

ИСТОЧНИКИ И МЕХАНИЗМ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВАРКЕ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

И. Н. Манаков, В. В. Овчинников, М. А. Гуреева



МАНАКОВ
Иван
Николаевич

Аспирант МГИУ. Специализируется в области разработки и совершенствования процессов ремонта отливок из алюминиевых сплавов методами сварки. Автор 6 научных публикаций.



ГУРЕЕВА
Марина
Алексеевна

Кандидат технических наук, докторант Центрального научно-исследовательского института технологии машиностроения. Область научных интересов – специальные алюминиевые сплавы, металловедение и технология сварки. Автор более 50 научных трудов и 14 изобретений.



ОВЧИННИКОВ
Виктор
Васильевич

Доктор технических наук, профессор, академик Международной академии информатизации. Главный специалист по сварке и материаловедению ОАО «Российская самолетостроительная корпорация «МиГ»». Основное направление научной деятельности – разработка новых алюминиевых сплавов и технологии изготовления из них ответственных сварных конструкций. Автор 264 научных работ, в том числе 92 авторских свидетельств и патентов на изобретения.

Введение

Литые детали из алюминиевых сплавов обладают высокой прочностью ($\sigma_b = 350\text{--}400$ МПа), хорошей коррозионной стойкостью и обеспечивают снижение трудоемкости изготовления деталей в 2–5 раз по сравнению с заготовками из деформируемых алюминиевых сплавов. Точное литье широко применяется для изготовления корпусных деталей, работающих в условиях нагрева и вибрационных нагрузок, к которым предъявляются высокие требования по герметичности. К таким деталям относятся корпуса автоматических коробок переключения передач автомобилей, ряд корпусных отливок для летательных аппаратов (рис. 1), изготавливаемых из сплавов типа АЛ9, ВАЛ14 и ВАЛ16.

© И.Н. Манаков, В.В. Овчинников, М.А. Гуреева, 2009

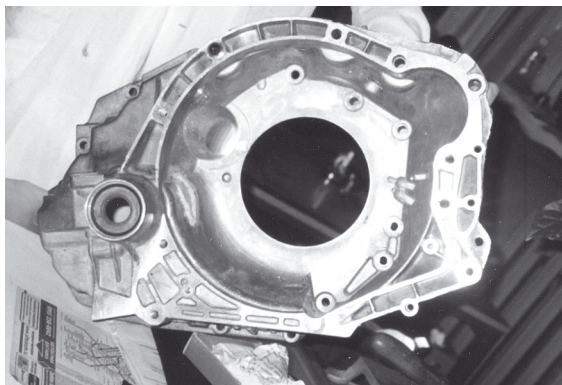


Рис. 1. Литой корпус из алюминиевого сплава автоматической коробки переключения передач автомобиля

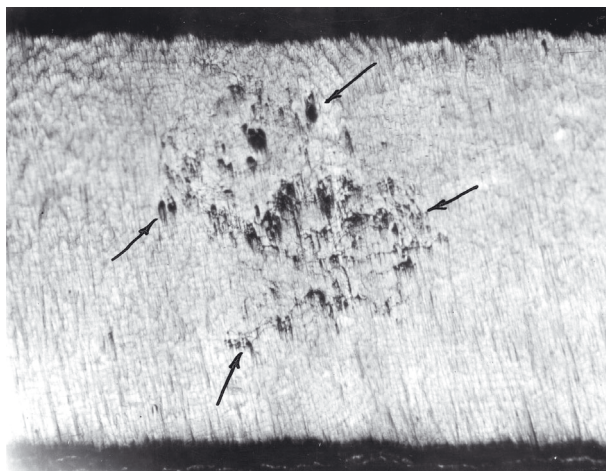


Рис. 2. Пористость в сварных швах отливок из сплава АЛ9 ($\times 15$)

В процессе изготовления отливок из алюминиевых сплавов отмечается образование следующих дефектов: поверхностные и сквозные незаливки, газовые раковины, участки со шлаковыми включениями, рыхлоты, спайи, поры и трещины, что приводит к нарушению герметичности корпусных отливок (рис. 2) [1 – 4].

Литейная микрорыхлота может являться очагом зарождения трещины при механической обработке детали или в процессе ее эксплуатации при приложении вибрационной нагрузки.

Дефекты, возникающие в процессе изготовления отливок, подразделяются на неисправимые (брак) и исправимые, как правило, с применением сварки. Исправление дефектных участков осуществляется в соответствии с ОТС 1.41310-78 и включает следующие операции: разметку дефектного участка; механическую разделку дефектных мест в отливках и заварку разделки с помощью ручной аргонодуговой сварки с присадочной проволокой.

