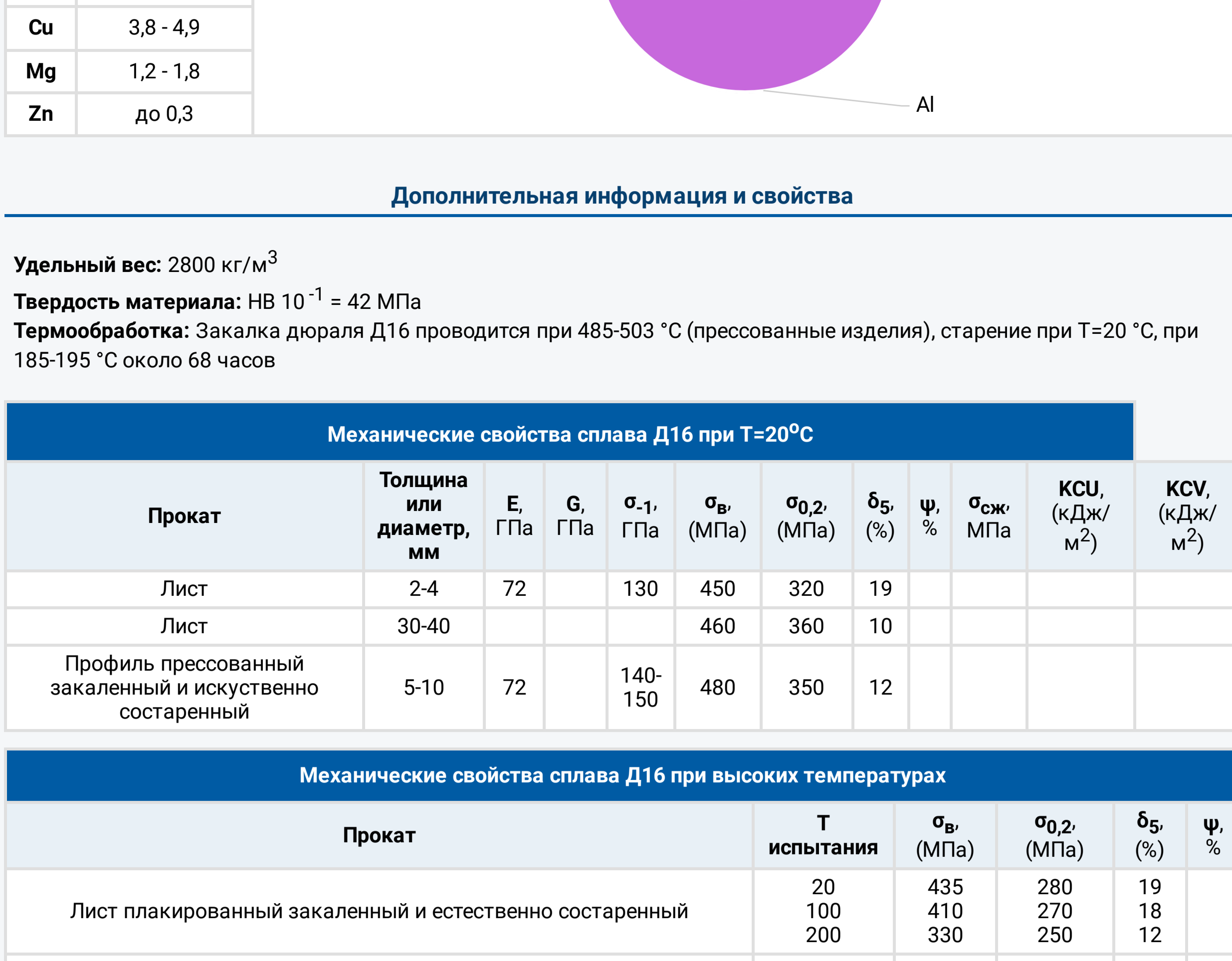


- Деформируемый сплав
- Алюминий для раскисления
- Алюминий литейный
- Алюминий первичный
- Алюминий технический
- Баббиты +
- Бронза +
- Вольфрам +
- Латунь +
- Магний +
- Медь +
- Никель +
- Олово +
- Свинец +
- Сталь для отливок (литейная сталь) +
- Сталь жаропрочная +
- Сталь инструментальная +
- Сталь конструкционная +
- Сталь нержавеющая (коррозионно-стойкая) +
- Сталь специального назначения +
- Сталь электротехническая +
- Стальной сплав прецизионный +
- Титан +
- Чугун +

