

В. В. Овчинников, А. И. Лопаткин

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ



«Инфра-Инженерия»

УДК 621.791
ББК 34.641
О-35

Овчинников, В. В.

О-35 Современные технологии сварки плавлением алюминиевых сплавов : учебник / В. В. Овчинников, А. И. Лопаткин. – Москва ; Вологда : Инфра-Инженерия, 2020. – 372 с. : ил., табл.
ISBN 978-5-9729-0453-2

Представлены сведения о современных алюминиевых сплавах и их свойствах. Рассмотрены процессы, протекающие при сварке конструкций из алюминиевых сплавов, показано влияние параметров режима сварки на формирование и размеры швов. Предложены рекомендации по выбору режимов и даны основы технологии сварки плавлением алюминиевых сплавов.

Для студентов вузов машиностроительных специальностей, а также инженерно-технических работников.

УДК 621.791
ББК 34.641

ISBN 978-5-9729-0453-2

© Овчинников В. В., Лопаткин А. И., 2020
© Издательство «Инфра-Инженерия», 2020
© Оформление. Издательство «Инфра-Инженерия», 2020

Глава 1. КЛАССИФИКАЦИЯ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

1.1. Основные виды термической обработки алюминиевых сплавов

Термическая обработка слитков и деформированных полуфабрикатов оказывает существенное воздействие на их структуру и свойства. Большое разнообразие структур, которые могут быть получены в алюминиевых сплавах после различной термообработки, есть результат различной степени отклонения сплавов от термодинамически равновесного состояния при комнатной температуре.

Равновесная структура промышленных алюминиевых сплавов, суммарное содержание легирующих компонентов в которых, за редким исключением, не превышает 15–18 %, представляет собой твердый раствор с низким содержанием легирующих компонентов (десятичные доли процента) с включениями интерметаллидных фаз Al_2Cu , Al_2CuMg , MgZn_2 , Mg_2Si и т. д.

При таком фазовом составе сплавы, как правило, обладают низкой прочностью и очень высокой пластичностью. Самой неустойчивой при комнатной температуре структурой в алюминиевых сплавах, имеющих фазовые превращения в твердом состоянии (термически упрочняемых сплавах), является пересыщенный твердый раствор легирующих компонентов в алюминии, концентрация которых может в десятки раз превышать равновесную. При такой структуре алюминиевые сплавы также пластичны, но значительно прочнее, чем в равновесном состоянии.

Для достижения максимальной прочности термически упрочняемых сплавов необходимо за счет регламентированных нагревов получить некоторую промежуточную структуру, которая соответствует начальным стадиям распада пересыщенного твердого раствора.

Для алюминиевых сплавов широкое распространение в металлургическом производстве получили три основных вида термообработки: отжиг, закалка, старение [1].

Отжиг. Отжиг слитков или деформированных полуфабрикатов применяется в тех случаях, когда возникшее по тем или иным причинам неравновесное состояние сплава обуславливает появление нежелательных свойств, чаще всего пониженной пластичности.

Применительно к алюминиевым сплавам наиболее распространены три разновидности неравновесных состояний:

1. *Неравновесное состояние, свойственное литым сплавам.* Скорость охлаждения сплавов при кристаллизации слитков значительно превышает скорости охлаждения, необходимые для равновесной кристаллизации. Особенности литой структуры деформируемых алюминиевых сплавов, в частности неравновесная эвтектика по границам дендритных ячеек в виде почти непрерывных ободков интерметаллидных фаз, обуславливают пониженную пластичность слитков, особенно из высокопрочных (высоколегированных) сплавов, а отсюда трудности их деформирования.
2. *Неравновесное состояние, вызванное пластической деформацией, особенно холодной.*
3. *Неравновесное состояние, являющееся результатом предыдущей упрочняющей обработки (закалки и старения).* Основная особенность такого состояния – присутствие в сплаве более или менее пересыщенного (легирующими компонентами) твердого раствора с дисперсными выделениями интерметаллидных фаз. Между этим неравновесным состоянием и двумя выше рассмотренными имеется принципиальное различие: оно может быть получено только в сплавах, претерпевающих фазовые превращения в твердом состоянии, т. е. в термически упрочняемых сплавах, в то время как два других состояния наблюдаются и в сплавах без фазовых превращений в твердом состоянии, и в сплавах с такими превращениями.

В соответствии с тремя рассмотренными выше разновидностями неравновесных состояний, различают *три разновидности отжига*:

- гомогенизирующий отжиг слитка, или гомогенизация;
- рекристаллизационный и дорекристаллизационный отжиг деформированных изделий после обработки давлением;
- гетерогенизационный отжиг, как правило, термически упрочненных полуфабрикатов (дораспад пересыщенного твердого раствора и коагуляция выделившихся интерметаллидов) с целью разупрочнения.

