

характеристик заготовок на результаты расчета процессов обработки давлением // Научные технологии в машиностроении. – 2015. – №12(54). – С. 41-44.

REFERENCES

1. Anuriev, V.I. *Reference Book of Designer-Mechanical Engineer*. Vol.1. – M: Mechanical Engineering, 1979. – pp. 728.
2. Romanovsky, V.P. *Reference Book on Cold Forming*. – L.: Mechanical Engineering. 1979. – pp. 520.
3. *Die Designer's Reference Book: Sheet Stamping* / under the general editorship of L.I. Rudman. – M.: Mechanical Engineering, 1988. – pp. 496.
4. *Reference Book on Sheet Stamping: manual* / Dyomin V.A., Lvovich K.D., Markin P.V., Semyonov E.I., Feofanova

A.E.; under the general editorship of V.A. Dyomin and E.I. Semyonov. – M.: MSIU, 2011. – pp. 177.

5. Ilyin, L.N., Semyonov, I.E. *Sheet Stamping Technique: college textbook*. – M.: Drofa, 2009. – pp. 475.

6. Morozov, V.V., Skhirtladze, A.G., Zhdanov, A.V., Zalesnov, A.I. *Computer Aided Design of Technological Equipment for Cold Shaping: manual* under the editorship of V.V. Morozov. – Stary Oskol: TNT, 2012. – pp. 344.

7. Grigoriev, L.L. *Cold Shaping: reference book* / L.L. Grigoriev, K.M. Ivanov, E.E. Yurgenson; under the editorship of L.L. Grigoriev. – S-Pb.: Polytechnic, 2009. – pp. 665.

8. Dyomin, V.A., Badulin, D.N. Impact of blank characteristics deviations upon computation results of shaping processes // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2015. – No.12 (54). – pp. 41-44.

Рецензент д.т.н. С.А. Евсюков

УДК 621.791.14

DOI: 10.30987/article_5c7434ed5317f2.05345899

В.В. Овчинников, д.т.н.

(АО ВО Московский политехнический университет, 107023, г. Москва, ул. Большая Семеновская, 38)

А.М. Дриц, к.т.н.

(ЗАО "Арконик-СМЗ", 123317, Москва, Краснопресненская наб., 18)

E-mail: vikov1956@mail.ru; dritsam@gmail.com

Технологические особенности сварки трением с перемешиванием соединений алюминиевых сплавов системы Al-Mg

На основе обширной базы результатов экспериментальных исследований определены типичные механические свойства стыковых сварных соединений термически неупрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg. Показано, что при сварке трением с перемешиванием происходит формирование градиентной структуры с ультрамелкодисперсным зерном в зоне перемешивания. Установлено, что в основе механизма формирования соединения лежат явления пластической деформации сдвига и поворота структурных фрагментов. Определен диапазон оптимальных соотношений, выражающих длину линейного перемещения инструмента вдоль стыка за один его оборот, в котором обеспечивается качественное формирование швов тонколистовых алюминиевых сплавов системы Al-Mg.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; алюминиевые сплавы; сплавы системы легирования Al-Mg; параметры режима; механизм формирования соединения; температура нагрева.

V.V. Ovchinnikov, Dr. Sc. Tech.

(ANO HE Moscow Polytechnic University, 38, Bolshaya Semyonovskaya, Moscow, 107023)

A.M. Drits, Can. Sc. Tech.

(CC "Arkonik-SMZ", 18, Krasnopresnenskaya Quay, Moscow, 123317)

Technological peculiarities of friction welding with Al-Mg aluminum alloys stir

On the basis of the extensive base of experimental research results there are defined standard stress-strain properties of welded butt-joints of aluminum alloys thermally non-hardened with Al-Mg system. It is shown that during friction welding with stir there is a formation of a gradient structure with ultra-fine grain in the stir area. It is defined that at the heart of the mechanism of a joint formation are placed phenomena of plastic deformation of a displacement and turn of structural elements. There is defined a range of optimum proportions expressing a length of a tool linear displacement along a joint during one its turn in which a qualitative formation of thin sheet joints of the Al-Mg system.

Keywords: friction welding with stir; aluminum alloys; alloys of Al-Mg alloy addition system; mode parameters; mechanism of compound formation; heating temperature.

Введение

Термически неупрочняемые сплавы системы Al–Mg (5XXX серия по международной классификации и 15XX – по отечественной) с хорошими прочностными свойствами получили широкое распространение благодаря высокой коррозионной стойкости и свариваемости. В отожженном состоянии эти сплавы показывают низкий предел текучести, который варьируется от 90 до 160 МПа в зависимости от содержания магния. Поэтому повышение прочностных характеристик Al–Mg сплавов является актуальной научной и технической задачей. Существует несколько способов достичь этой цели.

Традиционным направлением повышения прочности сплавов системы Al–Mg является их деформационно-термическая обработка, которая позволяет повысить прочность сплавов в 1,5–3 раза за счет дислокационного упрочнения. Такое упрочнение сплавов системы Al–Mg сопровождается резким снижением пластичности.

Методы интенсивной пластической деформации (ИПД), которые обеспечивают существенное измельчение зерен до субмикронного размера, такие как равноканальное угловое прессование (РКУП), способствует повышению прочностных характеристик сплавов системы Al–Mg за счет структурного упрочнения по закону Холла-Петча при сохранении достаточно высокой пластичности.

Поиск новых свариваемых алюминиевых сплавов, относящихся к группе термически неупрочняемых и имеющих более высокие прочностные характеристики, чем существующие промышленные сплавы системы Al–Mg, самым непосредственным образом связан с созданием новых, более совершенных, образцов инновационной техники.

Введение наночастиц вторых фаз, которые обеспечивают как дисперсионное упрочнение, так и уменьшают размер зерен, формирующихся при интенсивной пластической деформации, приводит к повышению прочностных свойств сплава и увеличению его термической стабильности.

