

Алюминий и его сплавы. Влияние кремния на силумины.

Введение

Алюминий – светло-серебристый металл, имеющий кристаллическую решетку гранецентрированного куба с периодом 4,0413 Å.

Не испытывает полиморфных превращений. Алюминий – легкий металл, его удельный вес 2,703 г/см³ при 20 °С.

В связи с этим алюминий является основой сплавов для легких конструкций, например в авиационной технике.

Алюминий обладает высокой электропроводностью (65% от меди), поэтому алюминий в большом объеме используется в качестве проводниковых материалов в электротехнике. Чистый алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью в связи с образованием на его поверхности стойкой и плотной окисной пленки Al₂O₃. Это свойство сохраняется и во многих сплавах, содержащих алюминий в виде легирующих элементов.

Содержание

Примеси, присутствующие в алюминии, понижают его пластичность, электро- и теплопроводность, снижают защитное действие пленки. В технически чистом алюминии в качестве примесей могут находиться, в основном, Fe и Si.

Железо очень мало растворимо в алюминии, и уже при тысячных долях процента при низких температурах появляется новая фаза FeAl₃. Эта фаза, как считают в последнее время, является одной из виновниц высокой устойчивости и наследственности литой структуры алюминия и его сплавов, когда дендритное строение можно наблюдать даже после очень больших степеней пластической деформации (50-90%) и последующего рекристаллизационного отжига. Железо уменьшает электропроводность и химическую стойкость

чистого алюминия.

Кремний в алюминии вместе с примесями железа образует эвтектику из твердого раствора на основе алюминия и кристаллов FeSiAl_5 , которая имеет форму китайских иероглифов. Для нейтрализации вредного влияния железа сплавы легируют марганцем, за счет чего в сплавах формируется соединение $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$, которое первично кристаллизуется из расплава в виде компактных ограненных кристаллов, что способствует повышению пластичности, если эти кристаллы достаточно мелкие. Хром также вводят в силумины для нейтрализации отрицательного влияния железа

Кремний является основным легирующим элементом, он придает высокую текучесть и низкую усадку, в результате у сплавов системы Al - Si хорошие литейные свойства и хорошая свариваемость.

При небольших содержаниях кремния, (до 0,4%) он находится в твердом растворе. Отжигом можно перевести в твердый раствор до 1,3% Si.

Кремний является менее вредной примесью в алюминии, чем железо, хотя также как и железо, уменьшает пластичность, электропроводность, коррозионную стойкость сплавов. В больших количествах кремний применяется в сплавах на основе алюминия, как легирующий элемент.

Алюминий и алюминиевые сплавы производят по ГОСТ 11069-74 - Алюминий первичный, ГОСТ 1583-93 - Сплавы алюминиевые литейные, ГОСТ 4784-74 - Алюминий и сплавы алюминиевые, деформируемые.

Литейные алюминиевые сплавы по ГОСТ 1583-93 маркируют буквами и цифрами с указанием среднего химического состава по основным легирующим элементам. В действующем ГОСТе указана и старая система маркировки – условное обозначение марок, содержащее буквы АЛ.

Все литейные алюминиевые сплавы, указанные в ГОСТ 1583-93, в зависимости от химического состава подразделяют на пять групп:

I группа – сплавы на основе системы Al-Si. В нее входят сплавы марок АК12, АК13, АК9, АК9с, АК9ч, АК9пч, АК8л, АК7, АК7ч, АК7пч, АК10Су.

II группа – сплавы на основе системы Al-Si-Cu. В нее входят сплавы марок АК5М, АК5Мч, АК5М2, АК5М7, АК6М2, АК8М, АК5М4, АК8М3, АК8М3ч, АК9М2, АК12М2, АК12ММгН, АК12М2МгН, АК21М2,5Н2,5.

III группа – сплавы на основе системы Al-Cu. В нее входят сплавы марок АМ5, АМ4,5Кл.

IV группа – сплавы на основе системы Al-Mg. В нее входят сплавы марок АМг4К1,5М, АМг5К, АМг5Мц, АМг6Л, АМг6Лч, АМг10, АМг10ч, АМг11, АМг7.

V группа – сплавы на основе системы алюминий – прочие компоненты. В нее входят сплавы марок АК7Ц9, АК9Ц6, АЦ4Мг.

Термическую обработку литейных алюминиевых сплавов проводят по режимам: Т1 - искусственное старение без предварительного нагрева под закалку, Т2 - отжиг, Т4 - закалка, Т5 - неполное искусственное старение, Т6 - полное искусственное старение, Т7 - стабилизирующее старение.

Искусственному старению преимущественно подвергают сплавы на основе системы Al-Si. Обработка по режиму Т1 возможна в тех случаях, когда при ускоренном охлаждении отливки по окончании ее затвердевания, например при литье тонкостенных деталей в кокиль, образуется пересыщенный твердый раствор. Такая обработка экономически эффективна, но упрочнение при старении невелико, так как из-за дендритной ликвации сердцевина дендритных ячеек имеет низкую концентрацию легирующих элементов. Обработке по режиму Т1 наиболее целесообразно подвергать детали, полученные литьем под давлением. Такие детали, как правило, нельзя закалывать из-за того, что при нагреве под закалку на их поверхности образуются вспучивания в результате расширения газа, захваченного при литье под давлением.

Отжиг отливок (режим Т2) проводят, в основном, для сплавов I группы. Этот вид термообработки применяют для уменьшения литейных напряжений. Температура такого отжига около 300°С, выдержка 2...4 ч.

Закалке без последующего искусственного старения (режим Т4)

подвергают сплавы на основе системы Al-Mg. Термическую обработку по режиму T4 применяют в тех случаях, когда необходима повышенная пластичность при прочности меньшей, чем после искусственного старения, или же повышенная стойкость против коррозии. Обработка по режиму T6 включает закалку и полное искусственное старение для достижения максимального упрочнения.

