

6
А-63

Министерство высшего и среднего специального образования СССР

ДНЕПРОПЕТРОВСКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
имени 300-летия ВОССОЕДИНЕНИЯ УКРАИНЫ С РОССИЕЙ

На правах рукописи

Инженер П. Д. ЧЕРЕНДИНА

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
СПЛАВОВ СИСТЕМЫ**

Al—Si—Cu—Mg

С ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ

[01.046 — физика твердого тела]

А в т о р е ф е р а т

диссертации, представленной на соискание ученой степени
кандидата технических наук

ДНЕПРОПЕТРОВСК
1971

Министерство высшего и среднего специального образования СССР
ДНЕПРОПЕТРОВСКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
имени 300-летия ВОССОЕДИНЕНИЯ УКРАИНЫ С РОССИЕЙ

На правах рукописи

Инженер П. Д. ЧЕРЕНДИНА

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
СПЛАВОВ СИСТЕМЫ
 Al—Si—Cu—Mg
С ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ
(01.046 — физика твердого тела)

Автореферат
диссертации, представленной на соискание ученой степени
кандидата технических наук

ДНЕПРОПЕТРОВСК
1971



3
Работа выполнена на кафедре металлофизики Днепропетровского государственного университета и на машиностроительном заводе.

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор Н. И. ВАРИЧ.

Официальные оппоненты:

заслуженный деятель науки и техники РСФСР,
доктор технических наук, профессор И. Ф. КОЛОБНЕВ,

кандидат физико-математических наук,
доцент Ю. В. КРИВУША.

Ведущее предприятие — завод «Молния» г. Москва.

Автореферат разослан 22 апреля 1971 г.

Защита диссертации состоится 3 июня 1971 г.
на заседании Ученого совета физического факультета Днепропетровского государственного университета.

Отзыв на автореферат просим выслать по адресу: г. Днепропетровск-44, проспект Карла Маркса, 35, физический факультет, ученому секретарю.

С диссертацией можно ознакомиться в научной библиотеке университета.

Ученый секретарь совета
доцент Ф. Ф. КОДЖЕСПИРОВ.

Непрерывный прогресс в промышленности, особенно в области самолетостроения и других видов новой техники, определяет растущую потребность в литейных алюминиевых сплавах, экономичных, технологичных и одновременно обладающих комплексом высоких характеристик по прочности, пластичности, герметичности и коррозионной стойкости.

Из анализа литературных данных следует, что наиболее полно требованиям конструкторов и технологов, создающих различного рода летательные аппараты, отвечают сплавы, разработанные на основе системы $Al-Si-Cu-Mg$. Однако и они не всегда сочетают в себе свойства, обеспечивающие прочность и надежность конструкций, работающих в условиях высоких давлений в агрессивных средах.

В последние годы проведено много исследований, которые показали, что свойства алюминиевых сплавов улучшаются с введением в сплав небольших добавок переходных металлов. В работах М. В. Мальцева, И. Ф. Колобнева, Г. В. Самсонова, В. И. Добаткина и других показано модифицирующее действие добавок переходных металлов. Из работ G. Falkenhagen, W. Hofmann, Н. И. Варича, И. Н. Фридляндера, И. В. Салли известно, что сплавы с переходными металлами, закристаллизовавшиеся при скоростях охлаждения 10^4-10^8 град/сек, склонны к образованию сильно пересыщенных твердых растворов, распад которых происходит при относительно высоких температурах. Все это определяет высокий уровень свойств сплавов с переходными металлами как при комнатной, так и при повышенных температурах.

Степень устойчивости пересыщенного твердого раствора сплавов с переходными металлами так же, как и эффект модифицирования, зависит от природы и количества вводимых добавок. Переходные металлы лишь тогда дают положительные результаты, когда вводятся в сплав в количествах, превышающих их предельную равновесную растворимость в алюминии. Вместе с тем, превышение оптимального содержа-

ния какого-либо элемента в сплаве может отрицательно сказаться на свойствах сплава.

Заранее предсказать характер действия той или иной добавки переходного металла на структуру и свойства многокомпонентного сплава и указать ее оптимальную концентрацию очень трудно. Данных по влиянию переходных металлов на структуру и свойства многокомпонентных сплавов на основе системы Al—Si—Cu—Mg , кристаллизующихся в реальных производственных условиях при литье в кокиль, в литературе нет. Нет также данных по оптимальному соотношению меди и магния в этих сплавах, обеспечивающему высокий уровень прочности и пластичности.

