
КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СПЛАВІВ

UDC 669.71.782.3.292

M. M. Voron, *Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher,*
e-mail: mihail.voron@gmail.com

Ye. O. Matviets, *Chief Technologist*

Ya. K. Antonevitch*, *Candidate of Engineering Sciences, Researcher*

K. S. Kushnir*, *Student*

Physico-technological institute of metals and alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

*National technical university of Ukraine «Igor Sykorsky Kyiv politechnical institute» (Kyiv, Ukraine)

VANADIUM ADDITION INFLUENCE ON THE STRUCTURAL AND PHASE PARAMETERS OF Al–Si–Cu ALLOYS

The effect of vanadium addition on the structural and phase parameters of Al–Si–Cu cast alloys under different crystallization conditions is considered. A non-serial hyper-eutectic Al–14Si–4Cu alloy was chosen for experiments. Such composition made it possible to simultaneously evaluate the effect on such structural parameters as aluminum-based solid solution, primary silicon crystals and eutectic. After modification and crystallization in graphite mold, more homogeneous and less contrasting structure is observed, respectively to the constituent parts distribution. The eutectic is distributed more evenly, and primary silicon crystals are not recognizable. Solid solution alloying grade rising is significantly noted. Al matrix includes 1.2 wt. % Si, 2.36 wt. % Cu, and 0.85 wt. % V compare to non-modified alloy with 0.77 wt. % Si and 0.2 wt. % Cu. Moreover, it is obvious that vanadium promotes the clusters formation of iron-rich phases, which have a very favorable, non-needle morphology, but they are majorly deposited near to Cu-rich conglomerates. During accelerated crystallization of the modified melt, a similar, but slightly enhanced effect is observed: the structural components are dispersed even more significantly, and the Al-based solid solution has even higher alloying rate: 1.59 wt. % Si, 2.82 wt. % Cu, and 1.17 wt. % V. Also, Al + Si eutectic becomes even smaller and less-contrasted. However, the Cu-rich and Fe-rich phases in the eutectic areas are not distributed more uniformly. In that case, iron-rich phases also have a very favorable, non-needle morphology. They mainly situated separately from Cu-rich conglomerates, instead of previous example.

Keywords: *casting aluminum alloys, Al–Si–Cu system, vanadium addition, phase and structural condition after modification, microalloying.*

Introduction

Aluminum foundry primarily uses modification and microalloying to improve mechanical and operational characteristics of cast aluminum alloys, despite the very intensive application of liquid metal various physical processing methods [1–6].

Most widely used cast Al-based alloys are Al–Si and Al–Si–Cu systems. They find major application in automotive and engine-building production. The main part of investigations, devoted to the problem of modification and microalloying of such alloys, mainly consider

Кристалізація та структуроутворення сплавів

the microadditives influence on specific industrial alloys [4–6]. At the same time, the question of the modifying additives complex effect on the main structural-phase parameters of the Al–Si–Cu system alloys hasn't been widely studied.

One of the interesting and non-trivial modifiers for Al–Si–Cu alloys is vanadium. According to [7–10], it influences to the shape and size of crystals of both primary silicon and aluminum phase dendrites. The other role of vanadium is connected with Al–Si–Fe–phase interaction, which is expressed in shape changing of Fe-rich parts.

Thus, we can conclude that it is advisable to study the complex effect of vanadium additives on the structural-phase parameters of the of the Al–Si–Cu system.

