

**STUDY OF FRACTURE STRUCTURE OF CYLINDRICAL SAMPLES  
OF 6101 ALUMINUM ALLOY UNDER STATIC TENSION  
AFTER STANDARD HEAT TREATMENT**

*Daria Kurbanovna Magomedova, Elena Aleksandrovna Ryabokon,  
Daria Vladimirovna Ryabokon <sup>a</sup>*

Federal State Treasury Military Educational Institution of Higher Education “Military Orders of Zhukov and Lenin Red Banner Academy of Communications named after Marshal of the Soviet Union S.M. Budyonny” of the Ministry of Defense of the Russian Federation, Tikhoretsky pr., 3, St. Petersburg, 194064, Russia

<sup>a</sup> magmedva.dasha@mail.ru

---

**ABSTRACT**

In this work, the fracture structure of the material after static stretching to failure at room temperature is studied. To improve the group of elastic-plastic properties of metallic materials, thermal hardening and aging methods are used, which is associated with a change in the structure, physicomechanical properties and phase composition. In earlier works, the phase composition of the Al-6101 alloy was shown. This study is supplemented by a new result: inclusions of Fe-based particles along the boundaries of the fracture pits were considered. Their overwhelming majority in comparison to other inclusions was shown, which allowed us to draw a conclusion about their influence on the overall process of destruction as one of the factors influencing direct destruction.

**KEYWORDS**

Al 6101; static loading; mechanical properties; aging; heat treatment; destruction.

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ИЗЛОМОВ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ  
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6101 ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ  
ПОСЛЕ СТАНДАРТНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

*Дарья Курбановна Магомедова, Елена Александровна Рябоконт,  
Дарья Владимировна Рябоконт <sup>a</sup>*

Федеральное государственное казенное военное образовательное учреждение высшего образования «Военная орденов Жукова и Ленина Краснознаменная академия связи имени Маршала Советского Союза С.М. Буденного» Министерства обороны Российской Федерации, Тихорецкий пр. 3, 194064, Санкт-Петербург, Россия

<sup>a</sup> magmedva.dasha@mail.ru

---

**АННОТАЦИЯ**

В данной работе проведено исследование структуры излома образцов сплава Al 6101 после статического растяжения до разрушения при комнатной температуре. Для улучшения упруго-

пластических свойств применялись методы термозакалки и старения, что связано с изменением структуры, физико-механических свойств и фазового состава. В более ранних работах был показан фазовый состав сплава Al 6101. В данной работе это исследование дополнено новым результатом: рассматривались включения частиц на основе Fe по границам раздела ямок разрушения. Было показано их преобладающее большинство относительно других включений, что позволило сделать вывод об их влиянии на общий процесс разрушения как об одном из факторов, влияющих на непосредственное разрушение.

## КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Al 6101, статическое нагружение, механические свойства, старение, термообработка, разрушение.

### Введение

Сплавы системы Al-Mg-Si [1, 2] широко используются в промышленности и характеризуются достаточно высоким уровнем физико-механических характеристик после проведения упрочняющей термической обработки типа Т6, включающей последовательно отжиг с последующей закалкой в воде и искусственное старение [1–3]. К этим сплавам относится рассматриваемый в данной работе сплав 6101. Алюминий в чистом виде имеет малую прочность, более того – в природе его не существует, есть различные примесные элементы, в том числе на основе Fe. Примеси Fe присутствуют абсолютно во всех Al сплавах [4, 5]. Ранее многими авторами было показано влияние частиц на основе Mg и Si на прочность и пластичность сплавов системы Al-Mg-Si, в том числе и сплава 6101 [6–8]. В данной работе показано влияние примесных элементов на основе Fe на процесс разрушения сплава 6101 после упрочняющей термической обработки Т6.

### 1. Материал и методы исследования

В исследовании использовался термически упрочняемый сплав 6101, относящийся к системе Al-Mg-Si, химический состав которого представлен в табл. 1.

