

PACS: 621.715:539.376

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННОГО СПЛАВА АК8 В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

**В. Ф. Клепиков¹, Е. М. Прохоренко¹, В. В. Литвиненко¹, В. В. Брюховецкий¹,
С. Е. Донец¹, В. Н. Борискин², А. Н. Довбня², Н. А. Шульгин², Т. Г. Прохоренко³**

¹*Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,*

²*ІНЦ Харківський фізико-технічний інститут НАН України,*

³*Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет*

Поступила в редакцию 10.10.2016

Изучалась эффективность применения электронных пучков для исследования воздействия ионизирующего излучения на конструкционные сплавы 2014 (АК8). Измерялись механические характеристики (твердость, предельная прочность, условный предел текучести) образцов до и после облучения. Исследовалось изменение структуры конструкционных сплавов, которое произошло в результате воздействия пучка электронов.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, механические характеристики, выделения на границах зерен.

ЗМІНА СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ КОНСТРУКЦІЙНОГО СПЛАВУ АК8 В РЕЗУЛЬТАТІ ДІЇ ЕЛЕКТРОННОГО ОПРОМІНЕННЯ

**В. Ф. Клепиков, Є. М. Прохоренко, В. В. Литвиненко, В. В. Брюховецький,
С. Є. Донець, В. М. Борискін, А. М. Довбня, М. А. Шульгін, Т. Г. Прохоренко**

Вивчалася ефективність застосування релятивістських електронних пучків для дослідження впливу іонізуючого випромінювання на конструкційні сплави 2014 (АК8). Вимірювалися механічні характеристики (твердість, гранична міцність, умовна границя плинності) зразків до і після опромінення. Досліджувалася зміна структури конструкційних сплавів, яка відбулась в результаті впливу пучка електронів.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, механічні характеристики, виділення на границях зерен.

I CHANGE OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF CONSTRUCTION ALLOY OF AK8 AS A RESULT OF INFLUENCE OF ELECTRONIC IRRADIATION

**V. F. Klepikov, E. M. Prokhorenko, V. V. Lytvynenko, V. V. Bryukhovetskiy,
S. Ye. Donets, V. N. Boriskin, A. N. Dovbnya, N. A. Shul'gin, T. G. Prokhorenko**

We studied the efficacy of relativistic electron beams for the study of the effects of ionizing radiation on structural alloys 2014 (AK8). Mechanical characteristics (hardness, ultimate strength, conditional limit of fluidity) of samples were measured before and after irradiation. We studied the changes in the structure of structural alloys, which occurred as a result of influence of the electron beam.

Keywords: aluminum alloy, mechanical properties, allocation at grain boundaries.

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы получили широкое распространение в авиастроении, электротехнической промышленности, энергетике. Расширяется перспектива их использования в автомобилестроении. Успешность их применения обусловлена высокими значениями отношения прочности к массе, а также электропроводности и теплопроводности.

Вместе с тем их практическое использование связано с необходимостью учета

ряда фактов: при воздействии напряжения и при наличии влаги проявляются коррозия в области контакта с медью, молибденом, вольфрамом. В кислородосодержащей газовой среде на поверхности образуется высокоомная пленка с повышенной твердостью. При длительной эксплуатации могут происходить твердофазные превращения, приводящие к миграции легирующих элементов к границам зерен и последующему развитию трещин. Представляется интересным провести исследование влияния

радиационно-термических процессов на технологические свойства алюминиевых сплавов. Радиационно-термические процессы предполагают сравнимое по значимости воздействие радиационного и температурного факторов, при этом повышение температуры достигается в результате облучения. Понимание особенностей поведения материалов в условиях радиационно-температурных нагрузок может представлять интерес, как моделирование стрессового тестового воздействия на конструкционный ядерный материал.

Ранее нами было установлено, что облучение импульсными электронными пучками промышленных алюминиевых сплавов приводит к изменению ряда их характеристик. В работе [1] определены условия облучения сплавов алюминия в режиме предплавления с появлением участков жидкой фазы. Это способствовало появлению в материале сплава мелкодисперсных кристаллитов, которые повышали его поверхностную твердость.

В работе [2] показано увеличение относительного удлинения до разрушения образцов дюралюминия, которые деформируются в режиме сверхпластичности. Образцы предварительно прошли обработку сильнооточным релятивистским пучком.

