

УДК 669.715:621.78

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mg-Ag ПРИ ОТЖИГЕ

Б. О. БОЛЬШАКОВ¹, И. А. РАМАЗАНОВ², В. В. АСТАНИН³,
И. В. АЛЕКСАНДРОВ⁴, Ф. Ф. МУСИН⁵

¹b-bolshakov@yandex.ru, ²ilnar.ramazanov@yandex.ru, ³vvastanin@yandex.ru,

⁴iva@mail.rb.ru, ⁵f-musin@yandex.ru

ФГБОУ ВПО «Уфимский государственный авиационный технический университет» (УГАТУ)

Поступила в редакцию 09.10.2013

Аннотация. Изучено влияние гомогенизационного отжига на микроструктуру и свойства жаропрочного алюминиевого сплава системы Al-Cu-Mg-Ag. Установлено, что увеличение температуры гомогенизационного отжига до 530°С ведет к уменьшению объемной доли вторых фаз с 12 вес. /% до 0,5 вес. %. Анализируется взаимосвязь микроструктурных изменений с прочностными и электропроводными свойствами.

Ключевые слова: жаропрочный алюминиевый сплав; гомогенизационный отжиг; механические свойства сплава; удельная электрическая проводимость.

ВВЕДЕНИЕ

Жаропрочные алюминиевые сплавы широко применяют в авиационной промышленности для изготовления деталей, работающих при повышенных температурах. Интенсивное развитие авиационной отрасли в последние десятилетия привело к созданию 2XXX серии алюминиевых термически-упрочняемых сплавов, обладающих высокими механическими свойствами. По сравнению с наиболее известными сплавами этой серии, такими как AA2024 и AA2219, сплавы с содержанием Ag обладают повышенным уровнем

жаропрочных свойств, сопротивления ползучести, малоциклового усталости, трещиностойкости и ударной вязкости за счет выделения в структуре упрочняющей Ω -фазы [1–3]. Исследования многих авторов показали, что дисперсные выделения Ω -фазы пластинчатой формы носят когерентный характер и обладают высокой термодинамической устойчивостью [1, 4–8].

Механические и технологические свойства промышленных сплавов системы Al-Cu-Mg-Ag зависят от ряда факторов, главным из которых является структура слитка, в котором неизбежно присутствуют крупные частицы вторых фаз и дендритная ликвация, присущие литым металлам [9–11]. Такие особенности литой структуры могут быть устранены путем проведения гомогенизационного отжига с целью повышения эксплуатационных характеристик этих материалов [12–14].

Наиболее распространенным методом оценки качества деталей после любых технологических операций является проведение разрушающего контроля, который не является оптимальным решением в условиях массового производства. Применение методов неразрушающего контроля не может дать однозначную оценку

Работа выполнена в рамках проекта «Разработка и промышленное освоение координируемых технологий высокоточного формообразования и поверхностного упрочнения ответственных деталей из Al-сплавов с повышенной конструкционной энергоэффективностью» в рамках реализации Постановления № 218 Правительства РФ от 09.04.2010 г. «О мерах государственной поддержки развития кооперации российских высших учебных заведений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства. Экспериментальные результаты получены с использованием оборудования НОЦ «Наноструктурные материалы и высокие технологии» ФГБОУ ВПО «УГАТУ».

структуры материалов без соответствующей базы корреляционной связи между оцениваемыми параметрами материала и измеряемыми характеристиками используемого физического поля.

Одним из наиболее перспективных является вихретоковый метод неразрушающего контроля, в основе которого лежит наличие корреляционной связи между электрическими характеристиками и структурным состоянием. Наличие хороших электропроводных свойств алюминиевых сплавов позволяет, измерив удельную электрическую проводимость, контролировать структуру, однородность химического состава, механические свойства сплавов и т. п. [1].

В данной статье рассматривается влияние гомогенизационного отжига на микроструктурные изменения и их взаимосвязь с механическими и электропроводными свойствами сплава системы Al-Cu-Mg-Ag.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала для исследований был выбран литой алюминиевый сплав системы Al-Cu-Mg-Ag. Химический состав исследуемого сплава в вес. % приведен в табл. 1. Из центральной части слитка вырезали образцы с размерами 20x20x15 мм, которые были подвергнуты гомогенизирующему отжигу в муфельных печах фирмы Nabertherm при температурах 490, 510, 520, 530 и 550° С в течение 24 ч, с последующей закалкой в воду.

