

УДК 621.762.222

Е.П. Шалунов, И.В. Архипов

ПОРШНЕВОЙ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Предложены состав, структура, свойства и технология получения дисперсно-упрочненного композиционного материала системы $Al-Si-Ni-Fe-Al_2O_3-C-O$ для поршней форсированных двигателей внутреннего сгорания. Полученный материал, в зависимости от химического состава, имеет при нормальной температуре предел прочности от 600 до 650 МПа (при относительном удлинении от 1,7 до 2,5 %), а при температуре испытаний 350 °С – 180...195 МПа. При этом коэффициент температурного линейного расширения в диапазоне температур испытаний 20...150 °С равен $(16,8...17,4) \cdot 10^{-6} 1/^\circ C$, а в диапазоне 20...350 °С – $(18,9...19,5) \cdot 10^{-6} 1/^\circ C$.

Ключевые слова: поршень, двигатель внутреннего сгорания, алюминиевый материал, дисперсно-упрочненный композиционный материал, реакционное механическое легирование, атриттор, коэффициент термического линейного расширения, предел прочности, пластичность.

Введение.

Требования к алюминиевым материалам для поршней форсированных двигателей внутреннего сгорания.

Предварительные расчеты

Как известно, работа двигателя внутреннего сгорания (ДВС) при форсированных режимах и среднем эффективном давлении 1,5...1,8 и более МПа сопряжена с нагревом днища поршня до 350 и выше °С [1]. При таких температурах нагрева прочность стандартных поршневых алюминиевых сплавов (как литейных «АЛ25» и «АЛ30», так и деформируемых «АК4», «АК4-1» и др.) становится недостаточной и их нельзя применять для изготовления поршней форсированных ДВС. И, кроме того, при таких температурах используемые материалы должны иметь значительно меньшие, чем стандартные алюминиевые сплавы, значения коэффициента термического линейного расширения (КТЛР) [1]. Исходя из этого, в ряде случаев поршни форсированных двигателей стали делать составными: нагреваемую значительно меньше, чем днище, юбку поршня – из стандартных жаропрочных алюминиевых сплавов, а днище – из дееспособных при температурах 350 и выше °С жаропрочных материалов с низкими значениями КТЛР. Так, с целью повышения термостойкости донной части поршня – ведь, в частности, у высокофорсированных дизелей температура в ней может достигать 350...450 °С – ее армируют вставкой из жаропрочного материала (например, жаропрочной стали 20Х3МВФ), которая, однако, значительно увеличивает массу поршня [1]. Вместе с тем, в связи с появлением алюминиевых композиционных материалов с высокой теплостойкостью возникла возможность армировать донную часть поршней вставками из них: например, жа-

© Шалунов Евгений Петрович, канд. тех. наук, профессор кафедры технологии машиностроения, научный руководитель Объединенной научно-исследовательской лаборатории качества, обрабатываемости и композиционных материалов Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Чувашский государственный университет имени И. Н. Ульянова» (ОНИЛКОМ ФГБОУВПО «ЧГУ»); e-mail: shalunov2003@mail.ru; Архипов Иван Владимирович, младший научный сотрудник ОНИЛКОМ ФГБОУВПО «ЧГУ»; 428015, Россия, Чувашская Республика, г. Чебоксары, Московский просп., 15, МСФ; тел. +7(8352)453939, доб. 7120; +7(8352)585780; +7(8352)448848

ропрочный дисперсно-упрочненный композиционный материал системы Al–C–O (с 4,0 масс.% углерода в его исходном составе) уже используется при изготовлении вставки для донной части составного поршня [2], причем получают его, применяя метод реакционного механического легирования в атриторе и технологии порошковой и гранульной металлургии [3]. Как результат, его субзернистая структура, с синтезированными механохимическим путем из порошкового алюминия и углерода (в виде сажи) и алюминия и кислорода (в качестве упрочняющих фаз), соответственно, Al₄C₃ и Al₂O₃, обеспечивает этому материалу – при среднем размере частиц 40 нм – высокие (500...520 МПа) показатели предела прочности при растяжении в условиях нормальных температур, в принципе остающиеся такими и при температуре 350 °С, когда они составляют 200...210 МПа.

