



СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ КОМПОЗИЦИОННЫХ, ГРАНУЛИРОВАННЫХ И КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО, В. Е. ФЕДОРЧУК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены структурные особенности и механические свойства сварных соединений упрочненных алюминиевых сплавов. Показано, что применение сварки трением с перемешиванием не приводит к существенным фазово-структурным изменениям в металле шва и на прилегающих к нему участках.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, гранулированные алюминиевые сплавы, композиты, метастабильные квазикристаллические частицы

Одним из важных направлений развития современной техники является снижение массы и уменьшение размеров конструкций при сохранении их функциональных возможностей. Особое внимание этому уделяется при изготовлении изделий авиационной техники, космических аппаратов, наземного и водного транспорта. На протяжении последних десятилетий эта задача решается благодаря более широкому использованию новых высокопрочных алюминиевых сплавов с высокими показателями удельной прочности, модулем упругости, коррозионной стойкостью и сопротивлением распространению усталостных трещин в процессе эксплуатации. Однако возможности для дальнейшего повышения свойств серийных промышленных алюминиевых сплавов, получаемых традиционными методами литья и последующей прокатки, практически исчерпаны. Поэтому существенного улучшения эксплуатационных характеристик изделий можно добиться путем использования при их изготовлении качественно новых перспективных материалов на основе алюминиевых сплавов. К таким материалам можно отнести современные гранулированные алюминиевые сплавы, упрочненные дисперсными интерметаллидами, содержащими пересыщенный твердый раствор переходных металлов, композиты, армированные дисперсными наноразмерными частицами, и сплавы, упрочненные метастабильными квазикристаллическими частицами, полученными при высоких скоростях кристаллизации. Однако при изготовлении эффективных сварных конструкций реализация потенциальных возможностей таких перспективных материалов в значительной степени зависит от качества их соединения.

Цель данной работы — оценить эффективность применения сварки трением с перемешиванием (СТП) для получения качественных соединений композиционных, гранулированных и квазикристаллических сплавов на основе алюминия.

Для исследований использовали некоторые композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов с дисперсными армирующими керамическими частицами оксида алюминия Al_2O_3 или карбида кремния SiC (табл. 1). Благодаря высоким значениям модуля упругости, износостойкости и жаропрочности, а также низким значениям удельного веса и коэффициентов термического расширения и трения эти конструкционные материалы являются перспективными [1, 2].

Структура композита представляет собой матричные зерна алюминиевого сплава, находящиеся в нем интерметаллидные включения, и частицы армирующей фазы, более менее равномерно распределенные по всему объему матрицы (рис. 1).

При сварке плавлением композиционных материалов под воздействием высокотемпературного источника нагрева в месте образования неразъемного соединения происходит полное расплавление некоторого их объема и в процессе его затвердевания формируется сварной шов. Нерас-

Таблица 1. Состав и предел прочности листов толщиной 2 мм из композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов

Матричный сплав	Содержание и состав армирующих частиц	Размеры армирующих частиц, мкм	Расстояние между армирующими частицами, мкм	Предел прочности σ_B , МПа
АМг5	27 % Al_2O_3	3...15	3...20	340
АЛ25	25 % Al_2O_3	5...20	5...60	267
Д16	20 % SiC	3...5	1...5	512
АЛ25	18 % SiC	5...15	3...50	278
АД0	7 % Al_2O_3	$\leq 0,1$	0,1...2,5	148
Д16	20 % SiC	$\leq 0,1$	0,1...2,5	574