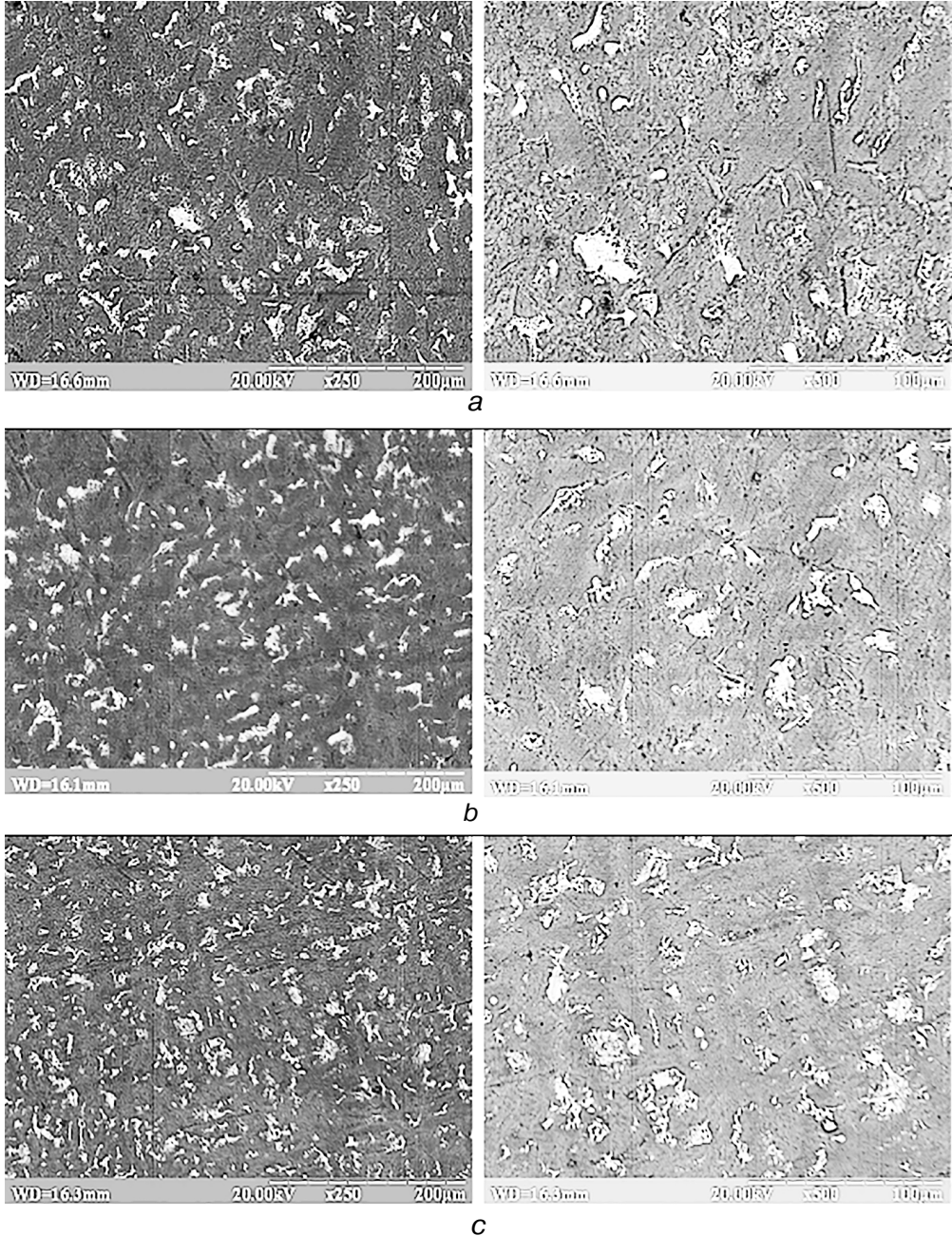


Fig. 1. Microstructure of cast samples: *a* – initial alloy; *b* – modified alloy (0,25 wt.% V) with cooling rate ~ 5 °C/sec; *c* – modified alloy (0,25 wt.% V) with cooling rate ~ 100 °C/sec