Исходя из вышеизложенного, соединение отштампованной из прутка вышеописанного алюминиевого материала армирующей вставки с изготовленной из литейного алюминиевого сплава «АЛ25» донной частью поршня осуществляли согласно диффузионному механизму, получая этот поршень методом литья с кристаллизацией под давлением (ЛКД). Вместе с тем следует отметить, что при этом КТЛР алюминиевого материала несколько превышал КТЛР сплава «АЛ25», будучи равным более чем $21 \cdot 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$ – в связи с чем во время работы поршня в зоне диффузионного соединения его вставки с донной частью возникали дополнительные напряжения, отрицательно сказывающиеся на прочности соединения в целом.

Проведенные нами с целью устранения этой проблемы согласно методике работы [1] расчеты позволили установить, что вставки для донных частей нагреваемых во время работы до температуры 350 °С составных поршней должны изготавливаться из алюминиевого материала с КТЛР не более $17,5 \cdot 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$ при диапазоне температур испытаний 20...150 °С и не более $19,5 \cdot 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$ – в температурном диапазоне 20...350 °С, а также что предел прочности при растяжении при нормальной температуре должен быть не менее 600 МПа, тогда как при температуре испытаний 350 °С – не менее 180 МПа (при относительном удлинении материала на уровне не ниже 1,5%).

Постановка задачи. Материалы и методики экспериментов.

Разработка и получение поршневого композиционного материала

Поскольку в гетерогенных сплавах КТЛР аддитивен его же значениям у входящих в материал фаз [4], получение алюминиевых материалов с соответствующими низкими значениями осуществляют за счет легирования алюминия снижающими его КТЛР элементами, и, прежде всего, кремнием (но при содержании кремния в литейных алюминиевых сплавах на уровне свыше 15 масс.% он образует грубые первичные кристаллы, охрупчивающие сплав и снижающие его прочностные и технологические свойства), причем минимальная величина КТЛР литейных бинарных сплавов системы Al–Si в диапазоне температур испытаний 20...300 °С составляет не менее $21 \cdot 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$ [5].

Вместе с тем, содержание кремния можно повысить до 30 и более масс.%, и при этом структура материала будет достаточно мелкозернистой – но при условии, если расплав кремнийсодержащего алюминиевого сплава распылить на большой (103...106 °С/с) скорости охлаждения: так, например, получают спеченный алюминиевый сплав «САС-1», содержащий 25...30 масс.% кремния и 5...7 масс.% никеля, также снижающего КТЛР этого сплава [6] при температуре испытаний 20...100 °С до $(14,5...15,5) \cdot 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$ – однако даже при нормальной температуре обладает такой сплав обладает низким, не более

240 МПа, пределом прочности, будучи хрупким (его относительное удлинение не превышает 0,5 %).

Еще же более низкими значениями КТЛР – $(14...15) \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$ при температуре испытаний 20...100 °С – обладает алюминиевый композиционный материал, полученный методом порошковой металлургии из быстрозакристаллизованного порошка сплава, содержащего 36 масс.% кремния и 1 масс.% магния (с подмешанным к нему в количестве 1 масс.% графитом) [7]. В этом материале графит, обладая практически равным присущему кремнию КТЛР, используется как добавка, одновременно снижающая КТЛР материала в целом и повышающая его антифрикционные свойства – но, вместе с тем, данный материал не может использоваться при температуре 350 °С (имея даже при нормальной температуре низкие прочностные характеристики: (например, твердость на уровне всего 80...95 НВ и т.д.).

Изложенное выше позволяет утверждать, что обеспечение алюминиевых сплавов требуемыми значениями КТЛР является решаемой задачей, однако одновременно снабдить их необходимыми значениями прочностных характеристик, и тем более при температуре 350 °С, можно лишь, применив технологические методы, обеспечивающие высокую жаропрочность этих сплавов. Исходя из таких постулатов, уже применяемый нами ранее метод реакционного механического легирования в атриторах [2, 3] следует использовать для получения жаропрочных алюминиевых материалов в первую очередь.

