

ЧЕЛЯБИНСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
ИМЕНИ ЛЕНИНСКОГО КОМСОМОЛА

На правах рукописи

КАРЕВА НАДЕЖДА ТИТОВНА

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАРЕЮЩИХ СПЛАВОВ НА
АЛЮМИНИЕВОЙ И МЕДНОЙ ОСНОВАХ, ПОДВЕРГНУТЫХ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Специальность 05.15.01 -

"Металловедение и термическая обработка металлов"

А в т о р е ф е р а т

диссертации на соискание ученой
степени кандидата технических
наук

Работа выполнена на кафедре металловедения Челябинского политехнического института им. Ленинского комсомола.

Научные руководители:

профессор, доктор технических наук М.М.ШТЕЙНБЕРГ,
доцент, кандидат технических наук М.А.СМИРНОВ.

Официальные оппоненты:

профессор, доктор технических наук М.И.ГОЛЬДШТЕЙН
(УПИ им.С.М.Кирова),
кандидат технических наук И.И.МИНЦ
(УралВТИ).

Ведущее предприятие — Уфимский авиационный институт.

Автореферат разослан " ____ " _____ 1974 г.

Защита состоится " ____ " _____ 1974 г.,
в 15 часов, в аудитории _____ на заседании Ученого Совета по
присуждению ученых степеней металлургического факультета Челябин-
ского политехнического института имени Ленинского комсомола.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

Адрес Совета: 454044, г.Челябинск, 44, проспект им.В.И.Лени-
на, 76, главный корпус, телефон 39-39-38.

Просим Вас и сотрудников Вашего учреждения, интересующихся
темой диссертации, принять участие в заседании Ученого Совета или
прислать отзывы в 2-х экземплярах, заверенных печатью.

Ученый секретарь Совета
кандидат технических наук, доцент *В.Н. Гончар* (ГОНЧАР В.Н.)

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Алюминиевые и медные сплавы, упрочняемые путем дисперсионного твердения, широко применяются в технике. Дополнительным резервом повышения их свойств является термомеханическая обработка. Имеющиеся исследования в основном касаются низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО), при которой осуществлялась лишь холодная деформация. Совсем недостаточно изучено упрочнение алюминиевых сплавов в случае теплой деформации при температурах дисперсионного твердения и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). Еще меньше имеется данных по влиянию таких обработок на структуру и свойства стареющих медных сплавов. В опубликованных работах обычно не прослеживается воздействие НТМО и ВТМО на свойства одного и того же сплава, что весьма важно для выбора режима обработки с учетом условий эксплуатации. Часто имеющиеся данные характеризуют влияние термомеханической обработки лишь на механические свойства, определяемые при статическом растяжении. Не выясненным остается также вопрос и о влиянии характера легирования алюминиевых и медных сплавов на эффективность термомеханической обработки.

Цель работы. Исследовать влияние как низко-, так и высокотемпературной термомеханической обработки на свойства алюминиевых сплавов, которые условно можно разделить на три группы - низкой, средней и высокой прочности, - а также высокопрочного стареющего сплава на медной основе. При этом проварьировать температуру, степень деформации, а также режим последующего старения.

Оценить влияние НТМО и ВТМО не только на свойства прочности и пластичности, но и на ударную вязкость и склонность к хрупкому разрушению. Кроме того, для некоторых сплавов в зависимости от их назначения определить после ТМО циклическую прочность, релаксационную стойкость и жаропрочность.

Для сплавов на алюминиевой основе выяснить влияние НТМО и ВТМО на коррозионную стойкость, проследив одновременно за изменением характера выделений и тонкой структуры.

Научная новизна. Выявлены общие закономерности воздействия низкотемпературной и высокотемпературной термомеханической обработки на комплекс свойств стареющих алюминиевых сплавов и бериллиевой бронзы. Установлена закономерная связь между структурными изме-

нениями при ТМО алюминиевых сплавов и их коррозионной стойкостью. Показана зависимость эффективности ТМО от характера легирования алюминиевых сплавов. Изучен характер субструктуры, формирующийся при ВТМО в медных сплавах с различной энергией дефектов упаковки.

Практическая ценность. В работе установлены оптимальные режимы термомеханической обработки исследованных стареющих сплавов и даны рекомендации по выбору режима в зависимости от условий эксплуатации изделий.

Разработан режим ВТМО для упрочнения штапунков из сплава АК6 в условиях Каменск-Уральского металлургического завода.

Апробация работ. Отдельные разделы диссертации доложены на научно-технических конференциях и семинарах в Куйбышеве, Челябинске, Уфе и Волгограде.

Публикации. Результаты выполненных исследований опубликованы в 7 работах.

Объем работы. Диссертация изложена на 97 страницах машинописного текста и состоит из введения и 4 глав с 15 таблицами и 69 рисунками, заключения и списка литературы из 152 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Материал и методика исследования

Материалом исследования служили алюминиевые сплавы малой (О1327), средней (Д1, Д16 и АК6) и высокой (В95) прочности, а также бериллиевая бронза Бр.Б2 (табл. I). Все вышеперечисленные сплавы были промышленной выплавки. Часть эксперимента проводилась на чистой меди и ее сплавах с 2,5 и 7,5 вес. % алюминия. Эти сплавы выплавливались в вакуумной печи из высокочистых материалов в виде слитков весом 1,5 кг.

