



ПРОЧНОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализированы закономерности изменения при низкой температуре (до 20 К) показателей прочности сварных соединений алюминиевых сплавов различных систем легирования, полученных сваркой неплавящимся электродом. Отмечены особенности их разрушения в различных зонах термического влияния.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, сварные соединения, прочность, разрушение, низкая температура испытаний, изломы

Алюминиевые сплавы по своим конструкционным возможностям и механическим свойствам являются эффективным материалом для работы при низкой температуре. Они имеют высокую удельную прочность и не подвержены хрупкому разрушению [1–3]. Наибольшее признание конструкторов и технологов для изготовления сварных изделий криогенного машиностроения получили высокопрочные сплавы трех систем легирования — Al–Mg–Mn (АМг6Н), Al–Cu–Mn (1201) и Al–Cu–Li (1460) (таблица). При использовании неразъемных соединений узлов и конструкций из таких сплавов необходимо определить уровень их прочности и установить особенности их разрушения при низкой температуре. Это позволит определить оптимальные температурные интервалы эксплуатации сварных конструкций из алюминиевых сплавов, что имеет важное значение, поскольку в процессе сварки в металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ) возникает химическая и структурная неоднородность, от которой зависят характеристики разрушения.

Предметом настоящей работы является установление закономерностей изменения физико-механических свойств и особенностей разрушения сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 в широком температурном интервале (300...20 К). Листы из указанных сплавов толщиной 4 мм сваривали встык механизированной аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом, которая является наиболее распространенным способом изготовления изделий криогенного назначения. Сварку осуществляли пульсирующей дугой асимметричного разнополярного тока с прямоугольной формой волны [4]. Для предотвращения образования дефектов в сварных соединениях свариваемые кромки зачищали шабером на глубину не менее 0,1 мм. При сварке сплава АМг6Н использовали сварочную проволоку марки СвАМг63, для сплава 1201 — проволоку Св1201, для сплава 1460 — опытную проволоку системы Al–Cu (таблица). Диаметр проволоки во всех случаях составлял 2 мм. На основании результатов рентгеновского контроля качество исследуемых швов было признано удовлетворительным.

Оценку физико-механических свойств осуществляли в условиях одноосного и внецентренного растяжения со скоростью $3,3 \cdot 10^{-5}$ м/с при тем-

Химический состав (мас. %) промышленных высокопрочных алюминиевых сплавов и присадочных проволок, используемых при их сварке

Системы	Марки сплава и проволоки	Cu	Mg	Mn	Ti	Zr	Fe	Si	Другие элементы
Al–Mg–Mn	АМг6Н	0,10	5,80...6,80	0,50...0,80	0,02...0,10	—	0,40	0,40	—
	СвАМг63	0,10	5,60...6,80	0,5...0,8	0,10	0,15...0,35	0,05	0,05	—
Al–Cu–Mn	1201	5,8...6,8	0,02	0,2...0,4	0,02...0,10	0,10...0,25	0,30	0,20	0,05...0,15 V
	Св1201	6,0...6,8	0,02	0,2...0,6	0,02...0,10	0,10...0,25	0,15	0,08	0,05...0,15 V
Al–Cu–Li	1460	3,1...3,5	—	—	0,10...0,20	0,08...0,09	0,30	0,20	2,00...2,20 Li
	Опытная Al–Cu								0,07...0,08 Sc



пературе 300, 200, 77 и 20 К. Для охлаждения образцов использовали сухой лед (при 200 К), жидкий азот (при 77 К) и водород (при 20 К). При одноосном растяжении испытывали плоские гладкие образцы с радиусом надреза 0,25 мм по оси шва (ГОСТ 227–77). При внецентренном растяжении, когда одновременно действует растяжение и изгиб, использовали плоские образцы размером 57×36×4 мм с надрезом глубиной 11 мм и радиусом в вершине 0,1 мм [5]. Теоретический коэффициент концентрации напряжений составлял 10. Вершины надреза в образцах сварных соединений находились строго по оси шва, в зоне сплавления и на участке ЗТВ, расположенном на расстоянии 5 мм от границы сплавления, поскольку при сварочном нагреве происходит растворение легирующих элементов, а распад твердого раствора и образование фаз зависит от источника нагрева и температурно-временных параметров сварки [4]. Для сравнения испытывали аналогичные образцы основного металла всех исследуемых алюминиевых сплавов, вырезанные в наиболее неблагоприятном для листовых полуфабрикатов поперечном направлении относительно проката.

Характер разрушения основного металла и сварных соединений указанных сплавов при различной температуре изучали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JSM-840 с системой микроанализатора «Link-860/500» при ускоряющем напряжении 15, 20 и 30 кВ. Этот прибор позволяет продиагностировать макро- и микростроение изломов сварных соединений для изучения кинетики и механизма развития трещины, а также выявить причины воздействия различных факторов, в частности, изменений их структуры при сварке, условий нагружения и температуры [6–8].