Микроструктурные исследования проводили на оптическом микроскопе OLYMPUS GX-51. Локальный химический анализ выполняли в растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV, оснащенный приставкой для энерго-дисперсионного анализа INCA Oxford Instruments Ltd.

Удельную электрическую проводимость сплава определяли на полированной поверхности с помощью вихретокового измерителя электропроводности цветных металлов ВЭ-27НЦ.

Измерение микротвердости осуществляли при помощи твердомера EmcoTest DuraScan 50. Нагрузка при измерении составляла 0,1 Н, время приложения – 10 с.

Дифференциально-сканирующую калориметрию проводили на приборе синхронного ТГ-ДТА/ДСК-анализа STA 409 PC/4/H, Netzsch Geraetebau GmbH со скоростью нагрева 10° С/мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Металлографические исследования исходного слитка показали, что в микроструктуре присутствуют крупные частицы вторых фаз, закономерное расположение которых декорирует границы дендритов (рис. 1, а, б). Объемная доля вторых фаз составляет около 12 %. Среднее значение микротвердости слитка в состоянии поставки составляет 63,4 единицы Виккерса, значение удельной электрической проводимости 21,1 МСм/м.

На рис. 2 представлены карты распределения легирующих элементов по сечению образца в исходном состоянии. Полученные снимки иллюстрируют наличие значительной дендритной ликвации, свойственной литой структуре. Концентрация легирующих элементов уменьшается от границ дендритных ячеек во внутризеренную область.

Таблица 1

Химический состав исследуемого материала, вес. %

Cu	Mg	Mn	Ag	Ti	Al	Примеси
4,4	0,5	0,4	0,5	0,1	основа	0,15



а



б

Рис. 1. Исходная микроструктура исследуемого сплава: а – полированная поверхность; б – поверхность после травления

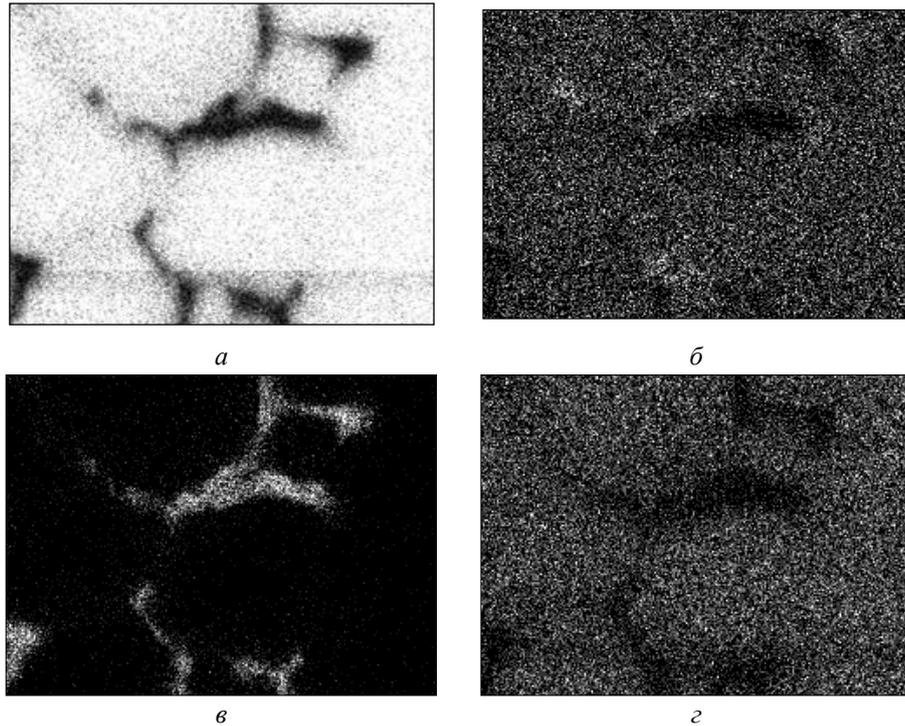


Рис. 2. Карты распределения основных легирующих элементов:
a – Al; *б* – Mg; *в* – Cu; *г* – Ag

Устранение дендритной ликвации и выравнивание химического состава по сечению образца достигается путем проведения гомогенизирующего отжига. Ускорение диффузионных процессов достигается за счет увеличения температуры гомогенизации. В этой связи температуру гомогенизации выбирают максимально высокой (выше $0,85 T_{пл}$), учитывая температуры плавления неравновесной эвтектики, появляющейся всегда при литье в легированных алюминиевых сплавах.