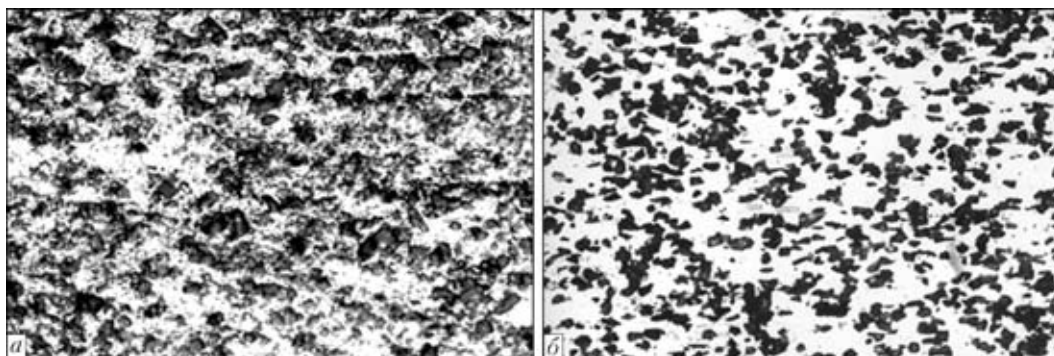


Рис. 1. Микроструктуры композиционных материалов на основе алюминиевого сплава Д16 с 20 % SiC (а, $\times 600$) и АМг5 с 27 % Al_2O_3 (б, $\times 400$)

плавляемые армирующие частицы очень неравномерно распределяются в кристаллизующемся металле шва (рис. 2, а). Кроме того, если при сварке композиционных материалов, армированных частицами карбида кремния, температура нагрева металла превышает $660^\circ C$, то в результате их взаимодействия с алюминием могут образоваться игольчатые включения карбида алюминия Al_4C_3 (рис. 2, б). Это приводит к значительному ухудшению свойств металла шва, а следовательно и сварных соединений.

На характеристики композиционных материалов, кроме механических свойств наполнителя и матричного сплава, объемного соотношения компонентов, структуры композиционных отливок и характера термической или термомеханической обработки, существенно влияют фракционный состав и равномерность распределения армирующих частиц в матрице. От размера самих частиц зависят как их внутреннее строение, так и структура межфазных поверхностей разграничения с матрицей. С уменьшением армирующих частиц понижается плотность дислокаций и уровень внутренних напряжений в приграничных слоях. В больших частицах наблюдается упругий изгиб решетки на стыках отдельных зерен, что приводит к возникновению на этих участках упругих напряжений. Кроме того, с увеличением размера частиц у них повышается плотность дефектов структуры, количество двойников и дефектов упаковки [3, 4]. Поэтому композиционные

материалы с нанодисперсными армирующими частицами оксида алюминия Al_2O_3 или карбида кремния SiC являются одними из наиболее перспективных конструкционных материалов для изготовления эффективных сварных конструкций.

В процессе сварки композитов на основе алюминия с нанодисперсными армирующими частицами очень важно обеспечить равномерное распределение этих частиц по всему объему металла шва и не допустить их скопления. Проведенные исследования показали, что при СТП в твердой фазе удается сохранить исходную нанодисперсность армирующих частиц и степень рассредоточения их по сечению шва на уровне основного материала (рис. 3).

Эффективность применения процесса СТП в твердой фазе оценивали и на гранулированных [5] алюминиевых сплавах 1419 (Al–2 % Mn–1 % Cr–0,6 % Ti–0,6 % Zr–0,6 % V), 1579 (Al–5,5 % Mg–0,3 % Mn–0,75 % Cr–0,8 % Zr–0,15 % Co) и 1995 (Al–3 % Mg–4,9 % Zn–0,28 % Mn–0,65 % Cr–0,21 % Ti), полученных с использованием порошковой металлургии. Благодаря высокой скорости охлаждения гранул в процессе их кристаллизации удается существенно повысить уровень легирования алюминиевых сплавов тугоплавкими переходными металлами, такими как хром, цирконий, титан и др. Эти металлы образуют при кристаллизации гранул аномально пересыщенные твердые растворы. При последующих технологических нагревах в результате распада таких твер-