Гомогенизация – разновидность отжига, которая применяется при производстве деформированных полуфабрикатов. Гомогенизация слитка является первым этапом термической обработки в технологическом процессе.

Слиток с неоднородной, термодинамически неустойчивой структурой подвергают отжигу, в результате которого его структура становится гомогенной, пластичность повышается, что позволяет значительно интенсифицировать последующую обработку давлением (прессование, прокатку) и уменьшить технологические отходы. Во многих случаях гомогенизация дает возможность также улучшить свойства деформированных полуфабрикатов.

Рассмотрим сущность гомогенизации и принципы выбора режима гомогенизации на примере двойного сплава Al – 4 % Cu (рис. 1.1) [2].

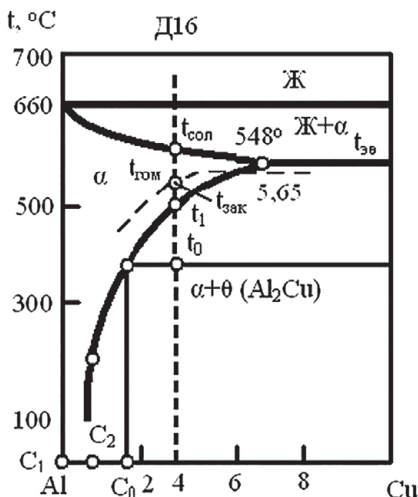


Рис. 1.1. Алюминиевый угол диаграммы состояния системы Al–Cu

Хотя равновесная структура сплава представляет собой обедненный медью твердый раствор и вторичные выделения θ -фазы (Al_2Cu), в слитках в результате неравновесной кристаллизации образуется неравновесная эвтектика, интерметаллидный ободок по границам дендритных ячеек состоит из эвтектических (достаточно грубых) включений θ -фазы (Al_2Cu).

Если сплав нагреть до температуры выше температуры сольвуса и выдержать при этой температуре, то эвтектические включения θ -фазы (Al_2Cu) растворятся, выравнивается концентрация меди по сечению дендритных ячеек и сплав будет иметь гомогенную однофазную структуру. Температура гомогенизации $t_{\text{гом}}$ должна быть выше температуры полного растворения легирующих компонентов в алюминии, т. е. выше t_1 на рис. 1.1, но ниже температуры

равновесного солидуса $t_{\text{сол}}$. При выборе температуры гомогенизации следует учитывать наличие в слитке неравновесной эвтектики, температура плавления которой равна $t_{\text{эв}}$. Если слиток быстро нагреть до температуры выше $t_{\text{эв}}$, то эвтектика расплавится, образовавшаяся жидкость через некоторое время снова закристаллизуется. Тем не менее нагрев при гомогенизации до появления жидкой фазы обычно не допускается, поскольку это сопровождается межзеренным окислением и образованием пористости, что приводит к снижению прочности и особенно пластичности сплавов.

Таким образом, $t_{\text{гом}}$ должна быть ниже $t_{\text{эв}}$, однако во многих случаях для ускорения процесса гомогенизации ее выбирают выше $t_{\text{эв}}$ – в этом случае нагрев до температуры $t_{\text{гом}}$ должен производиться медленно с тем, чтобы неравновесная эвтектика рассосалась (растворились интерметаллидные эвтектические включения) до достижения температуры $t_{\text{эв}}$.

Нагрев и выдержка при гомогенизации должны обеспечить полное растворение неравновесных эвтектических включений θ -фазы (Al_2Cu). Выдержка должна быть тем больше, чем грубее эти включения, величина которых зависит от скорости кристаллизации при литье. В общем случае выдержка при гомогенизации зависит от коэффициента диффузии компонентов, содержащихся в растворенной фазе.

Температура гомогенизации для промышленных алюминиевых сплавов колеблется в пределах от 450 до 560 °С, а выдержка – от 4 до 36 ч. Выдержка выбирается экспериментально.

Гомогенизация не должна быть излишне длительной, длительная гомогенизация может привести к отрицательным эффектам, например, к образованию вторичной водородной пористости в слитке. Скорость охлаждения при гомогенизации обычно не регламентируют, слитки охлаждают с печью или на воздухе. При таком сравнительно медленном охлаждении растворенные легирующие компоненты снова выделяются из твердого раствора в виде вторичных интерметаллических кристаллов. Однако эти кристаллы гораздо меньше имевшихся до гомогенизации эвтектических включений и более равномерно распределены, поэтому пластичность сплава остается достаточно высокой.