С целью оптимизации температуры гомогенизации был проведен ДСК-анализ сплава в исходном состоянии, а также после проведения серии гомогенизирующих отжигов (рис. 3). На ДСК кривой сплава в исходном состоянии присутствуют два эндотермических пика при температурах 548 и 671 °С соответственно.

Интенсивность второго пика существенно выше первого. После гомогенизационных отжигов характер ДСК кривых не изменился. На них так же наблюдается мощный эндотермический пик в диапазоне температур 665...673 °С, что свидетельствует о прохождении в материале процессов плавления. На ДСК кривой сплава после гомогенизирующего отжига при температуре 490 °С, также как и в исходном состоянии, присутствует второй пик в районе 546 °С. После гомогенизирующего отжига при температурах

530 и 550 °С второго пика на кривых не наблюдается. Проведенные микроструктурные исследования сплава после гомогенизирующих отжигов показали, что с увеличением температуры происходит растворение крупных частиц вторых фаз. Так, после отжига при 490 °С объемная доля неравновесных частиц снижается до 7 вес. %, а после отжига при 530 °С до 0,5 вес. % (рис. 4 *а, б*). Данные результаты коррелируют с результатами ДСК анализа.

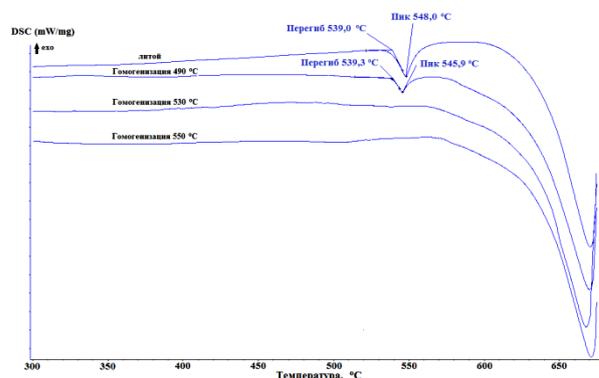
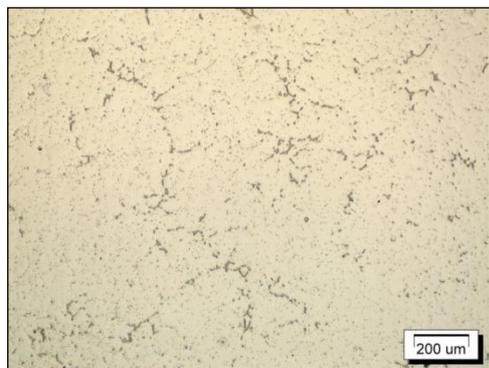


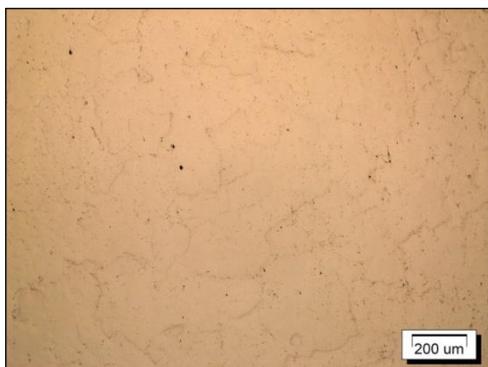
Рис. 3. ДСК кривые сплава

Гомогенизационный отжиг при температуре 550 °С приводит к оплавлению частиц вторых фаз по границам зерен (рис. 4, *в*). По всей видимости пик в районе 546 °С связан с интенсив-