При дуговой сварке отливок из сплавов часто наблюдается повышенная пористость в швах, что существенно увеличивает трудоемкость и стоимость ремонта. Актуальность выявления причин образования пор при сварке литейных алюминиевых сплавов диктуется тем, что примерно 25–28% отливок направляются на повторный переплав из-за нарушения герметичности.

Пористость при сварке литейных алюминиевых сплавов подразделяется на металлургическую и технологическую. Первая определяется процессами подготовки поверхности, сборки и сварки, вторая – металлургической наследственностью сплава (отливки).

Материалы и методика проведения исследований

Целью проведения исследований было выявление основных источников порообразования при сварке плавлением заготовок литейных алюминиевых сплавов и разработка на основе полученных результатов технологических рекомендаций по повышению плотности сварных швов при ремонте отливок.

Для выявления источников порообразования в исследованиях использовались образцы, вырезанные из заготовок литейных алюминиевых сплавов ВАЛ14, ВАЛ16 и АЛ9, полученных из шихтовых материалов различной чистоты несколькими способами литья (в землю, в кокиль). Характеристики пористости образцов перед сваркой приведены в табл. 1.

Образцы для исследований готовили путем фрезерования пластин толщиной 3 мм из отливок. После фрезерования образцы обезжиривали путем химической обработки.

После механической обработки на фрезерном станке образцы нагревали до 590–600 °С в кварцевой колбе, помещенной в электрическую печь сопротивления. Выделяющиеся газы постоянно прокачивались через преобразователь, измеряющий давление потока откачиваемых газов, и через датчик масс-спектрометра, с помощью которого регистрировали масс-спектр в диапазоне $m/e = 1-60$ [5]. Содержание газообразных элементов определяли по интенсивности ионного тока.

Плоские литые заготовки толщиной 3 мм сваривали параллельно по целому металлу (чтобы исключить влияние стыка) и по стыку. Непосредственно перед сваркой торцы кромок и поверхности с лицевой и обратной сторон на расстоянии

Таблица 1

Исходная пористость образцов литейных алюминиевых сплавов перед сваркой

Сплав	Номер образца	Пористость, %					Пористость, % выше 5 балла	Прочие дефекты
		1-й балл	2-й балл	3-й балл	4-й балл	5-й балл		
ВАЛ14	1	95	3	2	—	—	—	—
	2	100	—	—	—	—	—	—
	3	82	4	4	5	5	—	—
ВАЛ16	1	97	1	2	—	—	—	—
	2	50	10	10	10	10	5	Рыхлость 5%
	3	70	9	16	2	3	—	—
АЛ9	1	92	3	2	2	1	—	—
	2	—	—	—	4	95	1	—
	3	—	—	5	6	89	—	—

Примечание: В соответствии с ОСТ 1.90029–71 при пористости более 1-го балла количество пор на 1 см² составляет 5 шт.; для 2-го балла – 10; для 3-го балла – 15; для 4-го балла – 20; для 5-го балла – 25 шт.

15 мм от стыка зачищали шабером. Автоматическую сварку проводили без присадочной проволоки переменным синусоидальным током в аргоне на формирующей подкладке из стали 12Х18Н10Т.

После сварки при 100%-ном рентгеновском контроле определяли наличие и характер расположения пор в сварных швах.

Результаты экспериментов

Результаты проведенных экспериментов показали, что кривые изменения давления выделяющихся газов в зависимости от температуры нагрева образцов (рис. 3) на начальной стадии имеют одинаковый вид. При температуре нагрева 150–250 °С давление выделяющихся газов плавно увеличивается, достигает своего максимума при температуре 400–500 °С, после чего давление снижается. Для некоторых спла-

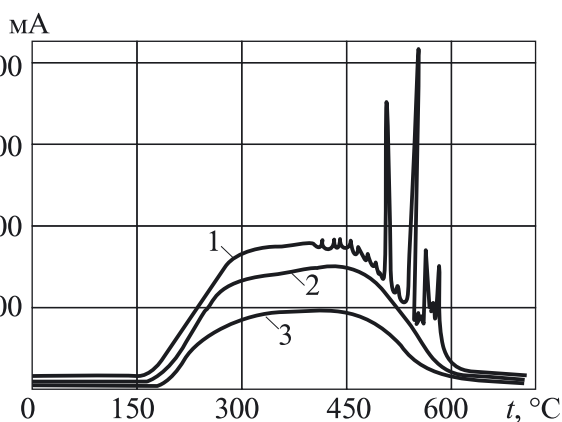


Рис. 3. Кривые газовыделения в зависимости от температуры нагрева: 1 — сплав АЛ9, образец № 3; 2 — сплав ВАЛ14, образец № 1; 3 — сплав ВАЛ16, образец № 1

вов давление уменьшается плавно, однако на общем фоне снижения давления отмечаются отдельные резкие взрывообразные пики в диапазоне температур нагрева 510–600 °С. Максимальная величина указанных пиков в 2–6 раз превышает максимальное давление газов в диапазоне 400–500 °С. С помощью массоспектрометрического анализа установлено, что основную массу газов, выделяющихся при пиках давления, составляют СО и С_хН (СН, СН₂, С₂Н₂, С₂Н₄, С₃Н₈).

