

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2026-1-51-60>

УДК 539.374.1:539.379.4:539.382.2:539.211:539.12.04

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 316LN В ЛИТОМ И ХОЛОДНОКАТАНОМ СОСТОЯНИЯХ

Д. А. Мережко*, А. М. Такиева, М. С. Мережко

РГП «Институт ядерной физики» Агентства РК по атомной энергии, Алматы, Казахстан

* E-mail для контактов: diana@inp.kz

Исследованы механические свойства сталей AISI 316LN и модификаций 211L–213L в литом и холоднокатаном состояниях, а также после нейтронного облучения до $2 \cdot 10^{19}$ н/см² методами Shear Punch и Small Punch. Показано, что модифицированные стали превосходят 316LN по прочности, наилучшее сочетание свойств имеет сталь 211L. Снижение прочности литых сталей в 2–3 раза связано с крупным зерном и литейными дефектами. Облучение нейтронами вызывает значительное упрочнение литых сталей за счёт радиационных дефектов, тогда как в холоднокатаных структурах наблюдается релаксация напряжений. Микроструктурный анализ выявил различия в механизмах деформации и разрушения между литым и холоднокатаным состояниями.

Ключевые слова: азотистые стали, нейтронное облучение, легирование, Shear punch, механические свойства.

ВВЕДЕНИЕ

Надежность и безопасность эксплуатации современных и перспективных ядерных и термоядерных реакторов во многом определяются целостностью конструкционных материалов, которые длительное время находятся под одновременным воздействием высокой температуры, потоков высокоэнергетических частиц, значительных механических напряжений [1]. При этом, определяющим фактором является нейтронное облучение, которое приводит к значительной деградации механических и физических свойств материалов, вследствие образования и накопления в структуре радиационных дефектов, таких как несовершенные и совершенные петли Франка, дислокации и дислокационные сетки, радиационно-индуцированные фазы и вакансионные поры [2, 3]. Так, например, эксплуатационный ресурс внутрикорпусных устройств ядерных реакторов III и III+ поколений, выполненных из аустенитных сталей, типа 12X18H10T, AISI 304 и AISI 316, ограничивается проявлением, с ростом повреждающей дозы нейтронного облучения, следующих радиационно-стимулированных эффектов: распухание, коррозионное растрескивание под напряжением, образование вторичных фаз, увеличение прочности материала и снижение его пластичности [4].

Уменьшение равномерной пластичности аустенитных сталей в процессе нейтронного облучения связано с преждевременной макромасштабной локализацией материала. В необлученных металлах этому процессу препятствуют деформационные механизмы, локализованные на микромасштабном уровне, которые дополнительно упрочняют материал. К ним относятся: образование дислокаций, развитие сложных дислокационных дефектных структур, возникновение крупных дефектов упаковки и двойников, мартенситное фазовое превращение [5]. В облученных металлах, с ростом дозы нейтронного облучения, количество возможных типов структур уменьшается, способность

материала к деформационному упрочнению подавляется, равномерная пластичность снижается, возникает преждевременной локализации деформации в одном из сечений образца, «шейке» [6–9]. Существует предельная доза нейтронного облучения, по мере достижения которой «шейка» в сталях типа AISI 316 образуется сразу после начала пластического течения, минуя стадию равномерной деформации. Эта величина оценивается в 15–40 смещений на атом (сна) [9], что сопоставимо с дозой облучения внутрикорпусных устройств ядерных реакторов (например, фрагментов выгоревшего реактора ВВЭР-1000) после 30–40 лет эксплуатации [10, 11].

Используемые в современных ядерных и термоядерных реакторах аустенитные стали AISI 304 и 12X18H10T являются метастабильными. В них в процессе пластической деформации может образовываться твердая мартенситная фаза, которая приводит к локальному динамическому увеличению прочности и значительно увеличивает пластичность материала [12–14]. Мартенситное превращение рассматривается как один из наиболее перспективных методов для сохранения высокой пластичности аустенитных сталей после облучения [7, 15], что подтверждается многочисленными случаями, когда пластичность метастабильной сталей AISI 304 и 12X18H10T после высокодозного нейтронного облучения значительно превышала ожидаемую [16–21]. Однако, метастабильный аустенит имеет тенденцию к образованию и других фаз [22]. Так, например, в процессе нейтронного облучения в структуре сталей может образовываться феррит [23, 24]. Новая фаза образуется в основном по границам зерен, не имеет физического предела для насыщения [25] и отличается крайне низкой коррозионной стойкостью по сравнению с родительским аустенитом [26]. Это может приводить к межкристаллитной коррозии и возникновению глубоких коррозионных язв. Кроме того, с учетом ферромагнитных свойств ферритной фазы, ее неконтролируемое накопление в

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 316LN В ЛИТОМ И ХОЛОДНОКАТАНОМ СОСТОЯНИЯХ

структуре первой стенки, представляется опасным с точки зрения управления магнитным полем термоядерного реактора.

Таким образом, в перспективных ядерных и термоядерных реакторах, предлагается использовать аустенитные стали с повышенным содержанием никеля, марганца, азота, стойкие к мартенситному превращению. Радиационная деградация механических свойств этих сталей в нейтронных полях разных спектров и интенсивностей является предметом исследований. Дополнительным фактором, усложняющим существующие возможности прогнозирования поведения новых материалов, является то, что их планируется использовать в состояниях далеких от оптимальных. Так, в быстрых реакторах в целях борьбы с распуханием аустенитные стали типа AISI 316 используются в состояниях холодной прокатки или механико-термической обработки, в результате которых материал отличается крайне высокой прочностью и сниженной пластичностью [27]. В термоядерных реакторах, наоборот, сложные конструкции первой стенки и дивертора предлагается изготавливать из литых сталей [28, 29]. Материалы в таком состоянии характеризуются высокой пластичностью, низкой прочностью и большим размером зерна. Текущие методы исследований механических свойств облученных материалов – эксперименты на растяжение миниатюрных образцов – не подходят для высокопрочных сталей или материалов с относительно крупным зерном [30]. В таких случаях используются альтернативные методы исследований – Charpy, Shear Punch, Small Punch и др. [31–33].

Цель настоящей работы: сравнительное исследование влияния химического состава, механической и термической обработки, а также нейтронного облучения до максимального флюенса $2 \cdot 10^{19}$ н/см² на механические свойства стабильной к мартенситному превращению аустенитной нержавеющей стали AISI 316LN с помощью применения методов Shear Punch (ShP) и Small Punch (SP).

Настоящая работа выполнена в развитие ранее опубликованного исследования влияния легирующих элементов (азота, марганца, меди и вольфрама) и нейтронного облучения на стойкость стали AISI 316LN к питтинговой коррозии [34] и основана на использовании образцов, облученных в перекрывающемся диапазоне флюенсов ($2 \cdot 10^{18}$ – $2 \cdot 10^{19}$ н/см²).