Кроме получения листов из сплавов Al–Mg с высокими прочностными свойствами, необходимо решить задачу получения сварных соединений, равнопрочных основному металлу. Наиболее распространенным способом выполнения неразъемных соединений сплавов системы Al–Mg является аргонодуговая сварка. Однако этот способ сварки имеет смысл

применять только для отожженного состояния сплавов системы Al–Mg, поскольку упрочнение, достигнутое либо измельчением зерна, либо деформационно-термической обработкой, полностью снимается.

При соединении упрочненных листов сплавов системы Al–Mg с использованием сварки плавлением в сварном шве формируется дендритная структура, что приводит к существенному увеличению размера зерен, а также имеет место укрупнение наночастиц вторых фаз. В зоне термического влияния под действием сварочного тепла наблюдается снятие наклепа.

Использование сварки трением с перемешиванием (СТП), в основе которой лежат процессы интенсивной пластической деформации (ИПД) при повышенной температуре, позволяет решить эту проблему. Максимальная температура нагрева заготовок в процессе СТП не превышает 500...520 °С, а время воздействия исчисляется минутами. При определенных режимах влияние СТП на частицы вторых фаз может быть минимизировано, что позволяет сохранить высокие прочностные свойства в сварных соединениях [1, 2].

В сварном шве формируется мелкозернистая или ультра мелкозернистая структура (УМЗ), которая обеспечивает высокие механические свойства. В зависимости от режима СТП прочность шва в термически неупрочняемых сплавах может не только достигать прочности основного материала в отожженном состоянии, но и превосходить его.

Результаты экспериментальных и теоретических исследований влияния интенсивной пластической деформации на структуру и механические свойства сварных соединений, полученных методом СТП, для сплавов системы Al–Mg позволяют установить механизмы образования новых зерен и механизмы, ответственные за повышение предела текучести за счет формирования мелкозернистой структуры.

Целью настоящей работы являлось исследование механических свойств и структуры сварных соединений сплавов системы Al–Mg, полученных сваркой трением с перемешиванием, а также оптимизация параметров режима сварки для гарантированного получения качественных соединений.

Методика проведения исследований

В исследовании производили соединение листов толщиной 5 мм из термически неупрочняемых деформируемых алюминиево-магниевого сплавов встык по режимам, представленным в табл. 1.

1. Параметры режима сварки трением с перемешиванием (СТП) листов сплавов системы Al-Mg

Параметры режима СТП	Значения параметров
Скорость сварки, м/ч	12,5...28,2
Частота вращения инструмента, об/мин	500...3 000
Нормальное усилие прижатия инструмента к заготовкам, Н	9 000...9 500
Угол наклона инструмента в вертикальной плоскости, °	2...3
Длина штифта, мм	4,8
Диаметр штифта, мм	4,2
Диаметр заплечика, мм	16

Для обеспечения минимального зазора в стыке кромки пластин предварительно фрезеровали. После этого кромки и прилегающую к ним поверхность на ширине 20 мм зачищали механической щеткой из нержавеющей стали.

Сварку трением с перемешиванием осуществляли на лабораторной установке, изготовленной на базе вертикального фрезерного станка с ЧПУ и дополнительно оснащенного индикатором вертикального перемещения фрезерной головки. Для сварки использовался инструмент, выполненный из быстрорежущей стали, со штифтом конусообразной формы и винтовой линией [3].

Длину наконечника инструмента выбирали таким образом, чтобы она была на 0,1...0,15 мм меньше толщины свариваемого металла. Сварку выполняли углом вперед при наклоне инструмента относительно вертикальной оси на 2...3°. С помощью суппорта, закрепленного на валу электродвигателя, инструмент перемещался в вертикальной плоскости, благодаря чему обеспечивалось необходимое заглубление его рабочих частей в свариваемый материал, и поддерживалась постоянная величина осевого усилия его прижатия к соединяемым деталям в процессе сварки. Свариваемые листы надежно фиксировались на стальной подкладке подвижного стола. При этом скорость сварки можно было изменять в пределах 2,0...40 м/ч.

Наличие макродефектов в виде грат и несплавлений на поверхностях сварных соединений определяли с помощью визуального контроля. Внутренние дефекты выявляли на поперечных шлифах, предварительно подготовленных с помощью электролитического полирования и дополнительного травления. Оптическую металлографию осуществляли с использованием микроскопа Neophot-21.

Фрактографическое изучение поверхности

изломов разрушенных образцов после механических испытаний проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии. Электронную микроскопию производили с помощью растрового электронного микроскопа сверхвысокого разрешения evo-50 фирмы Karl Zeiss, укомплектованного системой энергодисперсионного микроанализа, позволяющего производить картирование по элементному составу.

В исследованиях использовались листы алюминиевых сплавов, химический состав которых представлен в табл. 2, а механические свойства в зависимости от сплава – в табл. 3.

Из полученных сварных соединений в соответствии с ГОСТ 6996-66 изготавливали образцы с шириной рабочей части 15 мм для определения их предела прочности при одноосном растяжении. Ширина рабочей части образцов для определения характеристик сопротивления усталости составляла 25 мм.

Для точного определения места разрушения образцов производили их химическую обработку. После обезжиривания органическим растворителем и травления в 10 %-ном растворе едкого натрия при температуре 50 °С в течение 2 мин образцы осветляли в 30 %-ном растворе азотной кислоты в течение 5 мин, промывали и сушили.

Механические испытания образцов осуществляли на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25. Циклические испытания проводили при осевых нагрузках по синусоидальному циклу с коэффициентом $R_\sigma = 0,1$ и частоте 15 Гц до полного разрушения образцов. При одних и тех же условиях испытывали серию из 5–7 однотипных образцов.

Для определения прочности металла шва при растяжении, а также прочности металла в ядре шва были использованы образцы, показанные на рис. 1.