В результате экспериментального исследования установлено, что значения временного сопротивления разрыву σ_b образцов сварных соединений сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 при одноосном растяжении в условиях комнатной температуры составляли соответственно 330, 350 и 400 МПа. Прочность основного металла при этом была на 20...25 % выше, чем у сварных соединений (рис. 1). Снижение температуры испытания до 77 К на 10...20 % повышает значения σ_b основного металла (алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460).

Значения временного сопротивления сварных соединений по сравнению с комнатной температурой увеличиваются только на 5...10 %, оставаясь ниже, чем у основного металла. Меньшей склонностью к низкотемпературному упрочнению среди исследуемых сплавов отличается сплав АМг6Н и его сварные соединения. Аналогичная зависимость σ_b имеет место при переходе от температуры 77 к 20 К. Временное сопротивление

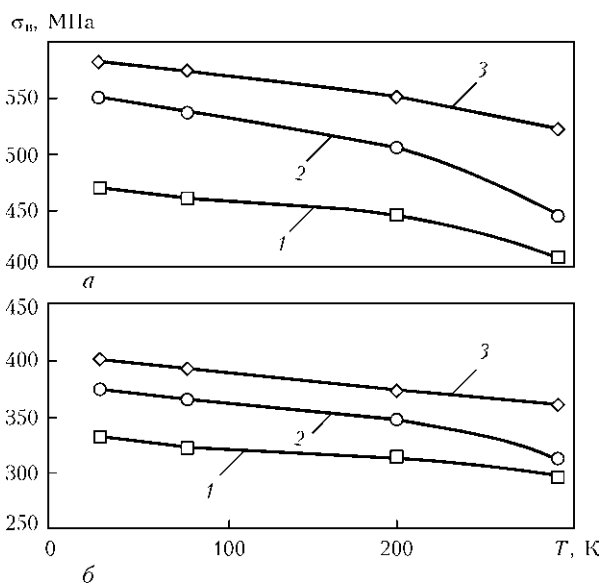


Рис. 1. Влияние низких температур на временное сопротивление σ_b образцов с надрезом алюминиевых сплавов АМг6Н (1), 1201 (2) и 1460 (3) (а) и их сварных соединений (б)

металла шва сплавов 1201 и 1460 возрастает при этом более чем на 70 и 100 МПа соответственно.

Сопоставление значений прочности образцов основного металла и сварных соединений показывает, что во всем исследуемом температурном интервале (от 20 до 300 К) они отличаются друг от друга, несмотря на увеличение временного сопротивления разрыву (рис. 1). С понижением температуры испытания темп роста прочности у основного металла в 1,5...1,8 раза выше, чем у сварных соединений. Среди исследуемых у сплава АМг6Н отмечается меньшая (на 10...15 %) склонность к низкотемпературному упрочнению.

Аналогичная тенденция изменения прочности отмечается и в условиях внецентренного растяжения (рис. 2). При температуре испытаний 300...77 К номинальное разрушающее напряжение σ_p сплава АМг6Н возрастает незначительно (на 3...5 %), в среде жидкого водорода при температуре 20 К оно уменьшается до уровня комнатной температуры. У сплавов 1201 и 1460 данная характеристика прочности монотонно возрастает во всем исследуемом температурном интервале, достигая при 20 К $\sigma_p = 510$ и 630 МПа. Физика этого явления связана со значением диаметра атома магния (0,3120 нм) — основного легирующего элемента сплава АМг6Н. Меньшее значение диаметра атома меди (0,256 нм), содержащегося в сплавах 1201 и 1460, по сравнению с магнием способствует более активному движению дислокаций, при этом при снижении температуры окружающей среды обеспечивается равномерное распределение поля напряжений [4, 5].

Сварные соединения исследуемых сплавов имеют более низкие (на 100...200 МПа) значения раз-