Механизмы влияния облучения на свойства сплавов могут заключаться как в радиационно-термических эффектах, приводящих к образованию новых фаз и выделению легирующих элементов на границах зерен, так и в радиационно-акустических эффектах, также способных воздействовать на дислокационную структуру [3].

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Известно, что в результате облучения в сплавах возможно протекание ряда процессов, которые в итоге приводят к изменению их характеристик: упрочнению, высоко- и низкотемпературному радиационному охрупчиванию, радиационному росту, радиационной ползучести, радиационному распуханию, наведенной активности [4].

Следует отметить, что полученные образцами флюенсы облучения порядка 10^{14} – 10^{15} эл/см² недостаточны для эволюционного накопления радиационных дефектов,

способных привести к изменениям свойств. Однако действие температурного фактора в результате нагрева образцов до 420–500 °С способно привести к иницированию выделения вторичных фаз, а электронное облучение способствовало интенсификации этих процессов в результате активации электронной подсистемы, создания температурного градиента в объеме образца. С целью прогнозирования развития общих закономерностей изменения структуры и физико-механических свойств сплавов необходимо изучить вопросы зарождения различных нарушений и дефектов, а также проследить динамику их развития.

ПРОВЕДЕНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ, ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В качестве источника излучения использовался ускоритель ЛУЭ-10 ННЦ ХФТИ НАН Украины [5]. Обработка проводилась при следующих значениях пучка: энергия электронов ~ 8,2–8,3 МэВ, ток пучка — 0,8 мА. Система сканирования пучка обеспечивала равномерное облучение образцов с размерами 4 см × 30 см. Толщина образцов 3 мм. Время обработки составляло 210–290 с, что обеспечивало флюенсы порядка 10^{15} эл/см². После обработки образцы выдерживались в течение 1 года для соблюдения норм радиационной безопасности.

Температура образцов регистрировалась системой дистанционной диагностики в оптическом и инфракрасном диапазоне [6]. Облучались образцы сплава АК 8. Сплавы на основе системы Al-Mg-Cu-Si классифицируются как сплав 2014. Аналогами являются сплавы марки АК4, АК6, АК8. При их изготовлении в состав дополнительно вводится марганец (Mn). Также в сплаве присутствует железо в виде примесей.

Образцы после обработки были обследованы посредством различных методов.

Для выявления зеренной структуры были изготовлены шлифы. Их приготовление осуществлялось по следующей схеме. Из облученных заготовок сплава вырезаны образцы необходимых размеров. После этого осуществлялась шлифовка. На следующем этапе производилась механическая

полировка с использованием алмазной пасты различной зернистости. Доводку шлифов проводили алмазной пастой зернистости 0,25/0. После этого шлифы подверглись химическому травлению. Для травления применяли 22 % кислотный реактив. В его составе 78 % воды (H_2O), 17 % азотной кислоты (HNO_3), и 5 % плавиковой кислоты (HF). Размер зерна определяли по методу секущей. Это позволяет получить относительную погрешность в измерениях не более, чем 10 % при доверительной вероятности 0,95. Структуру поверхностного слоя алюминиевого сплава исследовали с использованием оптических микроскопов МИМ-6, МБС-9, BRESSER-NV-1200. Измерения микротвердости проводили по методу Виккерса на микротвердомере «LECO» LM700AT с приложенной нагрузкой 25 г.

В исходном состоянии сплава размер зерна составлял 29 мкм. Зерна в основном разномзернистые. По равноосности наблюдается 30 % разброс (рис. 1).

