



УДК 669.018.7

DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-7-8-8

К ВОПРОСУ ОБ ОЦЕНКЕ СКЛОННОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ К СТЕКЛООБРАЗОВАНИЮ (обзор)

Ю.В. Столянков

кандидат технических наук

В.М. Алексашин

кандидат технических наук

Н.В. Антюфеева

кандидат технических наук

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

УДК 669.018.7

DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-7-8-8

Ю.В. Столянков¹, В.М. Алексахин¹, Н.В. Антюфеева¹

К ВОПРОСУ ОБ ОЦЕНКЕ СКЛОННОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ К СТЕКЛООБРАЗОВАНИЮ (обзор)

Аморфные металлические материалы известны присущим им уникальным комплексом свойств, которые в настоящее время довольно хорошо изучены. Разработано множество способов получения аморфных металлов в различном агрегатном состоянии – от тонких пленок до заготовок из объемно аморфизуемых систем. Ключевым вопросом являются практические подходы к оценке склонности той или иной металлической системы к процессам стеклообразования. Это определяет не только возможность получения сплава в аморфном состоянии, но и характеризует производительность способа и качество получаемого продукта.

Ключевые слова: аморфный металлический материал, аморфизация, стеклообразование, физико-химические факторы, скорость охлаждения.

Yu. V. Stolyankov, V.M. Aleksashin, N.V. Antyufeeva

ON THE QUESTION OF GLASS-FORMING ABILITY TENDENCY EVALUATION (review)

Amorphous metal materials are well known for unique complex of properties inherent in them. There have been developed a lot of production means of amorphous metals in different conditions – from thin and up to bulk amorphous metal materials. The question of the most importance here is some practical approaches to glass-forming ability tendency evaluation the materials of the kind. It defines not only possibility of production the alloy in amorphous state, but also characterizes productivity of the production means and quality of the product.

Keywords: amorphous metal material, amorphization, glass forming, physicochemical parameter, cooling rate.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Задача перехода на новый технологический уклад не может быть решена без совершенствования имеющихся материалов и создания на их основе материалов нового класса [1]. Аморфное состояние, как правило, ассоциируется с неметаллическими материалами, такими, например, как стекло, полимерные материалы. Несколько позднее начали изучать металлические материалы в необычном агрегатном состоянии – аморфном, которые сочетают в себе как свойства металлических материалов, так и свойства, присущие исключительно неметаллам. За прошедшие десятилетия с момента открытия аморфных металлических материалов их свойства изучены достаточно подробно. На базе данного класса материалов и технологии их получения создан целый ряд инновационных продуктов [2, 3]. Некоторые из них (порошковые материалы – жаропрочные припои) в настоящее время считаются традиционными полуфабрикатами [4], другие, такие, например, как жаропрочные порошковые сплавы [5], припойные ленты на полимерном связующем, стали доступны относительно недавно [6]. Отметим, что аморфное состояние металлического материала является по существу залогом получения качественного полуфабриката. В некоторых случаях допускается наличие нано- и микрокристаллической составляющей структуры [7], присутствие которой в определенных пределах практически не сказывается на потребительских свойствах продукции [8]. Одним из перспективных направлений в области создания современных материалов – в частности материалов с аморфной составляющей в своей структуре, является создание металлических систем, легированных редкими металлами и редкоземельными элементами, которые в значительной степени повышают термическую стабильность такого рода материалов [9].

Аморфные металлические материалы обладают уникальным комплексом свойств (высокой твердостью, прочностью, коррозионной стойкостью), что делает их похожими на стекла. Следует отметить, что по пластичности, сопротивлению к разрушению, электропроводности, теплопроводности, магнитным и оптическим свойствам такие материалы могут конкурировать с аналогичными свойствами металлов. Однако далеко не для всех композиций аморфных сплавов такого рода свойства могут быть реализованы в полном объеме, поскольку в создании и разработке аморфных металлических композиций весьма важную роль играют физико-химические факторы и прежде всего химический состав сплава.

