

*С.И. ЛЯБУК*, канд. техн. наук, *А.Е. БАРМИН*

## **ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ БрБ2 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ**

Роботу присвячено вивченню особливостей кінетики деформаційного старіння берилієвої бронзи БрБ2 в інтервалі температур 20 - 300°C. Для вирішення поставлених завдань було використано методи рентгеноспектрального аналізу, оптичної й електронної мікроскопії, механічних випробувань і релаксації напруг при температурах 20 - 300 °С. Розроблено спосіб статичного деформаційного старіння, реалізація якого дозволила отримати ефект деформаційного старіння при низькій температурі (20°C) за короткий проміжок часу. Виявлена стабільність процесу деформаційного старіння. Вивчено закономірності зміни характеристик деформаційного старіння (висота зуба лийності, величина площадки плинну) залежно від стадії старіння для всіх досліджуваних температур.

Work is devoted to studying kinetics features of deformation ageing beryllium bronze in an interval of temperatures 20 - 300°C. Decisions of tasks in view have been used by methods X-ray diagnosis, optical and electronic microscopy, mechanical tests and a relaxation of stress at temperatures 20 - 300°C. The procedure of static deformation ageing allows to receive effect of deformation ageing at low temperature (20°C) for a short time interval. It is revealed process stages of deformation ageing. Laws of change of characteristics of deformation ageing (height of a tooth of fluidity, size of a platform of current) depending on a stage of ageing for all investigated temperatures are studied.

**Введение.** Применение материалов в виде пленок и фольг, позволяет уменьшить габариты и массу приборов при сохранении свойств массивных материалов. Поэтому всестороннее исследование свойств фольг сплавов и композитов представляет научный и технический интерес. В последние годы заметно усложнились конструкции и условия их работы, повысились рабочие напряжения, динамические и циклические нагрузки. Это потребовало создание материалов с высоким уровнем прочности, релаксационной стойкости.

В разнообразных приборах, автоматических устройствах и машинах важнейшими деталями являются упругие элементы - пружины, мембраны, сильфоны, датчики и т.п., определяющие их рабочие характеристики, надежность и долговечность.

Среди многообразия сплавов, применяемых для изготовления упругих элементов, важное место занимают бериллиевые бронзы благодаря уникальному сочетанию высокого упрочнения, значительной упругой деформации, высокой электро- и теплопроводности. Эти сплавы используются в приборах, электрических машинах, автоматических устройствах как токоведущие упругие элементы высокой точности и надежности.

Задачей исследования являлось изучение кинетики деформационного старения бронзы БрБ2 в интервале температур 20 - 300°C.

Несмотря на значительное количество работ в этой области, вопросы деформационного старения еще недостаточно изучены. Особое практическое значение приобретает вопрос о возможности снижения температуры и продолжительности старения.

С этой целью для реализации деформационного старения предложена методика испытаний, которую можно рассматривать как один из способов программного упрочнения.

**1. Методика и материал исследования.** В данной работе материалом исследования служит бериллиевая бронза БрБ2. Исходные образцы были вырезаны из прокатанной ленты толщиной 100 мкм в виде фольг 55 x 7 мм. Образцы были подвергнуты [1,2]:

1. Закалке в соляной ванне ( $\text{NaCl}$ ) по следующему режиму: температура  $T = 810^\circ\text{C}$ , время выдержки  $\tau = 10 - 15$  мин, охлаждающая среда - 10 % раствор  $\text{NaCl}$  в воде ( $V_{\text{охл}} = 1100^\circ\text{C}/\text{сек}$ ).

2. Отжигу в печи СШВЛ 0,6.2/16И2 по следующему режиму: температура  $T = 300^\circ\text{C}$ , время выдержки  $\tau = 2$  часа.

Исследования структуры фольг из сплава БрБ2 производили методом оптической и электронной микроскопии.

Для исследования микроструктуры фольги в исходном состоянии и после старения, определения размера зерен методом секущих и для фотографирования микроструктуры использовался микроскоп МИМ - 7 при увеличении  $\times 200$ .