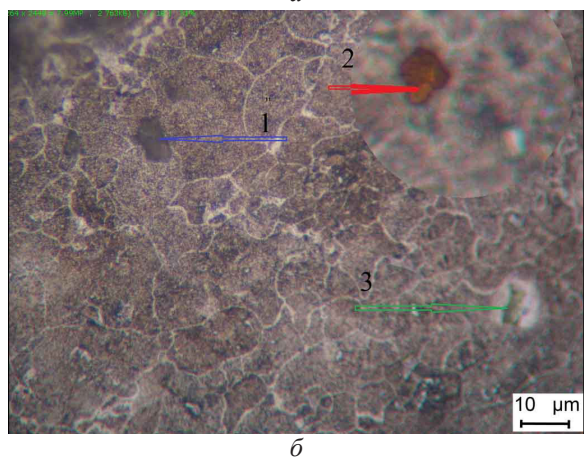
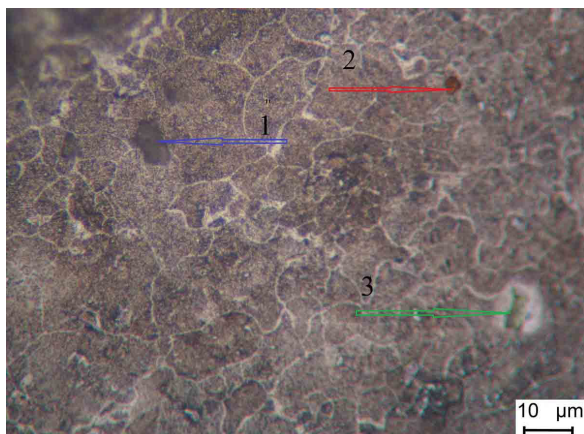


Рис. 1. Зеренная микроструктура исходного образца сплава 2014 (AK8). На рис. 1б приведена увеличенная фотография включения Al_2Cu_2Fe

Микротвердость необлученного образца имела значение 136 кг/мм^2 . На поверхности материала были обнаружены вкрапления различных включений. Установлено, что вкрапление, обозначенное стрелкой 1 (синий цвет), является пластинкой $(MnFe)Al_6$ [7]. Также найдены вкрапления фазы Al_2Cu_2Fe , которая не растворяется в алюминии (стрелка 2, красный цвет). Снимок с большим увеличением приведен на рис. 1б. Обнаружены и вкрапления алюмосиликатов, которые образуют фазы $W(Al_xMg_5Cu_6Si_4)$ [8]. На рисунке они обозначены зеленой стрелкой с номером 3.

Механические макрохарактеристики были получены в результате проведенных испытаний на разрывной машине. Предел прочности (временное сопротивление разрушению) $\sigma_b = 48,4 \text{ кг/мм}^2$, предел текучести $\sigma_{0,2} = 36 \text{ кг/мм}^2$. Максимальное удлинение до разрушения 20 %.

После обработки сплава ускоренными электронами была выполнена аналогичная процедура. Фотография поверхности обработанного ускоренными электронами образца представлена на рис. 2.

Микротвердость имела величину 118 кг/мм^2 . Макрохарактеристики отличались от предыдущего случая в меньшую сторону. Предел прочности (временное сопротивление разрушению) $\sigma_b = 31 \text{ кг/мм}^2$, предел текучести $\sigma_{0,2} = 20 \text{ кг/мм}^2$. Максимальное удлинение до разрушения снизилось до значения 15 %. Таким образом, в результате облучения снизилась прочность сплава. Особенно сильно снижается пластичность сплавов. На срезе были обнаружены включения аналогичные тем, что были и в необлученном образце. Так стрелками 1 (синий цвет) обозначены включения $(MnFe)Al_6$, стрелкой 4 (розовый цвет) фаза Mn_3Al_2 (рис. 2б). Данные включения являются упрочняющими. Стрелкой 5 (желтый цвет) отмечены силикаты Mg_2Si .

Как следует из рис. 2а часть алюмосиликатов являются межзеренными включениями. Это снижает твердость сплава. При этом твердость отдельных включений алюмосиликата составляет значение $400 - 430 \text{ кг/мм}^2$. Наличие включений после облучения свидетельствует о том, что для их растворения

