

## ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В МОДИФИЦИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Н.Е. Калинина<sup>1</sup>, В.Т. Калинин<sup>2</sup>, Т.В. Носова<sup>1</sup>, С.И. Мамчур<sup>1</sup>,  
И.О. Серженко<sup>2</sup>, С.Г. Незнайко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Днепропетровский национальный университет имени Олеся Гончара, г. Днепр,

<sup>2</sup> Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепр

**Аннотация.** Установлено влияние модифицирования дисперсными композициями на структуру и механические свойства деформированных алюминиевых сплавов. Исследованы алюминиевые сплавы систем Al-Mg, Al-Mg-Sc. Модификатором исследуемых сплавов выбрана дисперсная композиция на основе порошка карбида кремния SiC с размером частиц 50...100 нм. Дисперсный модификатор получен способом плазмохимического синтеза. Шихтовым материалом был порошок SiC дисперсностью 50 мкм. Предложен механизм действия дисперсного модификатора в алюминиевом расплаве, который является центром первичной кристаллизации расплава. Микроструктуру сплавов изучали методом оптической микроскопии, фазовый состав – методом микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа. Механические свойства сплавов до и после модифицирования проводили по ГОСТ 1497-84. Проведены промышленные плавки сплавов АМг6, 1570, 1420. Разработан технологический процесс выплавки при оптимальном количестве 0,2 % модификатора от массы расплава. Разработаны температурно-временные параметры модифицирования. Установлено существование сложных интерметаллидных фаз типа Al<sub>3</sub>(Sc<sub>x</sub>, Zr<sub>x-1</sub>) в модифицированном состоянии, которые являются эффективными упрочнителями твердого раствора. Показано существенное повышение механических свойств листовых сплавов в модифицированном состоянии: предел прочности - с 400 МПа до 470 МПа; предел текучести – с 280 МПа до 361 МПа; относительное удлинение – с 13 % до 15,4 %. Установлено значительное уменьшение величины зерна в модифицированных сплавах в 1,5–2 раза по сравнению с немодифицированными. Получена однородная микроструктура с дисперсными интерметаллидными фазами, расположенными в объеме зерен. Фрактографический анализ образцов показал наличие хрупкого типа разрушения в исходном состоянии и вязко-хрупкого разрушения образцов в модифицированном состоянии. Установлена взаимосвязь зеренной структуры модифицированных сплавов с повышенным комплексом механических свойств. Полученные результаты позволили усовершенствовать технологический процесс производства высококачественных алюминиевых сплавов ответственного назначения.

**Ключевые слова:** АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, НАНОМОДИФИКАТОР, КАРБИД КРЕМНИЯ, СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.

## ВЗАЄМОЗВ'ЯЗОК СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ У МОДИФІКОВАНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ

Н.Є. Калініна<sup>1</sup>, В.Т. Калінін<sup>2</sup>, Т.В. Носова<sup>1</sup>, С.І. Мамчур<sup>1</sup>,  
І.О. Серженко<sup>2</sup>, С.Г. Незнайко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, м. Дніпро,

<sup>2</sup> Національна металургійна академія України, м. Дніпро,

**Анотація.** Встановлено вплив модифікування дисперсними композиціями на структуру та механічні властивості деформованих алюмінієвих сплавів. Досліджено алюмінієві сплави систем Al-Mg, Al-Mg-Sc. Модифікатором досліджуваних сплавів обрано дисперсну композицію на основі порошку карбиду кремнію SiC з розміром часток 50...100 нм. Дисперсний модифікатор одержано способом плазмохімічного синтезу. Шихтовим матеріалом був порошок SiC дисперсністю 50 мкм. Запропоновано механізм дії дисперсного модифікатора у алюмінієвому розплаві, який являється центром первинної кристалізації розплаву. Микроструктуру сплавів вивчали методом оптичної мікроскопії, фазовий склад – методом микрорентгеноспектрального енергодисперсійного аналізу. Механічні властивості сплавів до та після модифікування проводили за ГОСТ 1497-84. Проведені промислові плавки сплавів АМг6, 1570, 1420. Розроблено технологічний процес виплавки при оптимальній кількості 0,2 % модифікатора від маси розплаву. Розроблені температурно-часові параметри модифікування. Встановлено існування складних інтерметалічних фаз типу Al<sub>3</sub>(Sc<sub>x</sub>, Zr<sub>x-1</sub>) у модифікованому стані, які є ефективними зміцнювачами твердого