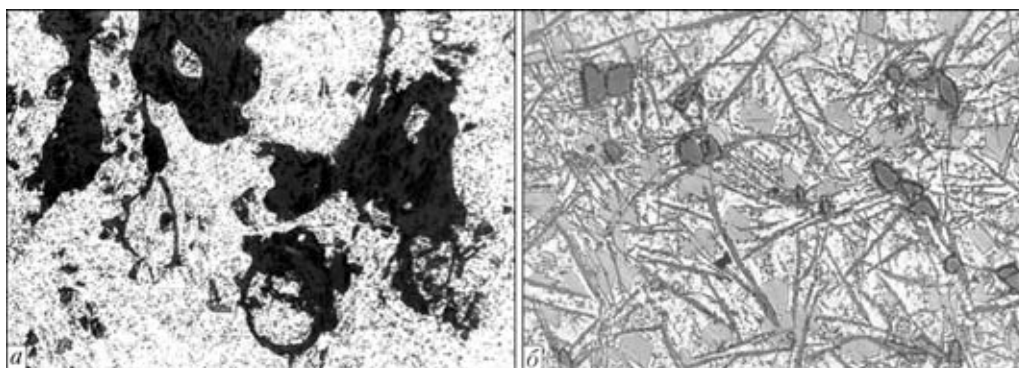


Рис. 2. Микроструктуры металла швов, полученных при дуговой сварке плавлением композиционных материалов на основе алюминиевого сплава АЛ25 с 25 % Al_2O_3 (а, $\times 400$) и с 18 % SiC (б, $\times 600$)

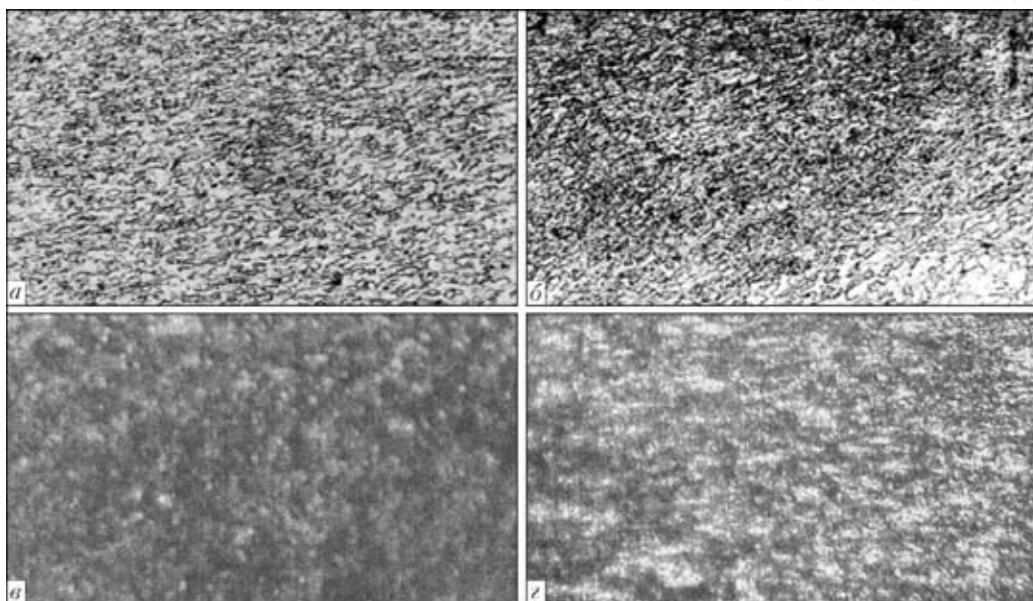


Рис. 3. Микроструктуры металла швов (а, б) и зоны сопряжения их с основным материалом (в, г), полученных при СТП композиционных нанодисперсных материалов на основе алюминиевого сплава АД0 с 7 % Al_2O_3 (а, б, $\times 400$) и алюминиевого сплава Д16 с 20 % SiC (в, г, $\times 200$)

дых растворов образуются дисперсные интерметаллиды, обеспечивающие упрочнение сплавов. Механические свойства листов толщиной 2 мм из этих сплавов приведены в табл. 2.

Результаты экспериментальных исследований показали, что при СТП исследуемых гранулированных сплавов минимальная твердость металла наблюдается в шве и зонах перехода его к основному материалу. Ширина зоны разупрочнения и значение минимальной твердости металла зависят от марки сплава. Так, при сварке листов из сплава 1419, имеющих твердость *HRB* 86 (все измерения твердости проводили при нагрузке $P = 600$ Н), минимальная твердость металла шва находится на уровне *HRB* 75, а ширина зоны разупрочнения составляет примерно 14 мм. При сварке листов сплава 1579, имеющих твердость *HRB* 105, минимальная твердость металла шва составляет *HRB* 100, а ширина зоны разупрочнения 16 мм. Твердость металла шва, полученного при сварке листов сплава 1995 (*HRB* 112), находится на уровне *HRB* 106, а разупрочнение происходит в зоне шириной 20 мм.