При этом, например, для обеспечения этих алюминиевых материалов высокими прочностными характеристиками при значениях, равных 0,85...0,90 % температуры плавления алюминия (и, в частности, при 350 °С), необходимо, чтобы в их матрицах присутствовали термодинамически-стабильные частицы второй фазы, которые являются препятствием для скольжения дислокаций и при нагреве тормозят рост зерен [8]. В роли такой второй фазы могут выступать оксиды, карбиды, нитриды и бориды алюминия, а также ряда других металлов, не только обеспечивающие его дисперсное упрочнение, но и обладающие собственным низким (для большинства из них равным $(6...8) \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$) КТЛР и снижающие этот коэффициент у Al тоже. И чем мельче частицы такой второй фазы, тем выше, при их одинаковом объеме в материале, его жаропрочность в целом. И, кроме того, по нашему мнению, следует пользоваться имеющимся опытом получения алюминиевых сплавов с низкими КТЛР путем их кристаллизации с большой скоростью охлаждения [6, 7].

С учетом изложенного выше, в настоящей нашей работе композиционный материал получали путем смешивания предварительно изготовленного быстрозакристаллизованного распыленного порошка алюминиевого сплава системы Al–Si–Ni–Fe с предварительно приготовленной порошковой смесью, состоящей из порошков технических алюминия и углерода.

Приготовление порошковых композиций и их дальнейшую переработку в конечный порошковый композиционный материал осуществляли в следующем порядке:

– сначала получали, путем распыления сжатым азотом, быстрозакристаллизованный распыленный порошок алюминиевого сплава системы Al–Si–Ni–Fe, со скоростью 104 °С/с дальнейшего охлаждения приготовленных расплавов трех составов этого сплава (с постоянным содержанием в них 26,3 масс.% Si и варьированием количеством никеля и железа в диапазонах 5,1...7,6 и 2,3...3,2 масс.% соответственно;

– далее готовили порошковую смесь, состоящую из 3 масс.% технического углерода (газовая сажа марки «ДГ-100»; ГОСТ 7885-77) и 97 масс.% по-

рошка технического Al марки «ПП-1» (ГОСТ 5591-71), содержащего исходное количество 2,4 масс.% поверхностных пленок оксида алюминия;

– затем готовили, из быстрозакристаллизованного распыленного порошка алюминиевого сплава и порошковой смеси, порошковые композиции с приведенными в табл. 1 составами:

Таблица 1

Состав порошковых композиций

Номер состава порошковой композиции (композиционно-го материала)	Состав порошковой композиции, масс.%		Содержание компонентов в порошковой композиции, масс.%					
	распыленный порошок алюминиевого сплава системы Al-Si-Ni-Fe	порошковая смесь Al+C	Si	Ni	Fe	Al ₂ O ₃	C	Al
1	45	55	12,05	3,40	1,70	1,30	1,65	ост.
2	55	45	14,65	2,80	1,50	1,05	1,35	ост.
3	45	55	12,05	2,80	1,50	1,30	1,65	ост.
4	50	50	13,50	3,10	1,60	1,15	1,50	ост.
5	55	45	14,65	3,40	1,70	1,05	1,35	ост.

– после обрабатывали упомянутые композиции в атриторе с емкостью рабочей камеры 15 л в течение 120 мин – в среде воздуха этой камеры со скоростью вращения ротора 600 об/мин и соотношением массы мелющих шаров к массе обрабатываемой порошковой композиции 24:1 (рис. 1):



Рис. 1. Атриторы с емкостью 15 л размольной камеры

– в дальнейшем проводили холодное двустороннее прессование полученных реакционным механическим легированием порошковых композиций в брикеты (в жестком контейнере гидравлического прессы под давлением 600 МПа);

– потом осуществляли горячую вакуумную дегазацию брикетов в вакуумной печи при температуре 500 °С – с выдерживанием при этой температуре на протяжении 60 мин и остаточным давлением в печи 5·10⁻⁴ мм рт. ст. (1,33·10⁻⁸ бар);

– далее нагревали эти дегазированные брикеты в электропечи до температуры 450 °С, выдерживали при этой температуре в течение 60 мин и проводили горячую экструзию в прутки из нагретого до 415 °С контейнера гидропресса (со скоростью прессования 4,20 мм/с и равной 17-ти степенью вытяжки).