Обработка по режиму T5 состоит из закалки и неполного искусственного старения при температуре более низкой, чем при обработке по режиму T6. Цель такой обработки - обеспечить повышенную пластичность (по сравнению с обработкой T6). Термическая обработка по режимам T5 и T6 проводится в основном для сплавов системы Al-Si.

Режим T7 - это закалка и стабилизирующее старение (перестаривание), проводимое при температуре более высокой, чем по режиму T6 для стабилизации свойств и размеров деталей первых трех групп литейных алюминиевых сплавов. Время выдержки при нагреве под закалку разных сплавов колеблется от 2 до 16 ч. Отливки закачивают в холодной воде. Для уменьшения закалочных напряжений воду подогревают до 80...100°C.

Кремний является одним из основных легирующих элементов в литейных алюминиевых сплавах (силуминах). Силумины обычно содержат от 5 до 14% Si, т.е. на несколько процентов больше или меньше эвтектической концентрации. Эти сплавы обычно имеют грубую игольчатую эвтектику, состоящую из (α + Si)₃ и первичные кристаллы. Типичным силумином является сплав AL12 (AK12) с содержанием 10-13% Si. В литом состоянии он состоит в основном из эвтектики и некоторого количества избыточных кристаллов кремния. Механические свойства такого сплава очень низки: $\sigma_B = 120 - 160$ МПа при относительном удлинении $\delta < 1\%$ (таблица 1).

Однако эти сплавы обладают очень важными свойствами, которые с трудом удастся достичь в других более прочных сплавах: высокой жидкотекучестью, свариваемостью. Они имеют малую усадку при литье, в

связи с чем становится низкой их склонность к образованию усадочных трещин. Силумины, вследствие малого различия по растворимости кремния при высокой и низкой температуре, практически не упрочняются термической обработкой, поэтому важнейшим методом улучшения его механических свойств является модифицирование. Модифицирование осуществляется обработкой жидкого силумина небольшими количествами металлического натрия или солями натрия. При модифицировании происходит значительное измельчение частичек эвтектической смеси, что связывают со способностью натрия обволакивать образовавшиеся зародыши кремния и тормозить их рост.

Свойства сплавов системы алюминий-кремний. Влияние кремния.

Обычная примесь в алюминии - кремний. В сплавах на алюминиевой основе кремний наряду с медью, магнием, цинком, а также марганцем, никелем и хромом вводится в качестве основного компонента. Образующиеся при этом соединения CuAl_2 , Mg_2Si , CuMgAl_2 и др. являются эффективными упрочнителями алюминиевых сплавов.

Растворимость кремния в алюминиевом твердом растворе- (Al) - сильно зависит от температуры:

Температура, °C	577	552	527	477	427	377	327	277	227
% (по массе)	1,65	1,30	1,10	0,70	0,45	0,25	0,10	0,04	0,01

Быстрое охлаждение из жидкого состояния повышает растворимость кремния до 16 % и смещает эвтектическую точку до 17% Si.

Силумины обычно классифицируются по содержанию кремния относительно эвтектической концентрации:

- доэвтектические,
- эвтектические
- заэвтектические.

Доэвтектические силумины часто условно делят на малокремнистые (<6...7% Si) и высокремнистые (>7...8% Si). Увеличение содержания кремния до эвтектической концентрации приводит к снижению температуры ликвидуса и соответственно, к уменьшению интервала кристаллизации, что благоприятно сказывается на литейных свойствах

Давление порядка 3 ГН/м² смещает эвтектическую точку до концентрации выше 25% Si, повышает эвтектическую температуру до 1027°C и увеличивает предельную растворимость кремния до 7%. Структура сплавов вблизи эвтектического состава зависит в большей степени от скорости охлаждения, чем от содержания кремния: быстрое охлаждение способствует

образованию первичного кремния, медленно увеличивает количество эвтектики.

Из-за различия в величинах коэффициентов линейного расширения в двухфазных сплавах возникают термические напряжения, которые могут превышать предел текучести и приводить к разрушениям вследствие термической усталости.

Изменение объема при кристаллизации по мере увеличения содержания кремния снижается линейно и прекращается при 25% Si.

Вязкость при постоянной температуре растет, достигая максимума в сплаве, отвечающем предельной растворимости Si (1,65%), а затем снижается (даже для составов за эвтектической точкой), несмотря на рост температуры ликвидуса.

Твердость по Виккерсу растет почти линейно, достигая 500-700 МН/м² при 15% Si и 1000 МН/м² при 60% Si.

Механические свойства бинарных сплавов в меньшей степени зависят от состава, чем от распределения и формы кристаллов кремния.

Небольшие, округлые, равномерно распределенные частицы (эвтектические или избыточные) приводят к высокой пластичности и относительно высокой прочности; граненные игольчатые кристаллы несколько повышают прочность, но существенно снижают пластичность, сопротивление удару и усталости. Разрушение возникает около частиц кремния, после чего деформируется матрица. Можно повысить прочность на 60-70% с помощью электроннолучевой плавки и быстрой последующей кристаллизации. Закалка мало влияет на свойства: наблюдается некоторый прирост прочности, но меньший, чем в результате холодной деформации.

Сплавы Al-Si очень быстро разупрочняются с увеличением температуры. Удлинение достигает максимума примерно при температуре солидуса и потом быстро снижается. Увеличение модуля упругости носит линейный характер, при 30% Si он равен 90 ГН/м². Не наблюдается различия в модуле упругости модифицированных и не модифицированных сплавов. Скорость ультразвука немного увеличивается, а демпфирующая способность (Способность материала поглотить вибрацию (циклические нагрузки) за счет внутреннего трения, преобразовывая механическую энергию в тепло.) уменьшается по мере роста содержания кремния.