Все выбранные сплавы (кроме О1327) деформировались при ТМО прокаткой на лабораторном прокатном стане со скоростью 4,5 м/мин в широком диапазоне температур от комнатной до температуры нагрева под закалку. Деформации подвергались заготовки в виде прутков диаметром 16 и 18 мм (сплавы Д1, АК6, В95 и Бр.Б2), пластин сечением 15 x 30 мм (сплав Д16) и ленты толщиной 0,8 мм (медь и ее сплавы с алюминием). При обработке алюминиевых сплавов и бериллиевой бронзы с целью уменьшения подстуживания заготовок во время

Таблица I

Химический состав сплавов

Сплав	О1327	Д1	Д16	АК6	В95	Бр.Б2
Система!						
Содержание % Вес.	Al-Mg-Si	Al-Cu-Mg	Al-Cu-Mg	Al-Mg-Si-Cu	Al-Zn-Mg-Cu	Cu-Be
Cu	-	4,5	4,68	2,4	1,8	Ост.
Mg	0,50	0,73	1,54	0,66	1,8	-
Si	0,50	0,6	0,21	0,99	0,35	-
Zn	Следы	0,24	0,11	0,12	5,3	-
Mn	0,014	0,71	0,43	0,6	0,37	-
Fe	0,044	0,28	0,36	0,35	0,40	-
Ni	-	0,04	0,01	0,014	0,55	0,33
Cr	Следы	0,01	-	0,01	0,13	-
Ti	Следы	0,02	0,024	0,046	0,033	-
Al	Ост.	Ост.	Ост.	Ост.	Ост.	-
Be	-	-	-	-	-	1,9

прокатки валки стана подогревались. Деформацию ленты с этой же целью осуществляли в стальных обкладках. Специальные эксперименты показали, что даже при проведении высокотемпературной деформации температура заготовок снижалась не более, чем на 10-15°.

Сплав О1327, предназначенный для изготовления электрических проводов, деформировался при ТМО волочением. При повышенных температурах (100, 150°С) волочение осуществлялось в водном или масляном термостате. Предварительно из прутка изготавливалась проволока разного диаметра с тем, чтобы после деформации с разными steepениями иметь одинаковый её диаметр, равный 2,12 мм.

При всех вариантах обработки нагрев под закалку проводился на 525 для сплава О1327, 495-Д1 и Д16, 520-АК6 и 470°С - для В95. Сплав Бр.Б2, а также чистая медь и её сплавы с алюминием нагревались на 780°С. Выдержка при температуре закалки составляла 45 и 15 минут для алюминиевых и медных сплавов соответственно.

Часть заготовок с вышеуказанных температур закачивали в воду, а затем деформировали при 20-250°С в случае алюминиевых и 20-400°С - медных сплавов. Деформирование при более высоких температурах осуществляли после подстуживания непосредственно с температур нагрева под закалку. Во всех случаях после деформации следовало

немедленное охлаждение в воде. С целью исключения естественного старения алюминиевых сплавов деформацию при НТМО проводили непосредственно после закалки, а деформированные образцы подвергали старению не позднее, чем через 30 минут после прокатки или волочения.

Механические испытания проводили на пятикратных образцах с диаметром рабочей части 5 мм. Исключение составлял сплав О1327, механические свойства которого определялись на проволочных образцах диаметром 2,12 мм и расчетной длиной 100 мм. При испытаниях на ударную вязкость образцы имели размеры 5 x 10 x 55 мм и надрез радиусом 1 мм и глубиной 2 мм. Для оценки склонности сплавов к хрупкому разрушению определяли работу удара (A_{Tq}) при динамическом изгибе образцов с заранее нанесенной усталостной трещиной. Дополнительно оценивали стрелу пластического прогиба ($f_{пл}$) при статическом изгибе образцов размерами 6 x 10 x 60 мм с надрезом радиуса 0,5 и глубиной 2 мм. Кроме того, изучали характер изломов ударных образцов методом электронной микроскопии.

Испытания сплава Д16 на длительную прочность осуществляли на машине ИП-2. Сопротивление бериллиевой бронзы циклическому нагружению изучали при испытаниях на машине МУИ-6000 при симметричном чистом изгибе с вращением гладких образцов с диаметром рабочей части 6,5 мм. Исследование релаксации напряжений этого сплава выполняли на ленте сечением 0,5 x 8 мм по методу изгиба в кольцах. Релаксационную стойкость оценивали по отношению σ_z/σ_0 100%, где σ_z - релаксирующее напряжение в любой момент времени, а σ_0 - начальное напряжение, возникающее при помещении ленты в кольцо.

Коррозионные испытания алюминиевых сплавов проводили на цилиндрических образцах диаметром 10 и длиной 50 мм при выдержке в течение 10 суток или 3 месяцев при комнатной температуре в водном растворе 3% NaCl + 0,1% H₂O₂. По изменению веса рассчитывали скорость коррозии. Кроме того, после выдержки в коррозионной среде оценивали потерю предела прочности и относительного удлинения ($\Delta\sigma/\sigma_0$ и $\Delta\delta/\delta$).

Для оценки изменения тонкой структуры и развития процессов распада в сплавах проводили: рентгеноструктурные исследования (съемка в медном излучении на дифрактометре УРС-50ИМ и аксиальных камерах); электронномикроскопические исследования тонких фольг на просвет; измерения электросопротивления методом двойного моста; dilatометрические исследования на дифференциальном оптическом dilatометре Шевенара; измерения динамического модуля нормальной упругости на установке "эластомат".

