



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-3-126-132>
УДК 669.35-157:539.26

Поступила 16.05.2019
Received 16.05.2019

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕМБРАН НА СВОЙСТВА АНЕРОИДНЫХ ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

*А. В. ТОЛСТОЙ, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь,
ул. Академическая, 12. E-mail: labmetal@rambler.ru*

Выполнено исследование влияния температуры закалки на свойства бериллиевой бронзы при последующем старении. Показано, что упругие свойства состаренного материала, закалка которого осуществлялась от 750 °С, существенно ниже, чем закаленного от 760 °С. С увеличением температуры закалки это различие уменьшается и после закалки от температур 770–800 °С уровень упрочнения сплава при последующем старении практически одинаков. Проведены сравнительные исследования структуры и свойств элементов, термообработанных в различных условиях (печах с контролируемой воздушной атмосферой, вакуумных контейнерах, расплаве солей). Установлено, что основной причиной, обуславливающей величину усадки АЧЭ, является различие в их структурном состоянии, вызванное неодинаковым временем прогрева материала до температуры старения.

Ключевые слова. Бериллиевая бронза, анероидный чувствительный элемент, закалка, старение, структура, свойства.

Для цитирования. Толстой, А. В. Влияние технологических методов термической обработки мембран на свойства анероидных чувствительных элементов / А. В. Толстой // *Литье и металлургия*. 2019. № 3. С. 126–132. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-3-126-132>.

THE IMPACT OF TECHNOLOGICAL METHODS OF HEAT TREATMENT OF MEMBRANES ON THE PROPERTIES OF THE ANEROID SENSORS

*A. V. TOLSTOY, Joint Institute of Mechanical Engineering of NAS of Belarus, Minsk, Belarus,
12, Akademicheskaya str. E-mail: labmetal@rambler.ru*

The study of the effect of hardening temperature on the properties of beryllium bronze in subsequent aging were made. It is shown that the elastic properties of the aged material, with the hardening is carried out from 750 °C, significantly lower than hardening from 760 °C. With the increase of quenching temperature, this difference decreases after quenching from temperatures 770–800 °C with the level of hardening of the alloy during subsequent aging is practically the same. Comparative studies of the structure and properties of elements heat – treated under different conditions (furnaces with controlled air atmosphere, vacuum containers, molten salts). It is established that the main reason for the shrinkage value is the difference in their structural state caused by the unequal heating time of the material to the aging temperature.

Keywords. Beryllium bronze, aneroid sensing element, hardening, aging, structure, properties.

For citation. Tolstoy A. V. The impact of technological methods of heat treatment of membranes on the properties of the aneroid sensors. *Foundryproductionandmetallurgy*, 2019, no. 3, pp. 126–132. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-3-126-132>.

Введение

Большинство анероидных чувствительных элементов (АЧЭ) ответственного назначения изготавливается из сплавов системы медь-бериллий или, как их называют иначе, бериллиевых бронз. Бериллиевые бронзы представляют собой типичные дисперсионно-твердеющие сплавы, высокие прочностные свойства которых достигаются в процессе их термической обработки [1–4]. В классической схеме термообработка бериллиевых бронз включает в себя закалку и последующее старение. Кроме того, применяют термомеханическую обработку, в которой закаленный материал перед старением подвергается холодной пластической деформации (прокатке) со степенями обжатия от 11 до 37%. Старение является одной из важнейших операций, в процессе которой собственно и формируются прочностные и упругие свойства бериллиевых бронз. От правильности ее выполнения (точнее, от грамотного выбора соотношения температура – продолжительность выдержки и точности реализации выбранного режима старения) зависит

уровень прочностных и упругих характеристик материала. Именно структура материала, сформировавшаяся в процессе его старения, обуславливает основные служебные свойства упругих элементов, стабильность их рабочих характеристик и, как следствие, надежность и долговечность изделий в целом.