Также структурные исследования проводились методом просвечивающей электронной микроскопии с помощью электронного микроскопа ПЭМ-100 при ускоряющем напряжении 100 кВ. Объекты для электронно-микроскопических исследований утонялись методом струйной электрополировки на ПТФ-2, в стандартном для этого сплава электролите - ортофосфорная кислота ( $\text{H}_3\text{PO}_4$ ) [3,4].

Механические испытания образцов производились на машине ТИРА-TEST - 2300. На датчике, рассчитанном на нагрузку 100 кг - исследовались образцы с размерами:  $b \approx 7$  мм и рабочей длиной  $L_0 = 20$  мм при общей длине  $L = 55$  мм. Измерителем усилия служит трубчатый (цилиндрический) динамометр высокой жесткости ( $K = 12 \cdot 10^{-7} \text{Н/м}$ ).

Метод статического деформационного старения заключался в чередовании циклов активного растяжения и релаксации напряжений (см. рис.1). Релаксацию напряжений проводили путем стопорения движения захватов машины и автоматической записи на диаграммную ленту кривой релаксации, за время  $\tau = 15$  мин. Скорость деформирования составляла  $4,5 \cdot 10^{-3} \text{сек}^{-1}$ . Испытания проводились при следующих температурах:  $20^\circ\text{C}$ ,  $50^\circ\text{C}$ ,  $100^\circ\text{C}$ ,  $150^\circ\text{C}$ ,  $200^\circ\text{C}$ ,  $300^\circ\text{C}$ , скорость релаксации  $\sigma$  определяли путем численного дифференцирования кривых релаксации с использованием ЭВМ. В результате испытания при активном растяжении фиксировался зуб текучести и площадка течения.

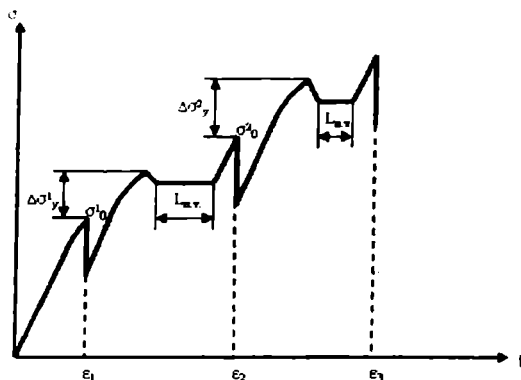
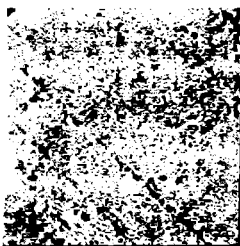


Рис. 1 – Схема испытания

**2. Результаты и их обсуждение.** Закалка имеет важное значение в процессе производства бериллиевых бронз, прежде всего для повышения пластичности (деформируемости) бронзы при холодном прокате, а также для достижения высокого уровня упрочнения при последующем старении.

Нагрев под закалку бронзы БрБ2 проводился в соляной ванне при температуре 810°C в течении 10 минут, затем производилось резкое охлаждение в растворе состава: H<sub>2</sub>O+10% NaCl. Это позволило увеличить скорость охлаждения до 1100°C/сек и получить большую степень пресыщения твердого раствора [5]. При этом образцы были зажаты в струбцину, т.е. подвергались воздействию сжимающих напряжений. После закалки средний размер зерна составляет 50мкм. Структура характеризуется зеренной однородностью (см. рис.2) и наличием двойников отжига, характерных для отожженных ГЦК сплавов.



х200

Рис. 2 – Структура бериллиевой бронзы БрБ2 после закалки

Полученные результаты по прочности и пластичности образцов приведены в табл. 1.

Механические свойства бронзы БрБ2

Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %
поставка – прокатанные фольги	720	760	2,5
закалка 810 °С, 10мин.	168	384	30

Из приведенной таблицы видно, что закалка, несмотря на твердорастворное упрочнение, снижает прочность бронзы по сравнению с состоянием поставки, т.к. после нагрева под закалку устраняется упрочнение, обусловленное прокаткой фольг. Пластичность  $\alpha$ -пересыщенного твердого раствора замещения Ве в меди возрастает почти в 15 раз.