2. Химические составы исследуемых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Содержание легирующих элементов, % мас.												Суммарное содержание примесей, не более, % мас.
	Al	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Cu	Mg	Zn	Be	Zr	Sc	
АМг2	Осн.	<0,5	<0,4	0,1–0,5	<0,05	0,05–0,15	<0,15	1,7...2,4	<0,15	–	–	–	0,15
АМг5	Осн.	<0,5	<0,5	0,5–0,8	–	0,02–0,10	<0,10	4,8...5,8	<0,20	0,0002...0,005	–	–	
АМг6	Осн.	<0,4	<0,4	0,5–0,8	–	0,02–0,10	<0,10	5,8...6,8	<0,20	0,0002...0,005	–	–	
АМг61	Осн.	<0,4	<0,4	0,8–1,1	–	–	<0,05	5,5...6,5	<0,20	0,0001...0,003	0,02...0,12	–	
1565ч	Осн.	<0,3	<0,2	0,4–1,2	0,25	–	0,01–0,20	5,1...6,2	0,45...1,2	–	0,2	–	0,1
1570	Осн.	<0,3	<0,2	0,2–0,6	–	0,01–0,05	–	5,3...6,3	–	0,0002...–0,005	0,05...0,15	0,17...0,35	

3. Механические свойства листов исследуемых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Состояние листов	Механические свойства		
		Предел прочности σ_B , МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
АМг2	М	145	105	16
	Н	265	215	4
АМг5	М	315	155	15
	Н	365	270	10
АМг6	М	332	165	22
	Н	400	300	9
1561	М	340	180	16
	Н	360	250	11
1565ч	М	370	242	15
	Н	465	409	5,2
01570	М	421	232	20
	Н	460	410	4

Примечание: М – отожженное состояние; Н – нагартованное состояние

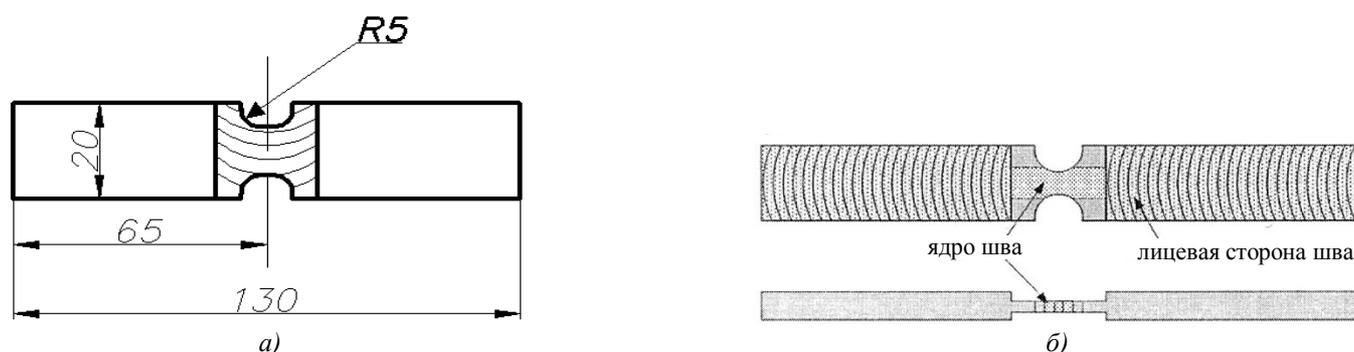


Рис. 1. Образец для определения прочности металла шва при СТП (а) и схема вырезки образца для определения прочности ядра шва (б)

Экспериментальные данные усталостных испытаний обрабатывались методами линейного регрессионного анализа, общепринятыми

для такого рода исследований. По результатам проведенных усталостных испытаний для каждой серии образцов на основе установлен-

ных ограниченных пределов выносливости строилась соответствующая кривая усталости – линия регрессии в координатах $2\sigma_a - \lg N$.

Результаты исследований и их обсуждение

Для проведения исследований механических свойств соединений алюминиевых сплавов и их микроструктуры необходимо получить качественные соединения без дефектов. Качественное формирование швов можно обеспечить за счет правильного выбора глубины погружения инструмента в свариваемый металл, частоты вращения инструмента и скорости его линейного перемещения вдоль стыка или скорости сварки $v_{св}$ [4].

Условия пластического деформирования металла в зоне образования неразъемного соединения определяются температурой его нагрева и скоростью деформирования, которые зависят от частоты вращения инструмента и скорости его линейного перемещения вдоль стыка. Качественное формирование швов при сварке трением с перемешиванием различных алюминиевых сплавов обеспечивается при разных значениях этих параметров. Так, при частоте вращения инструмента $N = 1000...1400$ об/мин пластичные низколегированные алюминиевые сплавы успешно свариваются при достаточно высоких скоростях сварки.

Инструмент должен обеспечивать нагрев металла в зоне сварки до пластического состояния, перемешивание его по всей толщине свариваемых кромок и перемещение в замкнутом объеме при избыточном давлении.

Существенное влияние на формирование швов оказывают частота вращения инструмента и скорость его перемещения вдоль стыка свариваемых пластин (скорость сварки). Тепловыделение в зоне сварки повышается с увеличением количества оборотов инструмента. Такой же эффект оказывает снижение скорости перемещения инструмента вдоль свариваемого стыка [5].

Скорость сварки и частота вращения инструмента существенно влияют на тепловыделение в зоне сварки. При определенных соотношениях частоты оборотов инструмента и скорости его перемещения по стыку выделяемого при трении тепла может оказаться недостаточно для пластификации объема металла, необходимого для заполнения полости, образуемой наконечником инструмента. Повысить степень пластификации металла можно за счет уменьшения скорости сварки или повышения частоты вращения инструмента.

Учитывая такую взаимосвязь между отмеченными параметрами процесса, использовалось соотношение $v_{св}/N$, выражающее длину линейного перемещения инструмента вдоль стыка за один его оборот.

