нестабильность течения облученного материала, пластическая деформация облученного ме-

талла локализуется в тонких полосках скольжения, т. е. имеет место описанный выше эффект каналирования дислокаций.

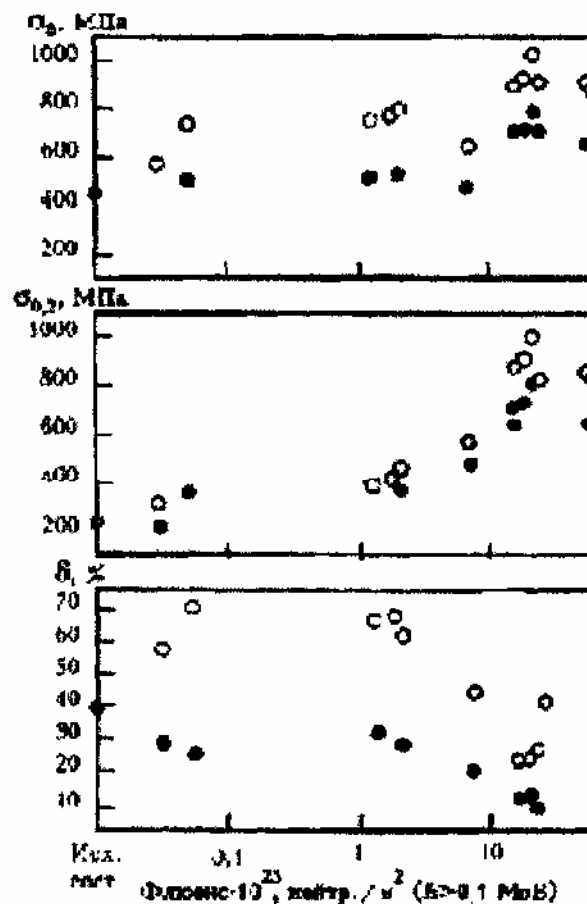


Рис. 8. Влияние нейтронного облучения на работоспособность аустенитных сталей и сплавов.

На рис. 8 представлены зависимости изменения кратковременных прочностных свойств от дозы нейтронного облучения для стали типа X16H15M3Б (сталь для оболочек тепловыделяющих элементов) и сплава типа 03X20H45M4Б (перспективный материал для ядерных энергетических установок с критическими параметрами пара). В исходном (необлученном) состоянии отмеченные материалы имеют практически сравнимые кратковременные прочностные (σ_b , $\sigma_{0,2}$) и пластические (δ_5) свойства. До некоторой предельной дозы облучения наблюдаются падение способности материалов к деформационному упрочнению (повышение кратковременной прочности — σ_b и $\sigma_{0,2}$ — при непрерывном снижении равномерного и сосредоточенного относительных удлинений) и снижение работы зарождения и развития трещин. При дозе

облучения $5,5 \cdot 10^{21}$ нейтр/см² равномерное относительное удлинение стали типа Х16Н15М3Б снижается до значений 0,5%, пределы текучести и прочности становятся соизмеримыми (рис. 6). Дальнейшее увеличение дозы нейтронного облучения (свыше $5,5 \cdot 10^{21}$ нейтр/см²) приводит к "насыщению" материалов радиационными дефектами, совпадению σ_b и $\sigma_{0,2}$, к потере устойчивости пластического течения и локализации деформации в местах локальной концентрации напряжений с образованием шейки. При достижении "предельной" дозы нейтронного облучения происходит развитие пластической неустойчивости и в итоге – падение прочности.

Предельная доза облучения, при которой начинается падение кратковременных прочностных свойств, определяется качеством аустенитных материалов: выбором легирующей композиции, применением специальных способов выплавки, снижающих содержание вредных примесей и неметаллических включений, однородностью и равномерностью распада пересыщенных твердых растворов под облучением, микролегированием РЗМ и т. д. Как видно из рис. 8, для высоконикелевого сплава типа 03Х20Н45М4Б насыщение радиационного упрочнения и последующее падение прочности наблюдаются при большей предельной дозе нейтронного облучения, чем для стали типа Х16Н15М3Б.

