

7. Dubrov Yu. I. Nauka yak sistema, scho samoorganizuetsya // Visnik NAN UkraYini. – 2000. – № 2. – S. 16 – 22.
8. Dubrov Yu. I. Odin iz vozmozhnyih putey prognozirovaniya posledstviy vmeshatelstva v evolyutsionnyie protsessy // Dop. NANU. – 2002. – № 3. – S. 190 – 197.
9. Bolshakov Vad. I., Bolshakov V. I., Dubrov Yu. I. Pro nepovnotu formalnoYi aksIomatiki v zadachah Identifikatsiyi strukturi metalu // Visnik NANU. 2014. – № 4. – S. 47 – 54.
10. Bolshakov V. I., Dubrov Yu. I., Tkachenko A. N., Tkachenko V. A. Puti resheniya zadach identifikatsii kachestvennyih harakteristik materialov na osnove ekspertnyih sistem. // Dop. NANU. – 2006. – № 5. – S. 100 – 103.
11. Dubrov Yu. I. Informatsionnaya «bednost» zadach ekologicheskogo prognozirovaniya i nekotoryie puti ee razresheniya // Dop. NANU. – 2000. – № 1. – S. 191 – 197.
12. Dubrov Yu. I. Lyudina v suchasnomu virobnitstvi: problemi psihichnoyi stiykosti ta intelektualnoyi mobilnosti // Visnik NAN Ukrayini. – 1998. – № 4. – S. 81 – 90.
13. Bolshakov V. I., Dubrov Yu. I. Chi mozhe intelekt buti shtuchnim // Visnik NAN Ukrayini. – 2009. – № 8. – S. 20 – 26.
14. Bolshakov V. I., Dubrov Yu. I. Vyichislitelno neprivodimyie sistemy i puti ih identifikatsii // MTOM. – 2014. – № 1. – С. 5 – 12.

УДК 532.8

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА $\text{Cu}_{47}\text{Ni}_8\text{Ti}_{34}\text{Zr}_{11}$ В УСЛОВИЯХ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

А. Б. Лысенко, д. ф.-м. н., доц., О. Л. Косинская, к. ф.-м. н., доц., С. В. Губарев, ассистент, В. С. Лазорчик, аспирант

Ключевые слова: изотермическая закалка расплава, кинетика кристаллизации, частота зарождения, скорость роста, средние размеры кристалло

Постановка проблемы. Создание металлических материалов с наномасштабными размерами структурных составляющих относится к приоритетным направлениям науки и современных технологий. Прогресс в этой области требует глубокого понимания взаимосвязей химического состава сплавов и технологических факторов с физическими параметрами, задающими кинетику процесса кристаллизации. Результаты теоретических и экспериментальных исследований отмеченных взаимосвязей послужат основой для разработки и внедрения в сферу производства специальных сплавов новых технологических решений, обеспечивающих управляемость процессами структурообразования и получение материалов с прогнозируемыми микроструктурами и свойствами, что будет способствовать дальнейшему развитию микрометаллургии аморфных и нанокристаллических сплавов.

Анализ публикаций. Закалка из жидкого состояния (ЗЖС) является современным методом получения сплавов с метастабильными кристаллическими и аморфными структурами [7; 8; 12]. Вероятность формирования подобных структур, помимо химического состава и свойств материала, зависит от термического режима процесса. Согласно данным работ [3; 6], основными разновидностями термического режима ЗЖС являются:

- режим непрерывного снижения температуры расплава вплоть до температуры стеклования, следствием которого является подавление процессов кристаллизации и переход материала в аморфное состояние;

- режим, включающий начальную стадию переохлаждения расплава и следующую за ней стадию саморазогрева кристаллизующегося объема за счет выделения скрытой теплоты превращения, который способствует формированию поликристаллических структур с микромасштабными размерами структурных составляющих.