Проведенные экспериментальные исследования позволили определить оптимальные значения этого соотношения в зависимости от марки свариваемого алюминиевого сплава (рис. 2). Так на сплаве АМг5 качественное формирование швов обеспечивается при $v_{св}/N = 0,05...0,26$ мм/об или при скоростях сварки 5...16 и 10...32 м/ч, когда частота вращения инструмента составляет 1200 и 2000 об/мин соответственно.

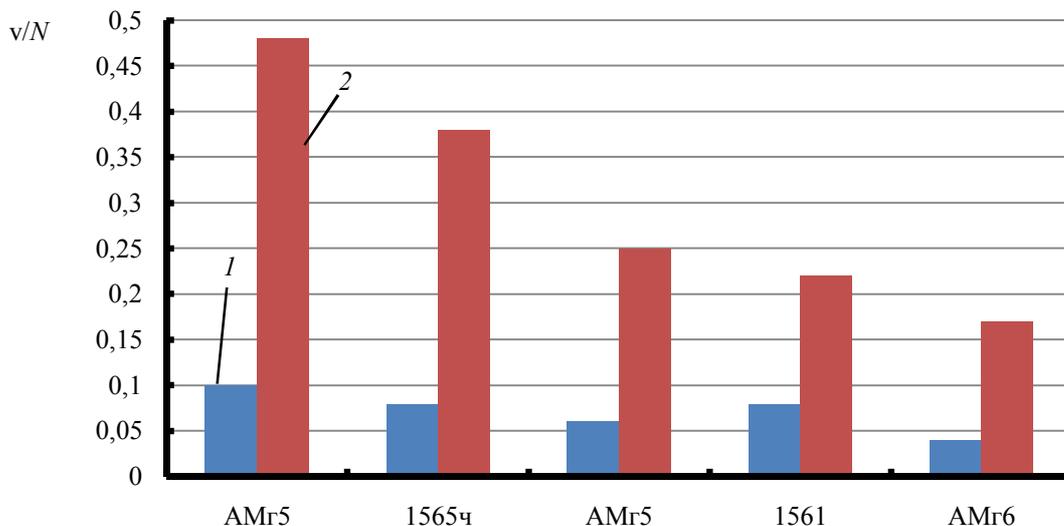


Рис. 2. Оптимальные диапазоны отношения v/N для исследованных алюминиевых сплавов, обеспечивающие наиболее высокие значения прочности соединений:

1 – минимальное значение; 2 – максимальное значение

Для сплава 1565ч оптимальное соотношение $v_{св}/N$ находится в диапазоне 0,04...0,38 мм/об. Таким образом скорость сварки может изменяться в пределах 4,0...18 м/ч при частоте вращения инструмента 1200 об/мин или 8,0...34 м/ч при 2000 об/мин.

Увеличение или уменьшение установленных оптимальных соотношений $v_{св}/N$ для алюминиевых сплавов вызывает изменение внешнего вида поверхности шва и образование дефектов в швах.

Так, для сплава 1565ч снижение соотношения $v_{св}/N$ ниже установленного минимально допустимого значения (0,08 мм/об) при СТП приводит к образованию на лицевой поверхности швов дефектов в виде грата (рис. 3, а).

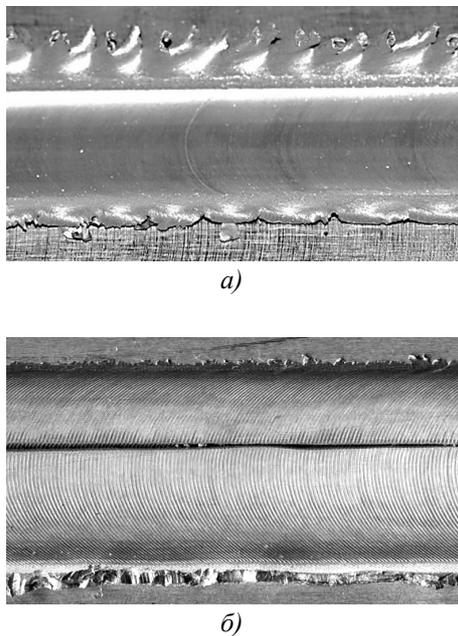


Рис. 3. Характерные дефекты, образующиеся в швах, полученных сваркой трением с перемешиванием сплава 1565ч при превышении $v_{св}/N$ выше максимально (а) и ниже минимально допустимого значения:

- а (×2) – грат на лицевой поверхности шва;
- б (×2) – несплавление на лицевой поверхности шва

Уменьшение минимально допустимой скорости перемещения рабочего инструмента за один его оборот на 10...20 % вызывает появление участков перегретого металла на лицевой поверхности швов. А при дальнейшем его уменьшении в швах образуются внутренние несплошности, обусловленные недостаточным нагревом металла (рис. 3, б).

На оптимальном для каждого сплава режиме были сварены опытные образцы, которые

затем подвергались механическим испытаниям для оценки механических свойств сварных соединений. Результаты испытаний образцов исследуемых сплавов на статическое растяжение, а также статический и ударный изгибы, приведены в табл. 4. В таблице также приведены величины рассчитанного коэффициента прочности сварных соединений.

Анализ данных, представленных в табл. 4, показывает, что прочность соединения, выполненного СТП, проявляет склонность к увеличению с повышением степени легированности сплава и наличия нагартовки. Коэффициент прочности сварных соединений сплавов системы Al–Mg при сварке в отожженном состоянии находится в диапазоне 0,94...0,99, а при сварке в нагартованном состоянии – 0,70...0,94.

Разрушение образцов, сваренных в отожженном состоянии, происходит по основному металлу за пределами зоны термического влияния для всех исследованных сплавов. При сварке же в нагартованном состоянии образцы разрушались по зоне термического влияния на расстоянии 2...4 мм от ядра шва (рис. 4).

Прочность металла ядра шва имеет тенденцию к увеличению при росте значения содержания магния в сплаве.

