

## **ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СКЛОННОСТЬ К МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Деформируемые алюминиевые сплавы нашли широкое применение в самолетостроении благодаря сочетанию малой плотности, хорошей обрабатываемости давлением и высокими прочностными характеристиками, которые достигаются при упрочнении путем термической обработки и нагартовки. Так, из сплавов типа дуралюмин и высокопрочных алюминиевых сплавов изготавливают основные силовые элементы конструкции самолета (нервюры, лонжероны, шпангоуты, стрингеры, обшивки), из ковочных сплавов – детали сложной формы средней прочности (узлы самолета, детали компрессора реактивных двигателей).

Термическая обработка алюминиевых сплавов (отжиг, закалка и естественное старение, закалка и искусственное старение) определяет их структуру, от которой зависят не только механические свойства, но и химические, а именно стойкость к коррозии. В зависимости от условий хранения, производства и эксплуатации алюминиевые сплавы могут подвергаться следующим видам коррозии – питтинговой, межкристаллитной и коррозионному растрескиванию. Наибольшее влияние на прочностные характеристики алюминиевых сплавов оказывает межкристаллитная коррозия (МКК). Поэтому исследование влияния режимов термической обработки на склонность к межкристаллитной коррозии деформируемых алюминиевых сплавов является актуальным.

В работе исследованы образцы из следующих деформируемых алюминиевых сплавов – Д16, АМг, 1933, АК6. Режимы термической обработки образцов приведены в табл. 1.

Испытания на межкристаллитную коррозию проводились согласно ГОСТу 9.021–74. После проведенной термообработки образцы помещались в раствор следующего состава: 30 г/л хлористого натрия и 10 мл/л соляной кислоты, температура раствора – 18...25°C, продолжительность испытания – 24 ч.

Результаты испытаний оценивались металлографическим методом, при этом фиксировались характер коррозии, максимальное значение глубины межкристаллитной коррозии и распространение коррозии по краю шлифа (единичные участки или практически по всему краю). Для этой цели были изготовлены шлифы, которые подвергались микроисследованию с помощью металлографического микроскопа НЕОРНОТ 21. Для выявления структуры алюминиевых сплавов проводилось травление шлифов с использованием реактива Келлера.

Таблица 1

Марка образца	Режимы термической обработки
Д16М	Отжиг ( $t = 400^{\circ}\text{C}$ , охлаждение с печью до $t = 200^{\circ}\text{C}$ и выдача на воздух)
Д16Т	Закалка ( $t = 500^{\circ}\text{C}$ , охлаждение в воде при $t = 90^{\circ}\text{C}$ ) + естественное старение
Д16Т	Закалка ( $t = 500^{\circ}\text{C}$ , охлаждение в воде при $t = 20^{\circ}\text{C}$ ) + естественное старение
Д16Т1	Закалка ( $t = 500^{\circ}\text{C}$ , охлаждение в воде при $t = 20^{\circ}\text{C}$ ) + искусственное старение ( $t = 190^{\circ}\text{C}$ )
АМгМ	Отжиг ( $t = 400^{\circ}\text{C}$ , охлаждение с печью до $t = 200^{\circ}\text{C}$ и выдача на воздух)
АК6М	Отжиг ( $t = 400^{\circ}\text{C}$ , охлаждение с печью до $t = 200^{\circ}\text{C}$ и выдача на воздух)
АК6Т1	Закалка ( $t = 510^{\circ}\text{C}$ , охлаждение в воде при $t = 80^{\circ}\text{C}$ ) + искусственное старение ( $t = 165^{\circ}\text{C}$ )
1933М	Отжиг ( $t = 400^{\circ}\text{C}$ , охлаждение с печью до $t = 200^{\circ}\text{C}$ и выдача на воздух)
1933Т1	Закалка ( $t = 460^{\circ}\text{C}$ , охлаждение в воде при $t = 80^{\circ}\text{C}$ ) + искусственное старение ( $t = 115^{\circ}\text{C} + t = 165^{\circ}\text{C}$ )
1993Т2	Закалка ( $t = 460^{\circ}\text{C}$ , охлаждение в воде при $t = 80^{\circ}\text{C}$ ) + искусственное старение ( $t = 115^{\circ}\text{C} + t = 175^{\circ}\text{C}$ )
1933Т3	Закалка ( $t = 460^{\circ}\text{C}$ , охлаждение в воде при $t = 80^{\circ}\text{C}$ ) + искусственное старение ( $t = 115^{\circ}\text{C} + t = 190^{\circ}\text{C}$ )