Использование в промышленности: для силовых элементов конструкций самолетов, кузовов автомобилей, труб и т.д.; для деталей, работающих при температурах до 230 град.



Дополнительная информация и свойства

Удельный вес: 2800 кг/м³
Твердость материала: HB 10⁻¹ = 42 МПа
Термообработка: Закалка дюралю Д16 проводится при 485-503 °С (прессованные изделия), старение при Т=20 °С, при 185-195 °С около 68 часов

Механические свойства сплава Д16 при Т=20°С									
Прокат	Толщина или диаметр, мм	Е ГПа	σ _{0.2} ГПа	σ _{0.2} МПа	σ _{0.2} (МПа)	δ ₅ (%)	ψ, %	KCU, (кДж/м ²)	KCV, (кДж/м ²)
Лист	3-4	72	130	450	320	19			
	20-40			460	360	10			
Профиль прессованный закаленный и искусственно состаренный	5-10	72	140-150	480	350	12			

Механические свойства сплава Д16 при высоких температурах									
Прокат	Т испытания	σ _{0.2} (МПа)	σ _{0.2} (МПа)	δ ₅ (%)	ψ, %				
Лист плакированный закаленный и естественно состаренный	20	435	280	19					
	100	410	270	18					
	200	330	250	12					
Лист плакированный закаленный и естественно состаренный нагартованный	20	465	350	13					
	100	440	320	13					
	200	360	270	9					
Лист плакированный закаленный и естественно состаренный 5-10 мм	20	455	390	7					
	100	440	390	7					
	200	380	330	8					
Профиль прессованный закаленный и естественно состаренный 2 мм	20	460	410	9					
	100	460	410	9					
	200	380	360	10					

Механические свойства сплава Д16 при низких температурах									
Прокат	Т испытания	σ _{0.2} (МПа)	σ _{0.2} (МПа)	δ ₅ (%)	ψ, %				
Лист плакированный до 2 мм, закаленный и естественно состаренный	20	440	350	17					
	-70	470	370	19					
	-196	590	470	24					
Лист плакированный до 2 мм, закаленный и искусственно состаренный	20	460	420	6					
	-70	500	460	6					
	-196	570	520	8					
Лист плакированный до 2 мм, закаленный и искусственно состаренный нагартованный	20	460	360	13					
	-70	500	370	16					
	-196	570	490	20					
Пруток прессованный закаленный и естественно состаренный 20-80 мм	20	530	370	15	16				
	-70	560	400	12	12				
	-196	700	530	11	10				

Физические свойства сплава Д16					
Т (град)	E 10 ⁹ (МПа)	α 10 ⁶ (1/град)	λ (Вт/м·град)	ρ (кг/м ³)	С (Дж/(кг·град))
20	0.72			2800	
100		22.9	130		0.922

Некоторые особенности Д16 в сравнении с другими сплавами: среди деформируемых легких сплавов наибольшее распространение в приборостроении и машиностроении нашли стареющие алюминевые и магниевые сплавы как обладающие наиболее благоприятным комплексом физико-механических свойств.

Изучено связи между структурным состоянием и прочностными свойствами стареющих алюминиевых сплавов посвящено большое количество работ. Исследован механизм распада пересыщенных твердых растворов и последовательность выделений зон Гинье-Престона, метастабильных и стабильных фаз, предложены теории предела текучести и деформационного упрочнения дисперсионно-твердеющих сплавов. Однако вопросы связи между изменением структуры и показателями сопротивления микропластическим деформациям алюминиевых и магниевых сплавов мало изучены и совершенно недостаточно освещены в литературе. Ниже приведены экспериментальные данные по этому вопросу применительно к сплавам, наиболее часто используемым в приборостроении и машиностроении.