Электронно-микроскопические исследования проводились на микроскопе ПЭМ – 100, при ускоряющем напряжении 100 кВ. Образцы предварительно утонялись на приборе ПТФ – 2 в стандартном для этого сплава травителе. Исследовались образцы после закалки, после термического старения при температуре 300°С (2 часа), после статического деформационного старения (СДС) при температурах 20°С, 50°С и 300°С. На рис. 3 и 4 представлены микроструктура и электроннограммы исследованных образцов.

Как видно из рис.3 и 4 при температуре 300°С деформационно состаренных образцов обнаружены пластинчатые частицы –  $\gamma$ -фаза (Cu<sub>3</sub>Be), тогда как в условиях обычного старения эти частицы четко не выявляются. Такое различие в структуре связано с тем, что поле упругих напряжений при деформации благоприятно для формирования частиц  $\gamma$ -фазы (BeCu).



x60000

а) деформационное старение  
при 300 °С

x60000

б) термическое старение 320°С

Рис. 3- Электронно-микроскопические снимки бронзы БрБ2

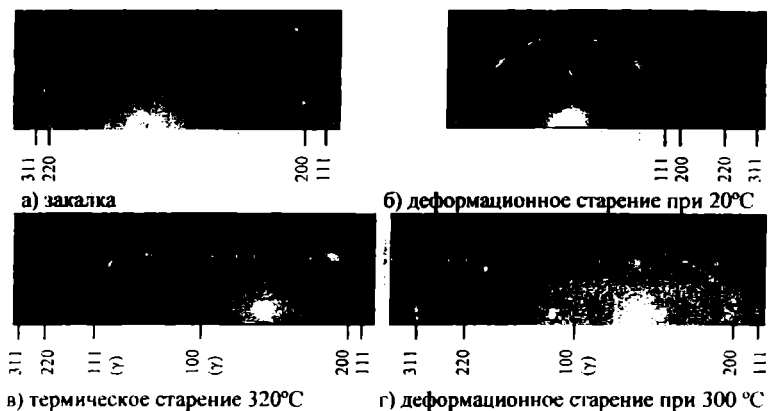


Рис. 4 – Электроннограммы бронзы БрБ2

Частицы расположены четкими параллельными рядами вдоль направления приложения нагрузки. Таким образом, в условиях СДС частицы располагаются не хаотично как при обычном термическом старении, а упорядоченно. Это способствует созданию структуры естественно – композиционного материала. Были рассчитаны межплоскостные расстояния, и данные сведены в табл.2.

Таблица 2

Межплоскостные расстояния бронзы БрБ2

d № кольца	Состояние образца					Фазы
	закалка	терм. стар.	ДС 20°C	ДС 50°C	ДС 300°C	
1	—	2,8519	—	—	2,7173	BeCu
2	2,2951	2,2244	2,0705	—	2,1942	α –
3	1,9717	2,0421	1,7908	2,268079	1,8469	гв.р-р
4	—	1,6620	—	—	—	α –
5	1,3791	1,2998	1,2667	—	1,3239	BeCu
6	1,1739	1,1315	1,0721	1,4033	—	α –
				1,1476	1,1337	гв.р-р

Из полученных результатов видно что межплоскостные расстояния закаленного образца больше межплоскостных расстояний образца после СДС. Т.к.  $a \approx d$  (a-период решетки, d-межплоскостное расстояние), следовательно, после СДС произошло уменьшение периода решетки.

Как известно изменение периода решетки зависит:

- 1) от концентрации твердого раствора
- 2) от упругих искажений кристалла, обусловленных несоответствием

между удельными атомными объемами выделений и матрицы.

По-видимому, такое уменьшение периода решетки связано с распадом твердого раствора, причем распад находится не на начальной стадии распада, согласно литературным данным период решетки пересыщенного твердого раствора не изменяется при старении на стадии формирования атомных кластеров типа ЗГП [6].