Исходя из этого в настоящей работе ставилась задача:

- используя современные физические методы исследования, изучить влияние меди и переходных металлов на процессы, происходящие в сплавах системы Al—Si—Cu—Mg в литом состоянии и при нагреве под закалку, а также на кинетику распада пересыщенного твердого раствора;

- на основе исследования связи физических и механических свойств сплавов с их химическим составом, строением и структурой разработать сплав, обладающий высокой конструкционной прочностью, хорошей коррозионной стойкостью и, вместе с тем, высокой технологичностью;

- изучить структуру и свойства опытных сплавов и внедрить новый сплав в производство.

В работе исследованы сплавы системы Al—Si—Cu—Mg с содержанием основных легирующих компонентов в следующих пределах: медь — 0,3—3,5%; магний — 0,3—1,0% и кремний — 7,0—9,5% и переходных металлов в пределах: титан — 0,1—0,60; ванадий — 0,04—0,30; цирконий — 0,03—0,45; хром — 0,05—0,40; марганец — 0,07—0,40; вольфрам — 0,05—0,40; молибден — 0,03—0,50%. Одни плавки содержали отдельные добавки переходных металлов, другие — легировались комплексом элементов.

Все сплавы были приготовлены на алюминии марки А99. Переходные металлы вводили в сплав в виде двойных алюминидовых лигатур.

При изучении структуры и свойств сплавов применяли различные методы исследования: термографический и рентгеноструктурный, измерение электросопротивления, металлографический и электронномикроскопический анализ, механические испытания на растяжение, измерение твердости и микротвердости, коррозионные испытания.

Описание методов исследования, а также методик приготовления сплавов и их термической обработки, приведено в первой главе диссертационной работы.

В четырех последующих главах (II, III, IV и V) изложены основные результаты работы. Изложению экспериментальных данных предшествует литературный обзор, на основании которого сформулированы основные принципы легирования сплавов переходными металлами, положенные в основу экспериментов.

Сплавы должны легироваться переходными металлами с высокой модифицирующей способностью (титан, ниобий, цирконий, бор), а также переходными металлами, имеющими наибольшую аномальную растворимость в алюминии (марганец, хром, ванадий, молибден, вольфрам). При этом содержание их не должно превышать максимальную неравновесную растворимость, присущую данной скорости охлаждения при кристаллизации сплава.

Более эффективным для повышения жаропрочности является легирование сплавов металлами с высокой температурой плавления, так как между температурой плавления легирующих компонентов и температурой начала распада твердых растворов существует качественная связь: чем более тугоплавок легирующий компонент, тем выше температура начала распада аномально пересыщенного твердого раствора.

Вторая глава содержит результаты исследования структуры и фазовых превращений в сплавах системы Al—Si—Cu—Mg при нагреве под закалку, которые изучены методами дифференциального термического анализа, рентгеноструктурного анализа и определения удельного электросопротивления.

Обнаружено существенное различие термографических кривых сплавов одного и того же состава в зависимости от условий кристаллизации. Чем больше скорость затвердевания отливки, тем больше пересыщается твердый раствор легирующими элементами, а, следовательно, возможность образования эвтектических составов уменьшается.

Установлено, что в сплавах системы Al—Si—Cu—Mg с содержанием меди в пределах 0,4—3,0%, кристаллизующихся в металлических формах, не успевает пройти до конца перитектическая реакция с образованием W-фазы, в связи с чем легкоплавкие эвтектики с температурой плавления 498 и 505°C в структуре отсутствуют. В сплавах с содержанием меди больше 1,0% образуются легкоплавкие эвтектики

$\alpha + \text{Si} + \text{CuAl}_2 + \text{Mg}_2\text{Si}$ ($T_{\text{пл.}} = 517^\circ\text{C}$) и $\alpha + \text{Si} + \text{CuAl}_2$ ($T_{\text{пл.}} = 525^\circ\text{C}$). Объем эвтектик увеличивается с увеличением содержания меди в сплавах.

Эвтектика с температурой плавления 517°C метастабильная и переходит в твердый раствор при нагреве под закалку. Исходя из этого, для сплавов с содержанием меди больше 1% рекомендован двухступенчатый режим нагрева под закалку.