Влияние фазовых и структурных превращений на объемные изменения в сплавах исследованы без применения нагрузки на так называемых «пальчиковых» образцах.

Показано, что в результате закалки длина образцов из сплавов Д16 и Д1 (Al-Cu-Mg) сильно уменьшается. Уменьшение размеров после закалки можно объяснить растворением фаз, содержащих медь, которая уменьшает параметр решетки алюминия. После естественного старения наблюдается незначительное уменьшение длины закаленных образцов. При искусственном старении при 130-200° С размеры в первоначальный период уменьшаются, а затем начинают расти (спускок сплава). Последние объясняются распадом твердого раствора с выделением и коагуляцией ирриционных фаз (SiAl₃ и S), что согласуется с данными Д. А. Петрова и других исследователей об увеличении параметра решетки сплавов системы Al-Si в процессе старения при 200° С и выше. С повышением температуры старения выше 200° С сразу наблюдается резкое увеличение длины образцов. 24-часовое старение при 190° С не приводит к стабилизации размеров в процессе нагрева, в то время как при 225° С для этого достаточно 6 ч (см. рис. 106).

В процессе длительных выдержек при 100° С не обнаружено изменений размеров образцов из сплава системы Al-Si-Mg Д16, Д1 и ВАД-1 в отожженном состоянии и после обработки по режиму Т1 (закалка и искусственное старение при 190° С в течение 12 ч), в то время как после естественного старения уменьшение размеров закаленных образцов весьма значительно (на 3-4 мкм на 10 мм за 300 ч).

Размеры образцов из сплава В95 (Al-Mg-Zn-Cu) после закалки резко увеличиваются (на 90 мкм) вследствие растворения упрочняющих фаз. При искусственном старении происходит уменьшение размеров, максимальное после нагрева при 200° С. Наибольший интерес представляет эффективность старения при температуре 140 С, принятой для этого сплава из соображений обеспечения максимальных прочностных свойств. Как следует, на протяжении 48-часового старения наблюдается непрерывное уменьшение размеров сплава. В процессе последующих контрольных испытаний при 100° С также наблюдается существенное уменьшение размеров.

В процессе старения при 140° С стабилизации электросопротивления сплава В95 не достигается даже после 200-часовой выдержки. Таким образом, высокопрочный алюминиевый сплав В95 характеризуется нестабильным фазовым и структурным состоянием.

Представлена зависимость сопротивления микропластическим деформациям и механических свойств закаленных алюминиевых сплавов от температуры старения. Видно, что корреляция между релаксационной стойкостью и прочностными свойствами отсутствует. Максимальная релаксационная стойкость наблюдается после старения при 200° С, в то время как пределы прочности и текучести имеют максимальное значение для сплавов Al-Cu после естественного старения, для сплава В95 после старения при 140° С. Предел упругости сплавов Al-Si, активно стареющих при комнатной температуре, также не коррелирует с прочностными свойствами.

Как показано ранее, наиболее активно нестабильность структуры сплавов проявляется на втором участке релаксационной кривой. Представлена зависимость падения напряжений во втором периоде релаксации А₀₁ от начального напряжения σ₀ из исследованных сплавов самой низкой релаксационной стойкостью при 100° С характеризуется сплав АМг6 (Al-Mg), наиболее высокой - сплав Д16Т1. Хотя сплав В95 в состоянии Т1 был подвергнут 32-часовому старению при 140° С, его релаксационная стойкость в интервале 20-100° С обнаруживает сильную зависимость от температуры испытания. Условный предел релаксации σ_р (значение σ₀ при А₀₁ = 0) для этого сплава равен при 100° С 0,8 кгс/мм², при 70° С 1,6 кгс/мм², при комнатной температуре 5,4 кгс/мм². Это подтверждает данные о нестабильной структуре сплава В95, полученные выше посредством исследования электросопротивления и объемных изменений в неагротированном состоянии. Условный предел релаксации при 100° С для дюралюминия Д1 и Д16 в искусственно состаренном состоянии (Т1) составляет соответственно 3,8 и 4,7 кгс/мм², что в 2 раза выше, чем после естественного старения. После закалки и старения сопротивление микропластическим деформациям и, следовательно, размерная стабильность дюралюминия намного выше, чем в отожженном состоянии. Релаксационная стойкость сплава АМг6 ниже, чем у неупрочненного дюралюминия.