При одноосном растяжении образцы сварных соединений этих композиционных материалов, полученных СТП, разрушаются в зоне термоме-

ханического воздействия по границе шва с основным металлом, где, кроме минимальной твердости металла, возникают участки со структурными отличиями. В этой зоне ядро шва, имеющее мелкодисперсную структуру, примыкает к основному материалу, который подвергся тепловому воздействию и изменил направление своей текстуры вследствие вращательного и поступательного перемещения сварочного инструмента (рис. 4).

При этом заметных эвтектических выделений в межзеренных прослойках не происходит. Поэтому прочность швов гранулированных сплавов, полученных при СТП, намного выше, чем выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ). Так, предел прочности образцов сварных соединений сплава 1419, полученных в сварной твердой фазе, находится на уровне 255 МПа, что составляет 75 % этого показателя для основного материала (табл. 3). Образцы сплава 1579, сваренные СТП, имеют предел прочности около 354 МПа, а сплава 1995 — 483 МПа, что составляет 71 и 79 % прочности свариваемых материалов.

Таблица 2. Механические свойства листов гранулированных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Угол загиба α , град
1419	340	280	14,0	115
1579	500	420	8,00	61
1995	610	530	8,50	22

Таблица 3. Предел прочности сварных соединений гранулированных алюминиевых сплавов, полученных АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СВАМг63, и СТП, МПа

Способ сварки	1419	1579	1995
АДСНЭ (с усилением шва)	$\frac{246...233}{243}$	$\frac{391...379}{385}$	$\frac{436...420}{430}$
АДСНЭ (без усиления шва)	$\frac{220...208}{215}$	$\frac{290...283}{287}$	$\frac{297...287}{291}$
СТП (без усиления шва)	$\frac{257...253}{255}$	$\frac{357...350}{354}$	$\frac{490...478}{483}$