Переход вещества из жидкого состояния в твердую стеклообразную фазу характеризуется рядом особенностей: энтропия, энтальпия и удельный объем изменяются с уменьшением температуры практически линейно. Однако вблизи температуры стекло-

вания на кривых появляются изломы: первые производные от указанных функций стеклования по температуре изменяются вблизи указанной температуры скачком (теплоемкость, ТКЛР), а вторые производные характеризуются наличием максимума (теплопроводность). Это позволяет рассматривать стеклообразование как термодинамический переход второго рода. При сверхбыстром охлаждении расплава от температуры T_1 , значительно превышающей температуру стеклования, до температуры ниже температуры стеклования, свободная энергия не успевает достичь минимума и структура перешедшего в твердое состояние вещества оказывается сходной в той или иной степени со структурой расплава [10, 11].

В соответствии с кинетическим подходом к процессу аморфизации считается, что любой металлический сплав, содержащий от доли процента до нескольких атомных процентов второго компонента, может быть закален с достижением аморфного состояния при реализации относительно высокой скорости охлаждения при условии, что конечная температура охлаждения достаточно низкая, чтобы предотвратить спонтанную кристаллизацию. В случае чистых металлов для их перевода в аморфное состояние требуются достаточно высокие скорости охлаждения – вплоть до 10^{13} К/с [12]. По этой причине для получения аморфных пленок технически чистых металлов требуется наличие хотя бы минимального количества атомов примесей, поскольку влияние растворенных атомов сводится к стабилизации аморфного состояния. По мере увеличения содержания легирующего элемента температура стеклования, как правило, растет, а температура кристаллизации приближается к значению температуры стеклования. Происходит также снижение температуры ликвидус. В этом случае интервал между температурами ликвидус и стеклования снижается с увеличением концентрации легирующего элемента, т. е. возрастает склонность к аморфизации.

Надежно установлено [13], что если растет разность размеров атомов или их валентностей (увеличивается разность значений электроотрицательности), то увеличивается и взаимодействие атомов. Сильное взаимодействие разноименных атомов ведет к образованию стабильных интерметаллических соединений, между которыми при низких температурах происходят эвтектические превращения. Для легко аморфизирующихся систем типа металл–металл, такие стехиометрические интерметаллические соединения зачастую представляют собой фазы Франка–Каспера (σ -фазы и фазы Лавеса), а для систем типа металл–металлоид – цементитные фазы.

Следует сказать, что единого подхода к пониманию механизма аморфизации и оценки способности сплавов к аморфизации не выработано [14]. Сложность заключает-

ся в том, что в данном случае имеет место метастабильное, термодинамически неравновесное состояние вещества. По этой причине условия получения и свойства аморфных сплавов сильно взаимосвязаны и зависят от множества сложно контролируемых факторов. Так, выявление закономерностей электронного состояния атомов аморфных материалов представляет сложную задачу из-за отсутствия периодичности в расположении атомов. Химический состав вокруг атомов каждого из компонентов отличается от среднего, т. е. существует некий ближний порядок. Характеристика аморфного состояния тесно связана со способом его получения и может в значительной степени меняться в зависимости от вида и режимов дальнейшей обработки.

Выделяют следующие основные факторы, влияющие на получение аморфных сплавов, и которые можно условно разделить на три группы: химический состав, термодинамические факторы, параметры процесса получения (кинетические факторы).

Все известные в настоящее время аморфные металлические сплавы в зависимости от их химического состава можно разделить на две большие группы: сплавы типа металл–металлоид и металл–металл. Одними из первых [15] в аморфном состоянии (методом закалки из расплава) были получены сплавы системы металл–металлоид (например, золото–кремний). В настоящее время сплавы системы переходный металл (железо, кобальт, никель) с металлоидами (углерод, бор, кремний, фосфор) считаются наиболее изученными и находят широкое применение в качестве магнитных материалов, материалов для высокотемпературной пайки [4]. Поиск легко аморфизирующихся сплавов идет по пути усложнения химического состава, так как отмечено, что многокомпонентные сплавы легче аморфизируются. Так, сплавы системы палладий–(платина)–никель–фосфор [16] переходили в аморфное состояние при скоростях охлаждения $\sim 10^3$ К/с, а максимальная толщина аморфного слоя составила 1 мм. Дальнейшее усложнение состава не приводило к повышению способности к аморфизации.

Сплавы типа металл–металл дали неожиданный результат – получены сплавы, способные к переходу в аморфное состояние при скоростях охлаждения ~ 100 К/с. Впервые сверхвысокая способность сплавов к аморфизации была отмечена в системе цирконий–медь с двумя и более легирующими элементами. Критическая толщина аморфного слоя таких систем может достигать десятков миллиметров. Так, для сплава состава 60Zr–10Al–10Ni–20Cu (% атомн.) толщина аморфного слоя составила 75 мм [17].