розчину. Показано значне підвищення механічних властивостей листових сплавів у модифікованому стані: межа міцності - з 400 МПа до 470 МПа; межа плинності – з 280 МПа до 361 МПа; відносне подовження – з 13 % до 15,4 % . Встановлено суттєве зменшення величини зерна в модифікованих сплавах у 1,5 – 2 рази порівняно з немодифікованими. Одержано однорідну мікроструктуру з дисперсними інтерметалідними фазами, розташованими в об'ємі зерен. Фрактографічний аналіз зразків показав наявність крихкого типу руйнування у вихідному стані та в'язко-крихкого руйнування зразків у модифікованому стані. Встановлено взаємозв'язок зеренної структури модифікованих сплавів з підвищеним комплексом механічних властивостей. Одержані результати дозволили удосконалити технологічний процес виробництва високоякісних алюмінієвих сплавів відповідального призначення.

Ключові слова: АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ, НАНОМОДИФІКАТОР, КАРБІД КРЕМНІЮ, СТРУКТУРА, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ.

## INTERACTION OF STRUCTURE AND PROPERTIES IN MODIFIED ALUMINUM ALLOYS

N.E. Kalinina <sup>1</sup>, V.T. Kalinin <sup>2</sup>, T.V. Nosova <sup>1</sup>, S.I. Mamchur <sup>1</sup>, I.O. Serzhenko <sup>2</sup>, S.G. Neznaiko <sup>1</sup>

<sup>1</sup> Oles Honchar Dnipro National University, Dnipro,

<sup>2</sup> National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro

**Abstract.** The effect of modification with dispersed compositions on the structure and mechanical properties of deformed aluminum alloys has been established. Aluminum alloys of the Al-Mg, Al-Mg-Sc systems have been investigated. A dispersed composition based on silicon carbide powder SiC with a particle size of 50 ... 100 nm was chosen as a modifier for the alloys under study. The dispersed modifier is obtained by plasma-chemical synthesis. The charge material was SiC powder with a dispersion of 50 μm. The mechanism of action of the dispersed modifier in the aluminum melt, which is the center of the primary crystallization of the melt, is proposed. The microstructure of the alloys was studied by the method of optical microscopy, and the phase composition was studied by the method of X-ray spectral energy dispersive analysis. The mechanical properties of the alloys before and after modification were carried out in accordance with GOST 1497-84. Industrial melting of AMg6, 1570, 1420 alloys was carried out. A technological process of melting was developed with an optimal amount of 0.2% modifier from the melt mass. The temperature-time parameters of the modification have been developed. The existence of complex intermetallic phases  $Al_3(Sc_x, Zr_{x-1})$  in the modified state, which are effective solid solution hardeners, has been established. A significant increase in the mechanical properties of sheet alloys in a modified state is shown: ultimate strength - from 400 MPa to 470 MPa; yield point - from 280 MPa to 361 MPa; relative lengthening - from 13% to 15.4%. A significant decrease in the grain size in modified alloys by 1.5–2 times in comparison with unmodified ones has been established. A homogeneous microstructure with dispersed intermetallic phases located in the volume of grains was obtained. Fractographic analysis of the samples showed the presence of a brittle type of fracture in the initial state and ductile-brittle fracture of the samples in a modified state. The relationship of the grain structure of modified alloys with an increased complex of mechanical properties has been established. The results obtained made it possible to improve the technological process for the production of high-quality critical aluminum alloys.

**Key words:** ALUMINUM ALLOYS, NANOMODIFIER, SILICON CARBIDE, STRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES.

### Введение

В напряженных конструкциях авиационной и ракетно-космической техники широкое распространение получили деформируемые алюминиевые сплавы систем Al-Mg, Al-Mg-Sc благодаря удачному сочетанию комплекса физико-механических свойств, технологичности и коррозионной стойкости.