Недостатком рассмотренных режимов является то, что с их помощью не могут быть получены нанокристаллические структуры, формирующиеся в условиях высокоскоростного зарождения и предельно низких скоростей роста кристаллов.

Цель работы. Для преодоления этого недостатка и расширения структурообразующих возможностей технологии ЗЖС в работах [5; 11] предложен способ литья расплава в предварительно нагретую (горячую) изложницу, который позволяет создавать варьируемые

изотермические условия затвердевания, обеспечивающие получение широкого спектра структурных состояний, включая нанокристаллические.

В настоящей работе представлены результаты расчетного анализа термических режимов и кинетики кристаллизации отливок из легко аморфизирующегося сплава $\text{Cu}_{47}\text{Ni}_8\text{Ti}_{34}\text{Zr}_{11}$ (Vit 101), полученных быстрой закалкой в горячей медной изложнице.

Изложение материала. Исследования процессов структурообразования отливок в условиях изотермической закалки расплава выполнены методом согласованного численного решения уравнений теплопроводности и кинетики массовой кристаллизации. При создании соответствующей модели полагали, что расплав, имеющий исходную температуру T_1^0 , заливают в медную изложницу, предварительно нагретую до температуры T_2^0 . После заполнения рабочей полости изложницы расплав начинает охлаждаться путем передачи тепла в двух противоположных направлениях, перпендикулярных стенкам изложницы. Условия теплообмена расплава с изложницей и изложницы с воздушной средой задавали величинами коэффициентов теплоотдачи α_1 [2] и α_2 [1].

Математический базис модели представляли системой одномерных дифференциальных уравнений теплопроводности для расплава и изложницы с краевыми условиями, формализующими постановочные допущения тепловой задачи. Кинетику затвердевания отливок моделировали в предположениях, что кристаллизация происходит путем самопроизвольного зарождения и последующего нормального роста сферических кристаллов. Замедление превращения за счет взаимной блокировки соседних кристаллов учитывали с помощью приближения эффективных скоростей зарождения и роста кристаллов [4], согласно которому приросты числа центров кристаллизации и размеров кристаллов за элементарный промежуток времени пропорциональны объемной доле материнской фазы. В рамках этого приближения кинетическое уравнение массовой кристаллизации получали в виде:

$$x(t) = \frac{4}{3}\pi \int_{t_m}^t (1-x(t'))I(t') \left[R_c(t') + \int_{t'}^t (1-x(t''))u(t'')dt'' \right]^3 dt', \quad (1)$$

где x – доля закристаллизовавшегося объема;

I – частота образования кристаллических зародышей критического размера R_c ;

u – скорость роста кристаллов;

t_m – момент достижения расплавом температуры плавления T_m ;

t, t', t'' – текущие моменты времени: $t_m \leq t' \leq t'' \leq t$.

Входящие в уравнение (1) параметры I , R_c , u рассчитывали по формулам классической теории кристаллизации [9]. При этом температурную зависимость вязкости переохлажденного расплава аппроксимировали эмпирическим уравнением Фогеля – Фулчера – Таммана:

$$\eta(T) = \eta_0 \exp\left(\frac{D^*T_0}{T-T_0}\right) \quad (2)$$

с использованием постоянных η_0 , D^* и T_0 , приведенных для сплава Vit 101 в работе [13]. Разность свободных энергий Гиббса между жидкой и кристаллической фазами определяли с помощью приближения Томсона – Спайпена:

$$\Delta G = 2\Delta H_m \frac{(T_m - T)T}{T_m(T_m + T)} \quad (3)$$

по значениям температуры T_m и молярной теплоты плавления ΔH_m из работы [13].

Удельную свободную энергию границы кристалл – расплав σ принимали не зависящей от температуры и оценивали по методике работы [14]. Найденное таким образом значение σ составляло $0,126$ Дж/м².