В производственных условиях нагрев изделий при старении осуществляют в муфельных электропечах, электропечах с принудительной циркулирующей печной атмосферы, вакуумных электропечах. Готовые изделия подвергаются испытаниям на герметичность, величину рабочего хода, усадку. Однако при проведении таких испытаний было обращено внимание на то, что после термообработки по одним и тем же режимам, но выполненным с применением различных условий нагрева (вакуум, воздух), элементы после испытаний имели различную величину усадки. Отличались и другие характеристики, например, величина гистерезиса. Аналогичные результаты были получены и при динамических испытаниях АЧЭ. Величина усадки после испытаний элементов, состаренных в вакууме, оказывается, как правило, выше, чем элементов, термообработка которых осуществлялась в воздушной среде.

Целью настоящей работы является проведение сравнительных исследований структуры и свойств элементов, термообработанных в различных условиях (печах с контролируемой воздушной атмосферой, вакуумных контейнерах, расплаве солей), и установление на этой основе причин наблюдаемых различий в поведении элементов.

Методика эксперимента. Исследовали анероидные чувствительные элементы типа АЧЭ-286, изготовленные из бронзы БрБНТ-1,9Мг. Все мембраны были отштампованы из материала одной плавки. По данным химического анализа сплав имел следующий состав: Ве – 1,96%; Ni – 0,34; Ti – 0,17; Mg – 0,13%, медь – остальное. Старение мембран, составляющих элементы, осуществляли в электропечах в вакууме, воздушной атмосфере и расплаве солей при температуре 350°C в интервале времен выдержек от 30 мин до 10 ч. Применяли соляную ванну состава 50% NaNO₃ + 50% KNO₂. Образующуюся на поверхности мембран при термообработке в солях оксидную пленку удаляли путем погружения в электролит состава K₂Cr₂O₇ – 5%; H₂SO₄ – 15%; H₂O – 80%. С целью исключения коробления мембран их термообработку проводили в специальных оправках, которые повторяют форму термообрабатываемого изделия, жестко фиксируя его. Эти оправки (или формы-матрицы) представляют собой тела вращения, одна сторона которых имеет профиль, соответствующий наружному профилю мембраны, другая – внутреннему.

Рентгеновскую съемку осуществляли на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизированном K_α-излучении меди. Кристалл-монохроматор, в качестве которого использовали пиролитический графит, устанавливали на пути вторичного (дифрагированного) пучка лучей. Дифракционные линии записывали в режиме сканирования с интервалом 0,1° на пологих и 0,05° на крутых участках профиля. Время счета в каждой точке составляло 100 с.

Для выявления микроструктуры материала использовали травитель состава: раствор А – 10%-ный раствор аммиака – 90 мл; CuSO₄ – 10 г, раствор Б – 10%-ный раствор HCl – 97 мл; FeCl₃ – 3 г. Травление проводили последовательным погружением шлифа сначала в раствор А, затем в раствор Б. Продолжительность травления в растворе А – 30–60 с, в растворе Б – 15–30 с. Испытания АЧЭ на усадку выполняли по методикам, разработанным предприятием-изготовителем. Величину усадки (ΔH) элементов определяли по разности значений высоты мембран до и после нагружения. Измерения проводили по вершинам и впадинам гофров в двух взаимно перпендикулярных направлениях с использованием одного и того же инструмента.

Результаты эксперимента и их обсуждение. Закалка как технологическая операция имеет большое значение при производстве изделий из бериллиевых бронз. Она применяется перед старением для получения однородного пересыщенного твердого раствора и как промежуточная операция при холодной прокатке. В первом случае закалка предопределяет уровень упрочнения бериллиевых бронз при их последующем старении, так как от нее зависит степень насыщения твердого раствора легирующими элементами и, как следствие, количество выделяющейся при старении дисперсной фазы, во втором – повышает пластичность материала. От режима закалки зависит величина зерна, которая оказывает значительное влияние на свойства бронзы [2]. Особенно это важно для тонких лент (тонкостенных изделий типа мембран, сильфонов), когда толщина изделий становится соизмеримой с размером зерен. Наглядной иллюстрацией этому служат приведенные на рис. 1 микроструктуры мембран толщиной 0,12 мм, закаленных от одной температуры, но с различной продолжительностью нагрева. Из рисунка видно, что при увеличении продолжительности выдержки при 790 °С от 30 до 60 с средний размер зерна возрастает примерно вдвое.