В сплавах с содержанием меди 0,4—0,6% при литье в кокиль легкоплавкие эвтектики не образуются, первый эндотермический эффект на термических кривых выявляется только при температуре $548\text{—}550^\circ\text{C}$. Такие сплавы можно нагревать под закалку до температур $530\text{—}535^\circ\text{C}$, за счет чего обеспечивается большее пересыщение твердого раствора.

При термографическом исследовании не обнаружено заметного влияния переходных металлов Mn, Cr, Zr, Ti, V, W на фазовый состав и фазовые превращения в сплавах. Это, очевидно, объясняется тем, что переходные металлы вводили в сплав в небольших количествах, и при кристаллизации в результате больших скоростей охлаждения они в основном находились в твердом растворе. Только небольшая часть их образует мелкодисперсные фазы, которые могли участвовать в образовании сложных эвтектик большой дисперсности.

В процессе нагрева под закалку происходит частичный распад пересыщенного твердого раствора, полученного при неравновесной кристаллизации, сопровождающийся образованием мелкодисперсных фаз. Распад пересыщенного твердого раствора обнаруживается при термографическом анализе по выявлению экзотермических эффектов при температурах $240\text{—}300^\circ\text{C}$ и по изменению удельного электросопротивления, которое в начале нагрева сплава под закалку уменьшается. При этом уменьшение удельного электросопротивления обусловлено не только частичным распадом пересыщенных твердых растворов, но и протеканием процессов коалесценции и сфероидизации кремнистой фазы.

Одновременно с этим при нагреве под закалку идет процесс обогащения твердого раствора легирующими элементами. Увеличение содержания меди в сплаве заметно влияет на изменение удельного электросопротивления, особенно в начальный момент нагрева под закалку. В сплавах с содержанием меди 1,5% и более на первой стадии нагрева наблюдается увеличение удельного электросопротивления, что указывает на преобладание процессов растворения легирующих

элементов над коалесценцией и сфероидизацией кремния и частичным распадом твердого раствора.

Во всех сплавах с содержанием меди до 0,7% и с добавками переходных металлов в указанных выше пределах в начале нагрева под закалку удельное электросопротивление уменьшается.

Изменение периода кристаллической решетки при нагреве под закалку, в основном, определяется кинетикой растворения меди и магния и их содержанием в сплаве. Так, в сплавах с содержанием меди 1,0% и магния 0,68% (отношение $\frac{\text{Cu}\%}{\text{Mg}\%} = 1,47$) в начале нагрева при температуре 500 и 515°C

происходит увеличение периода кристаллической решетки, которое заканчивается в первые 1—3 часа. Ни последующее увеличение выдержки при этих температурах, ни повышение температуры нагрева на II ступени до 525°C практически не изменяют периода решетки. По-видимому, при нагреве сплава по выбранным режимам легирующие элементы переходят в твердый раствор уже на первой ступени нагрева.

При нагреве образцов плавок с содержанием меди 3,0% и магния 0,40 и 0,50% по режиму 510°C , 4÷6 часов + 520°C , 6÷8 часов (отношение $\frac{\text{Cu}\%}{\text{Mg}\%} = 6,0$ и 7,5) период кристаллической решетки в начале нагрева уменьшается. При переходе на вторую ступень нагрева наблюдается дальнейшее небольшое уменьшение периода кристаллической решетки.

Установившийся период кристаллической решетки во всех случаях близок к расчетному, вычисленному в предположении полного растворения магния и меди.

По данным термографических исследований, изменению удельного электросопротивления и периода кристаллической решетки установлены следующие оптимальные выдержки и температуры нагрева под закалку: для сплавов с содержанием меди больше 1,0% — I ступень 515°C , выдержка 4 часа, II ступень 525°C , выдержка 8 часов, для сплавов с содержанием меди 0,4—0,6% — $530\text{—}535^\circ\text{C}$, выдержка 12 часов.

Третья глава посвящена исследованию кинетики распада твердого раствора в сложнелегированных сплавах на основе системы Al—Si—Cu—Mg.

Распад пересыщенных твердых растворов изучали по изменению удельного электросопротивления, периода кристаллической решетки, микротвердости и тонкой структуры в зависимости от температуры и времени старения. Исследова-

ния проводили на сплавах с различным содержанием меди без добавок и с добавками переходных металлов Mn, Cr, Ti, Zr, V, W, Mo.

Закаленные по оптимальным режимам образцы за 5 минут до старения приводили в свежезакаленное состояние, для чего сплавы снова нагревали до температур закалки, выдерживали при этих температурах в течение 30 минут и охлаждали в воде.