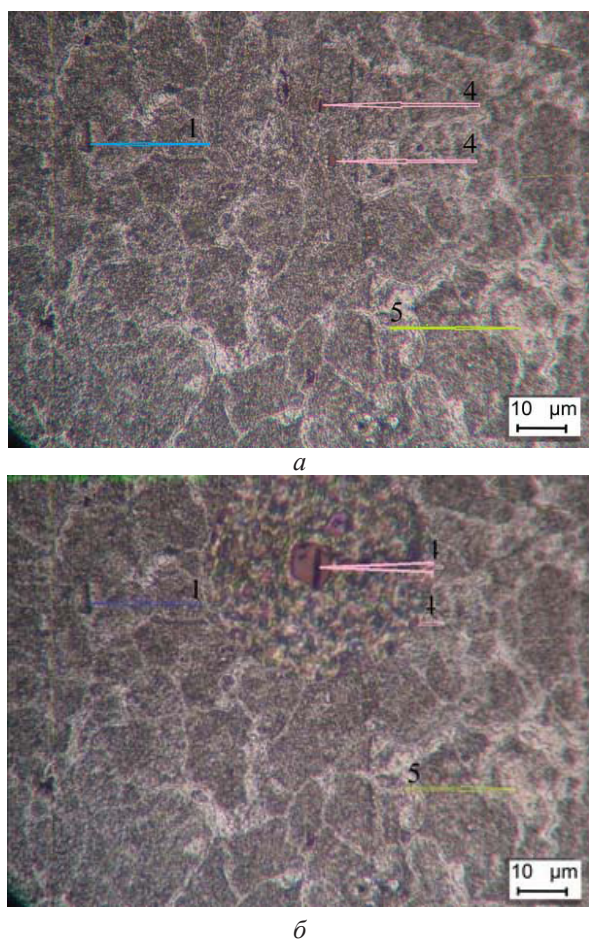


Рис. 2. Микроструктура облученного образца сплава 2014 (AK8). На рис. 2б приведено увеличенное изображение включения Mn_3Al_2

необходимы большие значения энергий и поглощенных доз.

Для образцов, облученных более высокой дозой, значения механических характеристик составили следующие значения: предел прочности (временное сопротивление разрушению) $\sigma_b = 24,4$ кг/мм², предел текучести $\sigma_{0,2} = 15$ кг/мм². Максимальное удлинение до разрушения 6 %.

После облучения наблюдаем увеличение зерен до значения 33 мкм. Появляются крупные зерна, окруженные более мелкими. Это вызвано процессом собирательной рекристаллизации. Аналогичные результаты получаем и при обследовании образцов, которые облучались с большей экспозицией времени.

Следовательно, в случае облучения ускоренными электронами с приведенными выше характеристиками, наблюдается деградация сплава 2014. С увеличением дозы ухудшаются механические, прочностные и твердостные характеристики.

Для проведения механических испытаний были изготовлены тимплеты длиной 35 мм, шириной 2 мм и толщиной 4 мм. Измерения проводили при температуре 300 °С.

Разрывы располагались в центральной части тимплеты. Фотографии разрывов приведены на рис. 3.



Рис. 3. Фотография формы разрывов тимплет

Все тимплеты имеют различные направления разрыва. Однако, для всех разрывов существует общая закономерность. Из рисунка видно, что нет сужения шеек тимплет. По своим характеристикам все разрывы были хрупкими.

На следующем этапе провели анализ снимков, которые были получены на растровом электронном микроскопе. Они приведены на рис. 4.

На поверхности зерен (рис. 4б) наблюдаем значительное количество кратеров, воронок с вытянутыми стенками. Они образовались в точках нахождения различных включений интерметаллидных соединений. При разрыве осуществлялось несколько механизмов. Основную площадь занимал межзеренный хрупкий разрыв. Его образец отмечен желтым цветом (индекс А). Он имеет плоскую поверхность с незначительным количеством ямок различного типа. Вторым по занимаемой площади есть хрупкий разрыв, который проходит по субгранице (зеленый цвет, индекс В). На его поверхности находится несколько небольших равноосных ямок с нормальными границами. Их количество значительно больше, чем в других точках. Одной из причин их повышенной концентрации на поверхности зерен могут быть особенности прохождения собирательной рекристаллизации в алюминиевых сплавах [11, 12]. При радиационной обработке сплава

происходит образование подвижных границ зерен. В микроскопическом рассмотрении наблюдается процесс повышения подвижности дислокаций, усиливаются процессы миграции вакансий. При этом образуются субзерна (кристаллиты с малыми различиями в ориентировке, меньше 10°) и стенки отдельных кристаллов превращаются в псевдо плоские субграницы. Под псевдо плоскими (subboundary) субграницами подразумеваются стенки кристаллов большой кривизны и повышенной подвижности, сформированные плоскими скоплениями дислокаций. При этом различные примеси, интерметаллидные частицы, включения движутся на фронте субграницы. Это способствует повышению их концентрации на границе. С повышением накопления различных включений изменяется и сила сцепления отдельных частиц с матрицей сплава, что дает увеличение количества кратеров на разрыве.

