

ГИПРОЦВЕТМЕТОБРАБОТКА НКЦМ СССР

СПЕЦИАЛЬНЫЕ БРОНЗЫ и ЛАТУНИ

5449

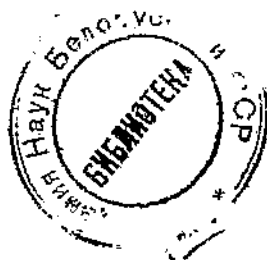
МЕТАЛЛУРГИЗДАТ
Москва 1945



СПЕЦИАЛЬНЫЕ БРОНЗЫ и ЛАТУНИ

Под редакцией проф. докт. В. А. НЕМИЛОВА

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА



ГОСУДАРСТВЕННОЕ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО ЛИТЕРАТУРЫ
ПО ЧЕРНОЙ И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ
Москва 1945

ОТ РЕДАКТОРА

Настоящий сборник содержит работы Научно-исследовательского сектора Гипроцветметобработки, законченные во время войны. Большинство работ посвящено специальным бронзам и латуням, вопросам их теоретического обоснования, технологии и практического применения. Статья А. П. Смирягина, посвященная исследованию диаграмм состояний систем медь—кремний, медь—кремний—цинк и медь—кремний—марганец, дает новый богатый материал о строении этих диаграмм, играющих столь важную роль при выборе рационального состава применяемых сплавов.

В статье «Эвердур» А. П. Смирягиным приведены обширные данные по свойствам эвердура как литературные, так и на основе исследований автора, ценные для конструкторов и для работников заводов, выпускающих сплавы этого типа.

Новые составы сплавов для пружин Бурдона описаны в отдельной статье А. П. Смирягина. Автором предложены дешевые пластичные сплавы, удачно заменяющие применявшуюся до сего времени для этих целей труднообрабатываемую оловяннофосфористую бронзу.

Исключительно высокие механические свойства установлены А. П. Смирягиным в бронзах с добавками хрома («Хромистые бронзы»), эти свойства гарантируют широкое применение сплавов в дальнейшем.

Марганцово-свинцовистые бронзы (А. П. Смирягин и Б. О. Кацман), в которых в отличие от обычных свинцовистых бронз отсутствует расслаивание, несомненно найдут себе применение в качестве материала для подшипниковых вкладышей.

Статья А. И. Шагина и Г. М. Калистратовой «Мышьяковистые бронзы» посвящена весьма актуальному вопросу замены олова в свинцовистых бронзах мышьяком. Предлагаемые авторами сплавы с успехом смогут заменить свинцовооловянистые бронзы для подшипников.

Работа Н. З. Днестровского и С. В. Виноградова «Прессование труб из цинковых сплавов» тесно связана с работами института по расширению применения цинковых сплавов, начатыми еще до войны и давшими новые подшипниковые сплавы на цинковой основе, удачно заменившие ряд оловосодержащих сплавов.

Исследованию безоправочного волочения труб посвящена статья Н. З. Днестровского и В. И. Карасевича, дающая новые данные по технологии волочения.

В статье А. Е. Гопнуса приведены новые материалы о влиянии серы в печных газах на окисляемость меди и латуни при их нагреве в пламенных печах.

Статья А. В. Бобылева, посвященная многократно обсуждавшемуся в литературе вопросу «сезонного» растрескивания латуни, содержит много нового и ценного и представит значительный интерес как для технологов, так и для потребителей латуни.

Полагаем, что статьи, помещенные в настоящем, десятом по порядку, сборнике, так же как и в выпущенных ранее девяти сборниках (с 1933 по 1941 год), будут с интересом встречены как работниками исследовательских лабораторий заводов, так и инженерами-производственниками.

Профессор доктор В. А. НЕМИЛОВ

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ МЕДЬ—КРЕМНИЙ, МЕДЬ— КРЕМНИЙ—ЦИНК и МЕДЬ—КРЕМНИЙ—МАРГАНЕЦ

Введение

Тройные сплавы меди, кремния и цинка и меди, кремния и марганца — кремнистые латуни и бронзы — представляют огромный интерес для нашей промышленности. Эти сплавы являются прекрасными заменителями дорогих и дефицитных оловянистых бронз, обладают достаточно высокими механическими и литейными свойствами, хорошо переносят горячую и холодную обработку давлением, освоены нашей промышленностью и включены в государственные стандарты (ОСТ ЦМ115—39 и ОСТ ЦМ105—39).

Обрабатываемость и механические характеристики данных сплавов изучены достаточно полно [1, 2, 3]. Однако для рационализации технологии изготовления полуфабрикатов — лент, листов, труб — и построения оптимального процесса термической обработки кремнистые сплавы нуждаются в более глубоком изучении, в частности в исследовании диаграмм состояния.

Литературный обзор

1. Система медь—кремний

Впервые система медь—кремний была систематически изучена Рудольфи [14] путем термического анализа. Им найдена область твердого раствора α при содержании кремния до 4,5% (весовых), перитектическая горизонталь при температуре 849°, две эвтектики при 820 и 800°, соответствующие концентрациям кремния 9,79% и 17,61%, и два интерметаллических соединения Cu_2Si и $\text{Cu}_{12}\text{Si}_4$.

В дальнейшем данная диаграмма была уточнена Санфуршем [15], Йокибе [16] и Смитом [17].

Ряд исследователей — Корзон [18], Матуяма [19] и другие [20, 21], применяя комбинированные методы (электропроводности, твердости, структуры, термический и рентгенографический), внесли значительные изменения в данную диаграмму, уточнив как гра-

ницы фазовых превращений, так и состав фаз. Подавляющее большинство работ трактует о значительном расширении области твердого раствора α с повышением температуры, например по Смити растворимость кремния при 750° достигает 6,7% [17].

В полном противоречии со всеми другими работами стоит исследование Славинского и Вола [3], которыми найдено, что максимальная растворимость кремния в меди достигает 5,2% при 691° и что в дальнейшем с понижением температуры до нуля эта растворимость не изменяется.

Соутнер [27] обнаружил в сплаве, содержащем 6% Si, при микроскопическом исследовании в поляризованном свете, а также рентгенографически наличие новой фазы. Существование этой гексагональной фазы, получившей название фазы κ , подтверждается рядом других работ — Кайзера [25], Шварца [26], Изава [28], Окамото [29], Смита [30] и Андерсена [24]. Изава [28] установил параметры κ -фазы: $a = 2,533 \text{ \AA}$ и $c/a = 1,626$. По Изава новая фаза стабильна при всех температурах ниже 830°. Однако Окамото [29] установил, что фаза капна после длительного отжига при 400° распадается на эвтектику $\alpha + \gamma$. По Андерсену [24] κ -фаза при температуре 700° лежит в пределах содержания кремния 4,8—5,8%, т. е. в той области, где более ранними исследованиями Вестгрена, Смита [17], Йокибе и Корзона было установлено существование гомогенного твердого раствора α .

Из вышеизложенного видно, что работы по исследованию системы медь—кремний весьма противоречивы, так что, пожалуй, не найдется и двух сообщений, совпадающих по своим результатам. Наиболее достоверной следует признать диаграмму медь—кремний, разработанную Андерсеном, однако и здесь оказались непроверенными линии ликвидус и солидус.

2. Системы кремний—цинк и медь—цинк

Двойная диаграмма кремний—цинк не изучена. Из работ Сен-Клер Девиля [7], Винклера [8] и других [8, 10] видно, что кремний, растворенный в расплавленном цинке, при затвердевании не выделяется в виде силицидов. Муассан и Сименс [11] нашли следующую растворимость кремния в цинке (в %):

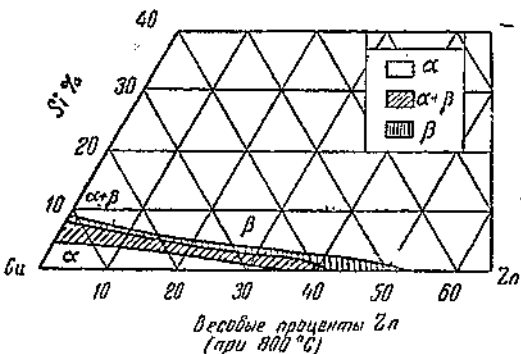
При 600° — 0,06
» 650° — 0,15
» 730° — 0,57
» 800° — 0,92
» 850° — 1,62

С другой стороны, Джетт и Геберт [12], изучавшие растворимость кремния в цинке путем рентгенографического определения параметров решетки, установили, что данные компоненты не образуют друг с другом твердых растворов.

Диаграмма состояния медь—цинк изучена достаточно полно. При настоящем исследовании тройной системы медь—кремний—цинк мы пользовались диаграммой медь—цинк, исправленной и дополненной Бауэром и Гансеном [13].

3. Система медь—кремний—цинк и медь—кремний—марганец

Тройная диаграмма состояния медь—кремний—цинк исследована недостаточно полно. Гуд и Рей [4] термическим и микроскопическим методами исследовали сплавы с 15 до 40% цинка при различном содержании кремния (от 0 до 10%). Изучению подвергались сплавы, отожженные в течение 1—12 час. при 725—825° и затем медленно охлажденные, а также сплавы, закаленные в холодной воде с 825° и отожженные в течение одного часа при температурах 750, 650, 550, 450, 350 и 250°. Результаты данного исследования показаны на фиг. 1.



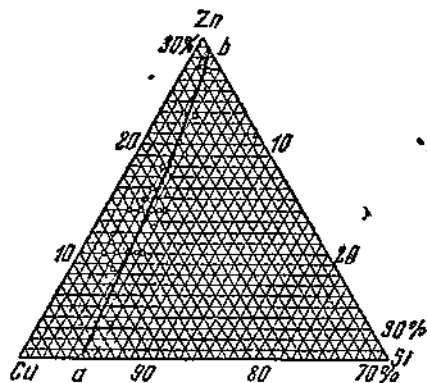
Фиг. 1. Диаграмма медь—кремний—цинк при 800° (Гуд и Рей)

На основании изучения двух разрезов в системе медь—кремний—цинк авторы приходят к выводу, что в латуни с 15% Zn кремний образует твердый раствор α при содержании не свыше 2,8%. Область $\alpha + \beta$ данного разреза соответствует содержанию кремния от 2,8 до 5,2%. При концентрации кремния выше 5,2% находится область β -фазы.

Работа Фадерса [5] касается главным образом исследования механических свойств кремнистых латуней, содержащих кремний от 1 до 6%, медь от 70 до 90% и цинк — остальное.

Помимо того, автор микроскопическим путем определил предел насыщения — области твердого раствора α медной стороны системы медь—кремний—цинк. Предел растворимости определялся по структуре образцов, отожженных в течение 8 час. при 750° и медленно охлажденных с печью.

Результаты исследования показаны на фиг. 2.



Фиг. 2. Граница области однородного твердого раствора системы медь—кремний—цинк при 20° (Фадерс)

В работе Гийе [6] изучались механические свойства и структура тройных сплавов, содержащих кремний от 0,2 до 4,55%, медь от 60 до 70% и цинк — остальное. Новую составляющую,

которая появляется в структуре медноцинковых сплавов при введении в них кремния, Гийе называет фазой икс.

Медный угол тройной диаграммы медь — кремний — марганец изучен Смитом [30].

Экспериментальная часть

1. Исследование системы медь — кремний

Сплавы готовились в электропечи Гельбергера в графитовых тиглях. В качестве исходных материалов применялись катодная медь, электролитический цинк и кристаллический кремний, содержащий 99% Si. Содержание железа в сплавах колебалось от 0,05 до 0,10%, присутствие прочих примесей обнаружено в виде следов. Измерение температуры производилось платино-платинородниковой и хромель-алюмелевой термопарами, проверенными по чистым металлам. Состав полученных сплавов контролировался химическим анализом.

1. Определение точек ликвидус и солидус

Термический анализ производился на приборе Саладена автоматической записью кривых охлаждения на фотоластинках. Навески для термического анализа брались из сплавов, приготовленных вышеописанным методом, в количестве 100—150 г. Опыты во всех случаях повторялись 2—5 раз, причем каждый раз бралась новая навеска.

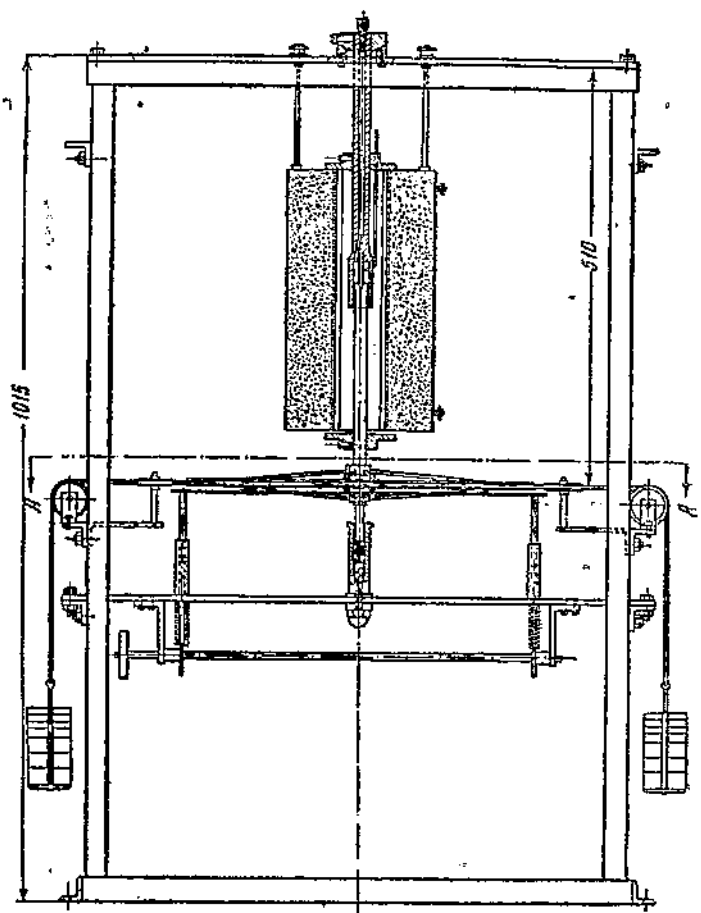
Помимо термического анализа точки солидус определялись на специальном приборе, описанном в предыдущих работах [30], по изменению угла закручивания образцов при постоянном моменте, в зависимости от температуры и времени испытания. Схема прибора показана на фиг. 3. Сплавы, подвергавшиеся испытанию на кручение при высоких температурах, предварительно были прокатаны, протянуты до диаметра 3 мм и гомогенизированы термообработкой. Испытания производились при скорости нагрева образца 3 °/мин. в атмосфере азота.

Точки солидус определены на основании экспериментальных данных графическим методом, показанным на фиг. 4, где приводятся результаты испытания сплава с 3,30% кремния и 96,70% меди. Точность определения точек солидус на указанном приборе лежит в пределах 2°.

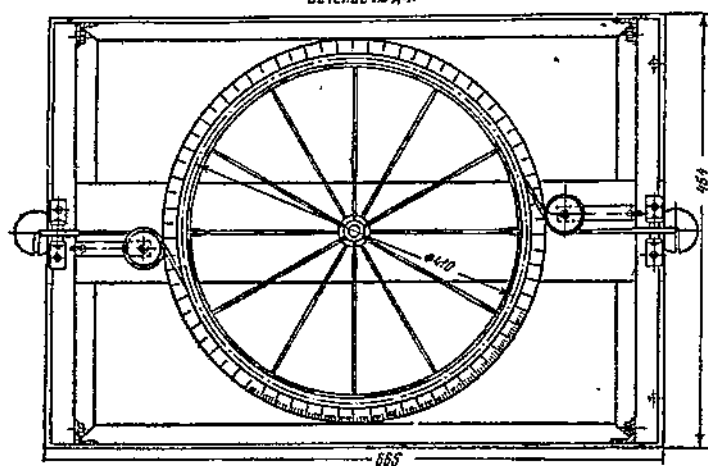
Результаты определения точек ликвидус и солидус приведены в табл. 1 и на фиг. 5.

2. Определение области твердого раствора α в системе медь — кремний

Границы насыщения твердого раствора α в сплавах медь — кремний определены изучением электропроводности, твердости и структуры. Микроскопическое исследование данных сплавов про-



Сечение по А-А



Фиг. 3. Прибор для определения точек солидус методом кручения при постоянном моменте
а — общий вид и план; б — разрез по А — А

Таблица 1

Химический состав, %		Температура начала за- твердевания, определен- ная на приборе Сала- дена, С°	Температура конца за- твердевания, определен- ная методом кручения при постоянном моменте, °С
Si	Cu		
0,65	Остальное	1080	1072
1,20	"	1075	1045
1,81	"	1060	1018
2,35	"	1050	991
3,00	"	1030	945
3,30	"	1020	925
3,50	"	1015	875
3,90	"	—	882
4,20	"	1000	—
4,40	"	—	860
4,85	"	980	—
5,50	"	960	—
6,00	"	935	810
6,65	"	915	—
7,25	"	880	—

Примечание. При определении точек солидус методом кручения принимала участие студентка-дипломант Коган.

проводилось в поляризованном свете на поляризационном микроскопе системы Буш. Электросопротивление проволочек диаметром 2 мм, которые помещались в термостат, наполненный вазелиновым маслом, определялось на двойном мостике Томсона при температуре 25°.

Твердость измерялась на приборе Виккерса на пластинках, прокованных до 2 мм и термообработанных.

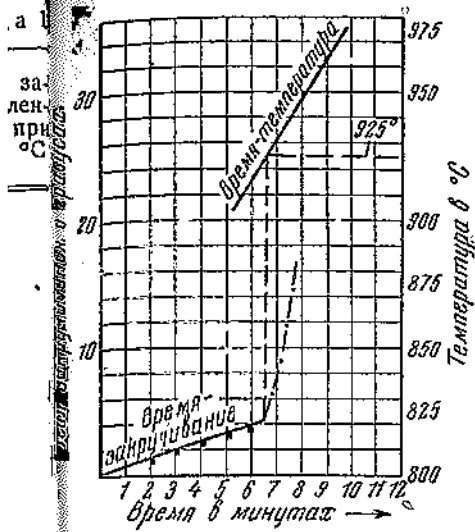
Все испытания производились на образцах, отожженных в электрической трубчатой печи в вакууме и закаленных в холодной воде.

Условия термической обработки указаны в табл. 2.

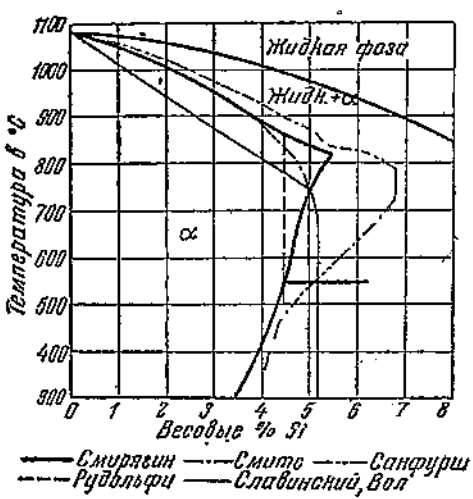
Таблица 2

	Температура, °С											
	850	815	800	775	750	700	650	600	575	550	500	400
	12	12	12	48	48	72	72	120	120	120	120	240
Время выдержки перед закалкой, час	12	12	12	48	48	72	72	120	120	120	120	240

На фиг. 6 показан метод определения границы насыщения для сплава с 5,09% Si и 94,91% Cu. Электросопротивление и твер-



Фиг. 4. Определение точки солидус в сплаве, содержащем 3,3% кремния

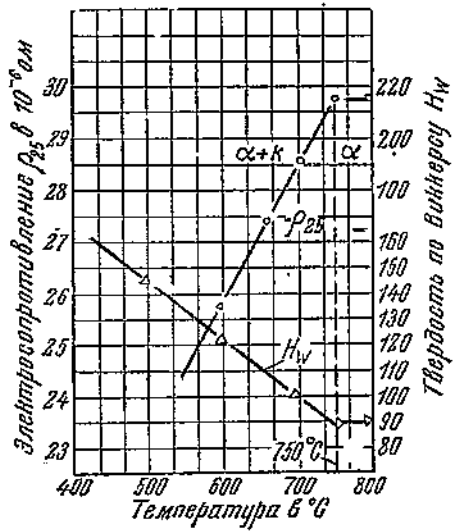


Фиг. 5. Диаграмма состояния медь—кремний (Смирягин)

дость образцов, закаленных при 750 и 800°, не изменяются, так как при этих температурах сплав однофазен и состоит из гомогенных кристаллов твердого раствора α . С понижением температуры происходит выделение из твердого раствора α новой фазы α , связанное с резким изменением твердости и электросопротивления. Точки перегиба указанных кривых совпадают и отвечают температуре 750°, являющейся границей насыщения твердого раствора α для сплава данного состава.

Результаты определения границы твердого раствора системы медь—кремний по измерению твердости и электропроводности помещены в табл. 3.

Микроскопическое исследование меднокремневых сплавов, проведенное с целью проверки границы насыщения области твердого раствора α , установленной методами электропроводности и твердости, вполне подтверждает вышеуказанные результаты. Микрo-анализом установлено, что



Фиг. 6. Изменение электросопротивления и твердости кремнистой бронзы с 5,09% кремния в зависимости от температуры закалки

структура сплавов, закаленных при температуре выше границы насыщения, гомогенна. Сплавы же, закаленные при температурах лежащих ниже этой границы, гетерогенны.

Таблица 3

Химический состав, %		Температура, выше которой данные сплавы лежат в области твердого раствора α , °C	Химический состав, %		Температура, выше которой данные сплавы лежат в области твердого раствора α , °C
Si	Cu		Si	Cu	
3,30	Остальное	—	4,85	Остальное	715
3,30	"	—	5,09	"	750
4,20	"	495	5,25	"	800
4,40	"	550			

3. Выводы

Установлены границы ликвидус и солидус диаграммы медь — кремний для концентрации кремния до 8%. Точность определения точек солидус на специальном приборе, по изменению угла закручивания образца при постоянном моменте при проведении опытов в нейтральной атмосфере достигала 1,5—2°.

2. Линия солидус, определенная нами методом кручения при постоянном моменте, хорошо согласуется при содержании кремния до 4% с результатами старых работ Рудольфи и Санфурша. Имеет расхождение с данными других авторов, в особенности Смита и Славинского.

3. Установлена граница твердого раствора α данной системы методами твердости, электропроводности и микроструктуры. Все работы, опубликованные до 1939 г., резко расходятся с результатами данного исследования. В этом отношении данные Рудольфи, Синфурша, Керзона, Искибе, Матуяма, Аррениуса и Вестгрена, Славинского и Вола, Смита (ранние работы) и других следует считать недостаточно точными. Более точны работы Андерсена, Смита (1939 г.), результаты которых довольно хорошо согласуются с нашими.

II. Исследование тройной системы медь — кремний — цинк

В настоящей работе изучалась граница твердого раствора медного угла системы медь — кремний — цинк при содержании 0 до 30% Zn и от 0 до 7% Si.

Всего исследованию подвергались 130 сплавов. Химический состав некоторых сплавов указан в табл. 4 и 5.

Методика изготовления сплавов и лабораторного их исследования применялась та же, что и при изучении описанной нами двойной системы медь — кремний. Необходимо отметить, что исследование меднокремниевых сплавов, содержащих цинк, прежде

ставляло значительные затруднения, так как вследствие низкой упругости паров цинка не представлялось возможным производить длительные отжижки данных сплавов в вакууме.

При термической обработке в окислительной атмосфере наблюдалось выгорание цинка в поверхностной зоне образцов, что особенно неблагоприятно сказывалось при испытаниях электропроводности.

Наиболее точные результаты получались при отжиге образцов в нейтральной атмосфере, например в азоте, освобожденном от кислорода.

В связи с указанным выше значительно расширена микроскопическая часть, где в общей сложности было изучено 1500 шлифов.

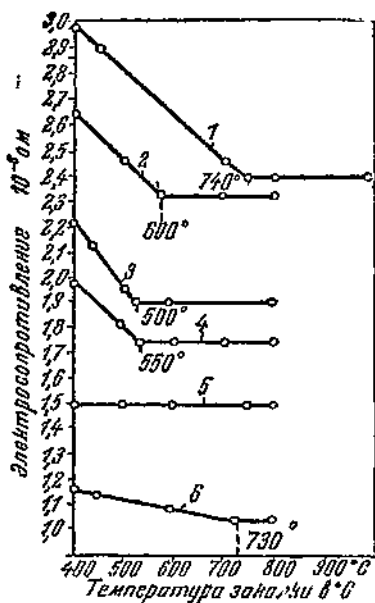
1. Определение области твердого раствора в системе медь—кремний—цинк

Результаты определения границы твердого раствора α в системе медь—кремний—цинк методами твердости и электропроводности помещены в табл. 4 и на фиг. 7, 8, 9. Из диаграмм

Таблица 4

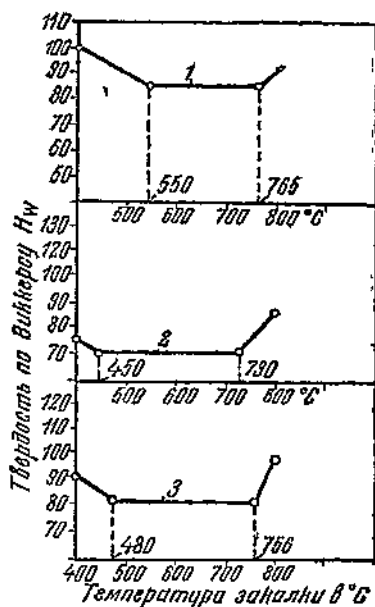
пр кре ша ност	Химический со- став, %			Температура, выше которой данные спла- вы лежат в области твердого раствора α °C	Химический со- став, %			Температура, выше которой данные спла- вы лежат в области твердого раствора α , °C
	Si	Zn	Cu		Si	Zn	Cu	
тем	5,25	—	Осталь-	800	2,44	20,08	Осталь-	765,550
. В			ное				ное	
ль	5,09	—	То же	750	2,14	20,20	То же	422
ль	4,96	—	„	720	1,93	24,44	„	730,510
рен	4,25	—	„	510	1,83	24,77	„	756
е	4,57	4,70	„	790	1,83	24,77	„	481
е	4,37	5,25	„	740	1,56	25,00	„	812
на	3,91	5,22	„	600	1,56	25,00	„	412
ла	3,47	5,55	„	450	1,25	30,12	„	609
	3,64	10,50	„	650	1,25	30,12	„	500
	3,50	10,47	„	590	1,12	30,21	„	680
	3,29	10,21	„	408	1,12	30,21	„	475
	3,57	14,82	„	740	1,03	30,13	„	730
	3,22	15,54	„	620	1,03	30,13	„	450
	2,30	14,20	„	500	0,87	30,30	„	400
ра	2,71	16,50		500				

видно, что кривые, построенные по изменению величин твердости и электросопротивления в зависимости от температуры закалки, имеют резкие перегибы, отвечающие критическим точкам, лежащим на границе насыщения области твердого раствора α . Точки перегиба на кривых твердости и электросопротивления достаточно согласуются друг с другом.

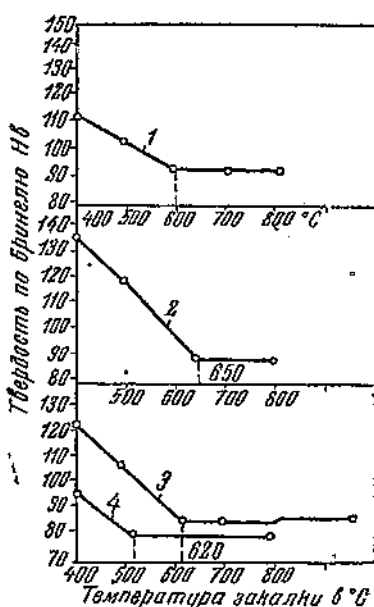


Фиг. 7. Изменение электросопротивления сплавов медь — кремний — цинк в зависимости от температуры закалки:

- | | |
|---------------|-----------|
| 1) 5,25% Zn; | 4,37% Si; |
| 2) 5,22% Zn; | 3,94% Si; |
| 3) 14,2% Zn; | 2,8% Si; |
| 4) 20,08% Zn; | 2,44% Si; |
| 5) 20,38% Zn; | 1,9% Si; |
| 6) 30,13% Zn; | 1,03% Si; |



Фиг. 8. Изменение твердости сплавов медь — кремний — цинк в зависимости от температуры закалки: 1) 20% Zn; 2,44% Si; 2) 30,13% Zn; 1,03% Si; 3) 24,77% Zn; 1,83% Si



Фиг. 9. Изменение твердости сплавов медь — кремний — цинк в зависимости от температуры закалки: 1) 5,22% Zn; 3,94% Si; 2) 10,5% Zn; 3,64% Si; 3) 15,54% Zn; 3,22% Si; 4) 16,5% Zn; 2,71% Si

2. Микроскопическое исследование

Все сплавы тройной системы медь — кремний — цинк подвергались микроскопическому исследованию в рассеянном и поляризованном свете. Последнее производилось для выявления α -фазы. При отражении поляризованного луча от поверхности шлифа и вращении анализатора до скрещивания николей происходит резкое изменение в окраске α -фазы вследствие ее оптической анизотропии, чего не наблюдается в отношении α -, β - и γ -фаз.

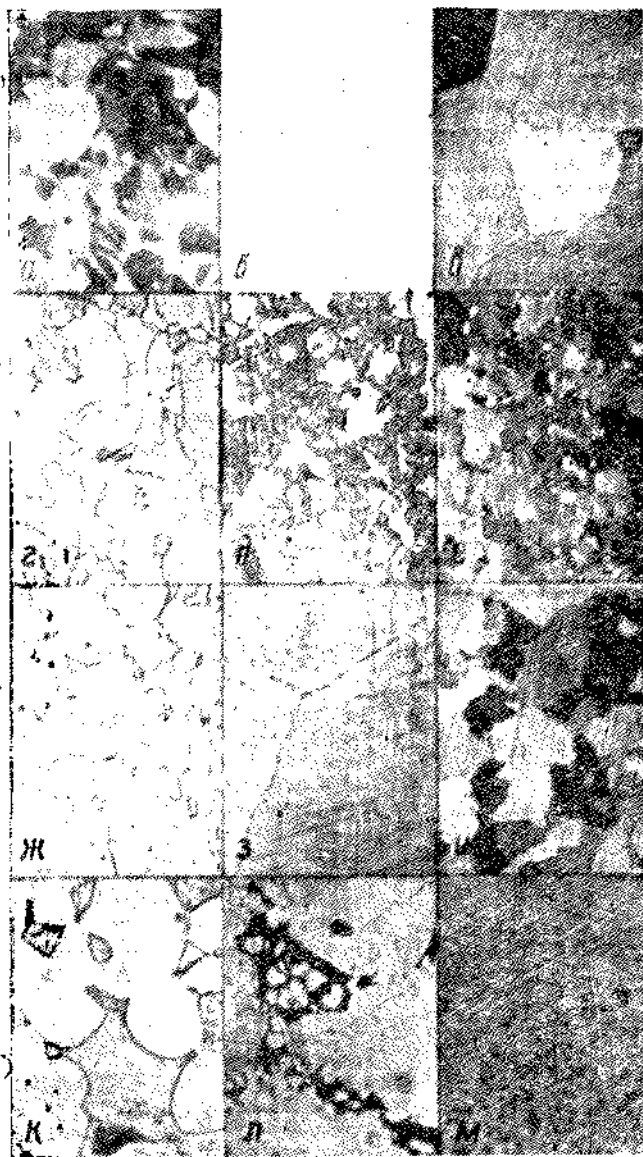
Шлифы травились аммиаком с перекисью водорода. При изготовлении шлифов тщательно удалялся поверхностный слой образцов на глубину 3—5 мм, что исключало ошибки при анализе структуры, происходящие вследствие выгорания цинка с поверхности.

Результаты микроскопического исследования помещены в табл. 5 и на фиг. 10, а, б, в, г, д, е, ж, з, и, к, л, м.

Таблица 5

Обозначение образцов	Химический состав, %			Увеличение	Характеристика структуры
	Si	Zn	Cu		
а	5,50	Нет	Остальное	50	Закалка с 800°. Структура двухфазная $\alpha + \chi$. Фаза χ видна отчетливо в виде темной составляющей. Снято в поляризованном освещении. Травитель аммиак с перекисью водорода во всех случаях.
б	5,87	5,16	То же	100	Закалка с 700°. Структура в рассеянном свете кажется однофазной.
в	5,87	5,16	»	100	То же самое место шлифа снято в поляризованном освещении. χ -фаза выявилась отчетливо в виде черных зерен.
г	5,31	5,28	»	100	Закалка с 800°. Структура гетерогенная $\alpha + \chi$. Свет рассеянный.
д	5,31	5,28	»	100	Закалка с 500°. Структура $\alpha + \gamma$. Свет рассеянный.
е	4,91	9,73	»	100	Закалка с 650°. Структура $\alpha + \chi$. Свет поляризованный.
ж	4,85	9,87	»	100	Закалка с 800°. Структура $\alpha + \chi$. Свет рассеянный.
з	3,64	10,5	»	100	Закалка с 500°. Структура $\alpha + \gamma$. Свет рассеянный.
и	4,80	14,78	»	100	Закалка с 600°. Структура $\alpha + \chi$. Свет поляризованный.
к	2,78	20,64	»	100	Закалка с 700°. Структура $\alpha + \beta$. Свет рассеянный.
л	5,02	20,00	»	100	Закалка с 600°. Структура трехфазная $\alpha + \beta + \gamma$. Свет рассеянный.
м	1,12	30,21	»	500	Закалка с 400° после отжига в течение 240 час. Структура $\alpha + \gamma$. Свет рассеянный.

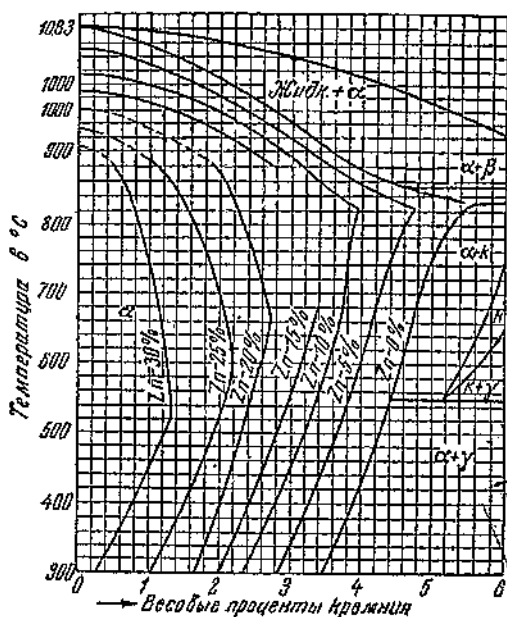
Данные микроскопического анализа хорошо согласуются с результатами определения области твердого раствора α , получен-



Фиг. 10. Структура кремнистых латуней. Описание в табл. 5

ными методами электропроводности и твердости. На фиг. 11 показано влияние состава на изменение границы твердого раствора α , в системе медь — кремний — цинк при содержании кремния от 0 до 6% и при содержании цинка 5, 10, 15, 20, 25 и 30%. Кривые предела растворимости в меднокремниевых сплавах с содержанием цинка до 15% носят тот же характер, что и в двойной ди-

аграмме состояния медь — кремний. С повышением содержания цинка от 20 до 30 % вид кривых резко изменяется и принимает характер, аналогичный двойной диаграмме медь — цинк в пределах температур 550—800°.



Фиг. 11. Границы области α в системе медь — кремний — цинк в зависимости от состава и температуры

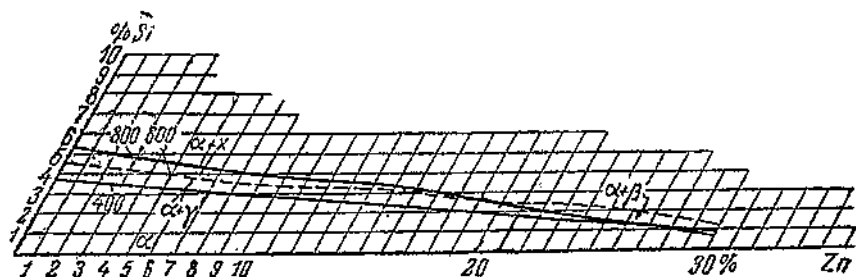
Замечательно, что в данном случае с изменением характера кривых растворимости изменяется и состав фаз. В сплавах, содержащих до 15 % цинка, при переходе границы насыщения открывается область $\alpha + \gamma$. В сплавах же с содержанием более 15 % цинка (20—30 %), смежных с областью твердого раствора α , в пределах температур 550—800° появляется гетерогенная область $\alpha + \beta$.

При температурах ниже 550° характер кривых насыщения остается идентичным, так как в результате эвтектоидного распада фазы γ и β имеет место образование гетерогенной структуры $\alpha + \gamma$.

На фиг. 12 даны изотермы насыщения области твердого раствора α в системе медь — кремний — цинк при температурах 400, 600 и 800°. Особенностью этой диаграммы является то обстоятельство, что изотермы растворимости при 800 и 400° пересекаются при высоком содержании цинка (около 30 %), а изотермы при 600 и 800° — при более низком. Это значит, что максимум предела растворимости области твердого раствора α для сплавов с высоким содержанием цинка лежит в пределах температур 550—600°.

а для сплавов с пониженным содержанием цинка в пределах 750—850°.

При рассмотрении тройной системы состояния медь — кремний — цинк, изученной Фадерсом [5] и разработанной Гудом и Реем [4], видно, что результаты их работ неправильны. Это может быть объяснено, во-первых тем, что при изучении тройной системы данные авторы пользовались неправильной бинарной диаграммой системы медь — кремний. Во-вторых тем, что, например,



Фиг. 12. Изотермы насыщения области α в системе медь — кремний — цинк

Гудом и Реем было изучено лишь два разреза, что для установления медного угла диаграммы медь — кремний — цинк совершенно недостаточно. Фактически же при составлении тройной диаграммы указанными авторами был использован главным образом один разрез с постоянным содержанием цинка в количестве 15% и с различным содержанием кремния.

Таким образом ограниченность в экспериментальной части и в методике исследования привела указанных авторов к грубым ошибкам как в определении границ фазовых превращений, так и состава фаз.

3. Выводы

1. Определена область твердого раствора α в тройной системе медь — кремний — цинк при содержании цинка до 30% и кремния до 6%.
2. Подтвердилось существование новой фазы χ при исследовании шлифов в поляризованном свете.
3. Результаты работ Фадерса, а также Гуд и Рей по установлению области твердого раствора α в системе медь — кремний — цинк неправильны.

III. Исследование диаграммы медь — кремний — марганец

1. Определение границы твердого раствора α в системе медь — кремний — марганец

В работе изучена граница области твердого раствора α медного угла тройной системы медь — кремний — марганец при содер-

жании от 0 до 6% Si и от 0 до 7% Mn. Химический состав изученных сплавов приведен в табл. 6.

Таблица 6:

№ по пор.	Наименование сплава	Химический состав, %		
		Si	Mn	Cu
1	Бронза кремнистомарганцовистая	2,54	0,87	96,52
2	То же	3,00	0,87	96,00
3	"	4,40	0,96	94,62
4	"	5,92	0,92	92,80
5	"	0,99	1,96	97,00
6	"	1,90	1,83	96,10
7	"	2,58	1,94	95,10
8	"	3,80	1,90	94,10
9	"	4,56	1,93	93,10
10	"	0,52	2,90	96,20
11	"	1,00	2,95	95,70
12	"	1,70	2,95	95,30
13	"	2,72	2,80	94,20
14	"	3,62	3,04	93,30
15	"	0,60	3,97	95,25
16	"	0,85	3,70	95,30
17	"	1,92	4,06	93,90
18	"	0,38	4,40	95,15
19	"	0,85	3,70	95,50
20	"	1,27	4,30	94,40
21	"	0,56	5,35	94,00
22	"	0,98	5,63	93,30
23	"	1,4	5,64	93,20
24	"	0,70	6,73	92,70
25	"	1,08	6,10	92,42
26	"	1,31	5,60	93,00

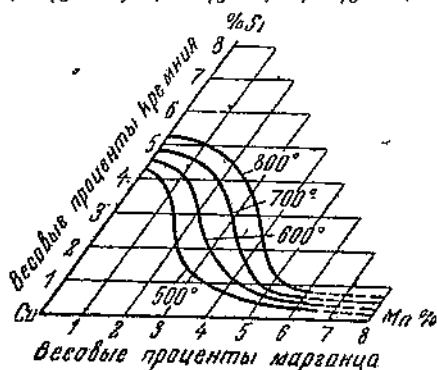
При изготовлении сплавов применялись следующие материалы:

- 1) медь электролитическая, 2) марганец электролитический чистый, 3) кремний состава: 99,18% Si; 0,38% Fe; 0,005% P; 0,43% Al.

Методика исследования применена та же, что и для предыдущих систем.

В результате исследования электропроводности, твердости и структуры механически и термически обработанных образцов указанных сплавов при различных температурах (от 400 до 850°) определена область твердого раствора α . Изотермы насыщения области α даны на фиг. 13.

Из работы вытекает, что диаграмма состояния медь —



Фиг. 13. Изотермы насыщения твердого раствора α медного угла системы медь — марганец — кремний

кремний—марганец, установленная Смитом [30], неверна и резко отличается от нашей, особенно при высоких содержаниях кремния и незначительных количествах марганца. Это обстоятельство следует объяснить главным образом тем, что Смитом при построении тройной диаграммы была взята неправильная диаграмма медь—кремний, что в особенности сказалось на ходе кривых насыщения при малых концентрациях марганца.

При небольшом содержании кремния и повышенных концентрациях марганца изотермы насыщения области твердого раствора α по данным Смита довольно хорошо совпадают с результатами нашего исследования.

Выводы

1. Установлена граница твердого раствора α медного угла системы медь—кремний—марганец.

Литература

1. Ishikawa. World Eng. Congress, Tok Y o. № 163, 1929.
2. Смирягин А. П., Литейное дело № 4, 1933 и № 8 1939. Цветные металлы № 6 1936. Сборник научно-исследовательских работ Цинкоцветмета, стр. 1—63, 1936; стр. 174—196, 1937.
3. Славинский М. П. и Вол. А. Кремнистые бронзы и их промышленное применение, вып. I и II, ОНТИ, 1935.
4. Gould a. Ray, Metals and Alloys, т. 10, стр. 455—457, 1930.
5. Vaders. E., J. Inst. Met., London, т. 44, № 2, стр. 363—370, 1930.
6. Guillet L., Rev. de Met., т. 6, стр. 252.
7. St. Saire Deville et Caron, Cpt. rend. Acad. Sci. Paris, т. 45, стр. 163, 1887.
8. Winkler C., J. prakt. Chem., 91, стр. 193, 1864.
9. Baerwind E., Diss., Berlin, 1914.
10. Vigouroux E., Cpt. rend. Acad. Sci. Paris, т. 123, стр. 115, 1896.
11. Moissan H. u. Siemens. F., Berg. d. dtsh. chem. Ges. т. 37, 2086, 1904.
12. Jette E. R. u. Gebert E. B., J. Chem. Phys., т. 1, стр. 753, 1933.
13. Bauer, O. u. Hansen M., Berlin, 1927. J. Springer.
14. Rudolfi E., f. anorg. Chem., т. 53, стр. 216, 1907.
15. Sanfourche. M., Rev. de Met., т. 2, стр. 246, 1919.
16. Jokibe, Met. and Alloys., т. 2, стр. 302, 1931.
17. Smith C., Amer. Inst. Min. Met. Eng. Techn. Publ., № 142 1928.
18. Corson. M., Iron Age, т. 119, стр. 353, 1927.
19. Matuyama K., The Sci Rep. of the Tôhoku Imp. Univ., № 3, стр. 665, 1923.
20. Sven. Arrhenius a. Westgren. Z. f. phys. Chem., т. 14, стр. 66, 1931.
21. Loskiewicz L., J. Inst. Met. т. 47, стр. 516, 1931.
22. Смирягин А. П., Сборник исследовательских работ Цинкоцветмета, ОНТИ, 1, 1941.
23. Smith. C., Met. Technology, № 4, т. 6, 1939.
24. Andersen. A., Met. Technology, Tech. Publ., т. 6, № 1126, 1939.
25. Kaiser H. a. Barrett. Phys. Rev., т. 37, стр. 1697, 1931.
26. Schwarz. M., Z. f. Metallkunde т. 24, стр. 124—126, 1932.
27. Sautner. K., Forschungsarbeiten über Metallkunde и Röntgenometallographie, т. 9, стр. 31, 1933.
28. Isawa T., Nippon Kuzoku Gakukai Shi, т. 2, стр. 400, 1938.
29. Okamoto. M., Sci Rep. Imp. Univ. [1] 27, стр. 155—169, 1938.
30. Smith, Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. 1930.

ЭВЕРДУР

I. Введение

Сплавы меди с кремнием и марганцем (эвердур) занимают особое положение среди группы специальных бронз как заменители дорогих и дефицитных оловянистых сплавов [1—12].

Кремнистомарганцовистые бронзы обладают высокими механическими, литейными, антифрикционными и антикоррозионными свойствами. Кремнистомарганцовистая бронза БрКМц 3-1 (эвердур) прекрасно переносит обработку давлением: прокатку, прессовку, ковку, штамповку и волочение и внесена в общесоюзный стандарт ГОСТ 493—41.

II. Литературный обзор

1. Кремнистые бронзы

В настоящее время кремнистомарганцовистая бронза БрКМц 3-1 применяется для изготовления следующих полуфабрикатов:

- 1) проволока разных размеров ОСТ ЦМ582—39,
- 2) полосы, листы, ленты ОСТ ЦМ477—39,
- 3) прутки разных размеров ОСТ ЦМ584—39.

Химический состав стандартной кремнистомарганцовистой бронзы БрКМц 3-1 и допустимое содержание в ней вредных примесей даны в табл. 1.

Кремнистые бронзы имеют широкое распространение за границей, особенно в Америке, где они применяются как для обработки давлением, так и для фасонного литья.

Наиболее распространенные кремнистомарганцовистые и кремнистые сплавы типа эвердур приведены в табл. 2 [16].

2. Структура кремнистомарганцовой бронзы

Строение эвердура исследовано Смитом [7]. На фиг. 1 показана диаграмма состояния тройной системы медь — кремний — марганец (медный угол), изученная автором этой статьи [26].

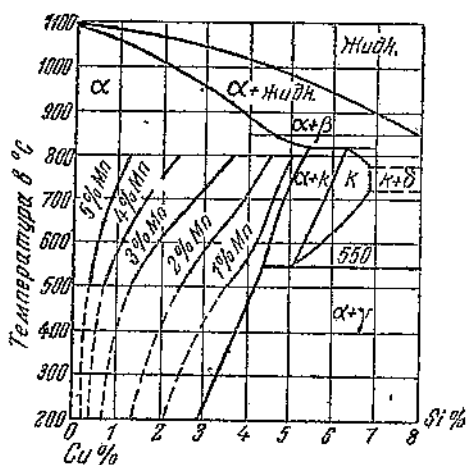
Таблица 1

Наименование элемента	Основные элементы %		Вредные примеси в % не более	Примечания
	норма	допуски		
Кремний	3	2,7—3,5	—	1. Содержание вис- мута, кальция, маг- ния и серы не дол- жно превышать 0,02% каждого в отдельности 2. При изготовлении антифрикционных деталей содержа- ние свинца допу- скается до 3,5%
Марганец	1	1—1,5	—	
Медь	Остальное		—	
Мышьяк	—	—	0,002	
Сурьма	—	—	0,002	
Олово	—	—	0,25	
Никель	—	—	0,10	
Свинец	—	—	0,03	
Фосфор	—	—	0,05	
Железо	—	—	0,3	
Цинк	—	—	0,50	
Сумма примесей кроме цинка, свинца и же- леза	—	—	0,25	
Общая сумма примесей	—	—	1,20	

Таблица 2

Наименование сплава	Состав, %				Фирма
	Cu	Si	Mn	другие компоненты	
Эвердур 1010	95,8	3,1	1,1	—	American Brass Co
Эвердур 1015	98,25	1,5	0,25	—	„
Эвердур 1012	95,75	3	1,0	Свинец 0,25	„
Эвердур 1000	95	4	1	—	„
Геркулой 418	96,4	3,1	—	Олово 0,25	Revere Brass Copper Inc.
Геркулой 419	97,63	2,12	—	„ 0,25	„
Геркулой 420	95,9	3,1	1	—	„
Геркулой 421	98	1,75	0,25	—	„
Дюронз I	97,5	0,1	1,6	—	Bridgeport Brass Co
Дюронз II	97,12	2,88	—	—	„
Олимпик А	96	3	—	Цинк 1	Chase Brass Copper Co
Олимпик В	97,5	1,5	1	—	„
Олимпик С	94,75	4,25	1	—	„
Олимпик D	95,5	3	—	Свинец 0,5	„
Олимпик W	97	3	—	—	„
Кусплой	95	3	—	Железо 1	Scoville Mfg. Co
				Олово 1	„
PMG 3	98,2	1,2	—	Железо 0,6	Phelps Dodge Copper
PMG 10	65,6	3,2	—	„ 1,2	Products corp.
PMG 94	93	2,5	—	Железо 0,5	„
				Цинк 4	„
PMG 95	96,6	2,5	—	Железо 0,5	„
				Свинец 0,4	„
PMG 96	97	2,5	—	Железо 0,5	„

Из диаграммы видно, что эвердур, содержащий 3% кремния и 1% марганца, в состоянии равновесия является однофазным сплавом и состоит из гомогенных кристаллов твердого раствора α . Эвердур с повышенным содержанием кремния и марганца, например кремния 3,75 и марганца 1,2—1,5%, гомогенен лишь при температуре 550° и выше. Длительный нагрев при более низких температурах приводит к выделению кристаллов интерметаллического соединения Mn_2Si . Таким образом эвердур указанного состава теоретически возможно упрочнять путем термической обработки. Исследования, произведенные в этом направлении [5], однако, показали, что облагораживание данного сплава не имеет практического значения, так как старение вызывает лишь незначительное изменение механических свойств.