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Аустенитная нержавеющая сталь AISI 316L широко используется в реакторостроении [35]. Исследуемая в настоящей работе сталь была изготовлена путем легирования коммерческой стали AISI 304LN, в виде 4 плавок с разным химическим составом. Сплавы были отлиты на заводе по производству нержавеющей стали Stainless Foundry and Engineering, Inc. (Милуоки, штат Висконсин, США) с использованием индукционной плавки воздухом с аргонным газом и переданы в лабораторию радиационного

материаловедения для комплексного материаловедческого исследования из Ок-Риджской Национальной лаборатории (ORNL) [28]. Химический состав исследуемых материалов приведен в таблице.

Таблица. Химический состав стали AISI 316LN и ее модификаций 211L, 212L, 213L, вес.%

Материал	Схема легирования	Fe	C	Si	Mo	Cr	Mn	Ni	Cu	N	W
316LN		осн.	0,03	0,5	2,5	17,5	1,8	12,5	0,3	0,07	0
211L	316LN+N+Mn	осн.	0,02	0,44	2,5	17,7	4,1	12,5	0,31	0,34	0
212L	211L + N+Mn+Cu	осн.	0,01	0,44	2,5	17,7	5,1	12,6	2,8	0,36	0
213L	212L + W	осн.	0,01	0,45	2,5	17,7	5,1	12,6	2,8	0,32	1

Механико-термическую обработку сталей AISI 316LN, 211L, 212L и 213L проводили в ORNL. Заготовки сталей и модификаций 211L, 212L и 213L были выплавлены и отлиты в виде брусков материала толщиной 40 мм. Для получения однородной холоднокатаной структуры осуществляли горячую прокатку по схеме: 15 проходов с обжатием по ~ 2 мм за проход, итоговое утонение – с 40 до 10 мм. Перед горячей прокаткой бруски отжигали в среде аргона в течение 1 часа при 1200 °С. После каждого двух проходов материал отжигали в течение 10 минут при той же температуре. Методом холодной прокатки толщина листа была дополнительно уменьшена до 7 мм. Достигнутая при этом степень обжатия составила ~ 30%, размер зерна ~ 40–50 мкм. Далее материал исследовали в лаборатории радиационного материаловедения в Институте ядерной физики.

В настоящей работе исследовали стали как литом, так и холоднокатаном состоянии. Часть холоднокатаных образцов подвергали аустенизирующему отжигу в течение 30 мин при 1050 °С. Облучение нейтронами до максимального флюенса $2 \cdot 10^{19}$ н/см² проводили в центральном канале реактора ВВР-К (Т<80 °С, 6 МВт).

Образцы для ShP и SP испытаний изготавливали из материала в состоянии поставки, а также из облученных пластин. С помощью электроэрозионного станка (ДГТ ЭП-03) вырезали тонкие пластины, из которых с помощью специально разработанного штампа получали образцы дискового типа диаметром 3 мм. Далее обе поверхности образцов были отшлифованы на шлифовальной бумаге зернистостью до P1200 до толщины ~0,3 мм. Образцы были плоскопараллельные.

Испытания по ShP и SP методам проводились универсальной испытательной машине Instron-1195 с помощью разработанных устройств, которые включают пуансон, закаленный стальной шар и верхнюю и нижнюю матрицы, используемые для удержания образца. В ходе эксперимента образец центрировался над отверстием в принимающей нижней матрице и зажимался верхней матрицей, через отверстие в которой свободно проходил пуансон либо пуансон с шаровым индентором. Образец продавливался ин-

дентором/пуансоном с установленной скоростью с одновременной регистрацией экспериментальной кривой зависимости силы (кН) от смещения пуансона (мм). Подробная конфигурация устройств для проведения ShP и SP испытаний показана на рисунке 1. Устройство фиксировали на испытательной машине на растяжение с максимальным усилием датчика нагрузки 10 кН. Используемый датчик нагрузки был откалиброван на диапазон нагрузки 0–2 кН, разрешение смещения ~1 мкм.

Все ShP и SP испытания были проведены при комнатной температуре со скоростью нагружения 0,5 мм/мин. Для обеспечения достоверности результатов каждое механическое испытание (SP, ShP, растяжение) проводилось как минимум на трех идентичных образцах. Статистическая обработка данных выполнялась с расчетом среднего арифметического и стандартного отклонения. На графиках доверительные интервалы указаны в виде планок погрешностей.

В зависимости от различных процессов деформации образца, на SP кривой « P/h^2 , МПа – Z , мм» (рисунок 1 б) можно выделить несколько областей:

Зона I – соответствует упругому изгибу образца, а также вмятине, образующейся на его поверхности при контакте головки пуансона. Нагрузка линейно возрастает с увеличением перемещения. В этой области материал ведет себя как упругое тело, и при снятии нагрузки образец полностью восстановит свою форму нагрузка пропорциональна перемещению.

Зона II – кривая начинает отклоняться от линейности, что указывает на начало пластической (необратимой) деформации материала в зоне сдвига, постепенное распространение пластического изгиба на весь образец.

Зона III – пластический изгиб приводит к мембранному поведению, которое преобладает на

большей части кривой. При приближении к максимальной нагрузке наклон кривой начинает уменьшаться.

Зона IV – развиваются макромеханизмы разрушения (образование шейки и внутренних трещин), происходит падение нагрузки, связанное с началом локализации деформации с последующим разрушением образца (зона III).

В ShP экспериментах также можно выделить несколько характерных участков (рисунок 1 б): зона I – упругий (линейный) участок, зона II – участок пластического упрочнения (нагрузка нелинейно возрастает, что связано с упрочнением материала под действием сдвига), после достижения пикового значения нагрузки P_m происходит падение нагрузки, связанное с началом локализации деформации с последующим разрушением образца (зона III).

Напряжение сдвига в ShP тестах определяли по формуле

$$\tau = \frac{2P}{\pi(d_p + d_m)h},$$

где P – нагрузка; d_p – диаметр пуансона; d_m – диаметр отверстия нижней матрицы; h – толщина образца.

Предел текучести «на сдвиг», τ_y , в ShP экспериментах определяли смещением на 1% от толщины образца линии, параллельной линейному участку кривой, построенной в координатах «напряжение сдвига, τ – нормализованное смещение пуансона, Z/h » [36]. Предельное напряжение сдвига, τ_m , соответствует напряжению сдвига при максимальной нагрузке.

В SP экспериментах условный предел текучести, P_y/h^2 , определяли как точку пересечения двух касательных (рисунок 1 б), определенных в упругой области (зона I) и на участке пластическом режиме (зона II) [37].