Старение проводили при температурах 155, 165, 175, 185, 200°C, а также при температуре 165°C с предварительным нагревом по режиму 200°—20 мин. Продолжительность выдержки при старении составляла 10, 20, 30, 45 минут, 1 час, 1,5 часа, 2, 3, 5, 8, 10, 12, 16, 18, 20, 25, 30, 35, 50, 75, 100, 150 и 200 часов.

Кинетика распада пересыщенного твердого раствора сплавов системы Al—Si—Cu—Mg с добавками переходных металлов находится в зависимости от степени легированности сплава, от температуры и продолжительности старения.

Увеличение содержания меди в сплавах с 1,0 до 3,0% и повышение температуры старения ускоряют процессы распада твердого раствора. Продолжительность интервала распада твердого раствора, установленная по изменению периода кристаллической решетки, и продолжительность латентного периода при этом уменьшаются. Так, в сплавах с содержанием меди 1,0% 20—30-часовые выдержки во время старения при температурах 155, 165 и 175°C практически не изменяют период кристаллической решетки; при дальнейшей выдержке наблюдается незначительное монотонное его увеличение. При температурах старения 185 и 200°C такое изменение наблюдается после выдержки 10—15 часов.

Иная картина наблюдается у сплавов, содержащих 3,0% меди. В этом случае распад твердого раствора при температурах 155, 165, 175 и 185°C по периоду кристаллической решетки обнаруживается после 14-, 5-, 3- и 1-часовой выдержки соответственно.

Увеличение периода кристаллической решетки прекращается после 100 часов выдержки при температуре старения 155°C, 50—60 часов — при температуре 165°C, после 25—30, 16—18 и 10-часовой выдержки при температурах 175, 185 и 200°C, соответственно.

На более интенсивный распад твердого раствора сплавов с увеличением содержания меди указывают более высокие

значения энергии активации начала и конца распада твердого раствора в зависимости от температуры. Энергия активации начала распада твердого раствора для сплава с содержанием меди 1,0% равна 12.000 кал/моль, а для сплава с содержанием меди 3,0% — 22.000 кал/моль. Энергия активации конца распада для сплавов с содержанием меди 1,0% равна 13.400 кал/моль, а для сплава с содержанием меди 3,0% — 30.200 кал/моль.

Метод измерения электросопротивления является более чувствительным к изменению состава твердого раствора в процессе старения по сравнению с рентгеноструктурным методом. Увеличение удельного электросопротивления наблюдается уже в начальный момент выдержки при всех температурах старения для всех исследованных сплавов.

На ранней стадии старения в пересыщенной матрице образуется большое количество зон Гинье-Престона, относительно бедных легирующими элементами. Это приводит к нарушению однородности структуры твердого раствора, возникновению внутренних напряжений, что вызывает дополнительное рассеяние электронов и обуславливает высокую прочность искусственно состаренных сплавов.

Достигнув определенного максимума, удельное электросопротивление при дальнейшей выдержке уменьшается вследствие обеднения твердого раствора медью, магнием и кремнием. На этой стадии старения при указанных температурах происходит укрупнение Θ'' , появление метастабильной фазы Θ' . По кривым изменения удельного электросопротивления видно, что выделения стабильных фаз меди и магния при этом не происходит.

С повышением температуры старения и с увеличением содержания меди в сплаве удельное электросопротивление снижается с большей скоростью. Конечное значение удельного электросопротивления с повышением температуры уменьшается, что свидетельствует о возрастании конечных размеров выделений, вследствие увеличения концентраций вакансий, облегчающих диффузию. Чем выше температура старения и больше содержание меди, тем быстрее достигаются и максимальные значения микротвердости при изотермическом старении.

Кривые изменения удельного электросопротивления при температуре 165° после предварительного отпуска 200°C—20 мин. отличаются тем, что у них нет максимума, распад твердого раствора протекает медленнее по сравнению со

свежезакаленным сплавом. Это объясняется тем, что при предварительном нагреве произошло частичное обеднение твердого раствора.

Как показало электронномикроскопическое исследование структуры состаренных сплавов, плотность выделений на зонной и фазовых стадиях распада при одинаковых температуре и времени старения тем больше, чем больше меди в сплаве. Причем, если в структуре сплава с содержанием меди 1,0% после старения при температуре 175°C преобладают зоны Гинье-Престона, то в структуре сплава с содержанием меди 2,56%, состаренного при той же температуре, в основном наблюдаются метастабильные фазы. Увеличение содержания магния до 1,0% также ускоряет процесс распада пересыщенного твердого раствора, причем, фазы, содержащиеся в своем составе магний, формируются быстрее.