Фиг. 1. Диаграмма состояния медь — кремний — марганец (влияние марганца на изменение границы твердого раствора α в системе медь — кремний)

3. Механические свойства эвердур

Механические свойства стандартной кремнистомарганцовистой бронзы БрКМц 3-1 при нормальной температуре приведены в табл. 3.

Таблица 3

Состояние материала	Марка	Механические свойства			
		временное сопротивле- ние разрыву кг./мм ²	удлинение %/о	предел текучести кг./мм ²	твердость по Бринеллю кг./мм ²
Литье в кокиль	<u>ОСТ</u> ЦМ 105—39	35	25	6	90
Проволока твердая диаметром 0,1—2,5 мм	<u>ОСТ</u> ЦМ 582—39	90	0,5	54	—
То же 2,5—4 мм	<u>ОСТ</u> ЦМ 582—39	85	1	—	—
„ 4—8 мм	<u>ОСТ</u> ЦМ 582—39	83	1,5	—	—
„ 8—10 мм	<u>ОСТ</u> ЦМ 582—39	78	2	—	—

Состояние материала	Марка	Механические свойства			
		временное сопротивле- ние разрыву кг/мм ²	удлинение %/о	предел текучести кг/мм ²	твердость по Бринеллю кг/мм ²
Полосы мягкие	ОСТ ЦМ 477—39	35	40	—	—
» твердые	ОСТ ЦМ 477—39	60	3	—	—
» особо твердые	ОСТ ЦМ 477—39	70	1	—	—
Ленты мягкие	ОСТ ЦМ 477—39	38	45	—	—
» твердые	ОСТ ЦМ 477—39	65	5	—	—
» особо твердые	ОСТ ЦМ 477—39	75	2	—	—
Прутки тянутые и катаные диамет- ром 6—12 мм	ОСТ ЦМ 584—39	50	10	—	—
То же 12—25 мм	ОСТ ЦМ 584—39	48	15	—	—
» 26—36 »	ОСТ ЦМ 584—39	45	15	—	—
» 36—75 »	ОСТ ЦМ 584—39	40	15	—	—

Изменение механических свойств эвердур БрКМц 3-1 в зависимости от температуры [3] дано в табл. 4.

Таблица 4

Темпера- тура °С	Свойства				Темпера- тура °С	Свойства			
	ударная вяз- кость, кгм/см ²	твердость по Бринеллю кг/мм ²	временное сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение %/о		ударная вяз- кость, кгм/см ²	твердость по Бринеллю кг/мм ²	временное сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение %/о
20	10—15	85—90	35	25	600	3,5	—	—	—
100	—	72	—	—	650	—	—	—	—
200	—	72	—	—	700	—	—	—	—
300	—	65	—	—	750	3,5	—	—	—
400	5	—	—	—	800	—	—	—	—
500	4,5	50	—	—					

Механические свойства заграничных марок эвердур, согласно американскому стандарту ASTM В 97—36, приведены в табл. 5, где дано временное сопротивление разрыву σ_b в кг/мм² в зависимости от механической обработки.

Таблица 5

Марка Обработка	Эвердур А; 2,70—3,73% Si; 1,50% Mn; остальное Сн	Эвердур В; 0,7—1,75% Si; 0,75% Mn; остальное Сн	Эвердур С; 2,3—3,5% Si; 1,50% Mn; остальное Сн
Листы мягкие 0,07 мм	35—40	27—32	35—40
„ „ 0,04 „	38—45	28—35	38—45
То же, наклеп на 1/4	43—50	30	43—50
„ „ „ 1/2	50—56	33—40	50—56
„ „ „	61—68	42—49	61—68
„ особо наклепанные	70—76	47—53	70—76
„ пружинные	74—80	50—55	74—80

Прочность эвердур БрКМц 3-1 в зависимости от обработки показана в табл. 6.

Таблица 6

Обработка	Временное сопротивление кг/мм ²	Обработка	Временное сопротивление кг/мм ²
Эвердур литой в землю	35—40	Эвердур трубы твердотянутые	70
„ кованный на 50%	45	Эвердур трубы твердотянутые и нормализованные	48,5
„ горячекатаный	52	Эвердур проволока твердотянутая до 0,3 мм	110

Примечание. Твердость по Шору: а) литой в землю 12—15; б) холоднокатаный 38—40.

4. Физические свойства эвердур

Физические свойства эвердур приведены в табл. 7 [2].

Таблица 7

Марка Свойства	БрКМц 3-1
Температура полного расплавления, °С	1025
Плотность в литом состоянии, г/см ³	8,15
То же, после прокатки, г/см ³	8,4
Усадка, литейная, %	1,6

Свойства \ Марка	БрКМц 3-1
Теплопроводность кал/г·см, °С	0,078
Удельное сопротивление, ом·мм ² /м	0,15
Коэффициент линейного расширения ~ 20°	$15,8 \times 10^{-6}$
„ „ „ ~ 400°	$20,2 \times 10^{-6}$
„ трения со смазкой	0,007—0,011
„ „ без смазки	0,2—0,4
Предел усталости при 10 ⁻⁸ периодах колебаний, кг/мм ²	11—16
Модуль упругости, кг/мм ² :	
а) литые в кокиль	10400
б) механически обработанный	12000
Кристаллическая структура α-фазы	Куб с центрированными гранями
Постоянная решетки α-фазы в Å	3,61
Свариваемость	Отличная

5. Технологические свойства эвердур

а) Заготовительное литье БрКМц 3-1 (эвердур) очень хорошо заполняет литейные формы.

Для изготовления лент и листов принято отливать слитки размером 70 × 200 × 550 мм, а для проволоки отливаются круглые слитки диаметром 106 мм и высотой 620 мм.

Процесс литья производится при следующих условиях:

- 1) температура металла 1080—1100°;
- 2) температура изложницы 80—110°;
- 3) скорость заливки 10—15 сек.,
- 4) смазка изложниц не применяется,
- 5) флюс не применяется,
- 6) раскислитель не применяется,
- 7) во избежание образования усадочных раковин применяется тепловая насадка.

б) Прокатка и волочение. Эвердур прекрасно переносит обработку давлением как в горячем, так и в холодном состоянии. Разработка, например, на ленту производится в горячую при температуре 820° при деформации слитка на 83% с 70 мм до 12 мм за 9 проходов.

На более тонкие размеры прокатка ведется в холодную с последующим отжигом и травлением. В холодном состоянии эвердур также допускает значительные обжатия до 70% деформации за 10 проходов.

Изменение механических свойств эвердур в зависимости от степени деформации приведено на фиг. 2.

в) Термическая обработка. После холодной деформации

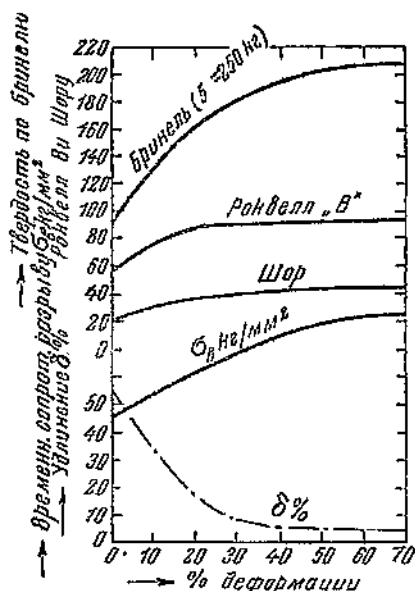
ции эвердур подвергается термической обработке для снятия наклепа. Отжиг в зависимости от толщины полуфабриката и веса партии производится при температуре 640—700° в течение 1—6 час.

Отжиг проволоки или ленты тонкого размера производится в коробках или печах Бец и Пирдт (светлый отжиг), а толстые полосы и ленты отжигаются в обычных печах.

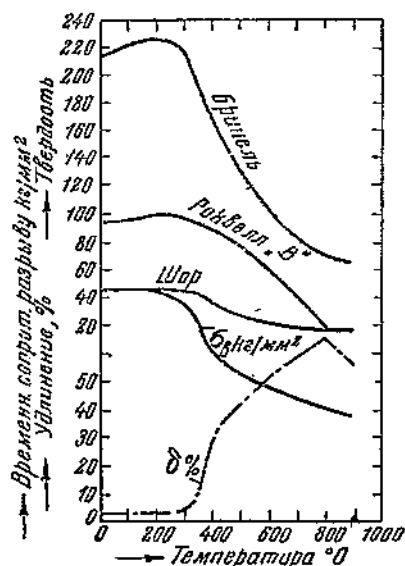
Специальная термическая обработка с целью повышения механических свойств не производится, так как эвердур практически облагораживанию не поддается. Изменение механических свойств эвердура в зависимости от температуры отжига показано на фиг. 3.

г) Травление. Травление лент и проволоки из эвердура после отжига производится в растворе 12%-ной серной кислоты при температуре ~ 50°. Если при травлении на эвердуре наблюдается осаждение меди, то для устранения указанного явления в ванну добавляют 3—5% сернокислого железа.

Для травления эвердура применяется также раствор 20—30%-ной соляной кислоты. Этот травитель быстро снимает черную окалину. Особенно хороший результат дает 15%-ная серная кислота с добавкой 6% двуххромовокислого калия. Этот реактив травит очень быстро и чисто. Для удаления следов кремниевой кислоты, остающейся на эвердуре в виде беловатого налета, рекомендуется произвести вторичное травление в растворе, содержащем 2% плавиковой кислоты. После травления необходима тщательная протирка.



Фиг. 2. Изменение механических свойств эвердура в зависимости от процента деформации (толщина образцов 3,5 мм)



Фиг. 3. Изменение механических свойств эвердура в зависимости от температуры отжига (выдержка 1 час, предварительная деформация 50%, толщина образцов 2,5 мм)

6. Коррозионная устойчивость эвердур [14]

Эвердур обладает высокой коррозионной устойчивостью к действию как атмосферной коррозии, так и растворов органических и минеральных солей и кислот. В этом случае эвердур может быть поставлен наравне с медью и оловянистой бронзой.

Коррозионная устойчивость эвердур в соляной и серной кислотах показана в табл. 8.

Таблица 8

Свойства	Эвердур мягкий		Эвердур твердый	
	соляная кислота 10% при 18°	серная кислота 10% при 60°	соляная кислота 10% при 18°	серная кислота 10% при 60°
Потеря образца, г/м ² сутки	0,4	0,75	0,8	1,4
Уменьшение механических свойств после коррозии в течение 216 час.:				
а) уменьшение прочности, % . .	6,7	8,3	12,3	20,4
б) уменьшение пластичности, %	2	12	5	30

Эвердур очень хорошо сопротивляется коррозионному воздействию морской воды и поэтому с успехом применяется для изготовления приборов и деталей в морском судостроении. Эвердур весьма устойчив к действию органических кислот — лимонной, щавелевой и др., а также едкого натра и хлористых соединений.

Эвердур отличается значительной жароустойчивостью, в частности, образование окалины при температурах 500—800 по сравнению с медью значительно снижается.

Особенно устойчивым эвердур оказался к действию хлора и хлористого водорода. В этом случае коррозионная устойчивость эвердур сохраняется и при повышенных температурах до 175°.

7. Области применения эвердур

Эвердур как заменитель дорогих и дефицитных оловянистых бронз представляет огромный интерес для нашей промышленности. Область применения эвердур за границей весьма обширна и разнообразна. В целом ряде производств многие и весьма важные технические вопросы нашли блестящее разрешение благодаря применению эвердур (в конструкциях, приборах и прочих изделиях).

а) Металлические сетки и тросы из эвердур. Эвердур прекрасно переносит горячую и холодную обработку давлением и по своим свойствам в ряде случаев является полноценным заменителем дорогой и сложной в обработке оловянно-фосфористой бронзы БрОФ 6,5-0,4, применяемой для изготовления

металлических сеток и сит в писчебумажной и шиферной промышленности и для производства канатиков из твердотянутой проволоки [4]. Сравнительная характеристика механических свойств эвердур, оловяннофосфористой бронзы и алюминиевых бронз как возможных заменителей бронзы БрОФ 6,5-0,4 приведена в табл. 9.

Таблица 9

Наименование сплава	Марка	Состояние материала	Механические свойства	
			временное сопротивление на разрыв кг/мм ²	удлинение %
Эвердур	БрКМц 3-1	Проволока диаметром 0,22 мм	73	40
Оловяннофосфористая бронза	БрОФ6,5-04	То же 0,22 мм	40	40
Алюминиемарганцевая бронза	БрАМц 9-2	0,22 "	76	22
Алюминиежелезная бронза . .	БрАЖ 9-4	" 0,22 "	73	16
Алюминиеникелевая бронза .	БрАН 5-5	" 0,22 "	56	22

Из табл. 9 видно, что эвердур отличается весьма высокими механическими свойствами и по сочетанию прочности и вязкости стоит на первом месте.

Эвердур обладает также высокой износоустойчивостью, разрушение же сеток в бумагоделательных машинах помимо коррозии зависит главным образом от их износа. Металлические сетки из эвердур имеют определенные преимущества вследствие повышенных механических, антикоррозионных и антифрикционных свойств этого сплава.

б) Пружины и пружинящие детали из эвердур. Эвердур, обладая высокими пружинящими свойствами и коррозионной устойчивостью, применяется для изготовления плоских и круглых пружин и пружинящих деталей, работающих в тяжелых (вредных) атмосферных условиях, и является полноценным заменителем оловянистых бронз БрОФ 6,5-0,4 и БрОЦ 4-3, применяемых для вышеуказанных целей.

Эвердур обладает повышенным пределом усталости, что очень важно в материале для пружин. В этом отношении эвердур значительно превосходит оловянистые бронзы БрОФ 6,5-0,4 и БрОЦ 4-3(2). Всевозможные пружины для электро- и радиоаппаратуры, для машин и приборов с успехом изготавливаются из эвердур. Эвердур не магнитен и может быть применен с успехом во всякого рода специальных приборах и аппаратах, где не могут работать стальные пружины.

в) Эвердур в сварных конструкциях. Среди специальных бронз по свариваемости эвердур является наилучшим сплавом [13]. Он прекрасно переносит сварку как вольтовой дугой, так и кислородно-ацетиленовым пламенем и хорошо сваривается со сталью

и с эвердуром. Применение флюса при дуговой сварке не обязательно.

При кислородно-ацетиленовой сварке необходимо применять флюс из 90% порошкообразной безводной буры и 10% фтористого натрия. Флюс применяется в сухом (смешанном) виде или в виде раствора в чистом безводном спирте. Вследствие отличной свариваемости эвердур за границей нашел широкое применение для изготовления сварных баков, резервуаров, работающих под давлением, пивоваренных котлов, газопроводных баков, автоматических кипятильников и пр.

Эвердур в виде сварочных прутков дает прекрасные результаты при сварке стали. При изготовлении электрооборудования вполне возможно сваривать в стальные плиты втулки из эвердура.

Режим сварки эвердура дан в табл. 10 [17].

Таблица 10

Толщина мм	Число проходов	Свароч- ные стержни мм	Диаметр угля мм	Сварочный ток А (короткая дуга 15—20)	Скорость сварки мм/мин.	Примечание
Угольной дугой						
1,59	1	3,17	6,35	100	375	
2,38	1	3,97	6,35	125	—	
3,17	1	3,97	7,14	140	—	
3,97	1	4,76	7,14	200	—	
4,76	1	6,35	9,51	225	300	
Металлической дугой						
1,59	1	3,17	—	125	300	
2,38	1	3,97	—	200	—	
3,17	1	3,97	—	200	—	
3,97	1	4,76	—	230	—	
4,76	1	6,35	—	260	250	
Кислородно-ацетиленовая						
1,59	1	3,17	101,5	—	—	
2,38	1	2,38	122	—	—	
3,17	1	4,76	152	—	—	
3,97	1	4,76	178	—	—	
4,76	1	4,76	203	—	—	
						Расстояние между краями 1,5 мм То же 2,25 мм " 3 "

г) Эвердур в производстве арматуры и химической аппаратуры. Эвердур вследствие своей высокой прочности и коррозионной устойчивости нашел широкое распространение в американской промышленности.

Американская латунная компания The American Brass Company с большим успехом и в огромном количестве применяет эвердур при изготовлении деталей в сооружениях для сточных и фекальных вод

в виде заслонок, люков, желобов и решеток и пр. Из эвердур готовятся дымовые фильтры, поддувала, дренажные устройства, различные детали для судостроения и др.

Эвердур широко применяется для изготовления аппаратуры в химическом машиностроении. Так как эвердур не дает искры при ударах, то из него изготавливают различные детали для нефтепереработочного, лакокрасочного, газового, спиртового и порохового производства [11].

Таблица 11

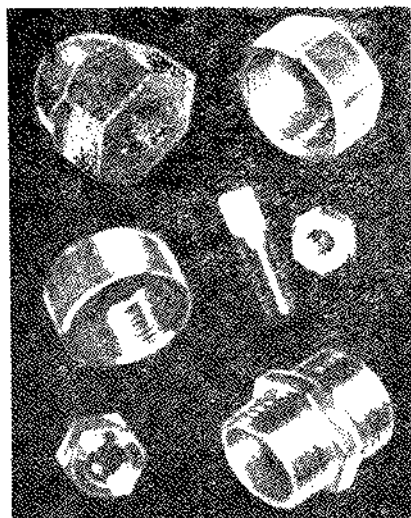
Марка Условия резания	Кремнистая бронза		Оловяннофосфористая бронза	
	наружная обточка	внутренняя расточка	наружная обточка	внутренняя расточка
Скорость резания, м/мин. . .	55	22—30	32—57	25—46
Глубина резания, мм . . .	3,5—5,5	2,8—4,4	1,5—2,5	1—3
Подача на 1 шаг, мм . . .	0,36—0,7	0,25—0,6	0,1—0,2	0,18—0,25
Сечение стружки, мм ² . . .	1,8—2,5	1,1—1,7	0,12—0,67	0,18—0,75
Число оборотов, об/мин. . .	260	260	260	160—260
Диаметр образца, мм . . .	65	35	65	50

Эвердур хорошо работает при низких температурах до минус 180—200°. В установках для сжижения газов, где стали и специальные сплавы разрушаются, как стекло, эвердур прекрасно работает, сохраняя свою прочность и пластичность.

д) Эвердур в машиностроении. Эвердур очень хорошо переносит обработку резанием, причем скорости резания допустимы те же, что и для оловянистых бронз. Характеристики обрабатываемости эвердура резанием даны в сравнительной табл. 11.

Поэтому эвердур применяется для изготовления деталей, требующих сложной механической обработки резанием и работающих в тяжелых коррозионных условиях (фиг. 4).

При обработке эвердура резанием в качестве охлаждающей и смазывающей жидкости рекомендуется 20%-ное минеральное льняное масло или водная эмульсия 1:15. При протяжке, высадке и волочении рекомендуется масло с высоким содержанием серы.



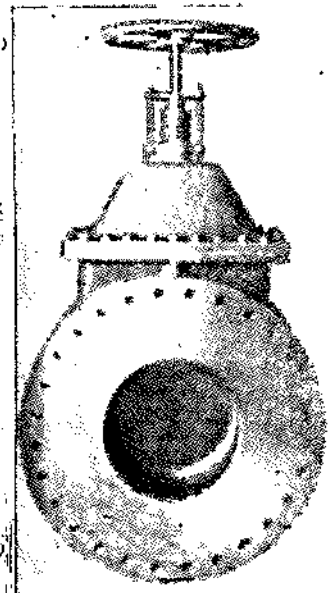
Фиг. 4. Детали из эвердура после обработки резанием

е) Эвердур в моторостроении. Эвердур широко применяется в моторостроении и машиностроении для изготовления втулок и прочих трущихся деталей. Антифрикционные свойства эвердура, испытанного на машине Амслера в паре с осевой сталью при смазке ААС приведены в табл. 12.

Таблица 12.

Свойства	Испытание со смазкой			Испытание всухую
	5 час.	10 час.	15 час.	1 час.
Коэффициент трения при удельном давлении 75 кг/см ²	0,0085	0,0074	0,010	—
То же, при давлении 12,5 кг/см ²	—	—	—	0,4—0,18
Износ эвердура, отнесенный к 1 см ² площади и 1 км пути, при удельном давлении 75 кг/см ² , мг	0,15	0,13	0,007	—
То же, при давлении 12,5 кг/см ² , мг	—	—	—	45—60
Износ стального образца, отнесенный к 1 см ² площади и 1 км пути при удельном давлении в 75 кг/см ² , мг	0,01	0,0076	0,0007	—
То же, при давлении 12,5 кг/см ² , мг	—	—	—	+ 5

Эвердур с добавкой свинца обладает чрезвычайно высокими антифрикционными свойствами и является прекрасным материалом для изготовления ответственных подшипников. Однако литейные свойства эвердура под влиянием свинца снижаются.



Фиг. 5. Литая массивная деталь из эвердура, весом 900 кг

ж) Эвердур в фасоннолитейном деле. Эвердур с повышенным содержанием кремния (до 4%) в американской практике зарекомендовал себя как отличный фасоннолитейный материал [1]. Он с успехом применяется для изготовления как мелких, так и крупных отливок. Из эвердура готовят вентили, крыльчатки, втулки, корпуса насосов, массивные котлы, паровую и водяную арматуру специального назначения и пр. На фиг. 5 показана деталь, отлитая из эвердура, весом 900 кг.

Для фасонного литья эвердур с успехом заменяет следующие марки оловянистых бронз: БрОЦС 6-6-3, БрОЦ 8-4, БрОЦ 10-2.

В практике фасонного литья особенно важна возможность успешно отливать из эвердура детали большого веса (несколько тонн).

III. Экспериментальная часть

1. Изготовление и испытание кремнистомарганцовых бронз¹

С целью количественного выяснения влияния кремния, марганца и примесей железа, олова, свинца и цинка в стандартном эвердуре БрКМц 3-1 были изготовлены в лабораторных и производственных условиях четыре опытные партии.

Полученные сплавы в дальнейшем подвергались подробному исследованию в лабораторных условиях, причем изучались:

- 1) механические свойства при комнатной температуре,
- 2) механические свойства при повышенных температурах,
- 3) микроструктура,
- 4) обрабатываемость давлением,
- 5) антифрикционные свойства.

Химический состав опытных партий эвердура приведен в табл. 13.

Таблица 13

№ пар- тия вок	Состав опытных плавов по расчету, %							
	Содержание основных компо- нентов, %			Содержание примесей, %				
	Si	Mn	Cu	Pb	Sn	Fe	Zn	Сумма примесей
1	3	1	Остальное	0,02	0,10	0,10	0,10	0,32
2	3,5	1,5	"	0,03	0,30	0,30	1,00	1,70
3	3,75	1,2	"	0,03	0,30	0,30	1,00	1,70
4	3,5—3,75	1,2—1,5	"	0,10	0,50	0,50	3—5	6
Химический состав по анализу, %								
1	2,97	1,05	94,94	0,06	0,18	0,30	0,45	—
2	3,70	1,25	91,80	0,05	0,40	0,52	1,12	—
3	3,70	1,09	93,20	0,11	0,27	0,35	1,18	—
4	3,67	0,78	87,11	0,17	0,31	0,36	5—6	—

Механические свойства эвердура с различным содержанием кремния и марганца и других примесей приведены в табл. 14. Испытания проведены при комнатной температуре.

Действие температуры на ударную вязкость эвердура с различным содержанием примесей приведено в табл. 15.

Испытания показывают, что при повышенном содержании кремния (выше 3,5%), а также цинка и примесей олова и свинца чрезвычайно сильно уменьшается пластичность эвердура. Относительное удлинение падает с 40 до 5%, ударная вязкость с 17 до 2,5 кгм/см².

¹ В проведении данной работы в производственных условиях принимали участие инж. Б. Ф. Рукин и К. А. Бломкина.

Твердость и предел текучести резко возрастают, а прочность остается без изменения. Особенно важно резкое снижение ударной усталости эвердур под влиянием указанных примесей. Очень резкое снижение механических свойств эвердур наблюдается на образцах, содержащих примесь более 0,25% Sn; более 0,3% Fe; более 0,03% Pb и более 0,5% Zn.

Таблица 14

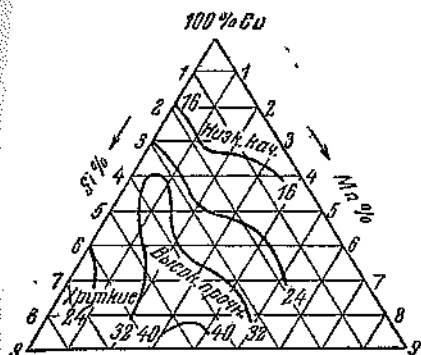
№ плавка	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение, %	Сужение площади поперечного сечения, %	Ударная вязкость кгм/см ²	Твердость по Бринеллю, кг/мм ²	Ударная усталость			
							на изгиб		на растяжение	
							число выдержан. ударов	удельная энергия кгм/мм ²	число выдержан. ударов	удельная энергия кгм/мм ²
1	34	12	40	44	10—17	94	11 319	12	25 452	52
2	34	14	25	30	5,75	107	—	—	—	—
3	28—31	19	20	24	3,60	130	13 750	14	—	—
4	39	24	5—8	6	2,5	148	8 351	8	7 277	14,8

Результаты наших исследований находятся в соответствии с литературными данными. На фиг. 6, 7, 8, 9 показано влияние состава на механические свойства кремнемарганцевых бронз [8]. Из приведенных данных видно, что наиболее вязкими являются сплавы с содержанием от 3 до 3,5% Si и от 1 до 1,5% Mn.

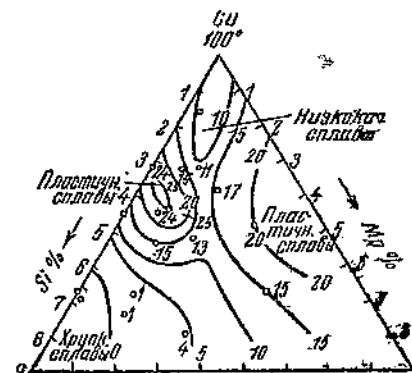
Таблица 15

Ударная вязкость, кгм/см ² при температуре								
№ плавки	20°	400°	500°	600°	650°	700°	750°	800°
1	10—17	4,5—5	4,5	3,4	1,9	2	3,5	6—6,5
2	5,75	—	2,6	1,6	—	1,8	—	—
3	3,60	2,5	2	1,6	1,5	1,8	1,8	0,5—0,8
4	2,5	1,6	1,4	1,3	1	0,9	1	0,9

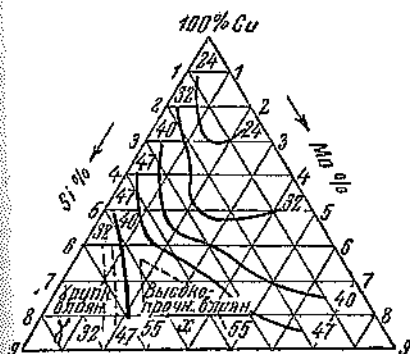
Фиг. 10 показывает тройную диаграмму медь—кремний—железо [27]. Из диаграммы видно, что при содержании в сплаве выше 0,2% железа оно выделяется в свободном состоянии или в виде силицидов железа FeSi [27] и Fe₃Si [28], что вызывает повышение твердости и уменьшение пластичности. Поэтому железо в эвердуре допустимо лишь в пределах 0,2—0,3%.



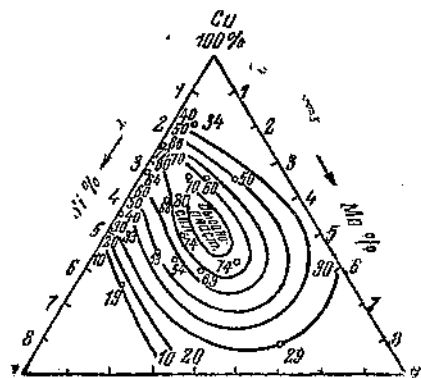
Фиг. 6. Влияние состава на прочность литых сплавов медь-кремний-марганец



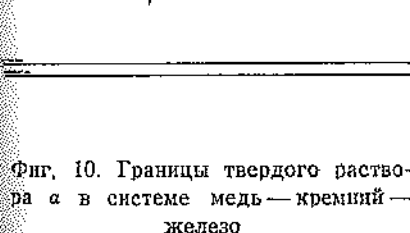
Фиг. 7. Влияние состава на удлинение литых сплавов медь-кремний-марганец



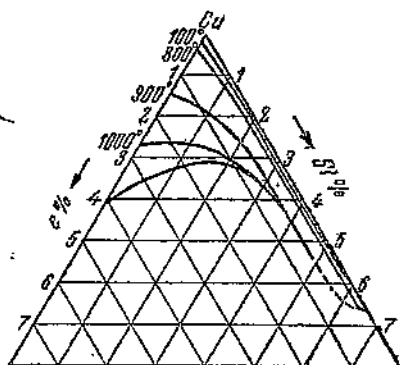
Фиг. 8. Влияние состава на прочность отожженных сплавов медь-кремний-марганец

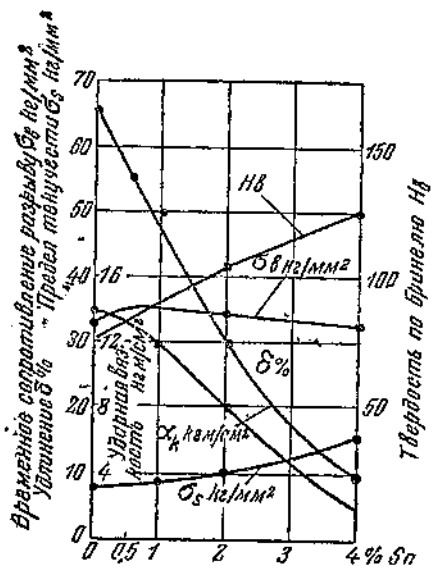


Фиг. 9. Влияние состава на удлинение отожженных сплавов медь-кремний-марганец

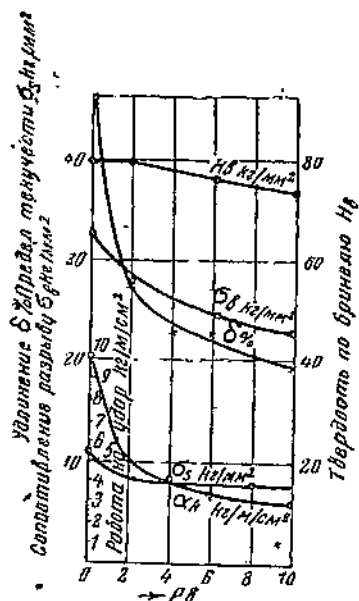


Фиг. 10. Границы твердого раствора в системе медь-кремний-железо





Фиг. 11. Влияние олова на механические свойства литой кремнистой бронзы, содержащей 3% Si



Фиг. 12. Влияние свинца на механические свойства литой кремнистой бронзы, содержащей 3% Si

На фиг. 11 показано влияние олова на механические свойства литой кремнистой бронзы БрКЗ с 3% кремния. Из диаграммы видно, что небольшие добавки олова очень резко понижают пластические свойства кремнистой бронзы. На эвердур, как показали наши работы, олово еще более интенсивно влияет в том же направлении. Поэтому в эвердуре, подвергающемся обработке давлением, олово не должно превышать 0,25%.

Влияние свинца на эвердур при обработке давлением весьма вредно.

При температуре горячей обработки эвердур гомогенен, следовательно, влияние свинца на эвердур аналогично его действию в α -латунях и других однофазных сплавах. Поэтому свинец в эвердуре, подвергающемся горячей обработке, допустим в количестве 0,02—0,03%, что подтверждается нашими исследованиями его влияния на свойства меднокремнистых сплавов (фиг. 12). Добавки цинка к кремнистым бронзам оказывают положительное влияние. Кремнистые бронзы типа Олимпик с небольшим содержанием цинка (1—2%) распространены за границей. Кремнистые латуни с большим содержанием цинка (15—30%) являются прекрасными сплавами для фасонного литья и для обработки давлением.

Однако пластичность эвердура под влиянием цинка в присутствии других примесей весьма резко снижается и, как показали наши опыты, допускать содержание цинка в прокатном эвердуре в присутствии олова и железа свыше 0,5% не следует.

Необходимо отметить, что сурьма, мышьяк, висмут, кальций, магний и сера чрезвычайно вредны и допускаются в эвердуре лишь в виде следов, т. е. до 0,002%, фосфор допустим до 0,05%.

С целью выяснения влияния примесей на обрабатываемость давлением, были проведены опыты до прокатки эвердура с различным содержанием примесей. Эвердур в холодном состоянии прокатывался на лабораторном стане до разрушения.

При деформировании образцов производились следующие наблюдения:

- а) допустимая деформация, %,
- б) появление первых трещин у торцов (в табл. 16 обозначено *),
- в) разрушение концов (в табл. 16 обозначено **),
- г) разрушение образцов (в табл. 16 обозначено ***).

Результаты указанных наблюдений помещены в табл. 16.

Опыты производились над серией из 6—10 образцов. Цифры, помещенные в табл. 16, являются средними из серии испытаний.

Из испытаний следует, что с повышением содержания кремния выше 3,5% пластичность эвердура резко снижается. Технологические свойства эвердура также весьма сильно снижаются под влиянием примесей, особенно при одновременном содержании более 0,25% Sn, 0,03 Pb и 0,5% Zn. Эти результаты вполне согласуются с данными механических испытаний и литературными данными.

Испытания антифрикционных свойств эвердура, содержащего различные примеси, производились на машине Амслера в паре с нормальной осевой сталью. Условия и результаты испытаний оведены в табл. 17.

Из табл. 17 видно, что эвердур обладает очень высокими антифрикционными свойствами. С повышением содержания суммы примесей антифрикционные свойства эвердура снижаются. Например, сплав № 3, содержащий 0,3% Sn, 0,35% Fe и более 1% Zn, имеет повышенный коэффициент трения в сравнении с нормальным сплавом № 1 и повышенный износ при сухом трении. Особенно резкое понижение антифрикционных свойств эвердура, содержащего сумму указанных примесей, наблюдается при длительных испытаниях со смазкой, в частности работа трения повышается вдвое с 20 000 до 40 000 кгм. Цинк не оказывает вредного действия на антифрикционные свойства, но вследствие резкого понижения пластичности эвердура содержание цинка в обрабатываемых сплавах более 0,5% не следует допускать.

2. Микроструктура

Микроскопическому исследованию подвергались образцы четырех опытных партий, содержащих различные примеси. Помимо того изучено строение эвердура с повышенным содержанием кремния, применяемого для фасонного литья.

№ спла- вов		Результаты испытаний										Примечание				
		Прокатка шла нормально										*	*			
1	0%	0	7,9	22,1	18,5	2,93	11,7	16,8	10	3,7	6,2	3,7	2,6	12	14	Сплав выдержал суммар- ное обжатие 88% и был еще достаточно пластич- ен
	мм	5,03	4,53	3,53	2,87	2,03	1,79	1,49	1,34	1,29	1,21	0,76	0,74	0,65	0,56	
2	0%	0	9,3	8,6	10,5	11	15,4	13,8	10,5	2,2	6,2	5,2	0,5	4,5	5,8	Допустимое суммарное обжатие 65%. При даль- нейшей деформации произошло разрушение, образцов
	мм	5,45	4,98	4,55	4,08	3,53	2,98	2,57	2,3	2,25	2,11	2,0	1,99	1,9	1,79	
3	0%	0	8,8	17	9,8	5,6	4,6	12,1	5,9	2,9	—	—	—	—	—	Допустимое обжатие 43,8%
	мм	4,85	4,42	3,67	3,21	3,03	2,89	2,54	2,39	2,32	—	—	—	—	—	
4	0%	0	10,9	13,6	8,7	3	7,6	1,3	—	—	—	—	—	—	—	Допустимое обжатие 43%, сплав очень жест- кий
	мм	4,79	4,27	3,69	3,37	3,27	3,02	2,98	—	—	—	—	—	—	—	

* Появление первых трещин у торцов.

** Разрушение концов.

*** Разрушение образцов.

Испытание со смазкой летним автомобилем

Без смазки

№ сплавов свойства	первое испытание 5 час.				второе испытание 10 час.				третье испытание 15 час				четвертое испытание 1 час			
	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4
Коэффициент трения . .	0,0085	0,0083	0,0023	0,0083	0,0073	0,00825	0,0141	0,008	0,007	0,0071	0,0128	0,0071	0,2—(0,4)	0,180	0,23	0,27
Износ бронзы, мг . . .	0,158	0,114	0,114	*	0,136	*	0,110	0,165	*	*	*	*	63,5	120		
Износ стали, потеря в весе, мг/см ² км . . .	0,0094	0,0287	0,0046		0,00765	0,028	0,0138		0,00075	0,00076	0,00076	0,00076	**	**	**	**
Работа трения, кгм . .	8930	8750	13550	8690	15450	17410	27720	16590	—	22670	40450	22570	(5500) ¹	6750	7950	9400
Удельное давление, кг/см ²	75	75	75	75	75	75	75	75	75	75	75	75	12,5	12,5	12,5	12,5
Продолжительность ис- пытаний, мин	300	298	300	300	600	600	600	600	900	900	900	900	60	63	60	60
Пройденный путь, м . .	6970	7040	7020	7080	13940	14170	14040	14160	20900	21200	21050	21200	1382	1485	1405	1415

1 В скобках показаны данные, имеющие отклонения от средних результатов.

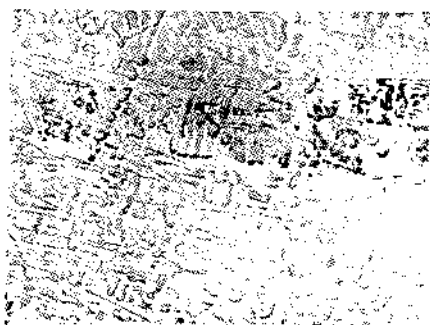
* Не определено по техническим причинам.

** Произошло увеличение веса.

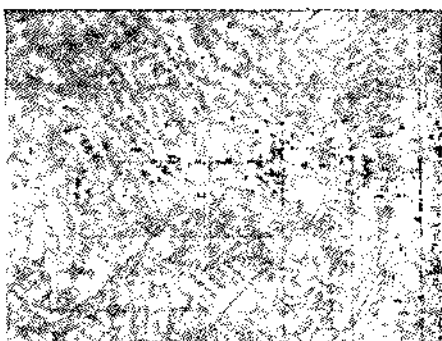
Результаты микроскопического анализа приведены в табл. 18. Из металлографического исследования эвердур видно, что кремний резко изменяет строение сплава. С увеличением кремния свыше 3,5%, в результате появления новой фазы Mn_2Si , наблюдается сильное уменьшение пластичности эвердур. Примеси олова, цинка, железа и свинца и особенно сумма указанных примесей значительно изменяют строение эвердур и его механические и физические свойства.

Таблица 18

№ микро-фотографий	Наименование сплава	Увеличение	Структурная характеристика
13а	Эвердур. БрКМц 3-1 нормального состава, см. табл. 7 сплав № 1	100	Структура дендритная, состоящая в основном из кристаллов α -фазы, имеются включения новой фазы Mn_2Si . Появление новой фазы объясняется тем, что сплав литой, т. е. система неравновесная. Травление 100% раствором персульфата аммония.



а

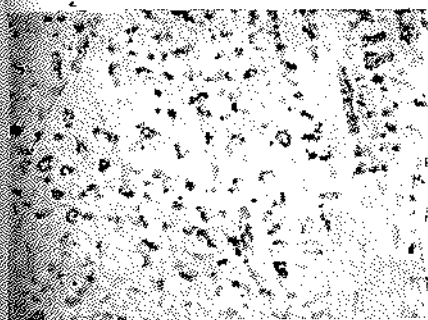


б

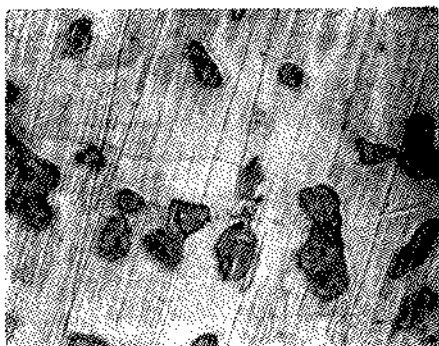
Фиг. 13. а, б, в, г, д, е, ж, з. Микрофотографии эвердур

13б	Эвердур, с повышенным содержанием примесей, см. табл. 7 сплав № 2	100	Картина та же, что и выше,
-----	---	-----	----------------------------

№ микро-фотографий	Наименование сплава	Увеличение	Структурная характеристика
13в	Эвердур. Сплав № 3 .	100	Строение дендритное, вторая фаза видна отчетливо.
13г	То же	500	Показана новая составляющая, которая по своему характеру аналогична β -фазе.

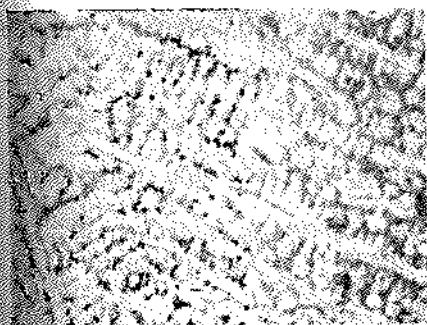


в

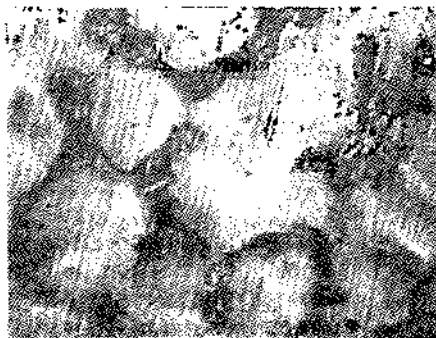


г

13д	Эвердур. Сплав № 4 .	100	Структура дендритная. Под влиянием цинка количество новой фазы резко возросло, в связи с чем пластичность сплава сильно понизилась.
13е	То же	500	

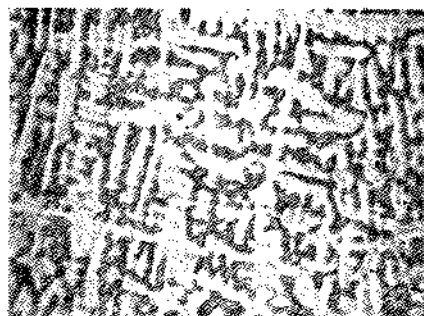


д



е

№ микро-фотографий	Наименование сплава	Увеличение	Структурная характеристика
13ж	Эвердур литейный, сплав с 4,40% Si, 1,15% Mn, 92,60% Cu, 0,10% Pb, 0,20% Sn, 0,35% Fe, 1,00% Zn	100	Сплав литой. Структура дендритная. Резкое возрастание новой фазы произошло под влиянием увеличения в сплаве кремния.
13з	То же	500	



жс



з

IV. Производственные испытания

Для подтверждения результатов лабораторных исследований были изготовлены четыре опытные партии эвердура в заводских условиях.

Из эвердура, содержащего различные количества вредных примесей, были отлиты по заводской технологии плоские и круглые слитки для разработки их на ленту и проволоку. Размер слитков следующий:

- а) плоские слитки $320 \times 35 \times 560$ мм,
- б) круглые слитки (конические) диаметром $(180-120) \times 600$ мм.

Плавка и отливка эвердура производилась при следующих условиях:

- 1) порядок загрузки: медь, отходы, кремний, марганец;
- 2) флюс, раскислитель и смазка изложниц не применялись;
- 3) температура металла в печи $1180-1200^\circ$;
температура при заливке $1080-1100^\circ$;
температура изложниц $80-100^\circ$;
температура насадки до 500° ;

4) скорости заливки:

время заполнения плоских изложниц 10—12 сек.,

время заполнения круглых изложниц 10—15 сек.

Химический состав опытных партий эвердур приведен в табл. 19.

Таблица 19

№ плавки	По шихте, %							По анализу, %						
	основные компоненты примеси							основные компоненты примеси						
	Si	Mn	Cu	Pb	Sn	Fe	Zn	Si	Mn	Cu	Pb	Sn	Fe	Zn
1	3	1	Остальное	0,02	0,1	0,1	0,1	2,87	1,01	95,46	0,02	0,13	0,45	0,1
2	3,5	1,5	"	0,02	0,3	0,3	1	3,47	1,51	92,95	0,03	0,22	0,67	1,08
3	3,75	1,2	"	0,03	0,3	0,3	1	3,79	1,04	93,14	0,03	0,26	0,31	1,35
4	3,5	1,5	"	0,1	0,5	0,5	3—5	3,66	1,35	88,46	0,09	0,51	0,84	5,08

Дальнейшая разработка на ленту и проволоку указанных партий эвердур по следующим схемам:

Разработка на ленту.

1. Прокатка на стане трио при температуре 820°

35 → 20 → 15 → 12 мм.

2. Правка, машинная шабровка и холодная прокатка

12 → 10,7 → 9,8 → 8,4 → 8

3. Отжиг и холодная прокатка с 8 до 2 мм за 10 проходов.

4. Отжиг при 500°, травление, шабровка и холодная прокатка с 2 до 0,6 мм в 10 проходов.

Разработка на проволоку

1. Прокатка при 820° на проволочном стане на катанку диаметром 7,3 мм.

2. Травление и однократное волочение до 5 мм.

3. Отжиг при 680—700°. Травление серной кислотой и волочение 4,2 → 3,7 → 3,3.

4. Отжиг, травление (в тех же условиях) и волочение 2,75 → 2,35 → 2,1 мм.

5. Отжиг, травление, волочение 1,75 → 1,53 → 1,38 мм

6. Отжиг, травление волочение 1,2 → 1,06 → 0,95 мм

7. Отжиг, травление, волочение 0,82 → 0,75 мм

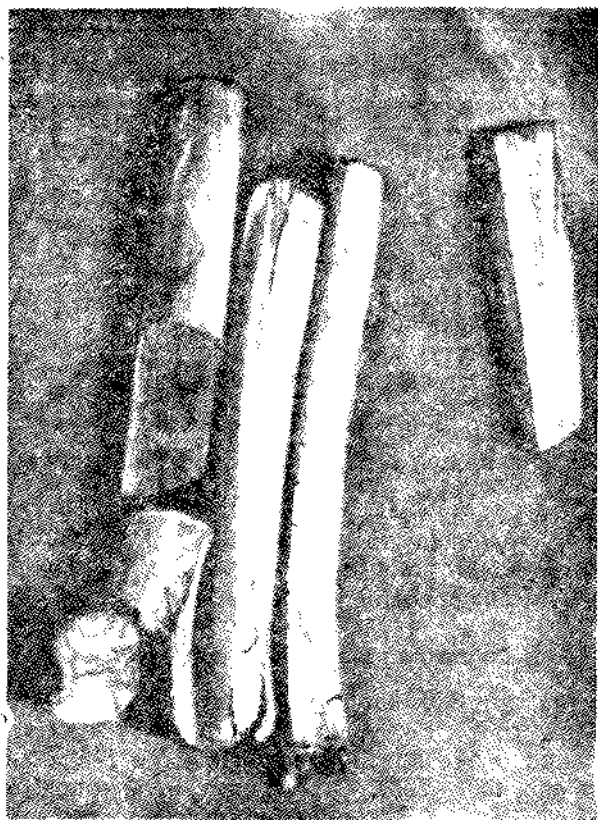
8. Отжиг, травление и волочение до 0,5 мм.