Для более точного определения состава газовой выделения из алюминиевых сплавов изучали состав атмосферы над расплавом перед отливкой слитков. Отбор пробы проводили в стеклянную колбу, предварительно отвакууммированную до остаточного давления (4 МПа) с вакуумным вентилем. Производили отбор с расстояния примерно 30 мм над сварочной ванной, затем колбу через натекаль соединяли с масс-спектрометром. Результаты исследований представлены в табл. 2.

Количественной характеристикой содержания газообразных продуктов является ионный ток масс-спектрометра. Анализ данных табл. 2 показывает, что в состав атмосферы над расплавом входят СО, СО₂, СН₄С₂Н₂, С₂Н₆, С₄Н₈, С₃Н₆, С₃Н₈, С₆Н₁₂ и др., а также N₂, O₂ и Н₂O. Причем общее количество СО и С₂Н₄ в 100 раз превышает содержание Н₂O и в 4–7 раз – O₂.

В сварных швах всех исследуемых литейных алюминиевых сплавов наблюдается два вида пористости: мелкая, более или менее равномерно распределенная по всему сечению шва и крупная, расположенная вблизи поверхности шва и по его краям. Мелкая пористость зарождается

Таблица 2

Состав выделяющихся газов при нагреве образцов алюминиевых сплавов

Химическое соединение	Интенсивность ионного тока, приходящаяся на вещество, $\times 10^{-15}$ А		
	ВАЛ14	АЛ9	ВАЛ16
N ₂	1780	1949	1710
CH ₄	440	920	490
H ₂ O	115	120	145
CO, C ₂ H ₄	25400	42800	31000
O ₂	7300	7449	7200
C ₃ H ₈	405	702	480
CO ₂	130	155	140
C ₃ H ₆	4	9	4
C ₂ H ₆	501	702	615
C ₆ H ₁₂	3	4	3

в последние моменты затвердевания металла шва при кристаллизации. Металл, насыщенный водородом в области максимальной растворимости, выделяет пузырьки газа при понижении температуры и резком изменении растворимости водорода. При образовании крупной пористости действует механизм зарождения пузырьков на стадии нагрева основного металла электрической дугой. Начало зарождения (или интенсивного выделения газов) происходит при температуре, значительно ниже температуры плавления (низкотемпературные источники порообразования). При этом пористость формируют пузырьки, которые не успевают всплыть и выйти на поверхность сварочной ванны. Крупная пористость при сварке формируется у сплавов, для которых характерно наличие резких пиков выделения газов при температурах нагрева 510–600 °С. При сварке сплавов, у которых нет резких пиков газовой выделенности при нагреве, крупная пористость в сварных швах отсутствует.

Повторный переплав при сварке литых заготовок практически не влияет на количество мелких пор, имевшихся до сварки, хотя в ряде случаев отмечается их некоторое уменьшение. Поэтому для получения швов с минимальной пористостью ответственные конструкции следует изготавливать из литых заготовок с порами, не выше 2-го балла. При наличии в исходных литых заготовках пор 4–5-го балла в металле шва формируется интенсивная, равномерно распределенная крупная пористость.

Эксперименты проводились при скорости нагрева 3 °С/мин. В условиях дуговой сварки

скорость нагрева значительно выше, поэтому температурные диапазоны выделения пиковых выбросов газов и их величина изменяются. Очевидно, область пиковых выбросов газов будет смещена в область более высоких температур, а их амплитуда выше, но общий характер выделения газов сохраняется.

Для оценки склонности литейных алюминиевых сплавов к образованию крупной пористости при дуговой сварке целесообразно проводить вакуумный нагрев образцов с записью изменения давления при повышении температуры. Наличие резких пиков давления в диапазоне 500–600 °С однозначно указывает на склонность сплавов к крупной пористости и, следовательно, на невозможность их применения для изготовления ответственных сварных конструкций.