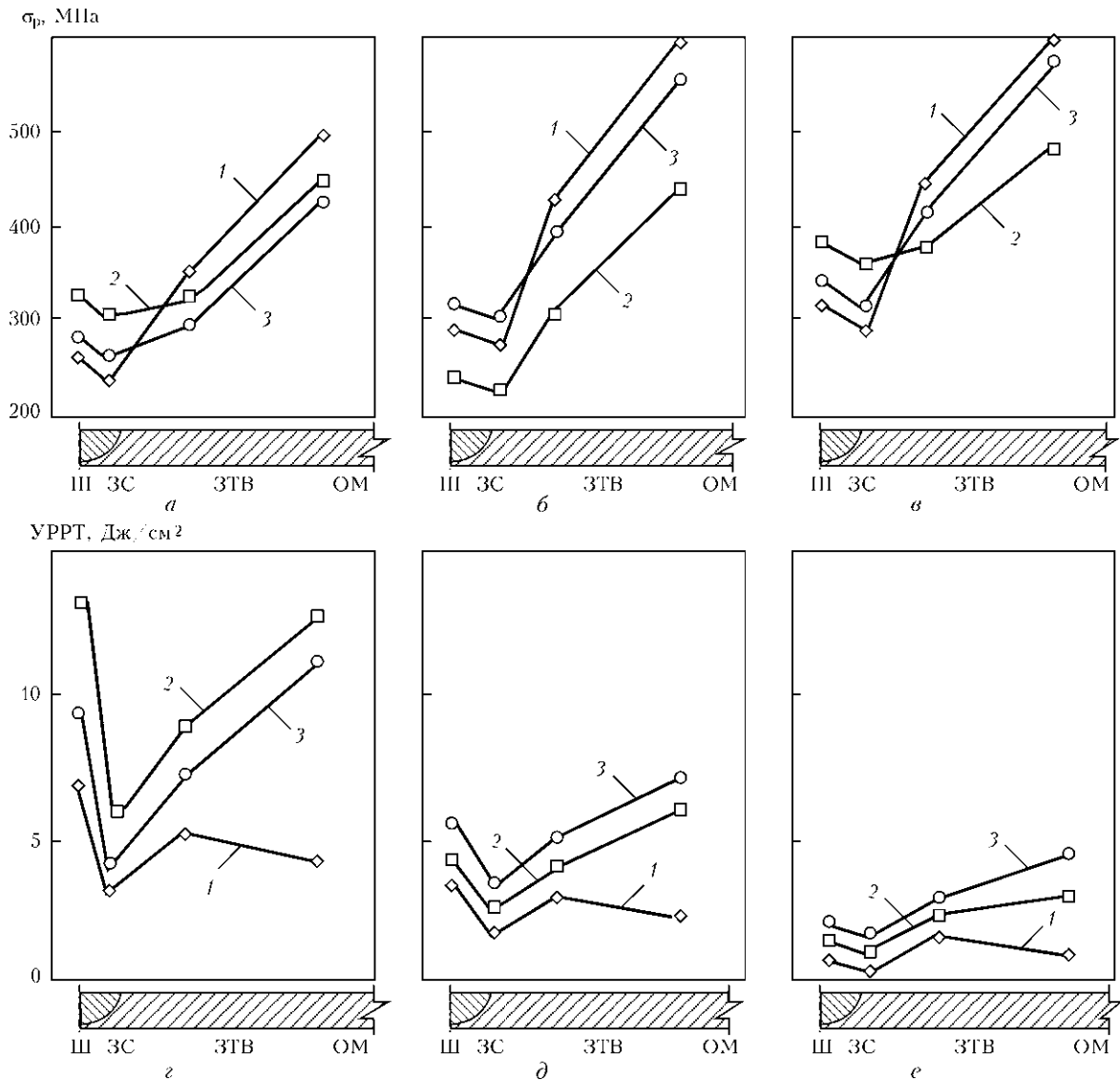


Рис. 2. Зависимость номинального разрушающего напряжения σ_p (а–в) и УРРТ (г–е) в различных зонах сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов 1460 (1), АМг6Н (2) и 1201 (3) от температуры испытаний 293 (а, г), 77 (б, д) и 20 К (в, е): Ш — шов; ЗС — зона сплавления; ОМ — основного металла

рушающего напряжения при всех значениях температуры испытаний (рис. 2, а, г). Уровень снижения σ_p определяется системой легирования сплава, а также степенью неоднородности по содержанию легирующих элементов и примесей вследствие их сегрегации по границам зерен и формирования участков с грубой структурой под воздействием сварочного нагрева. Минимальный уровень значений σ_p отмечается у сварных соединений сплава АМг6Н. Температура испытаний образцов сварных соединений оказывает различное влияние на темп роста напряжения в металле шва и ЗТВ.

Резкие отличия между исследуемыми алюминиевыми сплавами имеют место при определении удельной работы распространения трещины (УРРТ). У всех сплавов существует общая закономерность снижения УРРТ при изменении температуры испытаний (рис. 2, б, д). Это связано с тем, что при температуре испытаний ниже 77 К

на пути движения дислокаций создаются сильные энергетические барьеры [9–11], которые уменьшают вероятность появления термических флуктуаций, необходимых для подвижности дислокаций, и тем самым ограничивают пластическую деформацию, о степени снижения которой свидетельствуют значения УРРТ. Минимальный уровень энергии разрушения во всем температурном интервале имеет сплав АМг6Н, что, возможно, обусловлено недостаточной чистотой исходного металла по примесям внедрения или особенностями их кристаллического, дислокационного и электронного строения [2, 3].

Значения σ_p в различных зонах сварных соединений сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 с понижением температуры испытаний до 20 К повышаются вследствие низкотемпературного упрочнения, характерного для основного металла (рис. 2, а, г). Однако значения σ_p различных



алюминиевых сплавов отличаются между собой и от основного металла. В последнем случае они ниже на 150...200 МПа, что близко к изменению прочности сварных соединений при одноосном растяжении. Темп увеличения напряжения определяется химическим составом сплава и термическим воздействием сварочного нагрева. У соединений сплавов 1201 и 1460 замечена более высокая склонность к упрочнению при низкой температуре, чем у соединений сплава АМг6Н.