Результаты разработки опытных партий на ленту

Слитки из третьей и четвертой партий, содержащие повышенное количество вредных примесей, растрескивались при горячей прокатке. Слитки от первой и второй партий горячую прокатку выдержали вполне удовлетворительно.

Однако при дальнейшей прокатке на более тонкие размеры слитки второй партии также растрескались и разработку на ленту хорошо выдержали лишь слитки первой партии с пониженным содержанием вредных примесей.

При разработке на проволоку слитки второй, третьей и четвертой партий растрескались на первых же проходах горячей прокатки (фиг. 14).



Фиг. 14. Брак при горячей прокатке эвердур с повышенным содержанием примесей

Слитки первой партии отлично выдержали горячую прокатку и в дальнейшем прекрасно перенесли волочение по заводской технологии до тонких размеров.

Результаты механических испытаний полуфабрикатов эвердур от первой партии помещены в табл. 20.

Таким образом на производственных партиях вполне подтвердились выводы в отношении вредного влияния повышенного содержания примесей на технологические свойства эвердур.

Таблица 20

№ образ-ца	Проволока мягкая диаметром 5 мм		Проволока наклепанная диаметром 5 мм		Проволока наклепанная диаметром 2 мм	
	сопротивле-ние разрыву кг/мм ²	удлинение %	сопротивле-ние разрыву кг/мм ²	удлинение %	сопротивле-ние разрыву кг/мм ²	удлине-ние %
1	43	45	88,1	4	89,2	2,5
2	43,1	46	89,1	4	92,5	3
3	43,8	51	86	3,5	91,10	3
4	43,2	51,5	88,3	4	91,80	2
5	43,8	50	88,3	3,5	87,9	4
6	43,7	47	87,6	3	91,2	4

V. Выводы

1. Установлен оптимальный состав и допустимое содержание вредных примесей в эвердуре (см. табл. 1).
2. Результаты проверены практически в производственных условиях.
3. Уточнен ГОСТ на данный сплав.

Литература

1. Смирягин А. П., Сборник работ по металлообработке и сплавам. ОНТИ, стр. 174—195, 1937. Медные сплавы с кремнием.
2. Смирягин А. П., Литейное дело IV 8, стр. 3—11, 1939.
3. Смирягин А. П., Цветные металлы № 6 1936.
4. Серебряков А. Д., Подбор сплавов для сеток писчебумажной промышленности.
5. Кушакевич С. А., Исследование сплавов эвердура и кремнистой латуни, отчет завода «Красный выборжец», 19. 34.
6. Вол, Кремнистые бронзы и их промышленное применение, ОНТИ, 1935.
7. Smith. Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., 1930/31.
8. Voce, Inst. Met. т. 44, 1930.
9. Jakobs, Met. and Alloys, № 1 1933.
10. Johnson, Met. Ind. № 7 1932.
11. The Amer. Brass Co Anaconda (каталог).
12. Benoit, The Met. Ind., т. 55, стр. 151, 1939.
13. Piersol, In. of the Amer. Welding Soc., № 2. т. 12, стр. 22, 1933.
14. Kröhnke u. Masing. Die Korrosion d. Nichtisenmetalle u. deren Verlegungen, стр. 281, 1938.
15. Прейскурант на прокатно-тянутые изделия из цветных металлов (продукция заводов ЦМО), Металлургиздат, 1940.
16. Metals Handbook, 1939 Amer. Soc. for Met.
17. The Machinist, т. 83, № 38, стр. 643—654, 1939.
18. Берковский И. Я., Альбом технических свойств сплавов цеха № 4.
19. Hansen a. West J. Inst. Met., т. 54, стр. 95, 1934.
20. Corson. M. Rev. de Métallurgie, февраль—май, 1930.
21. Met. Progress, т. 30, стр. 229, 1936.
22. Вахрамеев, Texco, 19, № 101, 1938.
23. Delcroisette, Rev. Fonderie Moderne, т. 30, стр. 312, 1936.
24. Aerotechnica, III, № 2, 169, 1936.
25. Taylor Indian and East Engr., XI т. 79, № 4 и 5, 1936.
26. Смирягин А. П., Исследование тройной системы медь—кремний—цинк, Гинцветмет, 1940, отчет.
27. Hansen a. West, Inst. Met., т. 54, стр. 95, 1934.
28. Corson M., Rev. de Met., февраль—май, 1930.

СПЛАВЫ ДЛЯ ПРУЖИН БУРДОНА

1. Введение

При производстве трубок для бурдоновских пружин из оловянно-фосфористой бронзы заводы-изготовители встречаются с значительными технологическими трудностями. Фосфористая бронза плохо переносит горячую обработку давлением. В дальнейшем, в процессе волочения и при изготовлении из готовых трубок на заводах-потребителях пружин Бурдона (плющение и навивка), наблюдается значительный процент брака в виде трещин.

Таким образом подбор заменителя оловяннофосфористой бронзы для манометрических трубок, обладающего высокими механическими, физическими и коррозионными свойствами, а также высокими технологическими свойствами в отношении горячей прессовки и волочения и не содержащего дефицитного олова, представляет большой интерес для нашей промышленности.

II. Литературный обзор

Литература по изысканию новых материалов для манометрических трубок весьма немногочисленна. За границей [1] для изготовления манометрических бурдоновских пружин применяют следующие сплавы: 1) бронза фосфористая для изготовления манометров низкого и среднего давления; 2) сталь для аммиака; 3) фосфористая бронза листовая с паяным швом для манометров среднего давления; 4) листовая сталь для плоских пружин; 5) хромоникелевая сталь для манометров высокого давления. В СССР наиболее распространенными сплавами для манометрических трубок являются: 1) бронза оловяннофосфористая [2, 3] содержащая 3,5—4% Sn и 0,2—0,3% P; 2) латунь Л62 [4, 5]; 3) латунь Л70 [6]. Однако латуни Л62 и Л70 едва ли можно считать подходящими для указанных целей, вследствие низких пределов упругости и пропорциональности и модуля упругости. Помимо того данные латуни отличаются большим гистерезисом

имеют значительную склонность к общей коррозии и сезонному растрескиванию. Изучение [8] бериллиевой бронзы, содержащей 1,08% Be и 98,9% Cu, оловянноцинковой бронзы, содержащей 4% олова и 3% цинка, мельхиора 70/20 и стандартных латуней показало, что эти сплавы не имеют особых преимуществ для изготовления манометрических трубок.

Выгоднее брать сплавы с высоким пределом прочности на разрыв, так как трубки из них имеют более высокие предел пропорциональности, коэффициент прочности K и чувствительность.

Необходимо отметить, что физические величины, применяемые при испытании манометров в заводских условиях, имеют особый смысл и резко отличаются от общепринятых.

1. Предел пропорциональности есть величина давления, выше которого нарушается пропорциональность перемещения конца трубки при испытании на приборе Рухгольца.

2. Коэффициент прочности K есть отношение предела пропорциональности к максимальному давлению.

Если манометрическая пружина работает под давлением, близким к пределу пропорциональности, срок службы ее будет непродолжителен, поэтому максимальным давлением должна являться некоторая часть величины предела пропорциональности, что и определяет запас прочности. Для латунных манометрических пружин Бурдона коэффициент прочности должен быть равным 2.

3. Чувствительностью называется относительное перемещение конца трубки на единицу давления.

4. Упругое последствие, характеризующее величину остаточного гистерезиса, определяется 15-минутной выдержкой трубки под давлением, равным 50% от предела пропорциональности. Эту величину выражают в единицах шкалы или в процентах к максимальному значению шкалы данной трубки.

5. Усталостью трубки называется величина деформации, получающаяся под действием переменного давления, которая выражается в процентах к максимальному значению шкалы.

Термическая обработка значительно изменяет качество пружин [17, 18]. Выдержка пружины в течение 5 час. при 150° под предельным давлением улучшает ее качество настолько, что пружина не дает остаточной деформации, если даже манометр работает при температуре 125°.

По вопросу изготовления и испытания манометрических пружин Бурдона имеется значительная литература [6, 9, 10, 11, 14, 20].

Стандарты и технические условия на манометрические трубки учитывают лишь поверхностные дефекты и механические свойства, именно: временное сопротивление разрыву и относительное удлинение. Между тем необходимо предъявлять следующие высокие требования к механическим, физическим и коррозионным свойствам материалов для пружин Бурдона:

1) сплавы для манометрических пружин Бурдона должны обладать достаточной прочностью, высокими модулем упругости, пределом упругости и пределом пропорциональности, так как от бурдоновских пружин требуются высокие упругие свойства;

2) должны иметь высокий предел усталости и минимальный остаточный гистерезис, так как от этих свойств зависит долговечность и точность показания манометров;

3) должны быть достаточно устойчивы к действию коррозии;

4) должны быть удобны в условиях сборки и установки манометров, например, хорошо принимать лужение, пайку, полировку и пр.;

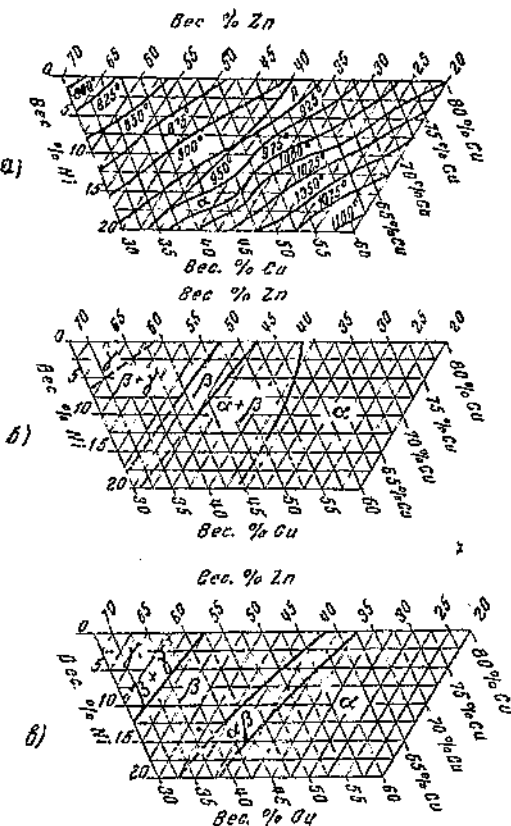
5) должны хорошо переносить технологическую обработку давлением, в частности горячую прессовку и волочение, давая высокий процент выхода годной продукции.

В этом отношении значительный интерес для манометрических пружин Бурдона представляют специальные латуни, содержащие никель [21—25 и 66], марганец [26—31], алюминий [32—37], кремний [38—45], фосфор [46], мышьяк [47] и другие более сложные сплавы.

Никелевые латуни изучены достаточно полно. Под влиянием никеля граница области твердого раствора α с повышением температуры заметно расширяется [23, 51], что видно из тройной диаграммы медь — никель — цинк (фиг. 1).

Механические, физические и коррозионные свойства медноцинковых сплавов под действием никеля повышаются, при этом весьма важно то обстоятельство, что данные сплавы не теряют своей пластичности и прекрасно переносят обработку давлением как в горячем, так и в холодном состоянии [21].

В результате систематического исследования никелевых латуней в лабораторных условиях нами установлено, что



Фиг. 1.

- а) Изотермы ликвидус в системе медь — цинк — никель.
 б) Границы фазовых превращений в системе медь — цинк — никель при 600°.
 в) Границы фазовых превращений в системе медь — цинк — никель при 400°.

наибольшей пластичностью наряду с высокими механическими свойствами обладает латунь ЛН65-5, содержащая 65% меди, 5% никеля и 30% цинка.

Алюминиевые латуни имеют в технике большое значение. Добавки алюминия резко улучшают антикоррозионные свойства медноцинковых сплавов. Механические свойства латуней под влиянием алюминия также весьма сильно повышаются. Алюминий резко изменяет структуру медноцинковых сплавов. Например, в латуни Л70 с увеличением содержания алюминия свыше 4% появляются новые составляющие β и γ . С появлением указанных фаз резко повышаются прочность и твердость данных сплавов и падает пластичность. Следовательно, практический интерес представляют главным образом латуни, содержащие менее 4% алюминия; так как они хорошо переносят обработку давлением. Из серии изученных нами алюминиевых латуней наибольший интерес для данного случая представил сплав, содержащий 68% Cu, 2% Al и 30% Zn. Введение в латунь указанного количества алюминия значительно повышает твердость, временное сопротивление на разрыв, предел текучести и пропорциональности без существенного изменения относительного удлинения и понижения способности данного сплава к деформации. Марганцовистые латуни отличаются высокими механическими свойствами, коррозионной устойчивостью и жаростойкостью. Марганец в латунях $\alpha + \beta$ значительно повышает пределы пропорциональности и упругости и временное сопротивление разрыву без снижения пластичности, и лишь с увеличением содержания марганца свыше 4% наблюдается понижение удлинения и ударной вязкости [52]. Наибольший интерес для манометрических пружин представила латунь, содержащая 62% Cu; 3% Mn и 35% Zn. Медноцинковые сплавы, содержащие в качестве специальных добавок мышьяк, фосфор и др., оказались интересными лишь с точки зрения повышения их коррозионной устойчивости.

Более сложные латуни, например сплавы типа «Кунналь», показали весьма высокие механические свойства, но изготовление из них манометрических трубок связано с существенными технологическими затруднениями.

III. Экспериментальная часть

Плавка опытной партии в заводских условиях проводилась в тигельных горнах и графитовых тиглях под покровом древесного угля. Металл заливался при 1150° в чугунные разъемные изложницы. Изложницы перед заливкой чистились, подогревались до 100° и смазывались мылонафтом. Диаметр слитков 87 мм; высота 750 мм.

Химический состав и механические свойства полученных сплавов в литом состоянии приведены в табл. 1.

Особенно интересной оказалась никелевая латунь, которая по своей пластичности показала результаты в полтора-два раза выше прочих сплавов. Слитки из никелевой латуни получились весьма хорошие и не имели ни внутренних, ни наружных литейных пороков. Алюминиевые латуни также дали хороший результат, и лишь литейная усадка была несколько больше, чем у прочих сплавов.

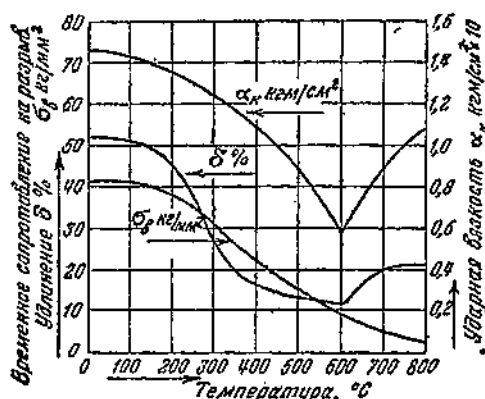
Наименование сплава	Химический состав, %							Механические свойства			
	Cu	Ni	Al	Mn	Sn	P	Zn	временное сопротивление при разрыве, кг/мм ²	предел текучести, кг/мм ²	удлинение, %	твёрдость по Бринеллю, кг/мм ²
Латунь никелевая ЛН65-5	65,68	5,84	—	—	—	—	Остальное по лите	30	—	60	65
Латунь алюминиевая ЛА70-2	70,22	—	2,49	—	—	—	То же	34	—	15	85
Латунь марганцовистая ЛМ62-2	62,68	—	—	1,81	—	—	„	40	16	45	80
Латунь Купналь	65,72	6,36	1,23	—	—	—	„	46	18	45	90
Латунь Л62	62	—	—	—	—	—	„	30	12	40	60
Бронза оловяннофосфористая	95,8	—	—	—	4	0,2	—	30	20	35	70

Значительно ниже по литейным свойствам марганцовистая латунь, показавшая большую склонность к образованию окисных пленок и поверхностных литейных дефектов.

Для выяснения температурного режима горячей прессовки никелевой латуни были произведены испытания при высоких температурах механических свойств и ударной вязкости.

Результаты испытаний приведены на фиг. 2. С повышением температуры наблюдается резкое снижение пластичности и прочности, достигающее максимальной зоны хрупкости при 600°. При дальнейшем повышении температуры ударная вязкость и удлинение возрастают.

Прессовка трубных заготовок на размер 27 × 23 производилась на 600-т вертикальном прессе, причем шашки с внешним диаметром 77 мм, внутренним 23 мм и высотой 102 мм легко прессовались при температуре 750—800°, шашки же с внешним диаметром 97 мм, внутренним 23 мм и высотой 130 мм прессовались значительно труднее и лишь при температуре 850—870°. Алюминие-



Фиг. 2. Изменение механических свойств никелевой латуни ЛН 65-5 в зависимости от температуры

соединения при температуре 750—800°, шашки же с внешним диаметром 97 мм, внутренним 23 мм и высотой 130 мм прессовались значительно труднее и лишь при температуре 850—870°. Алюминие-

вая латунь показала примерно те же результаты, однако требовалась повышенных давлений. Марганцовистая латунь при прессовке в тех же условиях оказалась более трудной и требовала более высоких давлений прессования. При прессовке марганцовистой латуни на поверхности трубных заготовок происходило наволакивание тонких пленок окислов, которые в дальнейшем удалялись ручной шабровкой. Очень трудно протекала прессовка латуни «Кунналь».

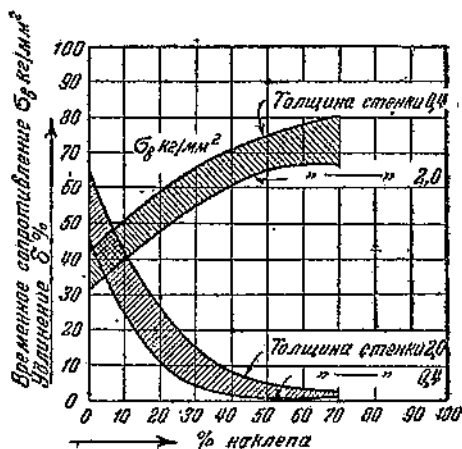
При проведении данных опытов в отношении простоты технологии резко обнаруживались преимущества никелевой латуни. В отношении алюминиевой латуни необходимо отметить ее жаростойкость. Алюминиевая латунь после нагрева и горячей прессовки совершенно не имела на поверхности окалины и даже потемнения; трубные заготовки получались чистыми — блестящими, марганцовистая же латунь покрывалась слоем темной окалины.

Для установления рациональной технологии изготовления манометрических трубок были построены диаграммы изменения механических свойств в зависимости от наклепа при волочении манометрических трубок до конечного размера. Диаграмма наклеп — свойства никелевой латуни показана на фиг. 3. Никелевая латунь оказалась весьма вязким сплавом и позволила значительно сократить число операций при волочении, причем ни обрывов, ни других видов брака при ее протяжке не наблюдалось. Данный сплав легко переносил наклеп 60—70 %, допуская деформацию до 30 % за один проход. Остальные сплавы оказывались более трудными при волочении, так как значительно быстрее наклепывались.

Технологические схемы волочения манометрических труб из никелевой латуни на размеры: 1) овал $7,5 \times 5$ с толщиной стенки 1 мм, 2) овал $7,5 \times 5$ с толщиной стенки 0,5 мм, 3) круг $7,15 \times 6$ и 4) круг $7 \times 6,2$ приведены в табл. 2.

При изготовлении манометрических трубок по вышеуказанному технологическому процессу после третьей и шестой протяжки производится отжиг.

Оптимальными условиями отжига в отношении температуры и времени очевидно будут такие, при которых данный сплав, получая необходимую пластичность, будет иметь достаточно измельченную структуру. Нами установлено, что наилучшие результаты при волочении отожженных трубок данного сплава получаются при

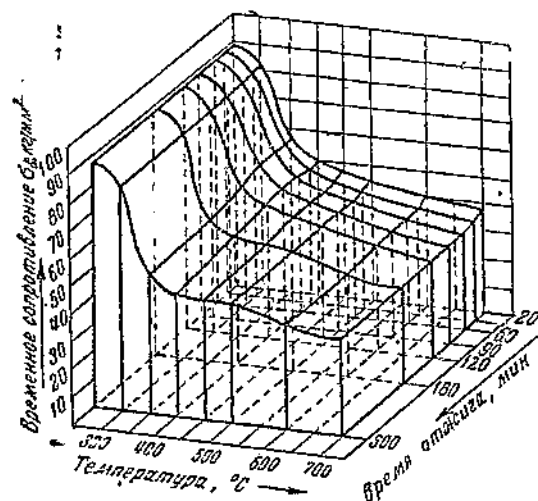


Фиг. 3. Изменение механических свойств манометрических трубок из никелевой латуни с толщиной стенки от 2 до 0,4 мм в зависимости от наклепа

Таблица 2

Наименование операций	Овал		Круг	
	7,5×5—1	7,5×5—0,5	7,15×6—0,575	7×6,2—0,4
Заготовка	—	27×23	—	—
Протяжка на холоду	—	—	—	—
болтовая	—	24,4×21	—	—
То же	—	21,8×19	—	—
Протяжка, отжиг 650° 1 ч.	—	19,4×17	—	—
Протяжка болтовая . .	6×14	17×15	—	—
То же	12,5	15,6×14	—	—
отжиг 650° 1 час . . .	10	13,4×2	—	—
Протяжка болтовая . .	8,6×7,6	11,2×10	—	—
То же	6,6	10×9	9,2	10×9
на холоста	—	8,94×8/6,6	—	8 9
Профилировка	7,5×5	7,5×5	7,15×6	7×6,2
Нормализация 300° 1 час	—	—	—	—

средней величины зерна 60 μ . При этих условиях материал достигает оптимальных пружинящих свойств и величина так называемого «последственного гистерезиса» практически равна нулю. В процессе же волочения эти условия характеризуются отсутствием обрывов.



Фиг. 4. Изменение временного сопротивления разрыву манометрических трубок из никелевой латуни ЛН 65-5 размером 7×6,2—0,4 с наклепом 74,2% в зависимости от температуры и времени отжига

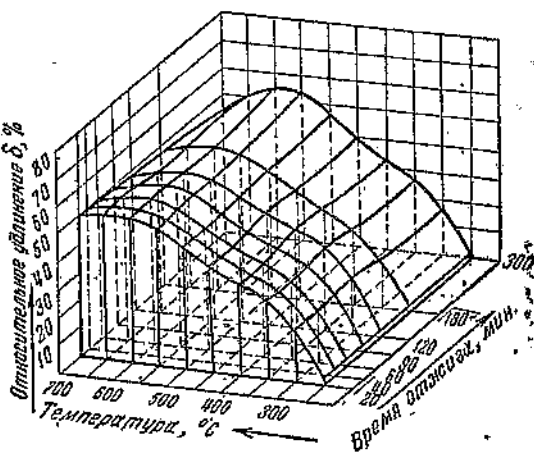
Для установления оптимальных условий промежуточного отжига нами было изучено влияние температуры и времени отжига на механические свойства манометрических трубок и величину зерна. Результаты показаны на диаграммах фиг. 4, 5 и 6. Из диаграмм видно, что оптимальной температурой отжига является 650° при выдержке 1 час.

Готовые манометрические трубки подвергались стабилизирующему отжигу при температуре 300° в течение одного часа. Стабилизация на-

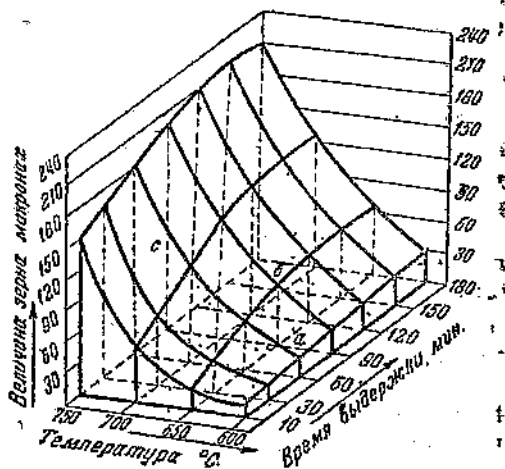
пряженного материала необходима по следующим причинам: 1) низкотемпературный отжиг, не понижая механических свойств сплава, снимает внутренние напряжения, в связи с чем повышается устойчивость материала в отно-

цении пружинящих свойств, предела усталости, упругости и гистерезиса, 2) стабилизация предохраняет материал от коррозионного растрескивания, происходящего главным образом и наиболее интенсивно при наличии напряжений первого рода в деформированном металле. Стабилизирующему отжигу, следовательно, необходимо подвергать не только готовые манометрические трубки, но и пружины Бурдона, так как при изготовлении их в процессе плющения и навивки они получают значительный дополнительный наклеп.

Овальные манометрические трубки размерами $7,5 \times 5$ мм при толщине стенок 1 мм из вышеуказанных сплавов, изготовленные по вышеприведенной технологии, подвергались испытанию в отношении механических и физических свойств наряду с трубками из оловянно-фосфористой бронзы и латуни Л62. Эти испытания показали, что по механическим и упругим свойствам наилучшим сплавом является никелевая латунь ЛН 65-5. Предел и модуль упругости, характеризующие наиболее полно пружинящие свойства сплава, у никелевой латуни значительно выше, чем у оловянно-фосфористой бронзы и латуни Л62. Опыты по определению остаточного гистерезиса показали, что никелевая латунь является наиболее капризным сплавом при производстве пружин Бурдона, так как в этих испытаниях до предела текучести петли остаточного гистерезиса не было обнаружено.



Фиг. 5. Изменение относительного удлинения манометрических трубок из никелевой латуни ЛН 65-5 размером $7 \times 6,2 - 0,4$ с наклепом 74,2% в зависимости от температуры и времени отжига



Фиг. 6. Изменение величины зерна никелевой латуни ЛН 65-5, наклепанной до 62,9% в зависимости от температуры и времени отжига

Результаты испытаний механических свойств манометрических трубок приведены в табл. 3.

Таблица 3

Наименование сплава	Модуль упруго- сти кг/мм ²	Предел упруго- сти кг/мм ²	Времен- ное со- против- ление разрыву кг/мм ²	Удлине- ние, %
Латунь никелевая ЛН 65-5	14100	30	63,4	4—8
Латунь алюминиевая ЛА 70-2	11700	26,3	60	5
Латунь марганцовистая ЛМ 62-2	14400	27,8	61,7	3—5
Латунь Л 62	11600	15,3	42,9	12
Бронза фосфористая БрОФ 4-0,2	12600	18,5	57	1,5—3

Испытания на коррозию были проведены на трубках, как наклепанных, так и отожженных: 1) в атмосфере воздуха, 2) в морской дальневосточной воде, 3) в растворах хлористого натрия, щелочей, серной и соляной кислот разных концентраций, в аммиаке и органических веществах [59—65].

Трубки, подвешенные на деревянную рамку, были помещены на крыше паровозного депо, где помимо атмосферного влияния они подвергались воздействию отходящих газов паровозных топок. Данные трубки подвергались систематическому осмотру в течение 225 дней.

Наилучшие результаты при этих испытаниях показали трубки из никелевой латуни. Нормализованные и наклепанные трубки из данного сплава отлично выдержали вышеуказанный срок испытаний. Трубки из оловянно-фосфористой бронзы растрескались в этих условиях через 140 дней. Наклепанные трубки из алюминиевой латуни, марганцовистой латуни и Л62 растрескались через 62 дня.

Трубки из никелевой латуни помимо того подвергались испытанию на коррозионное растрескивание в 10%-ном растворе азотнокислой ртути в присутствии азотной кислоты в количестве 13 см³/л. После погружения указанных образцов на два часа и лежания их на воздухе в течение 10 суток не обнаружено поверхностных дефектов, трещин и разъедания. Кроме того, производилось испытание манометрических трубок из указанных 5 сплавов на коррозионное растрескивание в атмосфере 10%-ного раствора аммиака в течение 24 час.

Данное испытание выдержали лишь нормализованные трубки из никелевой латуни и фосфористой бронзы. Трубки же из латуней алюминиевой, марганцовистой и Л62 в данных условиях растрескались.

Таким образом никелевая латунь дала наилучшие результаты по всем видам испытаний и оказалась полноценным заменителем

фосфористой бронзы при производстве манометрических пружин Бурдона.

На основании лабораторных исследований и заводских опытов установлен следующий химический состав никелевой латуни: 64—67% Cu; 5—6,5% Ni; остальное Zn. Допустимое содержание примесей: 0,15% Fe; 0,03% Pb; 0,005% Sb; 0,002% Bi, сумма вредных примесей не более 0,3%.

Характеристика механических и физических свойств никелевой латуни ЛН 65-5 дана в табл. 4.

Таблица 4

№ по пор.	Механические и физические свойства	Величины	Примечание
1	Температура полного расплавления в °C	960	
2	Удельный вес	8,65	
3	Удельное электросопротивление R_{20} ом/мм ²	0,146	
4	Коэффициент линейного расширения α 20—400°	$18,2 \times 10^{-6}$	Определено на манометрических нормализованных трубах
5	Нормальный модуль упругости, кг/мм ²	14100	
6	Предел упругости, кг/мм ²	30	
7	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²		
	а) литой образец	30	
	б) деформирован и отожжен	38	
	в) наклепан на 200%	50	
	г) » » 500%	67	
	д) » » 800%	82	
8	Относительное удлинение, %:		
	а) литой	60	
	б) деформирован и отожжен	65	
	в) наклепан на 200%	25	
	г) » » 500%	4	
	д) » » 800%	1,5	
9	Твердость по Бринеллю, кг/мм ²	65	В литом состоянии Смазка—автол.
10	Коэффициент трения со смазкой	0,009	Пара-осевая сталь
11	» » без смазки	0,20	
12	Коррозионная устойчивость:		
	а) в атмосферных условиях	Отличная	
	б) в морской и речной воде	»	
	в) в атмосфере кислорода	»	
	г) в азотнокислой ртути	»	
13	Обработываемость в горячем и холодном состоянии	»	
14	Структура	Однофазная	
15	Температура в °C:		
	а) литья	1150	
	б) прокатки	850—870	
	в) прессовки	750—850	
	г) отжига	650	
	д) нормализации	300	

Для проверки манометрических трубок на заводах-потребителях была изготовлена валовая партия труб из никелевой латуни в про-

изводительных условиях. Плавка велась в печи Аякс на чистых металлах под углем. Заливка производилась при температуре 1150° в водоохлаждаемые изложницы. В качестве смазки применялся мылонафт. Прессовка и волочение производились по установленной технологии. При прессовке на горизонтальном прессе значительный интерес представляло выяснение величины прессутяжки, так как прессовка производилась без рубашки с прошивкой прессостатка. Проведенное наблюдение за обрезкой заготовок с заднего конца показало, что прессутяжка в никелевой латуни незначительна. Из пятнадцати заготовок прессутяжка обнаружена лишь на четырех, причем в одной заготовке утяжка шла на глубину 150 мм и в трех на 300 мм. При этом установлено, что оптимальными условиями прессования слитков диаметром 200 мм является температура 800° при скорости 2,5 м/мин. Оптимальными условиями прессования трубных заготовок на вертикальном прессе является температура 800° из контейнера 80 мм.

Выход годных трубок из никелевой латуни практически составил 50%, выход же годного по оловяннофосфористой бронзе, согласно заводским операционным картам и практическим данным, составляет 10%. Таким образом выход годного по манометрическим трубкам из нового сплава по разработанной нами технологии в пять раз выше, чем по фосфористой бронзе.

Экономический эффект от перехода на новый сплав при производстве пружин Бурдона, благодаря снижению брака, очень высокий — 12 000 руб. на тонну готовой продукции.

При испытании манометрических трубок из никелевой латуни на заводах-потребителях получены положительные результаты. Бурдоновские пружины из никелевой латуни выдержали предварительные испытания и по отзывам заводов, изготавливающих манометры, являются полноценными заменителями пружин, изготовленных из оловяннофосфористой бронзы.

IV. Выводы

1. Найден сплав, который по механическим и физическим свойствам и коррозионной устойчивости является полноценным и более качественным заменителем оловяннофосфористой бронзы. Состав нового сплава: 64—67% Cu; 5—6,5% Ni; остальное — Zn.

2. Разработана технология литья, прессовки и волочения нового сплава, проверенная на валовой партии в заводских условиях и обеспечивающая выход годной продукции в пять раз выше, чем у оловяннофосфористой бронзы.

3. Предварительные испытания манометрических трубок из никелевой латуни на заводах, изготавливающих манометры, дали положительный результат.

Литература

1. Кобертц Г., Точная индустрия № 2, стр. 6—9, 1933.
2. Технические условия на трубки оловяннофосфористой бронзы ЦМТУ № 315—41.

3. Технические условия на трубы латунные ЦМТУ 311—41 ГОСТ 494—41.
4. Общесоюзный стандарт ОСТ ЦМ115—40.
5. Общесоюзный стандарт на трубы латунные манометрические ОСТ ЦМ620—39.
6. Попов Д. С., Точная индустрия № 4 и 5 1935.
7. Chemical Abstracts № 8, стр. 2876, 1939. Британский патент № 495562, 1938.
8. Жоховский М. К., Точная индустрия, № 10 и 12, 1937.
9. Шпланов Г. В., Теория, расчет и методы конструирования авиационных приборов ОНТИ, 1936, стр. 189.
10. Дроздов Ф. В., Детали точного аппарата- и приборостроения, ОНТИ, 1936, стр. 92—105.
11. Авиационные приборы, под ред. Френкеля. Гос. воен. изд., 1934, стр. 242.
12. Федосеев В. И., Расчет тонкостенных трубок Бурдона эллиптического сечения энергетическим методом, М., Оборонгиз, 1940, стр. 96.
13. Lammer H. B., Nat. Eng., т. 43, № 1, § 41—50, 1939.
14. Кондыба В. В., Измерительная техника, № 11 и 12, 1940; стр. 32—35; 1940, № 3, 1941.
15. Instruments № 3, 1937; Реф. Точная индустрия, № 8, 1937, стр. 22.
16. Ланкстлейзер В. Точная индустрия № 2, 1933, стр. 10—12.
17. Жоховский М. К., Точная индустрия № 12, 1934, стр. 11—15. 1934.
18. Жоховский М. К., Точная индустрия № 1 и 2, 1934.
19. Жоховский М. К., Точная индустрия № 2, 1935, стр. 5—13.
20. Говоров и Вольский, Точная индустрия № 6, 1938, стр. 15—17.
21. Смирягин А. П., Подбор сплавов для быстроходных сеток бумажных машин. Цинкоцветмет, 1942, Отчет.
- 22a. Price W. B. и Grant C. G., Trans Amer. Inst. Min. Met. Eng., т. XX, 1924, стр. 328—341.
22. Cournot J., Revue de Metallurgie, 1927, стр. 751.
23. Bauer u. Hansen, Z. f. Metallkunde, № 5, 6, 11, 12, 1929.
- 24a. Ostroga F. M., Rev. Met., т. XXII, 1925, стр. 776—786.
24. Schramm I., Diss. Bergakademie, Freiberg, 1935 (см. 66).
25. Guillet L., Rev. de Met., т. X, 1913, стр. 1130—1141; т. XVII, 1920, стр. 484—493; т. XXII, 1925, стр. 383—394.
26. Likermore F. A., Met. Industry, № 8, 1932, стр. 175.
27. Lewis, Journ. Soc. Chem. Ind., т. 21, стр. 842.
28. Vickers, Ch. Foundry, № 18, 1932.
29. Reinglass, P., Chem. Technologie der Leierungen, Leipzig, 1926, стр. 360.
30. Bauer u. Hansen, Z. f. Metallkunde, № 25, 1933, стр. 17.
31. Смирягин А. П., Литейное дело № 8, 1939. Специальные бронзы и латуни.
32. Blumental, B., V.D.I., т. 76, 1932, стр. 43.
33. Bauer u. Hansen, Z. f. Metallkunde, 1932, стр. 1—5.
34. Newton a. Wragg, The Journal of the Institute Metals, т. 46, 1931, стр. 383.
35. Cuivre et Laiton, т. 4, 1931, стр. 501—503.
36. Aluminium, т. 14, 1932, стр. 6.
37. Engineering Alloys. Amer. Soc. for Metals, 1936.
38. Vaders E., Inst. Met. London, т. 44, 1930, стр. 365—370.
39. Richards, Met. Ind. London, № 10, 1934, стр. 269.
40. Смирягин А. П., Цветные металлы № 6, 1936.
41. Смирягин А. П., Сборник исследовательских работ Цинкоцветмета, ОНТИ, 1936.
42. Metals Handbook. Edition. Amer. Soc. for Metals, 1939.
43. Смирягин А. П., Сборник работ по обработке и сплавам, ОНТИ, 1937, стр. 174—196.
44. Tokiji Ichikawa J. Inst. Met., т. 43, 1930, стр. 469.

45. World Eng. Congress. Tokyo, 1929, paper № 613.
46. Ostermann, Z. f. Metallkunde, февраль, 1934.
47. Stanley I., Inst. Met., т. 44, 1931, стр. 25—52.
48. Smollev, O., Giesserei Zeitung, 1923, стр. 199—204.
Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., т. XXIII, 1926, стр. 802—805.
49. August le Tomas, Rev. de Met., июль 1932.
50. Christen, Schweizerische Technische Zeitschrift, т. 29, 1932, стр. 725.
51. Tafel V. E., Metallurgie, т. 14, 1907, стр. 780—785, т. 5, 1908;
стр. 414—428.
52. Guillet L., Rev. de Met., т. 2, 1905, стр. 105—111, т. 3, 1906;
стр. 258—262.
53. Keinert M., Gewerbliche Metallkunde, т. 2, 1926.
54. Ledebur A. u. Baner O., Die Legierungen, 1924, стр. 310.
55. Voel u. Pocher W., Z. f. Metallkunde, №№ 10, 11, 1929.
56. Ichiwara, Sci Rep. Tôhoku Univ. First. series, т. 19, 1930,
стр. 504—508.
57. Sahmen K., Z. f. anorg. Chemie, т. 57, 1908, стр. 20—26.
58. Persson E., Z. f. physik chem. Abstr., т. 9, 1930.
59. Смирягин А. П., Сплавы в морском судостроении, Москва, Цинно-
цетмер, 1941. Отчет.
60. Ritter F., Korrosionstabellen Metallischer Werkstoffe Wein., 1937.
61. Bauer O., Krönke u. Masing G., Korrosion Metallischer
Werkstoffe, Leipzig, 1936.
62. Evans, V. K., Metallic corrosion, passivity and protection. London.
1937.
63. Rabald E., Werkstoffe u. Korrosion. I Band. Leipzig, 1931.
64. Masing G., Wunder W. u. Groeck. H., Werkstoff Handbuch.
Berlin., 1928.
65. Mc. Kay K. I. a. Worthington R. G. Korrosion resistance of
metals and alloys. New-York., 1936.
66. Schramm J., Kupfer—Nickel—Zink—Legierungen. 1935., Verlag
Konrad Tritsch, Würzburg.

ХРОМИСТЫЕ БРОНЗЫ

I. Введение

Целью работы являлось изыскание и исследование сплавов, обладающих высокими механическими свойствами, поддающихся обрабатыванию и механической обработке давлением.

Для разрешения поставленной задачи систематически изучено влияние хрома на свойства медноникелевых сплавов, алюминиевых бронз и кремнистых бронз. Для определения оптимальных условий термической обработки, ориентировочно определена граница насыщения области твердого раствора α в тройной системе медь — никель — хром (медная сторона) и изучена кинетика распада твердого раствора α в указанных группах сплавов.

II. Литературный обзор

1. Специальные бронзы с хромом

Медные сплавы с добавкой хрома представляют значительный интерес для нашей промышленности. Вследствие сильного понижения растворимости хрома в меди с падением температуры наблюдается при соответствующих условиях термообработки значительный эффект облагораживания указанных сплавов.

Исследования Гунтера и Зебаст [1] показали, что в ряде сплавов меди с хромом после механической и термической обработки прочность повышается до 55—60 кг/мм², причем электропроводность, что особенно важно, снижается незначительно. В частности, электропроводность меди с 0,5—1% хрома составляет 50—60 % чистой меди.

Значительный интерес представляют меднохромовые сплавы с добавками третьих элементов: кремния [2], никеля [3], серебра [4] и др.

Наиболее полным исследованием меднохромовых сплавов, а также сплавов меди с силицидами никеля, кобальта, железа и др. является работа Корзона [2]. Автор весьма обстоятельно изучил

механические свойства, электропроводность, структуру, коррозионные и литейные свойства, а также вопросы термической и механической обработки вышеуказанных сплавов.

На фиг. 1 показано изменение механических свойств меди в зависимости от содержания хрома (пулктир) и силицида хрома Cr_2Si .

В — сопротивление на разрыв сплавов $\text{Cu}-\text{Cr}$ после облагораживания;

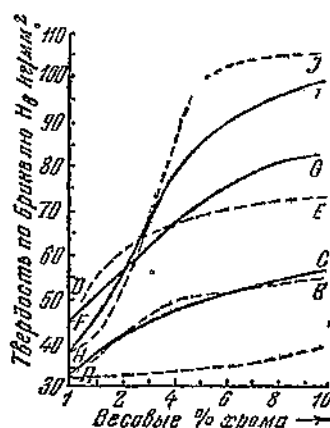
С — то же для сплавов $\text{Cu}-\text{Cr}_2\text{Si}$;

Е — то же для сплавов $\text{Cu}-\text{Cr}$ после облагораживания и последующей холодной деформации на 50%;

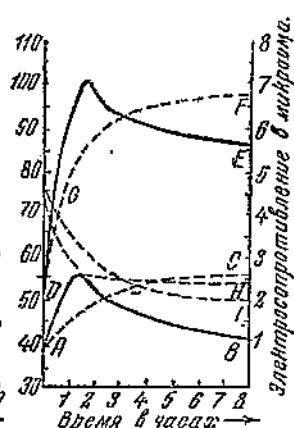
Г — то же для сплавов $\text{Cu}-\text{Cr}_2\text{Si}$;

і — твердость по Бринеллю сплавов $\text{Cu}-\text{Cr}$ после облагораживания.

ј — твердость по Бринеллю сплавов $\text{Cu}-\text{Cr}_2\text{Si}$ после облагораживания.



Фиг. 1. Влияние хрома на твердость и прочность меди



Фиг. 2. Влияние времени отжига на электропроводность и механические свойства хромистых бронз

На фиг. 2 показано изменение механических свойств и электропроводности в сплавах $\text{Cu}-\text{Cr}_2\text{Si}$ в зависимости от времени отжига.

В — сопротивление на разрыв;

Е — твердость по Бринеллю;

Н — электропроводность после облагораживания при температуре 550° ;

С, F, і — то же при 450° .

В табл. 1 показано изменение крепости и электропроводности сплавов $\text{Cu}-\text{Cr}_2\text{Si}$.

Особо важное значение приобретают сплавы меди с хромом для изготовления электросварочных контактов, головок цилиндров для двигателей внутреннего сгорания и прочих деталей, где наряду с

Таблица 1

Содержа- ние Cr, Si %	После облагораживания		После облагораживания с после- дующей протяжкой 40%	
	сопротивление разрыву кг/мм ²	электропровод- ность в % от чистой стандарт- ной меди	сопротивление разрыву кг/мм ²	электропровод- ность в % от чистой меди
0,25	30	90	40	88
0,50	35	86	50	88
1,00	40	80	60	7

высокими механическими свойствами от материала требуется значительная электропроводность и теплопроводность [5, 6, 7, 8].

Работы Девиса [5] и Ларсена [6] показали особые преимущества меднохромовых сплавов с добавкой кремния и цинка при изготовлении проволоки для контактной сварки.

Ими установлено, что для получения оптимальных свойств необходимо соблюдение следующих условий: 1) гомогенизация — отжиг в течение получаса при 1000° с последующей быстрой закалкой в воде; 2) холодная деформация — протяжка; 3) дисперсионное твердение — отпуск в течение 3 час. при 450—550°.

Механические свойства и электропроводность сплава, содержащего 0,89% Cr; 0,09% Si; 0,07% Fe и остальное Cu, в зависимости от обработки даны в табл. 2.

Таблица 2

Свойства Состояние материала	Электропро- водность при 20°	Твердость по Роквеллу шкала В	Сопротивле- ние разрыву кг/мм ²	Удлине- ние %
Материал (после закалки) . . .	35	30	31	40
Подвергнутый старению при 500° в течение 3 час. . . .	75	70	49	20
Холодотянутый	35	65	40	11
Холодотянутый и подвергну- тый старению при 450° 3 часа	75	82	54	16

Таким образом сплавы меди с хромом, а также другие медные сплавы, способные к дисперсионному твердению, имеют большое практическое значение [9, 10].

Эти сплавы нашли широкое применение при изготовлении проводов для троллейбусов, телеграфа, для передач на короткое расстояние, в оборонной промышленности (кабели для взрыва мин).

для изготовления электрических контактов, лопаток паровых турбин, плоских и спиральных пружин, колец коллекторов, цилиндров для тиснения в текстильной промышленности и для изготовления трубок, прутков и прочих деталей в химической промышленности. Необходимо отметить, что под влиянием добавок хрома медь и медные сплавы весьма сильно повышают свою коррозионную устойчивость; в частности сплавы с повышенным содержанием хрома и добавками никеля отличаются высокой коррозионной устойчивостью [2, 3, 4].

В табл. 3 приведены характеристики механических и физических свойств некоторых медных сплавов, способных к облагораживанию при старении.

Добавка хрома значительно повышает жароустойчивость медных сплавов [11]. Например, температура размягчения меди при добавке 0,3% Cr повышается на 100° , а алюминиевые бронзы А7 после добавки 0,25% Cr — на 200° .

Задерживающее влияние хрома на рост зерна в медных сплавах имеет большое практическое значение [2, 11, 12].

Например, алюминиевая бронза после отжига при 700° имела величину зерна 0,1 мм, размер зерна той же бронзы с добавкой 0,25% Cr после такого же отжига был в 10 раз меньше—0,01 мм. Наконец, меднохромовые сплавы представляют огромный интерес для промышленности как антифрикционный материал [13, 14, 15]. Сплавы меди с хромом, алюминиевые бронзы с хромом и более сложные сплавы, типа хромакс [14] рекомендуются для изготовления из них ответственных подшипников.

2. Диаграммы состояния медь—хром, медь—никель, хром—никель и медь—хром—никель

Исследованию диаграммы состояния медь—хром посвящен целый ряд работ. Впервые указанную диаграмму исследовали Гийе [16] в 1906 г. и Гиндрикс [17] в 1908 г. Дальнейшими исследованиями Зидшляга [18] и Корзона [2] диаграмма была значительно уточнена. Система медь—хром представляет собой случай весьма ограниченной растворимости одного компонента в другом как в жидком, так и в твердом состоянии. По Гиндриксу при температуре выше 1465° зона расслоения в жидком состоянии простирается на сплавы, содержащие от 5 до 95% Cr.

По Зидшлягу зона несмешиваемости значительно меньше (см. фиг. 3). Первая эвтектика (монотектика) по последним данным лежит при температуре 1470° и содержит 93% Cr, а монотектическая горизонталь простирается до 37% Cr.

Вторая эвтектическая линия лежит при температуре 1076° , а эвтектическая точка отвечает сплаву, содержащему 1,5% Cr.

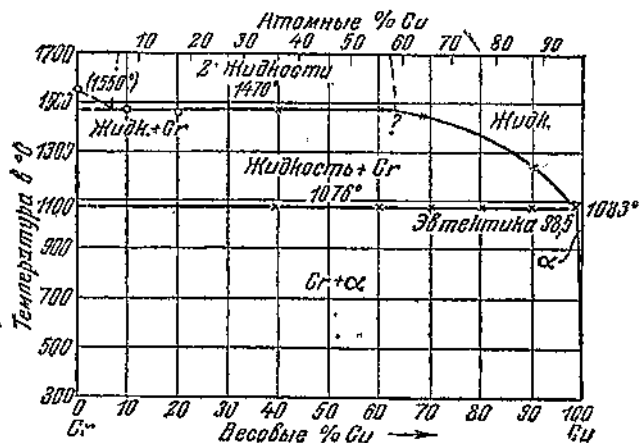
Растворимость хрома в меди в твердом состоянии определена недостаточно точно. Максимальная растворимость наблюдается при температуре эвтектики 1076°C при содержании 0,5—0,65% Cr. С понижением температуры растворимость хрома резко снижается.