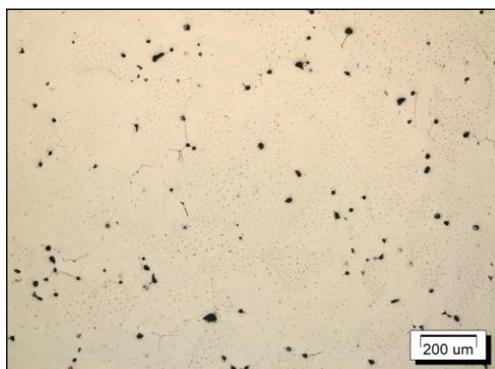
ным растворением неравновесных выделений вторых фаз. Для подтверждения данного предположения были проведены эксперименты по измерению микротвердости и электрической проводимости.



а



б



в

Рис. 4. Микроструктура сплава после гомогенизационного отжига:
а – 490° С; б – 530° С; в – 550° С

Результаты измерения микротвердости сплава после проведения отжигов показывают, что в интервале температур 520...530° С происходит резкое увеличение микротвердости материала, коррелирующее с изменением объемной доли вторых фаз (рис. 5). Максимум значения микротвердости достигается после гомогениза-

ционного отжига при температуре 530° С и составляет 118 HV. При дальнейшем увеличении температуры отжига наблюдается снижение значения микротвердости, что обусловлено явлением пережога структуры – оплавлением неравновесных частиц вторых фаз на границах зерен.

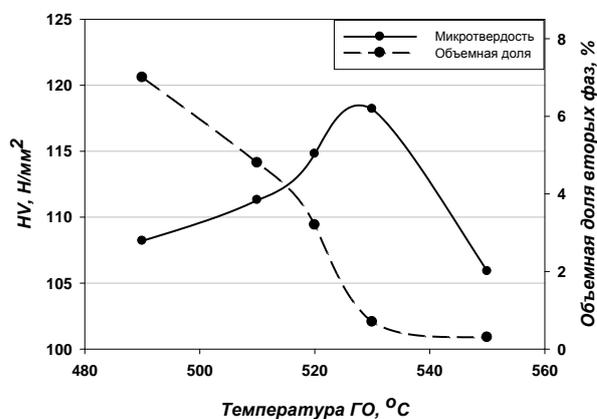


Рис. 5. Зависимость микротвердости от температуры гомогенизационного отжига

Из приведенных на рис. 6 данных видно, что с увеличением температуры отжига происходит снижение удельной электропроводности. Обычно это связано с растворением неравновесных частиц вторых фаз и увеличением пересыщенности твердого раствора легирующими элементами. Однако здесь не наблюдается резкого скачка проводимости в интервале температур 520...530° С. Проводимость снижается монотонно, достигая наименьшего значения после гомогенизационного отжига при температуре 550° С. Расхождение результатов, полученных различными методами, можно объяснить тем, что при температурах 520...530° С происходит не только растворение вторых фаз, но и возникают предпосылки к их перерождению в дисперсную форму при последующем охлаждении, что и вызывает резкое повышение микротвердости. Дальнейшее повышение температуры гомогенизации ликвидирует этот эффект из-за локальных оплавлений и диффузии кислорода по границам зерен и фаз.

На основании полученных данных можно сделать вывод, что оптимальной температурой проведения гомогенизационного отжига является 525±5° С. Следует подчеркнуть, что проведение такого отжига приводит к почти двукратному увеличению твердости исходного слитка.

Неразрушающий контроль полученного результата в готовых изделиях целесообразно осуществлять анализом удельной электропроводности. Метод позволяет сделать вывод о

полноте прохождения гомогенизационного отжига в исследуемых изделиях, оценивать структуру и свойства сплава, контролировать опасность пережога.

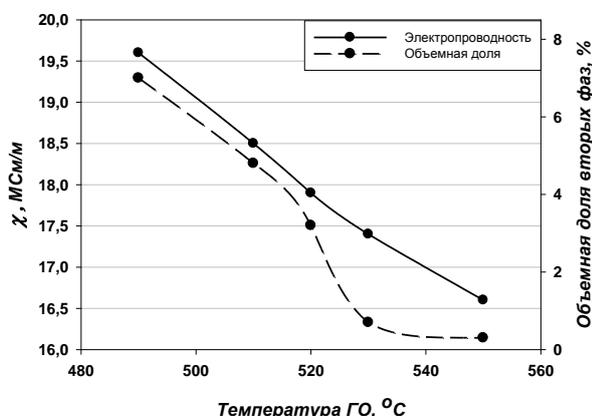


Рис. 6. Зависимость удельной электропроводности от температуры гомогенизационного отжига

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Металлографические исследования исходной структуры литого сплава показали наличие крупных неравновесных частиц вторых фаз, закономерное расположение которых декорирует границы дендритов. Объемная доля частиц составляет около 12 %.