Из полученных прутков композиционного материала системы Al–Si–Ni–Fe–Al₂O₃–C–O были изготовлены образцы, которые в дальнейшем подвергали различным видам исследований и испытаний согласно существующим стандартным методикам. И, кроме того, аналогичные прутки были изготовлены из быстрозакристаллизованного распыленного порошка алюминиевого сплава системы Al–Si–Ni–Fe, который (так же, как и указанные в табл. 1 порошковые композиции) подвергали обработке в атриторе – хотя были изготовлены и прутки из этого же сплава без такой обработки.

Результаты исследований полученного материала и их обсуждение

В табл. 2 приведены основные физико-механические свойства исследуемого нами материала:

Таблица 2

Основные физико-механические свойства исследуемого материала

Номер состава порошкового композиционного материала	Абсолютная плотность при температуре испытаний (°C), г/см ³ :	Предел прочности при растяжении при температуре испытаний (°C), МПа:		Относительное удлинение при температуре испытаний (°C), %:	Твердость по Виккерсу при температуре испытаний (°C), МПа:	Коэффициент температурного линейного расширения в диапазоне температур испытаний (°C), 10 ⁻⁶ 1/°C:	
		20	350			20...150	20...350
1	2,68	645	195	1,9	1760	17,4	19,4
2	2,69	600	180	2,5	1620	17,1	19,2
3	2,62	650	195	1,7	1775	17,5	19,5
4	2,68	625	190	2,2	1705	17,3	19,4
5	2,70	605	185	2,3	1640	16,8	18,9

Из табл. 2 следует, что достигнутые нами основные физико-механические свойства исследуемого материала в полной мере соответствует приведенным выше требованиям к нему. В частности, наш материал, в зависимости от химического состава, имеет предел прочности: при нормальной температуре – от 600 до 650 МПа (при относительном удлинении от 1,7 до 2,5 %); при температуре испытаний 350 °C – 180...195 МПа, а коэффициент температурного линейного расширения равен: в диапазоне температур испытаний 20...150 °C – (16,8...17,4)·10⁻⁶ 1/°C; при 20...350 °C – (18,9...19,5)·10⁻⁶ 1/°C.

Также проведенные нами с использованием методов рентгеноструктурного анализа исследования тонких структур материалов прутков как из быстрозакристаллизованного распыленного порошка алюминиевого сплава системы Al–Si–Ni–Fe, так и из порошковых композиций системы Al–Si–Ni–Fe–Al₂O₃–C–O показали, что характеризующий примерный размер субзерен порошка начальный (до обработки в атриторе) средний размер блоков когерентного рассеяния уменьшился, после такой обработки, со 140 до 42 нм – что может свидетельствовать о сильном измельчении исходной структуры порошка алюминиевого сплава во время проходящей при обработке в атриторе интенсивной пластической деформации (ИПД) [9], за счет которой, кроме того, повысилась в 2 раза и микротвердость обработанного в атриторе порошка. В целом же благодаря высокой степени ИПД полученный нами порошковый композиционный материал обладает сильно измельченными и тонкой структурой, и макроструктурой (рис. 2):

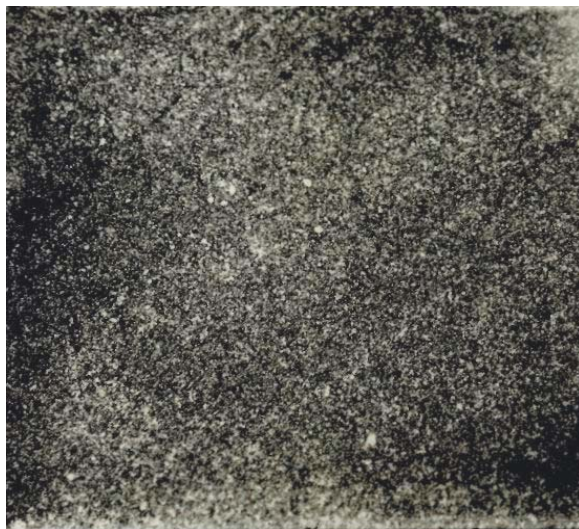


Рис. 2. Макроструктура дисперсно-упрочненного композиционного материала системы Al-Si-Ni-Fe-Al₂O₃-C-O

Кроме того, проведенные нами (и в т.ч. с использованием растрового электронного микроскопа с локальным рентгеновским микроанализатором) металлографические исследования дали возможность установить, что железо, находясь в быстрозакристаллизованном порошке алюминиевого сплава, образует с алюминием дисперсную интерметаллическую фазу Al₃Fe, причем если в этом порошке первичные кристаллы Al₃Fe имели форму разветвленных дендритов, то после его обработки в атриторе они измельчились до субмикроструктурного состояния.