Дальнейшее усложнение состава приводило лишь к снижению температуры ликвидус. Отмечено, что при этом происходит увеличение температуры кристаллиза-

ции, которая становится выше температуры стеклования. По этому признаку все сплавы можно разделить на две группы: сплавы, для которых температура стеклования выше или равна температуре кристаллизации, и сплавы, для которых температура стеклования ниже температуры кристаллизации [14]. С этой точки зрения любопытно утверждение автора статьи [18], в которой он отмечает, что скорости охлаждения, превышающие 10^3 К/с, могут быть достигнуты только на полуфабрикатах небольшого сечения (порошки, тонкие ленты).

За период с начала 90-х годов прошлого века наметился прорыв в разработке новых многокомпонентных сплавов, аморфизирующихся при относительно низких (литейных) скоростях охлаждения. Следует отметить, что все легко аморфизирующиеся сплавы имеют температуру кристаллизации существенно выше температуры стеклования. Отмечено также, что влияние растворенных атомов, особенно если их размер сильно отличается от размера атомов основного компонента, проявляется в необходимости осуществления значительных диффузионных перестроек, протекающих при кристаллизации, т. е. легирующие элементы таким образом способствуют стабилизации жидкого состояния. По мере увеличения концентрации легирующих элементов происходит снижение температуры плавления сплава и повышение температуры стеклования. По этой причине легче будут аморфизироваться те сплавы, у которых интервал между температурой плавления и температурой стеклования будет минимальным, поскольку возрастает вероятность преодоления этого интервала при охлаждении без проявления кристаллической фазы. Следовательно, те легирующие элементы, которые приводят к сильному снижению температуры ликвидус сплава, как правило, способствуют и повышению его аморфизирующей способности. При нагреве таких сплавов в аморфном состоянии выше температуры стеклования происходит переход в жидкое переохлажденное состояние, когда кинетическая вязкость уменьшается до величины, характерной для жидкости, но при этом сплав не кристаллизуется, так как температура все еще ниже температуры кристаллизации. Данный параметр носит название температурной устойчивости сплава. Иными словами, интервал между температурами стеклования и кристаллизации соответствует области переохлажденной жидкости, когда вязкость сплава значительно ниже, чем в кристаллическом состоянии, и по этой причине сплав в этом температурном диапазоне проявляет сверхпластичные свойства. Пользуясь этим свойством легко аморфизирующихся сплавов из них можно получать изделия с использованием методов пластической деформации. При нагреве аморфного сплава выше температуры кристаллизации происходит его кристаллизация, при этом резко

уменьшается удельный объем и повышается вязкость до величин, характерных для кристаллических материалов.

При разработке систем легирования аморфных сплавов необходимо принимать во внимание некоторые физико-химические параметры каждого из компонентов таких систем в отдельности и во взаимодействии в данной конкретной системе (размерные соотношения атомных радиусов, положение в Периодической системе элементов, электронную концентрацию и др.). На это указывает взаимосвязь характера физико-химического взаимодействия компонентов аморфных сплавов (некоторые характеристики диаграмм состояния двойных и многокомпонентных систем, образованием плотноупакованных интерметаллических соединений) с их склонностью к аморфизации, что позволит не только предсказать существование той или иной композиции, но и прогнозировать пути снижения критических скоростей охлаждения, а следовательно, и повышения качества аморфных металлических материалов.

Отмечено повышение устойчивости аморфных сплавов из-за увеличения переохлаждения или скорости охлаждения, что связано с уменьшением закалочных зародышей, причем склонность к аморфизации определяется кинетическими критериями, задерживающими зарождение и рост кристаллов в расплаве, за счет образования пересыщенных твердых растворов различных классов. В работе [19] сделан вывод о том, что сложное легирование сплавов на основе железа обеспечивает значительное упрочнение получаемого продукта в процессе быстрой закалки расплава и высокую температурную стабильность сплавов в процессе нагрева.