Современные промышленные сплавы на алюминиевой основе имеют предел текучести  $\sigma_{0,2}$  до 400 МПа, относительное удлинение б до 15 % [1,2]. Основными путями повышения механических свойств алюминиевых сплавов являются: упрочнение твердого раствора, дисперсионное упрочнение, термомеханическая обработка, модифицирование [3,4,5].

### **Постановка задачи исследований**

Учитывая предъявляемые высокие требования к выпускаемой продукции авиакосмической промышленности, в данной работе были изучены алюминиевые сплавы системы Al-Mg, Al-Mg-Sc. Для получения отливок с высокими свойствами целесообразно применять модифицирование расплавов малыми добавками нанодисперсных композиций тугоплавких соединений, инициирующих кристаллизацию. Модификаторы по их воздействию можно разделить на две группы [5,6]:

- модификаторы, которые являются непосредственными зародышами кристаллизации;

- инокуляторы-модификаторы, изменяющие литую структуру за счет уменьшения перегрева металлического расплава. Как показано в работе [7] для алюминиевых сплавов целесообразно применение тугоплавких порошков карбида кремния  $\beta$ -модификации ( $\beta$ -SiC) с размером частиц до 100 нм [6,8].

Целью данной работы является установление связи между структурой и физико-механическими свойствами деформируемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Sc.

### **Материалы и методы исследований**

Материалом исследования являются алюминиевые сплавы системы Al-Mg, химический состав которых приведен в табл.1.

Для изучения микроструктуры использовали шлифы, вырезанные из литых заготовок после отжига (рис. 1а, б), а также после деформации (рис. 2а, б). Шлифы перед исследованием подвергали шлифованию и механической полировке. Травление проводили в реактиве концентрированной плавиковой кислоты HF. Исследование микроструктуры проводили на шлифах с использованием оптического микроскопа Neophot 2 при увеличении 50, 100, 200.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили с целью определения химического состава в точках (на границах зерен и фаз), распределения микролегирующего элемента – скандия. Испытания проводили на многоцелевом растровом микроскопе JSM-6360LA, оснащенном системой рентгеноспектрального энергодисперсионного микроанализа JED 2200 (рис. 3, табл. 2).

### **Решение задачи**

Зеренная структура сплава 1570 в литом состоянии представлена на рис.1. После модифицирования достигнуто измельчение структуры с 240 мкм до 154 мкм., в 1,5 раза меньше по сравнению с исходным состоянием.

Микроструктура сплава 1570 в деформированном состоянии представлена на рис. 2. После деформирования микроструктура сплава 1570 характеризуется наличием вытянутых вдоль направления деформации зерен  $\alpha$ -твердого раствора алюминия, то есть при деформировании микроструктура сплава 1570 приобретает ориентированность зерен в направлении деформации. После горячей деформации в исходном сплаве 1570 наблюдается неоднородность зерен. В модифицированном сплаве 1570 после деформации получена однородная мелкозернистая дисперсная структура  $\alpha$ -Al твердого раствора. Микроструктура сплавов в равновесном состоянии состоит из  $\alpha$ -твердого раствора алюминия и интерметаллида  $Al_3(Sc_x, Zr_{x-1})$ . Основными микролегирующими элементами в сплаве 1570 являются скандий и цирконий. Распределение данных элементов по сечению образца равномерно: скандий и цирконий присутствуют как в основе сплава — матрице, так и по границам зерен. Карбид кремния, очевидно, действует в расплаве как раскислитель, снижая в матрице содержание кислорода. В модифицированных образцах кремний концентрируется во включениях,

образуя оксид  $\text{SiO}_2$ , тем самым повышая прочность материала (табл. 3, рис. 1).