Для рассмотрения связи между изменением сопротивления микропластическим деформациям и структурой сплавов были проведены электронно-микроскопические исследования сплава А1-4% Si после различных режимов термообработки, а также после микродеформации при кратковременном и длительном нагружении.

Закаленный с температуры гомогенизации стареющий сплав имеет неоднородное строение с областями, обогащенными легирующим компонентом, и значительное количество геликоидальных и призматических дислокаций. Сплав пересыщен вакансиями особенно по границам зерен, которые являются ловушками для вакансий. Последние резко ускоряют диффузию атомов при образовании выделений.

После естественного старения в сплаве А1-4% Si появляются когерентные выделения зон ГП. По мере повышения температуры и времени старения увеличивается стабильность и размер зон ГП, затем появляется промежуточная Э-фаза и, наконец, при достаточно высокой температуре - стабильная Ф-фаза (CuAl₂).

На границах зерен благодаря большой пересыщенности вакансиями после закалки и ускорению диффузионных процессов стабильная Э-фаза образуется при относительно невысоких температурах. Ф-фаза возникает преимущественно на дислокациях. Образование выделения Ф-фазы на дислокациях показано электронно-микроскопическим исследованием сплава А1 + 4% Si. После старения при 150 и 200° С наблюдаются выделения б-фазы на геликоидальных дислокациях. Приграничная зона после естественного и искусственного старения обычно свободна от выделений, что объясняется обеднением этой зоны вакансиями при закалке. Даже после старения при 150° С в течение 2000 ч не видно выделений вблизи границ.

После микропластической деформации закаленного сплава при кратковременном нагружении и последующего старения при 150° С наблюдается значительное количество выделений б-фазы в приграничной зоне. Внутри зерна выделений Ф-фазы существенно меньше. После релаксации напряжений наблюдается значительное увеличение выделений Ф-фазы в приграничной зоне. Внутри зерна количество выделений также увеличивается, но в гораздо меньшей степени.

Очевидно, что неупрочненная приграничная зона, свободная от выделений, облегчает прохождение микропластической деформации и является одной из причин наблюдаемых низких значений предела упругости и релаксационной стойкости естественно состаренного сплава, так как начальные стадии пластической деформации, как показано выше, развиваются преимущественно в приграничной зоне.

Как отмечалось выше, сопротивление микропластическим деформациям в условиях релаксации напряжений в сильной степени зависит от интенсивности диффузионных процессов в сплаве, которые, в свою очередь, активируются под воздействием напряжений. Особенно велика скорость диффузии под напряжением при повышенных температурах несостаренного сплава или после начальных стадий старения, когда последний обладает большим запасом химической свободной энергии, являющейся движущей силой распада, а также большим количеством неравновесных вакансий, ускоряющих диффузию.

Таким образом, наблюдаемое низкое сопротивление микродеформации естественно состаренных алюминиевых сплавов при кратковременном нагружении (σ_{0,001} и σ_{0,005}) обусловлено главным образом наличием неупрочненной приграничной зоны, свободной от выделений. Низкая релаксационная стойкость, особенно при 100° С, также связана с наличием этой приграничной зоны, но, по-видимому, определяется прежде всего скоростью диффузионных процессов в связи с большой пересыщенностью твердого раствора после естественного старения.