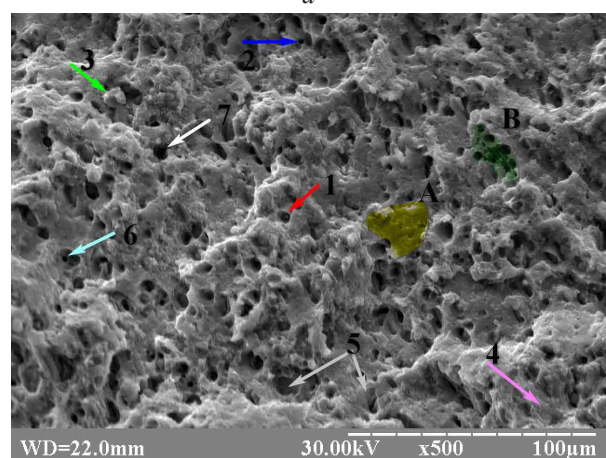
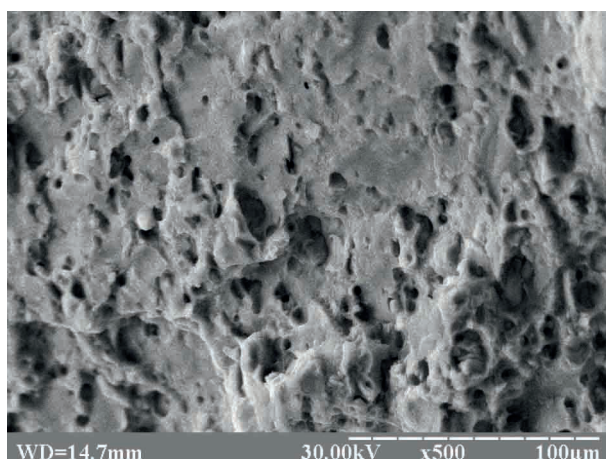


Рис. 4. Фотография (увеличение $\times 500$) структуры разрывов тимплет: *а* — до облучения, *б* — после облучения

В материале обнаружены различные включения. Так красной стрелкой (индекс один) обозначены ямки, в которых находится богатое железом включение. Этим включением является фаза Al_2Cu_2Fe , которая не растворяется в сплаве АК8. Ямки образуются вокруг данного включения. Они являются симметричными и имеют ровные верхние края. Так как ямки имеют характерную форму и структуру (язычковая сердцевина), то их обнаружение позволяет определить структуру включения.

Синей стрелкой (индекс 2) отмечены характерные ямки. Они имеют глубину 3–5 мкм. Ямки расположены в местах сосредоточении микропор. Микропоры зарождаются в области сосредоточения различных несовершенств матрицы материала. Одним из типов несовершенств могут быть микропоры и микротрещины. В условиях объемного трехмерного усилия, необходимого для разрыва границы раздела матрицы материала, происходит накопление микропор и сползание микропор к отдельным областям. Во время этого процесса наблюдается рост и слияние микропор. В дальнейшем происходит разрыв с образованием ямок. Форма и глубина ямок зависит от схемы разрушения, вида разрушения (хрупкое или вязкое) и от чистоты матрицы материала.

Стрелкой 3 зеленого цвета обозначены фазы алюмосиликатов $W(Al_xMg_5Cu_6Si_4)$. Алюмосиликаты имеют значительную твердость, но слабо связаны с матрицей сплава. При разрыве они отрываются целым комком. Их наличие снижает прочность и пластичность сплава.

Розовой стрелкой (индекс 4) отмечен хрупкий скол. Скол имеет структуру ручья и распространялся по вертикали вглубь образца. Сколы появляются в случае неоднородности движения поверхности разрыва. В нашем случае разрыв двигался снизу вверх по фотографии. Следовательно, на начальной части разрыва он проходил по сколовой форме. На рис. 4*а* мы наблюдаем только одну область скола. После облучения их уже три. Т. е. с увеличением дозы, времени обработки возможно увеличение хрупкости. Данное утверждение хорошо согласуется

с тем, что в нашем случае происходит увеличение зерен в результате собирательной рекристаллизации.

Серой стрелкой (маркер 5) отмечены внутризеренные разрывы. В этих точках сосредоточены включения $(\text{MnFe})\text{Al}_6$, которые имеют меньшую твердость и при растяжении могут разрушиться.