Уравнение (1) преобразовывали в систему дифференциальных уравнений путем последовательного дифференцирования по методу Эйлера [10]. Полученную систему решали совместно с уравнениями теплопроводности для расплава и изложницы численным методом конечных разностей с использованием неявной разностной схемы.

Для изучения влияния температуры изложницы на термический режим и кинетику кристаллизации отливок из сплава Vit 101 рассчитывали зависимости от времени температур расплава $T_1(t)$ и изложницы $T_2(t)$, а также доли закристаллизовавшегося объема $x(t)$. Расчеты выполняли для отливок толщиной $l_1 = 0,5 \cdot 10^{-3}$ м, полученных литьем расплава в Cu-изложницу

с толщиной теплоотводящих стенок $l_2 = 15 \cdot 10^{-3}$ м. Температуру предварительного нагрева изложницы T_2^0 изменяли в пределах от 323 до 764 К. Исходную температуру расплава, а также значения коэффициентов теплоотдачи на границах расплав – изложница и изложница – воздушная среда принимали равными: $T_1^0 = 100$ К, $\alpha_1 = 3,4 \cdot 10^3$ Вт·м⁻²·К⁻¹, $\alpha_2 = 5$ Вт·м⁻²·К⁻¹.

Анализ полученных расчетных данных свидетельствует, что при нагреве изложницы до температур, не превышающих температуру стеклования сплава $T_g = 671$ К, изотермический режим затвердевания отливок не реализуется. Как видно из примера, показанного на рисунке 1, для рассматриваемых вариантов модели ($T_2^0 \leq T_g$) температура расплава непрерывно снижается вплоть до точки T_g , сохраняя в течение всего периода процесса t_e более высокие значения в сравнении с температурой изложницы. В результате фиксируется аморфная структура с ничтожно малой ($\sim 1,5 \cdot 10^{-6}$) объемной долей «вмороженных зародышей», имеющих средние размеры $\bar{R} \approx 10^{-8}$ м.

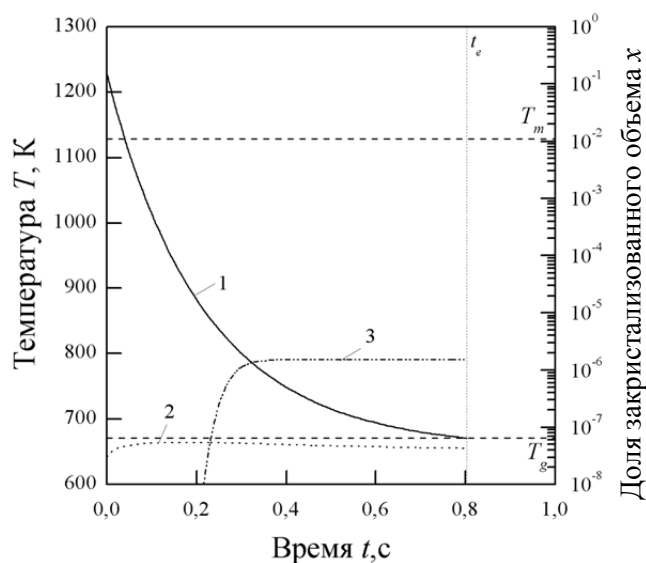


Рис. 1. Графики изменений со временем температур расплава (1), изложницы (2) и доли закристаллизованного объема (3) для отливок из сплава Vit 101 толщиной $l_1 = 0,5 \cdot 10^{-3}$ м, полученных литьем в медную изложницу с исходной температурой $T_2^0 = 641$ К

При нагреве изложницы до температур $T_2^0 > T_g$ термический режим и кинетика затвердевания отливок качественно изменяются. Анализ соответствующих расчетных данных показывает, что в течение относительно коротких промежутков времени t_{iso} температурные зависимости $T_1(t)$ и $T_2(t)$ сближаются и дальнейшие этапы превращения происходят в изотермических условиях ($T_1 = T_2 = T_{iso}$) при глубоких переохлаждениях расплава