Структура и свойства алюминиевых сплавов,
подвергнутых термомеханической обработке

Сплав системы Al-Mg-Si OI327 малой прочности. Этот сплав относится к слабодисперсионноотвердевающим сплавам. При ТМО он подвергался деформации волочением со степенями обжатия 8-99% при 20, 100 и 150°С.

Холодная пластическая деформация заметно увеличивает прочность закаленного сплава и в тем большей мере, чем выше степень обжатия. Судя по изменению электросопротивления, наблюдаемое упрочнение обусловлено не только повышением плотности дефектов кристаллического строения, но и развитием зонной стадии распада твердого раствора. Установлено, что при обжатиях более 60% в сплаве формируется четкая текстура; по-видимому, с этим следует связывать тот факт, что интенсивность нарастания предела прочности с увеличением степени деформации при больших обжатиях увеличивается. В то же время интенсивность нарастания микротвердости, на которую не должна существенно влиять текстура, не претерпевает заметных изменений.

Деформация при 100°, вызывая больший распад твердого раствора, обеспечивает более высокие значения предела прочности по сравнению с холодным наклепом, что особенно четко проявляется при волочении с обжатиями 20-60%. С повышением температуры деформации до 150° наблюдаемый эффект увеличивается.

Относительное удлинение при деформации снижается по сравнению с недеформированным состоянием, но при этом уровень пластичности практически не зависит от температуры и степени обжатия при волочении.

Благодаря сохранению наклепа и наличию текстуры, а также интенсификации процессов распада выигрыш в прочности холоднотвердевающего сплава по сравнению с недеформированным состоянием наблюдается и во время последующего старения при 140°; причем, он, как и в исходном состоянии, будет тем большим, чем выше степень обжатия при волочении. Так деформация на 99% обеспечивает после 14-часового старения увеличение σ_b с 22,5 до 310 кг/мм². Относительное удлинение деформированных образцов во время старения повышается, однако, оно остается ниже, чем у недеформированного сплава и находится на уровне 5-6%. Повышение температуры старения приводит к интенсивному разупрочнению холоднотвердевающего

сплава. При 160°C выигрыв в пределе прочности по сравнению с недеформированным состоянием существенно уменьшается, а при длительных выдержках при 180° исчезает полностью.

После тепловой деформации ($100-150^{\circ}\text{C}$) и последующего старения достигается такой же уровень механических свойств, как и после холодного наклепа. При этом оптимальный режим старения не изменяется ($140^{\circ}-14$ час.), а степень деформации, при которой достигается наибольшее значение σ_b уменьшается до 80 и 60% для температур выдержки 100 и 150°C соответственно.

Упрочнение при НТМО можно заметно повысить, если холодную деформацию осуществлять в два приема с промежуточным и завершающим старением. Наиболее высокий предел прочности ($35,5 \text{ кг/мм}^2$) достигается обработкой, при которой степени обжатия при первой и второй деформации примерно равны и в сумме составляют 95%, а старение осуществлялось при 140°C . Причем, пластичность сохраняется на прежнем уровне (5-6%). Повышение температуры старения, а также изменение величины обжатия при первом и втором деформировании приводят к уменьшению предела прочности, а иногда и к снижению пластичности.

Большее упрочнение при дробной обработке следует связывать с тем, что выделения, образовавшиеся при первом старении, закрепляют дислокации и способствуют более сильному измельчению тонкой структуры во время последующей деформации. Рентгеноструктурное исследование подтвердило, что после дробной обработки плотность дефектов кристаллического строения больше, чем после деформации за один прием.

Сплавы систем Al-Cu-Mg Д1 и Д16 и Al-Mg-Si-Cu АК6 средней прочности. Сплав Д16 подвергался прокатке в интервале $20-49^{\circ}\text{C}$ с обжатиями 15, 30 и 50%. Установлено, что его упрочнение сложным образом зависит от режима деформации. Холодная прокатка способствует повышению твердости сплава в тем большей мере, чем выше степень обжатия. Деформация с обжатием 15% при 150°C обеспечивает заметно больший прирост прочности, чем аналогичная холодная деформация. Увеличение степени обжатия до 30% при этой температуре не изменяет эффект упрочнения, а дальнейший рост обжатия до 50% существенно его уменьшает. Изучение электросопротивления показало, что если при деформации на 15% при 150°C , как и при холодном наклепе, распад твердого раствора ограничивается зонной стадией, то

при больших степенях обжата происходит развитие более поздних его стадий.

Прокатка при 250–400°C ввиду значительного распада твердого раствора с образованием малодисперсных выделений приводит к уменьшению уровня прочности по сравнению с недеформированным состоянием. Дополнительное небольшое упрочнение обеспечивает деформация при 450–495°C, когда распад твердого раствора происходит слабо или полностью исключен.

Пластическая деформация при 20–150°C в значительной мере интенсифицирует процессы распада при последующем старении. При этом деформация на 15% при 150°C ускоряет старение в большей мере, чем аналогичная холодная прокатка. Высокотемпературная деформация в значительно меньшей мере, чем холодный и теплый наклеп, интенсифицирует распад твердого раствора при старении и то лишь после обжата на 30%.

Исследование изменения упрочнения во время старения при 160–200°C с выдержками до 100 часов показало:

1) дополнительный прирост прочности по сравнению с недеформированным состоянием обеспечивает холодная деформация с обжатиями 15–30%, прокатка при 100–150°C на 15–30% и при 450–495°C на 15–50%; при этом наибольший эффект упрочнения наблюдается после деформации при 20 и 150° с обжатиями 30 и 15% соответственно;

2) процессы разупрочнения при длительном старении протекают более медленно после деформации при 150°, чем после холодного наклепа;

3) при проведении НТМО температуру старения целесообразно несколько понизить по сравнению с обычно применяемой (с 190 до 180°C), а при ВТМО оставить неизменной.