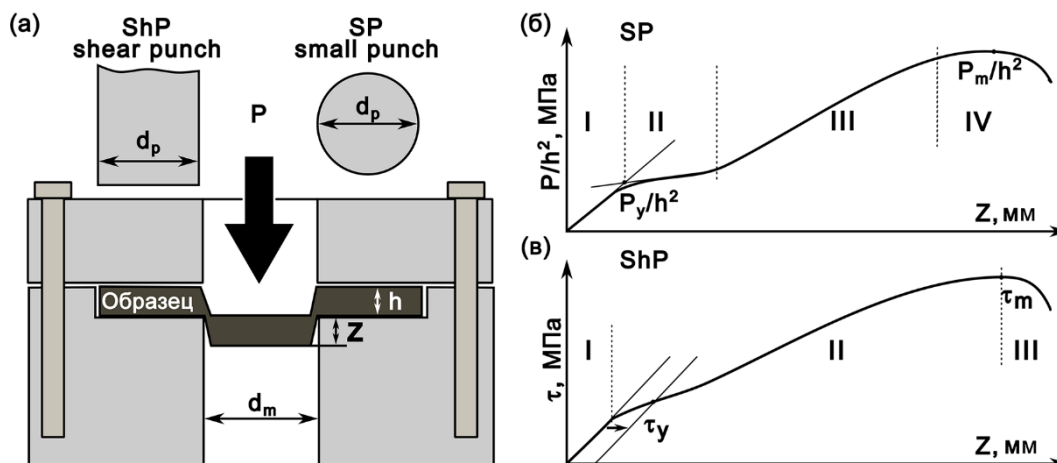


Рисунок 1. (а) Принципиальная схема испытательного устройства для ShP и SP испытания. Характерные области на кривых, полученных при SP (б) и ShP (в) испытаниях. Стадии пластической деформации

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Механические испытания

На рисунке 2 показаны типичные кривые экспериментальные кривые «нагрузка, P – перемещение пуансона, Z », полученные в результате ShP и SP испытаний, из которых видно, что в холоднокатаных сталях зона I, соответствующая упругому изгибу образца значительно больше, чем в литых, в которых пластическое течение начинается практически сразу после приложения нагрузки.

На рисунке 3 представлены механические характеристики, рассчитанные из проведенных SP и ShP испытаний исследуемых материалов. Модифицированные стали 211L–213L показали лучшие прочностные свойства, чем родительская сталь 316LN как в литом состоянии, так и после холодной прокатки. При этом комбинация механических и физических [34] свойств у стали 211L оказалась наилучшей. Повышение прочности обусловлено прежде всего легированием азотом, который выступает эффективным упрочнителем, образуя твердый раствор внедрения. Увеличение концентрации азота на 0,1% приводит к росту предела прочности материала на 50 МПа [38]. Однако растворимость азота в железной матрице затруднена, что существенно осложняет азотирование аустенитных сталей. В свою очередь, введение марганца не только упрочняет матрицу за счет искажения кристаллической решетки и создания препятствий движению дислокаций [39], но и повышает растворимость азота, обеспечивая дополнительный вклад в упрочнение сплава. При этом легирование медью (сталь 212L и 213L) в целом ухудшает механические свойства аустенитных сталей, в том числе приводит к снижению предела прочности материала [40].

Характеристики прочности сталей в литом состоянии в 2–3 раза ниже, чем в холоднокатаном состоянии, что вызвано совокупностью структурных и технологических факторов (размер зерна, плотность дислокаций, неметаллические включения и иные

дефекты, возникающие при литье стали, напряженное состояние решетки, анизотропия свойств).

Сходство инженерных кривых, полученных при SP и ShP испытаниях и при обычном одноосном растяжении, свидетельствует о корреляции механических свойств, полученных в ходе этих испытаний.

Сравнение полученных механических характеристик с результатами традиционных испытаний на одноосное растяжение показало (рисунок 3 а, б), что для литых сталей предел текучести при сдвиге τ_u и предельное напряжение сдвига τ_m хорошо коррелируют с результатами одноосного растяжения. В то время как на холоднокатаных сильно упрочнённых материалах с исходно высокой плотностью дислокаций, высоким уровнем остаточных напряжений, выраженной текстурой и низкой пластичностью, сходимость результатов ShP теста и испытаний на одноосное растяжение хуже (рисунок 3 в, г). Корреляция требует введения поправочных коэффициентов на анизотропию и остаточные напряжения материала.

В настоящей работе данные Small Punch испытаний для исследуемых материалов в двух технологических состояниях (литом и холоднокатаном) демонстрируют значительное отклонение от известных эмпирических зависимостей величин P_y/h^2 и P_{max}/h^2 от предела текучести на растяжение σ_{02} и предела прочности на растяжение σ_b , описанных в [41, 42]. В частности, для холоднокатаной стали наблюдается повышенный разброс экспериментальных данных (стандартное отклонение $\pm x\%$). По всей вероятности, это обусловлено высокой чувствительностью метода SP к микроструктурной анизотропии и локальным остаточным напряжениям, характерным для сильно деформированных состояний. Кроме того, сложное напряженное состояние в зоне деформации (сочетание изгиба, растяжения и сдвига) накладывает ограничения на применимость стандартных коэффициентов корреляции для материалов с исходно высокой плотностью дефектов.

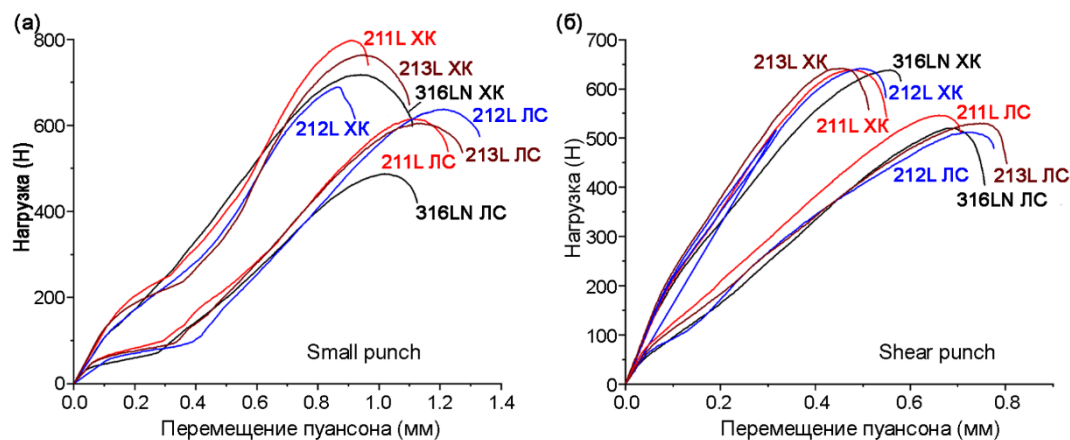


Рисунок 2. Инженерные кривые, полученные в ходе испытаний по методам SP(a) и ShP (б) необлученных сталей 316LN и 211L–213L. Обозначения XK и LC указывают на разное технологическое состояние стали – холоднокатаная и литая сталь, соответственно.

**ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 316LN
В ЛИТОМ И ХОЛОДНОКАТАНОМ СОСТОЯНИЯХ**

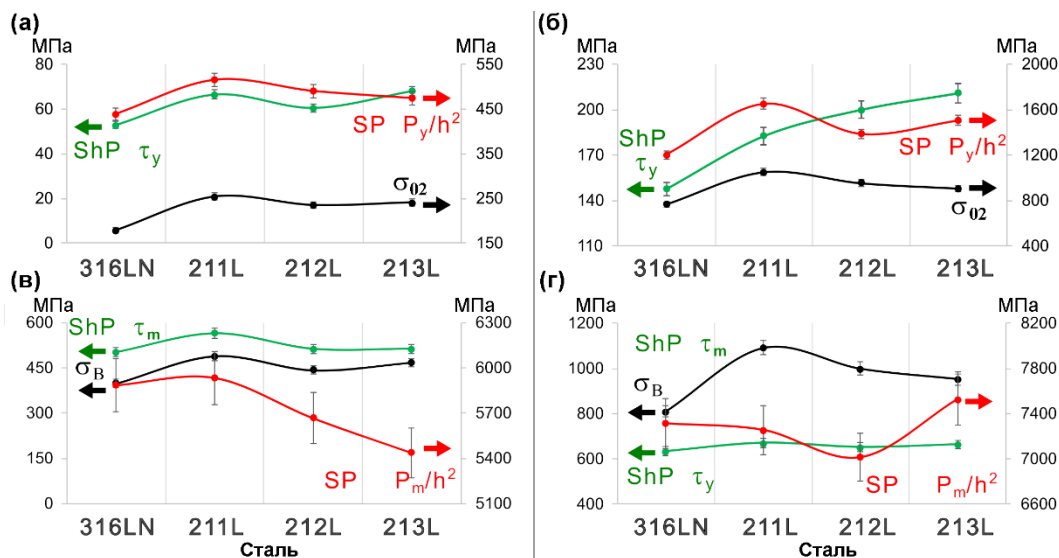


Рисунок 3. Корреляция результатов SP и ShP испытаний с результатами механических испытаний на одноосное растяжение необлученных сталей 316LN и 211L–213L в литом (а, б) и холоднокатаном состояниях (в, з): (а, б) условный предел текучести (P_y/h^2), предел текучести при сдвиге τ_y и предел текучести на растяжение σ_{02} ; (в, з) максимальная нагрузка (P_{max}/h^2), предельное напряжение сдвига τ_m и предел прочности на растяжение σ_B .

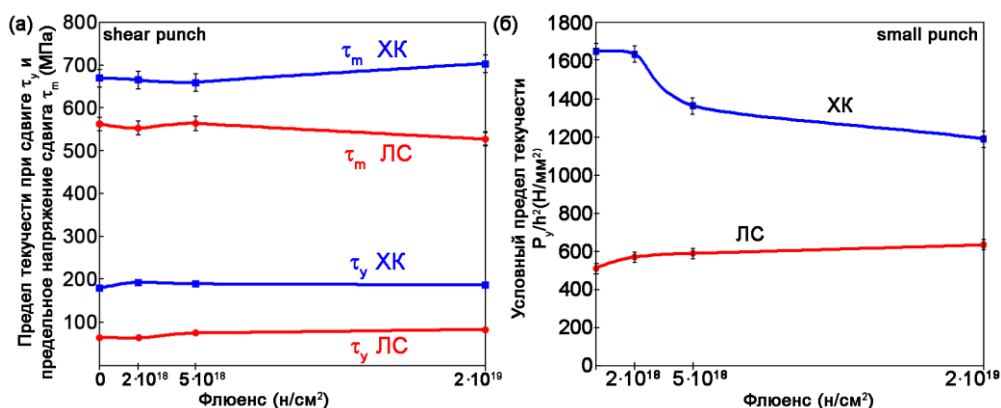


Рисунок 4. Влияние нейтронного облучения стали 211L в литом и холоднокатаном состояниях на: (а) изменение предела текучести при сдвиге τ_y и предельного напряжения сдвига τ_m , определяемое ShP испытанием; (б) условный предел текучести (P_y/h^2) при SP испытании

На рисунке 4 показано, влияние облучения нейтронами до флюенса $2 \cdot 10^{19}$ н/см² стали 211L в литом и холоднокатаном состояниях на механические характеристики, полученные при ShP и SP испытаниях.

Величины предела текучести при сдвиге τ_y и условного предела текучести P_y/h^2 для литой стали вследствие нейтронного облучения монотонно возрастают. Это объясняется особенностями эволюции микроструктуры: в литом состоянии исходная плотность дислокаций низка, что означает малую мощность стоков для точечных дефектов, генерируемых облучением. В отсутствие эффективных стоков вакансии и межузельные атомы интенсивно формируют вторичные радиационные дефекты (дислокационные петли, кластеры). При последующих механических испытаниях (SP, ShP), когда плотность дислокаций увеличивается по сравнению с исходным состоянием на 4–5 порядков [43], эти радиационные

дефекты выступают в роли эффективных барьеров для скольжения дислокаций, что приводит к выраженному радиационному упрочнению.

Напротив, в холоднокатаной стали высокая исходная плотность дислокаций и деформационных дефектов способствует их взаимодействию с радиационными дефектами. Снижение прочности (разупрочнение) при облучении может быть вызвано частичной радиационно-стимулированной релаксацией напряжений и аннигиляцией дефектов в пересыщенной структуре. Это проявляется в снижении величин τ_y и P_y/h^2 облученной холоднокатаной стали. Данное предположение подтверждается результатами SP эксперимента холоднокатаной 211L стали после аустенизирующего отжига при 1050 °C в течение 30 минут и последующего нейтронного облучения до флюенса $2 \cdot 10^{19}$ н/см². В результате термической обработки было устранено структурное упрочнение, вызванное холодной

деформацией, и предел текучести при сдвиге τ_y снизился на 60% и составил 114 МПа, а предельное напряжение сдвига τ_m снизилось до 616 МПа.

Структурные изменения

Сравнительный анализ поверхности разрушения облучённых и необлучённых образцов показал их схожую морфологию; существенных различий в характере деформации и разрушения не выявлено. Исследуемые материалы показали вязкий характер разрушения, свидетельствующий о значительной степени пластичности (рисунок 5 а, в). В большинстве экспериментов при разрушении образуется кольцевая трещина в месте контакта пуансона образца и нижней матрицы, что свидетельствует о пластичном разрушении (рисунок 5 б). В устье трещины отмечается значительная деформация образца, которая сопровождается сужением образца в месте разрыва до 0–5 мкм (см. врезку на рисунке 5 в). В этой области отмечаются изолированные группы ямок разрыва. Распространение магистральной трещины в зоне раскрытия происходит путем зарождения, роста и объединения вязких пор. Толщина образца в этой области может достигать 180 мкм, что говорит о сужении образца >50%.