Характер изменения удельного электросопротивления при старении сплавов с содержанием меди 0,38% и 0,59% с добавками переходных металлов марганца, хрома, титана, циркония, вольфрама и молибдена, каждого в отдельности и в комплексе такой же, как у сплавов, описанных выше. Здесь также наблюдается увеличение ρ в начальный период старения. Это свидетельствует об образовании большой плотности зон и в этих сплавах с малым содержанием меди, что подтверждается данными электронномикроскопического исследования.

Характерно, что уменьшение удельного электросопротивления после достижения максимума в сплавах с малым содержанием меди и добавками переходных металлов происходит примерно с такой же скоростью, как и у сплавов с содержанием меди до 3,0%. При комплексном легировании сплавов переходными металлами скорость распада еще больше увеличивается, при этом в тонкой структуре сплавов появляются ультрадисперсные зоны и метастабильные выделения, размеры которых значительно меньше, чем в сплавах с большим содержанием меди.

Как показали электронномикроскопическое исследование и механические испытания, для сплавов с малым содержанием меди и комплексным легированием переходными металлами температура старения 175°C является оптимальной. Для сплавов с содержанием меди 1,0% оптимальным является старение при температуре 165—175°C. Выбранные температуры старения обеспечивают стабильность структуры и свойств сплавов во времени, о чем свидетельствуют резуль-

таты исследования образцов после 18 месяцев вылеживания.

По данным электронномикроскопического исследования установлено, что введение в сплав с малым содержанием меди (0,38%) марганца, хрома, титана и небольшого количества ванадия и вольфрама (до 0,13% и 0,11% соответственно) расширяет температурный интервал существования зон Гинье-Престона, сдвигая его в сторону более высоких температур, и задерживает выделение метастабильных фаз.

В четвертой главе приведены результаты исследования влияния легирующих элементов на механические свойства и коррозионную стойкость сплавов на основе системы Al—Si—Cu—Mg.

Показано, что увеличение содержания меди в сплаве обеспечивает незначительный рост предела прочности и, вместе с тем, вызывает снижение относительного удлинения. Так, в сплаве с содержанием меди 1,0% получен предел прочности на технологических пробах 37,4 кг/мм², удлинение 4,1%. При увеличении содержания меди до 2,5% предел прочности увеличивается до значений 40,6 кг/мм², а относительное удлинение уменьшается и становится равным 2,8%. За счет увеличения скорости распада в сплавах с большим содержанием меди может быть подавлена, частично или полностью, зонная стадия старения, в то время как выделения метастабильных фаз увеличиваются, в результате чего уменьшается относительное удлинение. Увеличение содержания магния до 1,0% также вызывает ускоренное образование метастабильных фаз и приводит к уменьшению пластичности сплава.

В сплавах с содержанием меди 1,0% и добавками небольших количеств (0,1—0,2%) титана, ванадия, циркония, бора и бериллия предел прочности такой же, как у сплавов с содержанием меди 3,0%, а относительное удлинение значительно выше (6,0—10,0%).

Высокий уровень прочности и пластичности наблюдается также и в сплавах с содержанием меди 0,4—0,6%, легированных комплексом переходных металлов Mn, Cr, Zr, V, Ti, W, Mo по 0,03—0,09 каждого (σ_B — 39,0—41,0 кг/мм²; δ — 6,0—8,0%). Комплексное легирование переходными металлами повышает степень пересыщения твердого раствора в процессе кристаллизации при повышенных скоростях охлаждения. Избыточная часть переходных металлов в процессе кристаллизации образует мелкодисперсные фазы. Кроме того, мелкодисперсные интерметаллиды переходных металлов образуются при частичном распаде первичных пересыщенных твердых растворов в

процессе нагрева под закалку. Наличие мелкодисперсных интерметаллидов, равномерно распределенных по сечению отливки, благоприятно сказывается на свойствах сплавов как при комнатной, так и при повышенных температурах.

Повышение прочности и пластичности сплавов с малым содержанием меди, легированных комплексом переходных металлов, объясняется также, как показало электронномикроскопическое исследование, увеличением плотности и дисперсности зон Гинье-Престона и метастабильных выделений в структуре этих сплавов.