Предел прочности и твердость, отражающие сопротивление сплава микропластическим деформациям при кратковременном нагружении, после начальных стадий старения (естественного или искусственного) имеют наименьшие значения. Эти характеристики определяются главным образом количеством и размером полностью или частично когерентных выделений. При комнатной температуре наибольшую прочность и твердость имеют сплавы, в структуре которых преобладают зоны ГП (они составляют около 70%, а частицы метастабильной фазы 30%) и размеры выделений находятся в пределах 50-1000 А. Наличие приграничных зон, свободных от выделений, и высокая скорость диффузии в сплаве после начальных стадий старения не имеют определяющего влияния на характеристики сопротивления макродеформации при кратковременном нагружении.

После последующих стадий старения сплава уменьшается неоднородность выделений по объему, появляются выделения в приграничной зоне, уменьшается скорость диффузионных процессов в сплаве, уменьшается запас химической свободной энергии и количество неравновесных вакансий. В связи с этим сопротивление микропластическим деформациям при кратковременном нагружении и длительных испытаниях в условиях релаксации напряжений, особенно при повышенной температуре, значительно повышается. Одновременно, поскольку при этом несколько уменьшается дисперсия выделений, наблюдается некоторое уменьшение сопротивления макропластической деформации (прочности и твердости) в сравнении с характеристиками сплава после начальных стадий старения.

Сплав А1 + 4% Si имеет наиболее высокие характеристики сопротивления микропластическим деформациям после старения при 200° С, когда в структуре появляется значительное количество Ф-фазы. В процессе старения при 230-250° С происходит значительное укрупнение выделений и образование некогерентных частиц, что обуславливает понижение характеристик сопротивления макро- и микродеформации. При пластической деформации перестаренного сплава дислокации проходят между некогерентными частицами. При этом напряжении течения, как следует из зависимости Орована, убывает с увеличением расстояния между частицами выделений.

Очевидно, что для получения высокой релаксационной стойкости сплав должен отличаться наряду с высоким напряжением течения достаточно стабильной структурой. Для обеспечения оптимальных прочностных свойств при кратковременном нагружении стабильность структурного состояния менее существенна.

Стабильность структуры стареющего сплава в условиях эксплуатации определяется степенью пересыщенности твердого раствора (запасом его химической свободной энергии), диффузионной подвижностью атомов легирующих элементов, а также степенью соответствия структур фазы выделения и твердого раствора. Сплавы с большой разницей в растворимости легирующего элемента при повышенной и комнатной температурах структурно нестабильны уже при комнатной температуре. При близости структур фазы выделения и твердого раствора не возникает резких перепадов напряжений в кристалле и медленно идет рост областей новой фазы. Следовательно, чем меньше различаются кристаллические решетки основного твердого раствора и фазы выделения, тем меньше перенапряжение на границе фаз и более стабильна структура.

Сплавы системы Al-Cu-Mg Д16Т1 и свариваемый ВАД1Т1 характеризуются наиболее высокой релаксационной стойкостью при 20 и 100° С. В сравнении с другими исследуемыми сплавами в связи с тем, что их структура после оптимального искусственного старения более полно отвечает указанным требованиям по стабильности.

Основной упрочняющей фазой сплава Д16 является фаза S сложного строения (Al₂CuMg). При образовании фазы S происходит весьма малое изменение объема, а следовательно, не образуются большие перенапряжения на границе фаз, обуславливающие нестабильность структуры. Кроме того, как видно из диаграммы (рисунк справа), в сплавах системы А1—Cu—Mg, в которых образуются фазы S и SiAl₂, растворимость компонентов практически не изменяется в интервале температур 20—200° С. Сплав Д16 после старения при 200° С имеет сравнительно малую степень пересыщения твердого раствора. Таким образом, относительно малая степень пересыщения твердого раствора, низкая диффузионная подвижность атомов меди в алюминии, а также отсутствие резких перепадов напряжений в кристалле при образовании выделений обеспечивают достаточную стабильность структуры и высокие сопротивления микропластическим деформациям сплавов Д16Т1 и ВАД1Т1 в условиях эксплуатации.