Следует отметить, что в литых сталях вследствие большого размера зерна, маловероятно, что границы зерен, являющиеся концентратором напряжений,

будут совпадать с местом контакта пуансона и образца. В таких случаях материал испытывает большую степень деформации, вследствие чего могут появляться радиальные трещины, распространяющиеся вдоль границ зерен. Так, например, сталь 213L, легированная вольфрамом, в литом состоянии показала смешанный вид излома – на поверхности разрушенных образцов присутствуют как кольцевые, так и радиальные трещины (рисунок 5 в, г).

На рисунке 6 представлена структура поверхности стали 211L после ShP испытания. В крупнозернистой структуре литой стали (рисунок 6 а) отчётливо прослеживаются множественные полосы скольжения, распространяющиеся в трёх различных плоскостях, что указывает на активацию нескольких систем скольжения в пределах одного зерна. Деформационный рельеф поверхности не выражен, что характерно для пластической деформации, реализуемой преимущественно за счёт движения дислокаций без существенной локализации напряжений и разрушения поверхностного слоя. Это свидетельствует о хорошей способности материала переносить деформацию без разрушения. В зоне максимальной деформации, ближе к области контакта пуансона с образцом (рисунок 6 б), отмечаются единичные трещины длиной 20–30 мкм, а также деформационный рельеф, сформировавшийся в результате локального напряжённого состояния.

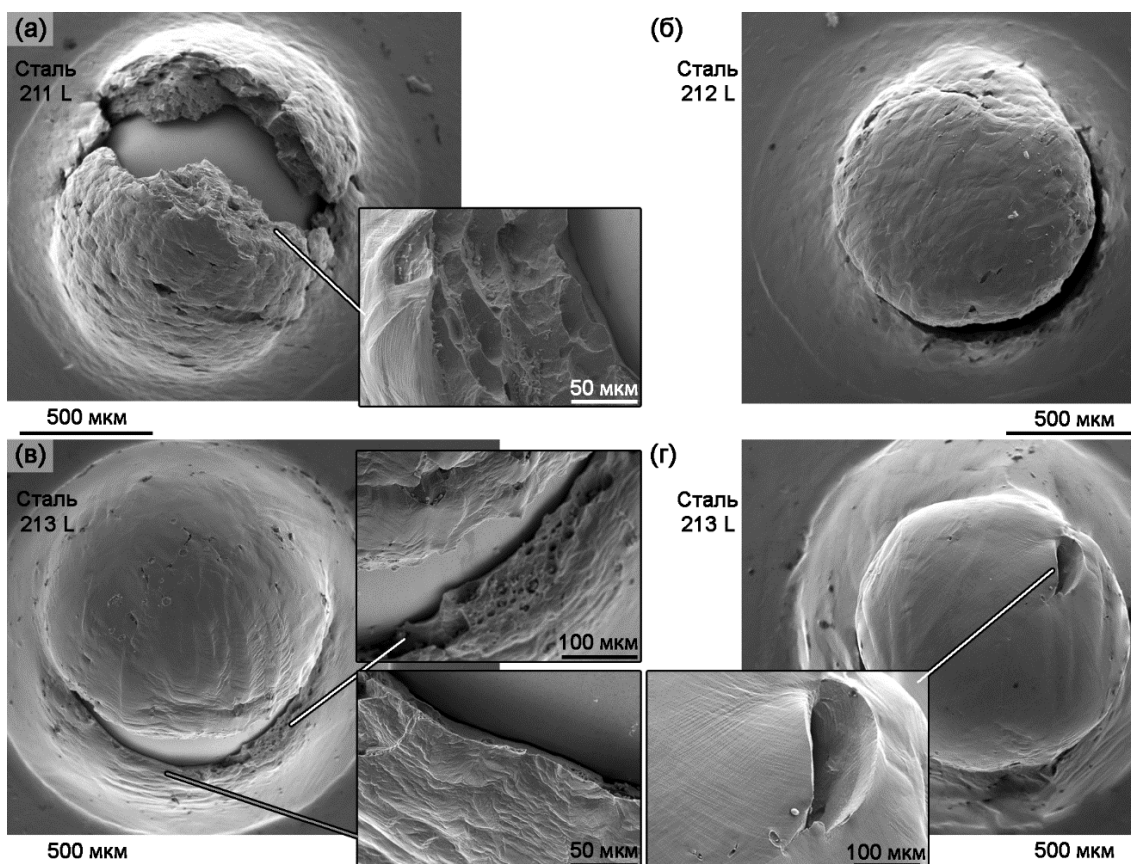


Рисунок 5. Внешний вид образцов, изготовленных из необлученных сталей 211L–213L в состоянии после прокатки (а,б) литья (в,г) после разрушения при SP (а, в) и ShP (б, г) испытаниях

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 316LN В ЛИТОМ И ХОЛОДНОКАТАНОМ СОСТОЯНИЯХ