Для определения уровней (порогов) образования пористости различных алюминиевых сплавов были выполнены следующие эксперименты. Отливали полунепрерывным методом слитки диаметром 60 мм из алюминиевых сплавов с исходным содержанием газов от 0,12 до 0,94 см³/100 г. Пористость исследовали методом микрорентгеноъемки. Объем пористости рассчитывали, используя метод гидростатического взвешивания. Первоначально установили, что в слитках исследуемых сплавов водород распределяется равномерно и не наблюдается ни прямой, ни обратной зональной ликвации водорода. В слитках из алюминия повышенной чистоты пористость не возникала при содержании водорода около 0,69 см³/100 г. Технический алюминий более склонен к образованию пор вследствие наличия некоторого температур-

Таблица 3

Влияние концентрации водорода в сплаве на образование пор в металле шва

Концентрация H_2 , $см^3/100 г$	Пористость сплава, %				
	алюминий повышенной чистоты	технический алюминий	ВАЛ14	АЛ9	ВАЛ16
0,29	–	–	–	0,07	–
0,33	–	–	0,07	0,09	–
0,36	–	–	0,09	0,11	–
0,42	–	–	0,12	0,12	0,10
0,51	–	–	0,15	0,13	0,12
0,65	–	0,11	0,15	0,14	0,15
0,71	0,10	0,22	0,20	0,23	0,21
0,94	0,23	0,34	0,30	0,27	0,22

ного интервала кристаллизации. Пористость в этом сплаве не возникает при содержании газов $0,51 см^3/100 г$ (табл. 3).

Результаты экспериментов показали, что сплавы разного химического состава имеют различную предрасположенность к образованию пор. По данным табл. 3 максимальное газосодержание, не вызывающее образования пор, для сплавов АЛ9, ВАЛ14 и ВАЛ16 соответственно равно 0,25; 0,29 и $0,36 см^3/100 г$ металла. По-видимому, склонность к образованию пор зависит не только от температурного интервала кристаллизации, но и от значений растворимости водорода в твердой и жидких фазах а также от изменения этих характеристик в рамках температурного интервала кристаллизации.

Анализ полученных результатов показывает, что отсутствует единый универсальный показатель величины критического газосодержания (в данном случае по водороду) для всех алюминиевых сплавов, при котором поры не образуются. Для каждого конкретного алюминиевого сплава в зависимости от его химического состава существует свой показатель критического газосодержания. Ранее применявшийся показатель по водороду – $0,69 см^3/100 г$ – может быть использован только для случая сварки алюминия повышенной чистоты. При этом водород составляет лишь определенную часть общего газовыделения. Объем пористости прямо пропорционален общему газовыделению. Доля водорода в общем объеме газовыделения существенно зависит от способа выплавки и марки сплава. Поэтому критическое газосодержание по водороду, не вызывающее пористости, в общем виде носит условный характер и требует уточнения для каждого сплава и способа выплавки слитка и изготовления полуфабриката.

В данной работе исследовано газосодержание образцов, вырезанных из слитков, полученных по следующим технологическим схемам выплавки: газопламенная печь; газопламенная печь + вакуумно-индукционная печь + вакуумный миксер + разливка на воздухе; вакуумно-индукционная печь + вакуумный миксер + разливка на воздухе; вакуумно-индукционная печь + вакуумный миксер + разливка в инертных газах (бесфлюсовая технология выплавки). Анализ результатов исследований показывает, что с изменением технологии выплавки основного металла заметно изменяется газовыделение при последующем нагреве образцов. Независимо от способа выплавки и марки сплава структура выделяющихся газов практически одинакова. Все отличие заключается только в количестве выделяющихся газов. Так, например, при переходе от газопламенной выплавки к бесфлюсовой газосодержание выделившихся газов H_2 , CO и CO_2 уменьшается в 3–5 раз для каждого, а содержание газов типа C_xH_y уменьшается в 7–10 раз.

Поэтому для изготовления ответственных конструкций из алюминиевых сплавов рационально применять полуфабрикаты только из слитков бесфлюсовой плавки. Принципиально возможны следующие источники углеводородов, выделяющихся при любом нагреве, в том числе и сварочном: углеводородные соединения, находящиеся на поверхности образцов и в самом металле; углерод и водород, содержащиеся в самом металле и вступающие во взаимодействие, особенно интенсивное при дуговом разряде. Причем каждый из этих источников может действовать отдельно или в совокупности с разной долей участия. Если бы причиной газосодержания было наличие поверхностных углеводородных соединений, тогда оно происходило

бы при более низкой температуре, чем отмечается в проведенных экспериментах.

Для полного представления механизма разложения углеводородов исследовали состав газовой среды в вакуумной камере установки для ионной цементации при 800, 900 и 1000 °С. Результаты экспериментов показали, что при 800–900 °С углеводороды быстро разлагаются на водород и метан, а при 1000 °С в тлеющем разряде – на водород и углерод. В этом случае о присутствии углерода свидетельствует сажа, осаждающаяся на поверхностях технологической оснастки.