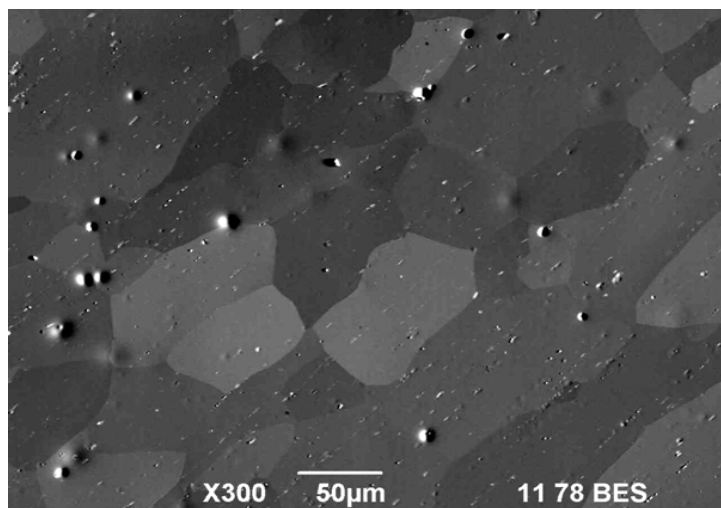
Микроструктура данного сплава после обработки Т6 была исследована с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе Zeiss Supra 40VP в режиме обратно отраженных электронов (BSE). Рассматриваемый сплав в упрочненном состоянии после обработки по традиционной технологии, согласно СЭМ, имел микроструктуру со средним размером зерна 100 мкм. В алюминиевой матрице были обнаружены частицы интерметаллидной фазы кристаллизационного происхождения в состав которых входит Fe. Размер части составляет  $\approx 5$  мкм (рис. 1) [7].

Из данного сплава были изготовлены цилиндрические образцы, изображение которых представлено на рис. 2 [6, 7].

**Таблица 1.** Состав сплава Al 6101 (вес.%)

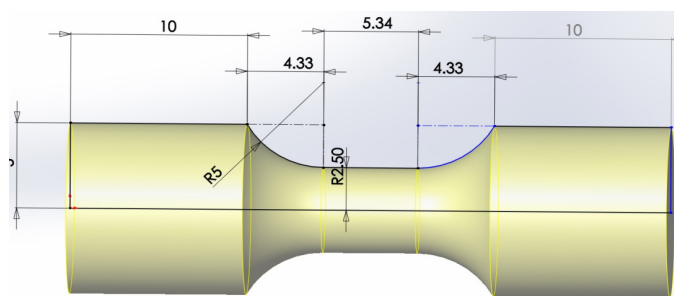
**Table 1.** Composition of Al 6101 alloy (wt.%)

| Si   | Mg   | Cu   | Fe   | Zn   | B    | $\Sigma\text{Ti+V+Cr+Mn}$ | Al     |
|------|------|------|------|------|------|---------------------------|--------|
| 0,60 | 0,60 | 0,01 | 0,30 | 0,02 | 0,01 | 0,015                     | Основа |



**Рис. 1.** Типичное СЭМ-изображение микроструктуры сплава 6101 после обработки Т6 (закалки и последующего искусственного старения при 170 °С [7] (интерметаллидные частицы – светло-серого цвета)

**Fig. 1.** Typical SEM image of the microstructure of alloy 6101 after T6 treatment (quenching and subsequent artificial aging at 170 °C [7] (intermetallic particles are light gray in color)



**Рис. 2.** Инженерное изображение типа исследуемых образцов

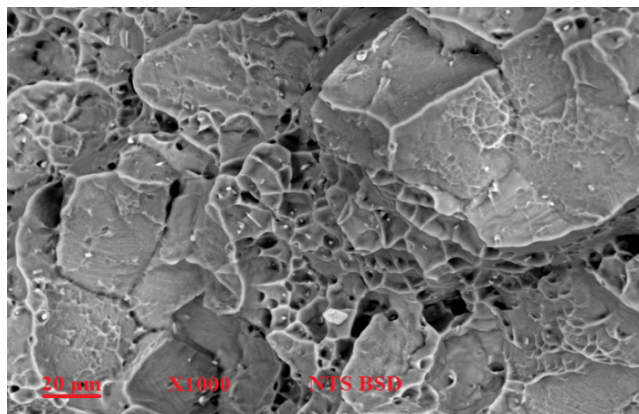
**Fig. 2.** Engineering image of the type of samples under study

Механические испытания на растяжение осуществляли на машине Shimadzu AG-50kNX с постоянной скоростью растяжения  $1,4 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  при комнатной температуре. Результаты механического растяжения ранее были опубликованы в работах [9, 10], где были представлены результаты механических испытаний.