В результате проведения гомогенизационного отжига происходит снижение объемной доли неравновесных частиц вторых фаз. Отжиг при 530°С в течение 24 ч позволяет достичь минимального значения количества вторых фаз (0,5 вес. %). Дальнейшее увеличение температуры ведет к появлению дефектов микроструктуры, вызванных оплавлением неравновесной эвтектики на границах зерен.

Зависимость удельной электрической проводимости сплава от температуры отжига позволяет оценивать полноту прохождения отжига в исследуемом сплаве и возникновение пережога. Для этой цели вполне пригоден вихретоковый метод измерения электропроводности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bakavos D., Prangnell P.B., Bes B. et al. // Mater. Sci. Eng. A 491 (2008) 214–223.
2. Sofyan B. T., Raviprasad K., Ringer S.P. // Micron 32 (2001) 851–856.
3. Eddahbi M., Jiménez J. A., Ruano O. A. // J. Alloys Compd. 433 (2007) 97–107.
4. Polmear I. J., Pons G., Barbaux Y., Octor H., Sanchez C., Morton A. J., Borbidge W. E., Rogers S. // Mater. Sci. Technol. 15 (1999) 861–868.

5. Ringer S. P., Hono K., Polmear I. J., Sakurai T. // Acta Mater. 44 (1996) 1883–1898.
6. Lumley R. N., Polmear I. J. // Scripta Mater. 50 (2004) 1227–1231.
7. Xiao D. H., Wang J. N., Ding D. Y. et al. // J. Alloys Compd. 352 (2003) 84–88.
8. Ferragut R., Dupasquier A., Macchi C. E. et al. // Scripta Mater. 60 (2009) 137–140.
9. Chang C.-H., Lee S.-L., Lin J.-C. et al. // Mater. Chem. Phys. 91 (2005) 454–462.
10. Xiao D., Wang J., Chen K. et al. // J. Mater. Process. Technol. 209 (2009) 3300–3305.
11. Ünlü N., Gamble B. M., Shiflet G. J. et al. // Metall. Mater. Trans. A 34 (2003) 2757–2769.
12. Birol Y. // Scripta Mater. 60 (2009) 5–8.
13. Wu Y., Xiong J., Lai R. et al. // J. Alloys Compd. 475 (2009) 332–338.
14. Zhang J., Zuo R., Chen Y. et al. // J. Alloys Compd. 448 (2008) 316–320.

ОБ АВТОРАХ

БОЛЬШАКОВ Борис Олегович, асп. каф. машин и технологии литейного производства. М-р техн. и технол. по материаловед. и технол. новых материалов (УГАТУ, 2012). Иссл. в обл. материаловедения алюминиевых, никелевых сплавов и сталей.

РАМАЗАНОВ Ильнар Альфридович, магистрант каф. материаловедения и физики металлов. Б-р техн. и технол. по материаловед. и технол. новых материалов (УГАТУ, 2012). Иссл. в обл. материаловедения алюминиевых сплавов и сталей.

АСТАНИН Владимир Васильевич, проф. каф. материаловедения и физики металлов. Дипл. инж. по машинам и технол. обр. металлов давлением (УАИ, 1973). Д-р физ.-мат. наук (ИФМ УрНЦ РАН, 1997). Иссл. в обл. пластической и сверхпластической деформации.

АЛЕКСАНДРОВ Игорь Васильевич, проф., зав. каф. физики. гл. науч. сотр. НИЧ. Дипл. физик (БГУ, 1976). Д-р физ.-мат. наук по физике твердого тела (ИФМ УрНЦ РАН, 1997). Иссл. в обл. физики прочности и пластичности материалов.