$\Delta T_r^{iso} = \frac{T_m - T_{iso}}{T_m}$. Например, при $T_2^0 = 721$ К ($T_g + 50$ К) температура изотермической стадии

составляет $T_{iso} = 731$ К, а соответствующее приведенное переохлаждение $\Delta T_r^{iso} = 0,361$ (рис. 2). В подобных условиях кристаллизация осуществляется путем высокоскоростного зарождения ($I_{iso} \approx 7 \cdot 10^{17}$ м⁻³·с⁻¹) и последующего роста кристаллов с очень низкими скоростями ($u_{iso} \approx 6 \cdot 10^{-10}$ м·с⁻¹). При таком сочетании параметров I и u наращивание доли закристаллизованного объема происходит преимущественно за счет образования в материнской среде новых центров кристаллизации, которые к моменту окончания превращения $t_e = 5 \cdot 10^2$ с достигают размеров $\bar{R} \approx 1,1 \cdot 10^{-7}$ м.

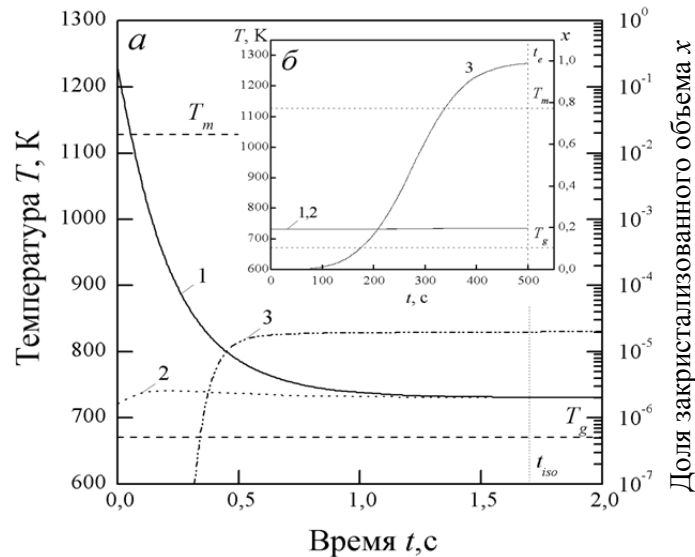


Рис. 2. Расчетные зависимости $T_1(t)$ (1), $T_2(t)$ (2), $x(t)$ (3) для тонких ($0,5 \cdot 10^{-3}$ м) отливок из сплава Vit 101, полученных литьем в горячую ($T_2^0 = 721\text{K}$) медную изложницу: а – начальная стадия процесса; б – изотермическая стадия

Как видно из рисунка 3, при нагреве изложницы до температуры 764 К, которая на 93 К превышает температуру стеклования сплава Vit 101, изотермический режим кристаллизации сохраняется лишь на ограниченном временном отрезке (1,8 – 6,0)с. В последующие моменты времени баланс конкурирующих тепловых потоков нарушается, что вызывает рост температуры кристаллизующейся отливки от 773 до 850 К и обусловленные изменением температурного режима замедление процессов зародышеобразования и ускорение роста кристаллов. Следствием подобных изменений параметров I и u является существенное огрубление микроструктуры отливок, средние размеры зерен которых составляют $2,4 \cdot 10^{-7}$ м.