Для всех исследованных сплавов достигалось высокое значение угла изгиба в пределах 150...180°, что служило основанием утверждать о высокой пластичности металла зоны перемешивания (металла шва).

Поскольку разрушение образцов при статическом нагружении происходило по зоне термомеханического влияния, то были выполнены испытания специальных образцов для определения прочности материала в зоне перемешивания (в ядре шва). В этой зоне структура представлена зернами примерно равной величины в результате рекристаллизации.

В результате проведенных испытаний установлено, что разрушение всех образцов концентрировалось по ядру шва. При этом средние значения напряжения разрушения образцов, вырезанных вдоль и поперек направления сварки, примерно одинаковы и равны для сплава 1565ч 366...380 МПа, что превышает значение прочности основного металла – 354 МПа (в отожженном состоянии).

Полученный результат можно объяснить только формированием при сварке трением с перемешиванием в ядре шва однородной мелкозернистой бездефектной структуры.

4. Механические свойства сварных соединений, полученных СТП на исследуемых сплавах

Марка сплава	Состояние до СТП	Прочность σ_B , МПа					Угол изгиба α , °	Ударная вязкость КСУ, кДж/м ²	
		Сварного соединения			Металл шва (зона перемешивания)	Ядро шва		Шов	Зона термического влияния
		Сварного соединения	Коэффициент прочности K	Зона разрушения образца					
АМг2	М	142	0,97	ЗТМВ	150	155	180	900	810
	Н	186	0,70	По шву	185	193	180	770	680
АМг5	М	307	0,97	ЗТМВ	320	335	180	215	160
	Н	300	0,82	По ЗТМВ на расстоянии 2 мм от ядра шва	317	328	170	366	293
АМг6	М	329	0,99	ЗТМВ	340	366	175	230	170
	Н	360	0,90	По ЗТМВ на расстоянии 4 мм от ядра шва	383	390	170	240	160
1561	М	323	0,98	ЗТМВ	355	378	180	225	175
	Н	344	0,94	По ЗТМВ на расстоянии 4 мм от ядра шва	350	362	170	235	165
1565ч	М	354	0,96	ЗТМВ	366	380	180	224	200
	Н	432	0,93	По ЗТМВ на расстоянии 3 мм от ядра шва	480	492	170	362	315
01570	М	395	0,94	ЗТМВ	413	426	160	386	300
	Н	404	0,88	По ЗТМВ на расстоянии 4 мм от ядра шва	427	435	150	395	288



Рис. 4. Разрушение образца сварного соединения сплава 1565ч при испытаниях на статическое растяжение

Металлографический анализ структуры зоны перемешивания показал, что она представляет собой чередование в направлении деформации слоев материала толщиной 0,4... 0,6 мкм (рис. 5, а). На представленной фотографии достаточно четко просматриваются элементы типичной «луковичной» структуры, характерной для сварки трением с перемешиванием (рис. 5, б, в).

Механизм формирования луковичной структуры тесно связан с градиентом температуры в поверхностном слое свариваемого сплава и может быть интерпретирован на основе положений о вихревом характере течения пластифицированного металла [6, 7]. Об-

разование луковичных структур слоистого характера при трении скольжения происходит в результате наложения друг на друга двух процессов – разупрочнения при фрикционном нагреве и упрочнения под влиянием пластического деформирования [6]. Отмеченный процесс носит периодический характер.

В рамках проводимых исследований было установлено влияние процесса сварки трением с перемешиванием на размер зерна в зоне перемешивания в зависимости от исходного размера зерна в листовом полуфабрикате исследуемых сплавов.

Исходная микроструктура листов представлена сильно деформированными в направлении прокатки зернами со средним размером для сплава 1565ч в диапазоне 18... 24 мкм, а сплава 01570 – 30...35 мкм (рис. 6, а, б). Аналогичные измерения размера зерна были проведены в центре зоны перемешивания (в ядре шва) соединений указанных сплавов, выполненных СТП. Измерения охватывали область сварного шва с равноосной мелкозернистой структурой. Для измерений размеров зерен использовался лазерно-конфокальный микроскоп LEXT4000. Проведенные расчеты и измерения среднего размера

зерна в металле шва показали примерно одинаковый результат для обоих сплавов на уровне 3,8...6,9 мкм (рис. 6, в, г). Полученные результаты достаточно хорошо согласуются с данными, приведенными в работах [8 – 12].