Данный факт не противоречит литературным данным о распаде пересыщенных твердых растворах замещения. Таким образом, даже при низкотемпературном ( $20^{\circ}\text{C}$ ) испытании мы получаем распад пересыщенного раствора Ве в меди, что следует из структурных исследований.

В работе была разработана методика статического деформационного старения (СДС), которая заключается в чередовании циклов активного растяжения и релаксации напряжений. В результате испытания при активном растяжении фиксировался зуб текучести и площадка течения. Схема испытания приведена на рис. 1.

Анализировались характеристики СДС – высота зуба текучести (упрочнение  $\Delta\sigma_y$ ), величина напряжения течения, величина площадки течения ( $L_{п.т}$ ) в зависимости от степени деформации. Определялась также относительная глубина релаксации напряжений  $\Delta\sigma/\sigma_0$  ( $\sigma_0$  – уровень начального напряжения релаксации,  $\Delta\sigma$  – падение напряжения с течением времени), которая как известно, обратно пропорциональна релаксационной стойкости. Как показано ранее [7,8], характеристике  $\Delta\sigma/\sigma_0$  свойственна высокая структурная чувствительность.

Зависимость выше приведенных величин от степени деформации при разных температурах испытания представлена на рис. 5 – 14.

На представленных графиках зависимостей  $\Delta\sigma_y$  и  $L_{п.т}$  от степени деформации при разных температурах испытания четко выявляются два участка. Данный факт характеризует протекание процесса деформационного старения. Как известно [9], начальная стадия СДС заключается в увеличении концентрации атомов Ве на дислокациях, что приводит к росту площадки  $L_{п.т}$  и некоторому упрочнению (см рис. 5, 8, 9).

Согласно [9] первая стадия – это стадия образования атмосфер Коттрелла (примесные атомы занимают места с максимальной энергией связи с дислокациями). Данная стадия заканчивается тогда, когда условная плотность атмосфер достигает 1 – 2 атома на единицу длины дислокации или незначительно превосходит эту величину.

Дальнейшее протекание процесса деформационного старения (ДС) и переход ко второй стадии практически не меняет величины площадки течения  $L_{п.т}$  (см рис. 5, 8, 9), но приводит к дальнейшему упрочнению  $\Delta\sigma_y$  (см рис. 5, 7, 9). На второй стадии продолжается миграция примесных атомов Ве к дислокациям, что способствует образованию сегрегаций. Согласно данным [9] вторая стадия ДС наблюдается при достижении условной плотности атмосфер в 5 – 10 атомов, когда значительная часть

дислокаций не разблокируется при повторном нагружении. Как видно из (см рис. 5 - 10), переход ко второй стадии ДС характеризуется изменением механизма упрочнения. При этом вторая стадия старения может быть описана и как процесс увеличения количества сильно заблокированных дислокаций, которые не освобождаются при повторном нагружении.

Следует отметить, что с ростом температуры испытания, как видно из графиков зависимости  $\Delta\sigma_y$ ,  $L_{п.г}$  от  $\epsilon$  (см рис. 5 - 10) вторая стадия смещается в сторону меньших степеней деформации. Так, при  $T_{исп} = 20^\circ\text{C}$  вторая стадия начинается при 4,2%, а при  $T_{исп} = 100^\circ\text{C}$  при 1,2%. При этом наблюдается закономерный рост упрочнения ( $\Delta\sigma_y$ ) от 12 МПа до 32 МПа. Величина площадки течения при температурах испытаний  $20^\circ\text{C}$  и  $50^\circ\text{C}$  остается практически неизменной (1,4 - 1,5%), а при  $100^\circ\text{C}$  - несколько уменьшается (0,8%). Это факт подтверждает протекание второй стадии.