Гипотеза о том, что углерод наряду с водородом является источником порообразования в алюминиевых сплавах, позволяет по-новому объяснить некоторые явления. Например, при дуговой сварке в гелии постоянным током прямой полярности на поверхности металла рядом со швом обнаруживается черный налет. Ранее это объясняли нарушением газовой защиты, а также повышенной влажностью защитного газа [2]. В условиях сварки постоянным током прямой полярности в гелии при длине дуги 0,2–0,5 мм достигается температура значительно выше, чем при сварке в аргоне, а именно около 2500–3000 °С, которая и обеспечивает термическую очистку от оксидных пленок. При такой высокой температуре и наличии дугового разряда реакции между углеводородными соединениями протекают до конца, т.е. до получения водорода и углерода. Углерод (сажа) конденсируется на ближайшей холодной зоне – по обеим сторонам шва.

Наличие черного налета при гелиево-дуговой сварке свидетельствует о хорошей защите зоны шва, поскольку при отсутствии кислородсодержащих соединений в зоне дуги углеводороды разлагаются на водород и углерод, в противном случае углерод должен взаимодействовать с кислородсодержащими соединениями с образованием оксидов углерода.

Таким образом, одним из источников порообразования в алюминиевых сплавах наряду с водородом являются и углеводороды, выделяющиеся из основного металла при нагреве.

На основании полученных результатов можно наметить следующие технологические меры предупреждения пористости:

- подавление процесса развития зародышей газовых пузырьков за счет ограничения концентрации водорода, растворенного в жидком металле сварочной ванны;

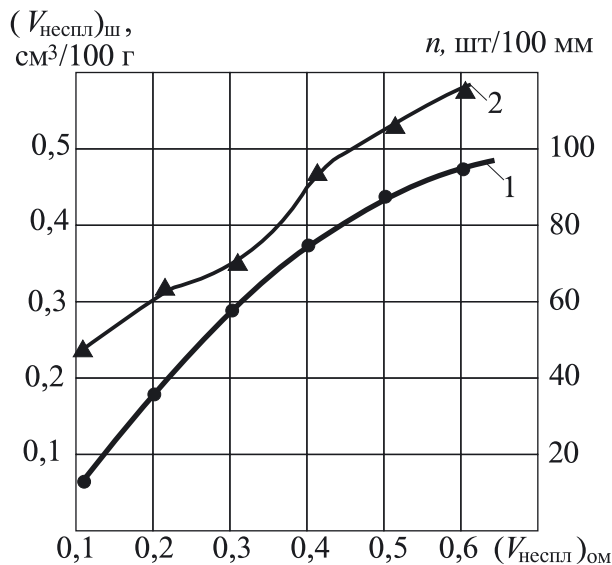


Рис. 4. Зависимость суммарного объема несплошностей в металле шва $(V_{\text{неспл}})_{\text{ш}}$ (1) и количества пор на 100 мм шва (2) от исходного объема несплошностей в основном металле

- замедление процесса развития зародышей газовых пузырьков путем сокращения времени пребывания сварочной ванны в расплавленном состоянии;

- интенсификация пузырьковой дегазации сварочной ванны.

Пористость металла шва при дуговой сварке литейных алюминиевых сплавов зависит от тепловых и металлургических факторов: объема и времени пребывания сварочной ванны в расплавленном состоянии, сопутствующего подогрева при сварке, условий перемешивания металла сварочной ванны. Основными параметрами, влияющими на пористость металла шва, являются величина сварочного тока, скорость сварки и температура сопутствующего подогрева. Проведенные эксперименты показали, что содержание газов в металле шва определяется в основном двумя факторами: величиной сварочного тока и температурой подогрева [6].

Зависимость пористости металла шва от исходного содержания газов в основном металле представлена на рис. 4. Полученная зависимость свидетельствует о том, что рост объема несплошностей в основном металле влечет за собой увеличение объема несплошностей в металле шва и суммарного содержания газов в нем.

Для дальнейших исследований с целью уменьшения объема экспериментов были выбраны образцы из сплава АЛ9 с несплошностями в основном металле на уровне 0,23–0,26 см³/100 г и 0,50–0,52 см³/100 г.