Низкотемпературная термомеханическая обработка, проводимая по оптимальным режимам, обеспечивая существенное повышение пределов текучести и прочности (на 75–82 и 19–22% соответственно) приводит к заметному снижению характеристик пластичности, ударной вязкости и стрелы пластического прогиба (табл.2). При этом теплая деформация оказывается предпочтительнее, чем холодная прокатка, так как обеспечивает более высокий комплекс механических свойств.

ВТМО, в отличие от НТМО, приводит к значительно меньшему упрочнению сплава. Пределы текучести и прочности повышаются на 2–5 кг/мм². Однако после такой обработки в меньшей мере понижается пластичность и ударная вязкость. Отметим, что снижение этих

Таблица 2

Механические свойства исследованных сплавов после некоторых режимов термомеханической обработки

Сплав	Обработка	Механические свойства										Коррозионная стойкость	
		σ _{0,2}		σ _{0,1}	ψ	δ	α _K	α _{тy}	ρ _{тy}	скорость коррозии	потери мех. свойства	г/м ² час	%
		кг/мм ²	МПа	МПа	%	%	МПа	МПа	МПа	Δσ/σ _{0,2}	Δσ/σ		
01327	Закалка + старение 140°-14ч.	-	-	22,5	7,5	-	-	-	-	-	-	-	-
	Деформ. при 20°-99%	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	100°-80% + старение 140°-14ч.	-	-	31,5	5-6	-	-	-	-	-	-	-	-
	150-60%	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Д1	Деформ. при 20°-40%+старение 140°-5ч.+ деформ. при 20°-55%+старение 140°-2ч.	-	-	35,5	5,6	-	-	-	-	-	-	-	-
	Закалка + старение 100°-3 час.	27,2	42,4	15,5	18,2	2,3	1,52	-	-	-	0,42	14,4	22,2
	Деформ. при 20°-30% +отарение 100°-3ч.	45,4	51,8	8,4	15,1	1,4	0,78	-	-	-	0,57	14,1	33,6
	Деформ. при 100°-30%+старение 100°-3ч.	47,4	53,3	7,8	13,6	1,8	0,88	-	-	-	0,57	15,0	21,7
	Деформ. при 495°-30%+старение 100°-3ч.	34,4	49,4	16,0	23,7	3,3	2,02	-	-	-	0,66	7,0	28,4

	Закалка + старение 190°-8 ч.	29,0	43,3	20,0	26,0	1,8	0,9	0,48	0,43	6,4	49,2
Д16	Деформ. при 20°-30% + старение 180°-8ч.	51,0	52,5	2,8	7,2	0,3	*	-	0,37	-	-
	Деформ. при 150°-15% + старение 180°-8ч.	51,1	54,1	5,0	14,3	1,0	*	0,15	0,38	5,7	47,3
	Деформ. при 495°-30% + старение 190°-8ч.	34,1	45,4	14,0	22,0	1,4	0,57	0,32	0,39	3,7	55,0
	Закалка + старение 160°-12 ч.	34,9	42,2	14,0	33,6	3,0	1,81	-	0,30	3,1	18,3
АК6	Деформ. при 20°-30% + старение 160°-12ч.	45,4	47,6	10,4	25,5	2,2	0,95	-	0,28	3,6	40,1
	Деформ. при 150°-30% + старение 160°-12ч.	48,0	51,5	9,0	28,6	2,1	1,08	-	0,34	2,0	40,5
	Деформ. при >20°-30% + старение 160°-12ч.	38,0	45,8	13,0	29,7	3,1	2,18	-	0,40	6,5	16,8
	Закалка + старение 140°-16ч.	44,4	53,2	9,7	17,0	1,6	0,89	-	0,15	4,5	33,7
В95	Деформ. при 20°-30% + старение 140°-16ч.	48,4	53,0	7,8	13,5	1,4	0,76	-	0,13	5,1	22,4
	Деформ. при 100°-30%+старение 140°-16ч.	52,8	56,3	7,5	11,2	1,5	0,54	-	0,18	6,5	23,8
	Деформ. при 470°-30%+старение 140°-16ч.	44,4	54,5	11,3	21,2	2,5	1,30	-	0,14	4,8	31,0
	Закалка + старение 320°-2ч.	113,0	1295	8,8	13,5	2,3	0,66	0,33	-	-	-
Бр. Б2	Деформ. при 20°-30% + старение 320°-2ч.	130,0	137,0	6,0	13,6	-	-	0,23	-	-	-
	Деформ. при 350°-30%+старение 320°-2ч.	134,0	142,5	4,0	12,0	-	-	0,22	-	-	-
	Деформ. при 780°-30%+старение 320°-2ч.	127,0	134,0	9,2	17,9	3,3	1,1	0,39	-	-	-

* Образцы разрушились уже при нанесении трещины.

характеристик и $Q_{T\gamma}$ наблюдается, несмотря на образование зубчатости границ зерен после ВТМО. Важной особенностью высокотемпературной термомеханической обработки является существенное повышение длительной прочности сплава, часто используемого в качестве жаропрочного (при 130° и напряжении 38 кг/мм^2 время до разрушения с 485 час. после обычной обработки увеличивается до 1070 час. после ВТМО).