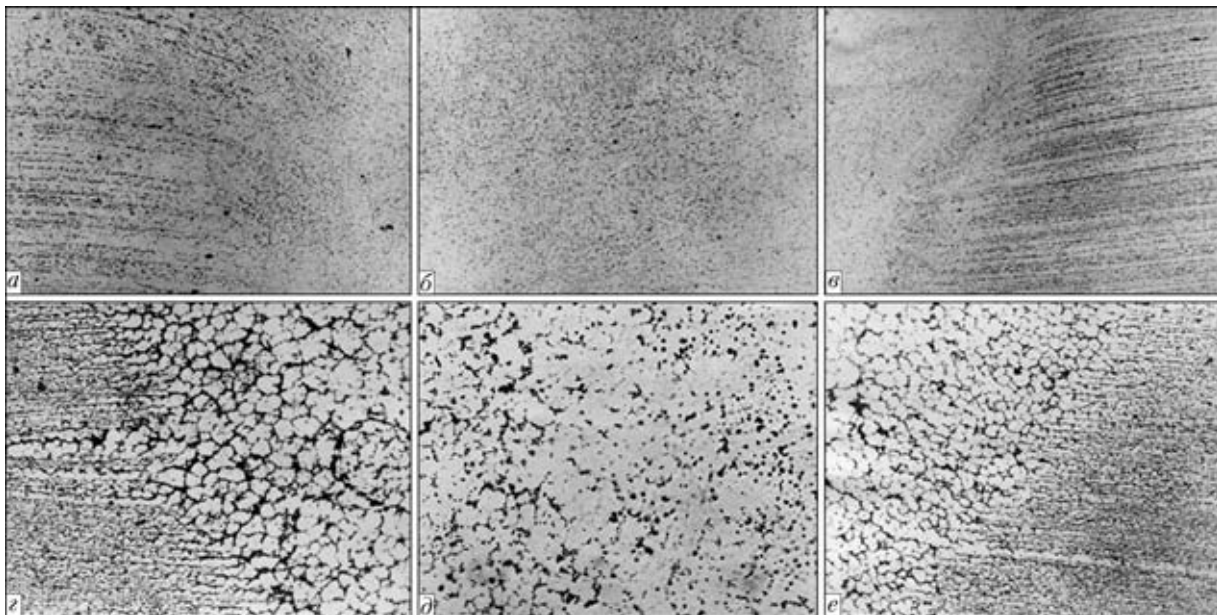


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 400$) сварных соединений сплава 1579 толщиной 2 мм, полученных СТП (*a, в* — границы сопряжения шва с основным металлом в зоне термомеханического воздействия; *б* — ядро шва) и АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг63 (*г, е* — зоны сплавления шва с основным металлом; *д* — шов)

Механические испытания показали, что при одноосном растяжении образцы с усилением шва, полученные АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг63, разрушаются по зоне сплавления шва с основным материалом. Предел прочности таких соединений зависит от системы легирования сплава. Так, сварные соединения сплава 1419 имеют предел прочности на уровне 243 МПа, сплава 1579 — 385 МПа, сплава 1995 — 430 МПа.

Разрушение образцов без усиления шва происходит по металлу шва, имеющего литую крупнокристаллическую структуру (рис. 4). Кроме того, по границам зерен как в металле шва, так и в зонах сплавления его с основным материалом происходит выделение частиц оксидных включений и интерметаллидов, образовавшихся в результате полного расплавления гранул, содержащих пересыщенный твердый раствор переходных металлов. При этом предел прочности таких швов очень низкий. Так, для сплава 1419 прочность металла шва, полученного АДСНЭ, находится на уровне всего 215 МПа, что составляет 63 % этого показателя для основного материала. Для сплава 1579 предел прочности металла шва достигает 287 МПа, а для сплава 1995 — 291 МПа, что составляет только 57 и 48 % прочности исходного металла.

Особенности структуры швов и их механические свойства исследовали также при СТП листов толщиной 1 мм из жаропрочного алюминиевого сплава $Al94Fe2,5Cr2,5Ti1$, упрочненного метастабильными квазикристаллическими частицами [6]. Наличие в этом сплаве квазикристаллов, имеющих размер 100...200 нм и не успешных приоб-

рести кристаллическую структуру интерметаллида, обеспечивает при комнатной температуре предел прочности листа 585 МПа и относительное удлинение на уровне 8,4 %, а при температуре 300 °С — 345 МПа и 3,9 % соответственно. Получить качественные неразъемные соединения такого материала сваркой плавлением практически невозможно. Во-первых, при нагреве до высоких (более $0,8T_{пл}$) температур метастабильные квазикристаллические частицы приобретают форму кристаллических интерметаллидов, в результате чего материал становится хрупким и теряет свои прочностные и пластические характеристики [7]. В то же время при расплавлении материала упрочняющие частицы выделяются из алюминиевой матрицы и препятствуют образованию общей сварочной ванны и формированию непрерывного плотного шва (рис. 5).

Проведенные экспериментальные исследования показали, что перспективным способом получения качественных неразъемных соединений таких материалов является СТП, осуществляемая в твердой фазе и не приводящая к изменению фазово-структурного состояния исходных полуфабрикатов. Так, в результате металлографических исследований установлено, что в металле шва средний размер зерна $\alpha-Al$ матрицы составляет приблизительно 200...300 нм, а квазикристаллов — 100...200 нм, как и в основном материале (рис. 6).