Коррозионная стойкость сплавов с содержанием меди $\leq 1,0\%$, анодированных как в сернокислом, так и в хромовокислом электролите, такая же, как у серийного сплава АЛ4 и соответствует III группе по шкале ГОСТ 5272-50, т. е. группе стойких. Эти сплавы не склонны к межкристаллитной коррозии.

Коррозионная стойкость сплавов с содержанием меди 1,5—3,0% в тех же условиях отвечает IV группе по шкале ГОСТ 5272-50, что соответствует группе относительно стойких. В сплавах с содержанием меди 3,0% обнаружена склонность к межкристаллитной коррозии.

На основании исследования большого количества опытных сплавов системы Al—Si—Cu—Mg было установлено, что наилучшими свойствами по прочности, пластичности и коррозионной стойкости после термической обработки по оптимальным режимам обладают сплавы с содержанием меди — 0,9—1,3; магния — 0,4—0,7; кремния — 7,5—9,5; циркония — 0,05—0,2; ванадия — 0,1—0,2; бора — до 0,1; бериллия — до 0,01; железа — не более 0,20% (сплав с условной маркой АЛ4Д), а также сплавы с меньшим содержанием меди — 0,3—0,7%; с содержанием магния — 0,5—0,7; кремния — 6,0—8,0; железа — не более 0,12%, легированные комплексом переходных металлов: марганцем, хромом, цирконием, ванадием до 0,1% каждого; титаном — 0,1—0,2; бором — до 0,05; бериллием — до 0,01% (сплав с условной маркой АЛ9Ю). Эти сплавы рекомендованы для производственного опробования.

В пятой главе работы изложены результаты исследования структуры и свойств сплавов выбранных составов, полученных в производственных условиях, дана оценка их технологичности и оценка конструкционной прочности деталей. Установлено, что литейные свойства сплавов АЛ4Д и АЛ9Ю (склонность к образованию горячих трещин, жидкотекучесть, линейная усадка) аналогичны свойствам стандартного сплава марки АЛ4.

Были определены основные технологические параметры литья: температура рафинирования 740—760°C, температура модифицирования — 760°C, температура заливки — 720°C. Составлена технологическая инструкция на приготовление сплавов.

По выбранным технологическим параметрам было проведено 17 производственных плавов, залито 209 деталей типа корпусов сложной конфигурации четырех наименований.

Химический состав опытных плавов соответствовал рекомендованному для производственного опробования. Результаты рентгеноконтроля и макроисследования показали высокую плотность отливок, общая пористость соответствовала 1—2 баллу шкалы пористости ВИАМ. Механические свойства сплавов АЛ4Д и АЛ9Ю, полученные на образцах, вырезанных из отливок, находились в пределах: σ_B — 33,0—38,0 кг/мм², δ — 3,0—8,0%, H_B — 85—120 кг/мм².

На образцах сплава АЛ9Ю, вырезанных из тонкого сечения отливки получен предел прочности 40—42 кг/мм² и относительное удлинение 10—12%, что указывает на возможность повышения уровня механических свойств в отливках.

Конструкционная прочность деталей из сплавов АЛ4Д и АЛ9Ю определялась на 22 механически обработанных корпусах. Корпуса испытывали на герметичность гидравлическим давлением и сжатым воздухом. Течи ни в одной из исследованных деталей не обнаружено. Разрушающие нагрузки в 2—4 раза превышали требования чертежа.

Выводы

1. Исследовано влияние меди и переходных металлов на изменение структуры и свойств сплавов многокомпонентной системы Al—Si—Cu—Mg в литом состоянии, а также в процессе нагрева под закалку и при старении.

2. Установлено, что при нагреве под закалку сплавов системы Al—Si—Cu—Mg с переходными металлами происходит частичный распад пересыщенного твердого раствора, полученного в условиях неравновесной кристаллизации при литье в кокиль, и процесс насыщения твердого раствора легирующими элементами. Интенсивность насыщения твердого раствора алюминия возрастает с увеличением содержания меди в сплаве.

3. Кинетика распада пересыщенного твердого раствора сплавов системы Al—Si—Cu—Mg с переходными металлами определяется химическим составом сплава, температурой и

продолжительностью старения. Чем более легирован сплав и чем выше температура старения, тем больше скорость распада пересыщенного твердого раствора. Добавка в сплавы системы Al—Si—Cu—Mg переходных металлов также ускоряет процесс старения.