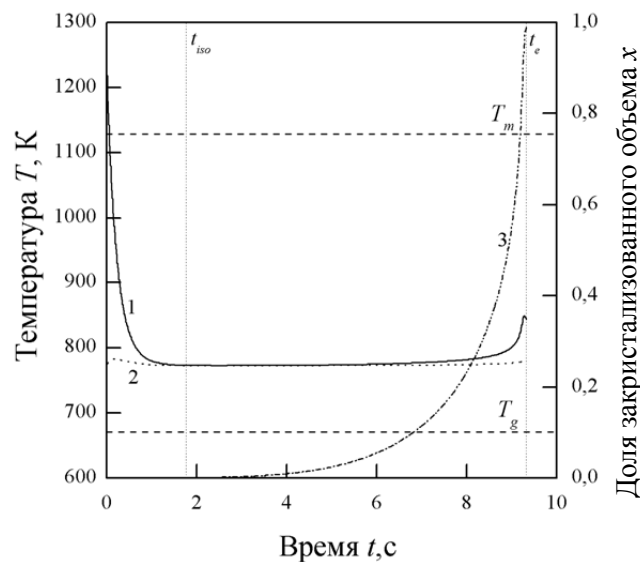


Рис. 3. Результаты расчетного анализа термического режима и кинетики кристаллизации отливок сечением $0,5 \cdot 10^{-3}$ м, полученных литьем расплава Vit 101 в медную изложницу, нагретую до температуры $T_2^0 = 764\text{K}$: 1 – $T_1(t)$; 2 – $T_2(t)$; 3 – $x(t)$

Анализ всей совокупности полученных расчетных данных показывает, что с ростом предварительного перегрева изложницы относительно температуры стеклования от 5 до 93 К число центров кристаллизации, образующихся в единице объема в течение всего периода затвердевания, снижается приблизительно на 2 порядка величины ($10^{21} - 10^{19}$)м⁻³, а средние

размеры кристаллов увеличиваются от $0,63 \cdot 10^{-7}$ м до $2,4 \cdot 10^{-7}$ м. При этом общая продолжительность процесса сокращается от $\sim 1,5 \cdot 10^6$ с (~ 330 час) до 9,3 с.

Таким образом, результаты выполненных модельных исследований свидетельствуют о принципиальной возможности осуществления метода изотермической закалки расплавов, который позволяет получать наномасштабные структуры в тонких отливках сплава Vit 101 непосредственно в процессе их затвердевания.

Выводы. 1. На примере сплава Vit 101 исследованы особенности формирования структуры при литье в горячую изложницу. Определен интервал значений начальной температуры изложницы $T_2^0 = (676 - 674)K$, обеспечивающий установление изотермического режима затвердевания отливок при температурах, на $(5 - 93) K$ превышающих точку стеклования.