Значения УРРТ сварных соединений более чем в 1,5 раза выше по сравнению с основным металлом во всем исследуемом температурном интервале (см. рис. 2, б, д). Степень снижения УРРТ также определяется химическим составом сплава и зависит от изменения структуры в зоне соединения под действием сварочного цикла. Соединения сплавов 1201 и 1460 характеризуются более высокими значениями по сравнению со сплавом АМг6Н, что может быть обусловлено размерами атомов магния.

Минимальные значения сопротивления разрушению при всех значениях температуры испытаний имеет металл зоны сплавления. Их уровень зависит от химического состава свариваемых сплавов (см. рис. 2). Для сплава с магнием σ_p составляет 310 МПа, УРРТ — 6 Дж/см², а с медью соответственно 260 МПа и 4 Дж/см². Более низкие значения σ_p металла зоны сплавления свидетельствуют о склонности к быстрой локализации деформации и, как следствие, низкой способности к равномерному деформированию в условиях внецентренного растяжения. При снижении температуры испытаний значения σ_p повышаются на 10 %, а значения УРРТ снижаются на 30...40 %, что связано с образованием при сварке наименее благоприятной структуры металла под действием сварочного нагрева [4]. Наибольшее снижение значений (на 180...220 МПа) отмечается у соединений сплава 1460, содержащего литий. Сварные соединения сплава 1201 в температурном интервале 77...20 К имеют более высокие значения характеристик сопротивления разрушению (σ_p и УРРТ). Даже в опасной зоне сплавления, где образуется грубая структура, способствующая неизбежному образованию технологических дефектов, при температуре испытаний 20 К значения этих показателей выше, чем у других исследуемых сплавов.

Фрактографические исследования поверхностей разрушения сварных соединений позволили установить, что изломы образцов, испытанных при комнатной температуре, имеют ямочное строение (рис. 3–5). На поверхностях разрушения обнаружены микропоры, наличие которых свидетельствует о развитии трещины по механизму зарождения, роста и слияния микропустот, харак-

терного для алюминиевых сплавов. Сферическая форма ямок, декорированных развитыми гребешками по краям, указывает на способность металла сварных соединений интенсивно деформироваться, сопротивляясь зарождению трещин под действием номинальных растягивающих напряжений. Особенно это проявляется у сплава АМг6Н, имеющего наибольшие значения диаметра и глубины ямок (рис. 3). Очагом зарождения трещин выступают включения интерметаллидов размером 0,1...10,0 мкм, которые образуются в процессе изготовления сплавов, а также частицы вторичных фаз типа дисперсных частиц промежуточных включений размером 0,05...0,50 мкм и фазовых выделений размером 0,01...0,50 мкм. Образование ямок, характер разрушения хрупких частиц интерметаллидов или их расслоение на поверхности раздела зависят от химического состава сплава, определяющего свойства сварных соединений, форму ямок, объемный коэффициент и состояние поверхности раздела структурных составляющих.

Топография рельефа шва и ЗТВ имеет некоторые отличия. Для металла шва характерны глубокие равноосные ямки, на дне которых наблюдаются следы частиц, инициировавших возникновение микротрещин (рис. 3–5). Такими частицами являются грубые выделения избыточной фазы, образовавшиеся в условиях сварочного цикла, а также нерастворимые включения интерметаллидов. Они обычно некогерентны матрице и при пластической деформации металла приводят к возникновению пор на межфазных границах [3]. Обнаруженные особенности рельефа свидетельствуют о том, что ведущим механизмом образования микропустот в структуре алюминиевых сплавов и их сварных соединений является неоднородность пластической деформации и ее локализация в микрообъеме металла вблизи частиц.

Неоднородность структуры (различие в размерах частиц и расстоянии между ними) в зоне сплавления находит свое отражение в неоднородности ямок на поверхности изломов. Встречаются участки, где на поверхности крупных ямок находится множество более мелких ямок, что указывает на поэтапный характер возникновения пустот и является результатом постепенного разрушения более мелких частиц включений. На границах зерен заметны отдельные микротрещины. Их наличие свидетельствует о высокой чувствительности металла данного участка сварного соединения к действию сложного напряженного состояния при одновременном растяжении и изгибе. Рельеф металла ЗТВ сохраняет характерную для деформированных полуфабрикатов ориентацию цепочек ямок, приобретенную в процессе холодной прокатки. Наиболее сильно она выражена у