Наиболее простым параметром оценки склонности к образованию аморфной фазы принято считать приведенную температуру стеклования, равную отношению температуры стеклования к температуре плавления – чем выше значение приведенной температуры, тем более вероятно образование аморфной структуры (данная величина для большинства металлических стекол, как правило, находится в пределах от 0,45 до 0,65) [20].

Относительная величина температуры стеклования, вычисленная по формуле отношения разности температур ликвидус и стеклования к температуре ликвидус, оказывает определяющее влияние на кинетику формирования аморфных сплавов. Однако поскольку при изменении состава величина температуры стеклования меняется незначительно, концентрационная зависимость склонности сплава к аморфизации часто определяется изменением температуры ликвидус.

В сплавах, состоящих из атомов различного размера, температура стеклования имеет тенденцию к снижению своего значения, в то время как в сплавах с сильно взаимодействующими атомами температура стеклования будет увеличиваться. Для многих сплавов типа металл–металлоид (с сильным межатомным взаимодействием) температура стеклования повышается при увеличении содержания металлоида. Отмечается также, что легкость аморфизации возрастает при уменьшении приведенной температуры плавления, равной отношению разности средней температуры плавления компонентов с температурой плавления сплава к величине средней температуры плавления компонентов.

Необходимым требованием для аморфизации является заметное различие размеров компонентов (отношение атомных радиусов должно быть либо $<0,88$, либо $>1,12$) в аморфном сплаве. Разница в валентностях также является важным фактором: для сплавов переходный металл подгруппы марганца, железа, кобальта, никеля (или благородный металл) – металлоид (кремний, углерод, германий, фосфор, бор) и переходный металл подгруппы скандия, титана, ванадия – переходный металл подгруппы марганца, железа, кобальта, никеля (или медь) разница в валентностях составляет от 3 до 5 и от 5 до 6 соответственно. Качественный критерий, связанный с положением в Периодической системе элементов, следующий: элементы, способствующие образованию стекла с данным элементом, имеют общую тенденцию к расположению в противоположных частях Периодической системы, что является полезным при поиске новых аморфных сплавов.

Одними из основных характеристик склонности той или иной системы к образованию аморфной составляющей принято считать [21] величину критической скорости охлаждения (т. е. минимальную скорость охлаждения, необходимую для подавления кристаллизации) и температуру стеклования (температура, при которой величина динамической вязкости жидкости составляет 10^{12} Па·с). Температуру стеклования определяют как температуру, ниже которой продолжительность релаксации настолько велика, что равновесное состояние не может быть достигнуто за конечный отрезок времени, или как температуру, при которой может образовываться критический зародыш. С термодинамической точки зрения температура стеклования может быть определена как температура, при которой весьма малая величина энтропии стремится к нулю при уменьшении температуры. Экспериментально же данную температуру определяют как температуру достижения вязкости указанного выше значения или как температуру, соответствующую точке перелома на кривой зависимости теплоемкости от температуры.

Склонность к аморфизации возрастает у сплавов, имеющих одну или несколько эвтектик, либо крутое снижение температуры ликвидус с возрастанием содержания атомов растворенного элемента. Иными словами, склонность к аморфизации обратно пропорциональна отношению температуры стеклования к температуре ликвидус, которое называют приведенной температурой стеклования: чем ниже температура ликвидус и выше температура стеклования, тем большей склонностью к аморфизации обладает данная система [12]. Для большинства расплавов критическая толщина 10–20 мкм соответствует критической скорости охлаждения 10^5 – 10^7 К/с и приведенной температуре стеклования на уровне 0,45.

Несмотря на устоявшееся представление о влиянии химического состава сплава на его склонность к аморфизации установить строгую взаимосвязь между химическим составом и склонностью сплава к аморфизации не представляется возможным [14]. По этой причине часто пользуются оценочными способами, отражающими полуэмпирические подходы оценки склонности сплава к аморфизации.

Первый подход [20] заключается в том, что способность сплава к аморфизации можно оценивать по безразмерной величине, которая обратно пропорциональна отношению температуры стеклования к температуре ликвидус (вместо которой часто используют температуру плавления).

Второй подход [22], справедливый только для двухкомпонентных сплавов, заключается в том, что в качестве критерия оценки склонности к аморфизации сплавов использовано отношение разницы температур ликвидус (T_L) идеального раствора и исследуемого сплава к температуре ликвидус идеального раствора, которая определяется по следующему уравнению:

$$T_f^0 = \frac{\Delta H_f^A \cdot T_m^A}{\Delta H_f^A - R \ln(1-x) T_m^A}, \quad (1)$$

где ΔH_f^A и T_m^A – теплота и температура плавления основного компонента соответственно; x – молярная доля атомов растворенного компонента; R – газовая постоянная.