**Таблица 1 – Химический состав сплавов АМг6, 1570 и 1420**

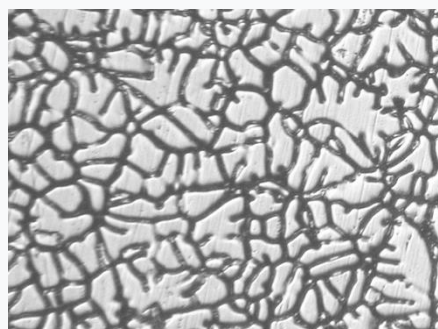
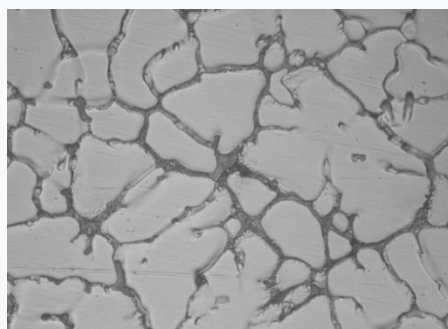
| Сплав | Массовая доля элементов, % |         |           |           |     |     |     |         |              |     |       |         |        |
|-------|----------------------------|---------|-----------|-----------|-----|-----|-----|---------|--------------|-----|-------|---------|--------|
|       | Mg                         | Mn      | Sc        | Zr        | Cu  | Zn  | Fe  | Si      | Be           | Ti  | Na    | Li      | Al     |
| АМг6  | 5,8-6,8                    | 0,5-0,8 | -         | 0,02-0,10 | 0,1 | 0,2 | 0,4 | 0,4     | 0,0002-0,005 | -   | -     | -       | основа |
| 1570  | 5,3-6,3                    | 0,2-0,6 | 0,15-0,35 | 0,05-0,15 | 0,1 | 0,1 | 0,3 | 0,2     | 0,0002-0,005 | -   | -     | -       | основа |
| 1420  | 5,0-6,0                    | 0,2-0,3 | -         | 0,09-0,15 | -   | -   | 0,3 | 0,1-0,3 | -            | 0,1 | 0,005 | 1,9-2,3 | основа |

**Таблица 2 – Распределение легирующих элементов в исследуемых точках сплава 1570 после модифицирования**

| № точки | Mg   | Al    | Si   | Sc   | Mn   | Fe    | Cu   |
|---------|------|-------|------|------|------|-------|------|
| 028     | 4,94 | 71,68 | 1,97 |      | 6,14 | 12,24 | 3,03 |
| 029     | 8,09 | 91,55 |      | 0,15 |      | 0,21  |      |
| 030     | 9,00 | 78,42 |      |      | 1,38 | 2,79  | 8,40 |
| 031     | 7,46 | 83,24 |      | 0,46 | 1,51 | 3,27  | 4,06 |
| 032     | 4,97 | 94,26 |      | 0,34 | 0,43 |       |      |

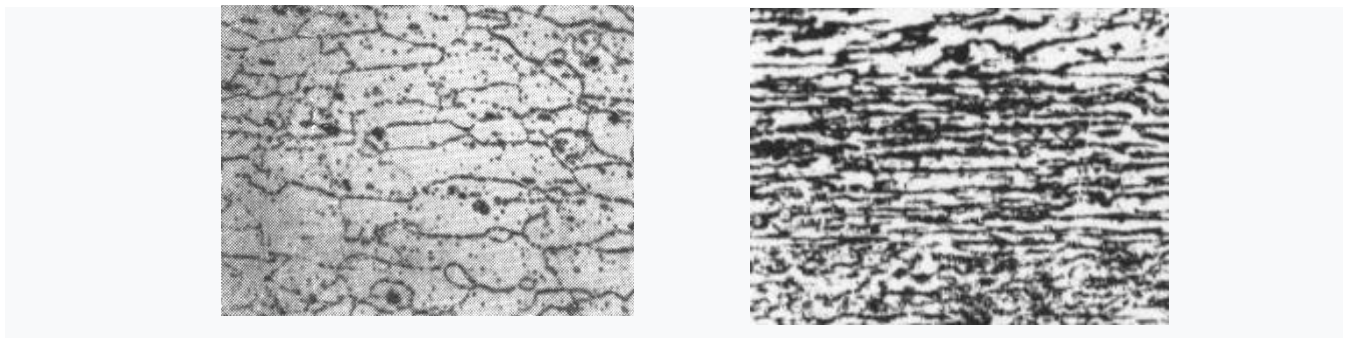
**Таблица 3 – Механические свойства листов из сплавов 1570, 1420**

| № образца  | Толщина листа, мм | $\sigma_B$ , МПа | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\delta$ , % |
|------------|-------------------|------------------|----------------------|--------------|
| 1420       | 3,0               | 400              | 280                  | 13,0         |
| 1420 + SiC | 3,0               | 420              | 306                  | 12,8         |
| 1570       | 3,0               | 438              | 344                  | 13,7         |
| 1570 + SiC | 3,0               | 470              | 361                  | 14,4         |