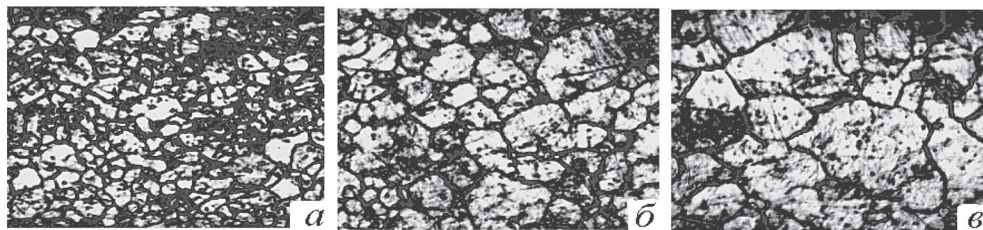


Рис. 1. Микроструктура сплава БрБНТ-1,9Мг после закалки от 790 °С: а – 30 с; б – 60; в – 90 с. $\times 200$

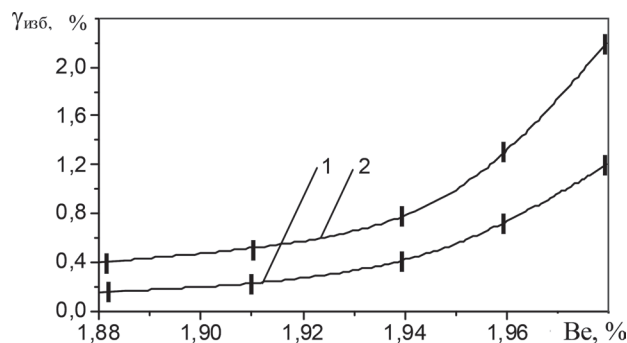


Рис. 2. Изменение количества $\gamma_{изб}$ -фазы в зависимости от содержания бериллия в сплаве БрБНТ-1,9Мг: 1 – 790 °С; 2 – 750 °С

Известно [1], что размер зерна зависит также от содержания и характера распределения в материале избыточной фазы. Во многих научных статьях, а также в сертификатах на конкретную плавку меднобериллиевого сплава ее обозначают β -фаза, что не совсем корректно. Под β -фазой в системе медь–бериллий понимают фазу переменного состава, имеющую неупорядоченную ОЦК решетку с периодом $a = 0,279$ нм и существующую в соответствии с диаграммой состояния при температурах выше 578 °С. Ниже этой температуры она претерпевает эвтектидный распад $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ (CuBe) даже при очень высоких скоростях закалки. Выполненное в работе [5] рентгеноструктурное исследование закаленного сплава медь–бериллий показало, что наблюдаемые отражения соответствуют фазе CuBe (ОЦК решетка CsCl) с периодом $a = 0,267$ нм. Присутствие этой фазы (назовем ее, как и в [5], избыточной $\gamma_{изб}$) обусловлено тем, что содержание бериллия в наиболее распространенных промышленных бериллиевых бронзах (1,9–2,6 мас.%) выше его равновесной концентрации при температурах, от которых производится закалка (например, при закалке от 800 °С 1,88 мас.%). Избыток бериллия (разность между его предельной растворимостью и реальным содержанием в сплаве) идет на образование этой фазы. Отметим, что в сплавах с содержанием бериллия менее 1,9 мас.% (БрБНТ1,7) присутствие этой фазы не наблюдается.

На рис. 2 приведены результаты исследования количества $\gamma_{изб}$ -фазы в матрице сплава БрБНТ-1,9 Мг от содержания в нем бериллия для температур закалки 750 и 790 °С.

Полученные данные показывают, что при концентрации Ве в сплаве свыше 1,94 мас.% содержание избыточной фазы в сплаве начинает резко возрастать. Отсюда видно, что введение в сплав более 1,94 мас.% бериллия приводит лишь к увеличению содержания избыточной фазы и никак не сказывается на прочностных и упругих свойствах материала, поскольку уровень его упрочнения при последующем старении зависит только от степени насыщения твердого раствора основным легирующим компонентом – бериллием. В соответствии с ГОСТ [ГОСТ 18175-78. Бронзы безоловянистые обрабатываемые давлением. Марки] содержание Ве в сплаве БрБНТ-1,9Мг может изменяться от 1,85 до 2,10 мас.%. Принимая во внимание, что цена бериллиевых бронз определяется в основном содержанием в них дорогостоящего бериллия, введение в сплав свыше 1,94 мас.% Ве можно считать нецелесообразным, приводящим лишь к удорожанию материала.