Изложенная на примере сплавов Al-Cu сущность процесса гомогенизации может быть распространена и на более сложные алюминиевые сплавы. Отличие этих сплавов от двойных сплавов Al-Cu заключается лишь в том, что в результате дендритной ликвации у сложных сплавов в литом состоянии твердый раствор неоднороден не только по содержанию меди, но и по содержанию других

компонентов (Mg, Zn, Si, Li), а по границам дендритных ячеек залегает не двойная (или не только двойная) эвтектика $\alpha + \theta$ (Al₂Cu), а более сложные неравновесные эвтектики, и при гомогенизации происходит растворение различных интерметаллидных фаз.

В том случае, когда в сплавах содержатся, наряду с одним или несколькими вышеупомянутыми основными компонентами, добавки переходных металлов (Mn, Cr, Zr), структурные превращения, происходящие при гомогенизации, усложняются.

На вычерченных в одном масштабе кривых изменения растворимости меди, магния и марганца в алюминии в зависимости от температуры (рис. 1.2) видно, что при температурах гомогенизации растворимость меди, магния и других основных легирующих компонентов (Zn, Li, Si) велика, а растворимость марганца мала, поэтому в процессе выдержки при этих температурах медные, магниевые, литиевые, кремниевые интерметаллиды растворяются. Вместе с тем из твердого раствора выделяются марганцевые (хромовые, циркониевые) интерметаллиды, являющиеся продуктами распада пересыщенного твердого раствора, образовавшегося при кристаллизации.

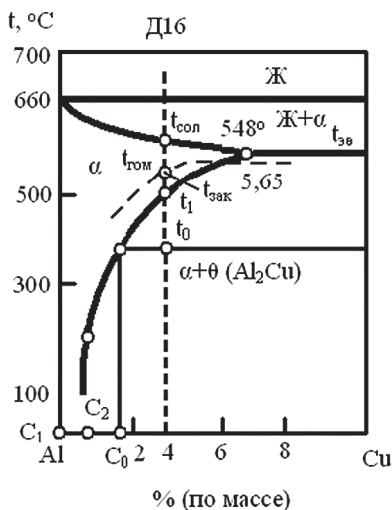


Рис. 1.2. Кривые растворимости меди, магния и марганца в алюминии:
А – интервал температур гомогенизации

На рис. 1.3 показано влияние марганца на микроструктуру литого сплава Д16 после гомогенизации. Видно, что в процессе гомогенизации сплава с Mn,

наряду с растворением эвтектических включений θ -фазы (Al_2Cu) и S-фазы (Al_2CuMg), из твердого раствора выделяется Mn-интерметаллид в дисперсном виде.

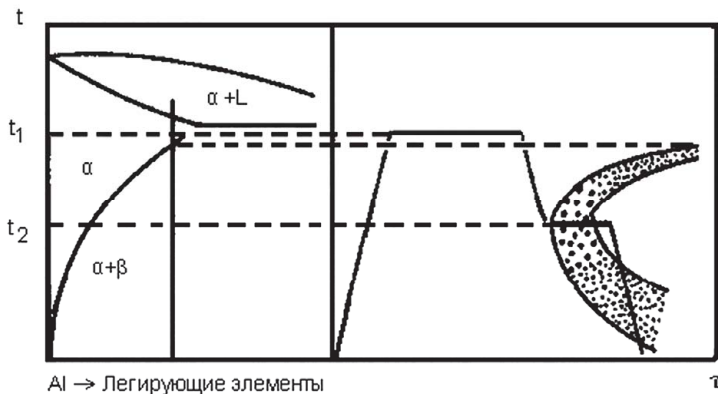


Рис. 1.3. Схема гетерогенизирующей обработки после гомогенизации:

t_1 – температура гомогенизации;

t_2 – температура минимальной устойчивости твердого раствора

Таким образом, применительно к сплавам, в состав которых, кроме Cu, Mg, Zn, Si, Li, входят переходные металлы (Mn, Cr, Zr), описанная выше термообработка – *гомогенизирующий отжиг*, гомогенизируя структуру по основным компонентам, обуславливает и некоторую *гетерогенизацию*, то есть выделение алюминидов переходных металлов. Дисперсные частицы марганцевых, хромовых, циркониевых интерметаллидов влияют на температуру рекристаллизации деформированных полуфабрикатов, полученных из гомогенизированных слитков. При оптимальной дисперсности этих интерметаллидов температура рекристаллизации некоторых полуфабрикатов (особенно горячедеформированных) может быть выше температуры конечной термообработки. В этом случае в готовых изделиях после термообработки сохраняется нерекристаллизованная (полигональная) структура, обуславливающая значительный прирост прочности – *структурное упрочнение*.