Анализ тонкой структуры показывает, что упрочняющие метастабильные квазикристаллические частицы имеют округлую форму, размытые границы в изображении светлого поля и характерный елочный контраст в изображении темного поля как в основном материале, так и в швах,

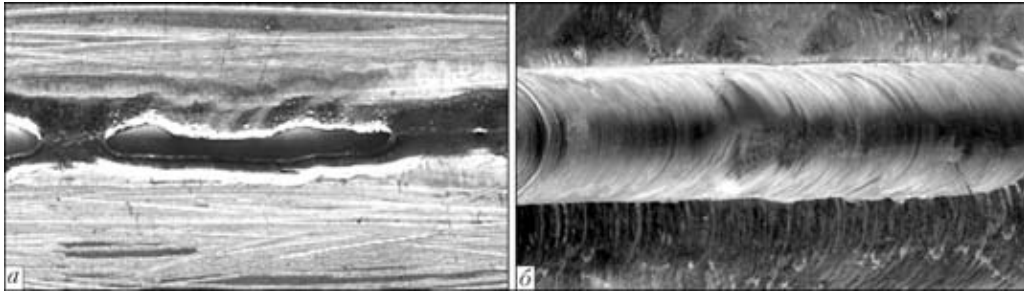


Рис. 5. Внешний вид швов, полученных АДСНЭ (а) и СТП (б) алюминиевого сплава Al94Fe2,5Cr2,5Ti1 толщиной 1 мм

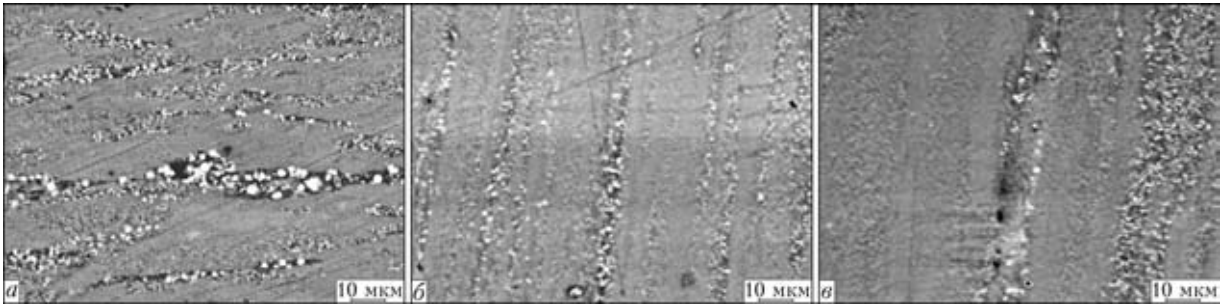


Рис. 6. Микроструктуры основного материала в поперечном (а) и продольном (б) направлениях и ядра шва (в), полученного при СТП алюминиевого сплава Al94Fe2,5Cr2,5Ti1 толщиной 1 мм

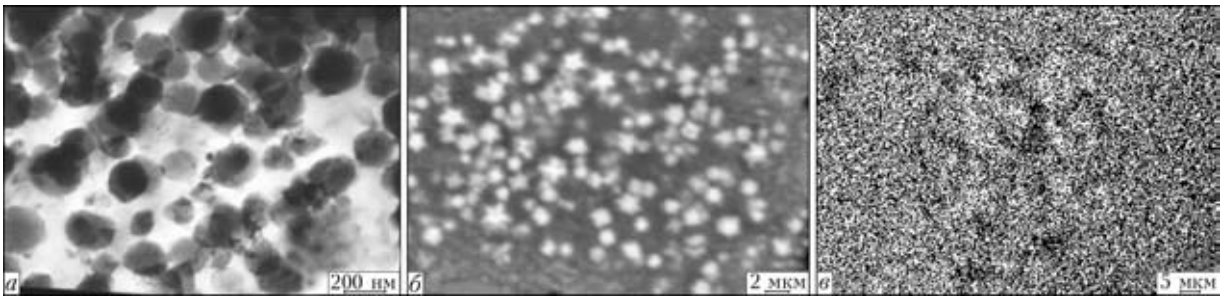


Рис. 7. Изображения квазикристаллических частиц интерметаллидной фазы на ТЭМ-снимке светлого поля (а), на СЭМ-снимке в обратно рассеянных электронах (б) и в характеристическом рентгеновском излучении (в)

полученных СТП (рис. 7). При этом в металле шва сформирована равномерная смесь зерен α -Al матрицы с квазикристаллическими частицами.