Третий подход [23] основывается на предположении, что склонность к аморфизации сплавов может быть выражена зависимостью:

$$\Delta T = (T_L^{mix} - T_L) / T_L^{mix}, \quad (2)$$

где $T_L^{mix} = \sum_{n=1}^n x_i T_m^i$, x_i и T_m^i – молярная доля и точка кристаллизации соответственно i -го компонента n -компонентного сплава.

Авторы четвертого подхода [16] предложили оценивать способность к аморфизации сплавов с помощью параметра разницы температуры кристаллизации и температуры стеклования, причем для сплавов с аномально высокой склонностью к аморфизации температура кристаллизации может превышать температуру стеклования на десятки градусов.

Влияние термодинамических факторов основывается на утверждении, что получение аморфного состояния возможно благодаря выигрышу в свободной энергии при переходе из жидкого состояния в аморфное. Понятно, что чем меньше свободная энергия аморфного состояния сплава, тем он более устойчив и его легче получить в аморфном состоянии. Поскольку при переходе из жидкого состояния в аморфное энтропия практически не меняется, то изменение свободной энергии в этом процессе определяется изменением энтальпии. Очевидно, что сплавы, имеющие большую теплоту образования аморфной составляющей, будут легче аморфизироваться. Многие авторы [16, 17] в качестве одного из условий легкой аморфизации используют теплоту образования жидких сплавов.

Кинетические факторы или параметры процесса получения технологического процесса (скорость и условия охлаждения расплава, термовременная обработка расплава, кристаллическая структура исходной заготовки, наличие неметаллических включений и растворенных газов) должны обеспечивать образование метастабильного аморфного состояния. В полимерных материалах, где атомные или молекулярные перестройки при охлаждении сильно затруднены, образование аморфной составляющей облегчается, тогда как в случае переохлажденных металлических расплавов их вязкость – в связи с высокой диффузионной подвижностью атомов – практически не зависит от температуры: динамическая вязкость обратно пропорциональна температуре и прямо пропорциональна коэффициенту диффузии, который является характеристикой того или иного индивидуального вещества. Так, если связь между атомами слабая (как это наблюдается в металлах) – коэффициент диффузии велик и наоборот. Поскольку в жидких металлах атомы могут достаточно свободно перемещаться, то межатомное взаимодействие с понижением температуры остается слабым, и по этой причине технологические параметры играют ведущую роль для получения сплава в аморфном состоянии. Скорость охлаждения является определяющим параметром. При больших скоростях охлаждения кристаллы не зарождаются, и переохлажденная жидкость сохраняется вплоть до температуры стеклования, при которой она превращается в стекло, т. е. когда динамическая вязкость увеличивается до значения 10^{13} Па·с. По этой причине способ-

ность того или иного вещества к аморфизации можно оценивать по величине критической скорости охлаждения, которую расчетным путем получить практически невозможно. С точки зрения условий теплопередачи, определяющие скорость охлаждения условия можно разделить на тепловое сопротивление контактной поверхности и продолжительность контакта с теплоотводящей поверхностью.

По мнению авторов работы [24] принципиально существуют три основные группы факторов, определяющих образование металлических стекол:

- особенности диаграмм состояния;
- физико-химические свойства компонентов;
- особенности образующихся фаз.

Аналогичной точки зрения относительно процесса аморфизации титановых сплавов придерживается автор статьи [12], где отмечает, что при разработке аморфных сплавов представляется целесообразным использовать основные теоретические положения физико-химического анализа [25] и теории термической обработки [26], а также:

- равновесную диаграмму состояния для определения состава равновесных фаз и выбора температуры нагрева под закалку для получения сплавов в аморфном состоянии;

- метастабильную диаграмму для определения концентрационных интервалов существования аморфных, аморфно-кристаллических фаз и пересыщенных твердых растворов, а также для определения температуры перехода сплавов в аморфное состояние;

- ТТТ-диаграммы для установления стадий процесса перехода сплава из метастабильного аморфного состояния к равновесному кристаллическому при нагреве и изотермической выдержке.