Дисперсные алюминиды переходных металлов, помимо положительного влияния на механические свойства деформированных полуфабрикатов, значительно уменьшают склонность ряда сплавов к коррозии под напряжением.

Таким образом, гомогенизация, являясь средством повышения пластичности слитков перед обработкой давлением, оказывает многогранное влияние

на структуру и свойства деформированных полуфабрикатов. В связи с этим гомогенизация *широко применяется* при производстве полуфабрикатов не только из высокопрочных, но и мягких сплавов (даже из технического алюминия).

Применительно к слиткам для производства прессованных профилей из высокопрочных сплавов разработан процесс гомогенизации *с последующим гетерогенизационным отжигом* (рис. 1.4). Цель такой обработки – предельно обеднить твердый раствор легирующими компонентами при температуре прессования, что приводит к снижению усилия истечения металла и существенному (на 30–50 %) повышению скорости истечения при прессовании. Гетерогенизационный отжиг проводят при температуре минимальной устойчивости твердого раствора, что обеспечивает его быстрый распад (достаточна выдержка 1–2 ч) и определенную коагуляцию продуктов распада. Слиток, подвергнутый обработке и имеющий минимальное содержание легирующих компонентов в твердом растворе, при нагреве перед прессованием сохраняет свое структурное состояние, что и определяет повышение технологичности в процессе прессования.

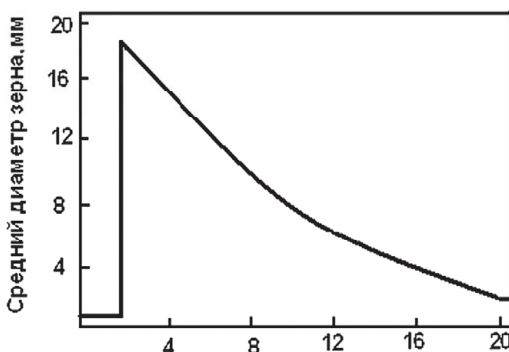


Рис. 1.4. Изменение величины рекристаллизованного зерна алюминия в зависимости от степени предшествующей холодной деформации

Рекристаллизационный отжиг наиболее распространен в качестве промежуточного этапа термической обработки между операциями холодной деформации или между горячей и холодной деформацией.

При нагреве деформированных металлов и сплавов до определенной температуры (температуры начала рекристаллизации), которая для технически чистых металлов составляет $0,4T_{пл}$, а для сплавов несколько выше, в них начинается процесс образования и роста новых зерен с совершенной кристаллической

структурой (плотность дислокаций уменьшается на несколько порядков). Все свойства деформированного металла (или сплава) в результате рекристаллизации меняются в направлении, обратном тому, в котором они изменялись при деформации, т. е. прочность и твердость снижаются, а пластичность возрастает. Эта закономерность справедлива для тех условий нагрева, при которых не наблюдается еще заметной собирательной рекристаллизации.

Величина рекристаллизованного зерна, в значительной степени влияющая на свойства материала после отжига, зависит от степени деформации перед отжигом (рис. 1.5); температуры нагрева; скорости нагрева; времени выдержки.

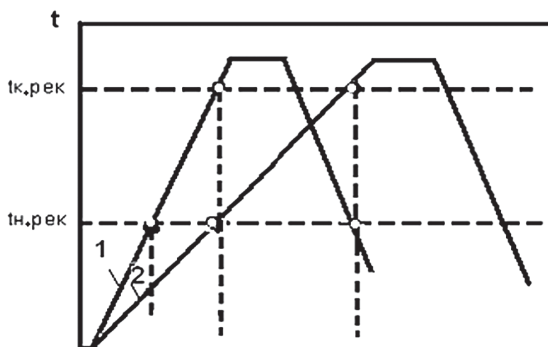


Рис. 1.5. Схема, иллюстрирующая влияние скорости нагрева на продолжительность пребывания сплава между $t_{н.рек}$ и $t_{к.рек}$:
1 — быстрый нагрев, 2 — медленный нагрев

Величина критической степени деформации для разных алюминиевых сплавов колеблется в широких пределах, для алюминия она равна 1–3 % (в зависимости от содержания примесей), а для сплавов выше (4–10 %).

Для избегания собирательной рекристаллизации температура рекристаллизационного отжига не должна быть высокой, но чтобы не образовалось крупное зерно при первичной рекристаллизации, она должна существенно превышать температуру окончания рекристаллизации.

Схема, показывающая влияние скорости нагрева при рекристаллизационном отжиге на продолжительность пребывания материала при температурах между началом и концом рекристаллизации, приведена на рис 1.6.