2. Показано, что на изотермической стадии процесса кристаллизация осуществляется с близкими к максимальным $\sim (10^{15} - 10^{18}) \text{ м}^3 \cdot \text{с}^{-1}$ скоростями зарождения и очень низкими $\sim (10^{-13} - 10^{-8}) \text{ м} \cdot \text{с}^{-1}$ скоростями роста кристаллов, вследствие чего фиксируется полностью закристаллизованные структуры со средними размерами кристаллов от 63 до 240 нм.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. **Баскаков А. П.** Теплотехника / А. П. Баскаков, Б. В. Берг, О. К. Витт. – М. : Энергоатомиздат, 1991. – 224 с.
2. **Лысенко А. Б.** Расчет скорости охлаждения при закалке сплавов из жидкого состояния / А. Б. Лысенко, Г. В. Борисова, О. Л. Кравец // Физика и техника высоких давлений. – 2004. – Т. 14. – № 1. – С. 44 – 53.
3. **Лысенко А. Б.** Влияние термического режима закалки из жидкого состояния на микроструктуру металлов / А. Б. Лысенко, О. Л. Кравец, А. А. Лысенко // Металлофиз. Новейшие технологии. – 2008. – Т. 30. – № 3. – С. 415 – 427.
4. **Лысенко А. Б.** Кинетическая модель массовой кристаллизации в приближении эффективных скоростей зарождения и роста кристаллов / А. Б. Лысенко // Вісник Дніпропетр. ун-ту. Фізика. Радіоелектроніка. – Вип. 18. – 2011. – Т. 10. – № 2. – С. 3 – 11.
5. **Лысенко А. Б.** Условия получения массивных нанокристаллических отливок из сплава $Mg_{65}Cu_{25}Y_{10}$ / А. Б. Лысенко, О. Л. Кравец, Г. В. Борисова, А. Л. Кравец // Физико-химические основы формирования и модификации микро- и наноструктур. – Харьков : НФТУ МОН и НАН Украины. – 2010. – Т. 2. – С. 513 – 516.
6. **Лысенко А. Б.** Условия формирования микро-, нанокристаллических и аморфных структур при закалке из жидкого состояния / А. Б. Лысенко, О. Л. Кравец, Г. В. Борисова // Физико-химические основы формирования и модификации микро- и нанокристаллических структур. – Харьков: НФТУ МОН и НАН Украины. – 2009. – Т. 2. – С. 367 – 371.
7. **Маслов В. В.** Получение аморфных металлических сплавов / В. В. Маслов, Д. Ю. Падерно // Аморфные металлические сплавы. – К. : Наукова думка, 1987. – С. 52 – 86.
8. **Мирошниченко И. С.** Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко. – М. : Металлургия, 1982. – 168 с.
9. **Овсиенко Д. Е.** Зарождение и рост кристаллов из расплава / Д. Е. Овсиенко. – К. : Наукова думка, 1994. – 254 с.
10. **Смирнов В. И.** Курс высшей математики. Т. 2 / В. И. Смирнов. – М. : Наука, 1967. – 655 с.
11. Спосіб виготовлення об'ємних нанокристалічних сплавів: Патент № 64872, Україна, МПК (2011.01) C21B 1/00/ О. Б. Лисенко, О. Л. Кравец, О. Л. Косинська, О. О. Лисенко, С. В. Губарев, Т. В. Калініна (UA). – №U201104033; Заявл. 04.04.2011; Опубл. 25.11.2011 (Бюл. № 22).
12. **Филонов М. Р.** Теоретические основы производства аморфных и нанокристаллических сплавов методом сверхбыстрой закалки / М. Р. Филонов, Ю. А. Аникин, Ю. Б. Левин. – М. : МИСИС, 2006. – 328 с.
13. **Bossuyt S.** Microstructure and crystallization behavior in bulk glass forming / S. Bossuyt. – Pasadena : California, 2001. – 85 p.
14. **Mondal K.** On prediction of solid-liquid interfacial energy of glass forming liquids from homogeneous nucleation theory / K. Mondal, B. V. Murty // Mater. Sci. Eng. A. – 2007. – Vols. 454 – 455. – P. 654 – 661.

SUMMARY

Problem statement. Production of metal materials with nanoscaled sizes of structural components relates to priority directions of a science and the up-to-date technologies. Progress in this field demands the deep understanding of interrelations of a chemical compound of alloys and technology factors with the physical properties setting a kinetics of crystallisation process. Effects theoretical and experimental researches of the noted interrelations will form a basis for developing and introduction in sphere of manufacture of special alloys of the new technological solutions providing a controllability by processes of structure formation and production of materials with predicted microstructures and properties that will promote the further development of micrometallurgy amorphous and nanocrystalline alloys.

Analyzing of the resent research. The quenching from a liquid state (QLS) is the up-to-date method of production of alloys with metastable crystalline and amorphous structures [7; 8; 12]. The probability formation of similar structures, besides a chemical compound and properties of a material, depends on a thermal mode of process. According to data of operations [3; 6], the basic versions of thermal mode QLS are:

- A mode of the continuous decrease in temperature of a melt up to the glass transition temperature which consequence is inhibition of crystallisation processes and material transition in an amorphous state;

- A mode including an initial stage of melt supercooling and a stage of a self-heating of the crystallizing volume following at the expense of the latent heat of transformation which promotes formation of polycrystalline structures with the microscale sizes of structural components.