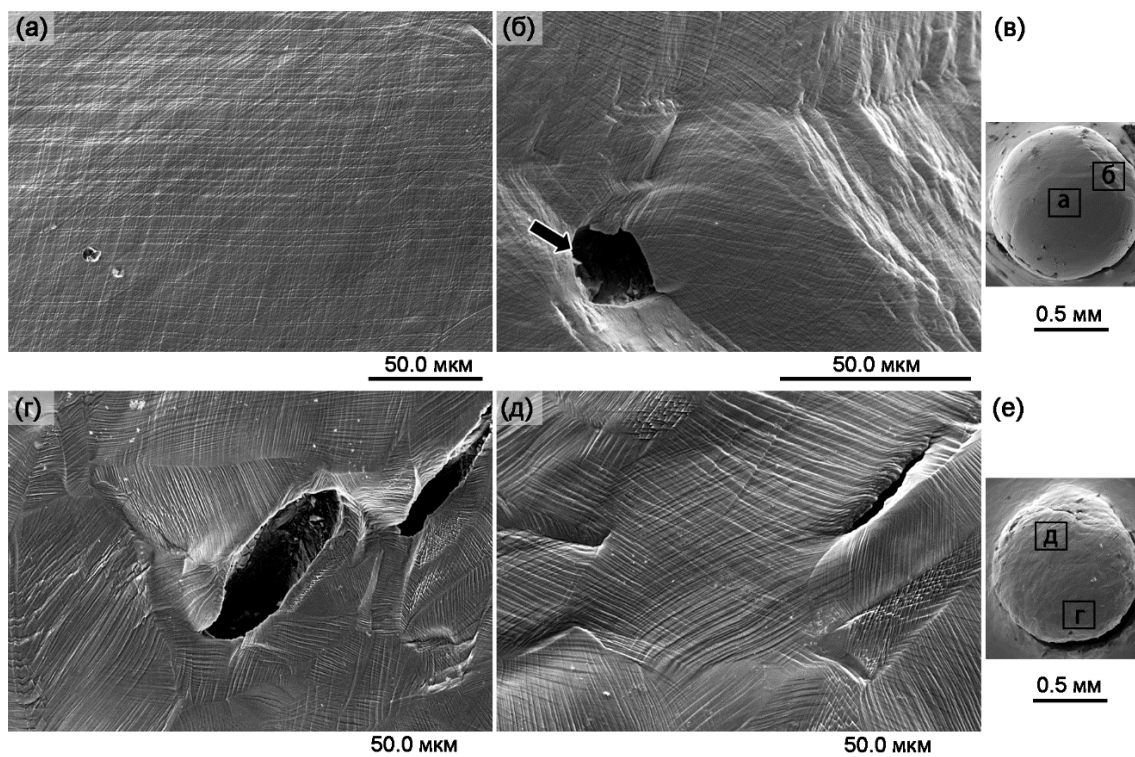


Рисунок 6. Полосы скольжения на поверхности литого (а, б, в) и холоднокатаного (г, д, е) необлученных образцов стали 211L и 212L, соответственно, после ShP испытания. Видна активация нескольких систем скольжения, характерная для зерен с благоприятным фактором Шмида. Места съемки отмечены на миниатюрах (в, е).

Для холоднокатаного материала (рисунок 6 г, д) характерен значительно меньший размер зерна, а также иная морфология деформации. На всей исследуемой поверхности после испытания наблюдается выраженный деформационный рельеф и высокая плотность полос скольжения. Полосы преимущественно локализованы внутри отдельных зёрен, реже пересекают границы. В пределах одного зерна регистрируется от одной до четырёх систем скольжения, что определяется кристаллографической ориентацией каждого зерна и соответствующими значениями факторов Шмида для потенциальных систем скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$. Наблюдаемая локализация полос преимущественно внутри зерен и их прямолинейный характер характерны для деформации аустенитных сталей с умеренной и низкой энергией дефекта упаковки, где поперечное скольжение затруднено, что обусловлено его ориентацией относительно направления деформации. Кроме того, по всей деформированной поверхности образца зафиксированы множественные микротрещины и надрывы по границам зёрен, ориентированным вдоль направления прокатки трещины. Длина трещин свыше 50 мкм, что указывает на более хрупкий характер разрушения и высокую локализацию напряжений в холоднокатаной структуре.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе проведено сравнительное исследование влияния химического состава, механической и

термической обработки, а также нейтронного облучения до максимального флюенса $2 \cdot 10^{19}$ н/см² на механические свойства аустенитной нержавеющей стали AISI 316LN с помощью методов Shear Punch и Small Punch. Корреляция данных ShP и SP испытаний с результатами одноосного растяжения оказалась высокой для литых сталей и менее удовлетворительной для холоднокатаных сильно упрочнённых материалов. В результате механических испытаний было установлено, что:

– Модифицированные стали 211L–213L превосходят по прочностным характеристикам сталь 316LN как в литом, так и в холоднокатаном состоянии, при этом оптимальное сочетание прочности и физических свойств демонстрирует сталь 211L, легированная азотом и марганцем.

– Прочность литых сталей в 2–3 раза ниже, чем холоднокатаных, что связано с совокупностью структурных и технологических факторов, включая крупный размер зерна, низкую плотность дислокаций и наличие литейных дефектов.

– Влияние нейтронного облучения также носит различный характер: для литых сталей оно приводит к значительному упрочнению за счёт формирования радиационных дефектов и упрочнения материала, тогда как для холоднокатаных структур возможно снижение прочности вследствие релаксации напряжений и взаимодействия радиационных дефектов с дислокационной субструктурой. Полученные результаты

подчёркивают необходимость комплексного учёта исходного структурного состояния и истории термо-механической обработки при интерпретации мало-размерных испытаний и прогнозировании свойств материалов после облучения.

Проведено исследование структуры деформированных образцов с помощью сканирующей электронной микроскопии. Микроструктурный анализ после испытаний выявил принципиальные различия в механизмах деформации и разрушения литых и холоднокатаных сталей при малоразмерных механических испытаниях. Крупнозернистая структура литых сталей способствует более равномерному развитию пластической деформации и сниженной локализации напряжений, что приводит к преимущественно вязкому разрушению с образованием кольцевых трещин и активацией нескольких систем скольжения в пределах одного зерна; в отдельных случаях формируются радиальные трещины. В противоположность этому, мелкозернистая и сильно упрочнённая структура холоднокатаных сталей характеризуется выраженной локализацией деформации, высокой концентрацией напряжений на границах зёрен и формированием множественных микротрещин, что указывает на более хрупкий характер разрушения. Полученные результаты подчёркивают существенное влияние исходного структурного состояния на поведение материала при SP и ShP испытаниях.

