

ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АМГ-2, ОБЛУЧЁННЫХ НЕЙТРОНАМИ

Рафиков Э.Р
Байтелесов С.А
Аликулов Ш.А
Таджибаев Д.П.

*Институт ядерной физики Академии наук Республики Узбекистан, Ташкент,
Узбекистан.*

Email: raficoveldar@gmail.com

Аннотация. В работе рассмотрены закономерности изменения механических характеристик предела текучести, предела прочности, микротвёрдости и пластичности деформируемого алюминиево-магниевого сплава АМг-2 под воздействием реакторного нейтронного облучения. Проанализированы физические механизмы радиационного повреждения: образование первичных точечных дефектов в каскадах смещений, их эволюция в дислокационные петли и поры, а также вклад трансмутационных превращений ($^{27}\text{Al} \rightarrow ^{28}\text{Si}$) в упрочнение матрицы. На основе модели дисперсного барьерного упрочнения выполнена иллюстративная количественная оценка прироста предела текучести, предела прочности, микротвёрдости и снижения пластичности сплава АМг-2 в диапазоне флюенсов быстрых нейтронов 10^{17} – 10^{21} н/см²; результаты представлены в виде расчётных графиков и таблиц. Обсуждены корреляции между структурными параметрами (плотностью и размером радиационных дефектов) и результатами механических испытаний. На основе анализа сформулированы нерешённые вопросы и предложено направление дальнейшего диссертационного исследования.

Ключевые слова: сплав АМг-2, нейтронное облучение, радиационное упрочнение, дислокационные петли, флюенс быстрых нейтронов, микротвёрдость, модель дисперсного барьерного упрочнения, реакторное материаловедение.

1. Введение

Алюминий и его сплавы традиционно применяются в качестве конструкционных материалов исследовательских ядерных реакторов для оболочек тепловыделяющих элементов, вытеснителей, каналов облучения, ампул и элементов активной зоны. Такой выбор обусловлен малым сечением поглощения тепловых нейтронов, высокой теплопроводностью, удовлетворительной коррозионной стойкостью в воде и

относительной технологичностью обработки. Одним из наиболее распространённых представителей этой группы является деформируемый нетермоупрочняемый сплав АМг-2 (система Al–Mg, ~2 % Mg), а также родственный ему сплав САВ-1, широко использованные в конструкциях реакторов типа ВВР-К, ВВР-М, ИРТ и ряда других установок.

Длительная эксплуатация в активной зоне сопровождается накоплением радиационных повреждений, которые изменяют микроструктуру сплава и, как следствие, его механические свойства. Прочность и твёрдость, как правило, возрастают, тогда как пластичность и вязкость разрушения снижаются - явление, известное как радиационное упрочнение и охрупчивание [8, 9]. Для обоснования ресурса и безопасности эксплуатации внутриреакторных устройств необходимо количественное понимание того, как флюенс быстрых нейтронов, температура облучения и исходное структурное состояние сплава определяют кинетику этих изменений [1, 2].

Цель работы систематизировать имеющиеся данные о механизмах радиационного упрочнения сплава АМг-2 [1–10], выполнить иллюстративный расчёт дозовых зависимостей прочностных характеристик по модели дисперсного барьерного упрочнения (табл. 1–2, рис. 1–3) и на этой основе сформулировать задачи диссертационного исследования.

2. Сплав АМг-2 как объект исследования

АМг-2 - деформируемый алюминиевый сплав системы Al–Mg (номинально 1,8–2,6 % Mg, до 0,6 % Mn, примеси Fe, Si, Cu, Zn), не упрочняемый термической обработкой. Упрочнение в исходном состоянии обеспечивается твёрдорастворным механизмом (атомы Mg в решётке Al) и, в нагартованных состояниях, дислокационным механизмом. Сплав обладает умеренной прочностью (предел текучести отожжённого материала порядка 60–100 МПа, предел прочности 170–200 МПа), высокой пластичностью и хорошей коррозионной стойкостью, что и обусловило его выбор для внутриреакторных конструкций, работающих в водной среде при умеренных температурах (30–70 °C) [2, 6].