Таблица

Наименование и состав сплава	Состояние материала	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел упру- гости, кг/мм ²	Удлинение %,	Твердость по Бринеллю кг/мм ²	Твердость по Роквеллу шкала В	Электропро- водность
Медь	Мягкая	22	3,5	38	44	—	100
	Холоднотянутая . .	35	8,5	18	90	58	98
Хромистая медь 0,5—1%	Обработана механи- чески и термически	55	—	—	140	—	50
Cr 0,89%	1) Холоднотянутый и	54—56	—	16	—	82	75
Si 0,09%	облагороженный . .						
Fe 0,07%	2) Мягкий	31	—	40	—	30	35
Си остальное							
Cr 0,5%	1) Литой	19	3	50	45	—	45
Zn 0,2%	2) Облагороженный	38	23	20	100	—	83
Си остальное							
Cr 0,4%	Облагороженный . .	38	25	10—15	140	76	75
Be 0,1%							
Си остальное							
Купалой Cr 0,5%	Облагороженный . .	55	25	25	140—150	85	80—90
Ag 0,1%							
Элкалиой	Облагороженный . .	45	30	—	—	70	80
Be 0,5%; Zr 1%	Облагороженный . .	53—66	—	—	90	70	52
Be 1,5% Zr 0,5%	Облагороженный . .	82—88	—	—	от 90 до 250	—	50
Mallory 3%	Облагороженный . .	49	35	—	—	80	80
Cd 1%; Си 99%	Холоднокатанный . .	42	21	20	115	65	85
Ni 2,5%	Литой	53	45	8	200	—	40
Si 0,6%							
Си остальное	Облагороженный . .	—	—	—	—	—	—
Co 2,6%	Облагороженный . .	77	30	20	220	94	55
Be 0,4%							
Си остальное							
Ti 0,8%	Литой и облаго- роженный	31	16	16	78	—	41
Si 0,3%							
Си остальное							
Be 2,2%	Литой и облаго- роженный	80	63	1	400	—	30
Си остальное							
Cr 0,14%	Облагороженный . .	—	—	4,75	—	—	82,6
Си остальное							

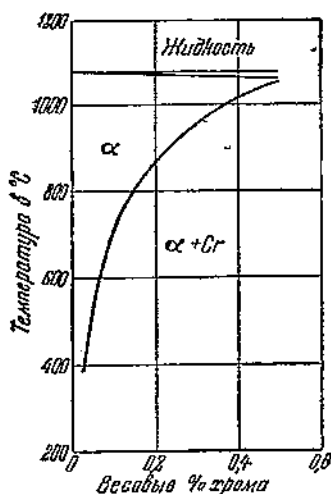
Наиболее вероятный ход кривой растворимости хрома в меди в твердом состоянии показан на фиг. 4 [19].

Система медь—никель представляет собой случай неограниченной растворимости одного компонента в другом как в жидком, так и в твердом состоянии [20—25].



Фиг. 3. Диаграмма состояния медь — хром

Система никель—хром по данным Фоса [26] и Гюртлера [27] также представляет случай полной растворимости указанных компонентов друг в друге как в твердом, так и в жидком состоянии.



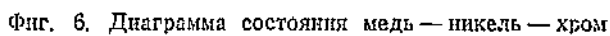
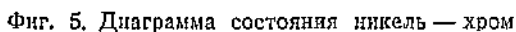
Фиг. 4. Диаграмма состояния медь — хром

Кривые ликвидус и солидус при содержании никеля 42,5% сливаются, образуя глубокий минимум, отвечающий температуре плавления 1300°. Однако новейшими работами Матсунага [28] и Нишигори [29] диаграмма никель—хром значительно уточнена (см. фиг. 5). Она имеет области твердого раствора α , β и $\alpha + \beta$ и эвтектику с температурой плавления $\sim 1330^\circ$ при содержании никеля 50—52%.

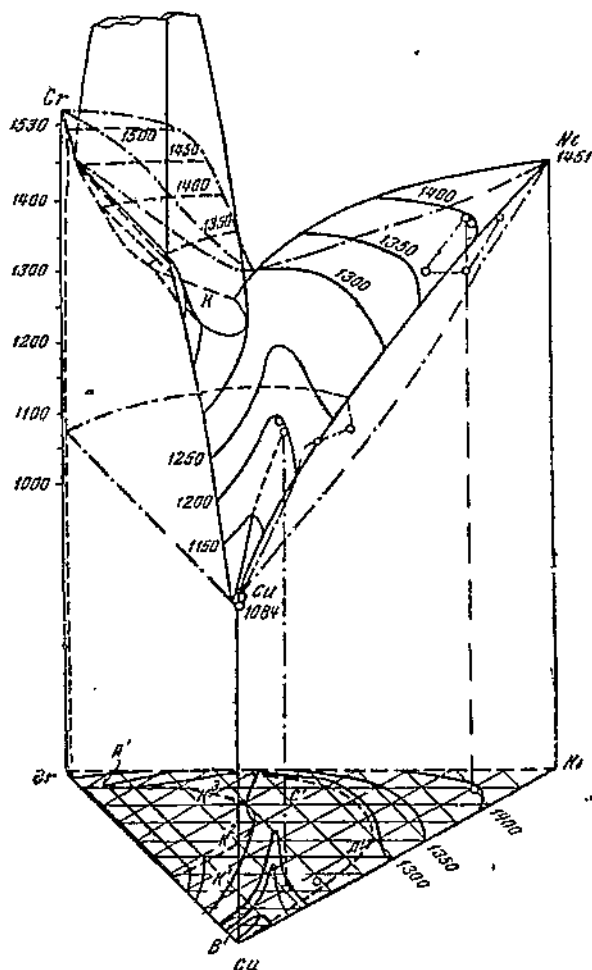
Тройная диаграмма состояния медь—никель—хром изучена Зидишлягом [18]. Методом термического анализа им определены поверхности ликвидус и солидус и установлена область расслоения.

Область твердого раствора α была определена микроскопическим путем. Для гомогенизации литые образцы отжигались в течение 6 час. при температуре 1100°.

На фиг. 6 даны изотермы начала кристаллизации данной системы и показана область несмешиваемости в жидком состоянии.



На фиг. 7 дано перспективное изображение указанной диаграммы. От эвтектической точки хромо-никелевой стороны данного треугольника в сторону меди простирается глубокая синклинали. Зона расщепления в жидком состоянии показана частично в виде усеченной пирамиды. Область, лежащая в промежутке между линиями Cu , Ni , Cr и B^1 , D^1 , C^1 , A^1 , является гомогенной и состоит из однородных кристаллов твердого раствора α . Область, лежащая между



Фиг. 7. Диаграмма состояния медь — никель — хром

кривыми B^1 , D^1 , C^1 , A^1 и K^0 , K^2 , K^3 , является гетерогенной и представляет зону совместного присутствия двух ненасыщенных твердых растворов.

Область твердого раствора α в системе медь — никель — хром исследовалась Александром [19]; им изучена микроскопическим методом растворимость хрома в двух медноникелевых сплавах, со

содержащих 20 и 30% Ni. Установлено, что граница насыщения области твердого раствора в системе медь—хром под влиянием добавок никеля до 30% изменяется весьма незначительно.

III. Экспериментальная часть

1. Методика исследования

В соответствии с намеченной программой были изготовлены три серии сплавов: 1) медноникелевые сплавы с хромом в количестве 28 шт., 2) медноалюминиевые сплавы с хромом 72 шт., 3) меднокремниевые сплавы с хромом 21 шт., а всего 121 шт. Состав некоторых сплавов по химическому анализу приведен в табл. 5, 6, 7.

Все сплавы изготовлены на электропечи Гельбергера. Хром вводился в виде лигатуры с 6—10% Сг, приготовленной в высокочастотной печи. Все плавки во избежание окисления или засорения примесями кремния, углерода и др. велись в тиглях, футерованных магнезитом или алундом под покровом соли хлористого бария.

Измерение температуры производилось платино-платинородиевой и хромель-аломелевой термопарами, проверенными по чистым металлам. Состав полученных сплавов контролировался химическим анализом.

Исходными материалами являлись: 1) медь электролитическая, 2) никель электролитический, 3) хром чистый.

Для проведения необходимых испытаний отливались в кокиль пластинки размерами $12 \times 100 \times 150$ мм, которые в дальнейшем подвергались соответствующей механической и термической обработке.

2. Определение предела насыщения твердого раствора α в медноникелевых сплавах, содержащих хром

В сплавах медь — никель — хром, указанных в табл. 5, граница насыщения твердого раствора α определена методами электропроводности, твердости и микроструктуры. Параллельно для некоторых сплавов определялась температура образования вторичных выделений.

Электропроводность определялась на двойном мостике Томсона при температуре 25° на проволоках диаметром 2 мм. Отжиг производился в электрической вакуумной печи при условиях, указанных в табл. 4.

Таблица 4

Температура в $^\circ\text{C}$	1075	1050	1000	900	800	750	700	650	600	500	400
Время выдержки час.	3	3	3	4	6	24	48	72	72	120	240—340

Твердость по Виккерсу (H_v) и микроструктура определены на одних и тех же пластинках, прокатанных в холодную до 2 мм толщины и термообработанных в условиях, указанных в табл. 4.

Время выдержки, необходимое для приведения сплавов в равновесное состояние, установлено практически, для чего проведен ряд повторных отжигов.

Результаты исследований приведены в табл. 5.

Таблица 5

№ сплава	Химический состав по анализу, %			Температура границы насыщения твердого раствора, °C	Температура вторичного выделения, °C	Примечание
	Cr	Ni	Cu			
1	0,10	—	Остальное	725	—	
0,1	0,29	—		1000	—	
2	0,33	5,00		850	—	
3	0,47	10,21		850	—	
4	0,43	15,05		850	—	
5	0,35	19,75		Не опред.	—	
6	0,37	25,20		То же	—	
7	0,38	29,95		„	—	
8	0,57	—		„	—	Кристаллы хрома видны на образце закаленном при 1050°
9	0,51	5,22		„	850	То же
3	0,47	10,00		850	—	Кристаллы хрома отсутствуют во всех образцах, закаленных выше 850°
10	0,50	9,90		—	850	Хром присутствует после закалки с 1000
11	0,54	15,01		—	825	То же
12	0,54	19,74		—	750	Хром не обнаружен после закалки с 1000°
13	0,59	24,96		—	700	То же
23	0,92	5,00		—	850	Структура во всех случаях двухфазная, состоящая из кристаллов твердого раствора α и хрома
16	0,82	4,72		—	850	
17	1,08	9,75		—	850	
18	0,93	14,82		—	900	
19	0,90	20,08		—	900	Температура вторичных выделений определена ориентировочно
20	1,09	24,82		—	900	
014	1,04	29,62		—	900	
023	2,10	5,10		—	900	
24	1,99	9,98		—	900	
25	2,02	14,72		—	950	
26	1,56	19,96		—	950	
27	1,80	24,76		—	950	
28	1,90	29,70		—	950	

Температуры границ насыщения и вторичных выделений выше указанных сплавов определены из температурных диаграмм электроопротивления и твердости.

На диаграммах фиг. 8 и 9 приведены результаты для сплава 3, содержащего 0,47% Cr и 10,21% Ni, и для сплава 4, содержащего

0,43% Cr и 15,05% Ni. Под влиянием отжига и закалки при температурах выше 850° твердость H_w и электросопротивление ρ_{25} не изменяются; это происходит потому, что в данных условиях сплавы являются гомогенными и состоят из однородных кристаллов твердого раствора α . С понижением температуры происходит выпадение новой фазы, что вызывает резкое изменение направления кривых твердости и электропроводности.

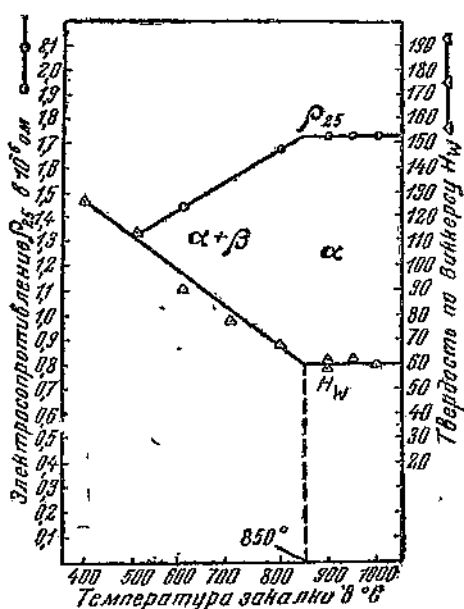
Точки перегиба на кривых H_w и ρ_{25} (фиг. 8 и 9) показывают температуру, при которой сплавы находятся на границе насыщения твердого раствора α . Для данных сплавов эти точки отвечают температуре 850°.

Для сплава 10, содержащего 0,5% Cr и 9,90% Ni, и сплава 12, содержащего 0,54% Cr и 19,77% Ni, результаты исследований даны на фиг. 10 и 11. Точки перегиба отвечают температурам 850 и 750°.

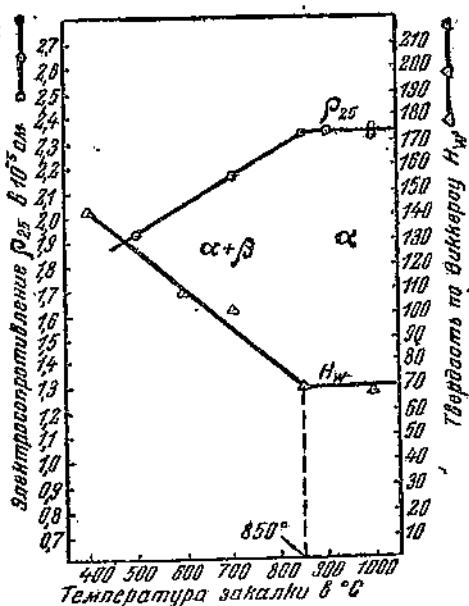
Сплав 10 в твердом состоянии при всех температурах является гетерогенным. При температурах выше 850° он состоит из кристаллов твердого раствора и хрома. При температурах ниже 850° этот сплав состоит из трех фаз: $\alpha + \beta + Cr$.

Следовательно, точки перегиба на кривой твердости и электропроводности отвечают началу появления вторичных выделений β -фазы.

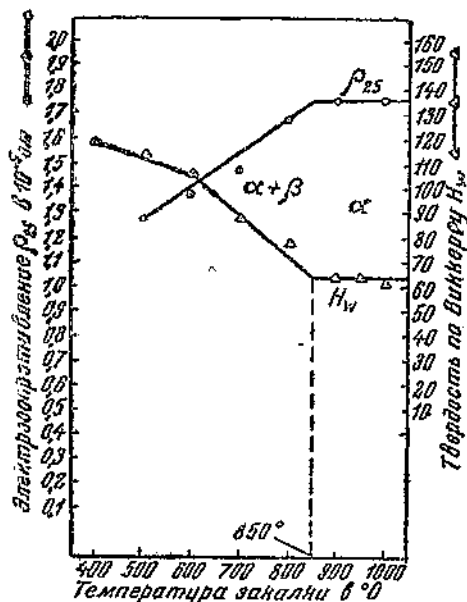
Микроскопическому исследованию подвергались все сплавы медь — никель — хром после термической обработки, указанной в табл. 4. Изучение



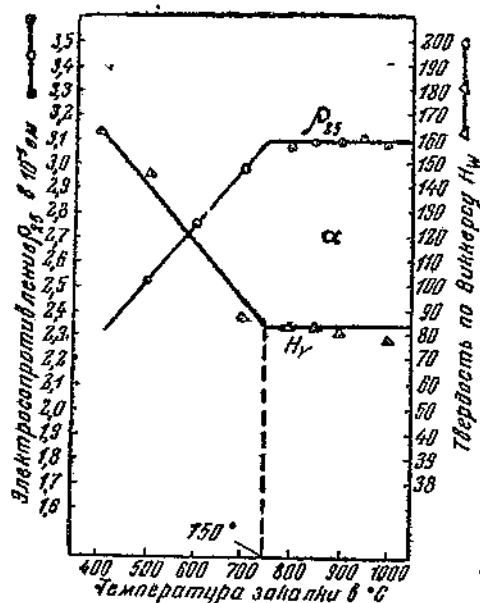
Фиг. 8. Изменение электросопротивления и твердости сплава 89,53% Cu, 10% Ni и 0,47% Cr в зависимости от температуры закалки



Фиг. 9. Изменение электросопротивления и твердости сплава Cu 84,52%, Ni 15,05% и Cr 0,43% в зависимости от температуры закалки



Фиг. 10. Изменение электросопротивления и твердости сплава: Cu 89,5%; Ni 9,9% и Cr 0,5% в зависимости от температуры закалки



Фиг. 11. Изменение электросопротивления и твердости сплава: Cu 79,59%; Ni 19,77% и Cr 0,54% в зависимости от температуры закалки

структуры подтверждает результаты определений границы насыщения твердого раствора α и вторичных выделений, установленных методом твердости и электропроводности. Установлено, что сплавы, закаленные при температуре ниже границы растворимости, гетерогенны.

Ориентировочно установленные границы насыщения твердого раствора α в сплавах медь-никель-хром дают возможность построить правильный процесс термической обработки с целью получения оптимальных результатов в отношении облагораживания.

Сплавы с содержанием хрома от 0,3 до 0,5% должны подвергаться закалке при температуре выше 850°. Сплавы же, содержащие хром в количестве 0,6—1%, следует закалывать при температуре выше 900°.

Установлено, что растворимость хрома в меди весьма ограничена и при 1050° не превышает 0,5%. Никель повышает растворимость хрома в меди, но весьма незначительно. В частности, растворимость хрома в меди при содержании никеля 20—36% повышается на 0,05—0,10%. Добавка никеля (0,0—30%) весьма значительно повышает электросопротивление от $0,3 \times 10^{-5}$ до $5,2 \times 10^{-5}$ ом).

Добавки хрома к меди влияют менее энергично (см. табл. 6). Старение весьма резко понижает электросопротивление сплавов меди с хромом (с $0,3—0,6 \times 10^{-5}$ до $0,2 \times 10^{-5}$ ом), и менее значительно меднохромоникелевых сплавов.

Необходимо отметить, что данные Корзона [2], трактующего об аномалиях электропроводности в меднохромовых сплавах, происходящих под влиянием отжига, не соответствуют действительности.

Корзон нашел, что гомогенизирующий отжиг меднохромовых сплавов в отношении электросопротивления дает результаты, противоречащие диаграмме состояния медь—хром, причем расхождение достигает 34%, например сплав, содержащий 0,6% Cr, после закалки с 925° должен иметь электросопротивление 2,9 микроома, как и сплав, содержащий 0,3% Cr, между тем электросопротивление его равно 3,9 микроома.

Наши исследования не подтвердили наличия указанной аномалии (см. табл. 6). Наоборот, изменение электросопротивления в меднохромовых сплавах под влиянием отжига протекает в соответствии с диаграммой состояния и современными представлениями теории дисперсионного твердения.

Таблица 6

Наименование сплава	Химический состав, %		Электросопротивление $\rho_{25} \times 10^5$ ом	
	Cr	Cu	закалка при 1000°, выдержка 3 час.	отжиг при 400°, выдержка 240 час.
Медь чистая	—	Остальное	0,17	0,17
Медь хромистая	0,1	"	0,31	0,19—0,20
То же	0,29	"	0,40	0,19—0,20
"	0,57	"	0,44	0,20
"	0,78	"	0,48	0,20
"	1,05	"	—	0,20
"	1,50	"	0,52	0,205
"	2,30	"	0,58	0,20

Аномалии электросопротивления закаленных меднохромовых сплавов, наблюдавшиеся Корзоном, следует объяснить тем, что измерения производились им над образцами сплавов, не приведенных в состояние равновесия.

3. Исследование кинетики распада твердого раствора α в сплавах меди с никелем, в бронзах алюминиевых и кремнистых, содержащих хром

Влияние термической обработки на дисперсионное твердение было изучено на всех сплавах.

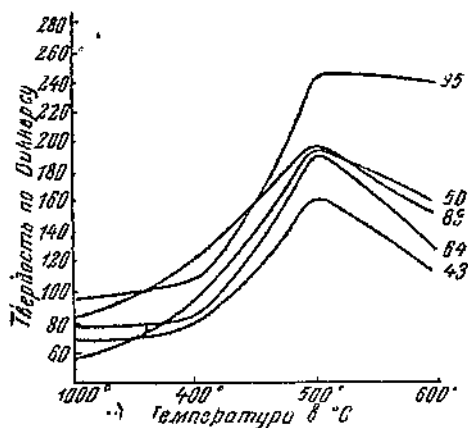
Все сплавы подвергались отжигу при температурах 400, 500 и 600° и времени выдержки $\frac{1}{2}$, 1, 3, 6, 12, 24, 48 и 96 час. Помимо того все сплавы медь-никель-хром подвергались термической

обработке согласно табл. 4. Образцы сплавов перед отжигом были прокатаны, гомогенизированы и закалены в воде. На основании предварительного исследования нами было ориентировочно установлено, что сплавы медь-никель-хром в зависимости от состава имеют границы растворимости твердого раствора α при температурах 850—950°, поэтому указанные сплавы, а также сложные алюминидные бронзы с хромом подвергались закалке с температуры 1000°. Сплавы же медь-кремний-хром гомогенизировались и закалывались при 800°. Деформация значительно ускоряет процесс старения, но в холоднодеформированных сплавах при отпуске наряду с упрочняющим действием распада твердого раствора протекает процесс возврата (Erholung), понижающий твердость и прочность сплава.

Наложение двух процессов (возврата и распада) значительно усложняет картину дисперсионного твердения, поэтому кинетика распада твердого раствора изучалась на образцах, гомогенизированных и закаленных.

Из серии сложных алюминидных бронз многие сплавы представляют опомный интерес, так как они: 1) под влиянием облагораживания чрезвычайно сильно (на 200—300%) повышают свою твердость; 2) после гомогенизации и закалки значительно повышают свою пластичность и прекрасно переносят обработку давлением — прокатку и протяжку.

Кинетика распада твердого раствора α и связанный с последним процесс дисперсионного твердения сплавов № 43, 50, 64, 83 и 95 как наиболее показательных в зависимости от температуры и времени облагораживания показан на фиг. 12, 13 и 14. Видно, что наилучшими условиями облагораживания является отжиг при 500° в течение шести часов после закалки в воде при 1000°, так как после указанной термической обработки твердость и прочность данных сплавов возрастает на 200—300%.



Фиг. 12. Изменение твердости хромистых бронз после 6 час. старения при различных температурах (закалка с 1000°)

Механические и физические свойства наиболее характерных и интересных бронз даны в табл. 7.

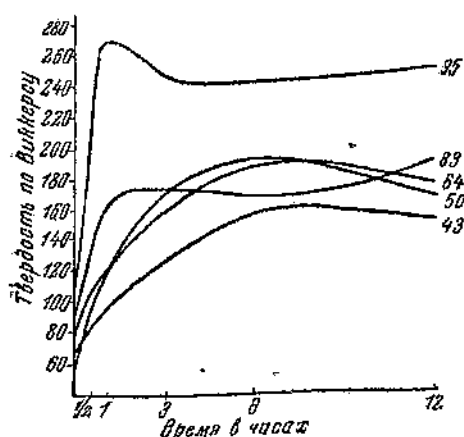
В сплавах медь-никель-хром распад твердого раствора α протекает весьма медленно. Например, старение при 500 и 600° в течение времени от получения до 12 час. дает весьма незначительное упрочнение данных сплавов.

Таблица 7

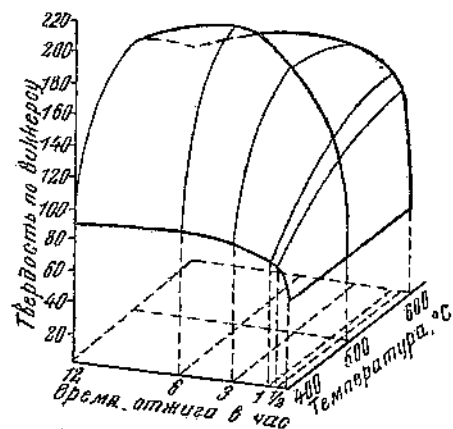
№ сплава	Химический состав, %				Температура закалки, °С	Температура и время обжига, °С час.	Твердость по Бринеллю	Электропроводность $\rho_{20} \times 10^3$, ом	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение, %	Модуль упругости, кг/мм ²	Коэффициент линейного расширения $\alpha_{0-500^\circ} \times 10^6$
	Cr	Al	Ni	Cu									
43	0,45	2,30	4,04	Остальное	1000	—	65	1,036	35	5	300	—	—
43	0,45	2,30	4,04	„	1000	300° 6 час.	163	—	55	16	7	13534	20,6
50	0,40	3,22	6,17	„	1000	—	57	—	28	9	39	—	—
50	0,40	3,22	6,17	„	1000	500° 6 час.	195	—	60—70	30	10	13263	22,2
64	0,45	5,95	3,05	„	1000	—	77	1,40	45	5	50	—	—
64	0,45	5,95	3,05	„	1000	500° 6 час.	195	—	65—70	15	—	—	21,7
83	0,8	7,60	2,04	„	1000	—	82	1,318	45	8	40	—	—
83	0,8	7,60	2,04	„	1000	500° 6 час.	197	—	60—70	15	—	12350	21,6
95	0,67	8,00	4,04	„	1000	—	95	—	—	—	—	—	—
95	0,67	8,00	4,04	„	1000	500° 6 час.	270	—	50—80	20	—	—	—
2	0,33	—	5,00	„	1000	—	50	1,10	22	4	21	—	—
2	0,33	—	5,00	„	1000	500° 120 час	130	0,80	50	40	15	—	20,6
4	0,43	—	15,05	„	1000	—	60	2,35	30	8,5	40	—	—
4	0,43	—	15,05	„	1000	400° 240 час.	150	1,95	—	—	—	—	—
19	0,90	—	20,08	„	1000	—	70	3,45	25	10	—	—	—
19	0,90	—	20,08	„	1000	400° 240 час.	190	2,55	—	—	—	—	20,6

Наилучшие результаты для этих сплавов получены при длительной выдержке от 120 до 340 час. при температуре 400° .

В алюмининикелевых бронзах с хромом процесс распада протекает значительно интенсивнее, причем зависимость упрочнения сплавов от температуры и



Фиг. 13. Изменение твердости хромистых бронз в зависимости от времени выдержки при температуре отжига 500°



Фиг. 14. Изменение твердости в зависимости от температуры отжига и времени выдержки для медного сплава с 0,4% Cr; 3,22% Al; 6,17% Ni

времени выражена весьма резко. В частности, для температуры отпуска 600° наилучшим условием по времени является выдержка в течение 1—3 час. При температуре облагораживания 500° требуется выдержка в течение 6—12 час. Температура старения 400° при времени выдержки от 1 до 12 час. для большинства сплавов совершенно недостаточна. Таким образом процесс распада твердого раствора α протекает тем энергичнее, чем выше температура отпуска.

Из всего вышеизложенного вытекает:

1. Добавки хрома оказывают значительное влияние на сплавы медь-никель-хром и медь-алюминий-никель-хром в направлении повышения их механических свойств, так как сплавы медь-никель без хрома совершенно не облагораживаются.

2. Под влиянием термической обработки механические свойства указанных сплавов повышаются на 200—300%.

Например, для сплава, содержащего 0,4% Cr; 3,22% Al; 6,17% Ni, при дисперсионном твердении твердость увеличилась с 59 до 195 кг/мм^2 .

3. С целью установления оптимальных условий термической обработки определены границы насыщения твердого раствора для медноникелевых сплавов, содержащих хром, методами электропроводности, твердости и микроструктуры.

4. Установлено, что растворимость хрома в меди в твердом состоянии при температуре 1050° не превышает 0,5%.

5. Добавки никеля незначительно повышают растворимость хрома в меди.

6. Никель весьма сильно (с $0,3 \times 10^{-5}$ до $5,2 \times 10^{-5}$ ом) повышает электросопротивление.

7. Электросопротивление меди под влиянием хрома повышается незначительно.

8. Выводы Корзона в отношении аномалий электропроводности, наблюдаемых в меднохромовых сплавах при измерении электропроводности, не отвечают действительности.

9. Исследование кинетики распада твердого раствора α показало, что с повышением температуры отпуска скорость распада пересыщенных кристаллов твердого раствора α возрастает.

10. Оптимальными условиями дисперсионного твердения сплавов медь-никель-алюминий-хром следует считать отпуск в течение 6 час. при температуре 500° .

11. Указанные сплавы после гомогенизирующего отжига и закалки в воде значительно повышают свою пластичность и хорошо переносят прокатку и волочение.

12. Подтверждается интенсивное влияние хрома на измельчение структуры.

13. Кремнистые бронзы под влиянием хрома не повышают своих механических свойств и не поддаются облагораживанию.

Выводы

1. В результате систематического исследования (122 сплавов) найден ряд сплавов (см. табл. 7), представляющих большой интерес для промышленности.

Эти сплавы хорошо переносят механическую обработку давлением и под влиянием термической обработки повышают свою твердость и прочность на 200—300%.

2. В результате исследования границы насыщения твердого раствора и кинетики распада твердого раствора α установлены оптимальные условия термической обработки данных сплавов.

Литература

1. Hunter et Sebast. Inst. Met., т. 15, № 2, стр. 115.
2. Corson M. G., Rev. de Met., № 2, 1930. Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. Inst. of Met. Div. 77, 1927, стр. 435—450.
3. Failand u. Harder. Ann. Inst. Met., т. 17, № 2, 1917.
4. Brace. P. H., Elect. Journal, 1938.
5. Davis C. H., Wire Produkts, т. 13, 1939, стр. 565.
6. Larsen. Inst. of. Am. Weld Soc., т. 15, № 4, 1936, стр. 25—31.
7. Lay u. Heddernein. Z. f. Metallkunde, № 10, 1939, стр. 326.
8. Metallurgie, т. 15, № 88, 1937, стр. 132.
9. Miller, Bull. Assoc. Techn. de Fonderie, № 8, 9, 1939.
10. Harrington R. H., Met. Ind., London, 6 января, 1939.
11. Alexander, Met., Ind., 10 марта 1939.
12. Gousser B. W., Met. Ind., т. 52, 1938, стр. 105.

13. Wilkinson, Met. Ind., февраль 1938.
14. Schwarz M., Metall- und Legierungskunde. 2 Auflage 1929.
15. а), Engin. 1911, 13 б) Ver. D. Ing. т. 55, 1911, стр. 159, в) Met. Chem. Eng. т. 19, 1912, стр. 23.
16. Guillet L., Rev. de Met., т. 3, 1906, стр. 176.
17. Hindrichs, Z. f. anorg. Chem., т. 159, 1908, стр. 414.
18. Siedeschlag E., Z. f. anorg. u. allem. Chem., т. 131, 1923, стр. 173.
19. Alexander, Inst. Met., т. 64, 1, 1939, стр. 93—113.
20. Gautier, Bull. de la Soc. d'enc. pour. ind. Nationale. т. 1, 1895, стр. 1310.
21. Krupkowski A. Rev. de Met., т. 26, 1929, стр. 203.
22. Курнаков Н. С. и Жемчужный, Z. f. anorg. Chem., т. 54, 1907, стр. 153.
23. Limpt, Recueil des travaux chimiques des Pays-Bas., т. 45, 1926, стр. 203.
24. Tamman u. Guertler, Metallurgia, 1907.
25. Tafel, Metallurgia., 1908.
26. Voss, Z. f. anorg. Chem., т. 57, 1908, стр. 534.
27. Guertler, Handbuch der Metallographie.
28. Matsunaga, Inst. Met., London, т. 42, 1929; стр. 459; (реферат).
29. Nishigori a. Hamasumi. Sci. Rep. Tohoku Univ., т. 18, 1929, стр. 491—502.
30. Giessereipraxis, № 75/76, 1939, стр. 764.

МЫШЬЯКОВИСТЫЕ БРОНЗЫ

I. Введение

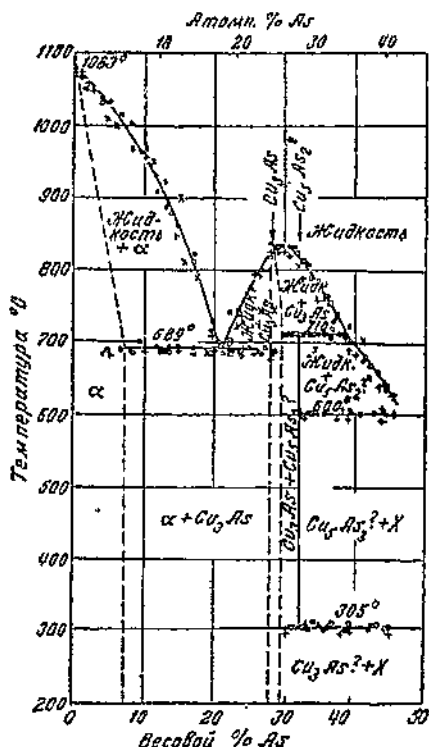
Свинцовистые и свинцовооловянистые бронзы имеют в настоящее время широкое распространение в машиностроении в качестве антифрикционных сплавов.

Сплав, содержащий 70% Cu и 30% Pb, нашел широкое применение в авиационной промышленности как заменитель баббита Б-83. В тех случаях, когда нужна повышенная прочность, употребляется свинцовистая бронза с добавкой третьего элемента — обычно олова. Сплавы указанного типа также весьма распространены.

В связи с дефицитностью олова делались попытки заменить последнее марганцем (Ниппер и Векер [10], Шпагин [2], Ильин [11] и др.). Найденные сплавы по своим свойствам оказались весьма хорошими заменителями оловянносвинцовистых бронз, однако существенным их недостатком были низкие литейные свойства.

В соответствии с литературными данными нами изучено влияние мышьяка на свинцовистые бронзы.

Согласно диаграмме состояния медь — мышьяк (фиг. 1) мышьяк, при содержании его в меди до 7,2—7,8%, образует твердый раствор; выше 7,8% образуется эвтектика $\alpha + \text{Cu}_3\text{As}$ с температурой плавления 680°.



Фиг. 1. Диаграмма состояния медь — мышьяк

Диаграмма свинец + мышьяк характеризуется образованием эвтектики свинец + мышьяк, содержащей 3% As и плавящейся при 288°. Относительно наличия твердого раствора мышьяка в свинце имеются указания Бауэр и Тонн [4], по данным которых при эвтектической температуре свинец растворяет около 0,05% As, а при комнатной эта растворимость меньше 0,01% As.

Диаграмма состояния медь—свинец характеризуется частичной растворимостью обоих элементов в жидком состоянии и совершенной нерастворимостью в твердом.

Таким образом при прибавлении к меди свинца последний не входит в твердый раствор, а образует самостоятельные включения, распределенные более или менее равномерно, в зависимости от условий отливки.

Следовательно, из сопоставления всех трех диаграмм состояния можно вывести заключение, что введение мышьяка в медно-свинцовые сплавы в количестве до 5% должно дать примерно те же результаты, что и добавки олова, так как добавляемый мышьяк будет входить в твердый раствор с медью, но самостоятельная свинцовая составляющая будет оставаться пластичной, поскольку со свинцом мышьяк не образует твердого раствора.

II. Экспериментальная часть

Для исследования мышьяка на свойства медно-свинцовых и медно-марганцосвинцовых сплавов было изготовлено четыре серии сплавов с содержанием мышьяка от 0 до 10%.

Химический состав изученных сплавов приведен в таблицах ниже.

Во всех сериях сплавов мышьяк прибавлялся за счет меди.

Для изготовления сплавов применялись следующие материалы: медь электролитная, свинец марки С-1, лигатуры медь — мышьяк с 20% As и медь — марганец с 25% Mn.

Шихта плавилась в электрической печи сопротивления Гельбергера, в графитовых тиглях емкостью до 6 кг. Отливка производилась в стальную изложницу, нагретую до 150°; внутренняя поверхность изложницы покрывалась канифолью.

Температура отливки сплавов была 1050°.

Полученные плитки размером 14×80×120 мм разрезались поперек на заготовки 14×14×80 мм, из которых изготавливались образцы для исследования.

1. Влияние мышьяка на свойства медно-свинцового сплава, содержащего 18% Pb и 82% Cu

Физические и механические свойства сплавов этой группы приведены в табл. 1.

Температура плавления сплава с увеличением содержания мышьяка снижается, причем мышьяк до 2% не оказывает существенного влияния. При 5% As температура понижается на 54°, а при 10% на 152°.

Таблица 1

Марка	Свойства	БрС	БрМС	БрМС	БрМС	БрМС	БрМС	БрМС
		БрС	БрМС	БрМС	БрМС	БрМС	БрМС	БрМС
1	Химический состав, %							
	Сн . . .	82,12	82,00	81,00	79,40	79,16	78,00	77,00
	Рб . . .	17,60	17,30	18,00	18,16	17,55	18,00	18,00
	Аз . . .	—	0,46	1,00	1,76	3,03	4,00	5,00
2	Температура плавления, °С .	994	—	998	996	986	960	940
3	Плотность, г/см³ .	9,15	9,18	9,22	9,10	9,08	9,04	9,05
4	Электропроводность, м/ом·мм² . . .	33,74	17,40	9,60	6,54	4,20	4,03	5,17
5	Удельное электрическое сопротивление, ом·мм²/м . . .	0,0339	0,0575	0,1038	0,1529	0,2391	0,2480	0,2123
6	Коэффициент линейного расширения, α×10⁻⁶	20,0	—	22,7	—	—	20,3	—
7	Сопротивление разрыву, кг/мм²	8,9	10,6	9,9	13,8	15,5	16,8	18,3
8	Удлинение, % .	6,6	7,5	11,2	11,8	13,2	15,4	11,1
9	Предел пропорциональности, кг/мм² . .	2,2	4,1	4,9	5,1	6,0	8,0	8,1
10	Предел текучести, кг/мм²	3,9	5,2	6,3	7,3	7,6	8,9	9,6
11	Сужение, % .	3,1	3,7	3,1	4,8	6,1	6,1	3,6
12	Сопротивление удару (с надрезом), кгм/см²	0,51	0,55	0,66	0,84	0,71	0,61	0,62
13	Сопротивление удару (без надреза), кгм/см²	—	—	—	2,80	1,64	1,54	—

№ по пор.	Марка	BrC	BrMC	BrMC	BrMC	BrMC	BrMC	BrMC	BrMC
	Свойства								
14	Сопротивление сжатию, кг/мм^2	23,8	31,8	37,7	42,7	43,3	48,5	54,1	63,8
15	Осадка при сжатии, %	33,9	36,7	38,1	42,9	39,3	37,8	38,7	35,3
16	Предел пропорциональности при сжатии, кг/мм^2	4,2	—	5,8	6,1	7,0	8,3	9,7	—
17	Предел текучести при сжатии, кг/мм^2	5,5	5,9	6,7	7,3	8,7	9,9	11,9	—
18	Твердость по Бринелю (10/250/30)	28,9	34,1	35,4	35,5	36,3	40,0	42,7	64,8
19	Твердость по Бринелю (2/30/30)	36,0	42,5	42,6	49,3	50,0	53,2	58,5	86,0
20	Твердость по Викерсу (10/30)	35,8	49,8	48,6	54,8	55,4	59,0	75,8	110,3

Плотность сплавов, так же как и температура плавления, до 2% содержания мышьяка почти не изменяется; вначале заметно некоторое увеличение плотности, которое можно объяснить улучшением литейных свойств сплава, при дальнейших добавках мышьяка удельный вес сплава падает.

Электропроводность при введении мышьяка до 1% падает очень резко, от 1 до 3% медленно и от 3 до 10% изменяется почти по горизонтальной линии (фиг. 2).

Сопротивление разрыву, предел пропорциональности, предел текучести при разрыве (фиг. 3), сопротивление сжатию, предел пропорциональности и предел текучести при сжатии увеличиваются с повышением содержания мышьяка, причем при 5% As сопротивление разрыву повышается с 9 до 18 кг/мм^2 . Кривая удлинения имеет максимум, соответствующий 4% As. Сужение шейки при разрыве имеет максимум при 3—4% As.

По сопротивлению удару наибольшие значения дают сплавы с содержанием 2—3% As (см. фиг. 3).

Твердость сплавов. При добавке мышьяка до 1% сильно увеличивается, от 1 до 3% — почти не изменяется при дальнейшем увеличении мышьяка равномерно повышается.

Из полученных данных видно, что наиболее пригодным для промышленного использования будет сплав, содержащий 78% Cu, 18% Pb и 4% As.

2. Влияние мышьяка на свойства медно-свинцовомарганцового сплава, содержащего 18% Pb, 2% Mn и 80% Cu.

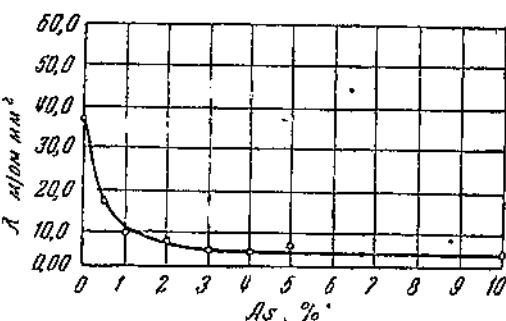
Свинцовистые бронзы с содержанием марганца, как нами уже отмечалось, являются хорошими антифрикционными сплавами, поэтому нами было проверено действие мышьяка на свойства свинцовистой бронзы, содержащей марганец. За основу был взят сплав с содержанием 18% Pb, 2% Mn и 80% Cu, к которому за счет меди прибавлялся мышьяк от 0 до 10%. Результаты проведенных испытаний помещены в табл. 2.

Из таблицы видно, что температура плавления, как и в случае свинцовистых бронз, содержащих мышьяк до 2%, почти не изменяется. Дальнейшие добавки мышьяка сильно влияют на понижение температуры плавления.

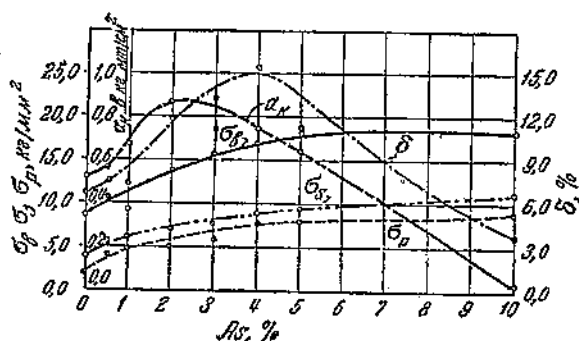
Плотность сплавов уменьшается в силу малого удельного веса мышьяка. Электропроводность равномерно понижается, причем числовые значения электропроводности свинцовомарганцовистых бронз ниже аналогичных значений свинцовистых бронз, содержащих мышьяк.

Сопротивление разрыву, предел пропорциональности и предел текучести при разрыве при добавлении мышьяка сильно увеличиваются.

Сужение шейки при разрыве имеет максимум, соответствующий 1-2% As.



Фиг. 2. Влияние мышьяка на изменение электропроводности сплава, содержащего 82% Cu + 18% Pb (отливка в кокиль)



Фиг. 3. Влияние мышьяка на механические свойства сплава с 82% Cu и 18% Pb (сопротивление удару α_k , разрыву α_d , предел пропорциональности σ_s , предел текучести σ_p и удлинение δ)

Таблица 2

№ по пор.	Марка Свойства	БрСМц	БрМСМц	БрМСМц	БрМСМц	БрМСМц	БрМСМц	БрМСМц	№ по пор.
1	Химический состав, % Cu . . . Pb . . . As . . . Mn . . . Fe . . .	80,80 16,67 — 1,94 0,52	81,00 15,96 0,53 1,98 0,51	79,00 18,00 1,00 2,00 —	77,70 17,85 1,93 1,94 0,56	76,52 18,00 2,95 1,91 0,55	75,00 18,00 5,00 2,00 —	70,00 18,00 10,00 2,00 —	14 15
2	Температура плавления, °C .	1008	1040	994	1008	942	954	—	16
3	Плотность, г/см³	9,35	8,97	8,45	9,08	9,04	8,98	—	17
4	Электропроводность, м/ом·мм² . . .	6,26	5,94	5,38	4,70	4,10	2,75	—	18
5	Удельное электрическое сопротивление, ом·мм²/м . . .	0,1595	0,1682	0,1859	0,2123	0,2447	0,3631	—	19
6	Коэффициент линейного расширения, $\alpha \times 10^{-6}$	21,0	20,2	—	20,6	—	—	—	20
7	Сопротивление разрыву, кг/мм²	11,3	13,3	16,4	16,8	17,1	17,0	19,1	ПС
8	Удлинение, %	4,0	11,3	10,3	11,1	5,8	2,6	2,67	ТЕ
9	Предел пропорциональности, кг/мм² . .	6,6	7,1	7,3	7,8	8,9	6,8	—	ЧЕ
10	Предел текучести, кг/мм² .	7,8	7,7	8,8	9,1	9,8	8,9	—	МЕ
11	Сужение, %	2,3	4,8	4,4	8,3	2,4	1,7	0,12	СТ
12	Сопротивление удару (с надрезом), кгм/см² . . .	0,60	0,76	0,77	0,83	0,61	0,42	0,072	СТ
13	Сопротивление удару (без надреза), кгм/см²	—	—	—	2,86	1,82	—	0,16	3.

№ по пор.	Марка	БрСМц	БрМСМц	БрМСМц	БрМСМц	БрМСМц	БрМСМц	БрМСМц
	Свойства							
14	Сопротивление сжатию, кг/мм ²	37,6	39,6	39,8	42,3	46,7	57,7	67,3
15	Осадка при сжатии, %	37,5	37,6	37,8	35,3	33,8	33,2	33,0
16	Предел пропорциональности при сжатии, кг/мм ²	6,2	7,1	7,8	7,9	9,2	9,2	13,3
17	Предел текучести при сжатии, кг/мм ²	7,6	8,7	9,4	9,7	11,1	12,1	19,0
18	Твердость по Бринеллю (10/250/30)	37,2	41,8	43,2	45,0	48,2	55,1	73,9
19	Твердость по Бринеллю (12/30/30)	51,5	46,6	51,8	56,2	54,8	63,1	85,6
20	Твердость по Викерсу, (10/30) кг/мм ²	58,6	61,4	62,9	68,7	69,9	75,8	93,6

Ударная вязкость сплава при добавках мышьяка от 0 до 1% повышается.

Сопротивление сжатию, предел пропорциональности, предел текучести при сжатии под действием мышьяка равномерно увеличиваются.

Твердость сплава, так же как и сопротивление сжатию, равномерно повышается при увеличении содержания мышьяка.

Из вышеприведенного видно, что хорошие механические свойства сплава получаются при добавке мышьяка в количестве 2%.

Исследование микроструктуры показало вполне нормальное строение сплава с равномерным распределением в сплаве свинца.

3. Влияние мышьяка на свойства медносвинцового сплава, содержащего 75% Cu + 25% Pb

Результаты исследования физических и механических свойств этой серии сплавов даны в табл. 3. Анализ свойств этой группы показывает следующее.