## 2. Результаты исследования

После статического растяжения при комнатной температуре поверхность из-

лома образцов образована ямками, носит в преобладании вязкий характер (рис. 3). Анализ поверхности разрушения соответствует описанию вязкого разрушения, т.е. ямки соответствуют одноосному растяжению с включениями. Центрами образования ямок, т.е. центрами локального «разрушения» являются частицы интерметаллидной фазы, которые было отчетливо видно на рис. 2 до растяжения. Потому их исследование вызывает особый интерес.



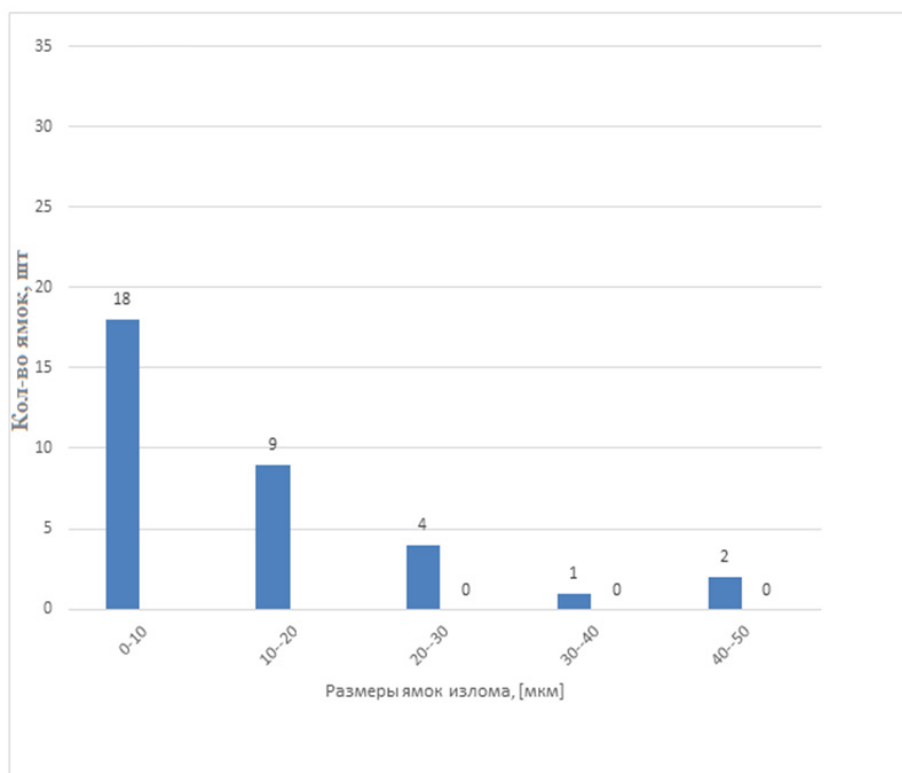
**Рис. 3.** Общий вид области разрушения образцов

**Fig. 3.** General view of the destruction area of the samples

На рис. 4 представлена гистограмма распределения диаметров ямок, образовавшихся в результате разрушения образцов, по размерам.

Частицы в ямках являются местами первичного образования микропор/микротре-

щин на поверхностях раздела частица/матрица при растяжении материала. Далее, в результате роста приложенной нагрузки при растяжении микродефекты сливаются, образуя магистральную и вторичные трещины, по которым образцы и разрушаются.



**Рис. 4.** Гистограмма для диаметра ямок изломов

**Fig. 4.** Histogram for the diameter of fracture pits

Используя энергодисперсионную рентгеновскую спектроскопию, был осуществлен анализ химического состава интерметаллидных частиц, располагающихся в ямках. На рис. 5 приведено изображение поверхности излома, с которой осуществлялся анализ. В табл. 2 представлены его результаты, усредненные по данным анализа не менее 10 областей (частиц). Судя по полученным данным, состав фаз преимущественно образован Al, Si и Fe. По соотношению этих

основных элементов в интерметаллидных соединениях можно предположить, что частицы относятся к первичной фазе  $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$ , образование которой характерно для сплавов системы Al-Mg-Si [1, 2].

Центрами, инициирующими разрушение, являются интерметаллидные частицы фаз, содержащих железо, а также, весьма вероятно, и наноразмерные частицы упрочняющих фаз (образовавшихся в процессе старения).