Deficiency of the viewed modes is that with their help cannot be obtained nanocrystalline structures formed in the conditions of high-rate nucleation and extremely low growth rates of crystals.

Research objective. For the purpose of overcoming of this deficiency and expansion structure formation possibilities of technology QLS in references [5; 11] is offered the method of melt moulding in prior heated (hot) casting-form which allows to create the varied isothermal requirements of a solidification providing reception of a wide spectrum of structural states, including nanocrystalline. In the present, work results of the rated analysis of thermal modes and a crystallisation kinetics castings from easy amorphizing alloy $\text{Cu}_{47}\text{Ni}_8\text{Ti}_{34}\text{Zr}_{11}$ (Vit 101), gained by a rapid quenching in hot coppercasting-form are presented.

Conclusion. 1. On an example of alloy Vit 101 features of structure formation are explored at moulding in hot casting-form. Determined the interval of casting-form temperature values $T_2^0 = (676 - 674)\text{K}$, which providing an establishment of an isothermal mode of a solidification castings, at temperatures on $(5 - 93)\text{K}$ exceeding a glass transition point.

2. It is shown, that at an isothermal stage of process crystallisation is carried out with close to maximum $\sim(10^{15} - 10^{18}) \text{ m}^{-3}\cdot\text{s}^{-1}$ nucleation rates and very low $\sim(10^{-13} - 10^{-8}) \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ rates of crystals growth, owing to what it is fixed completely crystallized structures with in the average crystal sizes from 63 to 240 nm.

REFERENCES

1. Baskakov A. P. *Teplotekhnika* / A. P. Baskakov, B. V. Berg, O. K. Vitt. – M. : Ehnergoatomizdat, 1991. – 224 s.
2. Lysenko A. B. Raschet skorosti okhlazhdeniya pri zakalke splavov iz zhidkogo sostoyaniya / A. B. Lysenko, G. V. Borisova, O. L. Kravets // *Fizika i tekhnika vysokikh davlenij*. – 2004. – T. 14. – № 1. – S. 44 – 53.
3. Lysenko A. B. Vliyanie termicheskogo rezhima zakalki iz zhidkogo sostoyaniya na mikrostrukturu metallov / A. B. Lysenko, O. L. Kravets, A. A. Lysenko // *Metallofiz. Novejshie tekhnologii*. – 2008. – T. 30. – № 3. – S. 415 – 427.
4. Lysenko A. B. Kineticheskaya model' massovoj kristallizatsii v priblizhenii ehffektivnykh skorostej zarozhdeniya i rosta kristallov / A. B. Lysenko // *Visnik Dnipropetr. un-tu. Fizika. Radioelektronika*. – Vrp. 18. – 2011. – T. 10. – № 2. – S. 3– 11.
5. Lysenko A. B. Usloviya polucheniya massivnykh nanokristallicheskich otlivok iz splava $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Y}_{10}$ / A. B. Lysenko, O. L. Kravets, G. V. Borisova, A. L. Kravets // *Fiziko-khimicheskie*

osnovy formirovaniya i modifikatsii mikro- i nanostruktur. – Khar'kov: NFTU MON i NAN Ukrainy. – 2010. – Т. 2. – S. 513 – 516.

6. Lysenko A. B. Usloviya formirovaniya mikro-, nanokristallicheskih i amorfnykh struktur pri zakalke iz zhidkogo sostoyaniya / A. B. Lysenko, O. L. Kravets, G. V. Borisova // Fiziko-khimicheskie osnovy formirovaniya i modifikatsii mikro- i nanokristuktur. – Khar'kov: NFTU MON i NAN Ukrainy. – 2009. – Т. 2. – S. 367 – 371.

7. Maslov V. V. Poluchenie amorfnykh metallicheskih splavov / V. V. Maslov, D. Yu. Paderno // Amorfnye metallicheskie splavy. – K. : Naukova dumka, 1987. – S. 52 – 86.