Температура плавления от добавки мышьяка понижается не-

Таблица 3

№ по пор.	Марка		ВРС	ВрМС	ВрМС	ВрМС	ВрМС	ВрМС	ВрМС	ВрМС
	Свойства									
1	Химический состав, %	Cu	74,80	74,20	74,00	73,03	72,58	70,73	70,00	65,00
		Pb	25,20	25,22	25,00	25,1	24,55	95,50	25,00	25,00
		As	—	0,58	1,00	1,85	2,87	3,77	5,10	10,00
2	Температура плавления, °С		980	985	940	906	926	886	876	812
3	Плотность, г/см³		9,32	9,33	9,32	9,2	9,16	9,16	9,07	8,84
4	Электропроводность, м/ом·мм²		35,98	14,50	9,97	6,45	3,67	3,32	3,34	2,71
5	Удельное электрическое сопротивление, ом·мм²/м		0,0283	0,0703	0,1003	0,1550	0,2722	0,3077	0,2988	0,3686
6	Коэффициент линейного расширения $\alpha \times 10^{-6}$		21,73	—	19,67	—	21,02	—	—	—
7	Сопротивление разрыву, кг/мм²		8,2	9,9	10,1	12,0	13,8	14,0	14,3	18,6
8	Удлинение, %		7,4	7,4	7,6	11,4	12,0	12,9	10,5	1,3
9	Предел пропорциональности, кг/мм²		3,2	3,9	4,4	5,4	5,9	6,1	6,4	8,5
10	Предел текучести, кг/мм²		4,2	4,7	5,2	6,5	6,6	7,1	7,9	11,6
11	Сужение, %		2,8	5,4	6,4	11,2	9,0	5,8	4,3	1,8
12	Сопротивление удару (с надрезом), кгм/см²		0,57	0,64	0,64	0,68	0,65	0,67	0,65	0,17
13	Сопротивление удару (без надреза), кгм/см²		—	—	—	2,2	2,6	—	—	—
14	Сопротивление сжатию, кг/мм²		17,7	23,9	25,1	28,3	39,2	43,0	42,5	63,5
15	Осадка при сжатии, %		29,9	33,3	35,4	31,3	41,8	39,5	34,5	32,7
16	Предел пропорциональности, кг/мм²		4,3	4,7	5,0	6,0	6,3	7,1	8,7	—
17	Предел текучести, кг/мм²		5,4	6,2	6,5	7,1	7,5	8,8	10,3	—
18	Твердость по Бринеллю 10/250/30		31,3	35,4	46,2	37,1	34,2	32,8	39,9	79,7
19	Твердость по Бринеллю (2/30/30)		35,0	41,2	43,1	46,8	51,1	51,0	60,4	94,0
20	Твердость по Викерсу (20/30), кг/мм²		34,6	41,7	44,3	49,3	53,6	54,2	65,2	117,3

несколько больше, чем для сплавов с 18% Pb. Плотность сплава при содержании до 1% не изменяется, при дальнейшем увеличении мышьяка уменьшается.

Электропроводность имеет такую же кривую, как для сплава с 18% Pb. Резкое снижение электропроводности наблюдается при введении мышьяка до 1%. При содержании мышьяка от 1 до 3% электропроводность снижается медленнее, в дальнейшем почти не изменяется.

Сопротивление разрыву, предел пропорциональности, предел текучести при разрыве с увеличением мышьяка равномерно увеличивается.

Удлинение при разрыве имеет максимальное значение при 3—4% As. Сужение шейки при разрыве до 0,5% As увеличивается; а при содержании мышьяка от 1 до 5% почти не изменяется.

Ударная вязкость при содержании мышьяка до 2% равномерно повышается, а при содержании от 2 до 5% почти не изменяется.

Дальнейшее увеличение мышьяка сильно понижает ударную вязкость сплава.

Сопротивление сжатию от добавки мышьяка повышается довольно сильно. Предел пропорциональности, предел текучести при сжатии повышаются в меньшей степени. Осадка при сжатии имеет максимальное значение для сплавов с 2—3% As.

Твердость повышается с содержанием мышьяка.

Из предыдущего видно, что для улучшения механических свойств бронзы, содержащей 75% Cu и 25% Pb, достаточно добавить 3% As.

При исследовании микроструктуры сплава с 3% As, 25% Pb, 72% Cu обнаружен свинец в виде округлых включений, равномерно распределенных по всему сечению. Имеются и мелкие включения свинца.

4. Влияние мышьяка на механические и физические свойства сплава, содержащего 73% Cu, 25% Pb и 2% Mn

Результаты исследования марганцовосвинцовистых сплавов, содержащих мышьяк в количестве 1—10%, приведены в табл. 4.

Электропроводность в этой серии сплавов равномерно понижается с увеличением мышьяка. Сопротивление разрыву имеет максимальное значение при 1—3%. При содержании мышьяка выше 3% сопротивление разрыву понижается.

Сопротивление удару имеет максимальное значение при 2% As.

Такой же максимум наблюдается при испытании на сжатие и осадку для сплавов, содержащих до 3% As. Предел пропорциональности и предел текучести при сжатии повышаются равномерно с увеличением содержания мышьяка, также меняется и твердость.

Наиболее хорошим по механическим свойствам из этой серии следует считать сплав, содержащий 71% Cu, 25% Pb, 2% Mn и 2% As.

Таблица 4

№ по пор.	Марка		БрСМц	ВрМСМц	ВрМСМц	БрМСМц	ВрМСМц	БрМСМц	ВрМСМц
	Свойства								
1	Химический состав, %	Cu	73,44	73,34	72,00	70,70	68,66	68,00	63,00
		Pb	24,04	23,65	25,00	24,76	26,00	25,00	25,00
		As	—	0,56	1,00	1,85	2,75	5,00	10,00
		Mn	1,98	1,91	2,00	1,91	1,91	2,00	2,00
		Fe	0,54	0,48	—	0,63	0,59	—	—
2	Температура плавления, °С		958	—	1007	922	918	904	—
3	Плотность, г/см³		9,04	9,00	9,14	9,17	9,15	9,18	—
4	Электропроводность, м/ом·мм²		5,42	4,82	4,23	4,34	3,72	3,30	—
5	Удельное электрическое сопротивление, ом·мм²/м		0,1844	0,2079	0,2361	0,2302	0,2698	0,3031	—
6	Коэффициент линейного расширения $\alpha \times 10^{-6}$		21,0	—	21,2	—	22,0	—	—
7	Сопротивление разрыву, кг/мм²		12,3	14,1	15,2	16,5	15,2	10,9	13,5
8	Удлинение, %		8,8	10,4	11,6	11,0	9,8	3,9	0,7
9	Предел пропорциональности, кг/мм²		5,4	5,8	7,1	8,1	7,2	5,2	—
10	Предел текучести, кг/мм²		6,7	7,1	8,0	9,3	8,5	7,2	—
11	Сужение, %		4,8	4,6	5,2	5,5	12,7	6,7	0,2
12	Сопротивление удару (с надрезом), кгм/см²		0,63	0,83	0,66	0,88	0,53	0,33	0,05
13	Сопротивление удару (без надреза), кгм/см²		—	—	—	2,58	1,45	—	0,16
14	Сопротивление сжатию, %		30,3	31,1	34,4	39,1	36,0	29,4	71,5
15	Осадка при сжатии, %		34,2	33,2	35,1	35,5	33,1	32,5	36,7
16	Предел пропорциональности при сжатии, кг/мм²		6,2	7,1	7,3	8,3	7,6	8,3	16,0
17	Предел текучести при сжатии, кг/мм²		7,5	8,3	8,7	10,0	9,6	10,6	22,3
18	Твердость по Бринелю (10/250/30), кг/мм²		33,2	37,1	35,8	41,5	42,4	53,2	79,2
19	Твердость по Бринелю (2/30/30), кг/мм²		32,0	42,5	41,9	45,5	49,8	69,2	96,7
20	Твердость по Викерсу (10/30), кг/мм²		45,7	51,6	51,4	60,7	56,4	80,8	99,5

5. Литейные свойства мышьяковистых бронз

Для определения жидкотекучести из каждого сплава в сухой песок отливалась спираль, причем температура сплава при отливке была на 100° выше точки его плавления.

Результаты испытаний приведены в табл. 5. Из таблицы видно, что мышьяк улучшает жидкотекучесть свинцовых бронз.

Таблица 5

Наименование сплавов	Химический состав, %				Температура заливки °C	Длина спирали см
	Cu	Pb	As	Mn		
Бронза свинцовистая	75,0	25	—	—	1080	12,3
Бронза мышьяковосвинцовистая	74,5	25	0,5	—	1085	27,5
То же	73,0	25	2,0	—	1006	34,9
»	72,0	25	3,0	—	1026	35,3
»	71,0	25	4,0	—	986	26,5
»	70,0	25	5,0	—	976	31,6
»	78,0	18	4,0	—	1060	22,0
БрМСМц2-25-2	71,0	25	2,0	2,0	1022	14,0
БрМСМц2-18-2	78,0	18	2,0	2,0	1108	58,5

Помимо того для определения качества литья были отлиты в песок и кокиль по две массивные втулки весом по 17,5 кг.

После расточки оказалось, что в некоторых местах втулок присутствуют газовые раковины диаметром 1—3 мм. Других литейных пороков на указанных втулках не обнаружено.

Результаты испытания механических свойств образцов, вырезанных из указанных втулок, приведены в табл. 6.

Таблица 6

Марка сплава	Химический состав, %				Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение %	Твердость по Бринеллю, кг/мм ²	Ударная вязкость кг/см ²	Примечание
	Cu	Pb	As	Mn					
БрМС4-18 . .	78	18	4	—	16,8	15,4	40	0,61	Плитка в кокиль
					14,9	13,7	54	0,5	Втулки в кокиль
					10,5	5,7	40	0,4	Втулки в песок
БрМСМц2-18-2	77,7	17,85	19,3	1,91	16,8	11,1	45	0,83	Плитка в кокиль
					16,9	10,6	60	0,7	Втулка в кокиль
					—	—	46	0,53	Втулка в песок
БрМС3-25 . .	72,58	24,55	2,87	—	14	12,9	33	0,67	Плитка в кокиль
					14,3	11,6	44	0,54	Втулка в кокиль
					12,8	15,8	36	0,70	Втулка в песок
БрМСМц2-25-2	70,70	24,76	1,85	1,91	16,5	11	42	0,88	Плитка в кокиль
					15,8	11	48	0,48	Втулка в кокиль
					13,5	7,2	47	0,48	Втулка в песок

Из таблицы видно, что мышьяковистые бронзы, отлитые в песок, имеют пониженные механические свойства.

6. Антифрикционные свойства свинцовистых бронз, содержащих мышьяк

Определение антифрикционных свойств сплавов производилось на машине Амслера.

При испытании со смазкой нагрузка была 75 кг/мм², при испытании без смазки нагрузка бралась 12,5 кг/мм².

В качестве смазки применено машинное масло № 2. Удельный вес масла 0,900, вязкость при 50° 6,06°Э, температура вспышки 180°, кислотное число 0,06, золы нет, кокс 0,15%.

Результаты приведены в табл. 7, где для сравнения показаны также данные испытаний оловянистых бронз БрОС7-18 и БрОС5-25.

Таблица 7

Свойства		БрМС	БрМСМц	БрМС	БрОС	БрМС	БрМСМц	БрМС	БрОС
Химический состав, %	Си	79,16	76,52	78	75	72,58	68,66	70,73	70
	Рь	17,55	18	18	18	24,55	26	25,5	25
	As	3,03	2,95	4	—	2,87	2,75	3,77	—
	Мп	—	1,91	—	—	—	1,91	—	—
	Sn	—	—	—	7	—	—	—	5
Момент трения при нагрузке 75 кг/см ²		3,7	1,7	3,25	2,9	2,45	3,05	2,6	—
Коэффициент трения при нагрузке 75 кг/см ²		0,0123	0,0057	0,0108	0,010	0,0082	0,0102	0,0086	0,006
Истирание бронзы при нагрузке 75 кг/см ² , отнесенное к 1 км пути и на 1 см ² площади истирания, мг		0,04	0,04	0,13	0,03	0,12	0,11	0,06	0,15
Истирание стали при нагрузке 75 кг/см ² , отнесенное к 1 км пути и 1 см ² площади, мг		0,02	0,02	0,03	0,001	0,07	0,06	0,04	0,0045
Момент трения при нагрузке 12,5 кг/см ²		7,5	—	7,5	6,0	8,5	8,0	8,5	7,0
Коэффициент трения при нагрузке 12,5 кг/см ²		0,15	—	0,15	0,12	0,17	0,16	0,17	0,15
Истирание бронзы при нагрузке в 12,5 кг/см ² , отнесенное к 1 км пути и 1 см ² площади истирания, мг		315	316	253	—	185	191	137	203,0

Данные табл. 7 показывают, что свинцовомышьяковые сплавы имеют небольшой коэффициент трения, небольшой износ и значительно изнашивают сталь.

III. Выводы

1. В качестве заменителей стандартных свинцовооловянистых бронз, применяемых как антифрикционный материал, в машиностроении разработаны новые безоловянистые сплавы, в которых олово полностью заменено мышьяком.

2. По своим механическим свойствам мышьяковистые бронзы вполне удовлетворяют техническим условиям на свинцовооловянистые бронзы и могут быть рекомендованы для промышленных испытаний как заменители стандартных свинцовооловянистых бронз, например:

1) для отливки буксовых подшипников паровозов ФД вместо БрОС-5-25;

2) для отливки дышловых подшипников (плавающих втулок) паровозов ФД вместо БрОС-7-18;

3) для тяжелых станков, двигателей и других машин вместо БрОС-7-18 и т. д.

Применение новых сплавов заменителей дает возможность экономить 50—70 кг олова на одну тонну бронзового литья.

Литература

1. Bassett H., Bearing Metals and Alloys, London, 1937.
2. Шпагин А. И., Наука и техника, № 7—8 1933.
3. DRP 625092. Bronzeartige Kupfer—Legierungen, 1936.
4. Bauer O. u. Tonn W., Zeitschrift für Metallkunde, т. 27, 1935, стр. 183—187.
5. Reinglass P., Chemische Technologie der Legierungen Leipzig, 1926.
6. Влияние сурьмы, железа и мышьяка на свойства свинцовистых бронз, Metallbörse, 1931, стр. 2154.
7. DRP 442129. Высокосвинцовистая бронза, содержащая кроме меди и свинца еще олово, сурьму, никель, железо, марганец, хром, фосфор, мышьяк или кобальт.
8. Wole C. Metallurgist, 25 марта 1932 г. стр. 43—44.
9. Witter W., Technische Blätter, т. 25, 1937, стр. 91.
10. Wecker I. u. Nipper H., Zs. f. Metallkunde, 1935, стр. 149.
11. Ильин А. И., Антифрикционные оловянносвинцовые бронзы для паровозов ФД и ИС, Москва, 75, 1939, стр. 109—121.

МАРГАНЦОВОСВИНЦОВИСТАЯ БРОНЗА

I. Введение

Работа произведена с целью подбора заменителя оловянистых подшипниковых бронз, применяемых в авиамоторостроении. В связи с развитием авиации в СССР вопрос изыскания более качественных подшипниковых сплавов является весьма актуальным.

В работе изучены медные сплавы, содержащие до 8% Мп и до 30% Рb, а также установлено влияние железа, фосфора, олова и никеля на механические, литейные и антифрикционные свойства данных сплавов. Изучение действия железа важно для разрешения вопроса о возможности применения при изготовлении данных сплавов дешевого высокопроцентного ферромарганца.

Изучение влияния олова, фосфора и др. представляло интерес в свете литературных противоречий о действии указанных элементов на ликвацию свинца.

II. Литературный обзор

Наиболее полной, в отношении изучения марганцовосвинцовистых бронз, является работа Вебера и Ниппера [1], в которой изучены механические, антифрикционные и физические свойства как тройных марганцовосвинцовистых бронз, так и с добавками олова, никеля, кобальта, железа, мышьяка, фосфора, натрия и кальция.

Рекомендуемый ими сплав содержит 5% Мп; 30% Рb; 2% Ni; остальное Си.

Установлено, что марганец оказывает более благоприятное действие, чем олово, как в отношении ликвации свинца, так и на физико-механические и антифрикционные свойства. Никель влияет положительно, уменьшая ликвацию свинца и измельчая зерно. Примеси кальция, натрия и фосфора до 0,3% вредного влияния не оказывают. Примеси кобальта, железа и мышьяка вредны, так как отрицательно влияют на антифрикционные свойства марганцовосвинцовистых бронз.

Сравнительные испытания антифрикционных свойств по методу Шварца дали следующие результаты.

1. Бронза марганцовосвинцовистая, содержащая 5% Mn; 30% Pb; 2% Ni и остальное Cu.

2. Бан-металл, отвечающий по составу кальциевому баббиту марки БК-1:

Коэффициент трения 0,0088. Температура подшипника 46°.

3. Регель-металл, отвечающий по составу баббиту Б-83.

Коэффициент трения 0,008. Температура подшипника 41°.

Испытания произведены при удельной нагрузке 220 кг/см², окружной скорости 5,15 м/сек. при продолжительности испытания 4 часа и при смазке летним железнодорожным маслом.

При длительных испытаниях в течение 40 суток (при скорости 6,9 м/сек) марганцовосвинцовистая бронза показала хорошие результаты.

Коэффициент трения 0,0055, температура подшипника 38—42°, износ за все время испытания 0,075 г.

Наконец, сравнительные антифрикционные испытания, произведенные в эксплуатационных условиях, применительно к железнодорожному делу показали, что марганцовосвинцовистая бронза имеет определенные преимущества в сравнении с оловянистыми бронзами и баббитами.

В работе Ильина [2] изучена серия тройных марганцовосвинцовистых бронз, а также с добавками олова, железа и цинка. Указанные примеси оказывают отрицательное влияние как на ликвидацию свинца, так и на антифрикционные свойства, а потому содержание их в данных сплавах следует допускать не выше 0,5% Sn; 0,3% Fe и 1,0% Zn.

Антифрикционные свойства марганцовосвинцовистых бронз испытаны на приборе Амслера и Шварца. Испытания со смазкой дали положительные результаты.

Испытания без смазки, в противоположность данным Векера и Ниппера, показали значительный износ данных бронз и повышенный коэффициент трения.

В результате исследования автор приходит к выводу, что марганцовосвинцовистые бронзы, особенно с добавкой никеля, являются полноценными заменителями бронз оловянносвинцовистых. В частности: 1) бронза состава: 5—7% Mn; 1,5—2% Ni; 20—27% Pb и остальное Cu, рекомендуется для изготовления буксовых паровозных подшипников; 2) бронза, содержащая: марганец 5—7% Mn; 1,5—2% Ni; 10—15% Pb и остальное Cu, рекомендуется для изготовления дышловых паровозных подшипников.

Наконец, в исследованиях, посвященных изучению специальных бронз [3] и латуни [4], установлено положительное влияние на них марганца. В частности, латунь марганцовистая, помимо хороших антифрикционных и антикоррозионных свойств, отличается высокими литейными свойствами.

III. Экспериментальная часть

I. Методика исследования

Изготовление марганцово-свинцовистых бронз произведено на чистых металлах в газовых горнах и графитовых тиглях под покровом древесного угля (вес шихты 30 кг). Порядок плавки во всех случаях был принят следующий: в расплавленную и раскисленную медь сначала вводились тугоплавкие металлы — марганец, никель и железо — в виде соответствующих легатур. Добавки легкоплавких металлов свинца, олова и фосфора вводились перед разливкой металла в конце плавки. Готовый металл после тщательного перемешивания заливался в строго определенных условиях. Отливка бронз производилась в металлические изложницы при размерах слитка: диаметр 50 мм, высота 100 мм, через стандартные песчаные воронки.

Отливка стандартных спиралей для определения жидкотекучести производилась в сухие песчаные опоки при температуре 1200, 1150, 1100 и 1050°.

Ликвация свинца определялась химическим анализом и испытанием образцов на твердость по зонам, а также микроскопическим исследованием и по излому.

Влияние состава и температуры заливки на текучесть и ликвацию сплавов приведено в табл. 1.

Из табл. 1 вытекает, что марганцово-свинцовистая бронза, содержащая 7% Mn и 20% Pb, в отношении плотности, однородности состава и литейных свойств показала наилучшие результаты. Данный сплав, отлитый при температуре 1150° как в кокиль, так и в песок, не обнаруживает обратной ликвации, ни ликвации свинца по высоте слитка.

В сплавах с пониженным содержанием марганца (до 3%) наблюдается резко выраженная обратная ликвация. Бронзы указанного состава обладают плохими литейными свойствами, дают неплотное литье с окисными пленками и для технических целей едва ли пригодны.

В сплавах с повышенным содержанием свинца (30% и более) и марганца (8% и более) наблюдается ликвация свинца в резко выраженной форме по высоте слитка.

Обратная же ликвация в сплавах указанного состава проявляется в слабой форме.

2. Микроскопическое исследование

Свинец ни в марганце, ни в меди в твердом состоянии нерастворим. Марганец же с медью в твердом состоянии образует значительную область твердого раствора. Поэтому строение марганцово-свинцовистых бронз несложно. Структура данных сплавов состоит из кристаллов твердого раствора α и включений элементарного свинца. Микро- и макроструктура марганцово-свинцовистых бронз в зависимости от температуры литья приведены в табл. 2.

Таблица 1

Зона исследования	Химический состав, %			Температура литья в °С	Жидкотекучесть, см	Твердость по Бринеллю кг/мм²	Характеристика сплава	
	Mn	Pb	Cu					
1	Верх	2,74	18,01	79,22	1200	45	33,9 36,4 36,1	1. Наблюдается резко выраженная обратная ликвация свинца. Свинец в значительном количестве ликвировал на поверхность
	Середина	2,64	19,21	78,08				
	Низ	2,72	18,10	78,94				
2	Верх	2,64	17,06	80,07	1150	35	37,5 38,9 42,9	Ликвации свинца по высоте слитка (расслоение) не наблюдается, что видно из химического анализа
	Середина	2,50	18,18	79,10				
	Низ	2,60	17,90	79,40				
3	Верх	2,12	17,36	80,49	1100	24	— 39,1 41,5	2. Твердость понижается от центра к периферии, что подтверждает наличие явления обратной ликвации 3. Излом неоднородный с большим содержанием окисленных включений, увеличивающихся в сплаве с понижением температуры литья 4. Жидкотекучесть низкая 5. Сплав технически непригоден
	Середина	1,94	17,10	80,74				
	Низ	2,08	17,53	80,24				
4	Верх	4,63	20,01	75,12	1200	81	40,6 39,1 42,9	1. Обратная ликвация свинца выражена в слабой степени. Ликвации свинца по высоте слитка нет
	Середина	4,67	19,95	75,14				
	Низ	4,57	19,96	75,38				
5	Верх	4,65	19,96	75,28	1150	66	42,4 43,9 44	2. Резких изменений твердости по зонам не наблюдается 3. Излом достаточно плотный, но с понижением температуры литья количество плен в сплаве возрастает
	Середина	4,64	19,96	75,30				
	Низ	4,66	19,78	75,43				
6	Верх	4,28	19,60	76,02	1100	36	41,5 45,1 42,9	4. Жидкотекучесть под влиянием марганца возросла 5. Наилучшие результаты показал сплав, отлитый при 1150°
	Середина	4,02	19,59	76,18				
	Низ	4,30	19,26	76,40				
7	Верх	3,67	17,60	78,54	1050	—	—	Температуры литья 1100 и 1050° для данного сплава непригодны
	Середина	3,67	17,90	78,20				
	Низ	3,67	17,64	78,50				

Шифр	Зона исследования	Химический состав, %			Температура литья в °С	Жидкотекучесть, см	Твердость по Бринеллю кг/мм²	Характеристика сплава
		Mn	Pb	Cu				
31	Верх . .	7,48	20,04	—	1200	60	47	1. Обратной ликвации и расслоения по высоте не обнаружено
	Середина	7,47	20,10	72,00			44	
	Низ . .	7,50	20,12	—			43	
32	Верх . .	7,50	20,22	71,90	1150	55	46,9	2. Наблюдается понижение твердости в поперечном разрезе круглого образца от центра к периферии
	Середина	7,85	20,20	71,80			48,3	
	Низ . .	7,44	20,10	72,0			52,5	
33	Верх . .	7,10	20,01	72,7	1100	50	44,1	3. Излом ровный, плотный, мелкокристаллический, пленки появляются при заливке образцов при 1050°
	Середина	7,09	20,12	—			44,1	
	Низ . .	7,07	20,12	—			—	
34	Верх . .	7,08	20,10	72,3	1050	—	—	4. Жидкотекучесть см. выше
	Середина	7,03	20,00	—			—	
	Низ . .	7,07	20,05	72,4			—	
41	Верх . .	2,88	28,30	68,75	1200	58	23,8	1. Обратная ликвация резко выражена. Имеются значительные выделения свинца на поверхности слитка
	Середина	2,86	28,15	68,56			28,4	
	Низ . .	2,90	27,70	68,95			32,0	
42	Верх . .	2,89	27,0	69,70	1150	—	30,3	2. Твердость возрастает к центру от периферии
	Середина	2,86	27,6	—			39	
	Низ . .	2,85	27,9	68,80			—	
43	Верх . .	2,76	28,30	68,50	1100	—	—	3. Излом, неоднородный, пористый с большим содержанием окисных пленок
	Середина	2,80	28,30	—			32	
	Низ . .	2,70	28,60	68,30			33	
44	Верх . .	2,60	29,35	67,70	1050	—	34,9	4. Жидкотекучесть неудовлетворительная
	Середина	2,60	29,25	68,00			—	
	Низ . .	2,65	29,40	67,70			36,1	
51	Верх . .	4,22	30,35	Ост.	1200	47	40,6	1. Явление обратной ликвации имеет место. Расслоения по высоте слитка не обнаружено
	Середина	4,23	31,25	—			40,9	
	Низ . .	4,29	31,10	—			42,9	
52	Верх . .	4,29	30,55	64,75	1150	—	41,8	2. Твердость по зонам поперечного разреза изменяется незначительно
	Середина	4,21	31,45	—			—	
	Низ . .	4,21	31,26	64,08			41,7	
53	Верх . .	4,15	29,60	65,70	1100	—	37,3	3. Излом однородный и плотный. Окисные пленки возрастают с понижением температуры заливки
	Середина	4,10	30,25	65,25			41	
	Низ . .	4,10	29,30	66,10			41,7	
								4. Жидкотекучесть неудовлетворительная

Шифр	Зона исследования	Химический состав, %			Температура литья в °C	Жидкотекучесть, см	Твердость по Бринслю кг/мм ²	Характеристика сплава
		Mn	Pb	Cu				
54	Верх . .	4,00	29,60	65,95	1050	—	42,0	5. Сплав данного состава лучше предыдущего, но значительно уступает бронзе БрМЦС8-20
	Середина	4,20	29,7	—			45	
	Низ . .	4,08	29,8	—			45,1	
61	Верх . .	8,43	22,50	68,50	1200	56	53,4	1. Обратная ликвация резко выражена. С понижением температуры литья наблюдается сильное расхождение по высоте слитка, что видно из данных химического анализа
	Середина	8,43	22,6	68,4			57,5	
	Низ . .	8,45	22,5	68,4			57,9	
62	Верх . .	8,35	23,45	67,55	1150	—	54,4	2. Твердость по зонам вследствие ликвации свинца резко изменяется
	Середина	8,35	23,60	67,50			57,5	
	Низ . .	8,35	23,55	67,60			54,8	
63	Верх . .	7,60	27—27	—	1100	—	32	3. Излом при заливке металла при 1150° плотный. С понижением температуры возрастает содержание пленок
	Середина	7,50	26—67	—			—	
	Низ . .	—	51—71	—			—	
64	Верх . .	7,55	26—28	—	1050	—	сильная ликвация свинца	4. Жидкотекучесть низкая 5. Сплав недостаточно удовлетворительный
	Середина	7,30	27—28	—				
	Низ . .	2,2	61—86	—				

Из микроскопического анализа вытекает, что бронза БрМцС7-20, отлитая при температуре 1150°, дает наилучшие результаты в отношении микроструктуры и расположения свинца.

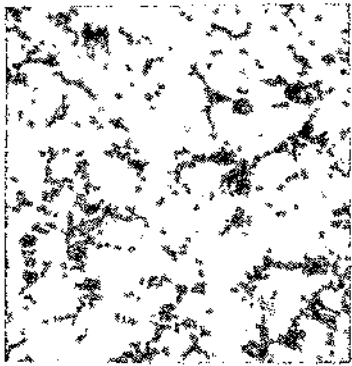
3. Исследование механических и физических свойств

Испытанию в отношении механических и физических свойств подвергались сплавы, содержащий 7% Mn, 20% Pb и остальное Cu, как показавший наилучшие результаты по своей плотности, однородности состава, структуры и литейных свойств. Антифрикционные испытания произведены по методу Амслера в шаре с авиационной сталью при следующих условиях: 1) удельное давление со смазкой 175 кг/см², всухую 12 м/сек; 2) окружная скорость 0,4 м/сек; 3) смазка масло ААС; 4) продолжительность испытания 30 час.

Результаты испытаний механических и физических свойств бронзы марганцовосвинцовой БрМцС7-20 по сравнению с БрМцС5-25 и оловянносвинцовой бронзой БрОС5-25 приведены в табл. 3.

Из табл. 3 вытекает, что марганцовосвинцовая бронза БрМцС7-20 с наилучшей микроструктурой и распределением свинца представляет определенный интерес как заменитель дорогих де-

Таблица 2

№ по пор.	№ микрофотографии	Наименование	Температура дутья °С	Увеличение	Структурная характеристика
1	1 	Бронза марганцово-цинковистая BrMnСЗ-20	1200	100	Структура двухфазная, состоящая из кристаллов твердого раствора α и включений свинца. Свинец расположен по границам клеток в виде темных включений, переходящих в сомитные цепи. Структура неоднородная (шлиф не травлен)
2		То же BrMnСЗ-20	1150	100	Картина в отношении расположения свинца та же, что и выше
3		То же BrMnСЗ-20	1050	100	

Расположение свинца в сплаве

100

1200

BrMnСЗ-20

2

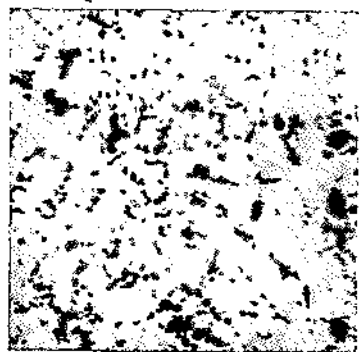
Расположение сланца в массиве
неудовлетворительное. Послед-
ний расположен по границам
кристаллов, образуя часто сплош-
ные цепи

100

1200

БрМцС5-20

2

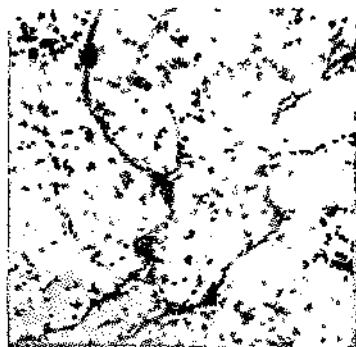


100

1150

БрМцС5-20
БрМцС5-20

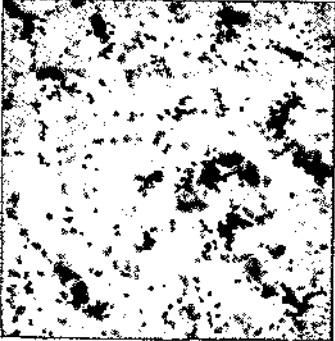
3



5

6

То же

№ по пор.	№ микрофотографии	Наименование	Темпера- тура литья °C	Увеличе- ние	Структурная характеристика
7	4 	BrMnС7-20	1200	100	Структура двухфазная $\alpha + \text{Pb}$
8		BrMnС7-20	1150	100	Свинец расположен в виде отдельных включений, не образуя сомкнутых цепей
9		BrMnС7-20	1100	100	Структура наиболее благоприятная при литье при 1150°

10		БрМцСЗ-30		1200	100	Расположение свинца неоднородное. Видны грубые включения ликвидировавшего свинца и мелкие включения по границам клеток в форме непрерывных цепочек. Структура неоднородная
11		БрМцСЗ-30		1150	100	
12	5	БрМцС5-30		1200	100	Структура примерно та же, что и выше. Расположение свинца лучше при температуре заливки при 1150°

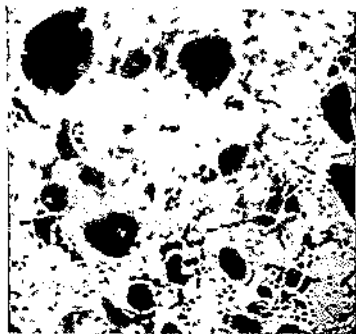


Таблица 3

Свойства	БрМцС8-20	БрМцС5-25	БрОС5-25
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	17	17	14
Предел пропорциональности, кг/мм ²	7,8	7,6	7
Предел текучести, кг/мм ²	10	9	8
Удлинение, %	12	9	6—8
Сужение площади поперечного сечения при растяжении, %	11—14	11	12
Твердость по Бринеллю	52	47	55
Сопротивление срезу, кг/мм ²	14	12,5	13,5
Ударная вязкость, кгм/см ²	1	0,7	1
Жидкотекучесть, см	55	60	40
Сопротивление сжатию, кг/мм ²	47	42	50
Осадка при сжатии, %	43	—	20—30
Плотность, г/см ³	8,83	9,09	9,8
Коэффициент трения со смазкой	0,013	0,019	0,004
„ „ без смазки	0,13	—	0,14
„ линейного расширения при 20°	$18,57 \times 10^{-6}$	$17,97 \times 10^{-6}$	$17,60 \times 10^{-6}$
„ „ „ „ 100°	$19,27 \times 10^{-6}$	$18,34 \times 10^{-6}$	—
„ „ „ „ 300°	$20,97 \times 10^{-6}$	$29,82 \times 10^{-6}$	$19,30 \times 10^{-6}$
„ „ „ „ 500°	$22,07 \times 10^{-6}$	$22,07 \times 10^{-6}$	—
Теплопроводность, кал./г. см. °С	0,055	0,077	—
Температура окончательного расплавления в °С	885	924	940

фицитных оловянистых бронз. Данный сплав по своим механическим и физическим свойствам отвечает антифрикционной оловяно-свинцовой бронзе БрОС5-25.

4. Влияние примесей

Результаты исследования влияния примесей железа, олова, фосфора и никеля на марганцовосвинцовую бронзу, содержащую 8% Мп и 20% Рb, в отношении литейных и механических свойств, структуры и ликвидации свинца сведены в табл. 4.

Из табл. 4 видно, что железо в отношении его влияния на механические и физические свойства марганцовосвинцовой бронзы БрМцС7-20 является вредной примесью.

Под влиянием железа значительно увеличивается ликвиция свинца, понижаются литейные свойства, увеличивается образование в сплаве плен и пор, что в свою очередь связано с понижением антифрикционных, механических и прочих физических свойств. Следовательно, железо может быть допустимо в данной бронзе не выше 0,2—0,3%.

Олово на ликвиацию свинца в указанной бронзе вредного влияния не оказывает.

Таблица 4

Шифр	Химический состав, %				Твердость по Бринеллю	Характеристика сплава
	Mn	Pb	Cu	Fe		
Ж-1	7,62	20,22	71,35	0,66	57	1. Под влиянием железа сильно увеличивается обратная ликвация и ликвация свинца по высоте слитка, что связано с удушением структуры и пониженным антифрикционными свойств 2. Сильно понижаются литейные свойства, а твердость возрастает 3. Железо является вредной примесью и может быть допущено в данном сплаве не выше 0,3%
Ж-2	7,98	18,64	72,52	0,81	63	
Ж-3	7,85	19,22	71,40	1,30	68	
Ж-4	7,74	19,63	70,64	1,70	68	
				Sn		
О-1	7,57	20,35	71,43	0,30	54	1. Обратной ликвации под влиянием олова и расслоения свинца по высоте слитка не наблюдается 2. Литейные свойства в отношении жидкотекучести повышаются. Твердость изменяется незначительно 3. Олово в марганцовосвинцовистой бронзе не является вредным и может быть допущено как случайная примесь до 1—2 %
О-2	7,57	20,08	71,18	0,72	54	
О-3	7,58	20,28	70,53	1,16	56	
О-4	7,45	20,17	70,10	2,24	59	
				P		
Ф-1	7,93	20,10	71,85	0,028	56	1. Фосфор в указанных пределах на ликвацию свинца не влияет 2. Под действием фосфора заметно улучшаются литейные свойства. Твердость возрастает незначительно 3. Следовательно фосфор в бронзе БрМнС8-20 при содержании 0,068 % не является вредной примесью
Ф-2	7,83	20,16	71,52	0,03	56	
Ф-3	7,80	20,10	71,70	0,045	56	
Ф-4	7,90	19,93	71,85	0,068	58	
				Ni		
Н-1	7,74	20,29	70,81	0,62	57	1. Никель в отношении ликвации свинца является полезным 2. На литейные свойства никель заметного влияния не оказывает. Твердость с увеличением никеля возрастает незначительно 3. Никель в марганцовосвинцовистых бронзах является полезной примесью
Н-2	7,40	20,40	70,20	1,14	58	
Н-3	7,56	19,96	69,89	2,17	58	
Н-4	7,87	19,99	68,61	3,18	60	

Под действием олова заметно улучшаются литейные свойства данного сплава. Фосфор в отношении ликвации свинца вредного влияния не обнаруживает при содержании его в сплаве до 0,06%, заметно повышая при этом литейные свойства марганцовосвинцовистых бронз. Никель на механические и физические свойства и измельчение структуры данных бронз оказывает положительное влияние.

Выводы

1. Найден сплав, содержащий 7% Мп; 20% Рб и 73% Сп, который по механическим, физическим и антифрикционным свойствам является полноценным заменителем подшипниковых оловянных бронз.

2. Установлено влияние примесей на свойства данного сплава. Железо является вредной примесью и допустимо не свыше 0,3%. Олово, фосфор и никель на литейные свойства влияют положительно.

Литература

1. Wecker I. u. Nipper H., Z. f. Metallkunde, № 7, 1936, стр. 149—154.
2. Ильин А. И., Влияние примесей на структуру, склонность к ликвации и механические свойства свинцово-оловянистых бронз. Диссертация, работа, 1937.
3. Смирягин А. П., Бронзы специальные ОБС, вып. 28, 1933.
4. Шпагин А. И., Бронза марганцовистая, 1931.

на
то
ск
сп
в
ту
ло
пр
М
ре
по
тв
но
бе
ти
Вр
из
за
та
ни
тр
по
ме
ле
но
де

МИКРО- И МАКРОАНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Введение

Микроскопический метод исследования металлов и сплавов как наиболее наглядный, распространенный и достаточно быстрый и точный имеет большое значение для заводских и исследовательских лабораторий.

Металлографическое исследование позволяет в кратчайший срок установить дефекты металлов и технологических процессов и в ряде случаев состав сплавов и фаз. Для получения четких структур существенное значение имеет правильный выбор травителей.

В настоящей статье на основании многолетней практики Металлографической лаборатории института и литературных данных¹ приведен список травителей для различных металлов и сплавов. Методика травления весьма проста, но в ряде случаев требует определенного практического навыка. Обычно подготовленный и отполированный до зеркального состояния шлиф погружается в раствор травителя или травитель наносится ватой на полированную поверхность шлифа, так, чтобы в процессе травления вся поверхность шлифа была смочена. По окончании травления шлиф, во избежание окисления, быстро помещается под струю воды и после тщательной промывки мгновенно сушится фильтровальной бумагой. Время травления устанавливается практически. В ряде случаев, во избежание получения ложных структур и при «грязной» травке, зависящей от состава сплава, примесей, скорости охлаждения металла и пр., хороших результатов можно добиться путем изменения концентрации травителя, применяя повторно полировку и травление. Для кислотоупорных металлов и сплавов или трудно полирующихся и легко окисляющихся с успехом может быть применена разработанная нами электролитическая полировка и травление. В табл. 1 приведен список металлов и сплавов с указанием номеров травителей для них.

Ниже дан список травителей с краткой характеристикой их действия.

¹ Portevin A., Bastien P., Réactifs d'attaque Metallographique, 1937, Paris; Guertler, W., Metalltechnischer Kalender, 1931, Berlin и др.

Список металлов и сплавов с указанием травителей для них

Металлы и сплавы, символ	№ применяемых травителей	Металлы и сплавы, символ	№ применяемых травителей
Ag-As	5	Al-Mn	14, 24, 38, 39
Ag-Au-Cu	6	Al-Mn-Ni	14, 24
Ag-Bi	17, 22	Al-Mn-Si	14
Ag-Ca	24	Al-Mo-Ni	2, 7, 14
Ag-Cd	5,	Al-Mo-Zn	2
Ag-Cu	травящий отпуск (нагрев на воздухе)	Al-Ni	электролизом 38, 39 40
Ag-Cu-Fe	16	Al-Ni-Si	5, 14
Ag-Cu-Sb	5	Al-Ni-Zn	5, 14
Ag-Mg	16	Al-Si	14
Al-Pb	5, 14, 19	Al-Si-Ti	5, 6, 14
Ag-Sb-S	19	Al-Ti	14
Ag-Pb-Sn	13	Al-V	1, 4 электролиз
Ag-S	1	Al-Zn	2, 5, 14, 18
Ag-Sb	2, 5, 15, 22	As-Cd	5
Ag-Sn	1, 5, 16	As-Co	15, 19, 20
Ag-Tl	травящий отпуск	As-Cu	28
Ag-Zn	5, 6, 22	As-Cu-O	15, 20
Al	2, 7, 14, 18	As-Fe	19
Al-B	14	As-Ni	19
Al-C	травящий отпуск	As-Pb	5, 6
Al-Ca-Si	14	As-Pt	14
Al-Ce	1, 14, травящий отпуск	As-Sn	5
Al-Ce-Cu	5	As-Zn	2, 8
Al-Ce-Fe	14	Au	23
Al-Ce-Zn	5	Au-Bi	6
Al-Co	17	Au-Cd	5, 6
Al-Cu	5, 14, 17, 20, 27, 28, 38, 39, 40	Au-div.	2, 23
Al-Cu-Mg	14, 38	Au-Fe	1, 5, 11, 27
Al-Cu-Mn	5, 17	Au-In	5
Al-Cu-Mo	2, 28	An-Mg	6, 30
Al-Cu-Ni	5, 14, 17, 20, 38, 39, 40	Au-Na	6
Al-Cu-Si	14, 17, 28	Au-Sb	6, 14
Al-Cu-Zn	5	Au-Sn	5, 6
Al-Fe	37, 24, 38, 40	Au-Zn	5, 6
Al-Fe-Cu	14	Bi	17
Al-Fe-Mg	14	Bi-Cd-Zn	19
Al-Fe-Ni	14	Bi-Cu	17
Al-Fe-Si	38, 1, 2, 14, 39, 40	Bi-Cu-Mn	24, 28
Al-Fe-Zn	5, 14	Bi-Mn	5
Al-Mg	2, 5, 38	Bi-Ni	18
Al-Mg-Mo	2	Bi-S	17
Al-Mg-Ni	5, 14, 24	Bi-Sb	5, 27, 28 травящ. отпуск
Al-Mg-Si	14, 38, 39, 40	Bi-Sn	1, 5
Al-Mg-Sn	14	Bi-Te	6
Al-Mg-Zn	5	Bi-Tl	18
		C-Co	17
		C-Cr	1, 24

Металлы и сплавы, символ	№ применяемых травителей	Металлы и сплавы, символ	№ применяемых травителей
C-Fe	1, 4, 5, 9, 11, 14, 17, 19, 21, 24, 26, 27, 28, 29 электролизом травящий отпуск	Cu-Ni	1, 5, 6, 28, 36
C-Fe-Mn	21	Cu-O-Sb	20
C-Fe-Mo	18	Cu-P	2, 14, 17, 28
C-Fe-Ni	1, 11	Cu-P-Sn	20
C-Fe-P	травящий отпуск	Cu-Pb	5
C-Fe-Sb	1, 5 травящий отпуск	Cu-O	17
C-Fe-Sn	11, травящий отпуск	Cu-Pb-S	17, 18, 19, 22
C-Fe-Ti	7	Cu-Pb-Sb-Sn	1
C-Mo	24	Cu-Pb-Sn	5
C-Ni	5, 17	Cu-Pb-Zn	28
C-Ti	17	Cu-Sb	1, 6, 22, 30 травящ. отпуск
C-W	8, 24	Cu-Si	12, 14, 17, 28
Ca-Cu	15, травящий отпуск	Cu-Si-Zn	5, 17, 20
Cd-S	5	Cu-Si-Mn	5, 17, 20
Cd-Sn	5, 25	Cu-Sn	1, 5, 12, 14, 15, 16, 17, 20, 35
Cd-Sn-Zn	1	Cu-Sn-S	17
Cd-Zn	5	Cu-Sn-Sb	5
Co-Cr-Mo	5, 6, 18, 24	Cu-Sn-Zn	17, 20, 35
Co-Cu	1, 16, 17	Cu-Ti	28
Co-Fe-Mo	12, 17	Cu-Zn	1, 5, 14, 15, 16, 17, 23, 28, 35
Co-Mn	1, 18		Электролизом, травка при отпуске
Co-Mn-Mo	5	Fe	5
Co-Mo	11, 19, 25	Fe-Cu-Pb	28
Co-Mo-Ni	17	Fe-Mn	1, 5, 11, 27
Co-Ni	17	Fe-Mn-Mo	17
Co-S	5	Fe-Mn-Ni	5, 11
Cr	Электролизом	Fe-Mn-S	11
Cr-Cu-Ni	6	Fe-Mo	12, 17
Cr-Fe-Mo	5	Fe-Mo-Ni	12, 17
Cr-Mo	5	Fe-N	11
Cr-Ni-Mo	31	Fe-Ni	3, 5, 11, 27
Cr-Sb	5	Fe-Ni-P	26
Cu-Div.	17, 5, 20, 35	Fe-P	5, 6, 28, травящ. отпуск
Cu-As	27	Fe-Pt	5, 6
Cu-Al	17, 20, 35	Fe-S	11, 18, 26, 28
Cu-Al-Ni	17, 20	Fe-Sb	17, 27, 28
Cu-Be	28, 27, 35	Fe-Si	5
Cu	5, 16, 20, 25, 28, 17	Fe-Sn	28
Cu-Fe	5, 16, 28, 17	Fe-V	6
Cu-Fe-Mn	16, 17	Fe-W	28
Cu-Fe-Mo	17	Fe-Zn	5, 12, 14, 19, 26
Cu-Fe-S	17, 22	Hg-Pb	18
Cu-Mg	16, 18	Hg-Pb-Sn	18, 22
Cu-Mn	16, 18, 17, 28	Hg-Sn	18, 22
Cu-Mn-Mo	17	Mg	5
Cu-Mn-Ni	17	Mg-Sb	21
Cu-Mo-Ni	5, 24	Mg-Al	21

Металлы и сплавы, символ	№ применяемых травителей	Металлы и сплавы, символ	№ применяемых травителей
Mg-Al-Zn	21	Pb-Sb	1, 5
Mn-Mo	1, 5, 17, 18	Pb-Sn	1, 5, 14, 18 и $Pb(NO_3)_2$
Mn-Mo-Ni	17		электролиз
Mn-Sb	17	Pb-Te	электролизом
Mn-Sn	5	Pd-Sb	5
Mo-Ni	24	Pt	6
Mo-Ni-Sn	14	Pt-Sb	6
Mo-Sn-S	18	Pt-Sn	травящий отпуск
Ni	1, 5, 18	Sb-Sn	1, 5, 17
Ni-P	5, 6	Sb-Te	1, 5
Ni-Pd	5	Sb-Zn	4
Ni-Sb	2, 5	Si	7, 17
Ni-Si	6	Sn	5, 25
Ni-Sn	1, 5, травящ. отпуск	Sn-Zn	1, 5
Ni-Zn	2, 5	Ti	7
Pb	5, 13, электролиз	W	14, 16 $K_3Fe(CN)_6 + NaOH$
Pb-Cu-Ni	5		или $NaOH$ электролизом
Pb-Ni	5	Zn	1
Pb-S	5	Zn-Al-Cu	5

В табл. 2 (см. стр. 108-109) приведена методика электролитического травления и полировки с указанием состава электролита, плотности тока, напряжения и пр.

Наконец, в табл. 3 и 4 (см. стр. 110) схематично показан микроанализ сплавов на медной и алюминиевой основе.

Список травителей

1. Соляная кислота HCl является весьма распространенным травителем, особенно для баббитов и стали. Применяется чаще всего в виде слабого 1%-ного раствора в спирте.

2. Серная кислота H_2SO_4 дает хорошие результаты при травлении алюминиевых сплавов, особенно при обработке шлифов 10%-ным горячим раствором.

3. Сернистая кислота H_2SO_3 .

4. Хромовая кислота H_2CrO_4 , вызывающая явление пассивности, является интересным вспомогательным травителем.

5. Азотная кислота HNO_3 является наиболее распространенным реагентом и применяется во всех концентрациях. Концентрированная азотная кислота применяется для выявления макроструктуры меди и медных сплавов. Для стали применяется 1%-ный раствор,

для других целей растворы в воде или спирте концентрацией от 0,5 до 10%.