В зависимости от химического состава в сплавах на основе алюминия возможно образование различных интерметаллических соединений, которые являются упрочняющими фазами. Так, Д16 относится к сплавам системы Al–Cu–Mg–Mn, для которых характерно образование следующих упрочняющих фаз  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $(\text{Mn,Fe})\text{Al}_6$ ,  $\text{AlSiMnFe}$ . 1933 – сплав системы Al–Zn–Mg–Cu, упрочняющие фазы –  $\text{MgZn}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ,  $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_2$ . АК6 – сплав системы Al–Cu–Si–Mg–Mn, упрочняющие фазы –  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ,  $\text{Al}_x\text{Mg}_5\text{Si}_4\text{Cu}_4$ ,  $\text{AlSiMnFe}$ . АМг – сплав системы Al–Mg, упрочняющие фазы –  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ,  $\text{Al}_3\text{Fe}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ .

Коррозионное поведение отдельных структурных составляющих сплава и их электрохимическое взаимодействие во многом определяют механизм межкристаллитной коррозии алюминиевых сплавов. Так, в результате отжига интерметаллические соединения располагаются преимущественно по границам зерен, а при закалке

происходит растворение легирующих элементов в  $\alpha$ -твердом растворе.

Результаты испытаний на межкристаллитную коррозию приведены в табл. 2.

Таблица 2

Марка образцов	Характеристика образцов, после испытания
Д16Т закалка в воде при $t = 80^{\circ}\text{C}$	Растравление. Повреждение границ зерен. МКК на единичных участках
Д16Т1	Растравление не наблюдается. МКК отсутствует
Д16Т	Растравление не наблюдается. МКК отсутствует
Д16М	Интенсивное растравление. Повреждение границ зерен. МКК по всей поверхности образца
Д16М (литой)	Интенсивное растравление, межкристаллитное разрушение по границам субзерен и зерен. МКК по всей поверхности образца
АМгМ	Растравление границ и тела зерна. МКК на единичных участках
АК6М	Растравление не наблюдается. МКК отсутствует
АК6Т1	Растравление не наблюдается. МКК отсутствует
1933Т1	Незначительное растравление. МКК на единичных участках
1993Т2	Растравление не наблюдается. МКК отсутствует
1933Т3	Растравление не наблюдается. МКК отсутствует
1933М	Интенсивное растравление, межкристаллитная коррозия по всей поверхности образца

Анализируя результаты испытаний, следует отметить, что структура сплавов имеет большое значение для оценки их коррозионной стойкости. Так, сплавы в закаленном и естественно (искусственно) состаренном состоянии не подвержены МКК, поскольку такая структура состоит из зерен  $\alpha$ -твердого раствора и частичек нерастворимых фаз, при этом основные упрочняющие фазы переходят в твердый раствор. В результате образуется однородная структура, а значит, зерна твердых растворов имеют близкие электродные потенциалы, поэтому коррозия не возникает.

В случае неоднородной структуры сплава на его поверхности при наличии электролита начинает работать множество микрогальванических элементов, что приводит к коррозии и разрушению анодных фаз.

Если анодные фазы располагаются по границам зерен, то это приводит к интенсивным электрохимическим процессам по границам зерен, т.е. к межкристаллитной коррозии. Так, у образцов из сплава Д16, охлаждение которых производилось в воде, нагретой до температуры 80°C, наблюдались единичные участки МКК. Это объясняется тем, что такой режим термической обработки соответствует замедленной закалке, при которой происходит частичный распад  $\alpha$ -твердого раствора, выделившиеся частички вторичных фаз располагаются по границам зерен в виде строчек, что способствует развитию коррозии.

Образцы из сплава 1933 подвергались закалке с последующим старением по режимам Т1, Т2, Т3. Следует отметить, что режимы Т2 и Т3 обеспечили высокую стойкость к МКК благодаря протеканию процессов коагуляционного старения. В процессе коагуляционного старения происходит укрупнение зерен; чем крупнее зерна, тем меньше протяженность межзеренных границ, слабее диффузионный перенос и, значит, меньше участков для возникновения МКК.

Наибольшую склонность к межкристаллитной коррозии наблюдалась у сплавов Д16 и 1933 в отожженном состоянии. При отжиге происходит неравномерный распад пересыщенного твердого раствора. Распад твердого раствора, сопровождающийся выпадением интерметаллических соединений (например,  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ,  $\text{MgZn}_2$ ) происходит значительно легче по границам зерен, чем в теле зерна. Вследствие обеднения легирующими элементами границы зерен (узкая периферийная зона зерна) приобретают менее благородный потенциал, катодными участками являются сердцевина зерна и частички интерметаллидных фаз, выделившихся из твердого раствора. Так как анодная зона (граница зерна) имеет площадь значительно меньшую, чем катодная, процесс коррозии протекает при высокой плотности анодного тока и приводит к сильному разрушению границ.