Экспериментальные данные по влиянию качества аустенитных материалов на вырождение равномерного и полного относительных удлинений, т. е. на падение способности указанных материалов к деформационному упрочнению и потере устойчивости деформирования при облучении нейтронами ($T_{обл} = 300^\circ\text{C}$) и испытании в интервале умеренных температур приводятся в работе [28]. Применение специальных способов выплавки аустенитных сталей и сплавов (ЭШП, ВИ+ВД и т.д.), выбор оптимальной легирующей композиции (сплавы типа Х20Н45М4Б), микролегирование РЗМ (стали типа ХНС-1, сплавы ЧС-42П, ЧС-43П) позволяют снизить НТРО указанных конструкционных материалов.

Таким образом, подходы, изложенные для необлученных аустенитных конструкционных материалов (см. рис. 1 и 2), свя-

занные с повышением качества металла, применимы и в случае нейтронного (ионного) воздействия. Повышение качества и структурной однородности аустенитных сталей и сплавов обеспечивают их надежную работоспособность при более высоких предельных дозах нейтронного облучения.

Библиографический список

1. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение. 1972. – 288 с.
2. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 656 с.
3. Parshin A.M. Structure, Strength and Radiation Damage of Corrosion-Resistant Steels and Alloys. – Illinois, USA: American Nuclear Society La Grande Park, 1996. – 361 p.
4. Паршин А.М., Тихонов А.Н., Кикичев Р.Н. Коррозия металлов в ядерном энергомашиностроении. Изд. 2-е. – СПб.: Политехника, 2000. – 104 с.
5. Паршин А.М., Тихонов А.Н. Сопротивляемость деформированию и разрушению сталей и сплавов при нейтронном облучении. Разд. II: Конспект лекций по ядерному материаловедению. – СПб.: СИНТО, 1996. – 78 с.
6. Радиационная повреждаемость конструкционных материалов / А.М. Паршин, А.Н. Тихонов, Г.Г. Бондаренко и др.; Под ред. А.М. Паршина и А.Н. Тихонова. – СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2000. – 296 с.
7. Одинг И.А. О роли дислокаций в процессе ползучести // Изв. АН СССР: Сер. ОТН. – 1948. – № 12. – С. 1795–1802.
8. Иванова В.С., Гордиенко Л.К. Новые пути повышения прочности металлов. – М.: Наука, 1964. – 118 с.
9. Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В. Физические основы прочности и пластичности металлов: Учеб. пособие. Ч. I. – Белгород: Изд-во БГПУ, 1995. – 126 с.
10. К вопросу о зависимости прочности при растяжении от количества дефектов кристаллической структуры / И.А. Гиндин, В.К. Аксенов, В.М. Маевитый // ФММ. – 1977. – Т. 44. – № 4. – С. 864–871.
11. Кириллов Н.Б., Кривошеков В.Л., Шленов Ю.В. Прочность поверхности при скоростной термической обработке // Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов: Сб. ст. – СПб.: Изд-во СПбГТУ, 1996. – С. 58–63.
12. Бернштейн М.Л. Прочность стали. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.
13. Структура и свойства сплавов / Б.Б. Гуляев, Н.В. Камышанченко, И.М. Неклюдов и др.; Под ред. А.М. Паршина и И.М. Неклюдова. – М.: Металлургия, 1993. – 318 с.