Увеличение сопротивления ползучести с увеличением концентрации кремния незначительное; вместе с тем, важное значение имеет исходная структура и чистота сплавов. Энергия активации ползучести в интервале 227-327°C составляет 1,55 эВ. Сопротивление усталости низкое, особенно при наличии первичных кристаллов кремния или если он находится в немодифицированной форме.

В сплавах с 1% Si и менее наибольшее сопротивление усталости соответствует закаленному состоянию; искусственное старение увеличивает предел прочности, но уменьшает усталостную прочность.

Механические свойства сплавов Al-Si в зависимости от содержания кремния

Электродный потенциал кремния составляет - 0,26 В, а у сплава с 1% Si (входящего в твердый раствор) - 0,81 В при потенциале алюминия - 0,85 В.

Большое различие в потенциалах этих двух фаз должно приводить к быстрой коррозии. Однако кремний инертен в большинстве коррозионных сред, поэтому сопротивление коррозии сплавов с кремнием одинаковое или лучшее, чем у алюминия.

Кремний практически не оказывает модифицирующего действия при кристаллизации алюминия, но заметно влияет на горячеломкость при литье и сварке. Горячеломкость достигает максимума при концентрации, отвечающей пределу растворимости в твердом

состоянии в области максимального интервала между солидусом и ликвидусом. Далее она снижается до минимума при эвтектическом составе.

Кремний снижает пластичность алюминия. Выше 427°C сплавы сверхпластичны. Это явление, вероятно, связано со сфероидизацией и коагуляцией кремния, которые наблюдаются при повышенных температурах

При старении из-за большего несоответствия между выделениями и матрицей очень рано теряется когерентность и упрочняющий эффект невелик.

Высокие температуры закалки и скорости охлаждения приводят к определенному ускорению ранних стадий старения и измельчению выделений; но сплавы, закаленные из жидкого состояния, старятся замедленно. Нерастворенные частицы кремния влияют незначительно или не влияют совсем на процесс старения.

Зоны ГП (зоны Гинье - Престона : Зоны Гинье — Престона — это еще не фазовые выделения. Они имеют кристаллическую решетку матрицы, слегка искаженную за счет увеличения концентрации атомов с иным, чем у алюминия, радиусом. Между решетками зон и матрицы сохраняется когерентная связь.

Из-за диффузии легирующих элементов в зоны Гинье — Престона прилегающие к ним участки раствора обеднены кремнием и магнием. Во время естественного и искусственного старения при не очень высокой температуре происходит постепенное упорядочение структуры игольчатых зон Гинье — Престона.), образовавшиеся на кластерах из избыточных вакансий, мало растут по достижении диаметра 1,5-2,0 нм; после этого они заменяются пластинчатыми выделениями в плоскостях матрицы, или округлыми беспорядочно ориентированными выделениями. Дислокации, которые на ранних стадиях проходят через когерентные зоны, теперь огибают их. Параметр решетки непрерывно растет по мере старения, причем тем быстрее, чем выше температура; при повышенных температурах возможно превышение равновесной величины, после чего решетка сжимается до значения, отвечающего равновесному состоянию.

Внутреннее трение достигает максимума в процессе распада твердого раствора.

Коррозионная стойкость самая высокая в свежезакаленном состоянии и самая плохая в состоянии наивысшей твердости, что соответствует структуре с максимальной дисперсностью выделений. Энергия активации, отвечающая указанному изменению свойств, составляет 1,2-1,3 эВ и очень близка к величине энергии активации диффузии, равной 1,3 эВ. Влияние содержания кремния, скорости охлаждения при закалке, холодной деформации на процесс старения обычное: чем выше содержание кремния, выше скорость закалки и больше искажение решетки в результате деформации, тем быстрее протекает процесс старения.

Коррозионная стойкость - второй по важности после механических свойств параметр эксплуатационной надежности конструкционных силуминов.

В целом их уровень коррозионной стойкости можно назвать средним: они могут эксплуатироваться в промышленной атмосфере без защиты, либо с защитной поверхности отливок, которая обычно осуществляется окраской. Силумины не склонны к коррозии под напряжением, а скорость их коррозии на воздухе и в воде существенно зависит от состава. Окисление образцов сплавов околоэвтектического (10%Si) и заэвтектического (12,6% Si) составов протекает более интенсивно.

Таким образом, если проанализировать особенности окисления силуминов доэвтектического и эвтектического составов при одинаковой (973 К) температуре, то можно отметить, что с увеличением содержания кремния в алюминии вплоть до эвтектического состава наблюдается рост истинной скорости окисления.

Все это свидетельствует о значительном ухудшении структуры защитной оксидной пленки при легировании алюминия кремнием.

Кроме того, при окислении немаловажную роль играет строение самой эвтектики, образующей в жидком состоянии кластеры, природа которых в до эвтектических сплавах несколько отличается от заэвтектических.

Начальный этап окисления заэвтектических силуминов, содержащих 16 и 25 мас.% Si значительно растянут, особенно при более низких температурах.

Процесс формирования оксидных пленок начинается через 20-25 мин., заканчивается через 40+50 мин. и сопровождается сложными процессами, протекающими на поверхности расплава при образовании оксидных пленок. При более высоких температурах, оксидные пленки формируются быстрее и с минимальным количеством кислородных вакансий.

Силумины как эвтектического состава, так и с пониженным содержанием кремния характеризуются вполне удовлетворительной коррозионной стойкостью, преимущественно, уступая литейным сплавам типа магналий. На коррозионную стойкость сплавов типа силумина не оказывает заметное влияние содержание основного регулирующего элемента - кремния и количество эвтектики в структуре сплавов. Значительно большую зависимость несет коррозионная стойкость сплавов от строения эвтектики в этих сплавах.

Так, потери массы сплава марки АК 12 подвергнутого модифицированию, в два раза меньше потерь немодифицированного сплава, имеющего в структуре грубую эвтектическую составляющую.