Однако в настоящее время единой теории, однозначно объясняющей взаимосвязь комплекса физико-химических свойств металлических систем и их склонность к образованию аморфной фазы в количестве, необходимом для обеспечения основных технологических и эксплуатационных свойств полуфабрикатов из аморфных металлических материалов, не существует. Имеющиеся в распоряжении подходы к пониманию взаимосвязи такого рода [27–29], бесспорно, представляют научную и теоретическую ценность, однако данный вопрос имеет высокую практическую значимость и, безусловно, требует более детального и пристального изучения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на

- период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.
2. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России //Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.
 3. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения //Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
 4. Рыльников В.С., Лукин В.И. Припои, применяемые для пайки материалов авиационного назначения //Труды ВИАМ. 2013. №8. Ст. 02 (viam-works.ru).
 5. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий //Труды ВИАМ. 2013. №2. Ст. 01 (viam-works.ru).
 6. Евгенов А.Г., Неруш С.В., Василенко С.А. Получение и опробование мелкодисперсного металлического порошка высокохромистого сплава на никелевой основе применительно к лазерной LMD-наплавке //Труды ВИАМ. 2014. №5. Ст. 04 (viam-works.ru).
 7. Афанасьев-Ходыкин А.Н., Лукин В.И., Рыльников В.С. Высокотехнологичные полуфабрикаты жаропрочных припоев (ленты и паты на органическом связующем) //Труды ВИАМ. 2013. №9. Ст. 02 (viam-works.ru).
 8. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов //Труды ВИАМ. 2013. №5. Ст. 06 (viam-works.ru).
 9. Фарафонов Д.П., Деговец М.Л., Серов М.М. Исследование свойств и технологических параметров получения металлических волокон для истираемых уплотнительных материалов авиационных ГТД //Труды ВИАМ. 2014. №7. Ст. 02 (viam-works.ru).
 10. Физикохимия аморфных (стеклообразных) металлических материалов /Под ред. Ю.К. Ковнеристого. М.: Металлургия. 1987. 328 с.
 11. Ковнеристый Ю.К., Осипов Э.К., Трофимова Е.А. Физико-химические основы создания аморфных металлических сплавов. М.: Наука. 1983. 145 с.
 12. Аморфные металлические материалы. М.: Наука. 1984. 158 с.
 13. Аморфные металлические сплавы: Пер. с англ. /Под ред. Ф.Е. Люборского. М.: Металлургия. 1987. 584 с.

14. Щерецкий А.А., Шумихин В.С., Сергиенко Р.А. Физико-химические аспекты получения аморфных металлических сплавов при низких скоростях охлаждения //Процессы литья. 2003. №4. С. 62–70.
15. Klementjun W., Willens R.H., Duwez P. Non-crystalline Structure in Solidified Gold-Silicon Alloys //Nature. 1960. V. 187. P. 869–870.
16. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. М.: Metallurgija. 1987. 328 с.
17. Inoue A. Stabilization and high strain-rate super plasticity of metallic super cooled liquid //Materials Science and Engineering. A. 1999. V. 267. №2. P. 171–183.
18. Zrnik J. Materials development trends connected with materials science and technology research //Metalurgija. 2000. V. 39. №3. P. 147–155.
19. Верещагин М.Н., Стасенко Д.Л., Целуев М.Ю. Анализ процесса аморфизации слож-нолегированных сплавов на железной основе при закалке из расплава //Материалы технологии, инструменты. 2003. Т. 8. №1. С. 51–56.
20. Davies H.A., Aucote J., Hull J.B. Amorphous Nickel produced by Splat Quenching //Nature. 1973. V. 246. P. 13–14.
21. Алехин В.П., Хоник В.А. Структура и физические закономерности деформации аморфных сплавов. М.: Metallurgija. 1992. 248 с.
22. Turnbull D. Under what conditions can a glass be formed? //Contemporary Physics. 1969. V. 10. №5. P. 473–488.
23. Donald I.W., Davies H.A., Kenemy T. The effect of Pt-group metal additions on the thermal stability of Fe- and Ni-based glass alloys //Journal non-crystalline solids. 1982. V. 50. P. 351–358.
24. Полк Д.Е., Гиссен Б.К. Металлические стекла: Пер. с англ. М.: Metallurgija. 1984. С. 12–39.
25. Аносов В.Я., Озерова М.И., Фиалков Ю.Я. Основы физико-химического анализа. М.: Наука. 1976. 503 с.
26. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Metallurgija. 1978. 392 с.
27. Жукова Л.А. Атомное строение металлов и сплавов в жидком и аморфном состоянии: Учеб. пособ. Екатеринбург: УГТУ–УПИ. 2009. 192 с.
28. Краснов В.Ю. Исследование атомной структуры аморфного никеля и структурных превращений, сопровождающих его кристаллизацию. Автореф. к.ф.-м.н. Барнаул. 2009. 19 с.