При этом в процессе сварки не происходит нагрев металла до высоких температур, благодаря чему все упрочняющие частицы сохраняют свою квазикристаллическую структуру, о чем свидетельствуют результаты рентгенографического структурного анализа (рис. 8).

В процессе сварки в зоне термомеханического влияния на границе шва с основным материалом происходит переориентация направления волокон, обусловленная силовым воздействием вращающегося и движущегося вдоль стыка сварочного инструмента (рис. 9).

Механические испытания при одноосном растяжении образцов, полученных СТП, показали, что их разрушение при температурах 20 и 300 °С

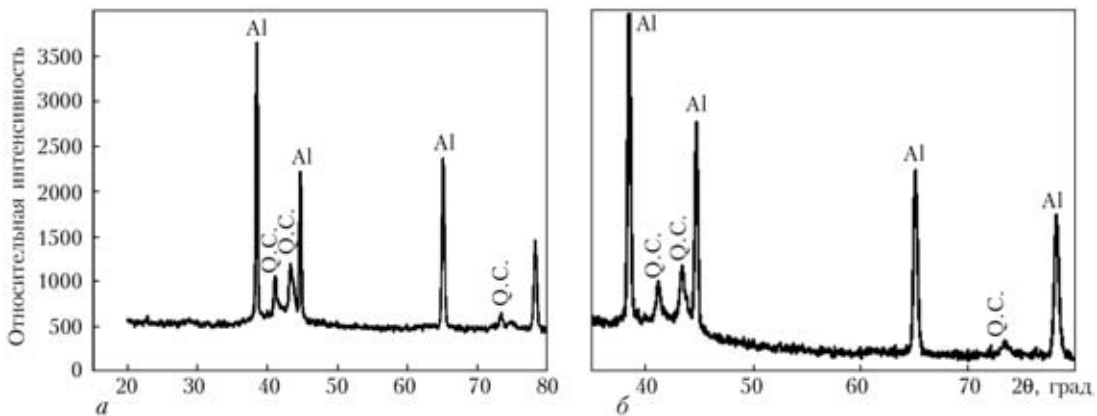


Рис. 8. Фрагменты дифракционного рентгеновского спектра основного материала (а) и металла шва (б)

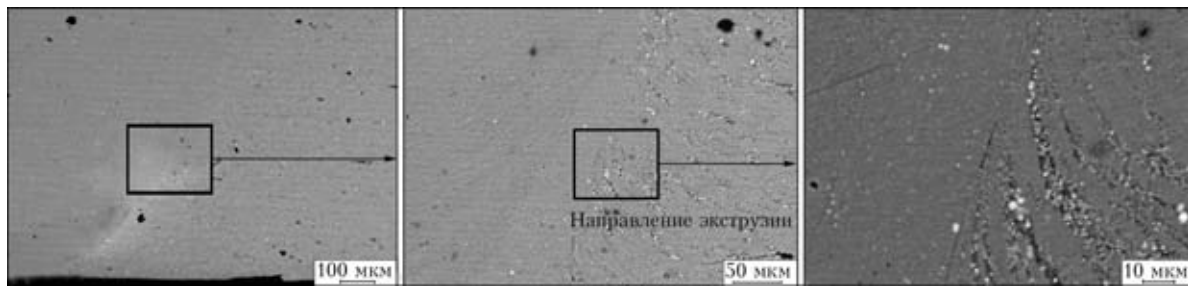


Рис. 9. Микроструктуры зоны сопряжения шва с основным материалом при СТП сплава Al94Fe2,5Cr2,5Ti1 толщиной 1 мм