МУСИН Фаниль Фанусович, доц. каф. материаловедения и физики металлов, ст. науч. сотр. Дипл. инж.-мех. по машинам и технологиям обработки металлов давлением (УАИ, 1988). Канд. физ.-мат. наук (ИПСМ РАН, 1994). Иссл. в обл. материаловедения алюминиевых, титановых сплавов и сталей.

METADATA

Title: Microstructure evolution of the aluminum alloy system of AL-CU-MG-AG during annealing.

Authors: B. Bolshakov, I. Ramazanov, V. Astanin, I. Alexandrov, F. Musin.

Affiliation: Ufa State Aviation Technical University (UGATU), Russia.

Email: b-bolshakov@yandex.ru.

Language: Russian.

Source: Vestnik UGATU (scientific journal of Ufa State Aviation Technical University), vol. 17, no. 8 (61), pp. 140-145, 2013. ISSN 2225-2789 (Online), ISSN 1992-6502 (Print).

Abstract: The effect of homogenizing annealing on microstructure and properties of heat-resistant aluminum alloy system of Al-Cu-Mg-Ag is studied. It is established that the increase in temperature of homogenization annealing to 530° C with conducts to reduction of a volume fraction of the second phases with the 12th weight. % to 0,5 weight. %. The interrelation of microstructural changes with the strength and conductive properties is analyzed.

Key words: heat-resistant aluminum alloy; homogenization annealing; mechanical properties; specific electrical conductivity.

References (English transliteration):

1. D. Bakavos, P. B. Prangnell, B. Bes, et al., *Mater. Sci. Eng. A* 491 (2008) 214–223.
2. B. T. Sofyan, K. Raviprasad, S. P. Ringer, *Micron* 32 (2001) 851–856.
3. M. Eddahbi, J.A. Jiménez, O.A. Ruano, *J. Alloys Compd.* 433 (2007) 97–107.
4. I. J. Polmear, G. Pons, Y. Barbaux, H. Octor, C. Sanchez, A. J. Morton, W. E. Borbidge, S. Rogers, *Mater. Sci. Technol.* 15 (1999) 861–868.
5. S. P. Ringer, K. Hono, I. J. Polmear, T. Sakurai, *Acta Mater.* 44 (1996) 1883–1898.
6. R. N. Lumley, I. J. Polmear, *Scripta Mater.* 50 (2004) 1227–1231.
7. D. H. Xiao, J. N. Wang, D. Y. Ding, et al., *J. Alloys Compd.* 352 (2003) 84–88.
8. R. Ferragut, A. Dupasquier, C. E. Macchi, et al., *Scripta Mater.* 60 (2009) 137–140.
9. C.-H. Chang, S.-L. Lee, J.-C. Lin, et al., *Mater. Chem. Phys.* 91 (2005) 454–462.
10. D. Xiao, J. Wang, K. Chen, et al., *J. Mater. Process. Technol.* 209 (2009) 3300–3305.
11. N. Ünlü, B.M. Gamble, G.J. Shiflet, et al., *Metall. Mater. Trans. A* 34 (2003) 2757–2769.
12. Y. Birol, *Scripta Mater.* 60 (2009) 5–8.
13. Y. Wu, J. Xiong, R. Lai, et al., *J. Alloys Compd.* 475 (2009) 332–338.
14. J. Zhang, R. Zuo, Y. Chen, et al., *J. Alloys Compd.* 448 (2008) 316–320.

About authors:

BOLSHAKOV, Boris O., graduate student dept. mach. and foundry techn.. Master of engine. in mater. Scien. and techn. of new mater. (USATU, 2012).

RAMAZANOV, Ilnar A., undergraduate dept. of mater. scien. and phys. of metals. Bachelor of Engin. and Techn. Mater. Scien. and Techn. of New Mater. (USATU, 2012).

ASTANIN, Vladimir V., Prof., dept. of mater. scien. and phys. of metals. Dr. of Scien. (Inst. of Phys. of Metals, Ekat., 1997).

ALEXANDROV, Igor V., Prof., Head of the Dept of Phys. Dr. of Scien. (Inst. of Phys. of Metals, Ekat., 1997).

MUSIN, Fanil F., docent, Cand. Phys.-mat. Sci. (IMSP RAS, 1994).