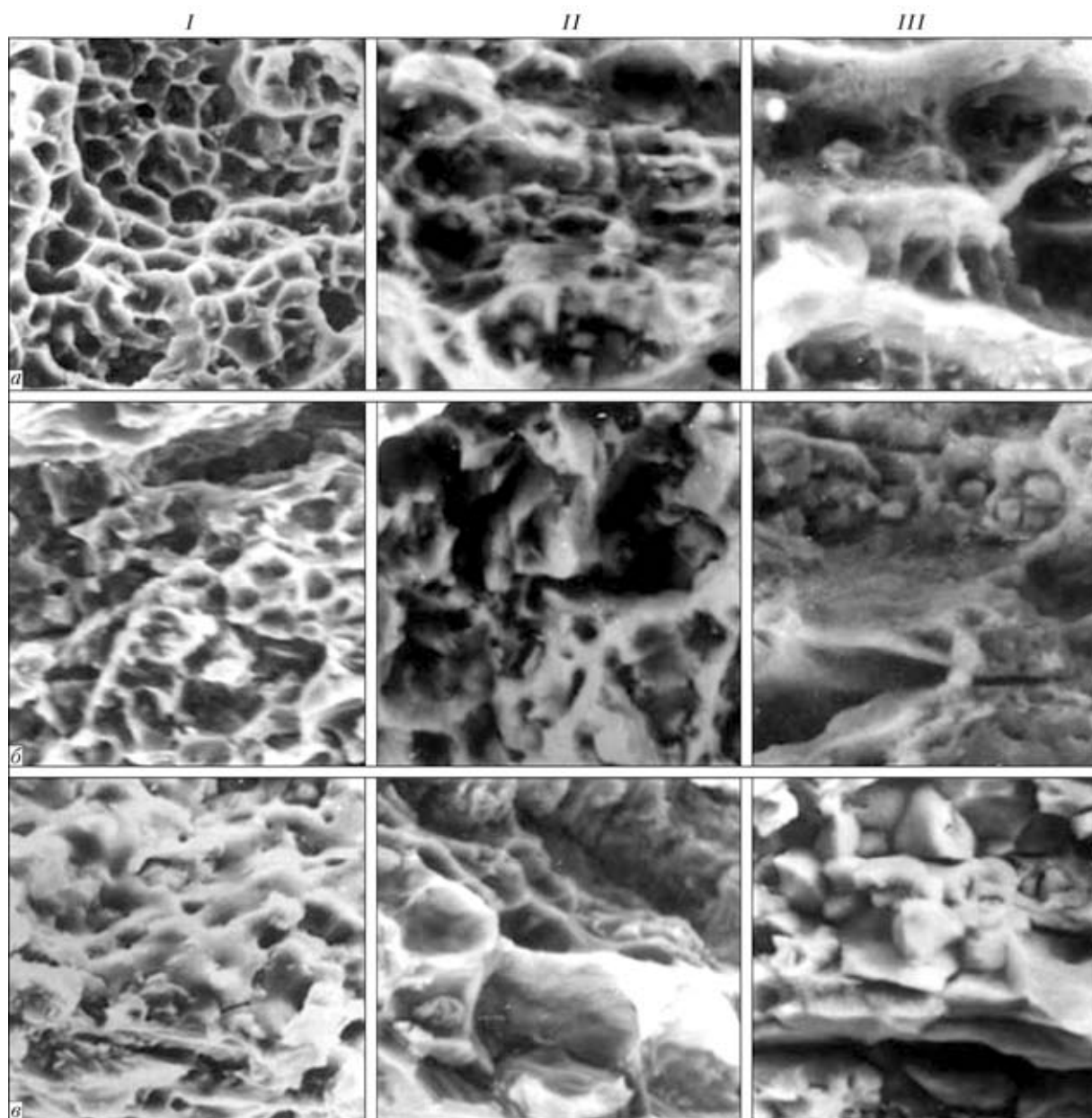


Рис. 3. Фрактограммы поверхности разрушения отдельных зон сварного соединения сплава АМг6Н, испытанных при температуре 293 (а), 77 (б) и 20 К (в): I — Ш; II — ЗС; III — ЗТВ

сплава АМг6Н, нагартовка которого составляет примерно 20 %.

Понижение температуры испытания изменяет топографию изломов (см. рис. 3–5). К основным фрактографическим признакам следует отнести увеличение участков межзеренного разрушения по механизму отрыва, хотя при этом имеют место и отдельные фрагменты вязкого рельефа, а особенно в сплавах АМг6Н и 1460. Дальнейшее понижение температуры испытаний до 20 К вызывает увеличение количества и протяженности участков с микротрещинами, расположенными вдоль границ зерен, а также площади фрагментов с расслоением металла. В меньшей степени это проявилось на изломах металла шва, где вокруг ямок находится большое количество вязких гребешков (рис. 3). Наряду с увеличением доли межзерен-

ных и межкристаллитных разрушений на изломах сварных соединений сплава АМг6Н при понижении температуры испытаний образуется сетка мелких и неглубоких ямок, что указывает на снижение его сопротивления разрушению. Причиной их образования может быть уменьшение сил когезии структурных составляющих и охрупчивание интерметаллидных фаз [1].