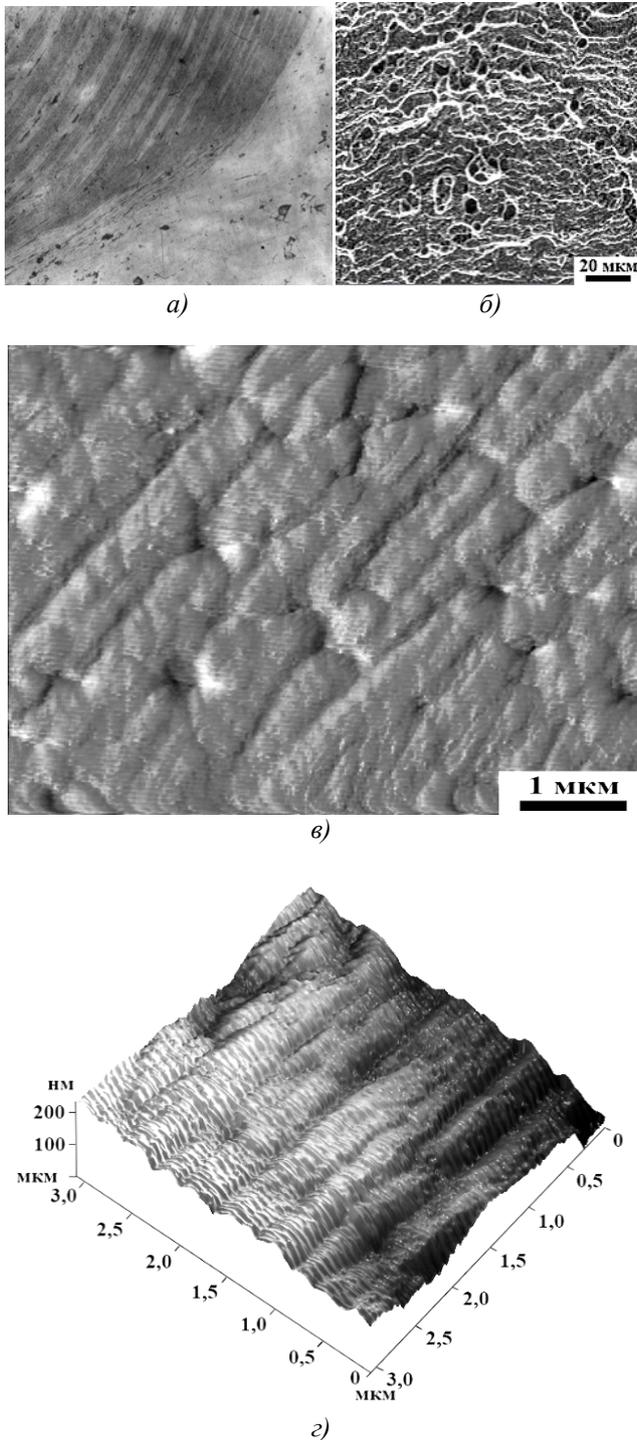


Рис. 5. Слоистая структура сварного шва сплава 1561:
а, б – оптическая микроскопия; *в, г* – атомно-силовая микроскопия

Полученные результаты металлографических и структурных исследований показали,

что при сварке листов исследованных сплавов толщиной 5 мм в ядре сварного шва наблюдается формирование мелкозернистой структуры с одинаковым размером зерна при декорировании границ зерен твердыми частицами оксидов.

Формирование указанной структуры можно объяснить интенсивным термомеханическим воздействием в процессе сварки трением с перемешиванием вращающегося инструмента и динамической рекристаллизацией свариваемого сплава в данных условиях. Одним из доказательств протекания процесса динамической рекристаллизации является образование большеугловых границ разориентировки границ зерен. Большеугловыми границами рекристаллизованных зерен считаются зерна, угол разориентировки которых превышает 15°.

Для определения угла разориентировки зерен в ядре сварного шва использовался метод обратного рассеяния электронов (EBSD). Указанный метод позволяет определять углы ориентации зерен с точностью до 2°. По результатам замеров средний размер зерна в зоне ядра шва исследуемых сплавов составил 4,9 мкм, что хорошо совпадает с результатами оптической микроскопии.

Из обратной полюсной фигуры с нанесенными большеугловыми и малоугловыми границами зерен следует, что границы зерен преимущественно являются большеугловыми (рис. 7, *а*). Из анализа распределения границ по углам разориентации, результаты которого приведены на рис. 7, *б*, следует, что характер распределения близок к случайному распределению границ в кубическом кристалле, что характерно для структур, в которых прошла рекристаллизация [13].

Полученные данные свидетельствуют о том, что доля границ с малыми углами разориентировки составляет не более 18 % от общего числа границ. Это позволяет констатировать, что данная структура сформирована, в основном, равноосными зернами с большеугловыми границами. Эти результаты хорошо согласуются с результатами оптической микроскопии металла сварного шва.

В зоне термического влияния, которая удалена от ядра шва на расстояние примерно 5,5 мм преобладают малоугловые границы разориентировки зерен (рис. 8).

Исследование фольг, полученных из металла ядра шва сплавов 1565ч и 01570, методом просвечивающей электронной микроскопии подтвердило наличие в центральной части шва рекристаллизованной структуры.

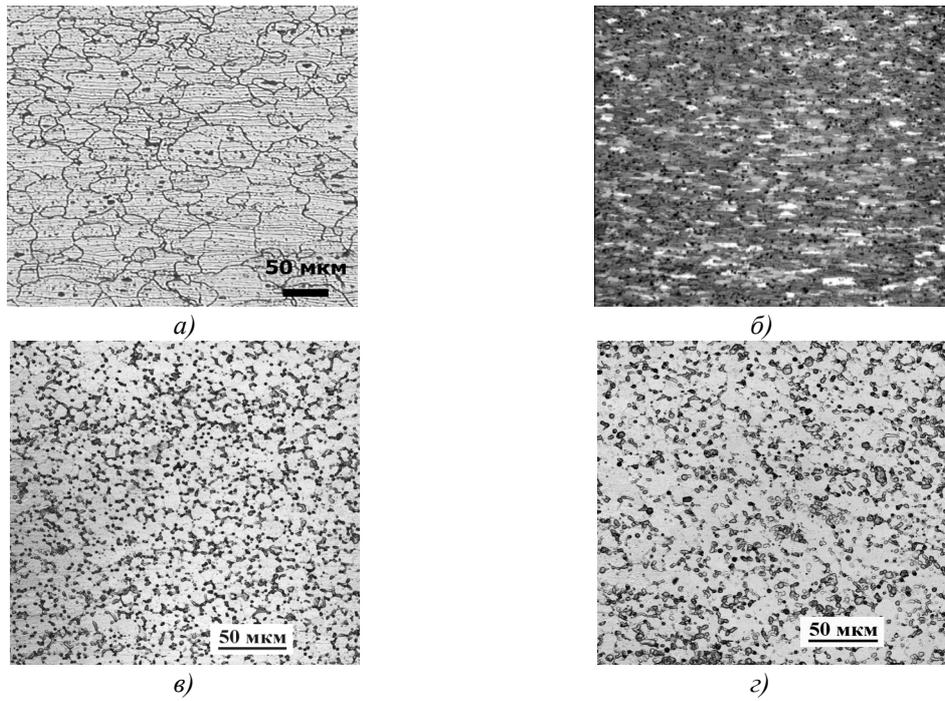


Рис. 6. Микроструктура листов сплавов 1565ч (а), 01570 (б) и ядра сварного шва сплава 1565ч (в) и 01570 (г) толщиной 5 мм