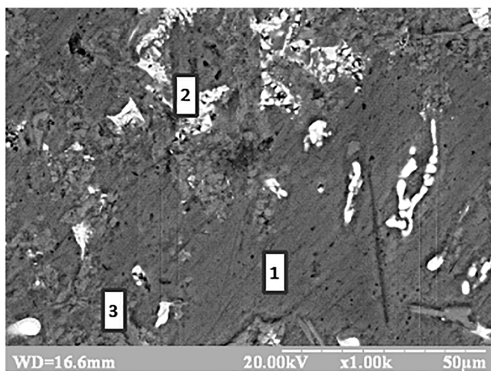
Experimental part

To provide the idea of complex investigation, hyper-eutectic Al-based alloy with non-standard composition was prepared: Al-14Si-4Cu-0.6Fe (wt. %). Such composition was chosen primarily in order to ensure certain amount of a primary silicon. The increased copper content ensured, along with the high alloying of the aluminum phase, approximately the same formation temperatures of both primary silicon and α -solid solution. Such decision made possible to evaluate the role of modification applicable to all alloy components from the point of phase influence tendency.

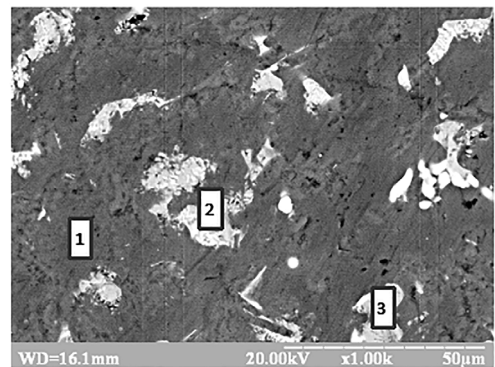
Melt preparation was carried out in a laboratory shaft resistance furnace. As the charge it was used wastes of alloy Al-5Si-2Cu (wt. %), pure silicon and pure copper. The components were melted in an alundum crucible located in a steel sleeve. Melting was carried out at a temperature of 810 ± 10 °C in order to dissolve all the components as much as possible. Then the melt was cooled and poured at a temperature of 720 °C. The initial alloy was poured into a graphite cylindrical mold with \varnothing 40 mm and a height of 80 mm. Further modification of the alloy was carried out with AlV5 alloy so that the vanadium content in the alloy reached 0.25 wt. %. The modified melt was poured into the previously mentioned graphite mold, as well as into a copper mold to obtain extremely different metal cooling rates, which for the graphite form were ~ 5 °C/sec and for copper one ~ 100 °C/sec.

Specimens were obtained from as-cast samples. Microstructure investigation results are shown in Fig. 1. An analysis of the structural phase components is shown in Fig. 2. The corresponding local chemical phase analysis is given in the table.

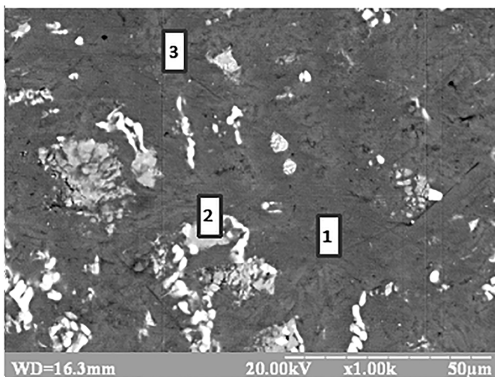
The structure of the initial alloy sample had a predicted phase composition, which is confirmed by the presence of small (10–20 μ m) non-eutectic-type primary silicon crystals, which have a predominantly oblong shape. The grains of the aluminum-based solid solution for this alloy manifest themselves quite clearly due to the large size of 20–50 microns. The



a



b



c

Fig. 2. Microstructure of a, b and c samples with highlighted structural zones and phases, which chemical composition is given in a table further

Chemical composition of samples, structural and phase compounds: *a* – initial alloy; *b* – modified alloy (0.25 wt.% V) with cooling rate ~ 5 °C/sec; *c* – modified alloy (0.25 wt.% V) with cooling rate ~ 100 °C/sec

Point Al		Chemical composition, wt.%				
		Si	Cu	Fe	V	–
<i>a</i>	1	98.86	0.77	0.2	–	–
	2	14.35	1.71	82.5	0.66	–
	3	26.47	72.28	0.2	0.3	–
<i>b</i>	1	95.35	1.2	2.36	–	0.85
	2	14.46	1.14	83.72	0.4	–
	3	23.56	3.89	14.71	45.84	4.86
<i>c</i>	1	94.41	1.59	2.82	–	1.17
	2	22.99	4.88	12.52	45.83	5.78
	3	68.47	26.99	–	–	0.95

eutectic component of the alloy, as can be seen, is copper-rich, contains iron and seems to be inhomogeneous and unevenly distributed.