4. Показано, что распад пересыщенного твердого раствора сплавов системы Al—Si—Cu—Mg с переходными металлами протекает в последовательности, установленной для стареющих алюминиевых сплавов: выделению стабильных фаз из твердого раствора предшествует образование зон Гинье-Престона и метастабильных фаз. Установлено, что скорость и плотность образования ЗГП и метастабильных фаз, а также температурный интервал их существования в значительной мере зависят от содержания меди и магния в сплаве и добавок переходных металлов.

5. Показано, что комплексное легирование сплавов с содержанием меди 0,4—0,6% и малыми добавками переходных металлов (Mn, Cr, Ti, V, Zr, Mo) по 0,03—0,07% каждого, обеспечивает образование большой плотности ультрадисперсных зон Гинье-Престона и метастабильных фаз, при этом получается наиболее высокий уровень механических свойств (σ_B — 40 кг/мм², δ — 8%).

6. Разработаны два опытных сплава с условными марками АЛ4Д и АЛ9Ю следующего химического состава (в процентах): АЛ4Д — меди — 0,9—1,3; магния — 0,4—0,7; кремния — 7,5—9,5; циркония — 0,05—0,2; ванадия — 0,1—0,2; бора — до 0,1; бериллия — до 0,01; железа не более 0,20.

АЛ9Ю — меди — 0,3—0,7; магния — 0,5—0,7; кремния — 6,0—8,0; марганца, хрома, циркония, ванадия — до 0,1 каждого; титана — 0,1—0,2; бора — до 0,05; бериллия — до 0,01; железа — не более 0,12.

Исследование качества отливок из разработанных сплавов показало, что сплавы АЛ4Д и АЛ9Ю по технологичности, герметичности и коррозионной стойкости не уступают стандартным литейным алюминиевым сплавам типа силумин, а по механическим свойствам и конструкционной прочности значительно превосходят их.

7. Сплав АЛ4Д внедрен в производство для изготовления деталей типа корпусов сложной конфигурации, к которым предъявляются требования высокой конструкционной прочности, герметичности, высокой коррозионной стойкости. Сплав АЛ9Ю рекомендован для внедрения.

Технико-экономическая эффективность от внедрения раз-

работанных сплавов в производство обеспечивается за счет снижения веса конструкции, благодаря высокой конструкционной прочности узлов, и за счет повышения надежности конструкций в эксплуатации, что обусловлено стабильностью свойств сплавов АЛ4Д и АЛ9Ю.

Диссертация представлена на 130 страницах машинописного текста, содержит 15 таблиц и 54 рисунка. Список литературы содержит 136 наименований.

Результаты, полученные при выполнении настоящей работы, докладывались и обсуждались на следующих совещаниях и конференциях:

1. Научно-техническое совещание «Свойства, применение и технология производства литейных алюминиевых сплавов». Москва, октябрь 1964 г.

2. Итоговая научная конференция физического факультета Госуниверситета. Днепропетровск, февраль 1969 г.

3. Первая отраслевая научно-техническая конференция по материалам. Москва, ЦНИИМаш, октябрь 1969 г.

Основные материалы диссертации опубликованы в следующих работах:

1. П. Д. Черендина. Исследования в области усовершенствования технологического процесса термической обработки некоторых цветных сплавов. Сб. Материалы научно-технической конференции работников заводских лабораторий, 1957.

2. Н. И. Варич, Г. И. Щербаков, П. Д. Черендина, Т. И. Решетняк. Влияние меди на образование легкоплавких эвтектик в сложнолегированных силуминах. Ж. «Производственно-технический опыт», № 6, 1969.

3. П. Д. Черендина, В. К. Мостипан. Электронномикроскопическое исследование сплавов системы Al—Si—Cu—Mg с различным содержанием меди и переходных металлов. Технический отчет № 0161/165—535/70, 1970.

4. Н. И. Варич, П. Д. Черендина, Г. И. Щербаков. Исследование влияния меди на кинетику старения сложнолегированных силуминов. Сб. «Неравновесная кристаллизация металлических сплавов», 1971.

5. Н. И. Варич, Г. И. Щербаков, П. Д. Черендина. Исследование влияния меди и элементов переходных групп на свойства сплавов системы Al—Si—Cu—Mg. Сб. Труды ЦНИИМаш. Находится в печати.