На практике температура рекристаллизационного отжига на 50–150 °С превышает температуру окончания рекристаллизации и для промышленных

алюминиевых сплавов колеблется в пределах от 300 до 500 °С. Выдержка при температурах рекристаллизационного отжига составляет 0,5–2 ч.

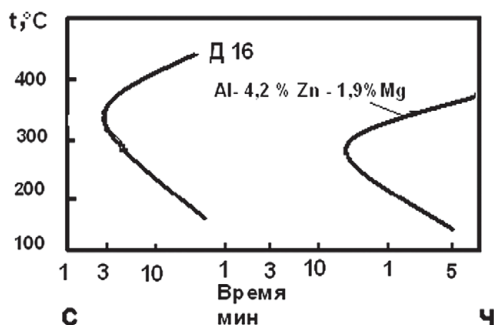


Рис. 1.6. Диаграммы изотермического превращения переохлажденного твердого раствора в сплавах Д16 и Al-Zn-Mg
(указано начало распада твердого раствора)

Для алюминиевых сплавов, не упрочняемых термообработкой, скорость охлаждения при рекристаллизационном отжиге, как правило, роли не играет и может выбираться произвольно (садку после выдержки в печи обычно охлаждают на воздухе). Для термически упрочняемых сплавов скорость охлаждения должна быть определенной, как правило, не выше 30 °С/ч до 200–250 °С (далее произвольно), чтобы после отжига формировалось равновесное или близкое к равновесному состояние как в структурном, так и в фазовом отношении.

Применительно к некоторым термически не упрочняемым алюминиевым сплавам положение о независимости свойств от скорости охлаждения при отжиге нуждается в уточнении.

Дорекристаллизационным отжигом является неполный отжиг, который применяют в качестве окончательной термообработки с целью получения полуфабрикатов (обычно листов) с промежуточными свойствами – между свойствами нагартованного состояния (высокая прочность и низкая пластичность) и рекристаллизованного, полностью отожденного (низкая прочность и высокая пластичность). Неполный отжиг используют для термически не упрочняемых сплавов. Отжиг проводят при температуре ниже температуры окончания рекристаллизации, в результате чего сплав приобретает полигонизованную или частично рекристаллизованную структуру, поэтому упрочнение от холодной деформации снимается не полностью.

Листы из алюминиевых сплавов, выпускаемые с различной степенью нагартовки (Н, Н2, Н3), получают обычно неполным отжигом сильно нагартванного материала.

Гетерогенизационный отжиг термически упрочненных полуфабрикатов с целью их разупрочнения применяют только для сплавов, упрочняемых термообработкой. Он необходим в тех случаях, когда полуфабрикаты, упрочненные закалкой и старением, требуется разупрочнить (например, закаленные листы перед холодной штамповкой). Отжиг должен обеспечить полный распад твердого раствора и получение при комнатной температуре фазового состояния, близкого к равновесному. *Температура отжига* в данном случае должна удовлетворять следующим *требованиям*:

- 1) чтобы твердый раствор при этой температуре имел невысокое равновесное содержание легирующих компонентов;
- 2) чтобы диффузионные процессы при этой температуре проходили быстро и интерметаллидные фазы выделились и скоагулировали за непродолжительное, удобное для практики время (в пределах 1–2 ч). Применительно к промышленным сплавам этому требованию соответствуют температуры 350–420 °С.

Рассмотрим на примере сплава Al – 4 % Cu (см. рис. 1.1) превращения, происходящие в закаленном сплаве при отжиге. Пересыщенный твердый раствор в закаленном сплаве содержит 4 % Cu. Выдержка сплава при температуре отжига t_0 приводит к выделению из твердого раствора избытка меди в виде θ -фазы (Al_2Cu), содержание меди в твердом растворе снижается до равновесной при этой температуре концентрации C_0 . Однако, как видно на рис. 1.1, C_0 значительно больше C_1 (равновесной концентрации меди при комнатной температуре) и даже C_2 (при 200 °С). Для достижения равновесного состояния и при температуре t_0 , и при 20 и 200 °С охлаждение от температуры t_0 до 20 °С (на практике до 200–250 °С) следует проводить медленно с тем, чтобы в процессе охлаждения твердый раствор успевал обедняться медью в соответствии с кривой изменения растворимости меди в алюминии. Принятые в производстве скорости охлаждения при отжиге термически упрочняемых сплавов не превышают 30 °С/ч.

Закалка. *Цель закалки* – получить в сплаве предельно неравновесное фазовое состояние (пересыщенный твердый раствор с максимальным содержанием легирующих элементов). Такое состояние обеспечивает, с одной стороны, непосредственное повышение (по сравнению с равновесным состоянием)

твердости и прочности, а с другой стороны, возможность дальнейшего упрочнения при последующем старении.