29. Левченко Е.В., Евтеев А.В., Вахмин С.Ю., Косилов А.Т., Прядильщиков А.Ю. Кластерная модель структурной организации аморфного железа //Физика металлов и материаловедение. 2010. Т. 109. №6. С. 603–607.

REFERENCES LIST

1. Kablov E.N. Innovacionnye razrabotki FGUP «VIAM» GNC RF po realizacii «Strategicheskikh napravlenij razvitija materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 goda» [Innovative development of VIAM Federal State Unitary Enterprise of GNTs Russian Federation on implementation «The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030»] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2015. №1 (34). S. 3–33.
2. Kablov E.N. Sovremennye materialy – osnova innovacionnoj modernizacii Rossii [Modern materials – basis of innovative modernization of Russia] //Metally Evrazii. 2012. №3. S. 10–15.
3. Kablov E.N., Lomberg B.S., Ospennikova O.G. Sozdanie sovremennyh zharoprochnyh materialov i tehnologij ih proizvodstva dlja aviacionnogo dvigatelestroenija [Creation of modern heat resisting materials and technologies of their production for aviation engine building] //Kryl'ja Rodiny. 2012. №3–4. S. 34–38.
4. Ryl'nikov V.S., Lukin V.I. Pripoi, primenjaemye dlja pajki materialov aviacionnogo naznachenija [The solders applied to the soldering of materials of aviation assignment] //Trudy VIAM. 2013. №8. St. 02 (viam-works.ru).
5. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Vershkov A.V. Redkie metally i redkozemel'nye jelementy – materialy sovremennyh i budushhih vysokih tehnologij [Rare metals and rare earth elements – materials of modern and future high technologies] //Trudy VIAM. 2013. №2. St. 01 (viam-works.ru).
6. Evgenov A.G., Nerush S.V., Vasilenko S.A. Poluchenie i oprobovanie melkodispersnogo metallichesкого poroshka vysokohromistogo splava na nikelevoj osnove primenitel'no k lazernoj LMD-naplavke [Receiving and approbation of finely divided metal powder of high-chromic nickel-based alloy with reference to laser LMD welding] //Trudy VIAM. 2014. №5. St. 04 (viam-works.ru).
7. Afanas'ev-Hodykin A.N., Lukin V.I., Ryl'nikov V.S. Vysokotehnologichnye polufabrikaty zharoprochnyh pripoev (lenty i paty na organicheskom svjazujushhem) [Hi-tech semi-finished products of heat resisting solders (tapes and stalemates on organic binding)] //Trudy VIAM. 2013. №9. St. 02 (viam-works.ru).