Разновидностью этого травителя является так называемый реактив Курбатова «А», состоящий из однопроцентного раствора азотной кислоты с равными частями метилового, этилового и изоамилового спирта и с добавкой небольшого количества антидrides уксусной кислоты, так как скорость травки возрастает с электропроводностью раствора.

6. Смесь азотной и соляной кислот применяется для трудно травящихся сплавов благородных металлов. Данная смесь применяется в различных пропорциях. Наиболее сильно действующей является так называемая царская водка, состоящая из одной части азотной кислоты и трех частей соляной кислоты.

7. Плавиковая кислота HF употребляется в виде 10%-ного раствора в спирте или с добавкой воды. Особенно рекомендуется для травления алюминия, титана и кремнистых соединений, если обычные реагенты не действуют.

8. Смесь азотной и плавиковой кислот применяется для травления стойких кремнистых сплавов.

9. Реактив Курбатова «Д» состоит из одной части азотной кислоты и трех частей ортонитрофенола и употребляется в виде четырехпроцентного раствора в спирте. Данный реактив является дериватом азотной кислоты, но действие значительно мягче.

10. Метанитробензолсульфоновая кислота рекомендуется как травитель для сталей.

11. Пикриновая кислота или тринитрофенол $\text{C}_6\text{H}_2(\text{NO}_2)_3\text{OH}$, 5%-ный раствор которого в спирте известен под названием реактива Ижевского, и является наилучшим органическим дериватом азотной кислоты.

В горячем состоянии и с добавкой соляной кислоты применяется для глубокого травления.

12. Пикрат натрия употребляется для определения цементита и феррита. Действует быстро и дает красивую окраску. Состав: 2 г пикриновой кислоты, 35 г гидроокиси натрия и 100 г воды.

Примечание. При травлении чугунов или сталей пикратом натрия окрашивается только цементит, а на феррит указанный реагент не действует. При травлении же пикриновой кислотой происходит обратное явление, т. е. травлению подвергается лишь феррит.

13. Уксусная кислота в спиртовом растворе иногда применяется для травления серебряных сплавов. Она является мягким (слабым) травителем для данных сплавов.

14. Концентрированные растворы гидроокиси щелочей, например NaOH , концентрация от 1 до 10%, применяются для травления таких металлов, как алюминий или цинк, так как указанные металлы в них растворимы, а также для электролитического травления вольфрама. В расплавленном состоянии эти щелочи хорошо травят молибденоникелевые сплавы.

№ по пор.	Металл	Состав электролита	Плотность тока А/см²
1	Медь	Ортофосфорная кислота 450—500 г. на 1 кг раствора . . .	2
2	Медь с включениями Cu_2O	Ортофосфорная кислота 450—500 г. на 1 кг раствора . . .	1—2
3	Латунь Л68	Ортофосфорная кислота 430 г на 1 кг раствора	0,1—0,15
4	Томпак Л90	Ортофосфорная кислота 430 г на 1 кг раствора	0,15
5	Латунь В	То же 430 г на 1 кг раствора .	0,1
6	Алюминиевая бронза БрА5	То же 430 г на 1 кг раствора .	0,05
7	Автомобильная бронза БРОЦС-4-4-4	Ортофосфорная кислота 900 г на 1 кг раствора	0,02
8	Бронза мышьяковосвинцовистая	То же 900 г на 1 кг раствора .	1
9	Спецлатунь Sn—1,5, Pb—3, Zn—25	То же 900 г на 1 кг раствора .	1
10	Кремнистая латунь БрКЦ-5-10	HNO_3 (концентр.), 1 объем. Спирт метиловый, 2 объема	0,5
11	Бронза кремнистая	То же	0,4
12	Алюминий	То же	0,7
13	Дуралюмин	Хлорная кислота (водный раствор) уд. в. 1,79. 50 см³ Уксусный ангидрид 200 см³	1
14	Алюминий + 50% меди	То же	0,2—0,3
15	Алюминий + 40% никеля	То же	0,5
16	Цинк	Едкое кали 250/с	0,1—0,2
17	Свинец	Хлорная кислота 300 см³. Уксусная кислота 700 см³	4,5
18	Олово	Хлорная кислота 50 см³. Уксусный ангидрид 200 см³	1,5—2
19	Никель	Серная кислота 700/с	0,29—0,58
20	Хром	Хлорная кислота 300 см³. Уксусная кислота 700 см³	1,2—1,5
21	Хром	Соляная кислота 150/с-ный раствор	—

Таблица 2

Травление металлов и сплавов

Вольтаж	Температура °C	Время	Примечание
10—12	18—25	15 сек.	Травится и полируется одновременно. Катод—медь. Расстояние 2—4 см. от анода
10—12	18—25	5—6 сек.	То же
2	20	1—2 мин.	Травление при 0,01 А/см ² в течение 5—7 сек.
2	20	20 сек.	То же
3	20	30 "	" "
1,5	20	60 "	Травится и полируется одноврем.
—	20	5—10 сек.	Катод—медь. Расстояние 2—4 см. от анода
—	20	5—7 "	То же
—	20	10 "	То же
—	20	10—15 "	Травится и полируется одноврем.
—	20	30 "	Катод—нержавеющая сталь. Расстояние 2—4 см от анода
7	20—30	10—15 "	Травится и полируется одновременно
5	50—90	10—20 "	Травится и полируется одновременно. Катод — алюминий. Расстояние 2—4 см от анода
47	50—90	10—15 "	То же
47	50—90	15—20 "	" "
6	20	5—10 мин.	Травится и полируется одновременно. Катод — медь. Расстояние 2—4 см от анода
—	20—30	3—5 сек.	Травится и полируется одновременно. Катод — медь, анод в горизонтальном положении
—	20—30	3—5 "	Травится и полируется одновременно. Катод — олово. Расстояние 2—4 см от анода
8—10	30—60	15—20 "	Поліровка. Катод — медь. Расстояние 2—4 см
—	—	5—10 "	Поліровка. Катод — алюминий или нержавеющая сталь. Расстояние 2—4 см от анода
24	30		Травление. Катод — образец хрома. Анод — уголь

Таблица 3

Микроанализ медных сплавов

Травитель	17	35	20
Наименование сплава			
Бронза оловянистая	Оси дендритов быстро темнеют	Оси дендритов темные. Эвтектика светлая, травит мягче	Резко травит границы фаз
Латунь	α — светлая β — темная	α — светлая β — темная	
Железо в латуни	черное		
Алюминиевая бронза	α — светлая β — темная	α — светлая β — темная	Травит границы фаз. Травка на макро
Cu_2O в меди до травления голубая	черная		
CuS в меди до травления голубая	Светлая (не травит) в отличие от Cu_2O	—	

15. Аммиак употребляется собственно для травления меди и добавляется при полировке.

16. Перекись водорода является сильным окислителем и применяется в аммиачном растворе для травления сплавов меди и серебра.

Таблица 4

Микроанализ алюминиевых сплавов

Состав фаз	Травитель	38	39	40
CuAl_2	До травления светлая (слегка розовая)	Травит границы	Черная	Травит лишь границы
Mg_2Si	До травления голубая	Светлоголубая	Черная	Глубокое травление
NiAl_3	До травления светлосерая	От синей до коричневой	Травит лишь границы фаз	Темнеет
FeAl_3	До травления светлая красноватая	Темная (бурая)	Травит лишь границы	Черная
MnAl_7	До травления серая	Травит границы	Не травит	—
$\alpha(\text{Fe-Si})$	Серовато-пурпуровая	Травит границы, фазы не окрашены	Резче отличается от FeAl_3	Черная
$\beta(\text{Fe-Si})$		Черная	Травит лишь границы	Темнеет
Al-Cu-Ni	До травления светлосерая	Слаботемная, границы резкие	Черная	Слегка темнеет

Для этих целей служит также озон.

17. Хлор является сильным окислителем. Применяется главным образом в виде кислого раствора хлорного железа. Состав травителя: хлорное железо 2—5%, концентрированная соляная кислота 20—25%. Дает хорошие результаты особенно для меди и медных сплавов. Иногда употребляется с добавкой азотной кислоты.

18. Бромная вода дает хорошие результаты при травлении алюминия и хромовых сплавов на основе хрома.

19. Иод в виде 5%-ного раствора в спирте применяется лишь для травления сплавов системы железо — углерод. Раствор иода и соляной кислоты является хорошим травителем для серебряных сплавов.

20. Персульфат аммония $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ в виде 10%-ного раствора в воде служит как травитель главным образом для тройных сплавов. Для белых металлов применяется с добавкой винной кислоты (добавляют $\frac{1}{2}$ объемной части винной кислоты концентрацией в 25%). Дает также хорошие результаты при травлении медных и мышьяковистых сплавов.

Применяется для выявления макроструктуры меди и медных сплавов. Приготавливается непосредственно перед употреблением.

21. Соли аммония ценятся вследствие их сильной диссоциирующей способности.

22. Серникоислый аммоний в работе труден. Под влиянием его достигается очень красивое темное окрашивание. Работает в спиртовом растворе.

23. Раствор цианистого калия рекомендуется для травления золота. Является также ценным реактивом для удаления небольших окисных плен.

24. Железосинеродистый калий $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$ — реактив для сплавов, богатых медью и серебром. $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$ и NaOH особенно хороши для травления алюминийжелезных, вольфрамовых и хромовых сплавов, а также для травления волоочильных фильер (твердых сплавов).

В спиртовом растворе азотной кислоты является очень хорошим травителем для сталей.

25. Хлористое олово SnCl_2 в кислом растворе хорошо для оловянных сплавов.

26. Серникоислая медь дает красивое красное омеднение, дает хорошие результаты при травлении высокоуглеродистых сталей.

27. Хлористая медь CuCl_2 + хлористый аммоний NH_4Cl применяется в виде 8%-ного раствора с добавкой аммиака.

28. Хлорная медь CuCl_2 (8%) с хлористым аммонием в аммиачном растворе. Применяется для травления меди, медных сплавов, а также стали.

29. Лакричный экстракт.

30. Действие чистой воды.

31. Роданистый калий и едкий натр для хромоникелемолибденовых сплавов.

32. Выдержка на воздухе до появления окрашивания.

33. Хромовая смесь — для углеродистых сталей.

34. Реактив Фри: соляная кислота концентрированная 40 см³, этиловый спирт 25 см³, хлорная медь 5 г, вода 30 см³. Для определения напряжений в холоднонаклепанных сталях.

35. Серноокислая медь 7%; в воде с добавлением аммиака до растворения осадка.

36. Реактив для травления никеля, мельхиора и монельметалла. Состав: ацетон 40—30 см³, уксусная кислота (75%-ная) 40—30 см³, азотная кислота 20—40 см³.

37. Окисное серноокисное железо водный 10%-ный раствор применяется для отличия CuAl_2 и FeAl_3 .

38. Плавиковая кислота 0,5%-ный раствор в воде.

39. Азотная кислота 20%-ный » » »

40. Серная кислота 20%-ный » » »

ПРЕССОВАНИЕ ТРУБ ИЗ ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ

I. Введение

Работы по исследованию свойств обрабатываемых цинковых сплавов, проведенные за последние годы за границей, показали, что эти материалы обладают высокими механическими свойствами и могут во многих областях промышленности заменять сплавы на медной основе. По литературным данным, обработка этих сплавов в заводских условиях не представляет серьезных затруднений. Данная работа была проведена с целью выяснения возможности прессования труб из цинковых сплавов в заводских условиях и изучения их механических свойств.

На основании как литературных данных, так и работ, проведенных ранее в нашем институте для исследования и прессовки труб были выбраны четыре сплава на цинковой основе следующего состава:

Сплав ЦАМ 0,2-4, содержащий	0,20%	Al,	4,00%	Cu,	остальное	Zn
Сплав ЦАМ 2-5	2,0	»	5,0	»	»	»
Сплав ЦАМ 10-2	10,0	»	2,0	»	»	»
Сплав ЦАМ 10-5	10,0	»	5,0	»	»	»

Из этих сплавов два содержали преобладающее количество меди в качестве легирующей добавки и два алюминий. Последние два сплава могут иметь значение также при использовании их в качестве антифрикционных материалов.

С выбранными сплавами на цинковой основе были произведены как в литом, так и прессованном состоянии следующие испытания:

1. Металлографические исследования.

2. Механические испытания:

а) на твердость по Бринеллю при комнатной температуре;

б) на разрыв при комнатной температуре;

в) на удар при комнатной и повышенных температурах.

3. Антифрикционные испытания.

Испытания на удар для литых образцов производились с острым надрезом, а для прессованных с надрезом Менаже. Помимо этого в литом состоянии сплавы испытывались на сжатие, и определялся их удельный вес.

II. Экспериментальная часть

1. Отливка слитков, их механические свойства и структура

Изготовление цинковых сплавов производилось в графитовых тиглях под слоем древесного угля в нефтяном горне.

При изготовлении сплавом ЦАМ 0,2-4 и ЦАМ 2-5 применялась медноалюминиевая лигатура, содержащая 50% Cu и 50% Al и медноцинковая лигатура, содержащая 20% Cu и 80% Zn. Для сплавов ЦАМ 10-2 и ЦАМ 10-5 применялась только медноалюминиевая лигатура. Для изготовления сплавов брались электролитный цинк, электролитная медь и алюминий марки А99,5.

Изготовление сплавов ЦАМ 0,2-4 и ЦАМ 2-5 проводилось следующим образом: в графитовый тигель загружалась по расчету шихта, состоящая из $\frac{2}{3}$ цинка, медноалюминиевой и медноцинковой лигатур. После расплавления шихты тигель вынимался из нефтяного горна, и в сплав загружалась слепка подогретая оставшаяся треть цинка. Затем содержимое тигля хорошо перемешивалось, с поверхности расплавленного металла удалялись уголь и шлак и при температуре 520—530° сплав выливался в подогретую до 100—150° бронзовую изложницу. Изложница применялась разъемная с внутренним диаметром 260 мм и высотой 350 мм. Для того чтобы избежать образования глубокой усадочной раковины, применялась тепловая насадка и производилась тщательная доливка сплава. Охлаждение слитков происходило довольно медленно (3—4 часа).

Изготовление сплавов ЦАМ 10-2 и ЦАМ 10-5 производилось следующим образом: в графитовый тигель загружалась по расчету шихта, состоящая из $\frac{2}{3}$ цинка, медноалюминиевой лигатуры и алюминия, засыпалась древесным углем и нагревалась до полного расплавления. После расплавления шихты тигель вынимался из горна, и в сплав загружалась оставшаяся треть цинка. Сплав очень тщательно перемешивался, и с его поверхности удалялись уголь и шлак. Для того чтобы получить лучшее питание для сплава ЦАМ 10-2, оказалось необходимым доливку вести несколько раз более переплавленным металлом.

При механической обработке отлитых слитков весом около 150 кг дно болванки затирцовывалось на 5 мм, затем отрезалась рабочая часть болванки длиной 300 мм, которая шла для прессовки. Затем отрезался диск высотой 15 мм, из которого готовились образцы для испытаний на разрыв на прессе Гагарина (диаметр 6 мм, расчетная длина 30 мм), на сжатие, удар, твердость, антифрикционные свойства и для определения удельного веса.

Отрезанная для прессовки болванка обтачивалась до диаметра 250 мм, и в центре ее растачивалось отверстие диаметром 103 мм.

Состав шихты, измеренная температура разливки и фактический химический состав слитков приведены в табл. 1.

Средние результаты механических испытаний образцов, отобранных от слитков, приведены в табл. 2.

Таблица 1

Марка	№ слитка	Состав по шихте, %			Температура разливки, °C	Состав по химическому анализу, %		
		Al	Cu	Zn		Al	Cu	Zn
ЦАМ 0,2-4	1	0,2	4,0	95,8	528	0,12	4,13	Остальное
ЦАМ 0,2-4	2	0,2	4,0	95,8	528	0,10	4,12	
ЦАМ 2-5	1	2,0	5,0	93,0	528	1,85	5,13	,
ЦАМ 2-5	2	2,0	5,0	93,0	528	1,70	5,40	
ЦАМ 2-5	3	2,0	5,0	93,0	523	2,08	5,85	
ЦАМ 2-5	4	2,0	5,0	93,0	528	1,91	5,40	
ЦАМ 10-2	3	10,0	2,0	88,0	470	11,66	1,90	,
ЦАМ 10-2	4	10,0	2,0	88,0	470	11,66	2,00	
ЦАМ 10-2	7	10,0	2,0	88,0	480	9,30	1,80	
ЦАМ 10-2	8	10,0	2,0	88,0	484	9,16	2,02	
ЦАМ 10-5	1	10,0	5,0	85,0	452	10,35	5,05	,
ЦАМ 10-5	2	10,0	5,0	85,0	450	10,50	4,92	
ЦАМ 10-5	3	10,0	5,0	85,0	450	10,21	4,62	
ЦАМ 10-5	4	10,0	5,0	85,0	—	9,05	4,90	

Как видно из табл. 2, наиболее высокую ударную вязкость, удлинение и твердость показал сплав ЦАМ 10-2. Микроструктура литого металла приведена на фиг. 1—4. На фиг. 1 представлен мик-

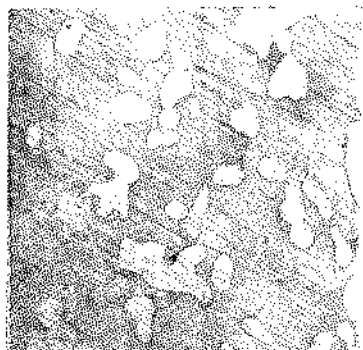
Таблица 2

Наименование сплава	№ слитка	Время разогрева, кг/мм ²	Удлинение (L-5d), %	Ударная вязкость (остр. надрез), кг/см ²	Время разогрева, кг/мм ²	Осадка при сжатии, %	Твердость по Бринеллю 30 (1000)	Удельный вес
ЦАМ 0,2-4	1	12,7	1,8	0,36	—	—	75,9	7,25
ЦАМ 0,2-4	2	15,7	—	0,26	63,8	43,2	84,9	—
ЦАМ 2-5	1	15,1	—	0,34	70,8	38,3	89,0	7,05
ЦАМ 2-5	2	19,6	1,3	0,29	71,7	37,8	89,7	—
ЦАМ 10-2	3	21,4	2,2	0,41	62,6	35,2	95,0	6,18
ЦАМ 10-2	4	20,9	2,8	0,40	62,6	45,8	93,0	—
ЦАМ 10-5	1	22,7	2,0	0,31	60,0	38,6	85,5	6,25
ЦАМ 10-5	2	23,8	0,7	0,28	65,5	41,7	84,1	—

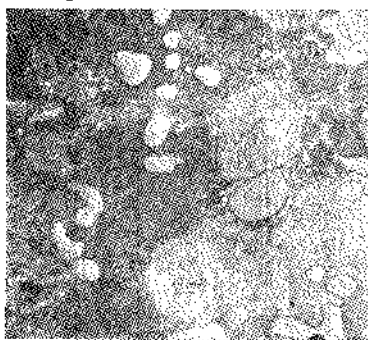
рошлиф сплава ЦАМ 0,2-4, показывающий светлые зерна ϵ -фазы на темном фоне зерен η -фазы. На фиг. 2 микроструктура сплава ЦАМ 2-5, состоящая из светлосерых зерен ϵ -фазы, больших более

темных кристаллов η -фазы и расположенной по границам зерен тройной эвтектики $\eta + \beta + \epsilon$.

На фиг. 3 приведена микроструктура сплава ЦАМ 10-2, показывающая светлые зерна β -фазы, расположенные на темном фоне двойной эвтектики $\eta + \beta$.

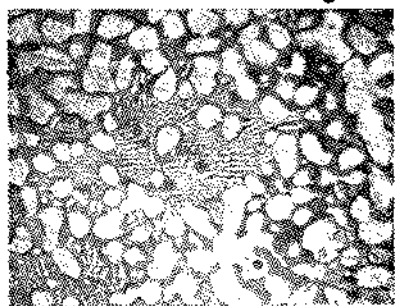


Фиг. 1. Микроструктура сплава ЦАМ 0,2-4. ($\times 100$)

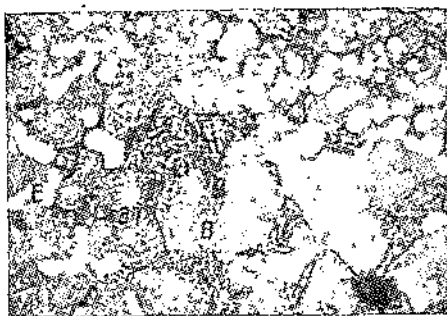


Фиг. 2. Микроструктура сплава ЦАМ 2-5. ($\times 100$)

На фиг. 4 приведена микроструктура сплава ЦАМ 10-5. Нормально микроструктура этого сплава должна показывать темные зерна β -фазы на фоне тройной эвтектики $\eta + \beta + \epsilon$ и двойной эвтектики $\epsilon + \beta$. Очевидно, в связи с очень медленным охлаждением отдельные составляющие двойной эвтектики коагулировали в сравнительно крупные самостоятельные светлые кристаллы ϵ -фазы и более темные кристаллы β -фазы.



Фиг. 3. Микроструктура сплава ЦАМ 10-2. ($\times 100$)



Фиг. 4. Микроструктура сплава ЦАМ 10-5. ($\times 100$)

Результаты антифрикционных испытаний образцов от слитков на машине Амслер приведены в табл. 3.

Стальные кольца для испытаний изготавливались из осевой стали. Номинальный диаметр кольца 40 мм. Твердость кольца 150 НВ.

Таблица 3

Марка	№ слитка	Смазка—летний автол					Без смазки				
		Удельное давле- ние, кг/см ²	длительность испытания, мин.	коэффициент тре- ния	потеря в весе, мг/км·см ²		Удельное давле- ние, кг/см ²	длительность испытания, мин.	коэффициент тре- ния	потеря в весе мг/км·см ²	
					образа	кольца				образа	кольца
ЦАМ 0,2-4	2	75	240	0,0113	0,134	0,017	12,5	60	0,2500	6,160	0,175
ЦАМ 0,2-4	2	75	240	0,0116	0,106	0,006	12,5	60	0,3070	13,000	0,264
ЦАМ 2-5	2	75	240	0,0177	0,345	0,007	12,5	60	0,2840	11,100	0,315
ЦАМ 2-5	2	75	235	0,0164	0,615	0,063	12,5	60	0,1920	63,300	+
ЦАМ 10-2	3	75	260	0,0143	0,115	0,015	12,5	60	0,3020	13,100	0,034
ЦАМ 10-2	3	75	244	0,0279	0,295	0,029	12,5	60	0,3140	14,400	0,206
ЦАМ 10-5	—	75	240	0,0171	0,360	0,032	12,5	61	0,2880	10,800	0,119
ЦАМ 10-5	—	75	240	0,0195	0,328	0,021	12,5	60	0,3160	16,000	0,315

Окружная скорость кольца около 0,4 м/сек. Наружная температура была около 16°.

2. Прессование труб

Прессование слитков на трубы с наружным диаметром 130 мм, внутренним — 100 мм производилось на горизонтальном гидравлическом прессе мощностью в 2500 т. Перед прессованием слитки нагревались в предварительно разогретой до 420° печи. Нагрев в основном происходил за счет тепла, аккумулированного стенками печи. Только тогда, когда температура печи начала падать, температура поддерживалась за счет слабого обогрева ее форсунками.

Результаты измерений в процессе нагрева температуры печи и температуры болванок, расположенных у наружной и внутренней стенок печи, приведены в табл. 4.

Как видно из табл. 4, общая продолжительность нагрева слитков лежала между 4 ч. 30 м. для первой болванки и 4 ч. 55 мин. для последней.

Основные характеристики процесса прессования приведены в табл. 5.

При прессовании вытяжка составляла 8,53, а обжатие 88,3%.

Сплав ЦАМ 0,2-4 показал относительно высокое для этого сплава давление прессования, что объясняется в основном холодным инструментом. Слиток № 4 сплава ЦАМ 2-5 по этой же причине также показал несколько более высокое давление, чем сли-

ток № 3 того же сплава. Наиболее низкое давление прессования при наиболее высокой скорости показал сплав ЦАМ 10-2.

Хотя при прессовании применялись сравнительно небольшие скорости прессования порядка 0,9—1,3 м/мин, однако общая продолжительность прессования всех семи слитков составила всего

Таблица 4

Время от начала нагрева		Температура печи °C	Температура болванок у наружной стенки, °C	Температура болванок у внутренней стенки, °C
час.	мин.			
0	00	420	—	—
0	30	380	120	—
1	00	340	170	—
1	30	370	170	—
2	00	370	230	—
2	30	360	220	250
3	00	360	260	220
3	30	350	270	240
4	00	350	280	260
4	30	—	Начало прессования первой болванки Конец прессования последней, седьмой болванки	
4	55	—		

Таблица 5

Марка	№ слитка	Порядковый номер при прессовании	Температура слитка перед прессованием, °C	Длина слитка мм	Давление прессования, ат			Продолжительность прессования, сек.	Длина трубы, мм	Скорость прессования, м/мин.
					начальное	среднее	конечное			
ЦАМ 0,2-4	2	I	260	300	190	120	100	100	1530	0,92
ЦАМ 2-5	3	IV	280	300	170	110	90	85	1740	1,23
ЦАМ 2-5	4	II	260	300	190	120	100	100	1730	1,04
ЦАМ 10-2	7	VII	280	300	170	100	80	80	1780	1,33
ЦАМ 10-2	8	VI	260	300	170	100	90	85	1780	1,26
ЦАМ 10-5	3	V	250	300	180	90	70	80	1700	1,27
ЦАМ 10-5	4	III	260	300	180	90	80	90	1750	1,17

около 25 мин. или по 3,6 мин. на слиток. Необходимо подчеркнуть, что для таких больших труб и при латуни не применяются особо высокие скорости прессования.

Для механических испытаний от каждой трубы были вырезаны продольные полосы шириной 15 мм, толщиной, равной толщине стенки трубы (15 мм), и длиной 240 мм. Средняя часть каждой такой полосы на длине 110 мм обтачивалась до получения круглого профиля диаметром 10 мм. Удлинение замерялось на расчетной длине: $100 \text{ мм} = 10 \cdot d$ и $50 \text{ мм} = 5 \cdot d$.

Разрыв производился на разрывной машине со средней скоростью 25 мм/мин.

Средние результаты испытаний на разрыв и твердость приведены в табл. 6.

Таблица 6

Марка	№ слитка	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Удлинение на расчетной длине 10 диам.		Удлинение на расчетной длине 5 диам. (средн.), %	Твердость по Бринеллю (средн.)
			средн. %	средн. %		
ЦАМ 0,2-4	2	35,1	15,5	15,5	21,3	81,0
ЦАМ 2-5	3	40,0	9,5			
ЦАМ 2-5	4	39,7	9,8	9,7	12,3	102,5
ЦАМ 10-2	7	36,2	22,2			
ЦАМ 10-2	8	37,1	11,8	17,0	24,7	95,0
ЦАМ 10-5	3	36,2	11,6			
ЦАМ 10-5	4	37,2	15,3	13,5	14,3	95,0

Для более детального изучения свойств труб по длине от ряда труб в местах, соответствующих началу, середине и концу прессования, были отобраны продольные образцы. Диаметр образцов был принят равным 10 мм. Удлинение замерялось на длине $50 \text{ мм} = 5$ диаметров.

Результаты испытания приведены в табл. 7.

Средние результаты определения ударной вязкости для каждого сплава при разных температурах приведены в табл. 8.

Результаты ударных испытаний показывают, что наибольшей ударной вязкостью в прессованном состоянии обладает сплав ЦАМ 10-2. Ударная вязкость всех сплавов при понижении температуры сильно падает, достигая при температуре -20° очень малых значений.

При повышении температуры сплавы ЦАМ 0,2-4, ЦАМ 10-2 и ЦАМ 10-5 обладают максимальной ударной вязкостью при температуре около 300° , а сплав ЦАМ 2-5 при температуре около 200° ; при дальнейшем повышении температуры ударная вязкость этих сплавов снижается.

Результаты антифрикционных испытаний образцов от труб диаметром $130 \times 100 \text{ мм}$ приведены в табл. 9. Испытание проводилось на машине Амслер. Образцы для испытаний отбирались таким образом, что плоскость трения у них была перпендикулярна образующей трубы.

Таблица 7

Марка	№ слитка	Начало			Середина			Конец		
		временное сопротивление, кг/мм ²	удлинение $L=5d$ в/о	твёрдость по Бринеллю 10(1000) 30	временное сопротивление, кг/мм ²	удлинение $L=5d$ в/о	твёрдость по Бринеллю 10(1000) 30	временное сопротивление, кг/мм ²	удлинение $L=5d$ в/о	твёрдость по Бринеллю 10(1000) 30
ЦАМ 0,2-4	2	33,2	—	84,9	34,4	29,0	84,9	34,1	29,8	84,9
ЦАМ 0,2-4	2	34,6	—	84,9	34,1	22,6	84,9	34,4	29,2	89,7
ЦАМ 0,2-4	2	34,2	—	—	33,8	12,4	—	34,3	28,0	—
ЦАМ 2-5	3	36,3	—	101,0	39,4	10,8	107,0	39,3	12,8	89,7
ЦАМ 2-5	3	37,2	—	101,0	38,9	11,0	101,0	39,2	12,6	101,0
ЦАМ 2-5	3	38,4	8,2	—	39,8	15,6	—	39,0	13,0	—
ЦАМ 2-5	4	—	—	95,0	—	—	95,0	38,0	11,8	101,0
ЦАМ 2-5	4	—	—	95,0	—	—	101,0	37,6	14,6	107,0
ЦАМ 2-5	4	—	—	—	—	—	—	37,8	12,0	—
ЦАМ 10-2	7	34,7	—	84,9	35,0	29,2	89,7	34,4	32,2	84,9
ЦАМ 10-2	7	35,0	—	84,9	35,0	29,4	95,0	34,6	30,0	89,7
ЦАМ 10-2	7	35,0	24,4	—	34,8	29,0	—	34,4	30,8	—
ЦАМ 10-2	8	—	—	89,7	—	—	101,0	36,0	28,4	89,7
ЦАМ 10-2	8	—	—	95,0	—	—	95,0	37,3	22,4	101,0
ЦАМ 10-2	8	—	—	—	—	—	—	36,3	29,2	—
ЦАМ 10-5	3	—	—	95,0	—	—	101,0	36,0	20,0	101,0
ЦАМ 10-5	3	—	—	95,0	—	—	95,0	38,2	19,2	107,0
ЦАМ 10-5	3	—	—	—	—	—	—	—	—	—
ЦАМ 10-5	4	36,2	—	89,7	36,6	21,8	101,2	36,3	27,2	95,0
ЦАМ 10-5	4	36,3	23,6	89,7	35,3	26,8	95,0	36,0	27,6	95,0
ЦАМ 10-5	4	36,2	21,2	—	35,7	24,0	—	36,7	22,0	—

Кольцо при испытании было изготовлено из осевой стали. Номинальный диаметр кольца 40 мм. Окружная скорость около 0,4 м/сек. Наружная температура была около 16°. При испытании со смазкой масло (летний автол) подавалось каплями. Поверхность трения образца равнялась $2 \times 1 \text{ см} = 2 \text{ см}^2$. Исходя из этой поверхности определялась потеря в весе кольца на 1 см^2 .

Таблица 8

Марка	Ударная вязкость в кгм/см ² при температуре, °С							
	-20	+20	+100	+150	+200	+250	+300	+350
ЦАМ 0,2-4	0,21	0,43	2,82	3,06	3,30	4,76	14,35	8,47
ЦАМ 2-5	0,18	0,26	1,88	—	2,25	1,95	1,60	1,30
ЦАМ 10-2	0,38	1,83	5,55	—	8,29	12,77	14,05	12,25
ЦАМ 10-5	0,21	0,67	2,11	2,10	2,21	2,36	4,25	3,59

Таблица 9

марка	Смазка—летний автол						Без смазки					
	удельное давлени- е, кг/см ²	длительность ис- пытания, мин.	коэффициент трения		потеря в весе		удельное давлени- е, кг/см ²	длительность испытания, мин.	коэффициент тре- ния по интегри- ру	потеря в весе		
			по интегри- ру	по диаграм- ме—устан. сост.	образца мг/км · см ²	кольца				образца мг/км · см ²	кольца мг/км · см ²	
ЦАМ 0,2-4 .	75	242	0,0103	0,0101	0,0186	0,003	12,5	75	0,3330	40,500	1,100	
ЦАМ 0,2-4 .			Не пошел				—	—	—	—	—	
ЦАМ 2-5 .	75	255	0,0144	0,0139	0,218	0,004	12,5	60	0,3600	35,600	0,500	
ЦАМ 2-5 .	75	245	0,0133	0,0115	0,096	0,006	12,5	60	0,3160	52,300	1,755	
ЦАМ 10-2 .	75	300	0,0169	0,0165	0,155	0,008	12,5	60	0,3080	13,400	0,056	
ЦАМ 10-2 .	75	245	0,0116	0,0112	0,095	0,008	12,5	60	0,2340	15,400	0,412	
ЦАМ 10-5 .	75	240	0,0134	0,0127	0,099	0,007	12,5	61	0,3140	11,600	0,723	
ЦАМ 10-5 .	75	304	0,0145	0,0127	0,142	0,006	12,5	60	0,3050	15,250	0,092	

III. Выводы

1. Показана возможность изготовления в заводских условиях толстостенных прессованных труб из цинковых сплавов с наружным диаметром 130 мм и толщиной стенки 15 мм.

2. Прессованные трубы обладают высокими механическими свойствами.

Для ЦАМ 0,2-4 предел прочности на растяжение 34,1 кг/мм², удлинение 26,0%, твердость по Бринелю 85,7.

Для ЦАМ 2-5 предел прочности на растяжение 38,4, удлинение 11,2%, твердость по Бринелю 99,6.

Для ЦАМ 10-2 предел прочности на растяжение 35,1, удлинение 27,5%, твердость по Бринелю 91,8.

Для ЦАМ 10-5 предел прочности на растяжение 36,3, удлинение 23,1%, твердость по Бринелю 93,6.

Указанные свойства позволяют применять эти материалы, как заменители сплавов на медной основе.

ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБОВ ВОЛОЧЕНИЯ МЕДНЫХ ТРУБ

I. Введение

Целью работы являлось определение влияния способа волочения без оправки медных труб на усилие волочения и изменение толщины стенки. Изучение влияния двухступенчатого волочения без оправки на указанные характеристики представляет значительный интерес, так как при этом процессе протяжки участвует новый фактор — обратное натяжение трубы.

II. Литературный обзор

По обычному способу осадки труб и прутков с применением одной матрицы имеются работы, которые отмечают следующее:

1. По Помпу и Альберту скорость волочения почти не оказывает влияния на усилие волочения [1].

2. Увеличение коэффициента трения вызывает повышение тягового усилия. Трение может быть снижено смазкой и улучшением полировки поверхности матрицы.

3. Имеется ясно выраженный оптимальный угол, который с повышением степени деформации перемещается в сторону больших значений. Так, Кочкин [3, 6] нашел, что при обжатии в 6,5% оптимальный угол для труб равен 9° , а при обжатии в 54% оптимальный угол равен 16° .

Юнг-Кениг, Линкус и Закс [2] для труб из латуни и лауэля при холодной осадке установили оптимальный угол при малых деформациях около 4° . При больших деформациях оптимальный угол перемещался в сторону больших величин и при деформации в 40—50% составлял 25° . Помп и Шилла [4] определили оптимальный угол волочения при горячей протяжке труб в 20° .

4. При осадке труб по данным Кочкина [3, 6] наблюдается изменение толщины стенки пропорционально обжатию. Характер изменения толщины стенки зависит от угла волочения и может быть плюсовым и минусовым.

Данные, освещающие процесс холодной осадки труб из цветных металлов путем одновременного волочения, в две и более матрицы — так называемого многоступенчатого волочения, в литературе отсутствуют. Имеется одна работа Луденского, Пищикова и Сведе-Швед [5] по протяжке стальных труб на конечный наружный диаметр 15 мм, где отмечаются следующие положения:

а) Наименьшее значение усилия волочения найдено при волочении в одну протяжку, близко к нему лежат значения при двухступенчатой протяжке в две матрицы и значительно большие значения получены при двух протяжках.

б) Влияние цилиндрического пояса матрицы на усилие волочения при разных способах протяжки остается неизменным.

в) Изменение толщины стенки при степени обжатия в 40% получено наименьшее при волочении в одну протяжку и наибольшее при волочении в две протяжки. При степени обжатия в 20% наибольшее изменение получено при осадке в одну протяжку и наименьшее при осадке в две протяжки.

III. Экспериментальная часть

А. Условия проведения экспериментов

План опытных работ был составлен из условия изучения изменения усилия волочения и толщины стенки труб при осадке в одну протяжку, две протяжки и двухступенчатой протяжкой от величины осадки, угла волочения и состояния материала. Остальные факторы, влияющие на изменение исследуемых величин, были приняты постоянными, а именно: а) ширина цилиндрической части волочильной матрицы — 1 мм, б) скорость протяжки — 50 мм/мин; в) смазочное вещество — машинное масло.

Опыты производились с трубами диаметром 12 мм в стоженном и нагартванном состоянии. Для каждого состояния материала производились опыты:

а) В две протяжки, т. е. осадка производилась вначале в одну матрицу, а затем в другую. При опытах были приняты осадки с исходного наружного диаметра 12 мм на 9 мм и 7 мм.

б) В одну протяжку через одну матрицу, с осадкой непосредственно с 12 мм на 7 мм.

в) В одну протяжку через две матрицы, т. е. двухступенчатая протяжка с суммарной осадкой с 12 мм на 7 мм.

Кроме того, проводились опыты волочения в две протяжки, одну протяжку и одну двухступенчатую протяжку с наружного диаметра 12 мм при разных величинах осадки в 2, 3, 4 и 5 мм.

Величины углов 6, 12, 18 и 30° взяты на основании производственной практики и литературных данных. Исходная толщина стенки труб принята от 0,95 до 1,14 мм.

Опыты производились на разрывном прессе «Мер и Федерграф» мощностью в 30 т, допускавшем регулировку скорости от 6,6 до 60 мм/мин. На этом прессе в верхнем зажимающем приспособлении вместо зажимов для разрыва образцов была установлена

скоба, которая допускала возможность установки волоочильных матриц в горизонтальном состоянии. При волочении верхняя бабка с установленной матрицей оставалась на одном месте, а нижняя бабка, захватив трубу зажимом, двигалась сверху вниз в вертикальном положении и протягивала трубу через матрицу.

Трубы для опытов были предварительно протянуты в цехе из заготовки $24,8 \times 21,6$ мм по схеме, указанной в табл. 1.

Таблица 1

№ опыта	Операция	Размер на операции, мм
1	Ковка захваток	$24,80 \times 21,60$
2	Волочение 1	$20,90 \times 18,00$
3	„ 2	$17,40 \times 15,00$
4	Правка захваток	$17,40 \times 15,00$
5	Шабровка	$17,40 \times 15,00$
6	Волочение 3	$15,10 \times 13,00$
7	„ 4	$12,90 \times 11,00$
8	„ 5	$12,04 \times 10,14$

Часть труб размером $12,04 \times 10,14$ мм, а также трубы $12,01 \times 9,97$ мм и $11,86 \times 9,58$ мм, полученные по аналогичной схеме, были подвергнуты отжигу. Таким образом для опытов были получены трубы с механическими свойствами: для отожженных труб временное сопротивление $\sigma_s = 23$ кг/мм²; удлинение $\delta = 49\%$; для нагартованных со степенью наклепа 71,6%; $\sigma_s = 37,4$ кг/мм² и $\delta = 3,2\%$.

Таблица 2

№ опыта	Диаметр канала мм	Полуугол конуса			Высота матрицы мм
		рабочего		выходного	
		номинальный	замеренный	номинальный	
1	7,05	6°	6°24'	15—20°	23,5
2	7,05	12°	11°58'	15—20°	24,0
3	7,05	18°	17°55'	15—20°	23,0
4	7,05	30°	30°17'	15—20°	23,5
5	8,05	18°	18°03'	15—20°	20,0
6	9,03	6°	6°12'	15—20°	29,0
7	9,00	12°	11°52'	15—20°	28,0
8	9,07	18°	18°13'	15—20°	28,0
9	9,00	30°	30°48'	15—20°	28,0
10	10,00	18°	18°00'	15—20°	—
11	10,82	6°	6°04'	15—20°	24,0
12	10,80	12°	12°05'	15—20°	24,0
13	10,35	18°	18°07'	15—20°	22,0
14	10,80	30°	29°18'	15—20°	22,0
15	11,75	18°	17°28'	15—20	27,0

Длина труб для опытов была принята в 300—320 мм. Захватки на трубах изготовлялись на заковочной машине. Волоочильные матрицы были изготовлены из стали марки ЭУ8. Рабочая часть матриц не хромировалась. Профиль матрицы имел прямолинейную образующую с обратным раструбом. Размеры матриц, примененных при опытах, приведены в табл. 2.

Замеры искоемых величин производились следующим образом.

1. Внешний диаметр до и после протяжки замерялся микрометром с точностью до 0,01 мм. На каждой трубе находился максимальный и минимальный размер, из которых определялся средний диаметр.

2. Усилие волочения отсчитывалось по показаниям прессы с точностью до 5 кг.

3. Вытяжка измерялась по увеличению расстояния между рисками (100 мм), нанесенными на трубе до волочения стальной линейкой. Расстояние между рисками до и после опытов измерялось штанген-циркулем с точностью до 0,2 мм.

4. Толщина стенки до опытов измерялась микрометром, как и внешний диаметр труб. Толщина стенки после опытов определялась по формуле

$$t = \frac{d_n - d_{он}}{2}.$$

Внутренний диаметр трубы ($d_{он}$) находился по формуле:

$$d_{он} = \sqrt{\frac{4}{\pi} \left(\frac{\pi \cdot d_n^2}{4} - \frac{S_0}{\mu} \right)} = \sqrt{1,274 \left(\frac{\pi \cdot d_n^2}{4} - \frac{S_0}{\mu} \right)},$$

где d_n — наружный диаметр после протяжки

S_0 — площадь сечения трубы до протяжки,

μ — вытяжка за 1 проход $= \frac{l}{l_0}$,

l — расстояние между рисками до протяжки

l_0 — расстояние между рисками после протяжки

В случае обрыва трубы или захватки, а также в некоторых других сомнительных случаях опыт повторялся.

Б. Результаты опытов в лабораторных условиях

Результаты опытов приведены в табл. 3 и 4. В этих таблицах напряжение при волочении определялось по формуле:

$$\sigma_z = \frac{P_z}{S_1},$$

где P_z — усилие волочения в кг, а S_1 — поперечное сечение трубы после протяжки.

Для определения эквивалентного усилия волочения за две протяжки и возможности сравнения его с усилиями волочения в одну протяжку и в двухступенчатую протяжку, экспериментально определялось усилие волочения P_1 при первой и P_2 — при второй

протяжке. Эквивалентное по работе усилие волочения в две протяжки $P_{z\Sigma}$ определялось из формулы:

$$P_{z\Sigma} \cdot \mu_{\Sigma} = P_1 \cdot \mu_1 + P_2 \cdot \mu_2$$

$$P_{z\Sigma} = \frac{P_1 \mu_1 + P_2 \mu_2}{\mu_{\Sigma}} = \frac{P_1 \cdot \mu_1}{\mu_{\Sigma}} + P_2 = \frac{P_1 \cdot \mu_1}{\mu_1 \cdot \mu_2} + P_2;$$

откуда

$$P_{z\Sigma} = \frac{P_1}{\mu_2} + P_2,$$

где μ_1 — вытяжка при первой протяжке,

μ_2 — вытяжка при второй протяжке,

$\mu_{\Sigma} = \mu_1 \cdot \mu_2$ — суммарная вытяжка за две протяжки.

Напряжение волочения, исходя из той же эквивалентности по работе, определяется из формулы:

$$\sigma_{z\Sigma} = \frac{P_{z\Sigma}}{S_2} = \frac{\frac{P_1}{\mu_2} + P_2}{S_2} = \frac{P_1}{\mu_2 \cdot S_2} + \frac{P_2}{S_2} = \frac{P_1}{S_1} + \frac{P_2}{S_2} = \sigma_{z1} + \sigma_{z2},$$

где: S_1 — выходное сечение после первой протяжки,

σ_{z1} — напряжение волочения при первой протяжке,

S_2 — выходное сечение после второй протяжки,

σ_{z2} — напряжение волочения при второй протяжке.

Таким образом эквивалентное по работе напряжение при двух протяжках равняется сумме напряжений за каждую протяжку в отдельности.

1. Влияние угла и способа волочения на характеристики процесса осадки

Для исследования влияния угла волочения были проведены нижеследующие эксперименты, представленные на фиг. 1, 2 и 3 и в табл. 3 и 4.

На фиг. 1 представлены результаты одной осадки в одну матрицу на наружный диаметр 9 мм двух разных по состоянию заготовок:

1) кривые $H-12$ — заготовка 12 мм с предварительной нагартовкой на 71,6%;

2) кривые $O-12$ — заготовка 12 мм — отожженная.

На фиг. 2 представлены результаты второй осадки в одну матрицу с наружного диаметра 9 мм на 7 мм тех же двух заготовок, протянутых на 9 мм:

1) кривые $H-12$ — первоначальная заготовка 12 мм с предварительной нагартовкой на 71,6%, перетянутая на заготовку 9 мм с суммарной нагартовкой 83,6%;

2) кривые $O-12$ — первоначальная заготовка 12 мм, отожженная, и перетянутая на заготовку 9 мм с суммарной нагартовкой 23,8%.

Таблица 3

Влияние угла волочения при разных вариантах осадки отожженных труб диаметром 12 мм

Размеры заготовки: $d_{н0} = 12,04$ мм, $t_0 = 0,950$ мм, $S_0 = 33,10$ мм²

Размеры матриц				Размеры после протяжки				Вытяжка	Усилия волочения кг	Напряжение воло- чения, кг/мм ²	Измерение толщины стенок, мм	Суммарное напряже- ние волочения кг/мм ²
диаметр мм		угол		наружный ди- аметр, мм	толщина стен- ки, мм	поперечное сечение, мм ²						
первая	вторая	первая	вторая									

Осадка в одну протяжку через матрицу 7 мм

7,05	—	6°24'	—	—	—	—	—	—	—	—	—
7,05	—	11°58'	—	6,98	0,980	18,48	1,790	565	30,6	+0,030	—
7,05	—	17°55'	—	6,96	1,000	18,73	1,765	530	28,3	+0,050	—
7,05	—	30°17'	—	6,85	0,965	17,84	1,850	510	28,6	+0,015	—

Осадка в две протяжки через две матрицы 9 и 7 мм

9,03	—	6°12'	—	8,99	1,000	25,10	1,320	401	16,0	+0,050	—
—	7,05	—	6°24'	7,00	1,020	19,17	1,310	430	22,4	+0,020	38,4
9,00	—	11°52'	—	8,95	1,010	25,20	1,315	350	13,9	+0,060	—
—	7,05	—	11°58'	7,00	1,050	19,62	1,285	380	19,4	+0,040	33,3
9,07	—	18°13'	—	9,03	1,010	25,45	1,300	348	13,7	+0,060	—
—	7,05	—	17°55'	7,00	1,045	19,55	1,305	385	19,7	+0,035	33,4
9,00	—	30°48'	—	8,85	0,985	24,33	1,360	392	16,1	+0,035	—
—	7,05	—	30°17'	6,85	0,980	18,07	1,345	360	19,9	+0,005	36,0

Двухступенчатая осадка через две матрицы 9 и 7 мм

9,03	7,05	6°12'	6°24'	6,96	0,940	17,78	1,860	690	38,8	-0,010	—
9,00	7,05	11°52'	11°58'	6,98	0,960	18,15	1,820	600	33,1	+0,010	—
9,07	7,05	18°13'	17°55'	6,96	0,950	17,94	1,845	590	32,9	+0,000	—
9,00	7,05	30°48'	30°17'	6,85	0,825	15,61	2,120	600	38,4	-0,125	—

На фиг. 3 представлены результаты осадки с 12 мм на 7 мм для трех способов волочения и двух разных по состоянию заготовок:

1) нагартованная заготовка на 71,6% — кривые 2—H — осадка в две протяжки и нагартованная заготовка 1—H — осадка в одну протяжку;

2) отожженная заготовка: кривые 2—О—осадка в две протяжки; кривые 1—О—осадка в одну протяжку; кривые Д—О—осадка двухступенчатая.