Закалку применяют для сплавов, претерпевающих фазовые превращения в твердом состоянии. В алюминиевых сплавах, используемых в промышленности, наблюдается лишь один вид фазовых превращений: при нагреве интерметаллидные фазы растворяются в алюминии, а при охлаждении вновь выделяются из твердого раствора.

Таким образом, закалка возможна только для алюминиевых сплавов, содержащих компоненты, растворимость которых в твердом алюминии возрастает с температурой (Cu, Mg, Mn, Si, Zn, Li), причем в количествах, превышающих растворимость при комнатной температуре. Закалка алюминиевых сплавов заключается в нагреве их до температуры, при которой легирующие компоненты, находящиеся в интерметаллидных фазах, полностью или частично растворяются в алюминии, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении до низкой температуры (10–20 °C).

Так, если сплав Al + 4 % Cu нагреть до температуры t_3 (соответствует $t_{\text{гом}}$ на рис. 1.1), выдержать некоторое время, необходимое для полного растворения θ -фазы (Al_2Cu) в алюминии, и охладить в воде до комнатной температуры, то твердый раствор, содержащий 4,0 % Cu, в результате быстрого охлаждения будет сохранен или зафиксирован при комнатной температуре. Поскольку равновесная растворимость меди в алюминии при низких температурах составляет около 0,2 %, твердый раствор в закаленном сплаве Al + 4 % Cu будет пересыщен медью более чем в 20 раз.

Рассмотрим основные принципы выбора режима закалки алюминиевых сплавов. *Температура нагрева под закалку* должна обеспечить как можно более полное растворение интерметаллидных фаз в алюминии. Изменение температуры нагрева под закалку сплавов в зависимости от содержания меди показано на рис. 1.1 пунктиром.

При закалке литейных алюминиевых сплавов следует иметь в виду, что в структуре сплавов может быть неравновесная эвтектика. Поэтому температура нагрева под закалку литейных сплавов не должна превышать температуры плавления неравновесной эвтектики. Приведенные выше рассуждения о выборе температуры гомогенизации полностью относятся к выбору температуры нагрева под закалку литейных алюминиевых сплавов. Температура нагрева под закалку различных промышленных сплавов колеблется в пределах от 450 до 560 °C.

Выдержка при температуре нагрева под закалку должна обеспечить растворение интерметаллидных фаз, поэтому она зависит от величины частиц и характера их распределения. В деформированных изделиях интерметаллидные фазы находятся в основном в виде мелких вторичных кристаллов (сплав уже подвергнут гомогенизации и ряду технологических нагревов), а в отливках – в виде довольно грубых эвтектических включений. Отсюда различная продолжительность выдержки при температуре нагрева под закалку: для деформируемых сплавов она измеряется десятками минут, а для литейных – часами или даже десятками часов.

Охлаждение при закалке следует проводить с такой скоростью, которая обеспечит отсутствие распада твердого раствора в процессе охлаждения. Эта скорость должна быть больше некоторой *критической скорости охлаждения* $V_{кр}$, определяемой как наименьшая скорость охлаждения сплава, при которой распад твердого раствора в процессе охлаждения еще не происходит.

Значения критических скоростей охлаждения для различных сплавов могут быть приблизительно (с достаточной точностью для практики) определены по диаграммам изотермического распада переохлажденного твердого раствора.

На рис. 1.6 показаны такие диаграммы для двух алюминиевых сплавов – промышленного сплава системы Al-Cu-Mg (Д16) и сплава Al – 4,2 % Zn – 1,9 % Mg. Так как устойчивость переохлажденного твердого раствора в сплаве Al-Zn-Mg значительно выше, чем в сплаве Д16, то критическая скорость охлаждения первого сплава значительно меньше, чем второго. Тонкостенные изделия из сплавов Al-Zn-Mg закачивают при охлаждении на воздухе; для изделий из сплавов Al-Cu-Mg необходимо охлаждение в воде.

В промышленности большинство алюминиевых сплавов при закалке охлаждают в воде (как правило, в холодной, иногда в подогретой).

При закалке толстостенных изделий в воде скорость охлаждения внутренних объемов по мере удаления от поверхности уменьшается, и при какой-то достаточно большой толщине близкие к центру объемы изделия будут охлаждаться со скоростью меньше критической, т. е. изделие не прокалится насквозь. Толщина изделия, при которой центральные объемы охлаждаются при закалке со скоростью, равной критической, характеризует прокаливаемость сплава (табл. 1.1). Прокаливаемость тем выше, чем меньше критическая скорость охлаждения.