Использование же, в ходе наших исследований полученных из/от материалов обеих указанных выше систем тонких фольг/углеродных реплик, просвечивающей электронной микроскопии позволило установить, что средний размер частиц Al₃Fe составляет ~130 нм. А, как известно [10], именно фаза Al₃Fe обладает стабильностью при нагреве до 350 °С и, следовательно, в достигнутом нами столь измельченном состоянии является эффективным препятствием скольжению дислокаций, затормаживая рост зерен материала при нагреве и обеспечивая ему высокую устойчивость к разупрочнению и жаропрочность. И, кроме того, наличие в материале фазы α-AlFeSi свидетельствует о том, что железо в полученном нами композиционном материале обеспечило связывание части негативно влияющего на пластические свойства алюминиевых сплавов и развивающего у них склонность к горячеломкости свободного кремния [10] – а, следовательно, снижается опасность образования в материале трещин при нагреве и, одновременно, происходит повышение его пластических характеристик.

В свою очередь, в ходе наших исследований – также методом просвечивающей электронной микроскопии – тонких структур на фольгах и угольных репликах от прутковых материалов из порошковых композиций системы Al-Si-Ni-Fe-Al₂O₃-C-O были обнаружены включения, форма и размеры которых отличались от указанных выше частиц Al₃Fe (в частности, средний размер этих включений составлял 43 нм). Расчет полученных в режиме макродифракции на тонких фольгах диаметром 3 мм электрограмм, а также проведенные на дифрактометре рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализы, в том числе, анодных осадков растворенного материала позволили установить, что

этими включениями являются частицы оксида (Al_2O_3) и карбида (Al_4C_3) алюминия – причем следует отметить, что они не обнаруживаются при аналогичных исследованиях пруткового материала из не подвергнутого обработке в атриторе быстрозакристаллизованного распыленного порошка алюминиевого сплава системы Al–Si–Ni–Fe.

А для того, чтобы обеспечить, при достаточном количестве свободного Al, механохимический синтез алюминия с кислородом и углеродом (с образованием, соответственно, частиц оксида (Al_2O_3) и карбида (Al_4C_3) алюминия), в быстрозакристаллизованный распыленный порошок алюминиевого сплава системы Al–Si–Ni–Fe добавляли порошковую смесь Al+C в указанных в табл. 1 количествах.

По нашему мнению, наличие значительного количества частиц Al_2O_3 и Al_4C_3 нанодисперсного уровня в конечном материале свидетельствует о том, что предложенный авторский подход к формированию в нем таких фазупрочнителей и блокаторов дислокаций в пересыщенном легирующими элементами алюминии оказался эффективным и материалу были приданы (причем не только при нормальной температуре, но и, главное, при 350 °С) высокие прочностные свойства, а также, благодаря проведению комплексного легирования Al вышеуказанными элементами и фазами – и в т.ч. использованию кристаллизации расплава алюминиевого сплава с высокой скоростью охлаждения и реакционного механического легирования – достигнуты низкие (табл. 2) значения КТЛР.

Выводы

На основании анализа результатов проведенных нами исследований можно подытожить, что описанные выше *тонкая структура* (благодаря параметрам которой полученный авторский материал системы Al–Si–Ni–Fe– Al_2O_3 –C–O принадлежит к классу объемных наноструктурных материалов) [9] и *макроструктура* были сформированы в результате осуществления сразу трех *одновременных* процессов, а именно:

- обеспечивающей измельченность структуры и сильный наклеп материала интенсивной пластической деформации;
- дисперсионного твердения (за счет образования мелкодисперсных фаз Al_3Fe , $\alpha-AlFeSi$ и Al_3Ni);
- дисперсного упрочнения, обеспеченного благодаря образованию частиц термодинамически-стабильных фаз Al_2O_3 и Al_4C_3 наноразмерного уровня.