Виде отступления. Справка.

Под группой алюминиевых сплавов, называемых силуминами, подразумевают сплавы с большим содержанием кремния.

Содержание примесей в них таково, что в литом сплаве образуется эвтектика. Образование эвтектики, как правило, ведет к повышению жидкотекучести, повышает плотность отливки, увеличивает сопротивление сплава усадочным напряжениям, т. е. улучшает литейные свойства. Эти свойства тем лучше, чем больше в сплаве эвтектики, и чисто эвтектические сплавы обладают наилучшими литейными свойствами.

Однако у большинства систем (Al-Si, Al-Mg и др.) механические свойства сплавов с эвтектической концентрацией совершенно неудовлетворительны, и о применении таких сплавов не может быть и речи. Исключение составляет система Al-Si. Эвтектика в этой системе образуется при сравнительно малом содержании кремния, и механические свойства эвтектических сплавов (в особенности после модифицирования) оказываются достаточно высокими. Такое сочетание высоких литейных и механических свойств обеспечило силумину широкое применение.

Двойные алюминий-кремниевые сплавы, несмотря на их превосходные технологические (литейные) свойства, не могут во всех случаях удовлетворить требованиям, предъявляемым к литейным сплавам в отношении механических свойств. Алюминий-кремниевые сплавы с 10-13% Si - АК12 (старая марка сплава АЛ2) применяются для отливок сложной формы, от которых не требуются высокие механические свойства. При более высоких требованиях к прочностным свойствам применяют специальные силумины - доэвтектические силумины с 4-10% Si с добавками меди, магния и марганца (сплавы марок. АЛ3, АЛ4, АЛ5, АЛ6, АЛ9). Механические свойства специальных силуминов в результате термической обработки находятся в пределах $\sigma = 20-25 \text{ кг/мм}^2$,

Бочвар А. А., Metalловедение, Metalлургиздат, 1945.

* Эвтектика (от греческого *eutectos* - легко плавящийся) тонкая смесь твёрдых веществ, одновременно начинающих кристаллизоваться из расплавов при температуре менее $t_{пл}$ отдельных компонентов или любых других их смесей/

Кроме того, в процессе модифицирования отмечено некоторое переохлаждение, соответствующее протеканию эвтектического превращения, а эвтектическая концентрация сдвигается вправо. Таким образом, заэвтектические сплавы, лежащие несколько правее эвтектической точки, после модифицирования оказываются доэвтектическими. Структура сплава после модифицирования оказывается состоящей из избыточных кристаллов α -твёрдого раствора и очень дисперсной, практически точечной эвтектики.

Таблица 1 - Механические свойства силуминов

Марка сплава	Способ литья	Вид обработки	термической σ_B , МПа	δ , %	HB
			не менее		
AK12(АЛ2)	ЗМ, ВМ, КМ К Д ЗМ, ВМ, КМ К Д	-	147	4,0	50,0
		-	157	2,0	50,0
		-	157	1,0	50,0
		T2	137	4,0	50,0
		T2	147	3,0	50,0
		T2	147	2,0	50,0
AK13(АК13)	Д	-	176	1,5	60,0
AK9ч(АЛ4)	З, В, К, Д К, Д, ПД КМ, ЗМ ЗМ, ВМ К, КМ З	-	147	2,0	50,0
		-	147	2,0	50,0
		T1	196	1,5	60,0
		T6	225	3,0	70,0
		T6	235	3,0	70,0
		T6	225	2,0	70,0
AK5M(АЛ5)	З, В, К	T1	157	0,5	65,0

	З, В К З, В З, В, К К	T5 T5 T6 T7 T6	196 216 225 176 235	0,5 0,5 0,5 1,0 1,0	70,0 70,0 70,0 65,0 70,0
AK8M3ч (БАЛ8)	К, ПД К, ПД Д Д Д З В З К	T4 T5 - T5 T2 T5 T5 T5 T7 T7	343 392 294 343 215 345 345 345 270 295	5,0 4,0 2,0 2,0 1,5 1,0 2,0 1,0 1,0 2,5	90,0 110 75,0 90,0 60,0 90,0 90,0 80,0 85,0
AK12M2MгH (АЛ30)	К К	T1 T6	196 216	0,5 0,7	90,0 100,0

Механические свойства после модифицирования АЛ2 (АК12) составляют:

$\sigma_{\text{в}} = 170 - 220 \text{ МПа}$, при $\delta = 3 - 12\%$.

Обладая высокими литейными свойствами, силумины являются основным исходным материалом для создания технологичных и, в то же время, высокопрочных литейных алюминиевых сплавов, которые могут подвергаться упрочняющей термической обработке. При создании таких сплавов используют дополнительное легирование силуминов с целью образования в структуре силумина новых фаз, способных приводить к упрочнению при термической обработке. В качестве таких элементов применяют Mg, Cu и Mn. На основе такого легирования в настоящее время созданы и используются литейные алюминиевые сплавы: АЛ4 (9% Si, 0,25% Mg и около 0,4% Mn) и АЛ5 (5% Si, 1,2 Cu и 0,5% Mg).

Прочность этих сплавов после закалки и старения оказывается выше 200-230 МПа при удлинении $\delta \geq 2-3\%$. Эффект упрочнения сплавов при закалке и старении объясняется образованием при старении зон Гинье-Престона и промежуточных фаз сложного состава, отличающихся по составу и кристаллической решетке от равновесной, например Mg_2Si , и когерентных с

твердым раствором своими кристаллическими решетками.

К литейным сплавам относятся также медистые сплавы АЛ-19 и ВАЛ10 содержащие 4-5% Cu и 9-11% Cu (таблица 2).

Эти сплавы в связи с более высокой температурой солидуса по сравнению с силуминами, являются более жаропрочными сплавами.