Как НТМО, так и ВТМО заметно улучшают коррозионную стойкость сплава Д16.

Сплав Д1 был подвергнут деформации на 15 и 30% в том же температурном интервале ($20-495^{\circ}\text{C}$), что и сплав Д16. Дополнительное упрочнение этого сплава по сравнению с недеформированным состоянием наблюдалось после прокатки при температурах $20-200^{\circ}$ и $460-495^{\circ}\text{C}$. При этом максимальный прирост прочности имел место после деформации при 100°C , а минимальный - при $460-495^{\circ}\text{C}$.

Механические характеристики сплава исследовались после естественного и ускоренного зонного старения при 100°C . В состаренном состоянии, как и в исходном, наиболее высокие значения прочности обеспечивает НТМО при 100°C . Так после старения $100^{\circ}-3$ час. этот режим обработки по сравнению с недеформированным состоянием дает увеличение пределов текучести и прочности на 70 и 25% соответственно, снижая одновременно характеристики пластичности, A_{ϕ} и $Q_{T\gamma}$ (табл.2). Следует заметить, что при этой температуре деформации сплава Д1, в отличие от Д16, не требуется уменьшения степени обжатия от 30 до 15%. При ВТМО прочностные характеристики повышаются на 5-6 кг/мм^2 при осязательной тенденции к увеличению относительного удлинения и особенно относительного сжатия. Одновременно существенно возрастают ударная вязкость и $Q_{T\gamma}$.

Если для сплава Д16 термомеханическая обработка повышала коррозионную стойкость, то для сплава Д1 она её понижает. При этом глубина проникновения коррозии не изменяется, но существенно возрастает число её очагов. В то же время потери механических свойств при выдержке в коррозионной среде существенно не меняются. Электронномикроскопическое исследование показало заметное увеличение числа частиц метастабильной фазы в деформированном сплаве. Именно с переходом от зонной стадии распада к смешанной и следует связывать уменьшение коррозионной стойкости сплава Д1 после ТМО.

Для сплава АХ6 характерна та же зависимость упрочнения от температуры деформации, что и для сплава Д1. Однако максимальный

уровень прочности в этом случае достигается после обработки при 150°C . Как и для выше рассмотренных сплавов холодная и теплая деформация вызывают существенную интенсификацию процессов распада твердого раствора сплава АК6 при старении. При этом наибольшее ускорение старения наблюдалось после деформации при 150° . Высоко-температурная деформация ускоряет распад в значительно меньшей мере, и этот эффект проявляется лишь при сравнительно длительных выдержках.

Существенный прирост прочности характеристик сплава АК6 НТМО обеспечивает и в состаренном состоянии (табл.2). Одновременно при этом наблюдается уменьшение пластичности, ударной вязкости и $\sigma_{\text{гн}}$. Наибольший эффект упрочнения обеспечивает прокатка на 30% при 150°C . После 12-часового старения при 160° такая обработка по сравнению с недеформированным состоянием повысила $\sigma_{0.2}$ и $\sigma_{\text{в}}$ на 38 и 21% соответственно. Однако несмотря на наибольший прирост прочности относительное удлинение понижается при этой обработке примерно на ту же величину, что и после деформации при 20 и 100°C , обеспечивающей меньшее упрочнение. ВТМО в состаренном состоянии приводит к небольшому дополнительному упрочнению (в среднем на 3-4 кг/мм²). Пластичность и ударная вязкость при этом не претерпевают заметных изменений по сравнению с обычной обработкой, а $\sigma_{\text{гн}}$ несколько повышается. Одновременно после ВТМО возросла и доля вязкой составляющей в изломе. Следует отметить, что несмотря на уменьшение склонности сплава АК6 к хрупкому разрушению, как и в случае сплава Д1, при ВТМО образование зубчатости границ зерен не обнаружено.

Коррозионная стойкость сплава АК6 заметно не меняется после НТМО. Не происходит при этом дополнительных по сравнению с обычной обработкой потерь прочности при выдержке в коррозионной среде. Заметное возрастание при НТМО потерь пластичности связано в основном с её пониженным исходным значением. ВТМО привела к некоторому увеличению скорости коррозии и потерь прочности. При этом существенно возрастает глубина поражения, хотя число очагов уменьшается. Не исключено, что увеличение скорости коррозии при ВТМО обусловлено образованием цепочек выделений по границам зерен и субграницам, обнаруженных при электронномикроскопическом исследовании.

В условиях Каменск-Уральского металлургического завода методом ВТМО проводили упрочнение штамповок из сплава АК6. ВТМО осуществлялась по схеме: нагрев на 515° в течение 1ч.50мин. - дефор-

мация на прессе в штампе, подогревом до 455° , со степенями обжатия 15 и 30% по высоте изделия - немедленное охлаждение в воде с температурой $20-30^{\circ}$ - старение 160° - 12 час. Время между окончанием штамповки и охлаждением в воде не превышало 5-10 секунд. После деформации температура штамповки колебалась в пределах $500-480^{\circ}\text{C}$. Кроме того, часть штамповок изготавливалась по обычной технологии: штамповка при $370-390^{\circ}\text{C}$, закалка от 515° в воде и старение 160° - 12 час.