After modification and crystallization under the same conditions, more homogeneous and less contrasting structure is observed, respectively to the constituent parts distribution. The grains of an aluminum-based solid solution (10–20 μm) are twice smaller, the eutectic is distributed more evenly and primary silicon crystals are not recognizable. Solid solution alloying grade rising is significantly noted. Al matrix includes 1.2 wt.% Si, 2.36 wt.% Cu, and 0.85 wt.% V compare to non-modified alloy with 0.77 wt.% Si and 0.2 wt.% Cu. Moreover, it is obvious that vanadium promotes the clusters formation of iron-rich phases, which have a very favorable, non-needle morphology, but they are majorly deposited near Cu-rich conglomerates.

During accelerated crystallization of the modified melt, a similar, but slightly enhanced effect is observed: the structural components are dispersed even more significantly, and the Al-based solid solution has even higher alloying rate: 1.59 wt.% Si, 2.82 wt.% Cu and 1.17 wt.% V. Also, Al + Si eutectic becomes even smaller and less-contrasted. However, the Cu-rich and Fe-rich phases in the eutectic areas are not distributed much uniformly. In that case, Iron-rich phases also have a very favorable, non-needle morphology. They are mainly situated separately from Cu-rich conglomerates, instead of the previous example.

Conclusions

- Analyzing the obtained results, it can be said that the role of vanadium, as a microadditive element for modifying the Al–Si–Cu system cast alloys, is mainly located next to grain refining. Such effect relates to an aluminum-based solid solution and primary silicon crystals. It is obvious, that vanadium addition leads to specific phase formation and causes redistribution of alloying elements and eutectic. Another effect is connector with formation of iron-rich phases with non-needle compact morphology. From all the considered examples it is seen that the addition of vanadium also refines the structure of the eutectic Al + Si, expanding the space of its existence around the regions of the solid solution.

- In accelerated cooling rate conditions, the phases containing copper and iron and located in the near- eutectic region are not crushed and distributed more evenly. Thus, it can be argued that the addition of 0,25 wt.% vanadium leads to a sufficient modifying effect. This effect is not significantly enhanced with an increase of cooling rate during crystallization.

Список літератури

1. *Ефимов В. А., Эльдарханов А. С.* Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
2. *Эскин Г. И.* Влияние кавитационной обработки расплава на структуру и свойства литых и деформированных легких сплавов // Вестник российской академии естественных наук. Металлургия. – 2010. – № 3. – С. 82–89.
3. *Алюминиевые сплавы.* В кн.: *Авиация: Энциклопедия* / Гл. ред. Г. П. Свищев. – М.: Науч. изд-во «Большая рос. энцикл.»: Центр. аэрогидродинам. институт им. Н. Е. Жуковского, 1994. – 736 с.
4. *Бялик О. М., Черненко В. С., Писаренко В. Н., Москаленко Ю. Н.* Металознавство: Підручник. – К.: ІВЦ «Політехніка», 2001. – 375 с.
5. *Стеценко В. Ю.* Модифицирование вторичных сплавов // *Литейное производство*. – 2015. – № 3. – С. 54–56.
6. *Золоторевский В. С., Белов Н. А.* Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСиС, 2005. – 376 с.
7. *Волочко А. Т.* Модифицирование эвтектических и первичных частиц кремния в силуминах. Перспективы развития // *Литейное производство*. – 2015. – № 4 (81). – С. 40–45.
8. *Rana R. S., Purohit R., Das S.* Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites // *International Journal of Scientific and Research Publications*. – 2012. – pp. 43–50.
9. *Напалков А. И., Махов С. В.* Легирование и модифицирование алюминия и магния. – М.: МИСИС, 2002. – 376 с.
10. *Bolibruchova D., Zihalova M.* Vanadium influence on iron based intermetallic phases in AlSi6Cu4 alloy // *Archives of metallurgy and materials*. – 2014. – pp. 837–841.