Значительное количество участков вязкого разрушения в изломах сплава 1201 и его сварных соединений при всех температурах испытаний по сравнению со сплавами АМг6Н и 1460 определяют в целом его высокую работоспособность в условиях низкой температуры (см. рис. 4). Излом металла шва остается вязким во всем температурном интервале. Характер разрушения в участках ЗТВ практически идентичен таковому в ос-

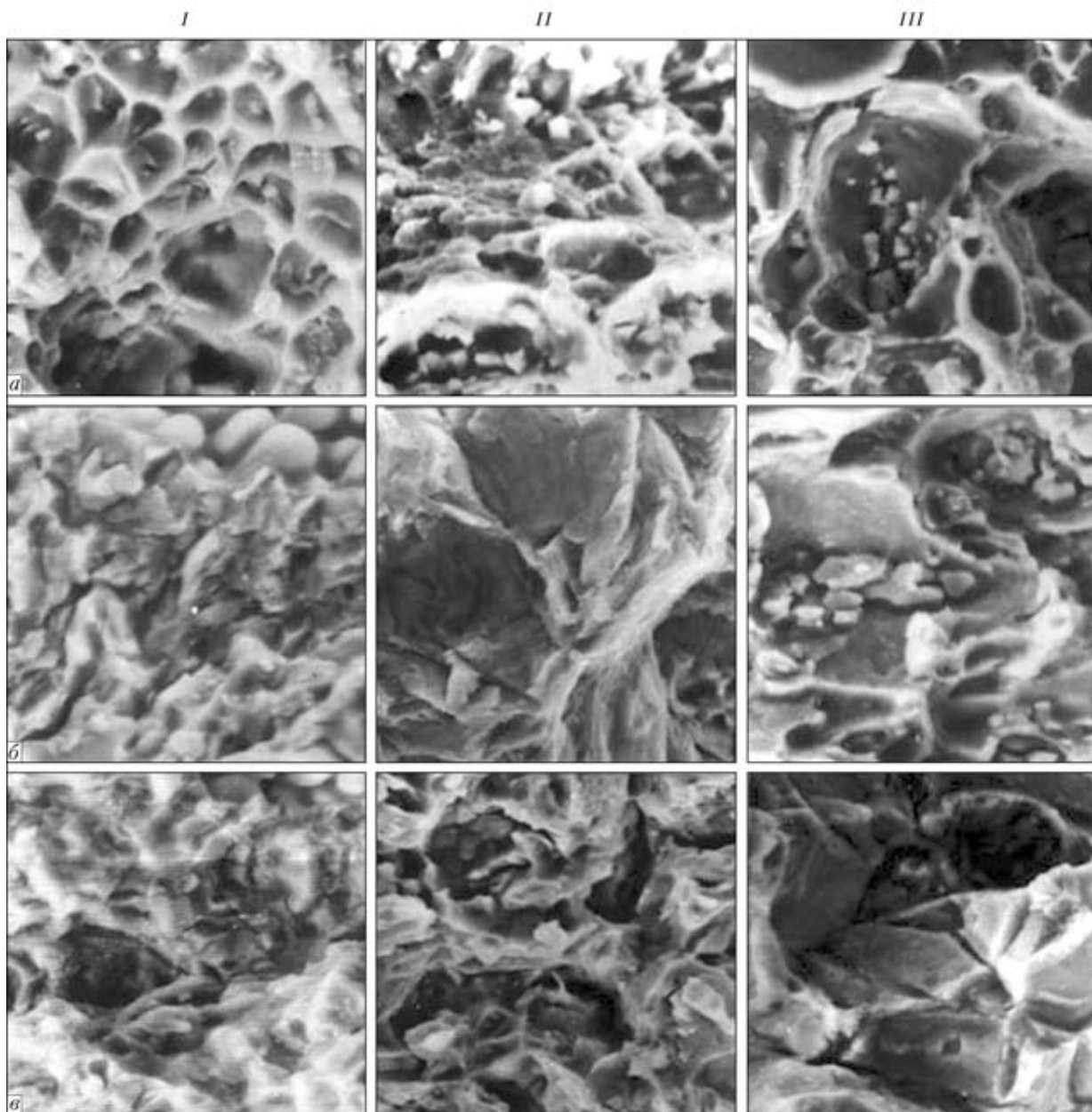


Рис. 4. Фрактограммы поверхности разрушения отдельных зон сварного соединения сплава 1201 при низкой температуре испытаний (*а-в* и *I-III* — см. рис. 3)

новном металле. Однако при снижении температуры испытаний в зоне сплавления сохраняется тенденция к образованию вдоль границ зерен микротрещин, что связано с наличием грубой структурной неоднородности, которая формируется в процессе сварки. Неодинаковые размеры микропустот, образовавшихся при растрескивании грубых фазовых включений, свидетельствуют о поэтапном их разрушении в процессе деформирования матрицы до того момента, пока длина трещины не достигнет критических размеров.