Литейными высокопрочными алюминиевыми сплавами являются сплавы системы Al-Mg (АЛ-23, АЛ-27). Эти сплавы содержат 6-13% Mg. Прочность этих сплавов в закаленном и состаренном состоянии может достигать значений 300-450 МПа при $\delta = 10-25\%$.

К преимуществам этих сплавов относятся: высокая коррозионная стойкость в атмосферных условиях и при действии морской воды.

Таблица 2 - Механические свойства некоторых литейных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Способ литья	Вид термической обработки	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа
			не менее		
АМ5 (АЛ19)	З, В, К З, В, К З	T4 T5 T7	294 333 314	8,0 4,0 2,0	70,0 90,0 80,0
АМ4,5Кд (ВАЛ10)	З, В К З, В К З, В К З	T4 T4 T5 T5 T6 T6 T7	294 314 392 431 421 490 323	10,0 12,0 7,0 8,0 4,0 4,0 5,0	70,0 80,0 90,0 100,0 110,0 120,0 90,0
АМг6л (АЛ23)	З, В К, Д З, К, В	- - T4	186 216 225	4,0 6,0 6,0	60,0 60,0 60,0
АМг7 (АЛ29)	Д	-	206	3,0	60,0
АМг10 (АЛ27)	З, К, Д	T4	314	12,0	75,0

АК7Ц9 (АЛ11)	З, В К Д З, В, К	- - - Т2	196 206 176 216	2,0 1,0 1,0 2,0	80,0 80,0 60,0 80,0
АК9Ц6 (АК9Ц6р)	З К, Д	- -	147 167	0,8 0,8	70,0 80,0
АЦ4Мг (АЛ24)	З, В З, В	- Т5	216 265	2,0 2,0	60,0 70,0

Однако эти сплавы имеют следующие недостатки: повышенная склонность к окислению в жидком состоянии; повышенная чувствительность к примесям Fe, в результате образования нерастворимых соединений Al, Mg с Fe происходит значительное снижение пластичности; повышенная склонность сплавов к хрупкому разрушению при длительном действии внутренних или внешних напряжений на твердый раствор сплава; большая склонность к резкому снижению прочностных характеристик при совместном действии нагрузок и температуры; большая склонность к понижению механических свойств по мере увеличения сечения стенок деталей.

Деформируемые алюминиевые сплавы (ГОСТ 4784-74) подразделяются на термически не упрочняемые и термически упрочняемые.

В зависимости от назначения и требований в отношении механических, коррозионных, технологических, физических и других свойств деформируемые сплавы разделяют на сплавы высокой, средней и малой прочности, жаропрочные, криогенные, ковочные, заклепочные, свариваемые, со специальными физическими свойствами, декоративные.

Все применяемые в промышленности сплавы можно также разделить по системам, в которых основные легирующие элементы будут определять типичные для данной системы физические и химические свойства.

Среди термически упрочняемых деформируемых сплавов необходимо выделить следующие основные группы:

- а) Двойные сплавы Al-Cu.
- б) Дуралюмины (на основе Al-Cu-Mg-Mn).
- в) Жаропрочные сплавы (на основе Al-Cu-Mg-Ni).
- г) Высокопрочные сплавы (типа В95 на основе Al-Zn-Mg-Cu-Mn).

К термически не упрочняемым относятся сплавы Al-Mg (с небольшим соединением магнием (до 5-6%) (АМг-3, АМг6, АМг5В и т.д.) и марганца (АМц).

Эти сплавы с точки зрения металлографии не представляют большого интереса. Их структура после пластической деформации и последующего отжига при температуре $\approx 320-370$ °С для снятия напряжений имеют структуру однофазного (в некоторых случаях несколько пересыщенного) твердого раствора, не выделяющего вторичной фазы. Эти сплавы обладают высокой пластичностью, коррозионной стойкостью и пониженной прочностью. Используется для изготовления деталей глубокой вытяжкой.

В сплаве АМц основным легирующим элементом является марганец. Марганец имеет довольно высокую растворимость в алюминии при эвтектической температуре 658 °С (которая составляет 1,4%Mn), которая резко уменьшается в интервале 550-450 °С. Несмотря на переменную растворимость марганца в алюминии, сплавы термообработкой не упрочняются. Нагревом до 640-650 °С и быстрым охлаждением можно получить пересыщенный твердый раствор марганца в алюминии, который распадается при последующих нагревах. Однако даже начальные стадии распада твердого раствора не сопровождаются заметным повышением прочности. Марганец сильно повышает температуру рекристаллизации алюминия, поэтому сплавы отжигают при более высоких температурах, чем алюминий. Марганец имеет малую скорость диффузии в алюминии, что приводит к образованию аномально пересыщенных твердых растворов и сильно выраженной внутридендритной ликвации. Марганец, из-за малой скорости диффузии, приводит к получению

крупного рекристаллизованного зерна, размер которого можно уменьшить дополнительным легированием титаном.

Сплавы системы Al-Mn не являются двойными, примеси железа и кремния, неизбежные в алюминии, делают его многокомпонентным. Эти примеси сильно уменьшают растворимость марганца в алюминии. Железо связывается с марганцем с образованием грубых первичных кристаллов тройной фазы $Al_6(MnFe)$, которые резко ухудшают литейные и механические свойства сплавов, затрудняют их обработку давлением. При наличии кремния в сплавах образуется тройная фаза $T(Al_{10}Mn_2Si)$, кристаллизующаяся в виде мелких кристаллов кубической формы.

С увеличением содержания железа и кремния повышается пластичность (таблица 3), и уменьшается размер зерна.