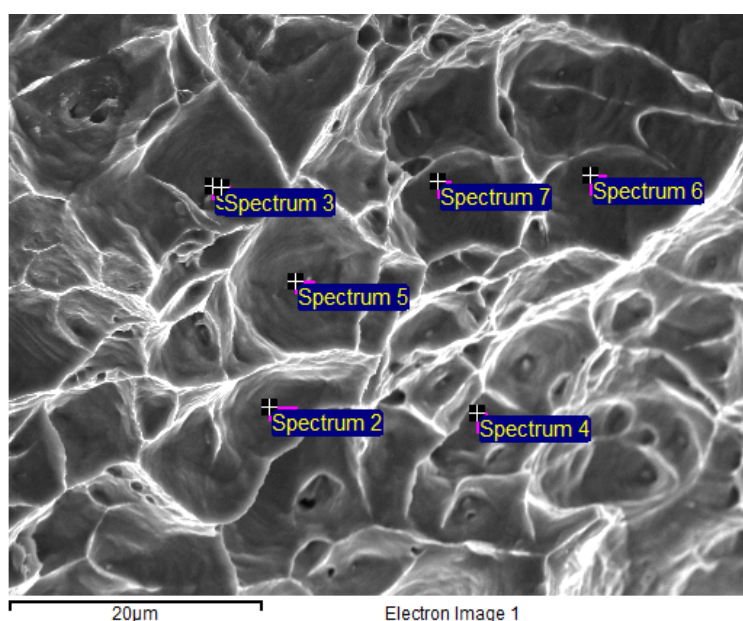


Рис. 5. Поверхность излома образца

Fig. 5. Fracture surface of the sample

**Таблица 2.** Химический состав основных включений в ямках излома образцов по данным спектрального анализа на рис. 5 (содержание Al не учитывается, т.к. он является основой)

**Table 2.** Chemical composition of the main inclusions in the fracture pits of the samples according to spectral analysis data in fig. 5. (Al content is not taken into account, since it is the basis)

|                                                                                          | Mg (wt.%) | Si (wt.%) | Fe (wt.%) |
|------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|-----------|-----------|
| Среднее содержание элементов в материале/<br>Average content of elements in the material | 0,96      | 4,41      | 10,32     |

Анализ спектра поверхности разрушения указывает (табл. 2), что поверхность разрушения содержит большой процент Fe. В преобладающем количестве точек измерений химического состава изломов образцов повышено содержание Fe. Fe в алюминиевой матрице не растворяется, т.к. это примесь, и его количество относительно небольшое, но именно на основе Fe и формируются крупные выделения микронных размеров. Крупные (размером в несколько мкм) частицы интерметаллидов Al-Fe [9, 10], образованные еще на этапе литья, представляют собой области зарождения пор и последующего разрушения алюминиевых сплавов после термоупрочнения при растяжении. Следовательно, эти интерметаллидные частицы в большом количестве находятся на поверхности разрушения в глубине ямок, и поэтому спектр изломов показывает повышенное содержание Fe, которое многократно превышает среднее содержание Fe в сплаве.

### Выводы

Поверхность изломов носит ямочный характер и содержит большой процент Fe, сильно превышающий среднее содержание Fe в рассматриваемом сплаве. Интерметаллидные частицы на основе Fe в большом содержании находятся на поверхности разрушения. Следовательно, крупные частицы интерметаллидов Fe-Al являются одним из мест локализации зарождения пор и последующего разрушения образцов из сплава Al 6101 при растяжении, наряду с некоторыми другими основными факторами [11–14]. Следовательно, при исследовании разрушения алюминиевых сплавов после стандартных термообработок [15–17], важно учитывать присутствие частиц на основе Fe, как один из факторов для зарождения центров разрушения.