Важной особенностью системы Al–Mg в условиях реакторного облучения является высокая подвижность точечных дефектов уже при близких к комнатным температурам, что способствует активной эволюции каскадов смещений в протяжённые дефекты - дислокационные петли и поры - уже на стадии облучения.

3. Физические механизмы радиационного повреждения

3.1. Первичное повреждение и каскады смещений

Быстрые нейтроны, упруго рассеиваясь на ядрах решётки, передают атомам отдачи энергию, достаточную для смещения из узлов кристаллической решётки. Развивающийся каскад смещений порождает пространственно скоррелированные скопления вакансий и межузельных атомов. Долю выживших после внутрикаскадной рекомбинации дефектов принято характеризовать в единицах смещений на атом (сна, дпа) - интегральной мерой, учитывающей энергетический спектр нейтронов [9].

3.2. Эволюция дефектов: дислокационные петли и поры

При температурах эксплуатации, характерных для исследовательских реакторов, межузельные атомы и вакансии в алюминии достаточно подвижны, чтобы коагулировать в протяжённые дефекты. Межузельные атомы конденсируются в дислокационные петли (в том числе френковские петли на плоскостях {111}), а избыточные вакансии - в вакансионные поры либо в дислокационные петли вакансионного типа. Именно дислокационные петли выступают основными короткодействующими барьерами для скольжения дислокаций и определяют величину радиационного упрочнения [3, 4].

3.3. Трансмутационное легирование: превращение Al → Si

Специфической особенностью облучения алюминия является образование кремния по цепочке реакций $^{27}\text{Al}(n,\gamma)^{28}\text{Al} \rightarrow ^{28}\text{Si}$ (через β^- -распад), а также $^{27}\text{Al}(n,\alpha)^{24}\text{Na}$. При высоких флюенсах концентрация трансмутационного кремния становится достаточной для образования дисперсных Si-содержащих выделений, дающих дополнительный вклад в упрочнение по дисперсионному механизму [5, 10].

4. Модель дисперсного барьерного упрочнения

Прирост предела текучести за счёт дисперсных радиационных барьеров (дислокационных петель, пор) в первом приближении описывается моделью дисперсного барьерного упрочнения (dispersed barrier hardening) [9]:

$$\Delta\sigma_y = \alpha \cdot M \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{(N \cdot d)}$$

где G - модуль сдвига, b - вектор Бюргерса, M - фактор Тейлора, N и d - объёмная плотность и средний размер барьеров, α - безразмерный параметр эффективности барьера. Для иллюстративной количественной оценки использованы значения параметров, приведённые ниже в табл. 1, а плотность и размер барьеров заданы насыщающимися функциями флюенса $N(\Phi)$ и $d(\Phi)$, качественно отражающими известную из литературы [3, 4] кинетику накопления дефектов (быстрый рост на начальном участке с последующим насыщением при высоких флюенсах).

Таблица 1 - Параметры расчёта, использованные в модели

Параметр	Значение	Комментарий
Модуль сдвига алюминия, G	26,0 ГПа	справочное значение для Al
Вектор Бюргерса, b	0,286 нм	для ГЦК Al, $\langle 110 \rangle/2$
Фактор Тейлора, M	3,06	для поликристалла ГЦК
Коэффициент эффективности барьера, α	0,20	типично 0,1–0,3 для дислокационных петель
Предельная плотность барьеров, Nmax	$1,2 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$	параметр насыщения модели
Характерный флюенс насыщения по плотности, FN	$8,0 \times 10^{19} \text{ н/см}^2$	параметр модели
Диапазон среднего размера петель, d	2–6 нм	параметр модели
$\sigma_{0.2}$ / σ_B / δ исходного (необлучённого) состояния	70 / 190 МПа / 20 %	типичные справочные значения для отожжённого АМг-2

Табл. 1. Исходные параметры модели дисперсного барьерного упрочнения, принятые для расчёта (см. формулу выше и [2, 9]).