Т а б л и ц а 1.1

**Критическая скорость охлаждения и прокаливаемость при закалке
в холодной воде некоторых алюминиевых сплавов**

Сплав	Система	$V_{кр}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	Максимальная толщина плиты, прокаливающейся насквозь, мм
В93	Al-Zn-Mg-Cu	3–5	250–300
АК4-1	Al-Cu-Mg	10–20	150–200
Д16	Al-Cu-Mg	60–90	100–120
В95	Al-Zn-Mg-Cu с добавками Mn и Cr	100–120	50–70

Однако охлаждение в воде не может рассматриваться как оптимальный вариант закалки во всех случаях. Очень высокая скорость охлаждения при закалке в воде приводит к образованию больших внутренних напряжений, которые обуславливают коробление изделий. Это особенно проявляется в крупногабаритных изделиях сложной конфигурации (штамповки, панели), правка которых после закалки весьма трудоемка и дорогостояща. Выбор для каждого сплава охлаждающих сред, обеспечивающих охлаждение со скоростью больше критической, но меньше, чем в воде, – актуальная задача.

Следует отметить, что существуют алюминиевые сплавы, имеющие очень малую критическую скорость охлаждения при закалке, тонкостенные изделия из них могут закаливаться с охлаждением на воздухе. К таким сплавам относят низколегированные сплавы систем Al-Mg-Si (АД31), Al-Zn-Mg (1915, 1935), сплавы системы Al-Mg-Li (1420). Для таких сплавов возможно совмещение процесса закалки с охлаждением изделий после их горячей деформации (экструдирования, прокатки), поскольку температура горячей деформации для ряда алюминиевых сплавов близка к температуре нагрева под закалку.

После закалки сплавы, обладая повышенной по сравнению с отожженным состоянием прочностью, сохраняют высокую пластичность. Однако роль закалки не ограничивается ее непосредственным влиянием на свойства. Обуславливая получение пересыщенных твердых растворов легирующих компонентов в алюминии, закалка обеспечивает возможность дальнейшего повышения прочности при старении. Так, механические свойства одного из наиболее распространенных термически упрочняемых алюминиевых сплавов Д16 могут изменяться после различных видов термообработки (табл. 1.2).

Т а б л и ц а 1.2

Механические свойства листов из сплава Д16

Состояние материала	Механические свойства		
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
После отжига	200	100	25
Непосредственно после закалки	300	220	23
После закалки и старения	450	340	28

Старение. Возврат после старения. Старение представляет собой выдержку закаленного сплава при некоторых (относительно низких) температурах, при которых или начинается распад пересыщенного твердого раствора, или в твердом растворе происходят структурные изменения, являющиеся подготовкой к распаду. *Цель старения* – дополнительное повышение прочности закаленных сплавов.

Распадом называют процесс, в результате которого из одной фазы (пересыщенный твердый раствор) образуются две фазы: твердый раствор, обедненный легирующими компонентами, и выделения интерметаллидов, отличающиеся от твердого раствора по составу и кристаллической решетке и отделенные от твердого раствора поверхностью раздела.

Сильная пересыщенность твердого раствора в закаленном сплаве обуславливает его термодинамическую нестабильность. Распад твердого раствора, приближающий фазовое состояние к равновесному, а следовательно, к уменьшению свободной энергии сплава, является самопроизвольно идущим процессом.

Во многих закаленных алюминиевых сплавах подготовительные стадии распада, а иногда и начало собственно распада проходят без специального нагрева, при вылеживании в естественных условиях в цехе, на складе или в другом помещении, в котором хранятся изделия, где температуры обычно находятся в пределах от 0 до 30 °С. В некоторых алюминиевых сплавах (Al-Cu-Mn) подготовка к распаду и начальные стадии распада происходят лишь при нагреве закаленного сплава до температуры 100–200 °С. Смысл этого нагрева – термическая активация диффузионных процессов.

Выдержку закаленных алюминиевых сплавов в естественных условиях (при температуре окружающей среды), которая приводит к определенным изменениям структуры и свойств (прочность, как правило, повышается), называют *естественным старением*.

Нагрев закаленных алюминиевых сплавов до относительно невысоких температур (обычно в интервале 100–200 °С) и выдержку при этих температурах (в пределах от нескольких часов до нескольких десятков часов) называют *искусственным старением*.

Способность многих алюминиевых сплавов к старению при комнатной температуре обусловила возникновение применительно к алюминиевым сплавам термина «*свежезакаленное состояние*», обозначающего состояние сплава непосредственно после закалки. Свойства алюминиевых сплавов в свежезакаленном состоянии могут значительно отличаться от их свойств спустя определенное время после закалки (в результате естественного старения). Естественное и низкотемпературное искусственное старение связано с тонкими изменениями структуры, которые не обнаруживаются в световом, а в ряде случаев и в электронном микроскопе. И только специальные методы рентгеноструктурного анализа позволили Гинье и независимо от него Престону описать механизм подготовительных стадий распада пересыщенного твердого раствора.