### Благодарности / Acknowledgments

*Автор выражает благодарность Междисциплинарному ресурсному центру нано-*

*технологий СПбГУ и Ресурсному центру прикладной аэродинамики СПбГУ.*

*The author thanks the Interdisciplinary Resource Centre for Nanotechnology of SPbU and the Resource Centre for Applied Aerodynamics of SPbU.*

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алюминиевые сплавы / Отв. ред. Х. Нильсен, В. Хуфнагель, Г. Ганулис. М.: Металлургия, 1979. 679 с. [Handbook of Aluminum Alloys: Properties, Machining, Application (Russian translation) / Ed. by H. Nielsen, W. Hufnagel, G. Ganoulis. Moscow: Metallurgy, 1979].
2. Vargel Ch. Corrosion of Aluminium. ELSEVIER, 2004.
3. Сегал В. М., Резников В. И., Копылов В. И. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994. 232 с. (In Russian) [Segal V. M., Reznikov V. I., Kopylov V. I. Processes of plastic structure formation of metals. Minsk: Science and Technology, 1994. 232 p.].
4. M. Murayama, K. Hono. Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al-Mg-Si alloys // Acta Materialia. 1999. V. 47. P. 1537–1548.
5. Салищев Г. А., Галеев Р. М., Малышева С. П., Жеребцов С. В., Миронов С. Ю., Валиахметов О. Р., Иванищенко Е. В. Формирование субмикроструктурной структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 2. С. 19–26. (In Russian) [Salishchev G. A., Galeev R. M., Malysheva S. P., Zherebtsov S. V., Mironov S. Yu., Valiakhmetov O. R., Ivanisenko E. V. Formation of submicrocrystal structure in titanium and titanium alloys and their mechanical properties // Metal Science and Heat Treatment. 2006. No. 2. P. 19–26.].
6. Fakhretdinova E. I., Bobruk E. V., Sagitova G. Yu., Raab G. I. Structure and properties of aluminum alloy system Al-Mg-Si after processing by the method of Multi-ECAP-Conform // Letters on materials. 2015. No. 5(2). P. 202–206. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-2-202-206.
7. Bobruk E. V., Murashkin M. Yu., Kazykhanov V. U., Valiev R. Z. Aging behavior and properties of ultrafine-grained aluminum alloys of Al-Mg-Si system // Reviews on Advanced Materials Science. 2012. V. 31. P. 109–115.
8. Medvedev A, Murashkin M, Enikeev N, Medvedev E., Sauvage X. Influence of morphology of intermetallic particles on the microstructure and properties evolution in severely deformed Al-Fe alloys // Metals. 2021. No. 11(5). P. 815. DOI: 10.3390/met11050815.

9. Магомедова Д. К. Влияние структуры сплава Al 6101 на образование пор при статическом растяжении как на структурное изменение в процессе деформации // *Materials. Technologies. Design*. 2022. Т 4 № 1(7). (In Russian) [Magomedova D. K. Influence of Al 6101 alloy structure on pore formation in static tension as a structural change during deformation]. DOI: 10.54708/26587572\_2022\_41724.
10. Magomedova D. K., Churakova A.A., Gunderov D. V. Investigation of mechanical properties and fracture surface of cylindrical samples Al-6101 under static tension // *Journal of Physics: Conference Series*. 2022. V. 2231(1): 012018. DOI: 10.1088/1742-6596/2231/1/012018.
11. Argon A. S, Im J, Needleman A. Distribution of plastic strain and negative pressure in necked steel and copper bars// *Metallurgical Transactions*. 1975. No. 6(4). P. 815. DOI: 10.1007/BF02672305.
12. Sabirov I., Murashkin M. Yu., Valiev R. Z. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development // *Materials Science and Engineering: A*. 2013. V. 560. P. 1–24. DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.020.
13. Magomedova D. K., Murashkin M. Yu., Efimov M. A. Technique development for conducting mechanical tests to study the pore formation process in case of material fracture // *AIP Conference Proceedings*. 2018. V. 1959: 070021. DOI: 10.1063/1.5034696.
14. Magomedova D. K., Murashkin M. Yu. Influence of grain size and second phase particles on the process of void initiation // *Journal of Physics: Conference Series*. 2018. V. 991: 012055. DOI: 10.1088/1742-6596/991/1/012055.
15. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Sabirov I. A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity// *Scripta Materialia*. 2014. V. 76. P. 13–16.
16. Murashkin M., Medvedev A., Kazykhanov V., Krokhin A., Raab G., Enikeev N., Valiev R. Z. // *Metals*. 2015. No. 5. P. 2148–2164. DOI: 10.3390/met5042148.
17. Overhead Power Line Conductors – Bare Conductors of Aluminium Alloy with Magnesium and Silicon Content. European Standard, EN 50183.2002.