Результаты расчёта дозовых зависимостей прироста предела текучести $\Delta\sigma$, предела текучести $\sigma_{0.2}$, предела прочности σ_B , относительного удлинения δ и микротвёрдости HV (пересчитанной из $\sigma_{0.2}$ по соотношению Табора $HV \approx C \cdot \sigma_{0.2}/9,807$, $C \approx 3,0$ [7]) по параметрам табл. 1 приведены ниже в табл. 2 и далее показаны графически на рис. 1–3.

Таблица 2 Расчётные значения структурных параметров и механических характеристик АМГ-2 в зависимости от флюенса быстрых нейтронов

Φ , н/см ² ($E > 0,1$ МэВ)	N , м ⁻³	d , нм	$\Delta\sigma_y$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	HV, кгс/мм ²
$1,0 \times 10^{17}$	$1,5 \times 10^{19}$	2,0	0,8	70,8	190,6	19,8	21,7
$3,0 \times 10^{17}$	$4,5 \times 10^{19}$	2,0	1,4	71,4	191,0	19,6	21,8
$1,0 \times 10^{18}$	$1,5 \times 10^{20}$	2,1	2,6	72,6	191,9	19,4	22,2
$3,0 \times 10^{18}$	$4,4 \times 10^{20}$	2,4	4,7	74,7	193,5	18,8	22,8
$1,0 \times 10^{19}$	$1,4 \times 10^{21}$	3,1	9,6	79,6	197,2	17,7	24,3
$3,0 \times 10^{19}$	$3,8 \times 10^{21}$	4,5	18,8	88,8	204,1	15,7	27,2
$6,0 \times 10^{19}$	$6,3 \times 10^{21}$	5,5	26,8	96,8	210,1	14,2	29,6
$1,0 \times 10^{20}$	$8,6 \times 10^{21}$	5,9	32,2	102,2	214,2	13,2	31,3
$3,0 \times 10^{20}$	$1,2 \times 10^{22}$	6,0	38,2	108,2	218,6	12,2	33,1
$1,0 \times 10^{21}$	$1,2 \times 10^{22}$	6,0	38,6	108,6	219,0	12,2	33,2

Табл. 2. N , d - расчётная плотность и средний размер дислокационных петель; $\Delta\sigma_y$ - расчётный прирост предела текучести; $\sigma_{0.2}$, σ_b , δ , HV - оценочные механические характеристики облучённого сплава (исходные необлучённые значения: $\sigma_{0.2} = 70$ МПа, $\sigma_b = 190$ МПа, $\delta = 20$ % - см. [2, 6]). Данные табл. 2 положены в основу графиков на рис. 1–3 (раздел 5).

Необходимо подчеркнуть, что приведённые в таблице 2 значения - это результат иллюстративного модельного расчёта по формуле дисперсного барьерного упрочнения с параметрами, типичными для алюминиевых сплавов по данным литературы, а не воспроизведение конкретного экспериментального массива данных. Их назначение - показать качественный и порядковый характер дозовых зависимостей и методику расчёта; для диссертационной работы эти оценки подлежат уточнению и верификации на реальных облучённых образцах.

5. Графическое представление расчётных зависимостей

Данные таблицы 2 представлены ниже на рис. 1–3 в виде дозовых зависимостей от флюенса быстрых нейтронов Φ (логарифмическая шкала по оси абсцисс).