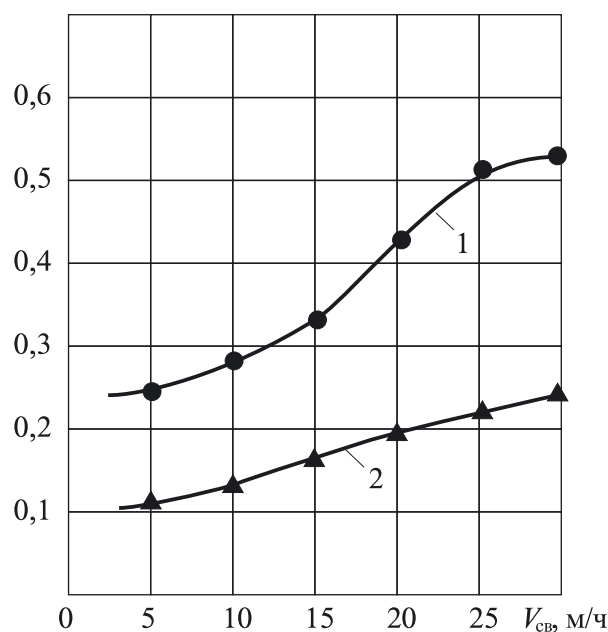
$(V_{\text{непл}})_{\text{ш}},$
 $\text{см}^3/100 \text{ г}$


Рис. 5. Влияние скорости сварки на объем несплошностей в металле шва сплава АЛ9 с исходным содержанием несплошностей $0,52 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (1) и $0,23 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (2) при постоянном значении объема сварочной ванны

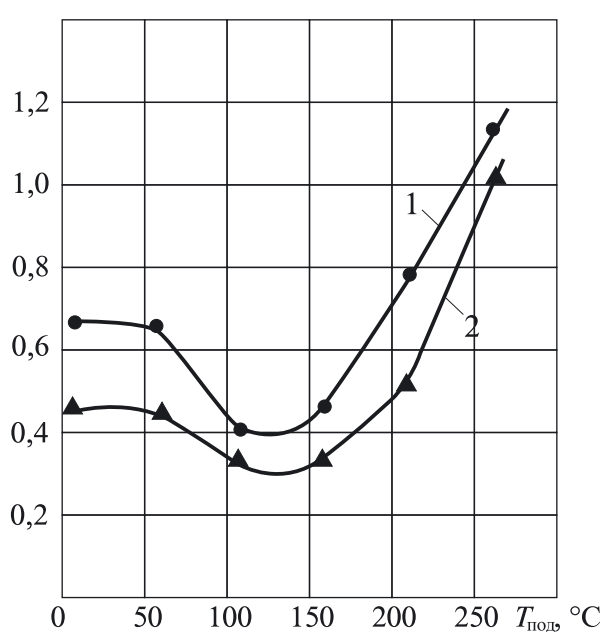
 $(V_{\text{непл}})_{\text{ш}},$
 $\text{см}^3/100 \text{ г}$


Рис. 7. Влияние температуры подогрева на суммарное содержание несплошностей в металле шва при исходном содержании несплошностей в основном металле $0,52 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (1) и $0,23 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (2). Сила тока сварки 150–160 А, скорость сварки 5 м/ч

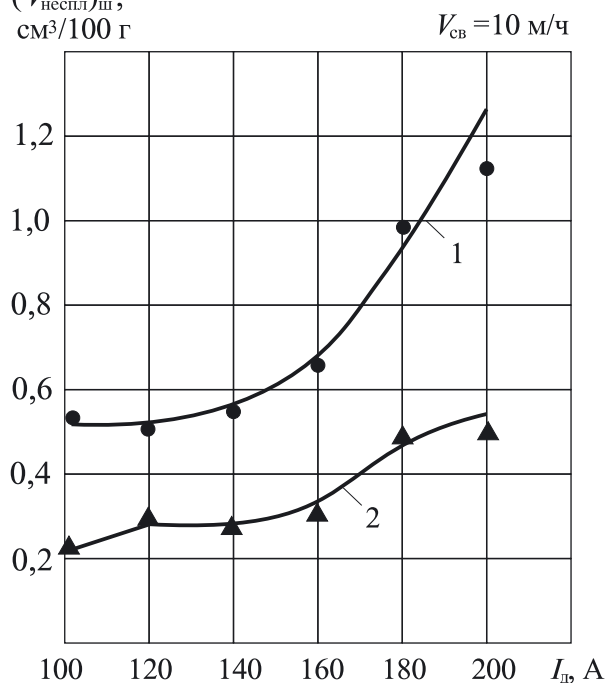
 $(V_{\text{непл}})_{\text{ш}},$
 $\text{см}^3/100 \text{ г}$


Рис. 6. Влияние силы тока дуги на объем несплошностей в металле шва сплава АЛ9 при исходном содержании несплошностей в основном металле $0,52 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (1) и $0,23 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (2)

Продолжительность существования сварочной ванны можно увеличить за счет повышения погонной энергии процесса сварки – уменьшением скорости сварки. Учитывая, что развитие газовых пузырьков на базе несплошностей основного металла при сварке литейных алюминиевых сплавов происходит как на стадии нагрева, так и на стадии охлаждения, трудно ожидать эффективной пузырьковой дегазации ванны. Это происходит вследствие задержки пузырьковой дегазации при росте кристаллов и наличия на поверхности ванны плотной оксидной пленки.