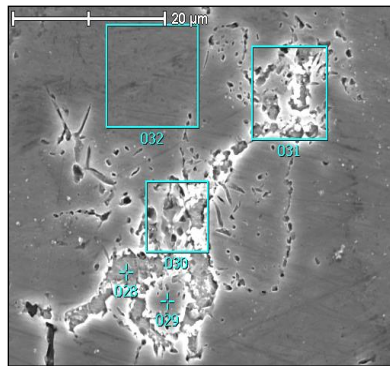


**Рисунок 1 – Микроструктура литого сплава 1570**

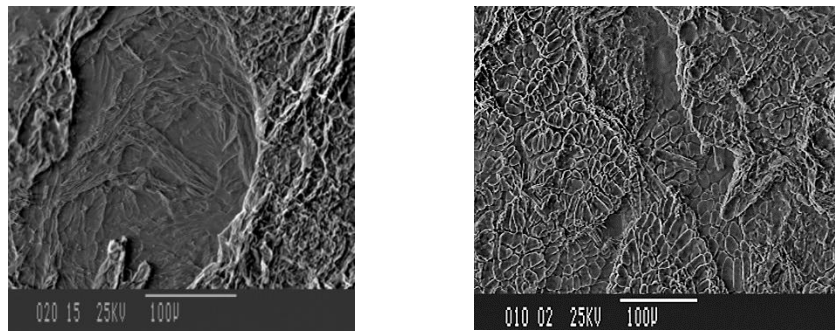
*a* – до модифицирования,  $\times 200$   
*б* – после модифицирования,  $\times 200$



**Рисунок 2 – Микроструктура деформированного сплава 1570**  
*a* – после деформации немодифицированного сплава, х 200;  
*б* – после деформации модифицированного сплава, х 200



**Рисунок 3 – Распределение легирующих элементов в модифицированном сплаве 1570 в точках включения и матрицы, х 2000**



**Рисунок 4 – Излом образца сплава 1570 после испытания на ударную вязкость при 20°C**  
*a* – немодифицированный сплав, х170;  
*б* – модифицированный сплав, х200

Ликвация углерода по сечению образца практически отсутствует, что способствует достижению однородной структуры сплава и повышению прочностных свойств. Проводили фрактографический анализ изломов на малогабаритном растровом электронном микроскопе МРСМ-100.

Структурными элементами в сплаве 1570 до модифицирования выступает эвтектика. Эвтектика имеет сетчатую структуру, на границах которой концентрируются неметаллические включения. Это снижает прочностные свойства материала. На поверхности излома образца до



модифицирования (рис. 4а) наблюдается межзеренное разрушение, которое представляется как расщепление по границам зерен. На фрактограмме четко видны границы зерен. Микроструктура сплава 1570 после модифицирования не содержит эвтектики. На поверхности излома модифицированного образца наблюдается вязкое разрушение, которое проходит через тело зерна (рис. 4б).

Результаты исследования образцов после испытания на ударную вязкость представлены на рис. 4.

В исходных образцах сплава 1570 наблюдается преимущественно хрупкий излом (рис. 4а). В модифицированном состоянии - смешанный вид излома, с преобладанием вязкой составляющей (рис. 4б).

### **Научная новизна**

Впервые для обработки алюминиевых расплавов предложен модификатор на основе нанодисперсного карбида кремния (SiC) размером частиц от 50 нм до 100 нм. Порошок карбида кремния получен способом плазмохимического синтеза. Предложен механизм действия дисперсного модификатора в расплаве.