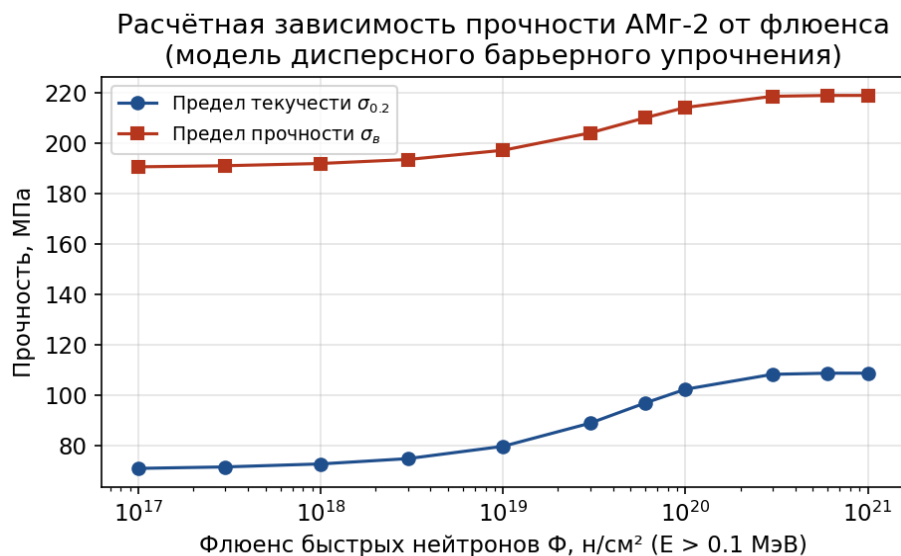


Рис. 1. Расчётная зависимость предела текучести $\sigma_{0.2}$ и предела прочности σ_B сплава АМг-2 от флюенса быстрых нейтронов (по данным табл. 2).

Расчётные зависимости пластичности и микротвёрдости АМг-2 от флюенса нейтронов

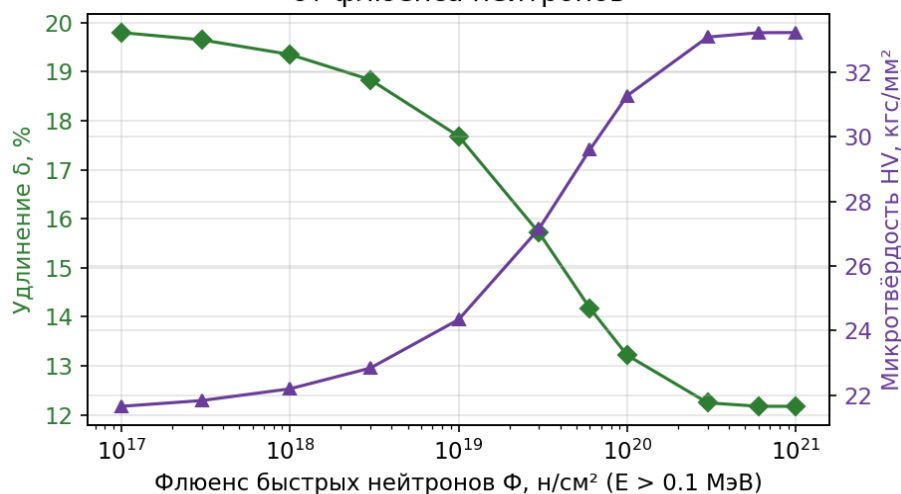


Рис. 2. Расчётные зависимости относительного удлинения δ и микротвёрдости HV сплава АМг-2 от флюенса быстрых нейтронов (по данным табл. 2; ср. [2, 7]).