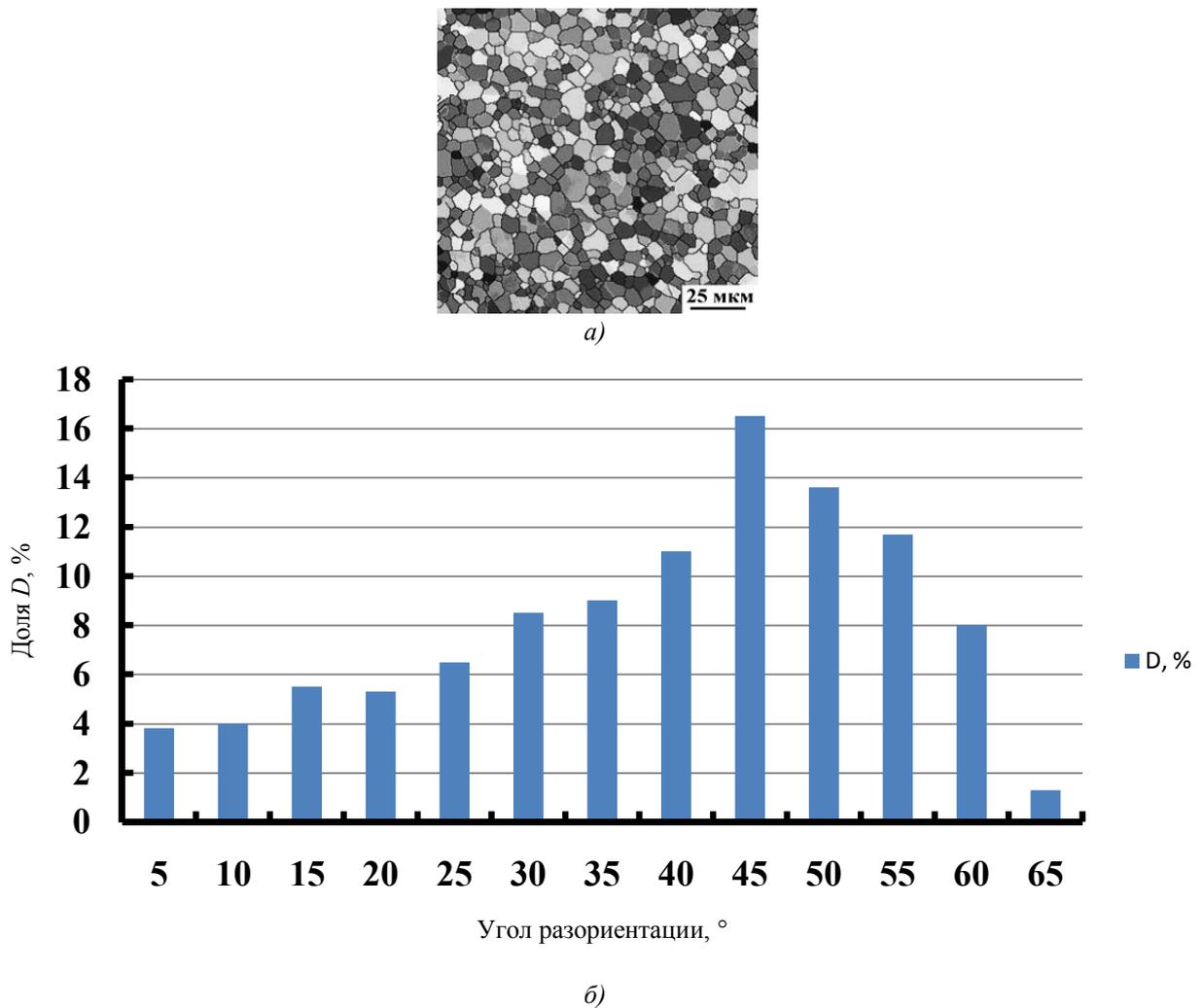


Рис. 7. Обратная полюсная фигура с нанесенными большеугловыми и малоугловыми границами (а) и распределение по углам разориентировки (б) металла ядра шва сплава 1565ч