Поступила 17.10.2019

References

1. *Efimov, V. A., Eldarhanov, A. S.* (1995) Methods of physical influence on alloys crystallization processes. Moscow: Metallurgy [in Russian].
2. *Eskin, G. I.* (2010) Influence of melt cavitation treatment on structure and properties of as-cast light alloys. *Vestnik rossiyoskoy akademii estestvennyih nauk. Metallurgy*, no. 3. pp. 82–89 [in Russian].
3. *Svishev, G. P.* (1994) Aluminium alloys. In *Encyclopedia of aviation*. Moscow: Bolshaya ros. entsikl.: N. E. Zhukovsky central institute. [in Russian].
4. *Byalik, O. M., Chernenko, V. S., Pisarenko, V. N., Moskalenko, Yu. N.* (2001). *Metallscience: students book*. Kyiv: Polytechnica [in Ukrainian].
5. *Stetsenko, V. Yu.* (2015) Modification of secondary alloys. *Liteynoe proizvodstvo*, no. 3. pp. 54–56 [in Russian].
6. *Zolotorevskiy, V. S., Belov, N. A.* (2005) *Metallscience of cast aluminium alloys*. Moscow: MISiS [in Russian].
7. *Volochko, A. T.* (2015) Modification of primary and eutectic silicon parts in silumin alloys. *Liteynoe proizvodstvo*, no. 4 (81). pp. 40–45 [in Russian].
8. *Rana, R. S., Purohit, R., Das, S.* (2012) Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites.: *International Journal of Scientific and Research Publications*, pp. 43–50 [in English].
9. *Napalkov, A. I., Mahov, S. V.* (2002) Alloying and modifying of aluminium and magnesium. Moscow: MISiS [in Russian].
10. *Bolibruchova, D., Zihalova, M.* (2014) Vanadium influence on iron based intermetallic phases in AlSi6Cu4 alloy. *Archives of metallurgy and materials*, pp. 837–841 [in English].

Received 17.10.2019

М. М. Ворон, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: mihail.voron@gmail.com

Є. О. Матвієць, гол. технолог

Я. К. Антоневич*, канд. техн. наук, ст. наук. співр.

К. С. Кушнір*, студент

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

*Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського» (Київ, Україна)

ВПЛИВ ДОДАВАННЯ ВАНАДІЮ НА СТРУКТУРНІ ТА ФАЗОВІ ПАРАМЕТРИ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Si–Cu

Розглянуто вплив додавання ванадію на структурні та фазові параметри литих сплавів Al–Si–Cu при різних умовах кристалізації. Для експериментів було обрано несерійний заевтектичний сплав Al–14Si–4Cu. Такий склад дозволив одночасно оцінити вплив на такі структурні параметри, як твердий розчин на основі алюмінію, первинні кристали кремнію та евтектика. Після модифікування та кристалізації у графітовій формі спостерігається більш однорідна та менш контрастна структура відповідно до розподілу складових частин. Евтектика розподіляється більш рівномірно, а первинні кристали кремнію не виявляються. Значною мірою відзначається підвищення рівня легованості твердого розчину. Матриця Al включає 1,2 %мас. Si, 2,36 %мас. Cu та 0,85 %мас. V порівняно з немодифікованим сплавом з 0,77 %мас. Si та 0,2 %мас. Cu. Більш того, очевидно, що ванадій сприяє утворенню кластерів фаз, багатих залізом, які мають дуже сприятливу не голчасту морфологію, але вони в основному відкладаються поблизу конгломератів, багатих на Cu. Під час прискореної кристалізації модифікованого розплаву спостерігається аналогічний, але дещо посилений ефект: структурні компоненти диспергуються ще значніше, а твердий розчин на основі Al має ще більшу ступінь легування: 1,59 %мас. Si, 2,82 %мас. Cu та 1,17 %мас. V. Також евтектика Al+Si стає ще меншою та менш контрастною. Однак фази, багаті Cu і Fe на евтектичних ділянках, розподіляються не набагато рівноміріше. У цьому випадку фази, багаті залізом, також мають сприятливу неголчасту морфологію. В основному вони розташовані окремо від конгломератів, багатих на Cu, на відміну від попереднього прикладу.