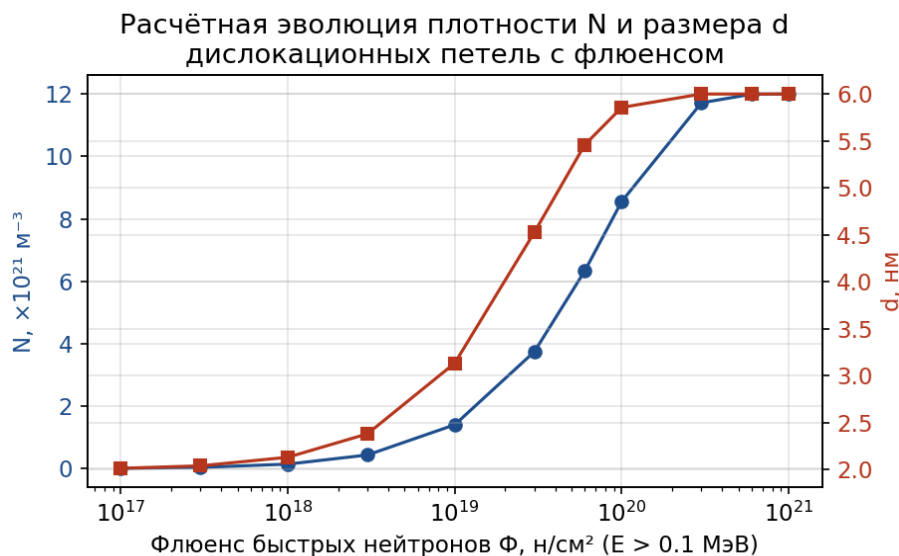


Рис. 3. Расчётная эволюция плотности N и среднего размера d дислокационных петель с ростом флюенса (по данным табл. 2) - структурная основа наблюдаемого на рис. 1–2 упрочнения и охрупчивания; ср. данные малоуглового рассеяния нейтронов [3, 4].

Как видно из рис. 1–3 (табл. 2), наиболее интенсивное изменение свойств происходит в диапазоне флюенсов 10^{19} – 10^{20} n/cm^2 , что соответствует участку быстрого роста плотности N дислокационных петель (рис. 3); при более высоких флюенсах плотность и размер барьеров приближаются к насыщению, вследствие чего прирост прочности и падение пластичности также выходят на плато. Такой ход зависимостей качественно согласуется с закономерностями, описанными в литературе для алюминиевых сплавов, облучённых в исследовательских реакторах [1, 2, 9].

6. Методы диагностики и корреляция «структура - свойства»

Для сопоставления структурных изменений с прочностными характеристиками применяется комплекс взаимодополняющих методов:

- механические испытания на одноосное растяжение и измерение микротвёрдости по Виккерсу [7] - как экспрессный и малообразцовый метод оценки упрочнения непосредственно на облучённых образцах в «горячих» камерах;
- малоугловое рассеяние нейтронов (МУРН) [3, 4] - для оценки объёмной плотности, характерного размера и функции распределения по размерам радиационных дефектов;
- нейтронная и рентгеновская дифракция [3] - для анализа изменения параметра решётки, микродеформаций и остаточных напряжений;

- просвечивающая электронная микроскопия [5] - для прямой визуализации дислокационных петель, пор и вторичных фаз и калибровки результатов объёмных методов.

Совместное применение объёмных структурных методов с прямыми измерениями прочности позволяет заменить эмпирические параметры модели (α , N , d), использованные в разделе 4 для иллюстративного расчёта (табл. 1), на экспериментально измеренные величины и тем самым перейти от качественной, оценочной зависимости (табл. 2, рис. 1–3) к верифицированной инженерной модели.

7. Нерешённые вопросы

- отсутствие единой количественной модели, одновременно учитывающей вклад дислокационных петель, вакансионных пор и трансмутационных Si-содержащих выделений в суммарное упрочнение сплавов системы Al–Mg при умеренных температурах облучения (30–70 °C) [1, 5, 9];

- недостаточная изученность влияния постдозовой выдержки и низкотемпературного пострadiационного отжига на релаксацию упрочнения и восстановление пластичности сплава АМг-2 [5];

- ограниченность экспериментальных данных, пригодных для калибровки параметров α , $N(\Phi)$, $d(\Phi)$ модели дисперсного барьерного упрочнения (табл. 1) непосредственно для сплава АМг-2 (в отличие от иллюстративных значений, принятых в разделе 4 и использованных для построения табл. 2 и рис. 1–3);

- отсутствие верифицированных инженерных зависимостей $\Delta\sigma_y(\Phi, T)$ для АМг-2, пригодных для оценки остаточного ресурса конкретных реакторных узлов [1, 2].

8. Заключение и предлагаемое направление диссертационного исследования

Проведённый анализ и иллюстративный расчёт (табл. 1–2, рис. 1–3) показывают, что изменение прочности сплава АМг-2 при нейтронном облучении определяется совокупностью взаимосвязанных процессов - образованием и эволюцией точечных дефектов, формированием дислокационных петель и пор, а также трансмутационным легированием кремнием, и может быть качественно описано моделью дисперсного барьерного упрочнения [1, 2, 9].