Статическая обработка полученных результатов показала, что ВТМО с обжатием 30% заметно повышает прочностные свойства и пластичность (табл.3). Судя по изменению среднеквадратичного отклонения и коэффициента вариации, одновременно уменьшается и разброс механических характеристик. Выборочно проведенное исследование показало также, что после ВТМО с осадкой 30% наблюдается увеличение ударной вязкости (с 1,1 до 20 кгм/см²), $\sigma_{т\gamma}$ (с 0,72 до 1,49 кгм/см²) и уменьшение скорости коррозии (с 0,41 до 0,27 г/м²час).

Таким образом, при деформации осадкой выявляется более благоприятное влияние ВТМО на свойства сплава АК6, чем при деформации прокаткой.

Таблица 3
Характеристики распределения результатов
механических испытаний сплава АК6 после
12 ч. старения при температуре 160°

Обработка	Механические свойства	Среднее арифметическое \bar{x}	Среднее квадратичное σ	Коэффициент вариации $\gamma, \%$
Серийная	$\sigma_{0,2}, \text{ кг/мм}^2$	34,9	1,11	3,2
	$\sigma_{\delta}, \text{ кг/мм}^2$	40,9	1,04	2,5
	$\delta, \%$	9,0	1,41	15,6
ВТМО с осадкой 15%	$\sigma_{0,2}, \text{ кг/мм}^2$	35,8	0,68	1,9
	$\sigma_{\delta}, \text{ кг/мм}^2$	42,6	0,86	2,0
	$\delta, \%$	8,8	1,53	15,6
ВТМО с осадкой 30%	$\sigma_{0,2}, \text{ кг/мм}^2$	36,4	0,16	2,1
	$\sigma_{\delta}, \text{ кг/мм}^2$	43,4	0,67	1,5
	$\delta, \%$	10,7	1,58	14,8

Сплав системы $Al-Zn-Mg-Cu$ В95 высокой прочности. Для данного сплава непосредственно после деформации зависимость упрочнения от температуры прокатки подобна уже рассмотренным для других алюминиевых сплавов. При этом максимальное увеличение прочности наблюдается после деформации при 100° . В состаренном состоянии (140°) в отличие от сплавов средней прочности (Д16, Д1, АК6) НТМО, несмотря на заметную интенсификацию процессов выделения, дает меньший эффект упрочнения, а ВТМО практически не упрочняет сплав (табл.2). Меньшее упрочнение при НТМО в значительной мере обусловлено тем, что сплав В95 в условиях обычной обработки обеспечивает получение структуры, содержащей большое количество высокодисперсных частиц упрочняющей фазы. Понижение характеристик пластичности и увеличение склонности к хрупкому разрушению при НТМО у данного сплава выражено слабее, вследствие низких значений этих характеристик после обычной обработки. ВТМО заметно повышает пластичность, ударную вязкость и уменьшает склонность сплава В95 к хрупкому разрушению. Ни НТМО, ни ВТМО не изменяют практически его коррозионной стойкости.

Структура и свойства сплавов на медной основе, подвергнутых термомеханическому упрочнению

Бериллиевая бронза Бр.Б2. Этот сплав был подвергнут деформации с обжатиями 15 и 30% в интервале температур от 20 до 780° . В отличие от алюминиевых сплавов в несостаренном состоянии все режимы деформирования обеспечили повышение прочности сплава. При этом наибольший эффект упрочнения получен после прокатки при $300-650^{\circ}C$ с обжатием 30%, минимальный - после высокотемпературной деформации при $780^{\circ}C$.

Электронномикроскопическое исследование показало, что после холодной деформации в бронзе образуется слабо выраженная ячеистая структура и появляется большое количество микродвойников деформации. При повышении температуры деформации до 350° ячеистый характер дислокационной структуры в основном сохраняется. Однако размеры ячеек уменьшаются. Эти данные, а также результаты рентгеноструктурного исследования позволяют считать, что в бронзе как и в алюминиевых сплавах эффект упрочнения, получаемый при деформации в температурном интервале интенсивного развития процессов старения, когда они не сопровождаются выделением малодисперсных фаз,

следует связывать не только с распадом твердого раствора, но и с его влиянием на распределение и плотность дислокаций. Характерной особенностью микроструктуры бериллиевой бронзы, подвергнутой высокотемпературной деформации, является образование субзерен малой степени совершенства (с размытыми границами и высокой плотностью дислокаций внутри субзерен) и появление зубчатости на границах зерен. При повышении температуры деформации наблюдается также уменьшение количества микровдвойников и увеличение их ширины.

После старения при $270-350^{\circ}\text{C}$ зависимость упрочнения от температуры деформации существенно меняется: по сравнению с недеформированным состоянием дополнительный прирост прочности обеспечивает прокатка при $20-400$ и 780°C . Наибольший эффект упрочнения наблюдается после деформации при $300-350^{\circ}\text{C}$, наименьший - после высокотемпературной деформации. В отличие от вышеуказанных режимов прокатки в интервале $500-700^{\circ}$ неблагоприятно сказывается на упрочнении составленного сплава ввиду образования малодисперсных фаз ещё во время проведения деформации.

Наблюдаемый дополнительный прирост прочности деформированных образцов во время старения связан как с наклепом матрицы, так и с интенсификацией процессов распада. Последнее подтверждается изменением удельного электросопротивления, модуля нормальной упругости и дилатометрического эффекта. При этом имеет место соответствие между плотностью дефектов кристаллического строения и интенсивностью распада твердого раствора. Наиболее сильное воздействие на процессы старения оказывает деформация при 350° .