Сплав будет более мелкозернистым, если содержащиеся в нем включения избыточной фазы немногочисленны, невелики по размерам и распределены равномерно по объему матрицы. Это объясняется тем, что их крупные скопления могут ускорить рост зерна, как это наблюдается, например, у бронзы марки БрБ2. В сплаве БрБНТ-1,9Мг количество избыточной фазы и размеры ее частиц меньше, чем в бронзе БрБ2. По этой причине скорость роста зерна в бронзе БрБ2 существенно выше, чем у БрБНТ-1,9Мг. Напротив, в бронзе БрБНТ-1,7, практически не имеющей включений избыточной фазы, скорость роста зерна за счет миграции высокоугловых границ больше, чем в бронзе БрБ2, но растут они более равномерно, что обеспечивает получение зерен практически одинакового размера [2].

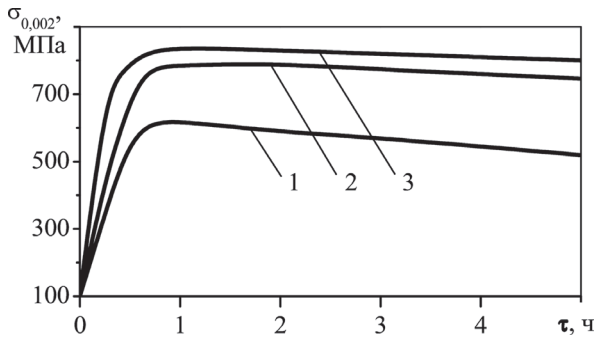


Рис. 3. Кинетика изменения предела упругости ($\sigma_{0,002}$) сплава БрБНТ-1,9Мг в процессе старения при 350 °С после закалки. Температура закалки: 1 – 750 °С; 2 – 760; 3 – 770, 790, 800 °С

Как указывалось выше, от закалки зависит уровень свойств материала после его старения. На рис. 3 показана кинетика изменения предела упругости ($\sigma_{0,002}$) сплава БрБНТ-1,9Мг в процессе старения при 350 °С после закалки от 750, 760, 770, 790 и 800 °С. Из рисунка видно, что предел упругости бронзы, закаленной от 750 °С, существенно ниже, чем закаленной от 760 °С. С увеличением температуры закалки это различие уменьшается и после закалки от температур 770–800 °С уровень упрочнения сплава при последующем старении практически одинаков. Отметим, что другие механические свойства (твердость, предел прочности, предел текучести, релаксационная стойкость) будут вести себя аналогично [3]. В производственных условиях

закалку осуществляют в интервале температур 770–790 °С. Причем с целью минимизации размера зерна наиболее часто ее выполняют от температуры 770 °С с допуском ± 10 °С.

Однако для получения максимальных значений механических характеристик сплава при последующем старении нижняя граница допуска при этой температуре закалки должна быть -3 °С. Поскольку выдержать такой допуск при проведении операции закалки довольно сложно, закалку предпочтительней проводить при температуре 780 °С с допуском ± 10 °С.

Обратимся к результатам испытаний партии серийных элементов (112 шт.), термообработку которых проводили в производственных условиях с применением различных приемов нагрева (46 шт. – в воздушной атмосфере, 56 шт. – в вакууме). Технология изготовления элементов предусматривает закалку сплава от 770 °С, деформацию со степенью обжатия 11% и последующее старение при температуре 340 ± 5 °С, 3 ч. При анализе результатов испытаний был отмечен довольно большой разброс данных по усадке элементов, старение которых проводили в вакуумной электропечи. После 500 ч испытаний у двух элементов из 56 величина усадки составила 68 мкм, у 6 элементов – 72–78, у остальных элементов изменялась в пределах от 86 до 112 мкм. Разброс данных при испытании элементов, состаренных в воздушной среде, был существенно меньше. Но во всех случаях усадка элементов, состаренных в вакууме, была выше, чем элементов, старение которых проводили в муфельной электропечи с воздушной атмосферой.