Таблица 3 - Типичные механические свойства термически неупрочняемых сплавов

Марка сплава	Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ, МПа
АМц	отожженное	130	50	23	300
	полунагартованное	160	130	10	400
АМг2М	отжиг	200	100	23	450
АМг2П	неполный отжиг	250	200	10	600
АМг6М	отжиг	340	170	20	700
АМг6Н	нагартованное	390	300	10	-

Полуфабрикаты из сплавов системы Al-Mg (АМг1, АМг2, АМг3, АМг4, АМг5, АМг6) имеют относительно небольшие прочностные характеристики, но высокую пластичность, а также отличаются высокой коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью аргонодуговым способом.

Основные компоненты сплавов этой системы – магний и марганец. В виде небольших добавок используют титан, цирконий, хром, кремний, бериллий. Растворимость магния в алюминии довольно высока и составляет 17,4%Mg при 450°C и около 1,4%Mg при комнатной температуре. Увеличение содержания магния приводит к повышению предела прочности и текучести. Относительное удлинение снижается с увеличением содержания магния до 4%, а затем медленно повышается. Присутствие магния до 4,5% сохраняет высокую коррозионную стойкость сплавов после любых нагревов.

Присадки марганца и хрома повышают прочностные характеристики основного материала и сварных соединений, а также увеличивается сопротивляемость материала к образованию горячих трещин при сварке и коррозионному разрушению под напряжением. Титан и цирконий измельчают

литую структуру сплава, способствуя образованию более плотного сварного шва. Бериллий предохраняет сплавы от окисления их в процессе плавки, литья, сварки, а также при технологических нагревах под прокатку, штамповку, прессование и др.

Кремний в количествах от 0,2 до 2% снижает механические свойства, в особенности относительное удлинение, а также уменьшает коррозионную стойкость сплава. Кремний снижает пластичность при прокатке. Примеси железа и кремния отрицательно действуют на свойства сплавов, поэтому желательно, чтобы их содержание не превышало 0,5-0,6%.

Двойные сплавы Al-Cu в практике не нашли широкого применения по причине сравнительно низкой прочности. Однако рассмотрение этих сплавов является необходимым, поскольку на них впервые были обнаружены эффекты упрочнения при старении после закалки.

После отжига структура большинства промышленных сплавов представляет собой сравнительно равноосные зерна α -твердого раствора с выделением избыточных фаз по границам зерен. Природа этих избыточных фаз зависит от химического состава сплавов. В двойных Al-Cu – сплавах избыточной фазой является Θ -фаза (соединение CuAl_2). В сплавах системы Al-Mg-Si, избыточной фазой является Mg_2Si .

Высокую прочность и пластичность термически упрочняемые алюминиевые сплавы приобретают в результате закалки и последующего естественного или искусственного старения. Прочность сплавов после закалки и старения увеличивается по мере усложнения состава упрочняющей фазы. Выделение только Θ фазы в сплавах Al-Cu приводит к сравнительно небольшому упрочнению. В результате закалки и старения в двойных Al-Cu сплавах удается получить $\sigma_{\text{в}} \approx 300\text{-}350$ МПа. В дуралюмине Д1, где наряду с Θ фазой, упрочняющей является и S фаза, предел прочности повышается до 420-440 МПа.

В дуралюмине Д16, где основной упрочняющей фазой является S фаза, а

роль Θ -фазы невелика, упрочнение достигает значений $\sigma_B > 450$ МПа. Выделение упрочняющей Т-фазы в высокопрочных алюминиевых сплавах типа В95 приводит к повышению σ_B до 600 МПа при $\delta > 12\%$.

Сплавы системы Al-Cu-Mg (дуралюмины) относятся к группе термически упрочняемых деформируемых сплавов. Они отличаются высокой прочностью в сочетании с высокой пластичностью, имеют повышенную жаропрочность, поэтому они применяются для работы при повышенных температурах. Дуралюмины склонны к образованию кристаллизационных трещин и поэтому относятся к категории несваривающихся плавлением сплавов, а также имеют пониженную коррозионную стойкость.

Классическим дуралюмином является сплав Д1. Сплав Д16 считается дуралюмином повышенной прочности. Сплавы Д19, ВАД1 и ВД17 являются дуралюминами повышенной жаропрочности, а Д18, В65 с пониженным содержанием легирующих компонентов являются сплавами повышенной пластичности (таблица 4).

В сплавах типа дуралюмин, (на основе системы Al-Cu-Mg) избыточными фазами являются Θ -фаза (CuAl_2) и S-фаза (Al_2CuMg). В данной системе возможно выделение Т-фазы (CuMg_4Al_6), однако содержание меди и магния в промышленных сплавах Al таково, что Т-фаза не выделяется.

Помимо меди и магния, в дуралюминах всегда содержится марганец и небольшое количество примесей. Марганец находится в дуралюминах в виде дисперсных частиц фазы Т ($\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$), которые положительно влияют на их свойства: повышается температура рекристаллизации, измельчается структура холоднодеформированного материала, повышаются прочностные свойства при комнатной температуре, а также значительно увеличивается жаропрочность.

Кремний (до 0,05%) в сплавах с содержанием магния до 1%, повышает прочностные характеристики при искусственном старении; при более высоком содержании магния (1,5%) прочность понижается. Кроме того, кремний

увеличивает склонность к трещинообразованию при литье и сварке. Железо понижает пластичность и способствует растрескиванию полуфабрикатов при деформации. Небольшое количество железа (0,2-0,25%) в присутствии кремния не оказывает отрицательного влияния на механические свойства сплавов, значительно уменьшает склонность к трещинообразованию при литье и сварке.