Ключові слова: лиття алюмінієвих сплавів, система Al–Si–Cu, додавання ванадію, фаза та структурний стан після модифікування, мікролегування.

М. М. Ворон, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: mihail.voron@gmail.com

Е. А. Матвиец, гл. технолог

Я. К. Антоневич*, канд. техн. наук, науч. сотр.

Е. С. Кушнир*, студент

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины (Киев, Украина)

*Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт им. И. Сикорского» (Киев, Украина)

ВЛИЯНИЕ ДОБАВЛЕНИЯ ВАНАДИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПАРАМЕТРЫ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Si–Cu

Рассмотрено влияние добавления ванадия на структурные и фазовые параметры литых сплавов Al–Si–Cu при различных условиях кристаллизации. Для экспериментов был выбран несерийный заэвтектический сплав Al–14Si–4Cu. Такой состав позволил одновременно оценить влияние на такие структурные параметры, как твердый раствор на основе алюминия, первичные кристаллы кремния и эвтектика. После модифицирования и кристаллизации в графитовой форме наблюдается более однородная и менее контрастная структура в соответствии с распределением составных частей. Эвтектика распределяется более равномерно, а первичные кристаллы кремния не выявляются. В значительной степени отмечается повышение уровня легирования твердого раствора. Матрица Al включает

Кристалізація та структуроутворення сплавів

1,2 %мас. Si, 2,36 %мас. Cu и 0,85 %мас. V по сравнению с немодифицированным сплавом с 0,77 %мас. Si и 0,2 %мас. Cu. Более того, очевидно, что ванадий способствует образованию кластеров фаз, богатых железом, которые имеют очень благоприятную игольчатую морфологию, но они в основном откладываются вблизи конгломератов, богатых Cu. Во время ускоренной кристаллизации модифицированной расплава наблюдается аналогичный, но несколько усиленный эффект: структурные компоненты измельчаются еще более значительно, а твердый раствор на основе Al имеет еще большую степень легирования: 1,59 %мас. Si, 2,82 %мас. Cu и 1,17 %мас. V. Также эвтектика Al + Si становится еще меньше и она менее контрастная. Однако фазы, богатые Cu и Fe на эвтектических участках, распределяются не намного более равномерно. В этом случае фазы, богатые железом, также имеют очень благоприятную неигольчатую морфологию. В основном они расположены отдельно от конгломератов, богатых Cu, в отличие от предыдущего примера.

Ключевые слова: литье алюминиевых сплавов, система Al-Si-Cu, добавление ванадия, фаза и структурное состояние после модифицирования, микролегирование.

УВАЖАЕМЫЕ ЧИТАТЕЛИ!

Подписка журнала

«ПРОЦЕССЫ ЛИТЬЯ»

проводится через редакцию.

Журнал с 2020 г. будет выходит 4 раз в год.

Для получения журнала с любого номера

необходимо направить письмо-запрос

по адресу: 03142, г. Киев-142

б-р. Вернадского, 34/1,

ФТИМС НАН Украины с пометкой

журнал «Процессы литья»

тел. (044) 424-04-10 либо по факсу: (044) 424-35-15;

или e-mail: proclit@ptima.kiev.ua.

Счет-фактуру согласно запросу редакция высылает

письмом, по факсу или по e-mail.

Стоимость одного журнала — 100 грн.

Годовая подписка с учетом почтовых расходов — 480 грн.

(для Украины).

Годовая подписка для зарубежных подписчиков — 90 \$.

В редакции можно также приобрести

электронную версию журнала.