Рассмотрим, как развивается *процесс распада* пересыщенных твердых растворов на примере наиболее изученных Al-Cu-сплавов по мере повышения температуры нагрева или увеличения продолжительности выдержки при постоянной температуре.

1. Сначала в твердом растворе образуются субмикроскопические области – зоны с повышенным содержанием меди. Если, например, в твердом растворе содержится 4 % Cu, а в химическом соединении $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$, которое в конечном счете должно выделиться из твердого раствора, 52 % Cu, то концентрация меди в зонах является промежуточной и возрастает по мере развития процесса. Эти зоны получили название *зон Гинье – Престона* (ГП). Зоны ГП в сплавах Al-Cu имеют пластинчатую форму и образуются на кристаллографических плоскостях (100). Зоны ГП – это часть твердого раствора, их кристаллическая структура такая же, как и твердого раствора, но постоянная решетки несколько меньше из-за повышенной концентрации меди, атомный радиус которой меньше, чем алюминия. Для зон ГП характерны небольшие размеры (толщина 0,5–1,0 нм, диаметр 4–10 нм).

2. Затем в твердом растворе образуются выделения промежуточной θ'' -фазы, состав которых соответствует фазе Al_2Cu . Фаза θ'' с тетрагональной, отличной от матрицы решеткой полностью когерентна с алюминиевым твердым раствором. Для этой фазы характерно упорядоченное взаимное

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	3
Глава 1. КЛАССИФИКАЦИЯ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	6
1.1. Основные виды термической обработки алюминиевых сплавов	6
1.2. Технология термической обработки полуфабрикатов из алюминиевых сплавов	36
1.3. Свойства алюминия	55
1.4. Алюминиевые сплавы.....	57
1.5. Свариваемые деформируемые алюминиевые сплавы	58
Глава 2. СВАРИВАЕМОСТЬ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ	88
2.1. Основные методы оценки свариваемости алюминиевых сплавов	88
2.2. Влияние легирующих элементов на свариваемость.....	97
2.3. Влияние модификаторов на свариваемость.....	119
2.4. Влияние примесей на свариваемость	128
2.5. Характеристики свариваемости серийных алюминиевых сплавов.....	130
Глава 3. ТЕХНОЛОГИЯ СВАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	146
3.1. Подготовка деталей из алюминиевых сплавов под сварку	146
3.2. Материалы для сварки алюминиевых сплавов и требования к ним (проволока, газы, электроды).....	149
3.3. Газовая сварка	160
3.4. Дуговая сварка покрытыми электродами	165
3.5. Автоматическая дуговая сварка по слою флюса	167
3.6. Дуговая сварка в защитных газах неплавящимся электродом	169
3.7. Ручная и механизированная сварка плавящимся электродом в инертных газах	185

3.8. Плазменная и микроплазменная сварка	190
3.9. Электронно-лучевая сварка	199
3.10. Лазерная сварка	204
3.11. Электрошлаковая сварка	211

Глава 4. ДЕФЕКТЫ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

И МЕТОДЫ ИХ ПРЕДУПРЕЖДЕНИЯ	215
4.1. Дефектов сварных соединений алюминиевых сплавов	215
4.2. Кристаллизационные (горячие) трещины при сварке алюминиевых сплавов	220
4.3. Оксидные включения	233
4.4. Пористость металла шва	235
4.5. Несплавления и непровары	239
4.6. Контроль качества сварных соединений алюминиевых сплавов неразрушающими методами контроля	241
4.7. Устранение дефектов швов, выполненных сваркой плавлением	259

Глава 5. СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

5.1. Свойства сварных соединений при статических нагрузках	263
5.2. Усталостные свойства сварных соединений	290
5.3. Влияние подварок дефектов на свойства сварных соединений	304
5.4. Коррозионные свойства сварных соединений алюминиевых сплавов	310
5.5. Сварные соединения алюминиевых сплавов в разноименном сочетании	334
5.6. Остаточные напряжения в сварных соединениях и методы их снижения	341
5.7. Термическая обработка сварных соединений алюминиевых сплавов	348
5.8. Типичные структуры сварных соединений алюминиевых сплавов при различных методах сварки плавлением	350

ПЕРЕЧЕНЬ НОРМАТИВНЫХ ДОКУМЕНТОВ, касающихся сварки плавлением алюминиевых сплавов.....	360
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ	361
СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	365