У сварных соединений алюминий-литиевого сплава 1460 склонность к межзеренному разрушению проявляется при температурах 77 и 20 К (см. рис. 5). Это связано не только с наличием грубых интерметаллидных включений в структу-

ре, а также с формированием на границе между зернами твердого раствора зон, свободных от выделений, затрудняющих развитие пластической деформации металла [3]. Их образование обусловлено химическим составом сплава и условиями сварочного нагрева, которые способствуют интенсивному развитию неоднородности структуры по содержанию легирующих элементов и примесей вследствие их сегрегации вдоль границ зерен. По мере увеличения объемной доли таких участков в структуре сварного соединения имеет место рост уровня концентрации напряжения, на что указывает образование плоских участков рельефа вдоль границ кристаллитов и зерен на изломах разрушенных образцов. В то же время у образцов сварных соединений при низкой тем-

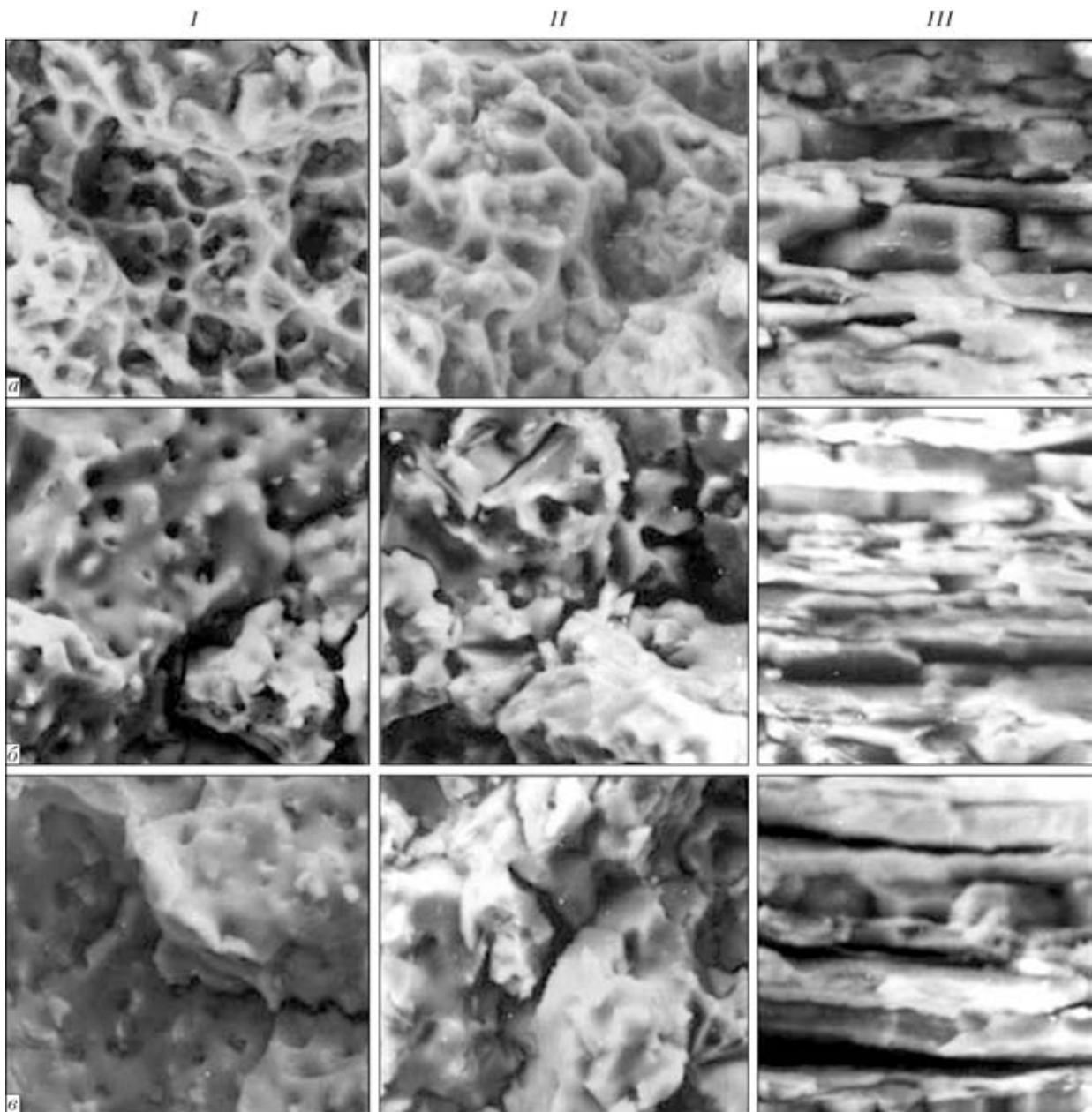


Рис. 5. Фрактограммы поверхности разрушения отдельных зон сварного соединения сплава 1460 при низкой температуре испытаний (*а–в* и *I–III* — см. рис. 3)

пературе испытаний не наблюдается такого существенного снижения значений показателей сопротивления разрушению, как у основного металла (см. рис. 2). Косой излом образцов свидетельствует о разрушении срезом под действием касательных напряжений с приобретением вязкоямочной структуры. Их мелкие размеры и наличие участков скола, декорированных линиями скольжения, указывают на локальный характер деформации, которая происходит вдоль плоскостей скольжения. Повышенную стойкость металла сварных соединений сплава 1460 против распространения трещины при низкой температуре можно объяснить наличием в его составе меди, а также дисперсных выделений скандиевой фазы, равномерно распределенной по всем структурным участкам

сварных соединений [3]. Измельчение структуры металла швов и отсутствие рекристаллизации в ЗТВ при сварке обеспечивают сопротивление разрушению металла сварных соединений несмотря на наличие в зоне сплавления участков межзеренного разрушения (рис. 5). Следует заметить, что данный факт подтверждается промышленными испытаниями алюминево-литиевых сплавов типа 1460 и их сварных соединений. Полученные результаты позволили применять эти сплавы при опытно-производстве сварных конструкций аэрокосмической техники [2].