На графиках зависимости относительной глубины релаксации от степени деформации также наблюдается перегиб (максимальное значение  $\Delta\sigma/\sigma_0$  соответствует степени деформации при которой начинается вторая стадия старения) за исключением испытания при  $20^\circ\text{C}$ . Наибольшее выражение находит этот факт для температур испытания  $50^\circ\text{C}$ ,  $100^\circ\text{C}$ ,  $150^\circ\text{C}$ . Это не удивительно, так как на второй стадии старения изменяется механизм упрочнения. Поэтому закономерно, что на начальной стадии старения относительная глубина релаксации напряжений возрастает, так как интенсивно протекает процесс размножения дислокаций. А на второй стадии старения доминирует механизм блокировки подвижных дислокаций скоплениями атомов Ве, благодаря чему значения относительной глубины релаксации понижаются (возрастает релаксационная стойкость).

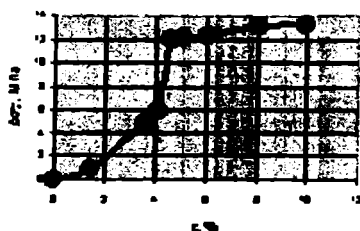
При температурах испытания свыше  $150^\circ\text{C}$  на представленных графиках зависимости величины упрочнения, площадки течения от деформации наблюдается ряд особенностей: заметное снижение величин  $\Delta\sigma_y$ , наличие даже отрицательных значений ( $T_{исп} = 200^\circ\text{C}$ ,  $300^\circ\text{C}$ ). Площадка текучести при этих температурах не наблюдается (см рис. 5 - 12). Что касается относительной глубины релаксации, то при этих температурах величина  $\Delta\sigma/\sigma_0$  существенно вырастает, что свидетельствует о снижении релаксационной стойкости (см рис. 5 - 12).

Отмеченные особенности могут свидетельствовать о том, что в ходе релаксации напряжений в образце на фоне обычного деформационного упрочнения идут два конкурирующих процесса, один из которых (деформационное старение) приводит к упрочнению, а второй (динамический возврат) - к разупрочнению. Процессы динамического возврата особенно явно регистрируются в опытах по релаксации напряжений - величина  $\Delta\sigma/\sigma_0$  достигает ~ 40% при  $300^\circ\text{C}$  и более, а сама релаксация напряжений затухает очень медленно. После повторного нагружения пластическое течение начинается при напряжениях существенно меньших начального напряжения.

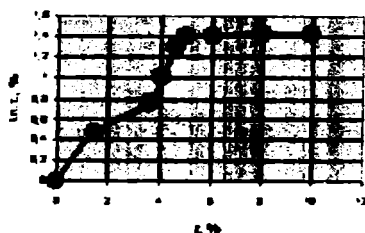
Таким образом, предложенная схема статического деформационного

старения позволяет резко интенсифицировать процесс дисперсионного твердения. Действительно, соответствующая температура снижается от 300°C до 50 – 100°C. При этом может быть выбран оптимальный режим упрочнения, не приводящий к снижению релаксационной стойкости, тогда как обычно упрочнение сопровождается снижением этой важной характеристики.

Есть основания полагать, что для завершения процесса старения необходимо дальнейшее увеличение числа циклов нагружение – релаксация (до 6 – 7 циклов).



а)

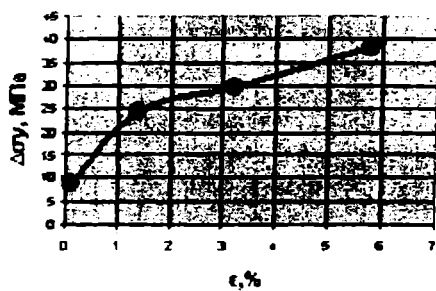


б)

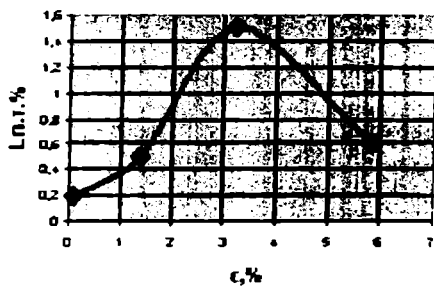


в)