8. Miroshnichenko I. S. Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya / I. S. Miroshnichenko. – M. : Metallurgiya, 1982. – 168 s.

9. Ovsienko D. E. Zarozhdenie i rost kristallov iz rasplava / D. E. Ovsienko. – K. : Naukova dumka, 1994. – 254 s.

10. Smirnov V. I. Kurs vysshej matematiki. Т. 2 / V. I. Smirnov. – M. : Nauka, 1967. – 655 s.

11. Sposib vigotovlennya ob'ednanih nanokristalicheskikh splaviv: Patent № 64872, Ukraina, MPK (2011.01) S21V 1/00/ O. B. Lisenko, O. L. Kravets', O. L. Kosins'ka, O. O. Lisenko, S. V. Gubarev, T. V. Kalinina (UA). – №U201104033; Zayavl. 04.04.2011; Opubl. 25.11.2011 (Byul. № 22).

12. Filonov M. R. Teoreticheskie osnovy proizvodstva amorfnykh i nanokristallicheskih splavov metodom sverkhbystroj zakalki / M. R. Filonov, Yu. A. Anikin, Yu. B. Levin. – M. : MISIS, 2006. – 328s.

13. Bossuyt S. Microstructure and crystallization behavior in bulk glass forming / S. Bossuyt. – Pasadena: California, 2001. – 85 p.

14. Mondal K. On prediction of solid-liquid interfacial energy of glass forming liquids from homogeneous nucleation theory / K. Mondal, B. B. Murty // Mater. Sci. Eng. A. – 2007. – Vols. 454 – 455. – P. 654 – 661.

УДК 624.138.23

МЕТОДЫ УСТРОЙСТВА ИСКУССТВЕННЫХ ОСНОВАНИЙ ИЗ ГРУНТОЦЕМЕНТА ПОД ФУНДАМЕНТЫ МЕЛКОГО ЗАЛОЖЕНИЯ

Ю. А. Киричек, д. т. н., проф., Г. В. Комиссаров, инж.

Ключевые слова: грунт, грунтоцемент, струйная цементация, буромесительная цементация, ленточные фундаменты

Актуальность. Закрепление грунтов битумом, смолой и эмульсиями на их основе приводит к загрязнению грунтов и грунтовых вод. Экологически чистым компонентом для преобразования грунтов является цемент. Использование методов смешивания местных грунтов с вяжущим дало возможность получить фактически новый строительный материал – грунтоцемент. Грунтоцемент в строительстве применяется для повышения несущей способности основания под фундаментом, уменьшения деформативности слабых и структурно-неустойчивых грунтов, а также строительства фундаментов. Строительные свойства грунта можно улучшить путем формирования грунтоцементных колонн либо путем обработки всего массива грунта. Различные вяжущие (цемент, известь, доменный шлак или гипс) вводят, перемешивая в грунте с использованием специальных механизмов. После перемешивания вяжущее формирует с грунтом достаточно прочные грунтоцементные элементы (колонны, блоки, стены, геомембраны, сплошные плиты), которые значительно прочнее необработанного грунта. Свойства грунтоцемента зависят от многих факторов: количества вяжущего, времени отверждения, условий загрузки и процесса строительства. В данной статье рассмотрены и проанализированы методы и механизмы устройства грунтоцементных оснований под фундаменты мелкого заложения.

Анализ литературы. Исследования по укреплению грунтов цементом, а также строительство фундаментов из грунтоцемента ведут отечественные и зарубежные ученые: Ю. Л. Винников [1], Н. Л. Зоценко [3], А. Н. Токин [5] и др. Первый опыт применения грунтоцемента в фундаментостроении в СССР относится к середине 1950 – х началу 1960 – х годов. В современном строительстве в целях экономии средств актуальность использования грунтоцемента возрастает.

Цель статьи: анализ распространенных методов и механизмов устройства искусственных