Таблица 4 - Типичные механические свойства термически упрочняемых сплавов после закалки и старения

Сплав	Полуфабрикаты	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ ,%
Д1	Листы	400	240	20
	Прессованные прутки и профили	480	320	14
Д16	Листы, плиты	440	330	18
	Прессованные прутки и профили	530	400	11
Д19	Листы	425	310	18
АК4-1	Профиль прессованный	420	350	12
После естественного старения				
АВ	Листы	240	160	20
	<u>Прессованные профили</u> Прессованные профили	260	200	15
АД31		170	90	22
АД33		250	180	14
АД35		270	200	12
После искусственного старения				
АВ	Листы	330	250	14
	<u>Прессованные профили</u>	380	300	12

	Прессованные профили			
АД31		240	190	12
АД33		340	280	11
АД35		360	290	11
АК6	Долевое направление испытаний	400	290	12
	Поперечное	370	280	10
	Высотное	360	250	8
АК8	Долевое направление испытаний	480	380	9
	Поперечное	410	300	7
	Высотное	380	280	4
В95	Листы, плиты	540	470	10
	Прессованные профили	600	560	8
В96Ц	Штамповки, трубы	670	640	7
В93	Штамповки	500	470	8

Никель уменьшает пластичность и прочность, улучшает твердость и прочность при повышенных температурах и понижает коэффициент линейного расширения.

Цинк для дуралюминов является вредной примесью, так как увеличивает склонность к трещинообразованию при литье и сварке. Бериллий в количестве порядка 0,005% предохраняет сплавы от окисления при литье и сварке. Литий сильно повышает скорость окисления расплавленного алюминия, увеличивает

прочность при повышенных температурах, понижает плотность и увеличивает модуль упругости. Титан применяется для измельчения зерна литого металла, а также значительно уменьшает склонность к трещинообразованию. Небольшое количество бора (0,005-0,01%) измельчает зерно алюминия и его сплавов. Эффект модифицирования увеличивается в присутствии небольших количеств титана.

Сплавы системы Al-Cu-Mg с добавками железа и никеля (АК2, АК4, АК4-1) по назначению относятся к группе жаропрочных материалов. По своему химическому и фазовому составу они весьма близки к сплавам типа дуралюмин. Основными упрочняющими фазами при термической обработке этих сплавов, также как и у дуралюминов, служат фазы S и θ . Отличие заключается в том, что вместо марганца в качестве легирующих элементов в значительных количествах содержится железо, никель и кремний. Сплавы менее легированы по меди.

При добавке железа к сплаву 2%Al; 1,6%Mg прочностные свойства резко снижаются, железо образует с медью нерастворимое интерметаллическое соединение Cu_2FeAl_7 , снижающее концентрацию меди в твердом растворе, тем самым уменьшая эффект упрочнения. Аналогичным образом влияют добавки никеля, который образует практически нерастворимую тройную с медью фазу $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$. Однако при одновременном введении железа (до 2,5%) и никеля (1,6%) наблюдается резкое повышение прочностных свойств в закаленном и состаренном состоянии, при этом максимальные значения достигаются при содержании железа 1,6%. При других концентрациях железа и никеля максимальные значения прочностных свойств, обнаруживаются при соотношении железа и никеля, равном примерно 1:1. Железо и никель образуют тройное соединение FeNiAl_9 , которое уменьшает возможность образования нерастворимых соединений AlCuFe и AlCuNi , что увеличивает концентрацию меди в твердом растворе. С увеличением содержания фазы FeNiAl_9 в сплаве повышается эффект термической обработки. Фаза FeNiAl_9 улучшает обычные

характеристики механических свойств и жаропрочность сплава.

Сплавы системы Al-Mg-Si (АД31, АД33, АД35, АВ) относятся к группе материалов обладающих повышенной пластичностью. Эти сплавы широко применяют в качестве конструкционных и декоративных материалов, которые, наряду с хорошей пластичностью, обладают комплексом ценных свойств, включая высокую коррозионную стойкость, технологичность, способность подвергаться цветному анодированию и эмалированию.

Эти сплавы легированы в меньшей степени, чем дуралюмины; суммарное содержание легирующих элементов в этих сплавах колеблется в пределах от 1 до 2%. Упрочняющей фазой во всех сплавах является Mg_2Si , поэтому степень упрочнения при старении находится в прямой зависимости от количества этой фазы. С увеличением содержания кремния до 1,6%, при постоянном содержании магния, предел прочности растет, а затем практически не изменяется или несколько снижается к 2%Si.

С увеличением концентрации магния, при постоянном содержании кремния, предел прочности растет и достигает максимума при 1,2-1,4%, а затем снижается к 2%Mg. Повышение содержания магния и кремния приводит к измельчению структуры. С повышением содержания кремния улучшаются литейные свойства и свариваемость сплавов. Коррозионная стойкость снижается с ростом содержания фазы Mg_2Si и Si.

Сплавы системы Al-Mg-Si-Cu (АК6, АК6-1, АК8) являются авиалами повышенной прочности и относятся к группе ковочных материалов. Они отличаются от обычных авиалей повышенным содержанием меди. Упрочняющими фазами являются фазы $W(AlCu_4Mg_5Si_4)$, $CuAl_2$, Mg_2Si . Увеличение содержания меди монотонно повышает предел прочности при комнатной и повышенных температурах, пластичность достигает максимума при концентрации меди 2,2% (см. таблицу 5).

Сплавы системы Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Cu (В95, В96, В96ц, В93) относятся к группе высокопрочных сплавов. Характерным для данного класса

сплавов является образование сложной по составу Т-фазы. Выделение ее по границам зерен приводит к снижению их механических свойств (к охрупчиванию сплавов).