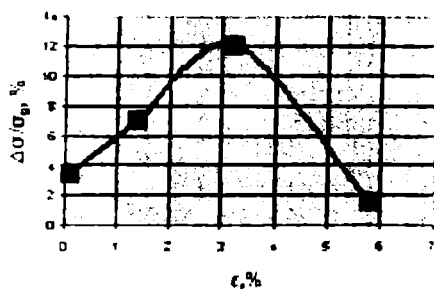
Рис.5 - Зависимость упрочнения (а) при СДС, величины площадки текучести (б) и глубины релаксации напряжений (в) от степени деформации при 20°C



a)



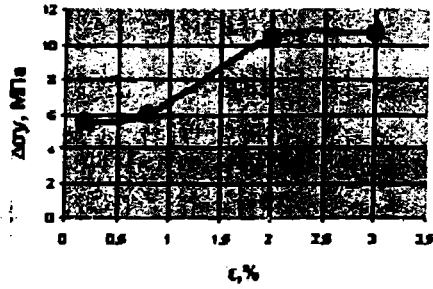
б)



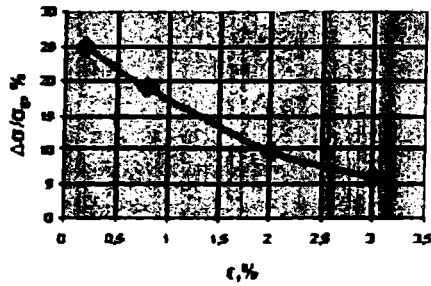
в)

Рис. 6 – Влияние степени деформации на величину упрочнения (а) на величину площади текучести (б) и на относительную глубину релаксации напряжений (в) при СДС при 50°С





а)



б)

Рис. 8 – Зависимость упрочнения (а) относительной глубины релаксации напряжений (б) от степени деформации в процессе СДС при 150°C

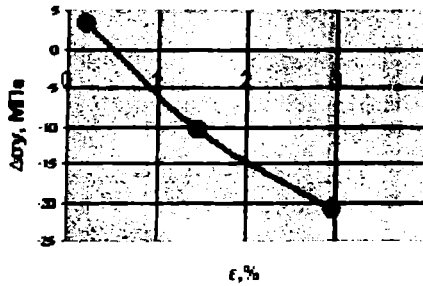
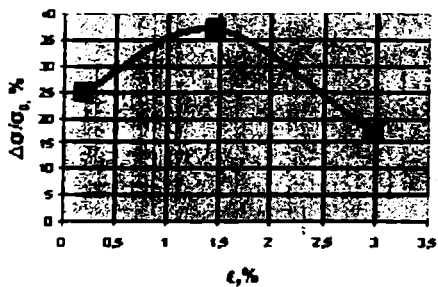
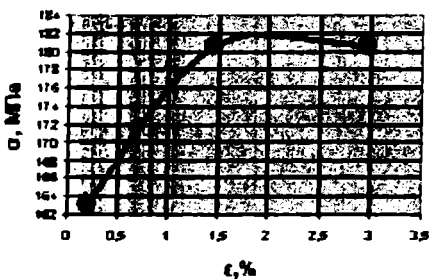


Рис. 9 – Влияние степени деформации на величину упрочнения в процессе СДС при 200°C



а)



б)

Рис. 10– Влияние степени деформации на относительную глубину релаксации напряжений (а), на величину напряжения (б) в процессе СДС при 200<sup>0</sup>С