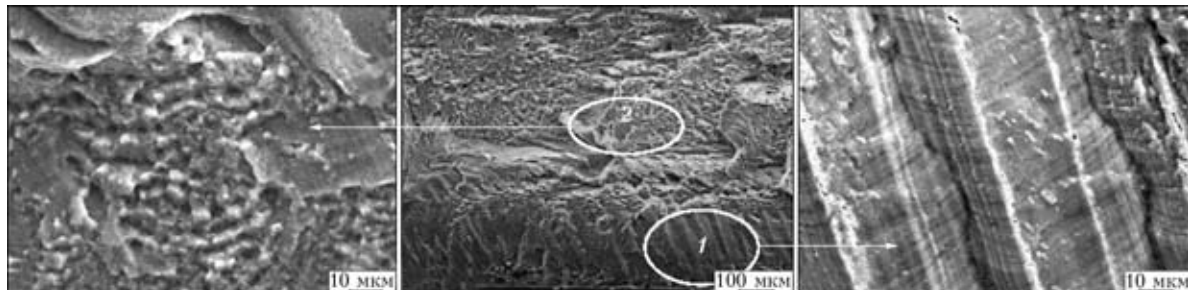


Рис. 10. Микроструктуры поверхности разрушенного образца и отдельные участки излома

происходит по зоне перехода шва к основному материалу с частичным распространением в металл шва и в зону термомеханического влияния (рис. 10). При большом увеличении на поверхностях изломов хорошо заметны углубления, свидетельствующие о вязком характере разрушения образцов.

Предел прочности соединений при температуре испытаний 20 °С находится на уровне 370 МПа, а при 300 °С — 197 МПа. Коэффициент прочности сварных соединений, полученных СТП, составляет 0,63 при температуре испытаний 20 °С и 0,57 — при 300 °С. При этом относительное удлинение образцов сохраняется на уровне соответственно 3,3 и 2,2 % для приведенных выше температур их испытания.

В заключение следует отметить, что благодаря формированию швов в твердой фазе процесс СТП позволяет получать качественные неразъемные соединения гранулированных, квазикристаллических и композиционных алюминиевых сплавов без изменения их фазово-структурного состояния. При этом гранулы, содержащие пересыщенный твердый раствор тугоплавких переходных металлов, равномерно распределяются по всему объему матрицы в металле шва, что обеспечивает предел прочности таких соединений на уровне 70...80 % этого показателя для основного материала. В металле шва, полученного при сварке алюминиевого сплава, упрочненного квазикристаллическими частицами, интерметаллиды не образуются, а ква-

зикристаллы, размер которых, как и в основном материале, сохраняется в пределах 100...200 нм, равномерно распределяются между зернами α-Al матрицы, обеспечивая высокие показатели прочности и пластичности швов. При сварке композиционных материалов диссоциации армирующих частиц не происходит, а их дисперсность и равномерность распределения в металле шва сохраняются на уровне основного материала.

1. Сварка давлением микродисперсного композиционного материала AMg5 + Al₂O₃ с применением быстрозакристаллизованной прослойки эвтектического состава Al + 33 % Cu / Ю. В. Фальченко, А. Н. Муравейник, Г. К. Харченко и др. // Автомат. сварка. — 2010. — № 2. — С. 10–14.
2. Исследование свариваемости дисперсно-упрочненного композиционного материала Al + SiC / В. Р. Рябов, А. Н. Муравейник, В. П. Будник и др. // Там же. — 2001. — № 15. — С. 15–19.
3. Неорганическое материаловедение // Материалы и технологии: Энциклопед. изд. / Под ред. Г. Г. Гнесина, В. В. Скорохода. — Киев: Наук. думка, 2008. — Т. 2. Кн. 1. — С. 434–444.
4. Исследование структуры композиционного материала на алюминиевой основе, упрочненного частицами карбида кремния / Л. И. Маркашова, В. Р. Рябов, В. В. Стаценко и др. // Автомат. сварка. — 1995. — № 8. — С. 35–38.
5. Добаткин В. И. Избранные труды. — М.: ВИЛС, 2001. — 668 с.
6. Kimura H. M., Sasamori K., Inoue A. Al-Fe based bulk quasicrystalline alloys with high elevated temperature strength // J. Mater. Res. — 2000. — № 12. — P. 2737–2744.
7. Takeuchi S., Edagawa K., Tamura R. Deformation mechanism of quasicrystals // Mater. Sci. and Eng. A. — 2001. — № 319-321. — P. 93–96.

Structural peculiarities and mechanical properties of welded joints on strengthened aluminium alloys are studied. It is shown that the use of friction stir welding does not lead to any substantial phase-structural changes in the weld metal and adjoining regions.

Поступила в редакцию 03.03.2011