На рис. 1 показаны определенные участки структуры сплава 1933М после испытаний на МКК. На данных участках происходило выделение пузырьков водорода, в непосредственной близости от которых обнаружилась четкая межкристаллитная коррозия.

Коррозия, которая сопровождается выделением водорода, начинается в микропорах, возникающих в сплавах при кристаллизации из расплава или в результате пластической деформации. Поскольку поступление кислорода к корродирующему участку в поре затруднено, то затрудняется и возобновление разрушающейся здесь в процессе коррозии окисной пленки. Это способствует возникновению отрицательного разностного эффекта, т.е. увеличению саморастворения анодов локальных пар.

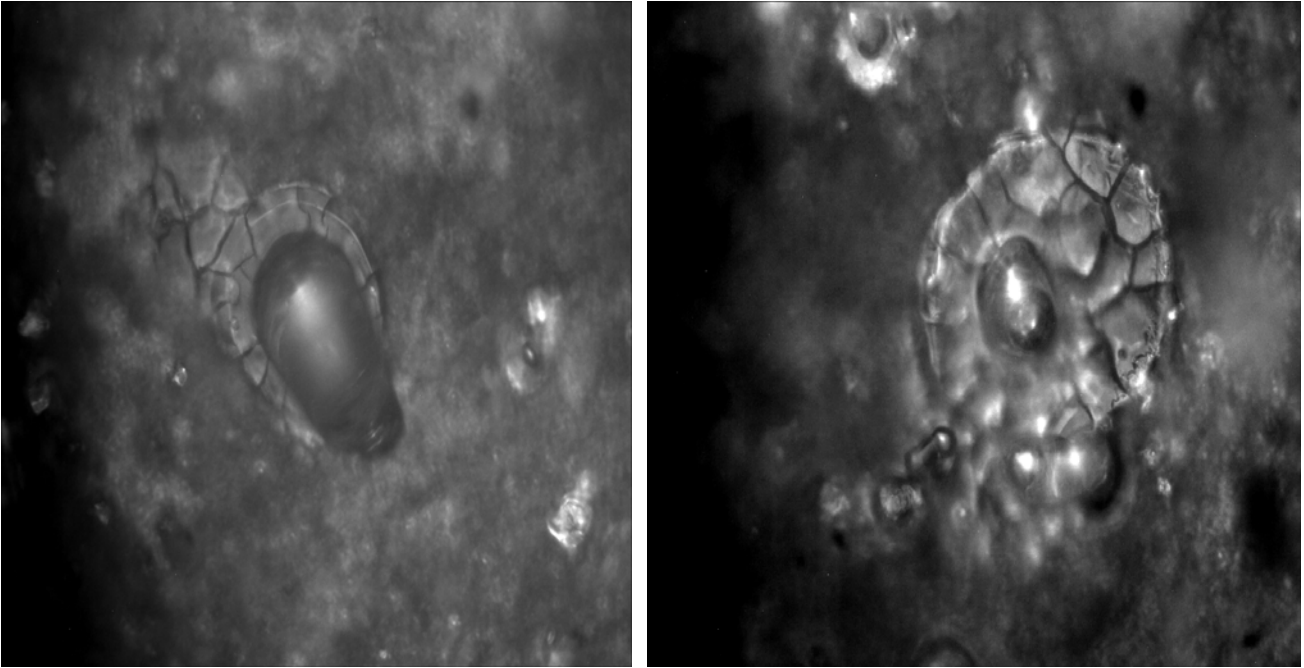
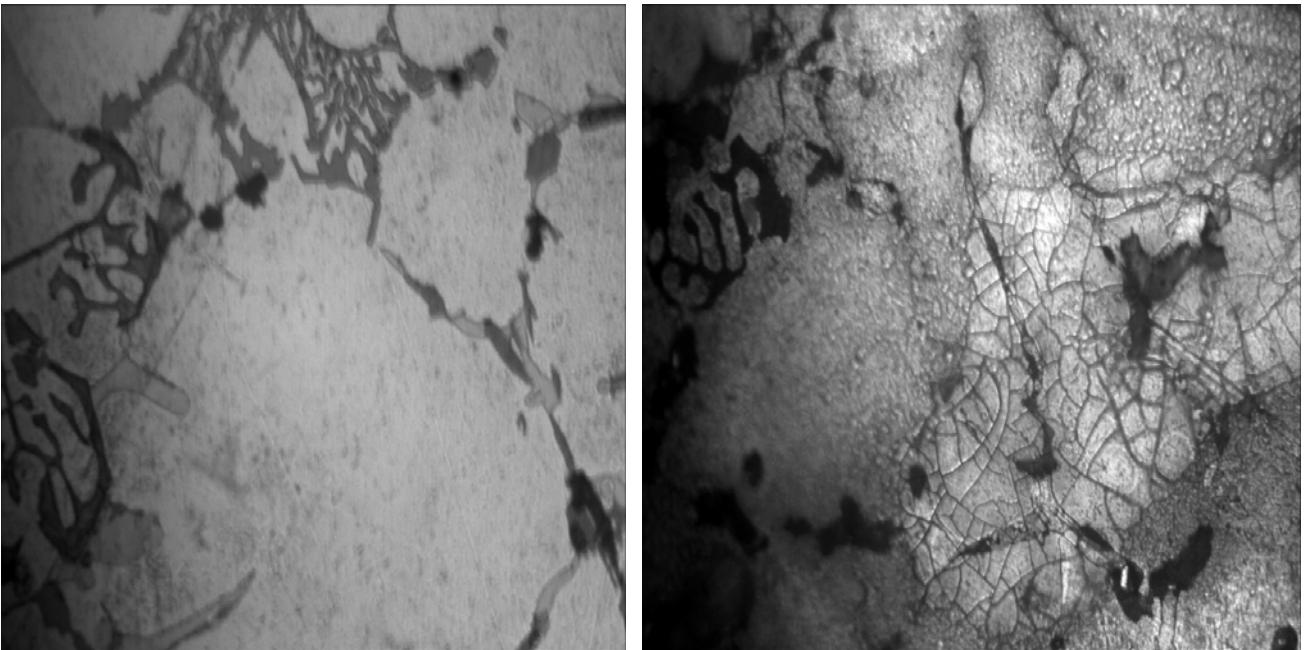