14. Пути создания особо чистой аустенитной коррозионно-стойкой свариваемой стали / А.М. Паршин, В.А. Бардин, И.Е. Колосов и др. // *Вопр. атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез*, 1993. – Вып. 1–2. – С. 21–28.
15. Гуляев А.П. *Металловедение*. Изд. 5-е. – М.: *Металлургия*, 1978. – 648 с.
16. Материаловедческое исследование гильзы компенсирующего стержня реактора БОР-60, облученной дозой $1,6 \times 10^{23}$ н/см² ($E > 0,1$ МэВ) / В.А. Красноселов, В.М. Косенков, Э.Е. Островский, Ю.Д. Гончаренко // *Радиационные дефекты в металлических кристаллах*. – Алма-Ата: *Наука*, 1978. – С. 117–123.
17. Критерии работоспособности конструкционных материалов первой стенки термоядерных реакторов / А. М. Паршин, И.Е. Колосов, Ю.Г. Прокофьев, Е.А. Станюкович // *Вопр. атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез / ЦНИИАтом-информ*, 1984. – Вып. 1(14). – С. 32–41.
18. Орлов В.В., Альтовский И.В. Условия работы материалов первой стенки термоядерных реакторов // *Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение / ХФТИ*. Харьков, 1981. – Вып. 1(15). – С. 9–16.
19. Некоторые проблемы физики радиационных повреждений материалов / В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов и др. – Киев: *Наук. думка*, 1979. – 239 с.
20. Казаков В.А., Шамардин В.К. Проблемы конструкционных материалов первой стенки термоядерных реакторов // *Исследование и разработка материалов для реакторов термоядерного синтеза, связанные с объемными радиационными дефектами*. – М.: *Наука*, 1981. – С. 19–35.
21. Pawel I.E., Grjssbeck M.I., Shiba K. a. ol. Effect of low temperature neutron irradiated on deformation behavior of austenitic stainless steels. 7 Int. Conf. of Fusion reactor materials. Obninsk, Russia. 1995. – P. 90.
22. Tucker R.P., Ohr S.M., Wechsler M.S. Radiation hardening and transmission electron microscopy in Nb. // *Radiation damage in reactor materials*. – Viena, 1969. – Vol. 1. – P. 417–425.
23. Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов / А.Д. Амаев, А.М. Крюков, И.М. Неклюдов и др.; Под ред. А.М. Паршина и П.А. Платонова – СПб.: *Политехника*, 1997. – 312 с.
24. Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение / Под ред. А.М. Паршина, И.М. Неклюдова и Н.В. Камышанченко – М.; СПб.: *Белгород: Изд-во БГУ*, 1998. – 378 с.
25. Инденбом В.Л., Кирсанов В.В., Орлов А.Н. Радиационные дефекты в кристаллах // *Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*. – Харьков: *ХФТИ*, 1982. – Вып. 2(21). – С. 3–22.
26. Icata N., Watanabe K., Konko J. Rad. Eff. On iron and iron alloys // *J. Fac. Eng. Univ. – Tokyo B.* – 1976. – 33. – № 3. – P. 417–425.
27. Шамардин В.К., Неустроев В.С., Голованов В.Н. Эволюция структуры и механических свойств аустенитных сталей с ростом дозы облучения // *Реакторное материаловедение / НИИАР*. Д.митровград, 1997. – С. 72–88.
28. Высоконикелевые сплавы типа ЧС-42 и ЧС-43 как материалы первой стенки термоядерных реакторов / О.А. Банных, И.В. Горынин, Ш.Ш. Ибрагимов и др. // *Исследование и разработка материалов для реакторов термоядерного синтеза* – М.: *Наука*, 1981 – С. 147–153.

УДК 699.11

ОБЩНОСТЬ ЯВЛЕНИЙ СИНЕЛОМКОСТИ, ОТПУСКНОЙ И ТЕПЛОВОЙ ХРУПКОСТИ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ

А.М.Паршин, А.П. Петкова, Г.Н.Теплухин

С.-Петербург, Санкт-Петербургский государственный технический университет

Установлено, что нагрев холоднодеформированной стали до температур 100–400 °С приводит к существенному изменению ее механических свойств. В работе [1] показано, что пределы прочности и текучести низкоуглеродистой стали, нагретой до различных температур после волочения с обжатием 30 %, вначале повышаются, достигая максимальных значений около 200–300 °С, а относительное удлинение при этом понижается,

достигая приблизительно при этих же температурах своих наименьших значений (рис. 1). Аналогично пределу прочности изменяется твердость стали. Особенно резко при этой температуре снижается ударная вязкость стали. Таким образом, нагрев холоднодеформированной низкоуглеродистой стали при низких температурах, в особенности при 200–300 °С, делает ее более твердой, хрупкой и менее пластичной.