Стрелками 6 и 7 обозначены ямки, которые имеют правильную форму и значительные размеры. Их диаметр 8 мкм, глубина 5–8 мкм. Данные ямки образовались в области включений на основе марганца (Mn_3Al_2) [10, 11]. По-видимому, участок с добавкой Mn_3Al_2 остается прикрепленным к основной матрице, а вытягиваются края сплава. Так как марганец является легирующей добавкой, то увеличенное количество таких ямок свидетельствует о повышенной прочности в этой области. В точке, отмеченной стрелкой 6, на дне большой ямки присутствует маленькая сферическая ямка. Основой её образования служило увеличение микропор. Кроме этого, причиной образования кратеров может быть вытягивание зерен в процессе разрыва. При этом образуются равноосные округлые воронки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Облучение конструкционного сплава 2014 (AK8) электронным пучком в режиме нагрева до 420–500 °С приводит к накоплению микровключений на границах зерен посредством механизма собирательной рекристаллизации. Локальные изменения концентраций легирующих элементов приводят к разупрочнению сплава.

Для тестирования конструкционных материалов к устойчивости их эксплуатационных характеристик в условиях действия экстремальных факторов целесообразно использовать технологические ускорители электронов.

Наблюдаемые изменения механических характеристик могут служить признаком изменения коррозионной стойкости, о чем свидетельствует, в том числе, обнаруженная фаза Mg_2Si . Процессы под облучением во многом аналогичны процессам старения, сопровождающимся образованием модулированных структур, однако происходят за значительно меньшие периоды времени.

REFERENCES

1. Bryukhovetskiy V. V., Bazaleev N. I., Klepikov V. F., Litvinenko V. V., Bryukhovetskaia O. E., Prokhorenko E. M., Uvarov V. T., Ponomar'ov A. G. Features of structure of industrial aluminum alloy surfaces 6111 in the area of influence of a pulsed electron beam in a premelting mode // *Problems of Atomic Science and Technology*. — 2011. — No. 2/(72). — P. 28–32.
2. Bryukhovetskiy V. V., Litvinenko V. V., Klepikov V. F., Kuznetsova R. I., Poyda V. P., Kivshik V. F., Uvarov V. T. Effect of pulsed electron irradiation on the parameters of superplasticity duralumin // *Physics and chemistry of materials processing*. — 2002. — No. 4. — P. 33–38.
3. Uvarov V. T., Uvarov V. V., Robuk V. N., Bazaleev N. I., Ponomarev A. G., Nikitin A. N., Lonin Yu. F., Ivankina T. I., Klepikov V. F., Lytvyneko V. V., Donets S. Ye. Radiation acoustic control over the thermal parameter of construction materials irradiated by intense relativistic electron beam // *Phys. of Part. and Nucl. Latter*. — 2014. — Vol. 11, No. 3. — P. 274–281.
4. Voevodin V. N., Nekludov I. M. Problems of the radiation resistance of structural materials of nuclear power // *Bulletin of the Kharkov University a series of physical: Nuclei, particles, fields*. — 2006. — Vol. 4/(32), No. 746. — P. 3–22.
5. Ayzatsky N. I., Boriskin V. N., Dovbnya A. N., Zykov A. I., Zlunitsyn E. S., Karasev S. P., Krasnogolovets M. A., Popenko V. A., Pugachev G. D., Tour Yu. D., Uvarov V. L., Fursov G. L. Radiation technology with the use of electron and bremsstrahlung // *Problems of Atomic Science and Technology. Series: nuclear physics research*. — 1999. — Vol. 1/(33). — P. 61–63.
6. Boriskin V. N., Romanovsky S. K., Momot V. A., Titarenko Yu. A., Titov D. V., Uvarov V. L., Shevchenko V. A., Shelepko S. V. Optical monitoring the temperature of objects irradiated at an electron accelerator // *Problems of atomic science and technologies*. — 2015. — No. 6(100). — P. 105–107.
7. Fellows J. *Fractography and Atlas of Fractographs*. — Ohio: Metals Park, 1980. — 490 p.
8. Lucio F. Mondolfo. *The structure and properties of aluminum alloys*. — University of Michigan: Butterworths, 1976. — 971 p.
9. Troeger L. P., Starke E. A. Jr. Microstructural and mechanical characterization of a superplastic 6xxx aluminum alloy // *Mater. Sci. and Eng. A*. — 2000. — Vol. 277. — P. 102–113.