Рисунок 1 – Микроструктура сплава 1933М после 24 ч коррозии в 3 %-ном растворе NaCl + 1 % HCl, x500

На рис. 2 показана микроструктура сплава Д16 в отожженном состоянии и после испытаний на межкристаллитную коррозию. Наблюдаются сильное растравливание границ зерен и межкристаллитная коррозия по границам субзерен.



а

б

Рисунок 2 – Микроструктура сплава Д16М, x500:

а – в отожженном состоянии;

б – после 24 ч коррозии в 3 %-ном растворе NaCl + 1 % HCl

## Выводы

1. Анализ результатов исследований показал, что межкристаллитный тип коррозионного разрушения деформируемых алюминиевых сплавов в растворах электролитов может возникать в тех случаях, когда для структуры характерно:

- наличие непрерывной цепочки упрочняющих фаз на границах зерен, выделившихся из твердого раствора;
- наличие межкристаллитных пустот;
- присутствие пересыщенного твердого раствора в состоянии частичного распада.

2. Для эффективной борьбы с межкристаллитной коррозией деформируемых алюминиевых сплавов, особенно содержащих такие легирующие элементы, как медь, цинк, железо, магний, необходимо правильно назначать режимы термической обработки, чтобы не допустить распада твердого раствора при закалке или старении. В случае, когда сплав используют в отожженном состоянии, необходимо предусмотреть дополнительные методы защиты – плакирование, анодирование, химическое оксидирование, нанесение лакокрасочных покрытий.

## Список использованных источников

1. Колобнев И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов / И.Ф. Колобнев. – М.: Металлургия, 1966. – 394 с.
2. Беккер М. Справочник по металлографическому травлению / М. Беккер. – М.: Металлургия, 1979. – 376 с.
3. Лаборатория металлографии / под ред. Б.Г. Лившица. – М.: Металлургиздат, 1957. – 695 с.
4. Металлография цветных металлов и сплавов / под ред. М.В. Мальцева. – М.: Металлургиздат, 1960. – 372 с.
5. Томашов Н.Д. Теория коррозии и защиты металлов / Н.Д. Томашов. – М.: АН СССР, 1960. – 591 с.
6. ГОСТ 9.021 – 74. Единая система защиты от коррозии и старения. Алюминий и сплавы алюминиевые. Методы ускоренных испытаний на межкристаллитную коррозию.
7. Структура и коррозия металлов и сплавов: Атлас: Справ. изд. / И.Я. Сокол, Е.А. Ульянин., Э.Г. Фельгандер и др. – М.: Металлургия, 1989. – 400 с.
8. Коррозия и защита металлов. Труды ВИАМ / под ред. Р.С. Амбарцумяна. – М.: ГИОП, 1957. – 368 с.

*Поступила в редакцию 11.02.2011 г.*

*Рецензент: д-р техн. наук, проф. В.Н. Кобрин,  
Национальный аэрокосмический университет  
им. Н.Е. Жуковского «ХАИ», г. Харьков*