Для установления причин наблюдаемых различий были проведены исследования структуры и сравнительные испытания элементов, изготовленных из мембран, термообработку которых выполняли в лабораторных условиях в электропечи с воздушной атмосферой, в вакуумной печи и расплаве солей. Необходимость термообработки в расплаве солей обусловлена тем, что при погружении термообрабатываемых изделий в соляную ванну практически вся поверхность мембраны контактирует со средой, в результате чего достигается быстрый и однородный нагрев до заданной температуры. Поэтому использование расплава солей в качестве рабочей среды обеспечивает высокую точность поддержания температуры старения и строгое соблюдение режима термической обработки.

Рассмотрим сначала данные, полученные при испытании элементов, старение которых осуществляли в расплаве солей. На рис. 4 приведены результаты испытаний чувствительных элементов в виде зависимостей их усадки ΔH от продолжительности испытаний τ .

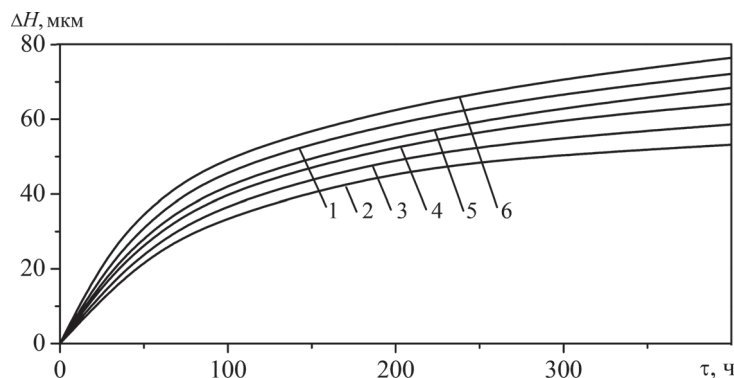


Рис. 4. Зависимость величины усадки (ΔH) от продолжительности испытаний (τ) элементов, состаренных при 350 °С. Продолжительность старения: 1 – 0,5 ч; 2 – 1; 3 – 2; 4 – 3; 5 – 5; 6 – 10 ч

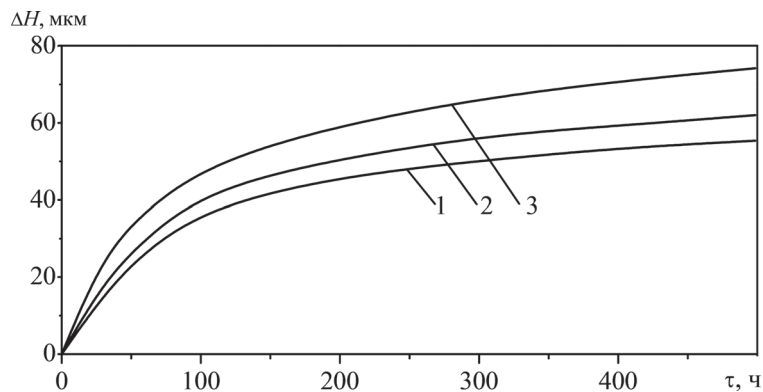


Рис. 5. Влияние условий старения мембран на величину усадки элементов: 1 – соляная ванна; 2 – воздух; 3 – вакуум

Испытывали элементы, состаренные при 350°C длительностью от 0,5 до 10 ч. Видно, что зависимости ΔH от τ для всех режимов старения имеют вид, характерный для кривых ползучести. Четко выявляются две стадии: первая, которая соответствует интенсивному увеличению усадки, и вторая, отвечающая замедленному росту ΔH (стадия установившейся ползучести).

Анализируя зависимость величины усадки от продолжительности старения, можно видеть, что наименьшую усадку имеют элементы, состаренные по режиму 350 °С, 1 ч. Более короткие или более длительные выдержки при старении вызывают увеличение усадки элементов. Так, элементы, состаренные в течение 30 мин, имели усадку 70 мкм (после испытаний продолжительностью 400 ч). Увеличение времени старения до 1 ч приводит к уменьшению усадки элементов до 52 мкм. Дальнейшее старение вызывает возрастание величины усадки, которая после 10 ч старения равна 75 мкм.