Экспериментально влияние погонной энергии процесса, которая зависит от силы сварочного тока и скорости сварки (при постоянном значении объема расплавленного металла), исследовалось при наплавке валиков на пластины из сплава АЛ9 толщиной 5 мм. Установлено, что при постоянном значении погонной энергии процесса сварки объем несплошностей (пор) в металле шва уменьшается при снижении скорости сварки до 8–10 м/ч (рис. 5).

Увеличение силы тока дуги при постоянной скорости сварки сопровождается увеличением объема несплошностей в металле шва (рис. 6). Это объясняется тем, что при увеличении силы тока дуги происходит рост объема сварочной

ванны. При этом в жидкий металл сварочной ванны поступает большее количество несплошностей из основного металла и, как следствие, возрастает пористость металла шва. Также четко прослеживается тенденция к увеличению пористости в металле шва при увеличении объема несплошностей в исходном основном металле отливки.

В рамках проведенных исследований было изучено влияние температуры предварительного подогрева отливки на содержание несплошностей в металле шва. Результаты проведенных экспериментов показали, что подогрев отливки до 100–150 °С позволяет уменьшить объем несплошностей в металле шва. В основе этого явления лежит увеличение длительности существования сварочной ванны и улучшение условий дегазации газовых пузырьков.

Увеличение температуры подогрева свариваемых образцов до 180–200 °С вызывает резкое возрастание пористости металла шва. Это, по-видимому, связано с окислением поверхности металла и увеличением количества фрагментов оксидной пленки, попадающих в сварочную ванну. В свою очередь, фрагменты оксидной пленки в сварочной ванне служат подложкой для гетерогенного зарождения газовых пузырьков, что и проявляется в увеличении объема несплошностей в металле шва (рис. 7).

Обращает на себя внимание тот факт, что с увеличением температуры подогрева объем несплошностей в металле шва превышает объем несплошностей в основном металле. В этом случае при температуре сопутствующего подогрева более 180 °С наблюдается примерно одинаковый объем несплошностей в металле шва, независимо от суммарного объема несплошностей в основном металле. Увеличение суммарного объема несплошностей в металле шва определяется повышением количества фрагментов оксидной пленки, которая образуется при окислении металла при нагреве на воздухе.

Для снижения содержания газов и несплошностей в металле шва перспективным является интенсификация перемешивания жидкого ме-

талла в сварочной ванне за счет импульсного питания дуги. В сварочной ванне создаются нестационарные условия перемешивания жидкого металла, что обеспечивает более интенсивное дробление поверхностных оксидных пленок и создает условия для отрыва газовых пузырьков с фронта кристаллизации и общей дегазации сварочной ванны.

Ранее считалось, что импульсная сварка наиболее эффективна при толщине свариваемых деталей из алюминиевых сплавов 0,5–1,8 мм и может применяться при толщине детали 2–2,5 мм. При этом длительность импульса выбирали в пределах от 0,1 до 0,18 с, длительность паузы 0,1–0,2 с, при жесткости режима $G = 0,9–1,2$. При импульсной сварке детали малой толщины (0,5–1,8 мм) считалось, что «дежурная» дуга (сила тока в паузе) необходима только для поддержания в ионизированном состоянии дугового промежутка. Обычно сила тока «дежурной» дуги не превышает 5–15 А.

При импульсной сварке деталей большой толщины малым током «дежурной» дуги для проплавления требуется большая сила тока в импульсе, что приводит к получению чрезвычайно глубокой чешуйчатой поверхности шва как со стороны зоны проплавления, так и со стороны выпуклости. При такой малой силе тока «дежурной» дуги для стабильного проплавления длительность импульса необходимо увеличивать в 2–3,5 раза по сравнению со сваркой деталей малой толщины (до 0,3–0,6 с). Жесткость режима уменьшается в 2–3 раза (до 0,3–0,5) (табл. 4).

Это связано с тем, что при сварке деталей толщиной 4, 5 и 6 мм требуется нагреть и расплавить большой объем металла при интенсивной теплопередаче в основной металл. Поэтому при импульсной сварке деталей большой толщины с малой силой тока «дежурной» дуги для каждой последующей точки необходимо всякий раз как бы почти заново нагревать и расплавлять значительный объем металла. Следовательно, требуется сварочный ток боль-

Таблица 4
Оптимальные режимы импульсной дуговой сварки заготовок сплава АЛ9 различной толщины

Толщина заготовки, мм	Жесткость режима по длительности импульса	Длительность, с	
		импульс	пауза
3,0	0,8 – 1,0	0,20 – 0,32	0,16 – 0,32
4,0	0,6 – 0,8	0,30 – 0,40	0,20 – 0,30
5,0	0,4 – 0,6	0,32 – 0,50	0,16 – 0,30

шой силы в импульсе и высокое давление, что приводит к образованию грубой чешуйчатости на поверхности шва.