Пластическая деформация не изменила оптимальный режим старения, характерный для недеформированного состояния (320° - 2 час.). При таком режиме старения после холодной деформации, а тем более после прокатки при $300-350^{\circ}$ наблюдается существенное увеличение пределов упругости, текучести и прочности при одновременном снижении пластичности, ударной вязкости и стрелы пластического прогиба (табл.2). При ВТМО прирост прочностных характеристик примерно в два раза меньше, чем после теплой деформации, но при этом выявляется тенденция к повышению характеристик пластичности. После ВТМО заметно увеличивается также стрела пластического прогиба, A_n и A_{1g} , что свидетельствует об уменьшении склонности сплава к хрупкому разрушению. Фрактографические исследования характера изломов после динамического изгиба показало, что увеличение работы удара при ВТМО сопровождается подавлением межзеренного хрупкого разрушения и увеличением доли вязкой составляющей.

Установлено, что НТМО с деформацией на 30% при 350° заметно увеличивает стойкость сплава Бр.Б2 в условиях циклического нагружения: предел усталости, определенный на базе 10^7 циклов возрастает с 39 до 43 кг/мм², т.е. на 10%; в 2-2,5 раза увеличивается и время до разрушения в области ограниченной выносливости. ВТМО, хотя и несколько слабее, также повысила σ_{-1} (на 3 кг/мм²).

Проведенные релаксационные испытания показали, что в несостоятельном состоянии деформация при 20, 350 и 780° на 30% подавляет аномальную релаксацию, характерную для закаленной бериллиевой бронзы. После старения при 320°С даже при сравнительно высокой температуре испытания (300°С) эти режимы упрочнения обеспечили увеличение релаксационной стойкости. Наибольшее сопротивление релаксации напряжений наблюдалось после НТМО при 350°С. Ее более эффективное влияние по сравнению с холодной деформацией связано, очевидно, не только с более высоким уровнем прочности, но и с созданием более стабильной структуры. ВТМО также увеличила релаксационную стойкость сплава, хотя и в меньшей мере, чем НТМО.

Таким образом, зависимость свойств состаренного сплава Бр.Б2 от режима ТМО во многом аналогична наблюдаемым закономерностям для алюминиевых сплавов.

Медь и её сплавы с алюминием (Cu - 2,5% Al, Cu - 7,5% Al).

Проведенное исследование показало, что в бериллиевой бронзе в отличие от алюминиевых сплавов при высокотемпературной деформации формируется малосовершенная субструктура. Такое различие в дислокационной структуре может быть связано с различной энергией дефектов упаковки.

Представлялось важным выяснить, имеется ли зависимость между энергией дефектов упаковки и характером формирующейся дислокационной структуры при высокотемпературной деформации меди и её сплавов с алюминием. Выбор именно этих объектов исследования был сделан в связи с тем, что их структура достаточно подробно изучена после холодной деформации и имеются надежные данные по их энергии ДУ (для Cu, Cu - 2,5% Al, Cu - 7,5% Al она составляет 40,20 и 2,5 эрг/см² соответственно).

Медь и ее сплавы деформировались с обжатием 30% в интервале 20-780°С. Установлено, что во всех случаях, начиная с 500°С, деформация сопровождается развитием процессов рекристаллизации. Полностью рекристаллизованная структура наблюдается после прокатки при 700 и 780°С.

После холодной деформации получены ранее известные закономерности: формирование в чистой меди довольно четкой ячеистой структуры со сравнительно высокой плотностью дислокаций внутри многих ячеек и затруднение её образования в сплавах меди с алюминием. Кроме того, в сплаве $Cu - 7,5\% Al$ наблюдалось появление большого количества микродвойников деформации.

Повышение температуры прокатки до 300° существенно не изменяет характера распределения дислокаций в меди. Однако наблюдается тенденция к укрупнению ячеек и образованию более совершенных границ. Размеры ячеек заметно увеличиваются, а плотность дислокаций уменьшается в случае деформации при $400^{\circ}C$.

В сплаве $Cu - 2,5\% Al$ при повышении температуры прокатки ячеистая структура также становится более совершенной, однако даже при $400^{\circ}C$ границы ячеек размыты и в них сохраняется достаточно большое количество дислокаций. Что касается сплава $Cu - 7,5\% Al$, то после деформации при $200-400^{\circ}$ отчетливая ячеистая структура не выявляется.

Высокотемпературная деформация при $500-600^{\circ}$ приводит к образованию совершенной фрагментированной структуры в меди: плотность дислокаций в фрагментах невелика, а их границы образованы упорядоченно расположенными дислокациями. В сплавах такой четкой фрагментированной структуры при $500-600^{\circ}C$ не наблюдается. Размер субзерен тем меньше, чем более легирован сплав, впрочем, эта закономерность характерна для всех исследованных температур деформации.

Следует также заметить, что в сплаве $Cu - 7,5\% Al$ образование микродвойников деформации наблюдается и при высокотемпературной прокатке. Однако повышение температуры деформации привело к уменьшению их числа и увеличению толщины.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при высокотемпературной деформации наблюдается зависимость субструктуры от энергии DU подобная той, которая имеет место после холодной и теплой деформации. Таким образом, имеются основания считать, что при осуществлении ВТМО медных сплавов энергия DU является одним из важных факторов, влияющих на характер формирующейся дислокационной структуры.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Характер влияния термомеханической обработки на свойства исследованных дисперсионотвердеющих сплавов зависит как от ее температурно-деформационного режима, так и от специфики легирования сплава.