По режиму, дающему минимальную усадку элементов, было проведено старение мембран в печи с воздушной атмосферой и в вакууме. Результаты сравнительных испытаний на усадку элементов, состаренных по режиму 350 °С, 1 ч в различных средах, приведены на рис. 5. Из рисунка видно, что величина усадки элементов, старение которых выполняли в воздушной среде и вакууме, выше, чем элементов, старение которых осуществляли в солях.

Усадка элементов, происходящая под действием статической нагрузки, является следствием пластического течения материала, т. е. представляет собой, по сути, ползучесть в области малых остаточных деформаций. Иными словами, величина усадки элементов характеризует сопротивление сплава микропластической деформации. Как известно [2, 6], сопротивление сплава микропластической деформации зависит от свойств материала, которые он приобретает в процессе термообработки, т. е. эта характеристика относится к разряду структурно чувствительных. Поэтому естественно предположить, что наблюдаемое различие в величине усадки элементов кроется в структурном состоянии материала.

Выполненные рентгенографические исследования показали, что дифракционные картины, полученные от мембран, состаренных с применением различного технологического оборудования, существенно отличаются друг от друга. Особенно заметно это различие у мембран, старение которых проводили в вакуумной электропечи. По характеру распределения интенсивности в дифракционных линиях, их угловому положению и величине уширения структурное состояние большинства мембран, состаренных в вакууме, соответствовало старению в солях длительностью 2–4 ч. После старения в электропечах с воздушной атмосферой структурное состояние мембран было ближе к тому, которое свойственно мембранам, состаренным в соляной ванне. Тем не менее, и в этом случае мембраны оказались несколько перестаренными, как если бы их термообработку проводили при 350 °С в течение ~1,5 ч. Основная причина этого заключается в скорости прогрева садки до температуры старения. Так, если при старении в соляной ванне образцы достигают заданной температуры через 3–5 мин, то в печи с воздушной атмосферой на это требуется 25–30 мин, а в случае старения в вакууме – не менее 1 ч. Кроме того, поскольку нагрев в вакуумных печах происходит только за счет теплового излучения, возникает очень большой градиент температуры. Наружные поверхности объектов нагреваются быстрее и сильнее, чем внутренние. Следует отметить, что эти результаты получены при обработке одиночных мембран в лабораторных условиях. Когда же проводится термообработка упругих элементов в производственных условиях (одновременная загрузка в печь десятка мембран, помещенных в оправку), это различие будет еще более существенным. Последнее и объясняет большой разброс данных по усадке при испытании промышленных партий элементов.

Обычно термообработку в вакууме проводят для того, чтобы избежать окисления поверхности мембран. Однако, как показывает практика, термообработка в вакууме не гарантирует полного отсутствия оксидов на поверхности изделий. К тому же, сам процесс является весьма энергоемким и трудноконтролируемым. Что касается образующейся на поверхности изделий при термообработке в воздушной атмосфере оксидной пленки, то она может быть легко удалена последующим травлением и электрополировкой.

Отметим, что при термообработке в расплаве солей вследствие их взаимодействия с поверхностью мембран последняя также покрывается тонкой оксидной пленкой. Однако, как показали выполненные исследования, образующаяся пленка не оказывает влияния на свойства упругих элементов. В то же время коррозионная стойкость элементов, состаренных в солях, выше, чем после старения в вакууме. Поэтому наиболее целесообразно выполнять старение таких изделий в соляных ваннах. Вследствие высокой теплопроводности достигаются быстрый прогрев и однородность температуры по объему садки, что делает процесс термообработки высокопроизводительным и легкоконтролируемым. Правда, применение расплава солей для термической обработки чувствительных элементов на предприятиях встречает ряд трудностей. В первую очередь это связано с отсутствием опыта термической обработки упругих элементов в соляных ваннах, а также имеющимися ограничениями по использованию этого метода термообработки на приборостроительных заводах. Однако применение расплава солей в качестве рабочей среды известно давно и широко используется при термической обработке сталей, например, инструментальных. К настоящему времени накоплен значительный опыт работы с расплавами солей различных составов, что позволяет проводить термообработку с соблюдением самых высоких требований по технике безопасности и охраны окружающей среды.