Таблица 4

Влияние угла волочения при разных вариантах осадки труб диаметром 12 мм, предварительно нагартованных на 71,6%

Размеры заготовки: $d_{н0} = 12,04$ мм, $t_0 = 0,950$ мм, $S_0 = 33,10$ мм²

Размеры матриц				Размеры после протяжки				Вытяжка	Усилие волочения, кг	Напряжение волочения, кг/мм ²	Изменение толщины стенки, мм	Суммарное напряжение волочения, кг/мм ²	Примечание
диаметр мм		угол		наружный диаметр, мм	толщина стенки, мм	поперечное сечение, мм ²							
первая	вторая	первая	вторая										

Осадка в одну протяжку через одну матрицу 7 мм

7,05	—	6°24'	—	—	—	—	—	880	—	—	—	—	Обрывы
7,05	—	11°58'	—	6,97	0,978	18,45	1,795	15	44,1	+0,028	—	—	
7,05	—	17°55'	—	6,95	0,997	19,70	1,775	780	41,7	+0,047	—	—	
7,05	—	30°17'	—	—	—	—	—	770	—	—	—	—	Обрывы

Осадка в две протяжки через две матрицы 9 и 7 мм

9,03	—	6°12'	—	8,99	1,000	25,10	1,320	683	27,2	+0,050	—	—	
—	7,05	—	6°24'	7,00	1,020	19,70	1,310	520	27,2	+0,020	—	54,4	
9,00	—	11°52'	—	8,95	1,010	25,20	1,315	646	25,6	+0,060	—	—	
—	7,05	—	11°58'	7,00	1,050	19,62	1,285	475	24,2	+0,040	—	49,8	
9,07	—	18°13'	—	9,03	1,010	25,45	1,300	621	24,4	+0,060	—	—	
—	7,05	—	17°55'	6,99	1,045	19,51	1,305	480	24,6	+0,035	—	49,0	
9,00	—	30°48'	—	8,81	0,985	24,21	1,370	681	28,2	+0,035	—	—	
—	7,05	—	30°17'	6,85	0,975	17,99	1,345	470	26,1	+0,010	—	54,3	

Двухступенчатая осадка через две матрицы 9 и 7 мм

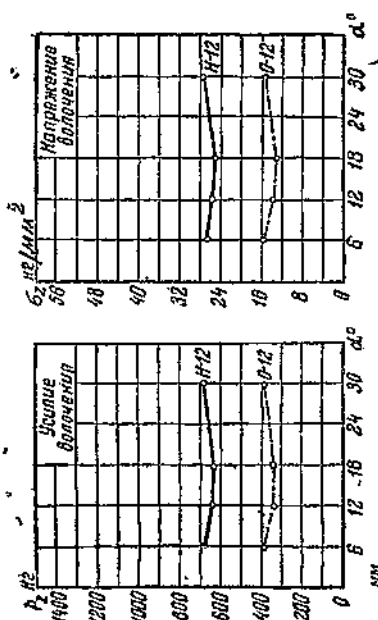
9,03	7,05	6°12'	6°24'	—	—	—	—	810	—	—	—	—	Обрывы
9,00	7,05	11°52'	11°58'	—	—	—	—	910	—	—	—	—	;
9,07	7,05	18°13'	17°55'	—	—	—	—	850	—	—	—	—	;
9,00	7,05	30°48'	30°17'	—	—	—	—	780	—	—	—	—	;

Поскольку при осадке труб возможно самопроизвольное изменение толщины стенки, фактическое сечение после волочения при одном и том же усилии волочения может быть разное, что дает другую вытяжку и другое напряжение волочения. Поэтому вопрос о влиянии разных факторов на процесс осадки нами исследовался раздельно по нижеуказанным четырем характеристикам.

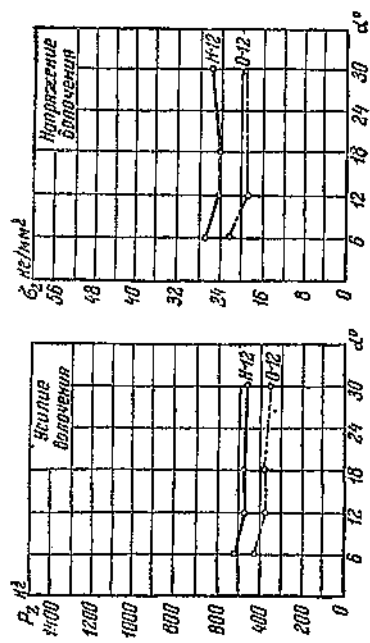
Для каждого варианта волочения определялось:

P_z —усилие волочения, кг,

Δt —изменение толщины стенки, мм,



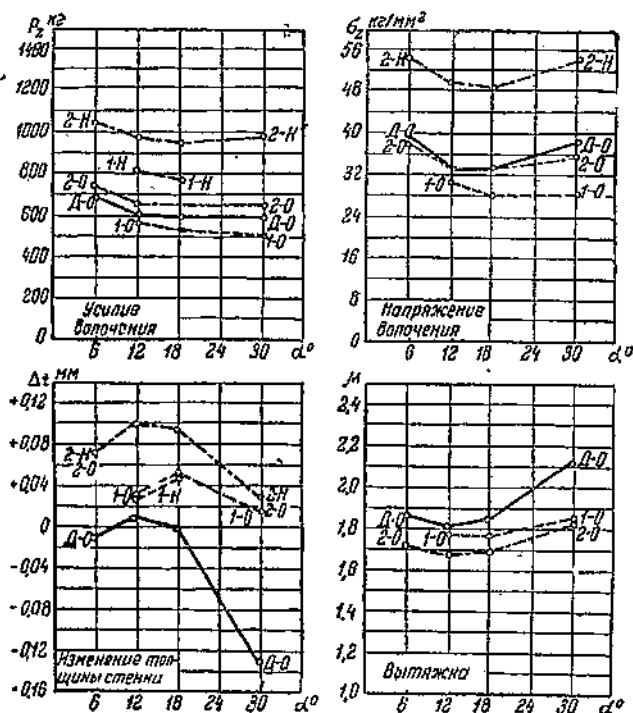
Фиг. 1. Зависимость усилия волочения P_z , напряжения волочения σ_z и изменения толщины стенки Δt от угла волочения при осадке труб с 12 мм на 9 мм в одну протяжку.



Фиг. 2. Зависимость усилия волочения P_z , напряжения волочения σ_z и изменения толщины стенки Δt от угла волочения при осадке труб с 9 мм на 7 мм в одну протяжку.

$\sigma_z = \frac{P}{S_1} \mu$ — напряжение волочения, кг/мм²,
 μ — фактическая вытяжка.

а. Влияние угла и способа волочения на усилие волочения. С ростом угла волочения усилие волочения сначала несколько понижается, а затем начинает постепенно повышаться. Это справедливо для разной величины осадки, способов



Фиг. 3. Зависимость усилия волочения P_z , напряжения волочения σ_z , изменения толщины стенки Δt и вытяжки μ от угла волочения при осадке труб с 12 мм на конечный размер 7 мм в одну, две и двухступенчатую протяжку.

протяжки и состояния труб (см-фиг. 1, 2, 3). Четко выраженный оптимальный угол волочения у большинства этих кривых отсутствует. Можно говорить только о довольно широкой зоне оптимальных углов, в пределах которой усилие волочения остается почти постоянным. С повышением величины обжатия зона оптимальных углов несколько перемещается в сторону больших углов. Точно такие же результаты были получены в работе Днестровского и Богорад [7] при исследовании усилия волочения простых сплошных профилей.

На кривой $O-12$ на фиг. 1 видно, что при осадке труб наружного диаметра 12 на 9 мм (средняя вытяжка 1,33) увеличение угла от 18° до 30° дает некоторое увеличение усилия волочения с 348 до 392 кг. При осадке в одну матрицу труб того же исходного диаметра на 7 мм (средняя вытяжка 1,81) и при том же увеличении угла от 18° до 30° усилие волочения не только не возрастает, но даже несколько падает с 530 до 510 мм (фиг. 3, кривая $1-O$).

Такое же перемещение в большую сторону зоны оптимальных углов наблюдается при сравнении второй осадки (фиг. 2, кривая $O-12$) с первой осадкой (фиг. 1, кривая $O-12$).

В этом случае перемещение в большую сторону зоны оптимальных углов может быть объяснено изменением отношения диаметра к толщине стенки, но не разной вытяжкой, так как вытяжка при первой осадке была даже несколько большей.

При одинаковой осадке зона оптимальных углов сдвигается в сторону больших углов при волочении в одну протяжку, по сравнению с другими способами волочения.

Так, при осадке труб с диаметром 12 на 7 мм в две протяжки или двухступенчатой протяжкой при угле в 30° усилие волочения почти не меняется по сравнению с углом 18° , в то же время как при осадке в одну протяжку усилие волочения несколько падает (см. фиг. 3—ср. кривую $1-O$ с кривыми $D-O$ и $2-O$).

Опыты двухступенчатой протяжки нагартованных труб с 12 на 7 мм окончились неудачно, причем усилие волочения достигло 780—910 кг (табл. 4). Окончились неудачно также опыты в одну протяжку нагартованных труб при полууглах конуса 6 и 30° . Трубы обрывались, когда усилие волочения достигало 770—800 кг (табл. 4). Очевидно при угле волочения 6° имело место большое трение о стенки матрицы, а при угле волочения в 30° происходило изменение толщины стенки трубы.

6. Влияние угла и способа волочения на изменение толщины стенки. С ростом угла волочения толщина стенки сначала увеличивается, а затем начинает падать. Зависимость эта остается неизменной при разной осадке (в пределах опытов), разных способах волочения и разном состоянии заготовки.

Наибольшую плюсовую величину изменения стенки при осадке труб с диаметром 12 на 9 мм и с 9 на 7 мм имеем при $12-18^\circ$ (см. фиг. 1 и 2). При осадке труб в одну протяжку с 12 на 7 мм наблюдаем максимальное увеличение толщины стенки при угле волочения 18° (см. фиг. 3, кривые $1-O$ и $1-H$).

Толщина стенки при осадке в две протяжки или двухступенчатой протяжке изменяется по величине в разной степени. Наибольшее плюсовое значение изменения толщины стенки соответствует двум протяжкам, а наибольшее минусовое значение имеем при двухступенчатой протяжке (см. фиг. 3).

Кривая $2-O$ (см. фиг. 3) для осадки в две протяжки имеет при всех углах только плюсовое изменение толщины стенки.

Кривая $D-O$ (см. фиг. 3) для двухступенчатой протяжки имеет плюсовое изменение стенки только при средних значениях углов, при остальных углах—только минусовое. Кривая $I-O$ (см. фиг. 3) для осадки в одну протяжку имеет промежуточное значение изменения толщины стенки.

Очевидно, в зависимости от способа протяжки, возможно иметь разную толщину стенки. Так, при осадке труб с исходного наружного диаметра 12,04 мм и толщины, стенки 0,95 мм на 7 мм в угол 18° толщина стенки при двух протяжках будет 1,05 мм, при одной протяжке—1,00 мм и при двухступенчатой протяжке 0,95 мм. Разница по толщине стенки при двух протяжках и двухступенчатой протяжке составляет 0,10 мм.

При осадке этих же труб в матрицы с углом волочения 30° наблюдается еще большая разница изменения толщины стенки от способа протяжки. Так, при двух протяжках толщина стенки будет 0,98 мм, при одной протяжке—0,96 мм и при двухступенчатой протяжке 0,82 мм. Разница по толщине стенки 0,16 мм. Такое изменение толщины стенки труб при осадке может дать в производственных условиях экономию одного хода на цепном стане, так как нет смысла трубы, идущие на осадку, протягивать на обычно применяемую в цехе исходную толщину стенки в 0,95 мм.

Изменения толщины стенки труб в отожженном состоянии или в наклепанном (в разной степени) чрезвычайно близки друг к другу. На фиг. 1 и 2 показаны кривые $H-12$ и $O-12$, полученные при осадке отожженных и наклепанных труб с внешнего диаметра 12 мм на 9, а затем на 7 мм, которые подтверждают вышеизложенное.

в. Влияние угла и способа волочения на напряжение волочения. С повышением предварительной нагартовки труб и ростом осадки за одно волочение напряжение при волочении возрастает. Зависимость эта остается неизменной для разных углов и способов волочения.

На фиг. 3 приведены кривые $I-O$, $2-O$ и $D-O$ зависимости напряжения волочения от угла и способов протяжки при осадке труб с 12 на 7 мм. Наименьшее значение напряжения при волочении получено при одной протяжке. Большее напряжение получено при двух протяжках и двухступенчатой протяжке, при этом до 18° величины напряжения при этих способах протяжки почти совпадают. При углах волочения в пределах $18-30^\circ$ наибольшее значение напряжения имеем при двухступенчатой протяжке. Повышение напряжения при двухступенчатой протяжке происходит только за счет самопроизвольного изменения толщины стенки, ибо усилие волочения и наружный диаметр остаются постоянными, почти не меняющимися величинами.

г. Влияние угла и способа волочения на вытяжку. По мере роста угла волочения вытяжка падает до определенного минимума, а затем начинает возрастать (см. фиг. 3). Зависи-

мость эта справедлива для разных способов волочения. Наименьшая вытяжка наблюдается при двух протяжках, большая при одной протяжке и наибольшая при двухступенчатой протяжке.

Разница эта может быть весьма существенной. Так, при двухступенчатой осадке отожженных труб $12,04 \times 10,14$ мм в матрицы размером 7,05 мм в углы 12, 18 и 30° получаем величины вытяжек соответственно 1,820—1,845—2,120. При осадке в одну протяжку тех же труб $12,04 \times 10,14$ мм на тот же размер и в те же углы вытяжки получаем соответственно 1,790—1,765—1,850.

При волочении в две протяжки для тех же углов и на тот же конечный размер имеем вытяжку 1,680—1,690—1,850. Разница между максимальной вытяжкой (2,120) и минимальной (1,680) значительная и составляет 26%.

Особенно характерно то, что, несмотря на незначительное повышение усилия волочения при двухступенчатой протяжке по сравнению с одной протяжкой (см. фиг.3 — P_2), напряжение при волочении и вытяжка при больших углах волочения резко отличаются от таковых при одной протяжке.

Ниже в табл. 5 приведены результаты опытов при осадке труб с 12 на 7 мм.

Таблица 5

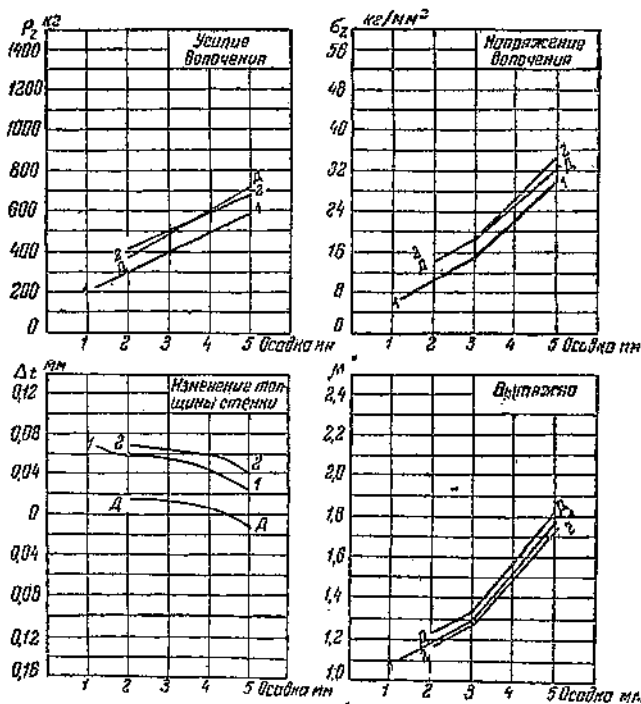
Способ осадки	Номинальный угол волочения 18°			Номинальный угол волочения 30°		
	усилие волочения кг	напряжение волочения кг/мм ²	вытяжка	усилие волочения кг	напряжение волочения кг/мм ²	вытяжка
Одна протяжка . . .	530	28,3	1,765	510	28,6	1,850
Две протяжки . . .	(654)	(33,4)	1,695	(651)	(36,0)	1,832
Двухступенчатая . .	590	32,9	1,845	600	38,4	2,120

При рассмотрении кривых вытяжка — угол волочения на фиг.3 находим, что наименьшее значение вытяжки при осадке труб размером 12,04 и 10,14 мм на 7,05 мм в две протяжки или двухступенчатой протяжкой получено при угле волочения 12° , а при одной протяжке 18° .

2. Влияние величины осадки при постоянном угле на характеристики процесса осадки

Для уточнения влияния величины осадки в пределах оптимальной зоны углов были проведены опыты с разными осадками отожженных труб диаметром 12,01 мм и толщиной стенки 1,020 мм через матрицы с постоянным номинальным углом волочения в 18° (см. табл. 2). При этом осадка в две протяжки или двухступенчатая

протяжка производилась при постоянном размере первой матрицы диаметром 10,85 мм и переменном размере второй матрицы. Результаты экспериментов приведены на фиг. 4 и в табл. 6.



Фиг. 4. Зависимость усилия волочения P_2 , напряжения волочения σ_2 , изменения толщины стенки Δt и вытяжки μ от величины осадки при осадке труб с 12 на 1, 2, 3, 4 и 5 мм в одну, две и двухступенчатую протяжки.

Кривые 1—1 — осадка труб в одну протяжку на 1, 2, 3, 4 и 5 мм. Кривые 2—2 — осадка труб последовательно в две матрицы при сочетании осадок 1+1=2; 1+2=3; 1+3=4; 1+4=5 мм.

Кривые Д—Д — двухступенчатая протяжка одновременной протяжкой через две матрицы при сочетании осадок: 1+1=2; 1+2=3; 1+3=4; 1+4=5 мм.

С повышением величины осадки усилие волочения, напряжение при волочении и вытяжка увеличиваются. Особенно резко увеличиваются вытяжка и напряжение при волочении, начиная с осадки 3 мм и выше. Это может быть объяснено падением отношения диаметра к толщине стенки. Толщина стенки также особенно резко изменяется, начиная с осадки в 3 мм и более. Наибольшее плюсовое изменение толщины стенки имеем при двух протяжках и наименьшее при двухступенчатой протяжке. При этом при двухступенчатой осадке на 5 мм плюсовое изменение толщины стенки переходит в минусовое.

Таблица 6

Влияние распределения обжатий между матрицами при разных способах осадки

Размеры отожженной заготовки: $d_{н0} = 12,01$ мм; $t_0 = 1,020$ мм; $S_0 = 35,22$ мм²

Диаметр матриц мм		Размеры после протяжки			Вытяжка	Усилие волоче- ния, кг	Напряжение во- лочения, кг/мм ²	Изменение тол- щины стенки, мм	Суммарное на- пряжение воло- чения, кг/мм ²
первая	вторая	наруж- ный диаметр мм	толщина стенки мм	попе- речное сечение мм ²					

Осадка на 1, 2, 3, 4 и 5 мм в одну протяжку

10,85	—	10,68	1,091	31,86	1,105	210	6,6	+0,071	—
10,00	—	9,77	1,080	29,45	1,199	305	10,3	+0,060	—
9,07	—	9,06	1,077	27,01	1,306	400	14,8	+0,057	—
8,05	—	7,81	1,067	22,61	1,560	500	22,1	+0,047	—
7,05	—	6,99	1,045	19,50	1,803	590	30,2	+0,025	—

Осадка на 2, 3, 4 и 5 мм в две протяжки, диаметр первой матрицы 10,85 мм

10,85	—	10,68	1,091	31,86	1,105	210	6,6	+0,071	—
—	10,00	9,78	1,090	29,76	1,050	220	7,4	+0,070	14,2
—	9,07	9,06	1,084	27,19	—	330	12,1	+0,065	18,7
—	8,05	7,82	1,080	22,87	1,390	460	20,1	+0,060	26,7
—	7,05	7,00	1,060	19,80	1,610	560	28,3	+0,010	34,9

Двухступенчатая осадка на 2, 3, 4 и 5 мм, диаметр первой матрицы 10,85 мм

10,85	10,00	9,77	1,035	25,40	1,240	395	13,9	+0,015	—
10,85	9,07	9,06	1,034	26,06	1,348	470	18,1	+0,014	—
10,85	8,05	7,81	1,028	21,91	1,635	580	26,5	+0,008	—
10,85	7,05	6,99	1,008	18,93	1,860	630	33,3	+0,012	—

3. Влияние распределения обжатия между матрицами при постоянном угле на характеристики процесса осадки

Для уточнения влияния распределения обжатий между матрицами при волочении были проведены эксперименты с различным распределением осадки между матрицами. Осадка производилась при постоянном номинальном угле матрицы 18° с начального диаметра 12 мм на конечный диаметр 7 мм, т. е. на 5 мм для трех способов волочения заготовки. Замеренные полууглы конуса у матриц приведены в табл. 2. Распределение осадок между матрицами и результаты экспериментов приведены в табл. 7 и на фиг. 5.

Таблица 7

Сравнительные испытания разных вариантов осадки

Размеры отожженной трубной заготовки: $d_{н0} = 12,04$ мм;
 $t_0 = 0,950$ мм; $S_0 = 33,10$ мм²

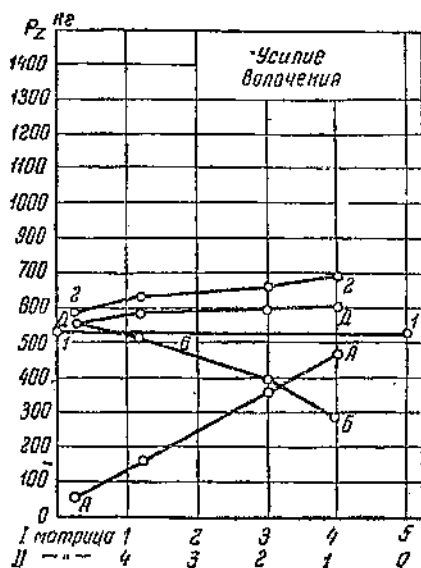
Расчетное распределение осадки между матрицами мм			Способ осадки	Диаметр матрицы мм		Усилие волочения кг		Кривые на фиг. 5
первая матрица	вторая матрица	сумма		первая	вторая	за протяжку	суммарное	
0,00	5,00	5,00	Одна протяжка	—	7,05	530	530	1—1
0,25	4,75	5,00	Две протяжки	11,75 —	— 7,05	550 550	588	A—A } B—B } 2—2
			Двухступенчатая протяжка	11,75	7,05	550	550	Д—Д
1,20	3,80	5,00	Две протяжки	10,85 —	— 7,05	165 520	627	A—A } B—B } 2—2
			Двухступенчатая протяжка	10,85	7,05	580	580	Д—Д
3,00	2,00	5,00	Две протяжки	9,07 —	— 7,05	348 385	655	A—A } B—B } 2—2
			Двухступенчатая протяжка	9,07	7,05	590	590	Д—Д
4,00	1,00	5,00	Две протяжки	8,05 —	— 7,05	460 290	694	A—A } B—B } 2—2
			Двухступенчатая протяжка	8,05	7,05	595	595	Д—Д

На фиг. 5 видно, что с повышением величины осадки в первую матрицу и соответственным уменьшением во вторую, усилие волочения увеличивается на сравнительно небольшую величину. При рассмотрении кривых находим, что наименьшее усилие волочения получено при одной протяжке (кривая 1—1), большее — при двухступенчатой протяжке (кривая Д—Д) и наибольшее при двух протяжках (кривая 2—2).

4. Влияние начальной толщины стенки и распределения обжатий между матрицами при постоянном угле на характеристики процесса двухступенчатой осадки

В табл. 8 и на фиг. 6 представлены результаты двухступенчатой осадки на конечный размер 7-мм труб 12,04 мм с толщиной стенки 0,95 мм и труб 11,86 мм с толщиной стенки 1,14 мм.

На фиг. 6 показано, что с увеличением исходной толщины стенки усилие волочения и вытяжка повышаются, а напряжение падает. При двухступенчатой протяжке, с неизменной суммарной осадкой, с повышением величины осадки в первую матрицу толщина стенки уменьшается. Это справедливо для труб с разной толщиной стенки. Изменяя первую величину осадки, возможно обеспечить изменение толщины стенки как плюсовое, так и минусовое. При осадке труб 12,04 мм с толщиной стенки 0,95 мм на 7 мм в угол волочения 18° при одной протяжке (см. фиг. 3, кривая 1—0), толщина стенки будет 1 мм. При той же осадке, но при двухступенчатой протяжке в матрицы 11,75 до 7 мм, толщина стенки



Фиг. 5. Зависимость усилия волочения P_2 от распределения обжатий между матрицами и способа протяжки

Таблица 8

Двухступенчатая осадка с разной начальной толщиной стенки и разным распределением обжатий между матрицами

Диаметр матрицы, мм		Размеры после протяжки			Вытяжка	Усилие волочения, кг	Напряжение волочения, кг/мм ²	Изменение толщины стенки, мм
первая	вторая	наружный диаметр, мм	толщина стенки, мм	поперечное сечение, мм ²				

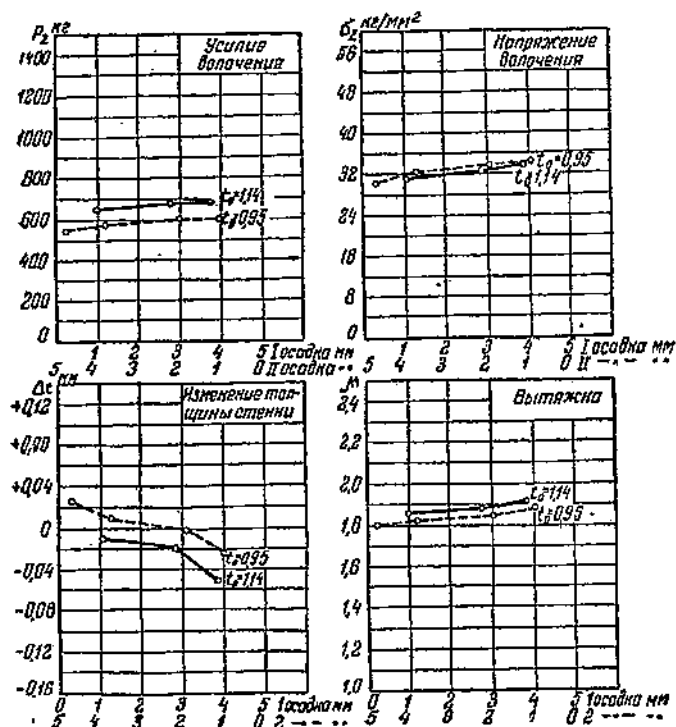
Заготовка: $d_{н0} = 12,04$ мм, $t_0 = 0,950$ мм, $S_0 = 33,10$ мм²

11,75	7,05	6,96	0,975	18,35	1,805	550	30,0	+0,025
10,85	7,05	6,96	0,960	18,10	1,830	580	31,1	+0,010
9,07	7,05	6,96	0,950	17,94	1,845	590	32,9	+0,000
8,05	7,05	6,96	0,925	17,57	1,885	595	33,8	-0,025

Заготовка: $d_{н0} = 11,86$ мм, $t_0 = 1,140$ мм, $S_0 = 38,40$ мм²

11,75	7,05	—	—	—	—	—	—	—
10,85	7,05	6,94	1,130	20,63	1,860	640	31,1	-0,010
9,07	7,05	6,94	1,120	20,48	1,875	660	32,2	-0,020
8,05	7,05	6,94	1,090	20,03	1,920	670	33,5	-0,050

составляет 0,975 мм (см. фиг. 6, кривая 0,95), а при сочетании матриц 8 и 7 толщина стенки будет меньше исходной и составляет 0,925 мм.



Фиг. 6. Зависимость усилия волочения P_2 , напряжения волочения σ_2 , изменения толщины стенки Δt и вытяжки μ от распределения обжатий между матрицами и исходной толщины стенки при двухступенчатой протяжке

Кривые 1,14 — осадка труб с толщиной стенки 1,14 мм; Кривые 0,95 — осадка труб с толщиной стенки 0,95 мм. Для опытов применялись матрицы с номинальным полууглом конуса 160; фактически замеренные размеры полууглов приведены в табл. 2.

Уменьшение толщины стенки при двухступенчатой протяжке с большим обжатием в первой матрице по сравнению со второй может быть объяснено тем, что при осадке первая матрица создает обратное натяжение трубы, которое растягивает ее перед поступлением во вторую матрицу и там уменьшает выходной размер трубы.

В. Результаты опытов в заводских условиях

1. Опытная протяжка труб на цепном стане

Опытное волочение труб в одну протяжку и двухступенчатой осадкой производилось на цепном стане со скоростью 15 м/мин.

Матрицы при опытах применялись победитовые. Исходный диаметр труб был принят $23,5 \times 22,0$ мм (трубы были взяты из цеховой партии). Захватки на трубах изготовлялись на молотах «Беше». Результаты опытов приведены в табл. 9.

Таблица 9

№ опыта	Операция	Цеховая разра- ботка		Опытная разра- ботка			Размеры матриц при		
		размеры, мм	толщина, мм	наружный диаметр, мм	толщина стенки при		двухступенча- той протяжке, мм		одной протяжке мм
					двухступен- чатой про- тяжке, мм	одной про- тяжке, мм	первая	вторая	
1	Заготовка	$23,5 \times 22,0$	0,75	23,5	0,750	0,750	—	—	—
2	Волочение 1.	$21,4 \times 20,0$	0,70	17,4	—	0,715	20,0	17,4	17,4
3	2.	$17,4 \times (15,9)$	0,75	12,7	0,720	0,745	14,5	12,7	12,7
4	3.	$14,5 \times (12,9)$	0,80	—	—	—	—	—	—
5	4.	$12,7 \times (11,0)$	0,85	—	—	—	—	—	—

Примечание. Цифры в скобках обозначают, что волочение должно производиться без оправки.

Волочение труб в одну протяжку и при двухступенчатой происходило нормально. Случаев обрывов труб не наблюдалось.

2. Опытная протяжка труб на барабане

Опыты были произведены для осадки медных труб на барабане с 16 на 12 мм в одну протяжку и двухступенчатой протяжкой в две матрицы. Опыты проводились на барабане диаметром 1000 мм со скоростью протяжки 0,765 м/сек. (15 об/мин.).

Смазка труб производилась обычным машинным маслом. Матрицы при опытах применялись победитовые, запрессованные в стальные обоймы. При двухступенчатой протяжке сочетание размеров матриц было принято в 14 и 12 мм и 13 и 12 мм.

Результаты опытов приведены в табл. 10.

Таблица 10

№ опыта	Размер труб до волочения, мм			Размер труб после волочения, мм			Размеры матриц мм	
	наруж- ный диа- метр	толщина стенки	овальность по диаметру	наруж- ный диа- метр	толщи- на на стен- ки	овальность по диаметру	первая	вторая
1	15,9	0,95	0,04—0,05	11,9	—	0,28—0,29	11,95	—
2	15,9	0,95	0,04—0,05	11,9	0,990	0,14—0,16	14,00	11,95
3	15,9	0,95	0,04—0,05	11,9	0,985	0,10—0,11	13,05	11,95

Трубы были протянуты без обрывов. Дефекты в виде складок на трубах не наблюдались. Трубы, осажённые за одну осадку на 4 мм (с наружного диаметра 15,9 на 11,9 мм), на поверхности имели весьма незначительную шероховатость. Трубы, осажённые двухступенчатой протяжкой, имели более блестящую, чистую поверхность. С повышением осадки во вторую матрицу овальность по наружному диаметру увеличивалась. При осадке в две матрицы размерами 13 и 12 мм наблюдалась овальность в 0,11—0,12 мм по сравнению с 0,23—0,29 мм при одной протяжке. По ГОСТ 617—41 для труб диаметром 12 мм допускается максимальная овальность в 0,20 мм. Как видно, овальность при двухступенчатой осадке укладывается в эти нормы.

IV. Выводы

1. Доказано отсутствие единого оптимального угла для всех обжатий.

2. Установлено наличие достаточно широкой зоны оптимальных углов для каждого определенного обжатия, а не одного резко выраженного определенного оптимального угла.

3. Зона оптимальных углов волочения с повышением степени деформации за одну протяжку сдвигается в сторону больших углов.

4. Зона оптимальных углов при волочении на один и тот же конечный размер одинакова как при двух протяжках, так и при двухступенчатой протяжке.

5. Увеличение угла волочения при данном определенном обжатии вызывает сначала плюсовое, а затем минусовое изменение толщины стенки у протянутой трубы.

6. Наибольшее плюсовое изменение толщины стенки в зависимости от угла волочения наблюдается при двух протяжках и наибольшее минусовое при двухступенчатой протяжке.

7. Отсутствие резко выраженного оптимального угла при конической форме волочильного канала оправдывает частое применение на практике радиальной формы волочильного канала. Длина очага деформации как при конической форме, так и при радиальной должна лежать в определенных пределах; окончательный выбор формы канала должен производиться не по усилию волочения, а по результатам массового испытания матриц на износ в производственных условиях с учетом происходящего при этой форме изменения толщины стенки.

8. При двухступенчатой осадке на неизменный конечный размер с повышением степени обжатия в первую матрицу (и соответственным уменьшением во вторую матрицу), усилие волочения, напряжение при волочении и вытяжка увеличиваются, а толщина стенки уменьшается.

9. Предварительное состояние материала (стоженные или наклепанные трубы) не влияет на величину изменения толщины стенки.

10. Доказана возможность осадки в одну протяжку или двух-ступенчатой протяжкой отоженных труб с 12 на 7 мм.

11. Доказана возможность осадки труб с приемом на барабан за одно волочение с 16 на 12 мм.

12. Протяжка труб на барабан при осадке в одну матрицу с 16 на 12 мм дает по диаметру значительную овальность, выходящую за пределы допусков ГОСТ 617—41.

13. Двухступенчатая протяжка труб на барабан при осадке с 16 на 12 мм дает по наружному диаметру труб незначительную овальность, не выходящую за пределы допусков по ГОСТ 617—41.

Литература

1. Ротр А. и Albert H., Mitt. K.-W. Inst. Eisenforsch., т. IX, вып. 4, стр. 53—94, прилож. стр. 95—111, 1927. Перевод: Домез № 10—11, стр. 105—157, 1930.

2. Jung König W., Linicus W. и Sachs G., Metallwirtschaft, т. XI, 1933, стр. 395—401.

3. Кочкин В. А., Металлург № 6, 1934, стр. 81—102.

4. Ротр А. и Schylla, Mitt. K.-W. Inst. Eisenforsch., т. XVI, 1934, № 5, Реферат. Домез № 7, 1935, стр. 94—104.

5. Луденский А., Пишиков Г. и Сведе-Швец Н., Сталь № 1, 1937, стр. 58—72.

6. Кочкин В. А., Металлург, № 5, 1937, стр. 93—103.

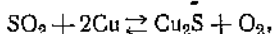
7. Днестровский Н. З. и Богорад Н. М., Исследование процесса волочения простых профилей. Сборник научно-исследовательских работ по обработке цветных металлов и сплавов, Цинкоцветмет, вып. 2, 1941, стр. 5—25.

ВЛИЯНИЕ СЕРЫ В ПЕЧНЫХ ГАЗАХ НА КАЧЕСТВО ПРОКАТА МЕДИ И ЛАТУНИ

I. Литературный обзор

Многие исследователи указывают, что присутствие некоторых газов (HCl , SO_2 , H_2S и др.) в окислительной атмосфере значительно повышает окисляемость меди при повышенной температуре. Так, например, Гудсон, Герберт, Баал [1], исследуя вопрос о стойкости медных паровозных топок, нашли, что присутствие HCl и SO_2 в дымовых газах значительно повышает окисляемость меди. Авторы считают, что эти газы действуют каталитически, ускоряя процесс окисления.

Имеется также ряд работ, посвященных взаимодействию SO_2 и меди. Сивертс [2] установил, что твердая медь до температуры плавления не растворяет SO_2 , жидкая же медь поглощает довольно значительное количество, увеличивающееся с повышением температуры до 1500° вдвое и выделяющееся при затвердевании меди. Рентген и Швицке [3] считают, что при взаимодействии жидкой меди с SO_2 имеет место следующая обратимая реакция



идущая при понижении температуры в левую сторону. Арчбютт и Притерч [4] в своей книге указывают, что Гампе, пропуская SO_2 над расплавленной медью, нашел, что если медь затвердевает в атмосфере SO_2 , то в твердом металле нет сульфидов меди, а только SO_2 в порах. Сивертс [5] считает, что вышеуказанная реакция идет влево только ниже 750° . В дискуссии по работе Сивертса Вундер указывает, что в его практике имел место случай, когда медные вайрбарсы нагревались перед прокаткой в газовой печи при 800° ; газ до сгорания содержал 0,3 г H_2S в 1 м³, что соответствует 0,02% SO_2 . При переноске нагретых вайрбарсов из печи к прокатному стану часто наблюдалось интенсивное выделение SO_2 , происходившее очевидно из-за некоторого охлаждения вайрбарсов.

Дара [6], разбирая вопросы светлого отжига меди и ее сплавов, отмечает, что сера, присутствующая в газах, чрезвычайно неприятна и способствует потемнению поверхности. Можно еще указать на работу Дуна [7], исследовавшего окисление некоторых медных сплавов при высокой температуре (в том числе и латуни).

Дун установил, что окисление латуни ускоряется присутствием в окислительной среде HCl . Отмечено также усиление окисления присутствием SO_2 . В работе установлено, что медь окисляется значительно больше, чем латунь.

Работ, посвященных влиянию присутствия SO_2 в газах печей на пластические свойства меди и латуни, не имеется.

Поэтому была поставлена задача установить в первом приближении, как влияет сернистый ангидрид на прокатываемость в горячем состоянии меди и латуни, а также на коррозионную стойкость их.

II. Экспериментальная часть

В экспериментальную часть работы входило следующее.

Нагрев слитков в среде продуктов сгорания светильного газа с добавками SO_2 ; горячая прокатка нагретых слитков; механические и коррозионные испытания.

Слитки меди и латуни разрезались на куски размером (примерно) $250 \times 40 \times 15$ мм, нагревались в течение двух часов, при постоянной температуре, в газовом горне, в среде продуктов сгорания светильного газа с добавками сернистого газа различной концентрации. Состав меди и латуни дан в табл. 1 (латунь приготовлялась из той же меди).

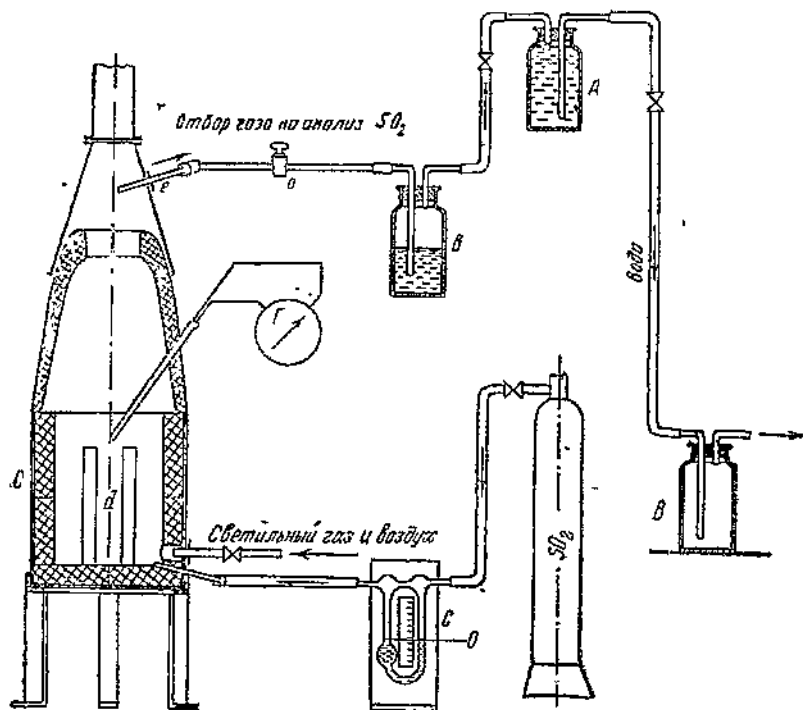
Таблица 1

	Fe	Bi	Sb	As	S	Zn	Cu
Медь	0,0025	Нет	Нет	Следы	0,01	—	Остальное
Латунь	0,03	—	—	—	—	29,00	70,95

Всего было проведено восемь опытов, четыре для меди и четыре для латуни. Обследованы четыре концентрации: 0,02, 0,25—0,5—1% SO_2 . Для каждой концентрации было взято по два образца одного и того же материала. Кроме того, нами устанавливались потери металла от окисления при нагреве. Для этого из той же литой меди и литой латуни были изготовлены образцы размером $40 \times 40 \times 5$ мм, из расчета три образца на каждую концентрацию. Опыты проводились на установке, схематически изображенной на фиг. 1.

Два образца d ставились в горн, куда одновременно загружались три образца размером $40 \times 19 \times 5$ мм, весом около 33 г (для

определения окисления) того же материала, заранее взвешенные и измеренные (см. табл. 3). В горне рядом с горелкой имелась трубка, в которую поступал сернистый газ, подаваемый из баллона. Температура в горне замерялась при помощи термопары (хромель—алюмель). Скорость подачи сернистого газа регулировалась реометром с, заполненным керосином. Концентрация сернистого газа определялась по методу Райха [8].



Фиг. 1. Установка для нагрева образцов в атмосфере печных газов, содержащих SO_2 .

Кроме того, после одного часа выдержки при помощи крана а (кран трехходовой) отбиралась проба дымового газа для определения содержания в них CO_2 , O_2 и CO . Анализ производился на приборе Орса. Результаты анализа даны в табл. 2.

После двухчасовой выдержки образцов в горне при постоянной температуре (для меди 800° и для латуни 850°) их вынимали и в горячем состоянии прокатывали на прокатном стане.

Каждый образец катался в пять проходов с относительным суммарным обжатием 60%.

Процесс прокатки при всех концентрациях сернистого газа протекал нормально. Поверхность меди и латуни покрывается слоем окалины, причем, чем выше концентрация сернистого газа, тем слой окалины становится толще.

Состав продуктов сгорания светильного газа

Концентрация, %			
CO ₂	O ₂	CO	N
7,7—10,8	4,5—14,9	0,76—1,05	Остальное

Три образца размером $40 \times 19 \times 5$ вынимались из горна одновременно с большими образцами.

Два образца из трех травились в горячем растворе 5%-ной H₂SO₄ на катоде, затем взвешивались и подсчитывались потери в весе на единицу поверхности (результаты смотри в табл. 3).

- Таблица 3

Материал образцов	Потери веса г	Потери на единицу поверхности, г/м ² /час	Концентрация сернистого газа объемн. %	Средняя потеря веса, г/м ² /час
Латунь	0,0614	28,1	0,0	23,5
»	0,0386	19,4	0,0	
»	0,1110	51,0	0,1	55,0
»	0,1328	59,0	0,1	
»	0,4992	216	1,0	182,5
»	0,3421	149	1,0	
»	0,1432	60,6	0,5	59,45
»	0,1268	58,3	0,5	
Медь	0,0538	23,9	0,0	23,9
»	0,1256	58,6	0,25	58,2
»	0,1241	5,8	0,25	
»	0,6912	316	1,0	33
»	0,90	338	1,0	

Из третьего образца изготовлялся шлиф и просматривался под микроскопом. Наиболее характерные из них были сфотографированы (фиг. 2, 3 и 4).

На фиг. 2 показан образец меди после нагревания в окислительной атмосфере в течение 2 часов.

На фиг. 3 показан образец меди после нагрева в окислительной атмосфере, содержащей 1% SO₂.

На фиг. 4 то же, что и рис. 3, но при увеличении 500.

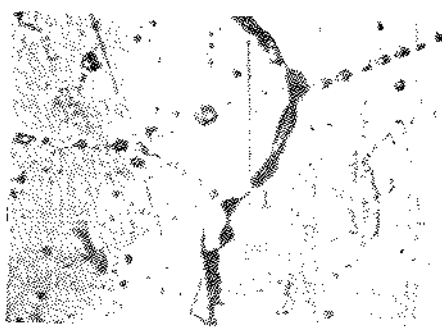
Микроскопическое исследование показало, что в присутствии SO₂ имеет место некоторое распространение окисления по граням зерен (фиг. 3, 4), идущее с поверхности образца, причем оно становится видным при самом малом (из испытанных) содержании



Фиг. 2. Структура меди после нагревания в окислительной атмосфере в течение двух часов ($\times 100$)



Фиг. 3. Структура меди после нагрева в окислительной атмосфере, содержащей 1% SO_2 . ($\times 100$)



Фиг. 4. То же, что и Фиг. 3. ($\times 100$)

SO_2 и увеличивается с повышением его концентрации. На латуни такого окисления не замечено.

Результаты механических испытаний (табл. 4) показывают, что SO_2 заметно не влияет на механические свойства меди и латуни.

Для коррозионных испытаний образцы меди и латуни прокатывались в холодном состоянии до толщины 1 мм. Из прокатанных полос вырезались образцы размером 15×150 мм.

Испытания проводились в коррозионном шкафу в тумане 3%-ного раствора NaCl в течение 30 суток. Кроме того, латунь испытывалась еще на растрескивание в парах аммиака. Испытание на растрескивание показало, что SO_2 не влияет на латунь в этом направлении. Результаты испытаний в коррозионном шкафу даны в табл. 5.

Анализируя цифры, можно сделать вывод, что SO_2 не влияет заметно на коррозионные свойства испытанной меди и латуни.

III. Выводы

Работа показала, что присутствие SO_2 в окислительных печных газах значительно увеличивает окисляемость как меди, так и латуни, что вполне согласуется с результатами работы Гудсона, Герберта и др. На фиг. 5 дан вид медных образцов и на фиг. 6 латунных образцов после нагрева в атмосфере газа, с различным содержанием SO_2 .

Окисляемость меди выше, чем у латуни (табл. 3 и фиг. 7).

Г
н
тс
от
ф)

ж
м

Таблица 4

№ образца	Материал образца	Концентрация сернистого газа объемн., %	Временное сопротивление разрыву, σ_b кг/мм ²	Удлинение δ %
1	Латунь	0,0	54,95	7,75
3-4	"	0,5	50,22	7,75
5-6	"	1,0	50,50	11,22
8-10	"	0,1	49,22	11,0
1	Медь	0,0	29,35	16,5
2-3	"	1,0	28,10	18,6
4-5	"	0,25	28,90	15,5
6	"	0,5	28,2	20,2

Увеличение окисляемости меди и латуни присутствием SO_2 можно объяснить каталитически действием этого газа, так как по охлаждении металла на поверхности его имеются только окислы.

Таблица 5

Испытание на коррозию в тумане 3% NaCl 30 суток

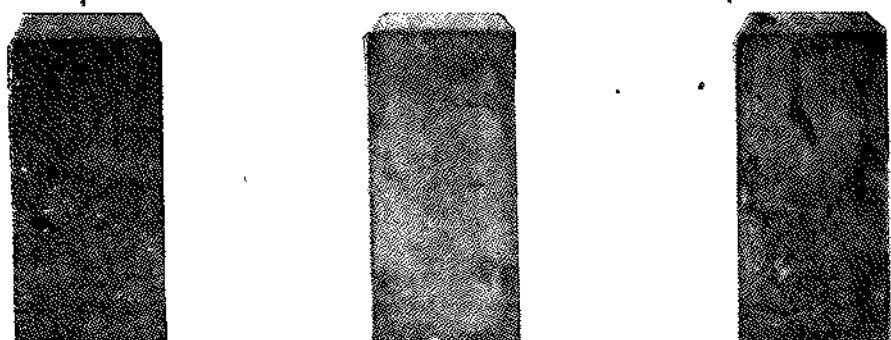
Материал	SO_2	Потеря в г/м ² на 30 суток	Материал	SO_2	Потеря в г/м ² на 30 суток
Медь	0,0	$\begin{cases} 69 \\ 83 \end{cases}$	Латунь	0,0	$\begin{cases} 120 \\ 100 \end{cases}$
	0,2	$\begin{cases} 124 \\ 92 \end{cases}$		0,1	$\begin{cases} 120 \end{cases}$
	0,5	$\begin{cases} 125 \\ 120 \end{cases}$		0,5	$\begin{cases} 282 \\ 132 \end{cases}$
	1,07	$\begin{cases} 98 \\ 124 \end{cases}$		1,0	$\begin{cases} 115 \\ 140 \end{cases}$

Гампе не нашел сульфидов в твердой меди, и мы, разлагая окислы на поверхности слитка, нагреваемого в среде, содержащей SO_2 , тоже не установили присутствия H_2S . Надо считать, что процесс окисления протекает следующим образом: $\text{SO}_2 + \text{Cu} + \text{O}_2 \rightarrow$ сульфит, сульфат или сульфид $\rightarrow \text{Cu}_2\text{O} + \text{SO}_2$ и, возможно, SO_3 .