В качестве направления диссертационного исследования предлагается: (1) систематическое исследование образцов сплава АМг-2, облучённых в исследовательском реакторе до ряда флюенсов быстрых нейтронов в интервале 10^{16} – 10^{20} н/см²; (2) определение прочностных характеристик методами механических испытаний и микротвёрдости [7]; (3) параллельное структурное исследование методами малоуглового рассеяния и дифракции нейтронов для определения реальных $N(\Phi)$ и $d(\Phi)$ [3, 4]; (4) уточнение параметров модели дисперсного барьерного

упрочнения (раздел 4, табл. 1) на основе полученных экспериментальных данных и построение верифицированной инженерной зависимости взамен иллюстративной (табл. 2, рис. 1–3); (5) оценку влияния пострadiaционного отжига на восстановление механических свойств [5, 6].

Список литературы

Ниже приведён нумерованный список источников; номера в квадратных скобках по тексту статьи ([1]...[10]) соответствуют номерам пунктов данного списка.

1. Аликулов Ш.А., Байтелесов С.А., Кунгуров Ф.Р., Таджибаев Д.П., Тожибоев Д.Д. Изменение прочности алюминиевых сплавов САВ-1, АМГ-2, облучённых нейтронами // Вестник НЯЦ РК. - 2023. - № 3. - С. 25–32.

2. Салихбаев У.С., Байтелесов С.А., Хидиров И.Г., Кунгуров Ф.Р., Саидов А.С., Сандалов В.Н. Влияние реакторного облучения на микроструктуру и микротвёрдость алюминиевых сплавов САВ-1 и АМГ-2 // Альтернативная энергетика и экология. - 2008. - № 9 (65). - С. 105–109.

3. Лебедев В.М., Лебедев В.Т., Орлов С.П., Марголин Б.З., Морозов А.М. Исследование наноразмерной структуры сплава САВ-1, облучённого быстрыми нейтронами до высоких флюенсов, методом малоуглового рассеяния нейтронов // Физика твёрдого тела. - 2014. - Т. 56, вып. 1. - С. 160–164.

4. Лебедев В.М., Лебедев В.Т., Иванова И.Н., Орлов С.П., Орлова Д.Н. Структура алюминиевых сплавов, облучённых нейтронами реактора // Физика твёрдого тела. - 2010. - Т. 52, вып. 5. - С. 934–936.

5. Максимкин О.П., Цай К.В., Рофман О.В., Сильнягина Н.С. Влияние нейтронного облучения и пострadiaционного отжига на микроструктуру и свойства сплава Al–Mg–Si // Физика металлов и металловедение. - 2016. - Т. 117, № 9. - С. 1–8.

6. Максимкин О.П., Яровчук А.В., Аулова Д.С., Турубарова Л.Г., Карбышева С.В. Коррозионная стойкость алюминиевого сплава САВ-1 после эксплуатации в активной зоне реактора ВВР-К и хранения в водном бассейне // Вопросы атомной науки и техники. - 2010. - № 5. - С. 78–83.

7. Глазов В.В. Микротвёрдость металлов. - М., 1973. - 272 с.

8. Краст Х.Б., Лайвиньш А.Г., Бялобжеский А.В., Тиликс Ю.Е. Исследование алюминиевой оболочки отработанных твэлов реактора ИРТ-2000 // Атомная энергия. - 1969. - Т. 27, вып. 4. - С. 286–289.

9. Farrell K., King R.T. Radiation-induced strengthening and embrittlement in aluminum // Metallurgical Transactions. - 1973. - Vol. 4, No. 5. - P. 1223–1231.

10. Hajewska E. Investigation of the properties of aluminium alloys used in the construction of nuclear research reactors. Raport IAE-2155/VI. - Otwock-Świerk, 1993. - P. 39–41.