И, кроме того, в ходе выполнения работы было показано, что сбалансированный химический состав разработанного композиционного материала системы Al–Si–Ni–Fe– Al_2O_3 –C–O и полученные параметры его тонкой структуры обеспечивают ему тот высокий уровень физико-механических характеристик, благодаря которому он является материалом, имеющим широкоую перспективу применения в производстве поршней форсированных двигателей внутреннего сгорания.

Запропоновано склад, структуру, властивості й технологію отримання дисперсно-зміцненого композиційного матеріалу системи Al–Si–Ni–Fe– Al_2O_3 –C–O для поршнів форсованих двигунів внутрішнього згорання. Отриманий матеріал, залежно від хімічного складу, має за нормальної температури межу міцності від 600 до 650 МПа (при відносному подовженні від 1,7 до 2,5%), а за температури випробувань 350 °С – 180...195 МПа. При цьому коефіцієнт температурного лінійного розширення у діапазоні температур випробувань 20...150 °С дорівнює $(16,8...17,4) \cdot 10^{-6} 1/^\circ C$, а в діапазоні 20...350 °С – $(18,9...19,5) \cdot 10^{-6} 1/^\circ C$.

Ключові слова: поршень, двигун внутрішнього згорання, алюмінієвий матеріал, дисперсно-зміцнений композиційний матеріал, реакційне механічне легування, атритор, коефіцієнт термічного лінійного розширення, межа міцності, пластичність.

The composition, structure, properties and technology for producing the dispersion strengthened composite material of Al-Si-Ni-Fe-Al₂O₃-C-O system for the high performance internal combustion engine pistons were proposed. The prepared material depending on the chemical composition has a tensile strength from 600 to 650 MPa at normal temperature with a relative elongation of 1,7 to 2,5 % and 180...195 MPa at a test temperature of 350 °C. The coefficient of linear thermal expansion in a temperature test range of 20...150 °C is equal to (16,8...17,4)·10⁻⁶ 1/°C and at a temperature test range of 20...350 °C - (18,9...19,5)·10⁻⁶ 1/°C.

Keywords: piston, internal combustion engine, aluminium material, dispersion strengthened composite material, reactionary mechanical alloying, attritor, linear coefficient of thermal expansion, tensile strength, ductility.

1. *Вырубов Д. Н.* Двигатели внутреннего сгорания: конструирование и расчет на прочность поршневых и комбинированных двигателей / Д. Н. Вырубов, С. И. Ефимов, Н. А. Иващенко. – М.: Машиностроение, 1984. – 345 с.
2. *Белявский Г. И.* Получение биметаллических отливок с вкладышами из дисперсно-упрочненных композитов / Г. И. Белявский, Е. П. Шалунов // Литейное производство. – 1991. – № 3. – С. 15–16.
3. *Schalunov E. P.* Einfluss der Herstellungsbedingungen auf die Eigenschaften von Al-Al₄C₃-Werkstoffen / E. P. Schalunov, M. Besterci, M. Slesar und and // Metall. – 1986. – No. 6. – S. 601–606.
4. *Гессингер Г. Х.* Порошковая металлургия жаропрочных сплавов: пер. с англ. – Челябинск: Металлургия (Челябинское отделение), 1988. – 320 с.
5. *Альтман М. Б.* Применение алюминиевых сплавов: справочное изд. / М. Б. Альтман, Ю. П. Арбузов. – М.: Металлургия, 1985. – 287 с.
6. *Колачев Б. А.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: уч. пособие для вузов / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, В. И. Елагин. – М.: Металлургия, 1981. – 245 с.
7. *Волочко А. Т.* Композиционные высоколегированные алюминиевые материалы: тез. докл. 3-й Всесоюзн. конф. по металлургии гранул / А. Т. Волочко, И. Н. Румянцева. – М.: Всероссийский институт легких сплавов (ВИЛС), 1981. – С. 32–33.
8. *Портной К. И.* Дисперсно-упрочненные материалы / К. И. Портной, Б. Н. Бабич. – М.: Металлургия, 1974. – 268 с.
9. *Валиев Р. З.* Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
10. *Лебедева Т. И.* Особенности механизма упрочнения сверхбыстрозакристаллизованных сплавов на основе системы алюминий–железо: тезисы докладов 3-й Всесоюзной конференции по металлургии гранул / Т. И. Лебедева, В. Ю. Конкевич, И. А. Скотников. – М.: ВИЛС, 1981. – С. 5–8.