Сопротивление алюминия Д16 коррозии: сплавы типа дюралюминов по сравнению с другими алюминиевыми сплавами наиболее чувствительны к скоростям охлаждения при закалке (см. рис. слева). Для них характерна самая высокая критическая скорость, составляющая, по данным разных авторов, 536 и даже 1100 °С/с.

Согласно данным, образцы из листов сплава Д16, закаленные в интервале скоростей охлаждения 400-1100°С/с, показывают смешанный характер разрушения (МКК Межкристаллитная коррозия/пitting). Поэтому на практике необходимо строго выполнять технологические режимы закалки полуфабрикатов и изделий и устранять причины, приводящие к замедлению скоростей охлаждения: задержку изделий или полуфабрикатов на воздухе после извлечения из печи; повышение температуры закалочной среды; превышение массы и нарушение расположения деталей и полуфабрикатов в садке.

Использование совершенной регистрирующей аппаратуры позволило установить, что листы (толщиной 1 мм) из сплава Д16, легируемого по верхнему пределу (табл. ниже, последняя графа), закаленные в лабораторных условиях даже в карточках малого размера (200x350 мм) проявляют чувствительность к МКК при таких высоких скоростях охлаждения, как ~1250°С/с. Правда, глубина МКК при этом невелика и не превышает фоновую при скоростях охлаждения вплоть до 720°С/с. В сплавах с содержанием основных легирующих элементов (медь, магний) на нижнем и среднем пределах до указанной скорости охлаждения МКК вообще отсутствует и лишь только при скоростях ~320°С/с ее глубина начинает превышать фоновую.

v _{охлаж} , °С/с	Сопротивление МКК листов толщиной 1.0 мм из различных алюминиевых сплавов в зависимости от скорости охлаждения при закалке		
	Al-4.0 % Cu-1.7 % Mg	Al-4.1 % Cu-1.2 % Mg	Al-4.8 % Cu-1.8 % Mg
1500		0	
1250	0	0	0.11
680-750	0	0	0.09
680-750	0	0	0.15
270-320	0.2	0.16	0.3
180-280	0.26	0.21	0.17
100	0.32	0.25	0.25
43	0.46	0.35	0.25

Примечания. 1. Испытания в растворе II по ГОСТ 9.021-74. 2. У сплавов Al-4.8 % Cu при исследованных скоростях охлаждения склонность к МКК не обнаружена.

Большое влияние на скорость охлаждения при закалке оказывает температура закалочной воды. Как правило, для малогабаритных полуфабрикатов температура воды 40—50°С обеспечивает удовлетворительный уровень сопротивления и МКК и РСК. Обе коррозионные характеристики заметно понижаются с повышением температуры закалочной воды выше 80°С.

Сопротивление коррозионному растрескиванию рассматриваемых сплавов в меньшей степени зависит от скоростей охлаждения при закалке, и эта зависимость носит сложный характер. Как видно из рис. слева, область устойчивости твердого раствора при 375°С и выше сдвинута в область более длительных выдержек. При 450 °С область устойчивости (отсутствии КР-ОКР) простирается до максимальной изученной выдержки (60 мин). Существенной особенностью этой диаграммы является наличие второй области устойчивости КР в области температур ~350°С и выдержек более 7 мин.

Для тех образцов, у которых глубина МКК не превышала 0,1 мм, микроэлектронноскопическим методом не были обнаружены выделения по границам зерен. Во всех других случаях по границам зерен обнаружены выделения. Их идентификация методом дифракции показала, что при 350 °С и выше они соответствуют Ф-фазе, а при температурах ниже 350°С - фазе S', дисперсность которой увеличивается с понижением температуры.