На шлифах латуни под микроскопом влияния SO_2 не обнаружено.

Просмотр шлифов меди показал, что SO_2 несколько влияет на медь (см. фиг. 2, 3, 4).

Интеркристаллитное окисление (идущее с поверхности) появляется уже при самом малом содержании SO_2 в газах и совершенно отсутствует на образцах, нагревавшихся в среде, не содержащей SO_2 . С увеличением содержания SO_2 окисление увеличивается, простираясь на глубину 0,5—0,7 мм.

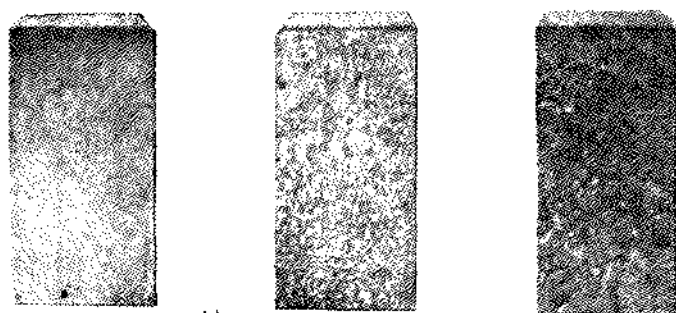


0%

0,5%

1,0%

Фиг. 5. Вид медных образцов после нагрева в газе с различным содержанием SO_2 :



0%

0,5%

1,0%

Фиг. 6. Вид латунных образцов после нагрева в газе с различным содержанием SO_2 :

Известно, что при нагреве меди в окислительной атмосфере кислород энергично связывается с медью. Травление шлифа плавиковой кислотой окрашивает межкристаллитные прослойки в темный цвет, что указывает на наличие закиси меди, а не сульфидов.

Внутреннее (интеркристаллитное) окисление меди наблюдалось Райнсом и Андерсоном [9] при изучении водородной хрупкости меди последовательным нагревом ее в окислительной и восстановительных средах.

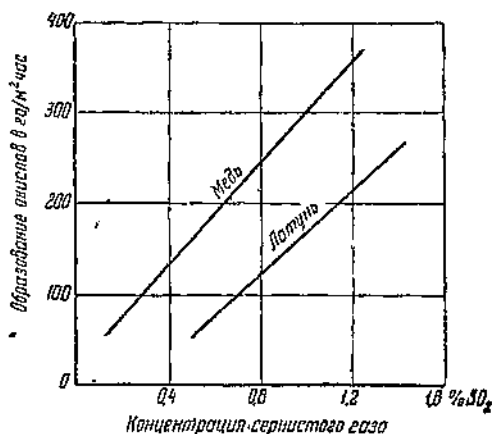
Как уже указывалось, процесс прокатки протекал нормально, так как зона интеркристаллитного окисления, даже при значительном содержании SO_2 , сравнительно невелика. Надо отметить, что поверхность меди и латуни, нагреваемой в среде, содержащей SO_2 , сильно окисляется, покрываясь слоем окалины, которая утолщается с повышением концентрации SO_2 (см. фиг. 5 и 6).

При нагреве тонкостенных полуфабрикатов и изделий в газовой среде, содержащей сернистый ангидрид, интеркристаллитное окисление может давать хрупкость.

Механические испытания меди и латуни после горячей прокатки показали, что SO_2 заметно не влияет на временное сопротивление и удлинение.

Нагрев медных и латунных слитков перед прокаткой в окислительной среде, содержащей SO_2 (испытанных концентраций), не ухудшает процесс прокатки по сравнению с нагревом в среде, не содержащей SO_2 .

Присутствие SO_2 в окислительной среде увеличивает окисляемость поверхности (меньше у латуни и больше у меди). Окисляемость увеличивается приблизительно вдвое уже при содержании SO_2 около 0,2%.



Фиг. 7. Диаграмма степени окисляемости меди и латуни в зависимости от концентрации сернистого газа

Литература

1. Journ. Inst. of Metals, т. 42, 1929, стр. 221—319.
2. Z. f. Physikalische Ch. т. 74, 1910, стр. 227—307.
3. Z. f. Metallkunde, 1929, стр. 117—120.
4. Archbutt S. L. and Pryterch W. E., Effect of impurities in copper, London, 1937.
5. Z. f. Metallkunde, 1929, стр. 37—46.
6. Industrial Heating, т. 4, 1937, № 2, стр. 106—110; № 7, стр. 554—560 и № 8 стр. 619—622, 674—676.
7. Journ. Inst. of Metals, т. 36, 1931, стр. 25—52.
8. Берд-Лунге, Химико-технические методы исследования, т. II, ч. I, вып. II, стр. 74.
9. Rhines F. and Anderson W., Metals Technology т. 7, № 7, т. р. № 1235, 1940, стр. 1—11.

КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ НАПРЯЖЕННОЙ ЛАТУНИ

• I. Введение

Около пятидесяти лет назад было обращено внимание на случаи порчи латунных деталей при хранении и до применения внешней нагрузки. Было обнаружено, что изделия из латуни, не имевшие ранее каких-либо дефектов и обладавшие хорошими механическими свойствами, с течением времени приходили в негодность.

В связи с тем, что растрескивание латуни часто наблюдалось на пушечных и ружейных гильзах, а также потому что процесс образования трещин был вначале неясен и, как отмечали некоторые авторы, «таинственен», — это явление привлекло к себе серьезное внимание.

Процесс образования трещин в латунных изделиях при хранении получил название «самопроизвольного растрескивания», так как первоначально предполагали, что образование трещин происходит без внешнего воздействия окружающей среды «самопроизвольно».

Наряду с этим термином довольно часто употребляется название «сезонное растрескивание», происходящее от английского season-cracking.

II. Экспериментальная часть

1. Изучение коррозии при растрескивании латуни

Из двух основных факторов, вызывающих коррозионное растрескивание, — коррозии и внутренних напряжений, — процесс коррозии почти совершенно не изучен.

Считается общепризнанным, что коррозионное растрескивание напряженной латуни при хранении происходит благодаря наличию в атмосфере следов аммиака [1].

Испытание в парах аммиака является распространенным способом определения склонности латуни к образованию трещин, од-

нако объяснения природы воздействия аммиака на латунь, приводящего к растрескиванию, не имеется.

Мур, Бекинсейл и Маллинсон [2] наблюдали, что растрескивание латуни при погружении в аммиачные растворы происходило в течение того же времени или даже быстрее, чем при испытании латуни над аммиачными растворами. Однако опытная проверка этого наблюдения дала обратные результаты: растрескивание напряженной латуни происходило медленнее при испытании в растворах аммиака, чем над этими растворами. Растрескивание в аммиачных растворах обычно сопровождалось посинением жидкости за счет образования медноаммиачных химических соединений. Очевидно, что образование этих соединений могло иметь место лишь в том случае, если на латунь имелось одновременное воздействие аммиачного раствора и кислорода. Действительно, дополнительные опыты показали, что напряженная латунь растрескивалась в аммиачных растворах в том случае, когда поверхность раствора была открытой и соприкасалась с воздухом. Если напряженная латунь испытывалась в стеклянных сосудах, целиком наполненных раствором аммиака и закрытых пробкой, растрескивание латуни или какое-нибудь изменение окраски ее или раствора не наблюдалось (опыт продолжался полтора года при концентрациях аммиачного раствора 25, 10, 5, 2,5% NH_3 и в чистой воде).

Затем были проведены испытания латуни в различных газовых средах. С этой целью напряженная латунь во влажном состоянии помещалась в атмосферу водорода, азота, светильного газа, воздуха или кислорода, находившихся над 10%-ным раствором аммиака. Испытание показало, что в атмосфере кислорода или воздуха трещины в латунь со значительными внутренними напряжениями образовывались через полчаса, в то время как в водороде, азоте или светильном газе (но без кислорода) не возникали в течение месяца, несмотря на наличие аммиака и влаги. Таким образом, кислород является необходимым элементом для образования трещин в напряженной латунь.

При испытании латуни в NH_4OH с добавкой H_2O_2 наблюдалось посинение раствора за счет образования аммиакатов меди. Было обнаружено, что в этих растворах трещины в напряженной латунь происходили и без дополнительного введения перекиси водорода.

В связи с этим возникла мысль использования медноаммиачного раствора в качестве реактива для испытания латуни к растрескиванию.

Опыты показали, что при добавлении к водному раствору аммиака достаточного количества какой-либо медной соли и испытании в полученных медноаммиачных комплексных растворах напряженной латуни, последняя быстро растрескивалась.

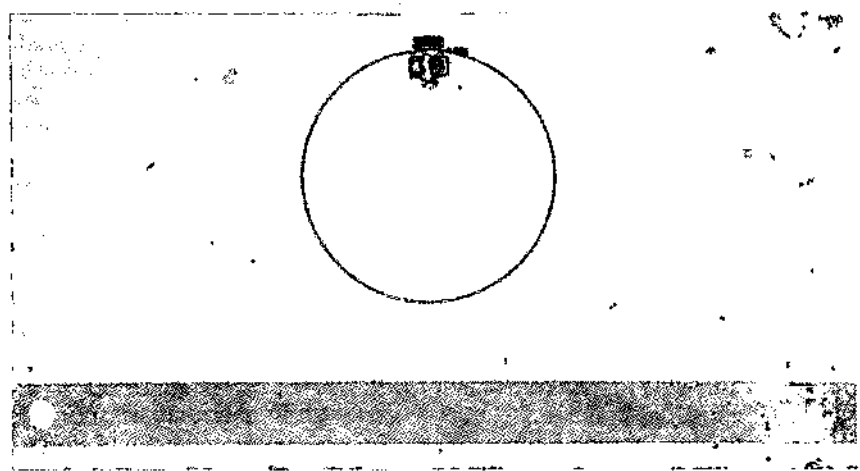
Таким образом была установлена способность растворов медноаммиачных комплексных соединений вызывать коррозионное растрескивание латуни.

Склонность к растрескиванию латуни измерялась временем появления трещины в латунных кольцах, которые служили образ-

цами для исследования, или временем разрыва кольца под действием коррозии и внутренних напряжений.

Удобной характеристикой для оценки склонности к образованию трещин являлись коэффициенты склонности к растрескиванию — K_m и K_p . Первый получался делением 100 на число минут испытания до появления первой трещины, а второй делением 100 на число минут испытания до разрыва кольца. Чем больше величина этих коэффициентов, тем больше склонность к растрескиванию латуни в данных условиях опыта.

Кольца свертывались из полосок 0,32 мм толщиной и 10 мм шириной; концы полосок имели отверстия и скреплялись болтиком с гайкой (фиг. 1). Свертка колец производилась вокруг специальной оправки; наружный диаметр кольца составлял 39 мм.



Фиг. 1. Латунная полоска и кольцо для испытания на растрескивание

Полоски нарезались в поперечном направлении из ленты латуни Л-68, прокатанной со степенью обжатия 54%. Кольца после обезжиривания венской известью помещались в стеклянные сосуды с крышкой и подвергались воздействию определенной коррозионной среды.

2. Испытания в аммиачной атмосфере

Латунные кольца, изготовленные, как указано выше, помещались на стеклянных палочках в стеклянные стаканчики, на дно которых был налит раствор аммиака различной концентрации, и подвергались непрерывному наблюдению через крышку стеклянных стаканчиков. В каждом сосуде помещалось по одному кольцу. Объем сосуда и количество аммиачного раствора были взяты в соотношениях, рекомендуемых в работе Сергеева [3] из расчета 100 см² площади латуни на 1 л объема сосуда для испытания и 15 см³ раствора на 1 л объема сосуда.

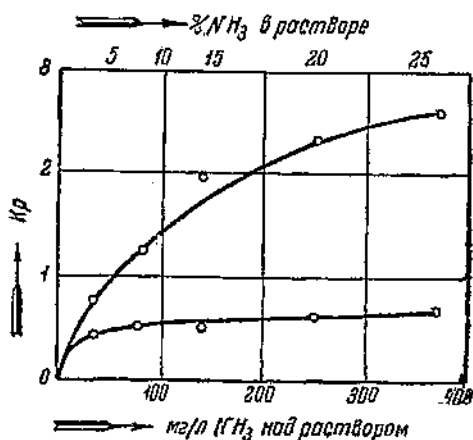
Продукты коррозии мешали точному определению момента появления первой трещины, поэтому склонность к растрескиванию определялась продолжительностью испытания до разрыва кольца.

Полученные результаты графически изображены на фиг. 2 в виде кривых зависимости коэффициента склонности к растрескиванию от содержания аммиака в атмосфере над испытуемым раствором, концентрация которого равнялась 5, 10, 15, 20 и 25%.

При построении кривых, изображенных на фиг. 2, содержание аммиака над его водным раствором подсчитано на основании данных, приведенных Паскалем [4].

Испытания в аммиачной атмосфере показали, что склонность к растрескиванию латуни возрастала с концентрацией аммиака сначала быстро, а затем более медленно. Растрескивание влажных колец происходило быстрее, чем сухих, что подтвердило важную роль влаги в этом процессе.

Следует отметить, что время растрескивания колец при повторных опытах с одинаковой концентрацией аммиака колебалось в значительных пределах. Наличие небольшого количества влаги на сухих кольцах значительно ускоряло растрескивание. При испытании влажных колец ускорение испытания наблюдалось в том случае, когда на кольцах были отдельные скопления влаги в местах соприкосновения колец со стеклянными палочками, на которых они лежали во время испытания.



Фиг. 2. Склонность к растрескиванию латуни во влажном состоянии (верхняя кривая) и в сухом состоянии (нижняя кривая) в зависимости от концентрации аммиака

3. Испытания в аммиачных растворах

Ранее уже упоминалось о важной роли кислорода при коррозионном растрескивании латуни. Для количественного изучения влияния этого фактора кольца испытывались в сосудах с 10%-ным водным раствором аммиака, к которому добавлялось различное количество 30%-ной перекиси водорода. Было установлено, что в чистом 10%-ном NH_4OH растрескивание кольца не происходило; при добавлении перекиси водорода из расчета 1 части на 300 частей аммиачного раствора первая трещина на кольце появилась через 72 мин., а при соотношении 1 : 120 через 43 мин. При дальнейшем добавлении перекиси водорода растрескивание происходило еще быстрее, однако количественную зависимость времени растрескивания от добавки H_2O_2 к аммиачному раствору

установить не удалось вследствие расхождения данных при добавлении H_2O_2 в количествах, превышающих 2%.

Дальнейшая работа по установлению химизма коррозионного растрескивания проводилась при погружении латунных колец в аммиакаты меди, которые готовились растворением основной сернокислой меди или гидрата окиси меди в аммиаке.

4. Исследование растрескивания латуни в аммиакатах меди

Порошки $\text{CuSO}_4 \cdot \text{Cu}(\text{OH})_2$ и $\text{Cu}(\text{OH})_2$ добавлялись к водному раствору аммиака (концентрации 5, 10, 15, 20, 25%). В первых опытах применялась основная сернокислая соль меди, так как приготовление этой соли проще. Испытания проводились на латунных кольцах, помещенных в стаканчики с водным аммиаком, в котором до насыщения была растворена основная сернокислая медь. Время погружения колец в раствор записывалось и производилось непрерывное наблюдение за кольцами для определения момента появления первой трещины и разрыва кольца под действием напряжений.

Растрескивание напряженной латуни в крепких растворах аммиака происходило быстрее, что могло быть вызвано не только повышением концентрации аммиачного раствора, но также и увеличением содержания медной соли вследствие лучшей растворимости ее в крепких аммиачных растворах.

Испытания напряженной латуни в 10%-ном аммиачном растворе с добавкой различного количества $\text{CuSO}_4 \cdot \text{Cu}(\text{OH})_2$ подтвердили, что скорость растрескивания в значительной мере зависит от содержания медной соли.

Было проведено также определение «времени растрескивания» и «времени разрыва», колец, погруженных в 10%-ный аммиачный раствор с добавкой различного количества $\text{Cu}(\text{OH})_2$. Испытание показало, что растрескивание происходило быстрее с увеличением количества $\text{Cu}(\text{OH})_2$.

5. Характеристика аммиачного раствора

Для установления свойств 10%-ного аммиачного раствора, обработанного до насыщения гидратом окиси меди, была определена способность этого реактива вызывать растрескивание напряженной латуни в зависимости от разбавления водой и от добавок различных аммонийных солей.

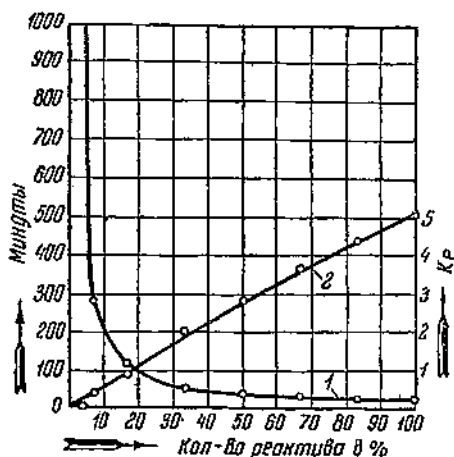
Результаты испытания колец в зависимости от различного количества «аммиачного раствора», добавленного к дистиллированной воде, показаны на фиг. 3. Время растрескивания в разбавленных растворах было значительно больше, чем в концентрированных; коэффициент склонности к растрескиванию латуни увеличивался пропорционально концентрации реактива в растворе, в котором испытывались кольца.

При добавлении аммонийных солей (сернокислого, хлористого или углекислого аммония) к «аммиачному раствору» способ-

ность последнего вызывать трещины в напряженной латуни значительно уменьшалось; при достаточном добавлении солей трещины не возникали, несмотря на значительную коррозию латуни. Эта коррозия была либо равномерной по всей поверхности кольца, либо местной при плохом обезжиривании, но даже при местном разъедании напряженной латуни кольца не трескались, если концентрация аммонийной соли была достаточно высока. На фиг. 4 снято кольцо, разогнутое после 50-часового испытания в «аммиакатном растворе» с добавкой 250 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$.

Кольцо сильно прокорродировало, в отдельных его местах появились сквозные дыры, но не растрескалось, не потеряло своей упругости и металлической звонкости.

Причина такого действия добавок аммонийных солей была установлена дальнейшими опытами по количественному изучению растрескивания и общей коррозии латуни в «аммиакатных растворах» с добавлением $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$. Опыты показали, что растрескивание латуни уменьшалось при добавлении $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$, а коррозия увеличивалась.



Фиг. 8. Зависимость времени растрескивания (1) и коэффициента склонности к растрескиванию (2) от разбавления «аммиакатного раствора»

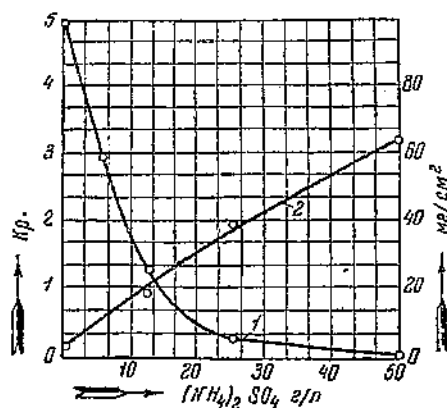


Фиг. 4. Распрямленное латунное кольцо после испытания в аммиакатном растворе с добавкой 250 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$.

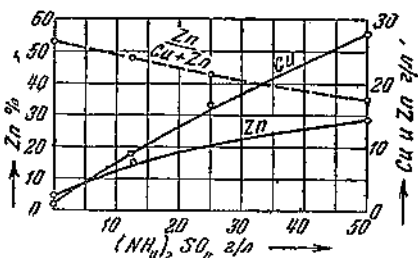
Изменение коэффициента склонности к растрескиванию показано на фиг. 5 в виде убывающей кривой. Этот коэффициент резко уменьшался при добавлении $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$, снижаясь до нуля при 50 г/л.

Определение общей коррозии по потере в весе растрескивавшихся колец было неудобно, так как они распадалась на куски,

поэтому общая коррозия латуни изучалась на кольцах, подвергнутых отпуску при 300° в течение 1 часа. Взвешивание термообработанных колец до и после 50-часовой выдержки в растворах показало, что коррозия латуни увеличивалась пропорционально повышению содержания сернокислого аммония в растворе. Зависимость потери в весе латуни (в миллиграммах с кв. сантиметра поверхности металла) показана также на фиг. 5 (кривая 2).



Фиг. 5. Влияние добавки сернокислого аммония к аммиачному раствору на склонность к растрескиванию (1) и общую коррозию латуни (2)



Фиг. 6. Влияние добавки сернокислого аммония к аммиачному раствору на растворение меди и цинка из латуни

Химическим анализом растворов до и после 50-часовой выдержки в них латуни было найдено увеличение содержания цинка и меди. На фиг. 6 сплошными кривыми изображено количество меди и цинка, перешедших в раствор, в зависимости от содержания $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ в растворе; пунктирной кривой обозначено относительное количество растворившегося цинка. Если при испытании в чистом аммиачном растворе относительное увеличение цинка составляло 53%, т. е. цинка переходило в раствор несколько больше, чем меди, то при содержании 50 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ относительное растворение цинка соответствовало 34%, что лишь немногим больше содержания цинка в исходном материале.

6. Химические процессы при растрескивании латуни

Процесс коррозии при растрескивании резко отличается от общей коррозии латуни. Характерной чертой первого процесса является избирательное воздействие на цинк латуни; при общей коррозии соотношение между цинком и медью, переходящими в раствор, равно соотношению между ними в исходном материале.

При добавке аммонийных солей к «аммиачному раствору» повышалась растворимость в нем гидрата окиси меди, что изменяло характер коррозионного воздействия раствора в сторону

увеличения общей коррозии и уменьшения избирательного действия раствора на цинк.

Уменьшение склонности к растрескиванию напряженной латуни в «аммиакатном растворе» и одновременное усиление общей коррозии было подтверждено испытаниями в растворах с добавкой углекислого аммония.

Растворы медноаммиачных комплексных соединений обладают значительной способностью растворять цинк, почти не действуя на медь, т. е. обладают одним из основных требований, предъявляемых к реактивам для испытания на растрескивание. Возможность реакции между этими растворами и цинком была доказана следующим опытом: полоска цинка была опущена в медноаммиачный раствор; спустя непродолжительное время раствор полностью обесцветился и из него выделился осадок металлической меди.

Таким образом аммиакат меди способен растворять цинк, а последний в свою очередь способен разлагать аммиакат меди, т. е. защищать латунь от растрескивания, так как образующийся аммиакат цинка не действует на латунь.

7. Защитные покрытия

Для исследования способности металлических покрытий предохранять латунь от коррозионного растрескивания латунные полоски до свертывания их в кольца электролитически покрывались различными металлами. Испытывались только анодные покрытия, так как, судя по проведенным ранее опытам по омеднению колец, катодные покрытия, повидимому, не предохраняют от растрескивания. В качестве анодных покрытий были выбраны покрытия цинком, кадмием и марганцем.

Было установлено, что анодные покрытия могут эффективно защищать латунь от коррозионного растрескивания, из них наиболее подходящим покрытием является цинковое.

8. Растрескивание латуни в естественных условиях

Латунные кольца, изготовленные, как описано выше на стр. 152, испытывались хранением в закрытых помещениях, а также на открытом воздухе. Испытания продолжались 4 года, в течение которых латунные кольца, хранившиеся в жилом помещении, не растрескались. Результаты испытания колец на открытом воздухе показаны в табл. 1.

Испытание латунных колец на открытом воздухе показало, что образование трещин происходило за период времени от 43 дней до 1 дня; столь большое расхождение данных вызвано тем, что кольца испытывались в различных районах и условия испытания были неодинаковы. В тех случаях, когда кольца были защищены от непосредственного попадания на них дождя или снега, время появления трещин было больше. Быстрое растрескивание колец 26—27 апреля было вызвано мокрым снегом, падающим на кольца; зимний снегопад не вызывал столь резкого действия, так как сухой снег не задерживался на кольцах.

Латунные кольца после образования трещин в естественных условиях были испытаны реактивом Несслера на присутствие аммиачных соединений. Добавление этого реактива вызывало окрашивание воды в желтый цвет и выпадение небольшого количества коричневого осадка, что указывало на присутствие аммиака.

Таблица 1

Испытание латунных колец на открытом воздухе

Начало испытания	Появление трещины	Время растрескивания в днях
3 января	2 февраля	30
8 января	31 января	23
26 февраля	8 марта	10
26 февраля	18 марта	20
15 марта	16 апреля	32
20 марта	22 апреля	33
20 марта	23 апреля	34
23 марта	25 апреля	38
28 марта	25 апреля	28
25 апреля	26 апреля	1
25 апреля	27 апреля	2
25 апреля	7 мая	12
26 апреля	15 мая	19
26 апреля	22 мая	26
28 апреля	15 мая	17
28 апреля	15 мая	17
29 апреля	29 мая	30
29 апреля	29 мая	30
16 мая	25 июня	40
16 мая	28 июня	43

Эти испытания показали, что растрескивание латуни в естественных условиях связано с воздействием атмосферной влаги, оседающей на латунь. Вследствие большой склонности аммиака к растворению в воде относительное количество аммиака в атмосферной влаге может быть значительно выше содержания этого газа в воздухе.

Небольшое количество снега, выпавшего 26 апреля и 8 мая, было собрано для определения содержания аммиака при помощи

Таблица 2

Род атмосферных осадков	С. Плотти (Украина)	Одесса	Томск
Снег	0,92	0,47	0,98
Дождь	0,96	0,77	0,88
Изморозь	2,70	2,19	—
Иней	4,20	3,09	3,00
Роса	5,00	1,83	—

реактива Несслера; химическим анализом было обнаружено соответственно 2,9 и 1,4 мг/л.

В табл. 2 приведено для сравнения среднее содержание аммиака в различных атмосферных осадках (мг/л) [5].

Данные табл. 2 показывают, что содержание аммиака в атмосферных осадках колеблется в довольно значительных пределах в зависимости от рода осадка (например в снеге аммиака в четыре раза больше, чем в дожде) и места взятия пробы. Кроме того, как показали наши определения, количество аммиака в одном типе осадка, но выпавшем в различное время, неодинаково.

9. Влияние наклепа на склонность латуни к растрескиванию

Работа была проведена на латуни марки Л-68, отлитой из электрической печи Аякс в вертикальную водоохлаждаемую изложницу. Латунные слитки размерами $380 \times 550 \times 108$ мм после отрезки литниковой части и разрезки катались при температуре $780-820^\circ$ до толщины 14 мм. Затем латунь подвергалась холодной прокатке с промежуточными отжигами до ленты шириной 132 мм. Предпоследняя холодная прокатка была проведена с таким расчетом, чтобы в результате прокатки «наготово» получить материал одинаковой толщины 0,32 мм, но с различной степенью наклепа. Обжатия при прокатке на выходной размер были взяты равными 10, 20, 30 и 54% по отношению к первоначальной толщине металла.

Первые испытания на растрескивание были проведены на полосках шириной 20 мм, вырезанных из латунных лент. После выдержки их в аммиачной атмосфере над 10%-ным раствором аммиака все они растрескались; однако характер распространения трещин указывал на то, что возникновение трещин вызвано деформацией полосок при разрезке латуни ножницами.

Испытание было повторено на кусках ленты полной ширины, т. е. 132 мм; в этом случае трещины наблюдались лишь по краям ленты, средняя основная часть ленты трещин не имела. Отдельные трещины в средней части возникали только в тех местах, где лента при прокатке была немного гофрирована.

Вид трещин на образцах латуни с различным наклепом после аммиачного испытания показан на фиг. 7, 8. Для большей четкости при фотографировании образцы травялись азотной кислотой и трещины обведены тушью.

Как видно на показанных фотографиях, трещины проходили от кромок ленты и от линии отреза ленты ножницами. Лента после испытания в парах аммиака и удаления продуктов коррозии травлением в азотной кислоте была разрезана на образцы для механических испытаний в направлении вдоль и поперек прокатки. Результаты механических испытаний показаны в табл. 3.

Испытания показали, что холоднокатаная латунь не только не растрескивалась в аммиачной атмосфере (за исключением кромок), но и сохраняла значительную часть своей механической прочности.

Некоторое же падение прочности катаной латуни после аммиачного испытания можно отнести за счет общекоррозионного воздействия аммиака на латунь, так как аммиачная атмосфера для латуни является весьма сильной коррозионной средой.

Таблица 3

Сопротивление разрыву σ_B , удлинение δ и проба по Эриксену латуни с различным наклепом после выдержки в аммиачной атмосфере в течение суток

Наклеп %	Продольные образцы		Поперечные образцы		Глубина коллачка по Эриксену, мм
	σ_B кг/мм ²	δ %	σ_B кг/мм ²	δ %	
10	36	17	35	16	4,5
20	40	4	40	18	3,9
30	47	4,5	50	4	3,7
54	64	5	65	4	3,4

В табл. 4 приведены значения относительной потери прочности латуни после аммиачного испытания. Эти значения получены делением разности соответствующих механических свойств на величину их до аммиачного испытания.

Таблица 4

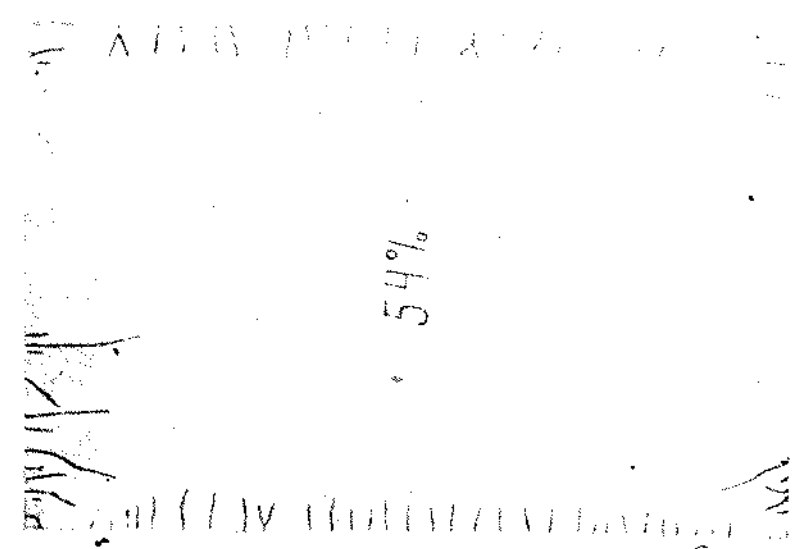
Относительная потеря механических свойств в % после аммиачного испытания латуни с различным наклепом

Наклеп, %	Продольные образцы		Поперечные образцы		Уменьшение пластичности по Эриксену
	уменьшение прочности на разрыв	уменьшение удлинения	уменьшение прочности на разрыв	уменьшение удлинения	
10	10	52	12	56	26
20	9	86	5	36	29
30	8	65	0	69	28
54	0	0	0	38	17

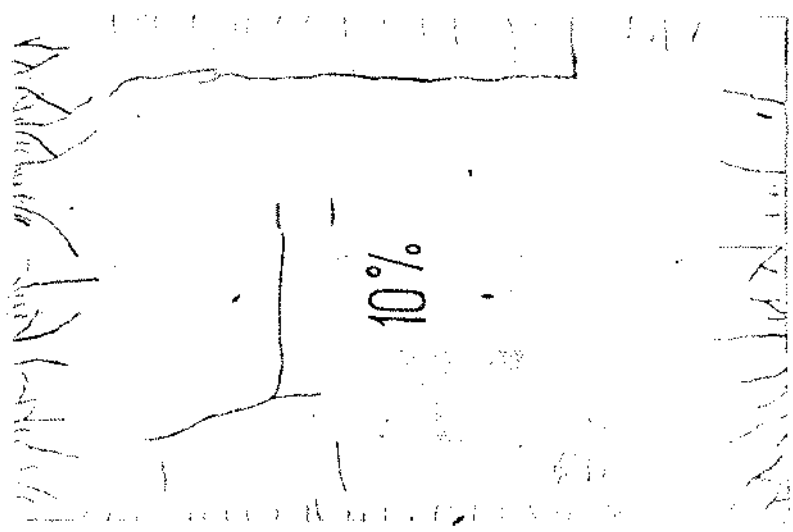
Из данных табл. 4 видно, что более сильно наклепанная латунь оказалась также и более устойчивой во влажной аммиачной атмосфере.

10. Влияние последующей деформации на склонность к растрескиванию катаной латуни

Латунь, прокатанная с различной степенью обжатия, была нарезана на полоски, на которых были сделаны отпечатки по Эриксену глубиной 2,5 мм. Полоски затем были испытаны в сухом состоянии над 10%-ным аммиачным раствором в течение 24 час.



Фиг. 7. Расположение трещин в латуни, прокатанной с обжатием 54% после испытаний в растворах аммиака, ($\frac{1}{2}$ натур. вел.)



Фиг. 8. Расположение трещин в латуни, прокатанной с обжатием 10% после испытаний в растворах аммиака ($\frac{1}{2}$ натур. вел.)

После аммиачного испытания латуни в том месте, где были сделаны отпечатки, образовались трещины. Количество трещин было меньше на отпечатках, сделанных в наиболее нагартованной латуни.

Испытание на растрескивание латуни с отпечатками глубиной 0,6—0,8 мм также показало, что устойчивость латуни в отношении растрескивания увеличивается с наклепом.

11. Рентгенографическое исследование внутренних напряжений в латуни

Метод рентгеновского структурного анализа имеет применение для определения внутренних напряжений, при этом по размытию линий рентгенограмм наклепанной латуни судят о величине внутренних напряжений и склонности данного образца к растрескиванию [6].

Для исследования применялась латунь, прокатанная с обжатием от 10 до 54%; рентгенограммы, снятые методом Закса, показывали размытие интерференционных линий от слабого до весьма значительного, что указывало на наличие внутренних напряжений 2-го рода различной величины.

После испытания этих лент на растрескивание трещины возникли только в тех местах, где имелись растягивающие напряжения 1-го рода (по кромкам, вмятинам, по «гофру» при плохой прокатке): трещин не было на остальной части ленты, несмотря на наличие напряжений 2-го рода.

Из тех же лент были изготовлены полосы, свернутые затем в кольца (см. фиг. 1). При свертке возникали значительные внутренние напряжения 1-го рода: на наружной поверхности колец — растягивающие, а на внутренней — сжимающие. Испытание колец ртутной и аммиачной пробой выявило значительную склонность их к растрескиванию.

Рентгенограммы по Заксу, снятые с латунных колец, показали почти такое же размытие линий, какое было у полосок, из которых они были свернуты.

Небольшое увеличение размытости линий для колец, свернутых из полосок латуни с 10 и 20% наклепа, вызвано некоторым увеличением наклепа при свертке, так как при этом происходила небольшая пластическая деформация. Кроме того, на размытие линий сказывалось также и изменение параметра решетки от напряжений 1-го рода, так как при небольшой толщине кольца эти напряжения резко убывали по направлению от наружной поверхности кольца к средней нейтральной линии.

Напряжения 1-го рода выявляются по изменению параметра решетки металла; при увеличении зональных растягивающих напряжений в поверхностных слоях предмета расстояние между задними линиями уменьшается.

Измерение этого расстояния на рентгенограммах, снятых с отпущенных колец, показало уменьшение растягивающих напряжений при отпуске латуни.

Деформация вызывает упрочнение латуни и рост внутренних напряжений 1-го рода. Увеличение напряжений 1-го рода повышает склонность к растрескиванию, увеличение наклепа, наоборот, понижает эту склонность. В целом влияние деформации на подверженность латуни к образованию трещин зависит от соотношения между ростом напряжений 1-го рода и упрочнением.

Деформация, вызывающая значительный рост напряжений 1-го рода при относительно небольшом упрочнении материала, наиболее опасна в отношении склонности латуни к растрескиванию. К такого типа деформации относятся давяльные операции, волочение труб без оправки (холостая протяжка), свертка, деформация деталей от вмятин и забовн.

Прокатка, волочение труб на оправке, сопровождающееся уменьшением толщины стенки трубы, вызывают небольшое повышение напряжений 1-го рода при значительном упрочнении и не столь опасны при правильном проведении процесса и не слишком большой толщине листа или стенки трубы.

При испытании колец на растрескивание в аммиачной атмосфере или в «аммиакатных» растворах трещины всегда начинались с наружной поверхности, где имелись растягивающие напряжения. В том случае, если наружная поверхность колец перед погружением в аммиакатный раствор была покрыта сплошным слоем тавота, кольцо не растрескивалось за 50 час. Покрытие тавотом внутренней поверхности колец не защищало от растрескивания.

Следовательно, для образования трещин при коррозионном растрескивании латуни необходимо наличие растягивающих напряжений на поверхности изделия.

12. Влияние отжига на свойства латуни

Возникновение трещин в отожженной латуни может произойти в том случае, если она после отжига подвергается воздействию внешних сил и коррозионной среды.

Для определения склонности к растрескиванию латуни в зависимости от температуры отжига были проведены испытания латунных полосок длиной 132 мм и шириной 10 мм. Полоски изготовлялись из латунных лент в направлении поперек прокатки и после отжига испытывались в аммиакатном растворе, приготовленном, как указано ранее. Латунные ленты имели различный наклеп после прокатки, толщина лент была одинакова — 0,32 мм. Склонность к растрескиванию определялась временем от начала испытания до разрыва образца под действием груза, вызывавшего в образцах растягивающее напряжение, равное 8 кг/мм². Результаты опытов приведены в табл. 5, в которой, помимо данных по растрескиванию, указаны механические свойства и размер зерен для различной температуры отжига. В таблице приняты следующие обозначения: K_p — коэффициент склонности к растрескиванию образца, получаемый делением 100 на число минут испытания, D — средний диаметр зерна в микронах, σ_s и δ — меха-

нические свойства латуни — сопротивление разрыву в кг/мм² и удлинение в % на расчетной длине 20 мм. Продолжительность отжига во всех случаях равнялась одному часу.

Данные, помещенные в табл. 8, показали, что склонность к растрескиванию латуни при постоянной величине растягивающего напряжения уменьшалась с наклепом и значительно увеличивалась после отжига при температурах 500—700°. После нагрева до 300° устойчивость латуни в отношении растрескивания несколько

Таблица 8

Свойства латуни, прокатанной с различной степенью обжатия и подвергнутой отжигу

Температура отжига	Обжатие, %															
	10%				20%				30%				54%			
	K_p	D	σ_s	δ	K_p	D	σ_s	δ	K_p	D	σ_s	δ	K_p	D	σ_s	δ
До отжига	3	13	40	36	3	13	42	28	3	13	50	13	2	1	65	6,5
300°	3	18	39	39	2	18	41	32	2	18	44	29	2	6	42	42
300°	8	30	33	58	8	30	32	60	8	33	32	61	7	33	33	60
700°	29	130	25	49	29	130	26	51	29	130	25	50	29	130	25	49

¹ Размер зерна латуни после прокатки латуни с обжатием 54% не приведен вследствие значительной деформации зерен и трудности измерения его размеров.

увеличилась; повидимому, это вызвано снятием напряжений 1-го рода, которые могли возникнуть при изготовлении полосок. В защиту такого предположения говорят то обстоятельство, что сходимость параллельно проводимых опытов по растрескиванию наклепанных полосок была значительно хуже, чем отожженных (отжиг полосок производился после их изготовления).

Измерение размера зерен латуни с 10, 20 и 30% наклепа показало, что средний диаметр зерен был почти одинаков как в исходном состоянии, так и после отжига до 700°. Наиболее мелкое зерно было у латуни с 54% наклепа после отжига при 300°.

Данные механических свойств латуни выявили известное влияние отжига: сопротивление разрыву уменьшалось, удлинение возрастало; падение удлинения при 700° вызвано явлением перегрева.

К сожалению, в работе не удалось определить предел упругости латуни, который представляет значительно более важную характеристику металла для процесса растрескивания латуни, чем сопротивление разрыву.

В целом приведенные опыты показали, что склонность к растрескиванию латуни при постоянной величине растягивающего на-

пряжения уменьшается с наклепом и увеличивается с повышением температуры отжига.

Приведенное выше положение означает, что если латунь в процессе службы подвергается длительному воздействию внешних сил, то наиболее склонной к растрескиванию окажется латунь, отожженная при высоких температурах.

13. Металлографическое исследование распространения трещин

Большинство исследователей, занимавшихся вопросом коррозионного растрескивания, отмечало, что трещины в α -латуни, возникающие при хранинии, проходили по границам зерен. На основании работ, сделанных ранее другими авторами, можно считать установленным, что трещины в α -латуни при испытании в ртутных растворах проходят по границам кристаллов.

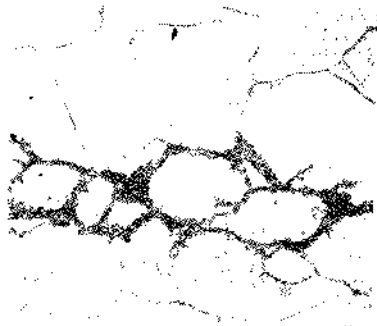
Распространение трещин при аммиачном испытании по наблюдениям Мура, Бекинсейла и Маллинсон [2] также происходит по границам зерен; в противоположность этому Гликман и Гончаров [7] установили, что «трещины при аммиачной коррозии проходят почти исключительно через зерна металла, а не по границам их».

Разноречивость мнений в отношении характера распространения трещин при аммиачном испытании, повидимому, вызвана тем обстоятельством, что при испытании в аммиачной атмосфере происходит значительная коррозия латуни и трещины получаются широкими и разъеденными.

В нашей работе для решения этого вопроса испытания латуни проводились при погружении ее в аммиачный раствор с последующим металлографическим исследованием. Латунь с наклепом 54% была неудобна для этой цели, так как вследствие малой величины зерен и значительной деформации их при прокатке границы кристаллов весьма трудно выявились на микрошлифах. Поэтому исследовались трещины, возникшие на кольцах, свернутых из латуни с 10%-ного наклепа после погружения их в аммиачный раствор, и на отожженных полосках при воздействии внешней нагрузки.

Металлографическое испытание показало, что трещины проходили преимущественно по границам зерен (фиг. 9), значительно реже по плоскостям двойникования (фиг. 10).

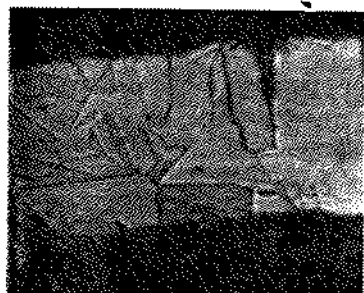
На фиг. 11 показан характер распространения трещин в латунной полоске после испытания в аммиачном растворе под действием растягивающей нагрузки 8 кг/мм².



Фиг. 9. Расположение трещин на поверхности латунного кольца. (X 500).



Фиг. 10. Расположение трещин на поверхности латунного образца после испытания в аммиачной среде под нагрузкой 8 кг/мм². (X 100)



Фиг. 11. Расположение трещин в продольном сечении латунного образца после испытания в аммиачной среде под нагрузкой 8 кг/мм². (X 100)

III. Выводы

На основании проделанной работы по изучению коррозионного растрескивания латуни Л-68 сделаны следующие выводы.

1. Образование трещин при хранении латуни не может произойти «самопроизвольно» или под действием одних лишь напряжений; растрескивание латуни вызывается коррозией и напряжениями.

2. Коррозия при растрескивании латуни носит избирательный характер воздействия на цинк, который окисляется; общая коррозия латуни, сопровождающаяся равномерным окислением меди и цинка, не вызывает растрескивания.

3. Для растрескивания напряженной латуни в аммиачной атмосфере необходимо присутствие кислорода и влаги.

4. Химическое воздействие аммиака, приводящее к растрескиванию латуни при лабораторном испытании во влажной аммиачной атмосфере, заключается в следующем: влага, находящаяся на латунных образцах, поглощает аммиак из окружающей атмосферы, в результате чего поверхность латуни оказывается смоченной водным раствором аммиака. Последний в присутствии

кислорода вызывает общую коррозию латуни с образованием комплексных соединений меди и цинка. Аммиакаты цинка не действуют на латунь, аммиакаты меди обладают способностью избирательного коррозионного воздействия на цинк и являются активным действующим фактором, вызывающим образование трещин в напряженной латуни.

При растрескивании латуни в естественных условиях избирательное действие коррозии можно отнести за счет незначительной концентрации коррозионных агентов, что приводит к избирательному окислению цинка.

5. Металлический цинк, разлагая аммиакаты меди и связывая аммиак в недействующий на латунь аммиакат цинка, может служить защитой латуни от коррозионного растрескивания.

6. Растрескивание латуни вызывается растягивающими напряжениями 1-го рода в поверхностных слоях изделия.

7. Упрочнение металла при деформации (повышение степени обжатия, наклепа) улучшает стойкость латуни в отношении растрескивания.

8. Отжиг уменьшает стойкость латуни против растрескивания, если латунь после отжига подвергается действию внешних сил.

9. Деформация латуни вызывает рост внутренних напряжений как зональных, так и микроскопических. Деформация будет повышать склонность латуни к растрескиванию, если увеличение растягивающих зональных напряжений больше, чем рост упрочнения металла при деформации, и понижать склонность к растрескиванию при обратном соотношении.

10. Характер деформации (прокатка, штамповка, волочение) значительно влияет на склонность латуни к растрескиванию.

Прокатка является сравнительно благоприятным видом деформации, вызывающим значительное упрочнение при относительно небольшом росте зональных напряжений. Штамповка, свертка, давяльные операции, а также деформация изделия, вызывающая вмятины и забоины, сообщают значительные напряжения 1-го рода и, следовательно, создают опасность растрескивания.

11. Рентгенографически склонность к растрескиванию может быть определена по изменению параметра решетки, вызванному действием напряжений 1-го рода; размытие линий не является надежным показателем подверженности латуни к растрескиванию.

12. Образование трещин в латуни происходит преимущественно по границам зерен.

Работы, проведенные автором в последнее время, показали, что реактивы, не действующие на медь и растворяющие только цинк, не вызывали растрескивания латуни. Образование трещин в напряженной латуни не происходило в аммиачных растворах гидратов закиси меди, кобальта и никеля.

Процесс коррозии при растрескивании латуни, повидимому, заключается в электрохимическом воздействии на более богатую цинком фазу, например β -фазу латуни, находящуюся на границах зерен кристаллов α -латуни.

Литература

1. Бассет, Proc. Amer. Society Testing Materials, т. 18 № 2, 1918, стр. 153.

2. Мур Бекивсейль и Маллинсон — Journal Institute of Metals т. 25 № 1, 1921, стр. 35.

3. Сергеев, Багоков, Гращенко и Витман, Методика определения наличия и величины внутренних напряжений в медноцинковых сплавах, Проект стандарта ОВС Гинцветмета 1933, вып. 23, № 160.

4. Паскаль, «Справочник неорганической химии», т. 3, 1932, стр. 70.

5. «Атмосферные осадки». Большая Советская Энциклопедия, т. 3, стр. 799.

6. Иверонова, Цветные металлы, № 1, 1935, стр. 107.

7. Гликман и Гончаров, Известия Артиллерийской академии им. Дзержинского, т. 14, 1935, стр. 45.

СОДЕРЖАНИЕ

От редактора	3
Смирягин А. П. Диаграммы состояния медь — кремний, медь — кремний — цинк и медь — кремний — марганец	5
Смирягин А. П. Эвердур	21
Смирягин А. П. Сплавы для пружин Бурдона	46
Смирягин А. П. Хромистые бронзы	59
Шпагин А. И. и Каллистратова Г. М. Мышьяковистые бронзы	77
Смирягин А. П. и Кацман Б. О. Марганцово-свинцовистая бронза	90
Смирягин А. П. Микро- и макроанализ металлов и сплавов	103
Днестровский Н. З. и Виноградов С. В. Прессование труб из цинковых сплавов	113
Днестровский Н. З. и Карасевич В. И. Исследование спо- собов волочения медных труб	122
Голиус А. Е. Влияние серы в печных газах на качество проката меди и латуни	142
Бобылев А. В. Коррозионное растрескивание напряженной латуни	150