Для повышения качества поверхности шва при импульсной сварке деталей большой толщины следует изменить требования к величине силы тока «дежурной» дуги. Она должна выполнять роль не только ионизатора дугового промежутка, но и поддерживать в расплавленном состоянии определенный объем металла (без сквозного проплавления). В этом случае можно существенно уменьшить величину сварочного тока в импульсе и получить швы с минимальной чешуйчатостью со стороны выпуклости.

В процессе проведения экспериментов по импульсной сварке литейных алюминиевых сплавов толщиной 3–6 мм при небольших значениях силы тока в импульсе получена зона проплавления в виде отдельных, не связанных между собой точек. При увеличении силы тока в импульсе наблюдается увеличение диаметра точек, образование их перекрытия на 20–25% диаметра и формирование сварного шва. При этом в пределах каждой точки форма внешней поверхности из вогнутой меняется на выпуклую.

Эксперименты по влиянию параметров режима импульсной сварки на пористость металла шва литейных алюминиевых сплавов показали, что при импульсном питании дуги за счет интенсификации процесса перемешивания жидкого металла в сварочной ванне, а также изменения условий кристаллизации (частичного оплавления закристаллизовавшегося металла последующим импульсом тока) удается уменьшить пористость и газосодержание в металле шва. Для сплава АЛ9 толщиной 4–6 мм наименьшая пористость обеспечивается при длительности цикла 0,66 с, жесткости цикла по току 1,7–4,0, при силе тока сварки 250–260 А и силе тока дежурной дуги 80–120 А. Достигается снижение пористости сварных швов литейных алюминиевых сплавов на 30–40% по сравнению со сваркой непрерывной дугой.

Выводы

Источником крупной пористости в сварных швах литейных алюминиевых сплавов являются в основном растворимые газы типа CO , C_xH_y (CH , CH_2 , C_2H_2 , C_2H_4 , C_3H_8 и др.).

Образование мелкой, равномерно распределенной пористости происходит в последние моменты кристаллизации металла шва и связано с изменением растворимости водорода при переходе из жидкой фазы в твердую.

Основным источником металлургической пористости при сварке алюминиевых сплавов являются газообразные углеводородные соединения CO , CO_2 и C_xH_y , а также водород. Доля водорода в общем объеме газовой выделенности не превышает 25% и зависит главным образом от марки сплава и способа выплавки.

Объем металлургической пористости прямо пропорционален общему объему газовой выделенности. Критическое газосодержание по водороду, не вызывающее металлургической пористости, определяется химическим составом сплава. Ранее применявшийся показатель – $0,69 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ – используется только для особо чистого алюминия.

Импульсное питание дуги является наиболее эффективным технологическим вариантом сварки, позволяющим снизить пористость металла шва до $0,16\text{--}0,19 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, а содержание газов в металле шва – до $0,22\text{--}0,28 \text{ см}^3/100 \text{ г}$.

Установлено, что жесткость режимов импульсной сварки литейных алюминиевых сплавов следует оценивать, помимо отношения длительности паузы и импульса, по отношению силы тока импульса к силе тока в паузе. Чем больше толщина отливки, тем меньшую жесткость по току и длительности пауз необходимо устанавливать.

Список литературы

1. Никифоров Г.Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. – М.: Машиностроение, 1972. – 262 с.
2. Рабкин Д.М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. – Киев: Наукова думка, 1986. – 256 с.
3. Оценка содержания газов на поверхности деталей из алюминиевых сплавов перед сваркой / А.И. Савостиков, В.И. Рязанцев, В.А. Федосеев и др. // Сварочное производство, 1992. № 11. С. 37–38.
4. Рязанцев В.И., Федосеев В.А. К вопросу о механизме порообразования в сварных соединениях из алюминиевых сплавов системы алюминий–магний–литий // Сварочное производство. 1994. № 8. С. 41–43.
5. Рязанцев В.И., Овчинников В.В., Савостиков А.И. Исследование газовой выделенности при нагреве деформируемых свариваемых алюминиевых сплавов // Сварочное производство. 1997. № 12. С. 32–34.
6. Пористость при сварке алюминиевых сплавов / В.В. Редчиц, В.А. Фролов, В.А. Казаков, В.И. Лукин. – М.: Изд. центр «Технология машиностроения», 2002. – 448 с.