### **Практическая значимость результатов**

Разработан технологический процесс модифицирования алюминиевых сплавов нанодисперсными композициями. Получена однородная структура, измельчение зерна в модифицированных сплавах. Достигнуто повышение прочностных свойств сплавов 1570, 1420 на 10 %.

Полученные результаты позволили усовершенствовать технологический процесс получения высококачественных алюминиевых сплавов в условиях машиностроительного производства.

### **Выводы**

1 Проведены промышленные плавки сплавов АМг6, 1420, 1570 в индукционной

печи САТ-0,15 емкостью тигля 50 кг. Разработан технологический процесс выплавки с введенным модификатором, а именно: количество модификатора, механизм введения, температурно-временные условия его действия. Оптимальное количество модификатора - 0,2 % от веса расплава.

2 Исследована макро- и микроструктура сплавов до и после модифицирования, изучено распределение основных микролегирующих Sc и Zr и модифицирующих SiC элементов по сечению заготовок сплава 1570 до и после модифицирования.

3 Методом микрорентгеноспектрального анализа доказана эффективность модифицирования сплава 1570 карбидом кремния.

4 Проведены механические испытания листов сплавов 1570, 1420 до и после модифицирования. Установлено влияние нанодисперсного модификатора карбида кремния  $\beta$ -SiC на структуру и механические свойства алюминиевых сплавов 1570, 1420. Установлена связь изменения структуры с повышением механических свойств изучаемых сплавов при модифицировании.

5 Получено измельчение зерна модифицированных сплавов 1570, 1420, достигнуто однородное распределение легирующих элементов по сечению заготовки, что позволило повысить прочностные свойства сплавов на 10 % при сохранении пластичности.

6 Установлен механизм действия дисперсных частиц модификатора в расплаве, как центров кристаллизации, что способствует уменьшению зерна сплавов и повышению механических свойств. Полученные результаты позволили усовершенствовать технологический процесс производства высококачественных алюминиевых сплавов ответственного назначения.

## Библиографические ссылки

1. Ищенко А. Я., Лабур Т. М. Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов: учебник. Киев, 2013. 405 с.
2. Кривов Г. А., Матвиенко В. А., Афанасьева Л. Ф. Мировая авиация на рубеже XX-XXI столетий. Промышленные рынки: учебник. Киев : КВИЦ, 2015. 295 с.
3. Wemah K. Equipment for Aluminium Welding: Svetsdren, №2, 2016. P. 11 – 13.
4. Jkura, N. Nagisawa, S. Iwata Technological developments for realizing aluminum bridges: Journal of Japan Institute of night Metals, №9, 2004. P. 380 – 387.
5. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов: М : Metallurgia, 1994. 214 с.
6. Немененок Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов: Л : Технопринт, 2016. 272 с.
7. Калинина Н.Е., Вилищук З.В., Калинин В.Т. Особенности модифицирования алюминиевых сплавов системы Al-Mg: Авиационно-космическая техника и технологии, №7 (84), 2016. С. 80-83.
8. Калинин В.Т., Дудников А.С., Качан А.Я., Калинина Н.Е. Получение нанокристаллических композиций управляемым плазмохимическим синтезом: Вестник двигателестроения. Запорожье: ЗНУ, №1, 2017. С. 86-90.

*Поступила в редколлегию 20.11.2020р.*

## Сведения об авторах



Калиніна Наталія Євграфівна, Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара. Професор, доктор технічних наук. Сфера інтересів – матеріалознавство спеціальних сплавів РКТ



Калінін Василь Тимофійович, Національна металургійна академія України. Професор, доктор технічних наук, Сфера інтересів – ливарне виробництво спеціальних сплавів



Носова Тетяна Валеріївна, Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара. Доцент, кандидат технічних наук. Сфера інтересів – конструкційні матеріали РКТ



Мамчур Стелла Ігорівна, Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара. Доцент, кандидат технічних наук. Сфера інтересів – конструкційні матеріали РКТ.



Серженко Іванна Олегівна, Національна металургійна академія України, аспірантка. Сфера інтересів – лиття спеціальних сплавів



Незнайко Софія Геннадіївна, Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара. Студент. Сфера інтересів – матеріалознавство РКТ