Выводы

Выполнено исследование влияния температуры закалки на свойства бериллиевой бронзы при последующем старении. Показано, что упругие свойства состаренного материала, закалка которого осуществлялась от 750 °С, существенно ниже, чем закаленного от 760 °С. С увеличением температуры закалки это различие уменьшается и после закалки от температур 770–800 °С уровень упрочнения сплава при последующем старении практически одинаков.

Проведены сравнительные исследования структуры и свойств элементов, термообработанных в различных условиях (печах с контролируемой воздушной атмосферой, вакуумных контейнерах, расплаве солей). Установлено, что основной причиной, обуславливающей величину усадки АЧЭ, является различие в их структурном состоянии, вызванное неодинаковым временем прогрева материала до температуры старения. Если при старении в соляной ванне образцы достигают заданной температуры через 3–5 мин, то в печи с воздушной атмосферой на это требуется 25–30 мин, а в случае старения в вакууме – не менее 1 ч. Сделан вывод, что наиболее целесообразно выполнять старение таких изделий в соляных ваннах, так как вследствие высокой теплопроводности достигается быстрый прогрев и однородность температуры по всему объему садки, что делает процесс термообработки высокопроизводительным и легкоконтролируемым.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1982, 400 с.
2. Пастухова Ж. П., Рахштадт А. Г. Пружинные сплавы цветных металлов. М.: Металлургия, 1983. 374 с.
3. Толстой А. В. Закономерности упрочнения сплава медь-бериллий // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2000. № 4. С. 8–13.
4. Осинская Ю. В., Петров С. С., Покоев А. В., Раджабов А. К., Рунов В. В. Кинетика старения сплава Cu–Be с различной концентрацией бериллия во внешнем постоянном магнитном поле // Физика твердого тела. 2012. Т. 54. Вып. 3. С. 28–32.
5. Гитгарц М. И., Толстой А. В. Эволюция структуры и кинетика выделения дисперсной фазы в сплаве медь-бериллий // Физика металлов и металловедение. 1989. Т. 67. № 3. С. 547–556.
6. Толстой А. В. Сопrotивление сплава медь-бериллий микропластической деформации // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2001. № 4. С. 12–17.

REFERENCES

1. *Rahshadt A. G. Pruzhinnye stali i splavy* [Spring steels and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1982, 400 p.
2. *Pastuhova Zh. P., Rahshadt A. G. Pruzhinnye splavy cvetnyh metallov* [Spring alloys of non-ferrous metals]. Moscow, Metallurgija Publ., 1983, 374 p.
3. *Tolstoj A. V. Zakonomernosti uprochnenija splava med'-berillij* [Patterns of hardening of the alloy of copper-beryllium]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical Series*, 2000, no. 4, pp. 8–13.

4. **Osinskaja Ju. V., Petrov S. S., Pokoev A. V., Radzhabov A. K., Runov V. V.** Kinetika starenija splava Cu–Be s razlichnoj koncentraciej berillija vo vneshnem postojannom magnitnom pole [Aging kinetics of a Cu–Be alloy with different concentrations of beryllium in an external constant magnetic field]. *Fizika tverdogo tela = Solid state physics*, 2012, Vol. 54, Vyp. 3, pp. 28–32.
5. **Gitgarc M. I., Tolstoj A. V.** Jevoljucija struktury i kinetika vydelenija dispersnoj fazy v splave med'-berillij [Evolution of the structure and kinetics of dispersed phase precipitation in a copper-beryllium alloy]. *Fizika metallov i metallovedenie = Metal Physics and Metallography*, 1989, Vol. 67, no. 3, pp. 547–556.
6. **Tolstoj A. V.** Soprotivlenie splava med'-berillij mikroplasticheskoj deformacii [The resistance of the alloy of copper-beryllium microplastic deformation]. *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-Technical Series*, 2001, no. 4, pp. 12–17.