Благодарности

Авторы выражают благодарность Министерству науки Республики Казахстан за финансовую поддержку данного исследования, оказанную в рамках проекта BR24992891 «Комплексные исследования по ядерной, радиационной физике и технике, физике высоких энергий и космологии для развития конкурентных технологий». Также авторы признательны М.Н. Гусеву (Oak Ridge National Laboratory) за предоставленные для работы материалы.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Was G.S. Fundamentals of Radiation Materials Science. – New York, NY: Springer, 2017. ISBN 978-3-540-49471-3
2. Garner F.A. 3.02 – Radiation-Induced Damage in Austenitic Structural Steels Used in Nuclear Reactors // Comprehensive Nuclear Materials (Second Edition). – Oxford: Elsevier, 2020. – P. 57–168. – <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.12067-3>
3. Nordlund, K., Zinkle, S.J., Sand, A.E., Granberg, F., Averbach, R.S., Stoller, R.E., Suzudo, T., Malerba, L., Banhart, F., Weber, W.J., Willaime, F., Dudarev, S.L., Simeone, D. Primary radiation damage: A review of current understanding and models // J. of Nucl. Mater. – 2018. – Vol. 512 – P. 450–479. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.10.027>
4. Zinkle, S.J., Was, G.S. Materials challenges in nuclear energy // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61, No. 3. – P. 735–758. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.004>
5. Messerschmidt, U. Dislocation Dynamics During Plastic Deformation: Springer Series in Materials Science. – Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2010. – 503 p. – <https://doi.org/10.1007/978-3-642-03177-9>
6. Byun, T.S., Hashimoto, N., Farrell, K. Deformation mode map of irradiated 316 stainless steel in true stress–dose space // J. of Nucl. Mater. – 2006. – Vol. 351, No. 1–3. – P. 303–315. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.02.033>
7. Meric de Bellefon, G., Van Duysen, J.C. Tailoring plasticity of austenitic stainless steels for nuclear applications: Review of mechanisms controlling plasticity of austenitic steels below 400 °C // J. of Nucl. Mater. – 2016. – Vol. 475. – P. 168–191. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.04.015>
8. Gusev, M.N., Maksimkin, O.P., Garner, F.A. Peculiarities of plastic flow involving “deformation waves” observed during low-temperature tensile tests of highly irradiated 12Cr18Ni10Ti and 08Cr16Ni11Mo3 steels // J. of Nucl. Mater. – 2010. – Vol. 403, No. 1–3. – P. 121–125. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.06.010>
9. Byun, T.S., Farrell, K., Li, M. Deformation in metals after low-temperature irradiation: Part I – Mapping macroscopic deformation modes on true stress–dose plane // Acta Materialia. – 2008. – Vol. 56, No. 5. – P. 1044–1055. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.10.061>
10. Kuleshova, E.A., Fedotova, S.V., Gurovich, B.A., Frolov, A.S., Maltsev, D.A., Stepanov, N.V., Margolin, B.Z., Minkin, A.J., Sorokin, A.A. Microstructure degradation of austenitic stainless steels after 45 years of operation as VVER-440 reactor internals // J. of Nucl. Mater. – 2020. – Vol. 533. – P. 152124. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152124>
11. Kalchenko, A.S., Bryk, V.V., Lazarev, N.P., Voyevodin, V.N., Garner, F.A. Prediction of void swelling in the baffle ring of WVER-1000 reactors for service life of 30–60 years // J. of Nucl. Mater. – 2013. – Vol. 437, No. 1–3. – P. 415–423. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.02.010>
12. Soleimani, M., Kalhor, A., Mirzadeh, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 795 – P. 140023. – <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
13. Bleck, W., Guo, X., Ma, Y. The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels: The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable // steel research int. – 2017. – Vol. 88, No. 10. – P. 1700218. – <https://doi.org/10.1002/srin.201700218>
14. Harjo, S., Tsuchida, N., Abe, J., Gong, W. c by neutron diffraction // Nature Scientific Reports. – 2017. – Vol. 7, No. 1. – P. 15149. – <https://doi.org/10.1038/s41598-017-15252-5>
15. Wharry, J.P., Mao, K.S. The role of irradiation on deformation-induced martensitic phase transformations in face-centered cubic alloys // J. of Nucl. Mater. – 2020. – Vol. 35, No. 13. – P. 1660–1671. – <https://doi.org/https://doi.org/10.1557/jmr.2020.80>
16. Margolin, B., Shvetsova, V., Sorokin, A., Minkin, A., Pirogova, N. Mechanisms of plastic deformation and fracture of austenitic chromium-nickel steel irradiated during 45 years in WVER-440 // J. of Nucl. Mater. – 2021. – Vol. 549. – P. 152911. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.152911>
17. Margolin, B., Sorokin, A., Shvetsova, V., Minkin, A., Potapova, V., Smirnov, V. The radiation swelling effect on fracture properties and fracture mechanisms of irra-

- diated austenitic steels. Part I. Ductility and fracture toughness // *J. of Nucl. Mater.* – 2016. – Vol. 480. – P. 52–68. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.07.051>
18. Sorokin, A.A., Margolin, B.Z., Kursevich, I.P., Minkin, A.J., Neustroev, V.S. Effect of neutron irradiation on tensile properties of materials for pressure vessel internals of WWER type reactor // *J. of Nucl. Mater.* – 2014. – Vol. 444, No. 1–3. – P. 373–384. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.10.016>
19. Hure, J., Tanguy, B., Ritter, C., Bourganel, S., Sefta, F. Extensive investigation of the mechanical properties of a Chooz A internal component. – 2018 – P. 13.
20. Gussev, M.N., Maksimkin, O.P., Osipov, I.S., Garner, F.A. Anomalous large deformation of 12Cr18Ni10Ti austenitic steel irradiated to 55dpa at 310°C in the BN-350 reactor // *J. of Nucl. Mater.* – 2009. – Vols. 386–388. – P. 273–276. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.12.115>
21. Merezko, M.S., Merezko, D.A., Rofman, O.V., Dikov, A.S., Maksimkin, O.P., Short, M.P. Macro-Scale strain localization in highly irradiated stainless steel investigated using digital image correlation // *Acta Materialia.* – 2022. – Vol. 231. – P. 117858. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.117858>
22. Garner, F. Irradiation Performance of Cladding and Structural Steels in Liquid Metal Reactors // *Materials Science and Technology.* – Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006. – P. 420–534. – <https://doi.org/10.1002/9783527603978.mst0110>
23. Merezko, D.A., Merezko, M.S., Maksimkin, O.P., Gussev, M.N., Garner, F.A. Radiation-induced ferrite formation as a potential issue in PWR austenitic internals following plant life extension // *Proceedings of 19th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, EnvDeg 19th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, EnvDeg 2019 / MP-0016.* – Boston, MA, 2019. – P. 615–624.
24. Merezko, D.A., Gussev, M.N., Merezko, M.S., Rofman, O.V., Rosseel, T.M., Garner, F.A. Morphology and elemental composition of a new iron-rich ferrite phase in highly irradiated austenitic steel // *Scripta Materialia.* – 2022. – Vol. 215. – P. 114690. – <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.114690>
25. Yang, Y., Busby, J.T. Thermodynamic modeling and kinetics simulation of precipitate phases in AISI 316 stainless steels // *J. of Nucl. Mater.* – 2014. – Vol. 448, No. 1. – P. 282–293. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.02.008>
26. Merezko, D., Merezko, M., Rosseel, T., Garner, F., Gussev, M. The Complexity and Challenges of Irradiation-Induced Phase Instability Phenomenon in Nuclear Power Plant Components // *Proceedings of 20th Environmental Degradation Conference 20th Environmental Degradation Conference / MP-0022.* – Snowmass Village, CO: Association for Materials Protection and Performance, 2022. – P. 17322.
27. Чуев, В.В. Поведение конструкционных материалов в спектре нейтронов быстрого реактора большой мощности : автореф. ... док. техн. наук: 05.14.03. – Заречный: Опытное конструкторское бюро машиностроения, 2007. – 44 с. [Chuev, V.V. Povedenie konstruktсионnykh materialov v spektre neytronov bystrogo reaktora bol'shoi moshchnosti : avtoref. ... dok. tekhn. nauk: 05.14.03. – Zarechnyy: Opytnoe konstruktorskoe byuro mashinostroeniya, 2007. – 44 p.] (In Russ.)
28. Kenik, E.A., Busby, J.T., Gussev, M.N., Maziasz, P.J., Hoelzer, D.T., Rowcliffe, A.F., Vitek, J.M. Structure and mechanical properties of improved cast stainless steels for nuclear applications // *J. of Nucl. Mater.* – 2017. – Vol. 483. – P. 35–43. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.10.045>
29. Busby, J.T., Maziasz, P.J., Rowcliffe, A.F., Santella, M., Sokolov, M. Development of high performance cast stainless steels for ITER shield module applications // *J. of Nucl. Mater.* – 2011. – Vol. 417, No. 1–3. – P. 866–869. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.12.152>
30. Gussev, M.N., Busby, J.T., Field, K.G., Sokolov, M.A., Gray, S.E. Role of Scale Factor During Tensile Testing of Small Specimens // *Small Specimen Test Techniques: 6th Volume.* – 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 2014. – P. 1–19. – <https://doi.org/10.1520/STP157620140013>
31. Karthik, V., Kasiviswanathan, K.V., Raj, B. Miniaturized testing of engineering materials: Advanced materials science and technology. – Boca Raton: Taylor & Francis, CRC Press, 2017. – <https://doi.org/10.1201/9781315372051>
32. Kumar K., Pooleery A., Madhusoodanan K., Singh R. N., Chakravarty J. K., Shriwastaw R. S., Dutta B. K. and Sinha R.K. Evaluation of Ultimate Tensile Strength using Miniature Disk Bend Test // *J. of Nucl. Mater.* – 2015. – Vol. 461. – P. 100–111. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.02.029>
33. R.J. Lancaster, S.P. Jeffs, B.J. Haigh, N.C. Barnard Derivation of material properties using small punch and shear punch test methods // *Mater. Des.* – 2022. – Vol. 215. – P. 110473. – <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110473>
34. Мережко Д.А., Такиева А.М., Мережко М.С. Влияние химического состава и термической обработки на стойкость к питинговой коррозии облученной нейтронами стали AISI 316LN // *Вестник НЯЦ РК.* – 2024. – Вып.3. – С. 35–43. [Merezko D.A., Takiyeva A.M., Merezko M.S. Influence of chemical composition and heat treatment on pitting corrosion resistance of neutron-irradiated AISI 316 LN steel // *NNC RK Bulletin.* – 2024. – Vol. 3. – P. 35–43. (In Russ.)] <https://doi.org/10.52676/1729-7885-2024-3-35-43>
35. Stainless steels: An introduction and Their Recent Developments. Edited by J.L.L. Lai, K.H. Lo, C.H. Shek. 168 p. eISBN: 978-1-60805-305-6. – <https://doi.org/10.2174/97816080530561120101>
36. Guduru R.K., Darling K.A., Kishore R., Scattergood R.O., Koch C.C., Murty K.L. Evaluation of mechanical properties using shear-punch testing // *Mater. Sci. Eng. A* – 2005. – Vol. 395 (1–2). – P. 307–314. – <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.12.048>
37. Hamilton M.L., Toloczko M.B., Lucas G.E. Recent progress in shear punch testing // *Conference Paper. in: H. Ullmaier, P. Jung (Eds.), Forschungszentrum Julich GmbH, 1995, P. 46–51.*
38. Сагарадзе, Уваров, 1989. [Sagaradze, Uvarov, 1989. (In Russ.)]
39. Farahat [et al.], 2011.