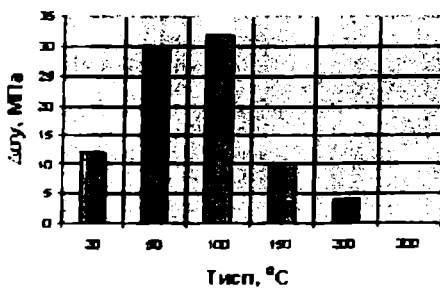
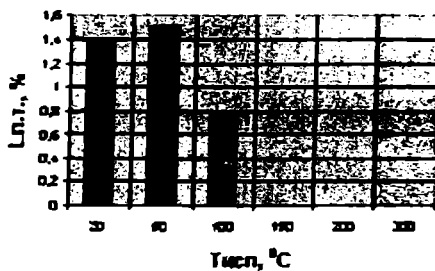
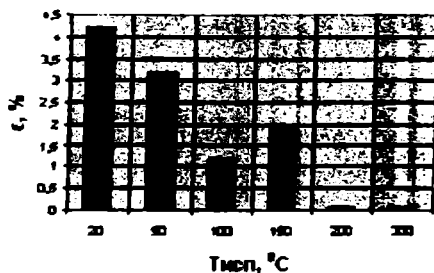


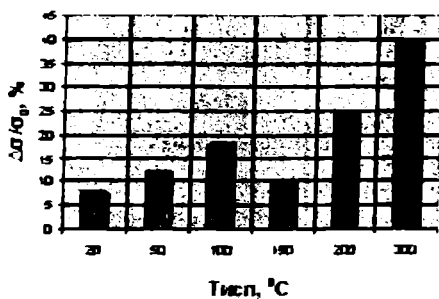
Рис. 11 – Величина упрочнения, соответствующая началу второй стадии в зависимости от температуры испытания



а)



б)



в)

Рис. 12 — величины площадки течения (а), степень деформации (б) и относительная глубина релаксации напряжений (в), соответствующие началу второй стадии в зависимости от температуры испытания

**ВЫВОДЫ.** 1. Разработана методика статического деформационного старения, которая заключается в чередовании циклов активного растяжения и релаксации напряжений.

2. Показана возможность деформационного старения бериллиевой бронзы БрБ2 при низкой температуре ( 20°C ) и кратковременном испытании ( 30 – 40 минут).

3. Обнаружена и исследована стадийность процесса деформационного старения бронзы БрБ2 в интервале температур 20 -300°C в зависимости от степени деформации.

4. Показано, что в процессе статического деформационного старения наблюдается закономерное расположение образовавшихся частиц ВеCu с учетом направления действия нагрузки, т.е. получение "естественно - композиционного" структурного состояния.

Авторы выражают глубокую признательность д. ф.-м. н., проф. Ильинскому А.И. за проявленное внимание к работе и ценные советы.

**Список литературы:** 1. *Ж.П. Пастухова, А.Г. Рахитадт.* Пружинные сплавы меди. М., «Металлургия», 1979, с.330. 2. *Б.А. Колачев, Р.М. Габидулин, Ю.В. Пизузов.* Технология термической обработки цветных металлов и сплавов. М., «Металлургия», 1980, с.280. 3. *Л.Я. Потлов.* Электрофизическая и электрохимическая обработка материалов: Справочник – 2-е изд., перераб. и доп. М., «Машиностроение», 1982, с.400. 4. *Г.Томас.* Электронная микроскопия металлов. Перевод с англ. под ред. Л.М. Утевского. М., Издательство Иностранной Литературы, 1993, с.345. 5. *Б.Б. Гуляев, Н.В. Камышанченко, И.М. Неклюдов.* Структура и свойства сплавов. М., «Металлургия», 1993, с.317. 6. *В.М. Розенберг, В.Т. Дзущев.* Диаграммы изотермического распада в сплавах на основе меди: Справочник.- М.: Металлургия, 1989,- 326 с. 7. *С.И. Лябуж.* Релаксация напряжений в вакуумных конденсатах дисперсноупрочненных композитов Ni и Cu.Кандидатская диссертация, 2004. 8. *С.И. Лябуж, А.Е. Бармин, О.Е. Мандибурга.* О методе повышения релаксационной стойкости гетерогенных материалов.// Вестник НТУ«ХПИ», 2002 – т. 2, - с.76 – 81. 9. *В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженков.* Деформационное старение стали. М., «Металлургия», 1972. с.320.

*Поступила в редакцию 28.04.05*