Фазы В и S по значению электродного потенциала различны и по отношению к матрице сплава Д16 являются катодами и анодами соответственно. Однако несмотря на это ни глубина, ни интенсивность МКК не зависят от состава выделившихся фаз. Следовательно, причиной МКК, как было указано выше, является растворение приграничных зон твердого раствора, обедненных медью и выступающих в качестве непрерывных эффективных анодных участков.

Таким образом, твердый раствор сплава Д16 крайне неустойчив и даже для тонкостенных полуфабрикатов, полученных в производственных условиях, возможно появление МКК.

Если процесс МКК определяется электрохимической гетерогенностью, то в механизме КР алюминевых сплавов фактор является лишь составная часть более сложного процесса. Для дисперсионно-твердеющих алюминиевых сплавов, как было показано выше, большое влияние на процесс КР оказывает характер внутривитрической деформации, происходящей в отдельных микроробках под действием напряжений, не превосходящих значения предела текучести материала. Это различие и является основной причиной отличия термических диаграмм, построенных по изменению сопротивления МКК и КР. При длительной выдержке в диапазоне температур 250-350°С происходит рост и коагуляция выделившихся В- и S-фаз, что приводит к равномерной деформации по телу зерна и соответственно снижению напряжений на границах зерен. Поэтому, несмотря на значительную электрохимическую гетерогенность, возникающую вследствие образования грубых выделений по границам зерен и в матрице, а также на глубину МКК, превышающую «фоновую», металл вновь приобретает повышенное сопротивление КР.

Краткие обозначения:			
σ _{0.2}	- предельное сопротивление разрыву (предел прочности при растяжении), МПа	ε	- относительная осадка при появлении первой трещины, %
σ _{0.05}	- предел упругости, МПа	σ _{изг}	- предел прочности при кручении, максимальное касательное напряжение, МПа
σ _{0.2}	- предел текучести условный, МПа	σ _{изг}	- предел прочности при изгибе, МПа
55,64,610	- относительное удлинение после разрыва, %	σ ₀₋₁	- предел выносливости при испытании на изгиб с симметричным циклом нагружения, МПа
σ _{0.005} и σ _{0.01}	- предел текучести при σ, МПа	σ ₀₋₁	- предел выносливости при испытании на кручение с симметричным циклом нагружения, МПа
v	- относительный сдвиг, %	σ ₀₋₁	- количество циклов нагружения
σ _{0.005}	- предел кратковременной прочности, МПа	R _{0.1 p}	- удельное электросопротивление, Ом.м
ψ	- относительное сужение, %	Е	- модуль упругости нормальный, ГПа
KCU и KCV	- ударная вязкость, определенная на образце с концентраторами соответственно вида U и V, Дж/см ²	T	- температура, при которой получены свойства, Град
σ _T	- предел пропорциональности (предел текучести для остаточной деформации), МПа	λ, λ ₁ , λ ₂	- коэффициент температурности (темпероэтомость материала), Вт/(м·°С)
HV	- твердость по Бринеллю	λ ₁ , λ ₂	- удельная теплотемкость материала (диапазон 200 - T), Дж/(кг·град)
HB	- твердость по Виккерсу	ρ	- плотность кг/м ³
HRCs	- твердость по Роквеллу, шкала С	α	- коэффициент температурного (линейного) расширения (диапазон 200 - T), 1/°С
HRB	- твердость по Роквеллу, шкала В	σ _T	- предел длительной прочности, МПа
HSD	- твердость по Шору	σ _T	- модуль упругости при сдвиге, ГПа

Продукция

- Металлопродукт
- Металлоконструкции
- Емкости и резервуары
- Марочные стали и сплавы

Услуги

- Абразивная резка
- Газовая резка
- Гибка листового металла
- Гидробразивная резка
- Горячее цинкование
- Смотреть все

Клиентам

- Гарантия качества
- Словарь терминов

О компании

- Новости
- Фотобанк
- Справочник

Контакты

Режим работы: пн-пт 08:00-18:00
 Адрес: Индекс 620075 , Россия, г. Екатеринбург, ул. Малышева 51 , этаж 17