40. Huang, Ali [et al.] Effect of Copper Addition on the Formability of 304L Austenitic Stainless Steel. / Journal of Materials Engineering and Performance. – 2025. – Vol. 32, No. 8. – P. 3563–3570. – <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07367-2>
41. Torres J., Gordon A.P. Mechanics of the small punch test: a review and qualification of additive manufacturing materials // J. Mater. Sci. – 2021. – Vol. 56. – P. 10707–10744. – <https://doi.org/10.1007/s10853-021-05929-8>
42. E. N. Campitelli, P. Spatig, R. Bonade, W. Hoffelner and M. Victoria, “Assessment of the Constitutive Properties from Small Ball Punch Test: Experiment and Modelling // J. of Nucl. Mater. – 2004. – Vol. 335. – P. 366–378. – <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.07.052>
43. Золоторевский В.С. Механические испытания и свойства металлов. – М.: «Металлургия», 1974. 304 с. [Zolotorevskiy V.S. Mekhanicheskie ispytaniya i svoystva metallov. – Moscow: Metallurgiya, 1974. 304 p.] (In Russ.)

НЕЙТРОНДЫҚ СӘУЛЕЛЕНДІРУДІҢ ҚҰЙЫЛҒАН ЖӘНЕ СУЫҚТАЙ ПРОКАТТАЛҒАН КҮЙІНДЕГІ 316LN БОЛАТЫНЫҢ МЕХАНИКАЛЫҚ ҚАСИЕТТЕРІНЕ ӘСЕРІ

Д. А. Мережко^{*}, А. М. Такиева, М. С. Мережко

ҚР Атом энергиясы жөніндегі агенттігінің «Ядорлық физика институты» РМК, Алматы, Қазақстан

** Байланыс үшін E-mail: diana@inp.kz*

AISI 316LN болаттарының механикалық қасиеттері және олардың 211L–213L модификациялары құйылған және суықтай иленген күйлерінде, сондай-ақ $2 \cdot 10^{19}$ н/см² -ға дейін нейтронды сәулелендіруден кейін Shear Punch және Small Punch әдістерімен зерттелді. Модификацияланған болаттардың беріктігі бойынша 316LN-ден жоғары екендігі, қасиеттердің ең жақсы үйлесімі 211L болатында бар екендігі көрсетілді. Құйылған болаттардың беріктігінің 2–3 есе төмендеуі ірі түйіршіктермен және құйма ақауларымен байланысты. Нейтронды сәулелендіру құйылған болаттардың радиациялық ақаулардың әсерінен айтарлықтай шынығуын тудырады, ал суықтай илемделген құрылымдарда кернеулердің босансуы байқалады. Микроқұрылымдық талдау құйылған және суықтай илемделген күйлер арасындағы деформация мен сыну механизмдеріндегі айырмашылықтарды анықтады.

Түйін сөздер: азотты болаттар, нейтрондық сәулелену, легірлеу, shear punch, механикалық қасиеттері.

EFFECT OF NEUTRON IRRADIATION ON MECHANICAL PROPERTIES OF 316LN STEEL IN CAST AND COLD ROLLED CONDITIONS

D. A. Merezko^{*}, A. M. Takiyeva, M. S. Merezko

RSE “Institute of Nuclear Physics” of the Agency of the RK for Atomic Energy, Almaty, Kazakhstan

** E-mail for contacts: diana@inp.kz*

The mechanical properties of AISI 316LN steel and its 211L–213L modifications were investigated in both cast and cold-rolled conditions, as well as after neutron irradiation up to a fluence of $2 \cdot 10^{19}$ n/cm², using the Shear Punch and Small Punch testing methods. The results showed that the modified steels exhibited higher strength compared to 316LN, with 211L demonstrating the most favorable combination of properties. The 2–3-fold reduction in the strength of cast steels was attributed to coarse grain size and casting defects. Neutron irradiation led to significant hardening of cast steels due to the formation of radiation-induced defects, whereas stress relaxation was observed in cold-rolled structures. Microstructural analysis revealed distinct differences in the deformation and fracture mechanisms between the cast and cold-rolled conditions.

Keywords: nitrogen steels, neutron irradiation, alloying, shear punch test; mechanical properties.