Низкотемпературная термомеханическая обработка наиболее значительно упрочняет алюминиевые сплавы средней (Д1, Д16, АК6) и малой (О1327) прочности и в меньшей мере высокопрочный сплав (В95). Для сплавов средней и высокой прочности наибольший эффект упрочнения достигается в случае деформации при температурах, близких к температурам оптимального старения. При НТМО сплава малой прочности (О1327) как холодная, так и теплая деформация обеспечивают примерно одинаковый максимальный уровень прочностных свойств. Если деформация осуществляется при температурах дисперсионного твердения, то ее оптимальная степень может уменьшаться. Для слабо дисперсионно-твердеющего сплава (О1327) эффект упрочнения при НТМО увеличивается при осуществлении холодной деформации в два приема с промежуточным старением.

При НТМО всегда снижается пластичность, ударная вязкость и увеличивается склонность к хрупкому разрушению. Это отрицательное влияние часто проявляется слабее в случае осуществления деформации в районе температур оптимального старения (Д1, Д16, АК6, В95).

Высокотемпературная термомеханическая обработка, хотя и значительно слабее чем НТМО, но вполне ощутимо повышает прочностные свойства алюминиевых сплавов средней прочности и не оказывает заметного влияния на упрочнение высокопрочного сплава (В95). В зависимости от состава сплава ВТМО либо увеличивает пластичность, ударную вязкость и уменьшает склонность к хрупкому разрушению (Д1, В95), либо несколько ухудшает эти характеристики (Д16). Положительное воздействие ВТМО на сопротивление сплавов хрупкому разрушению наблюдается без образования зубчатости на границах зерен, в то же время ее формирование может и не сопровождаться таким влиянием (Д16). ВТМО, приводя к образованию совершенной субструктуры, может оказывать исключительно благоприятное влияние на длительную прочность алюминиевых сплавов (Д16).

Пластическая деформация особенно, когда она проводится при температурах дисперсионного твердения, заметно интенсифицирует распад твердого раствора при последующем старении. Однако при этом оптимальный температурно-временной режим старения при ТМО обычно не претерпевает изменений по сравнению со стандартным режимом.

Коррозионная стойкость алюминиевых сплавов при ТМО изменяется в зависимости от характера структурных изменений, вносимых пластической деформацией. Когда ТМО переводит сплав от зонной стадии распада к смешанной, коррозионная стойкость сплава понижается (Д1).

Если пластическая деформация способствует более равномерному распределению выделений между телом зерна и его границами, то сопротивление коррозии возрастает (Д16). Когда не наблюдается видимых изменений в характере выделений, ТМО не оказывает заметного влияния на коррозионную стойкость (В95).

Влияние термомеханической обработки на свойства стареющего сплава на медной основе (Br.Б2) во многом подобно ее влиянию на алюминиевые сплавы. Наиболее значительное повышение прочности обеспечивает НТМО при температурах, близких к оптимальным температурам старения. ВТМО приводит к заметно меньшему, хотя и вполне ощутимому упрочнению; однако, в отличие от НТМО, она повышает пластичность и уменьшает склонность к хрупкому разрушению. Одновременно с повышением статической прочности НТМО и в меньшей мере ВТМО увеличивают сопротивление сплава Br.Б2 релаксации напряжений и его стойкость в условиях циклического нагружения.

Характер субструктуры, формирующийся при ВТМО, зависит от энергии дефектов упаковки. Снижение энергии дефектов упаковки при легировании меди алюминием затрудняет образование совершенной субструктуры не только при НТМО, но и при ВТМО.

На основании полученных результатов были установлены оптимальные режимы обработки исследованных сплавов. Эти режимы и свойства сплавов приведены в табл.2.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах.

1. Исследование зависимости упрочнения алюминиевого сплава Д16 от температуры пластической деформации при термомеханической обработке. Сб. трудов ЧПИ им.Ленинского комсомола "Вопросы производства и обработки стали", Челябинск, 1972, № 107.

2. Влияние температуры пластической деформации на процессы старения и упрочнения алюминиевых сплавов. Тезисы докладов научно-технического семинара "Формирование структуры сталей и сплавов при деформации и термообработке", г.Челябинск, 1972.

3. Низкотемпературная механико-термическая обработка сплава системы $Al-Ni-Si$. "Металловедение и термическая обработка металлов", 1973, № 8.

4. Высокотемпературная термомеханическая обработка штамповок из сплава АК6. Информационный листок № 83, Челябинский межотраслевой территориальный центр научн.-техн.информации и пропаганды, 1973.

5. Механические свойства алюминиевых сплавов после термомеханической обработки. Сб. трудов ЧПИ им. Ленинского комсомола "Вопросы производства и обработки стали", Челябинск, 1974, № 133.

6. Упрочнение бериллиевой бронзы после различных режимов термомеханической обработки. Сб. трудов ЧПИ им. Ленинского комсомола "Вопросы производства и обработки стали", Челябинск, 1974, № 133.

7. Влияние температуры пластической деформации на структуру и свойства бериллиевой бронзы. "Физика металлов и металловедение", 1974, 38, № 2.

Материалы диссертации докладывались и обсуждались:

1. На научно-технической конференции "Прогрессивные методы термообработки" (г.Уфа, 1971).
2. На научно-техническом семинаре "Формирование структуры сталей и сплавов при деформировании и термообработке" (г.Челябинск, 1973).
3. На Седьмой Всесоюзной конференции по физике прочности и пластичности металлов и сплавов (г.Куйбышев, 1973).
4. На научно-техническом совещании "Проблемы и перспективы термомеханической обработки металлов" (г.Волгоград, 1974).