Характерная особенность сплавов – высокий предел текучести, близкий по своему значению к пределу прочности материала, и пониженная пластичность (см. таблицу 4). Сплавы отличаются чувствительностью к надрезам и перекосам, характеризуются пониженной выносливостью при повторно-статических нагружениях, а также чувствительны к коррозионному растрескиванию под напряжением. Уменьшение содержания примесей железа и кремния способствует повышению пластичности, ударной вязкости, статической выносливости, а также резко снижает чувствительность к надрезу образцов при перекосах. По мере увеличения содержания магния, цинка и меди в сплавах, предел прочности сплавов Al-Zn-Mg в отожженном состоянии непрерывно повышается. Хром, в этих сплавах, эффективно повышает стойкость сплавов против коррозии под напряжением. Цирконий при кристаллизации образует с алюминием пересыщенный твердый раствор, который распадается, при последующей обработке слитка, с выделением дисперсных интерметаллидов. Цирконий более интенсивно, чем другие переходные металлы, повышает температуру рекристаллизации, приводит к сохранению нерекристаллизованной структуры в горячедеформированных изделиях после термообработки и тем самым обуславливает значительное структурное упрочнение. Добавки циркония препятствуют образованию крупнозернистых структур.

* Кремний

Кремний — элемент главной подгруппы четвертой группы третьего периода периодической системы химических элементов Д. И. Менделеева, с атомным номером 14. Обозначается символом Si (лат. Silicium).

Кристаллическая решетка кремния кубическая гранецентрированная типа алмаза, параметр $a = 0,357$ нм (при высоких давлениях получены и другие полиморфные модификации кремния), но из-за большей длины связи между атомами Si—Si по сравнению с длиной связи C—C твердость кремния значительно меньше, чем алмаза. Кремний хрупок, только при нагревании выше 800 °С он становится пластичным веществом.

Библиографический Список

1. Рыжиков, А.А. Технологические основы литейного производства / А.А. Рыжиков. – М.: Машгиз, 1962. – 524 с.
2. Емельянова, А.П. Технология литейной формы: Учеб. для техникумов цветной металлургии / А.П. Емельянова. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.: ил.
3. Берг, П.П. Качество литейной формы / П.П. Берг. – М.: Машиностроение, 1961. – 280 с.
4. Степанов, А.Ю. Технология литейного производства / А.Ю. Степанов, В.Н. Семёнов. – М.: Машиностроение, 1963. – 407 с.
5. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н.Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение (Ленингр. отд.), 1978. – 758 с.
6. Берг, П.П. Формовочные материалы / П.П. Берг. – М.: Машиностроение, 1963. – 407 с.
7. Балабин, В.В. Модельное производство / В.В. Балабин. – М.: Машиностроение, 1970. – 301 с.
8. Нижичевский, А.С. Литейные металлические модели / А.С. Нижичевский. – М.: Машиностроение, 1973. – 348 с.
9. Степанов, А.Ю. Технология литейного производства / А.Ю. Степанов, Г.Н. Баладин, В.А. Рыбкин. – М.: Машиностроение, 1983. – 285 с.
10. Курдюмов, А.В. Лабораторные работы по технологии литейного производства / А.В. Курдюмов. – М.: Машиностроение, 1990. – 271 с.
11. Дубицкий, Г.М. Литниковые системы / Г.М. Дубицкий. – Свердловск: Машгиз, 1962. – 255 с.
12. Василевский, П.Ф. Технология стального литья / П.Ф. Василевский. – М.: Машиностроение, 1974. – 406 с.
13. Коротков, А.Н. Литьё в оболочковые формы / А.Н. Коротков, А.М. Полевая. – М.: Машгиз, 1963. – 406 с.
14. Литейное производство / Под ред. И.Б. Куманина. – М.: Машиностроение, 1971. – 318 с.
15. Борсук, П.А. Жидкие самотвердеющие смеси / П.А. Борсук, А.М. Лясс. – М.: Машиностроение, 1979. – 254 с.
16. Медведев, Я.И. Технологические испытания формовочных материалов / Я.И. Медведев, И.В. Василевский. – М.: Машиностроение, 1974. – 308 с.
17. Чечулин, В.А. Усадка металлов и сплавов / В.А. Чечулин. – Свердловск, УПИ, 1983. – 48 с.
18. Кауфман, А.С. Расчёт прибылей для отливок / А.С. Кауфман, В.А. Чечулин. – Свердловск, УПИ, 1981. – 23 с.
19. Чуркин, Б.С. Конструирование и расчёт литниковых систем / Б.С. Чуркин. – Свердловск: УПИ, 1985. – 53 с.
20. Чуркин, Б.С. Технологические расчёты заполнения форм / Б.С. Чуркин. – Свердловск, УПИ, 1984. – 33 с.
21. Минаев, А.А. Вакуумная формовка / А.А. Минаев, Е.Б. Ноткин, В.А. Сазонов. – М.: Машиностроение, 1984. – 216 с.
22. Жуковский, С.С. Холоднотвердеющие смеси / С.С. Жуковский, А.М. Лясс. – М.: Машиностроение, 1976. – 225 с.
23. Зотов, Б.Н. Художественное литье: Учебн. пособие для учащихся средних

профессионально-технических училищ. / Б.Н. Зотов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1982. – 288 с.: ил.

24. Жебин, М.И. Изготовление форм и приготовление литейных сплавов: Учеб. для средних проф.-техн. училищ / М.И. Жебин, М.Н. Сосненко. – М.: Высш. школа, 1982. – 304 с.: ил.

25. Липницкий, А.М. Справочник рабочего-литейщика / А.М. Липницкий, И.В. Морозов. – Л.: Машиностроение (Ленингр. отд.), 1976. – 344 с.: ил.

26. Фишель, Б.Т. Разработка чертежей отливок / Б.Т. Фишель. – Москва–Свердловск: Машгиз, 1963.— 72 с., ил.

27. Бауман, Б.В. Технологические основы литейного производства. Формовочные материалы: Учеб. пособие для практических занятий, дипломного и курсового проектирования студентам специальности 11.04

/ Б.В. Бауман, П.А. Борсук, Л.Я. Козлов. – М.: Изд-во МГИСиС, 1996. – 97 с.

28. Косников, Г.А. Литейное производство. Проектирование технологии получения отливок в разовых формах: Учеб. пособие / Г.А. Косников, Л.М. Морозова. – СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2000. – 51 с.