На основании результатов исследований сварных соединений алюминиевых сплавов при низкой температуре можно утверждать, что состояние границ зерен в структурных зонах сварных



соединений алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 влияет на уровень их прочности и характер разрушения. Отрицательное воздействие сварочного нагрева проявляется лишь при наличии в основном металле протяженных участков с неблагоприятной структурой, которые образуются в связи с избыточным содержанием легирующих элементов, вредных примесей и скоплений фаз, располагающихся вдоль линии проката. Для предотвращения охрупчивания структурных составляющих с помощью передовых технологий следует жестко регламентировать содержание вредных примесей и объем сварочного тепловложения при получении соединений указанных сплавов.

Выводы

1. Прочность σ_B сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 при одноосном растяжении и номинальное разрушающее напряжение σ_p в условиях внецентренного растяжения повышаются на 10...20 % при понижении температуры испытаний от 300 до 20 К. Меньшей склонностью к низкотемпературному упрочнению отличается сплав АМг6Н. При этом УРРТ сварных соединений снижается в зависимости от химического состава сплава и температуры испытаний. Очагом зарождения трещин являются включения интерметаллидов, частицы вторичных фаз и фазовых выделений, которые охрупчиваются при низкой температуре.

2. Минимальными значениями показателей сопротивления разрушению при всех значениях температуры испытаний характеризуется зона сплавления шва с основным металлом, которая зависит от химического состава свариваемого сплава. Это обусловлено неоднородностью структуры, а именно, различием в размерах частиц и расстоянии между ними в данной зоне соединения, что находит отражение в неоднородности по глубине и размерах вязких ямок на поверхности изломов.

3. Установлено, что развитие трещины в сварных соединениях алюминиевых сплавов АМг6Н, 1201 и 1460 при комнатной температуре происходит по механизму зарождения, роста и слияния микропустот, характерном для пластичных мате-

риалов. Понижение температуры испытаний до 20 К приводит к изменению механизма разрушения с вязкого на квазивязкий. При этом на поверхности излома происходит увеличение количества и протяженности участков с микротрещинами и фрагментов расслоения структуры вдоль границ зерен, образовавшихся по механизму отрыва. В меньшей степени это проявилось на изломах металла шва, где вокруг ямок расположено значительное количество вязких гребешков.

4. Сварные соединения сплава АМг6Н, содержащего магний, целесообразно использовать в конструкциях, работающих в температурном интервале 300...77 К. Высокая прочность и малая склонность к хрупкому разрушению в зоне сплавления сварных соединений сплавов 1201 и 1460, содержащих медь, позволяет применять эти материалы в конструкциях криогенной техники.

1. *Алюминиевые сплавы при низких температурах* / Под ред. И. Н. Фридляндера. — М.: Металлургия, 1967. — 296 с.
2. *Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях* / А. Я. Ищенко, Т. М. Лабур, В. Н. Бернадский, О. К. Маковецкая. — Киев: Екотехнология, 2006. — 111 с.
3. *Сварка в самолетостроении* / Г. А. Кривов, В. Р. Рябов, А. Я. Ищенко и др.; под ред. акад. Б. Е. Патона. — Киев: МИИЦВ, 1998. — 695 с.
4. *Особенности зарождения и распространения трещин в условиях внецентренного растяжения сварных соединений алюминий-литиевого сплава 1441* / Т. М. Лабур, А. Я. Ищенко, Т. Г. Таранова и др. // *Автомат. сварка*. — 2005. — № 11. — С. 12–15.
5. *Гордеева Т. А., Жегина И. П.* Анализ изломов при оценке надежности материалов. — М.: Машиностроение, 1978. — 199 с.
6. *Фрактография и вязкость разрушения алюминиевых и титановых сплавов* / В. С. Иванова, В. Г. Кудряшов, Ю. К. Штовба и др. // *Технология легких сплавов*. — 1974. — № 3. — С. 65–70.
7. *Фрактография и атлас фрактограмм: Справ.* — М.: Металлургия, 1982. — 489 с.
8. *Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е.* Металловедение сварки и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1992. — 156 с.
9. *Солнцев Ю. П., Степанов Г. А.* Конструкционные стали и сплавы для низких температур. — М.: Металлургия, 1985. — 270 с.
10. *Структурные уровни пластической деформации и разрушения* / Под ред. акад. В. Е. Панина. — Новосибирск: Наука, 1990. — 254 с.
11. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1984. — 280 с.

The mechanisms of variations in strength values of tungsten-electrode welded joints on aluminium alloys of different alloying systems at low temperatures (down to 20 K) are analysed. Peculiarities of their fracture in different heat-affected zones are noted.

Поступила в редакцию 15.10.2010