8. Chabina E.B., Alekseev A.A., Filonova E.V., Lukina E.A. Primenenie metodov analiticheskoy mikroskopii i rentgenostrukturnogo analiza dlja issledovanija strukturno-fazovogo sostojanija materialov [Application of methods of analytical microscopy and the rentgenostrukturny analysis for research of structural and phase condition of materials] //Trudy VIAM. 2013. №5. St. 06 (viam-works.ru).
9. Farafonov D.P., Degovec M.L., Serov M.M. Issledovanie svojstv i tehnologicheskikh parametrov poluchenija metallicheskih volokon dlja istiraemyh uplotnitel'nyh materialov aviacionnyh GTD [Research of properties and technological parameters of receiving metal fibers for abraded sealing materials of aviation GTD] //Trudy VIAM. 2014. №7. St. 02 (viam-works.ru).
10. Fizikohimija amorfnyh (stekloobraznyh) metallicheskih materialov [Fizikokhimiya of amorphous (stekloobrazny) metal materials] /Pod red. Ju.K. Kovneristogo. M.: Metallurgija. 1987. 328 s.
11. Kovneristyj Ju.K., Osipov Je.K., Trofimova E.A. Fiziko-himicheskie osnovy sozdaniya amorfnyh metallicheskih splavov [Physical and chemical bases of creation of amorphous metal alloys]. M.: Nauka. 1983. 145 s.
12. Amorfnye metallicheskie materialy [Amorphous metal materials]. M.: Nauka. 1984. 158 s.
13. Amorfnye metallicheskie splavy [Amorphous metal alloys]: Per. s angl. /Pod red. F.E. Ljuborskogo. M.: Metallurgija. 1987. 584 s.
14. Shhereckij A.A., Shumihin V.S., Sergienko R.A. Fiziko-himicheskie aspekty poluchenija amorfnyh metallicheskih splavov pri nizkih skorostjah ohlazhdenija [Physical and chemical aspects of receiving amorphous metal alloys at low cooling rates] //Processy lit'ja. 2003. №4. S. 62–70.
15. Klementjun W., Willens R.H., Duwez P. Non-crystalline Structure in Solidified Gold-Silicon Alloys //Nature. 1960. V. 187. P. 869–870.
16. Sudzuki K., Fudzimori H., Hasimoto K. Amorfnye metally [Amorphous metals]. M.: Metallurgija. 1987. 328 s.
17. Inoue A. Stabilization and high strain-rate super plasticity of metallic super cooled liquid //Materials Science and Engineering. A. 1999. V. 267. №2. P. 171–183.
18. Zrnik J. Materials development trends connected with materials science and technology research //Metalurgija. 2000. V. 39. №3. P. 147–155.
19. Vereshagin M.N., Stasenko D.L., Celuev M.Ju. Analiz processa amorfizacii slozhnolegировannyh splavov na zheleznoj osnove pri zakalke iz rasplava [The analysis of process of

- amorfizatsiya of complex-alloyed alloys on iron basis when tempering from rasplava] //Materialy tehnologii, instrumenty. 2003. T. 8. №1. S. 51–56.
20. Davies H.A., Aucote J., Hull J.B. Amorphous Nickel produced by Splat Quenching //Nature. 1973. V. 246. P. 13–14.
21. Alehin V.P., Honik V.A. Struktura i fizicheskie zakonomernosti deformacii amorfnyh splavov [Structure and physical patterns of deformation of amorphous alloys]. M.: Metallurgija. 1992. 248 s.
22. Turnbull D. Under what conditions can a glass be formed? //Contemporary Physics. 1969. V. 10. №5. P. 473–488.
23. Donald I.W., Davies H.A., Kenemy T. The effect of Pt-group metal additions on the thermal stability of Fe- and Ni-based glass alloys //Journal non-crystalline solids. 1982. V. 50. P. 351–358.
24. Polk D.E., Gissen B.K. Metallicheskie stekla: Per. s angl [Metal glasses]. M.: Metallurgija. 1984. S. 12–39.
25. Anosov V.Ja., Ozerova M.I., Fialkov Ju.Ja. Osnovy fiziko-himicheskogo analiza [Bases of the physical and chemical analysis]. M.: Nauka. 1976. 503 s.
26. Novikov I.I. Teoriya termicheskoy obrabotki metallov [Theory of thermal processing of metals]. M.: Metallurgija. 1978. 392 s.
27. Zhukova L.A. Atomnoe stroenie metallov i splavov v zhidkom i amorfnom sostojanii [Nuclear structure of metals and alloys in liquid and amorphous state]: Ucheb. posob. Ekaterinburg: UGTU–UPI. 2009. 192 s.
28. Krasnov V.Ju. Issledovanie atomnoj struktury amorfного nikelja i strukturnyh prevrashhenij, soprovozhdayushhih ego kristallizaciju [Research of nuclear structure of amorphous nickel and the structural transformations accompanying its crystallization]. Avtoref. k.f.-m.n. Barnaul. 2009. 19 s.
29. Levchenko E.V., Evteev A.V., Vahmin S.Ju., Kosilov A.T., Prjadil'shhikov A.Ju. Klaster-naja model' strukturnoj organizacii amorfного zheleza [Pryadilshchikov A.Yu. Klasterny model of the structural organization of amorphous iron] //Fizika metallov i materialovedenie. 2010. T. 109. №6. S. 603–607.