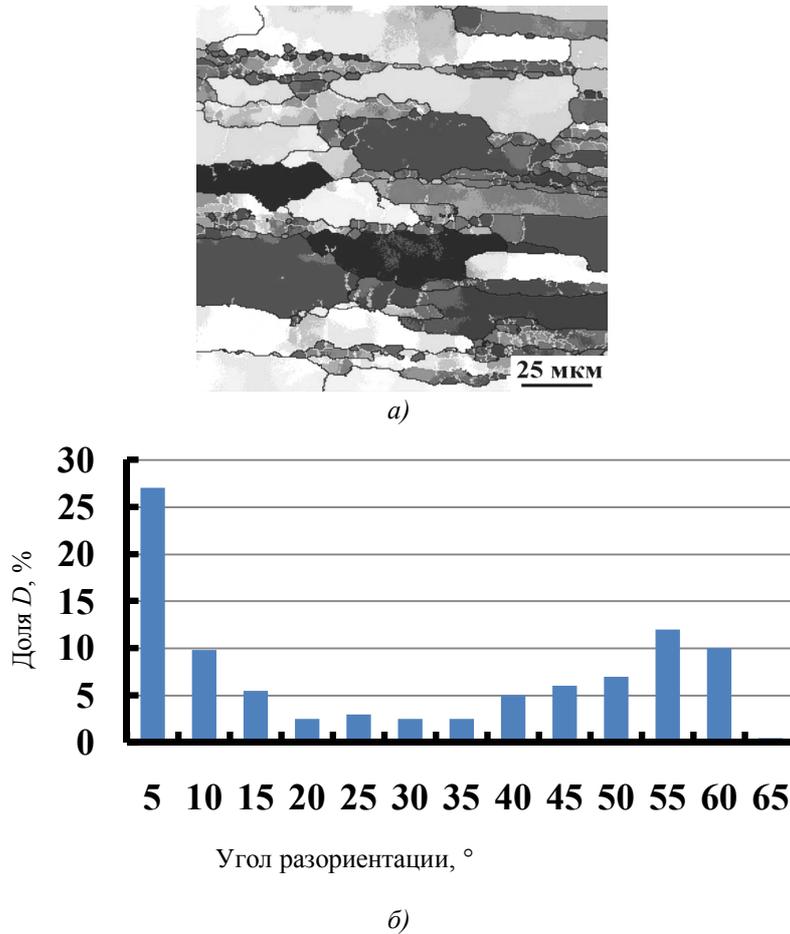


Рис. 8. Обратная полюсная фигура с нанесенными большеугловыми и малоугловыми границами (а) и распределение по углам разориентировки (б) зоны термического влияния соединения сплава 1565ч

На рис. 9, а представлено светлопольное изображение зерна, границы которого являются большеугловыми, прямыми и четкими с полосчатым контрастом. Дислокационные скопления внутри зерна не наблюдаются. Отдельные дислокации расположены вблизи границ и на дисперсных частицах, расположенных внутри тела зерна (рис. 9, б).

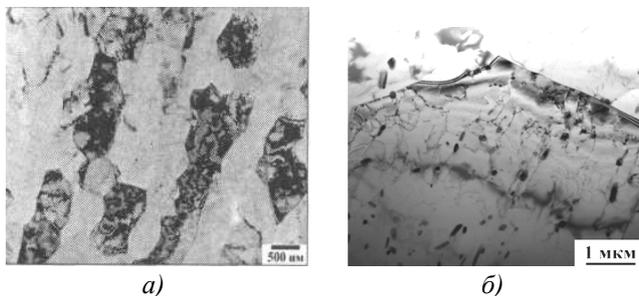


Рис. 9. Изображения структуры ядра сварного шва сплава 1565ч, полученные с помощью просвечивающей электронной микроскопии:

а – зеренная структура с большеугловыми границами;
 б – скопление дислокаций вблизи большеугловой границы

Представляет интерес изменение плотности дислокаций в металле сварного шва по сравнению с основным материалом. Результаты исследований показали следующее. После горячей прокатки микроструктура листов сплава 1565ч состоит из вытянутых вдоль направления прокатки зерен со средней толщиной порядка 65...70 мкм, которые разделены деформационными полосами с толщиной 240...260 нм. Плотность свободных решеточных дислокаций относительно небольшая ($4,3 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$). В материале присутствуют равномерно распределенные некогерентные частицы фазы Al_6Mn со средним диаметром около 28 нм, объемная доля которых составила 0,084 %.

В результате соединения крупнозернистых листов сплава 1565ч сваркой трением с перемешиванием формируется асимметричный бездефектный шов с хорошо различимой зоной перемешивания, что является характерным для Al–Mg сплавов. В зоне перемешивания наблюдается полностью рекристаллизованная структура, состоящая из равноосных зерен со средним размером 4,5 мкм. Объемная

доля большеугловых границ достигает приблизительно 77 %. Плотность дислокаций ниже, чем в основном материале – около $2,4 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$. Сварка трением с перемешиванием приводит к значительному росту частиц Al_6Mn до 75 нм. Они сохранили форму, близкую к сферической, а объемная доля увеличилась незначительно – около 0,12 %.

Микроструктура листов сплава 01570 представлена сильно вытянутыми в направлении прокатки зернами со средней толщиной 33 мкм. Внутри зерен наблюдается развитая субструктура со средним размером кристаллитов 0,8 мкм. Просвечивающая электронная микроскопия показала, что плотность дислокаций в материале относительно небольшая ($4,4 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$), присутствуют равномерно распределенные когерентные частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ со средним размером 11 нм и объемной долей 0,12 %.

Сварка трением с перемешиванием приводит к получению бездефектного сварного соединения с хорошо различимой зоной перемешивания, в которой формируется полностью рекристаллизованная структура, состоящая из равноосных зерен со средним размером 2,2 мкм. Плотность дислокаций по сравнению с основным материалом практически не изменилась (около $4 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$). ПЭМ показала, что объемная доля частиц $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ не изменяется, а их размер возрастает до 18 нм. При этом когерентность этих частиц сохраняется.

В табл. 5 представлены усредненные значения твердости различных зон сварного соединения в сравнении с твердостью основного металла. Анализ полученных результатов измерений позволяет заключить, что в центральной части сварного шва (ядре зоны перемешивания) твердость материала достигает максимальных значений.

5. Средние значения твердости образцов сварного соединения листов алюминивно-магниевого сплава 1565чМ толщиной 5,0 мм

HV ₅₀	Основной металл	Зона термомеханического влияния		Ядро сварного шва
		Сторона набегания	Отступающая сторона	
Минимальное значение	52,6	57,6	60,4	67,55
Максимальное значение	57,7	75,77	82,88	87,5
Среднее значение	55,15	70,1	67,91	77,33

Из анализа кривых распределения твердости в полученных сварных соединениях следует, что металл сварного шва листов сплава 1565чМ характеризуется двумя заметно различающимися участками: центральной части и прилегающих с обеих сторон зонами термомеханического влияния. По сравнению с твердостью основного металла максимальное повышение твердости произошло в центре сварного соединения. В нижней части шва (зона стыка) наблюдается заметное колебание значений твердости, особенно в зоне термомеханического влияния с набегающей стороны шва (рис. 10). Наибольшие значения твердости соответствуют верхней части образца, где структура формировалась вследствие трения буртика рабочего инструмента о поверхность свариваемых листовых заготовок.

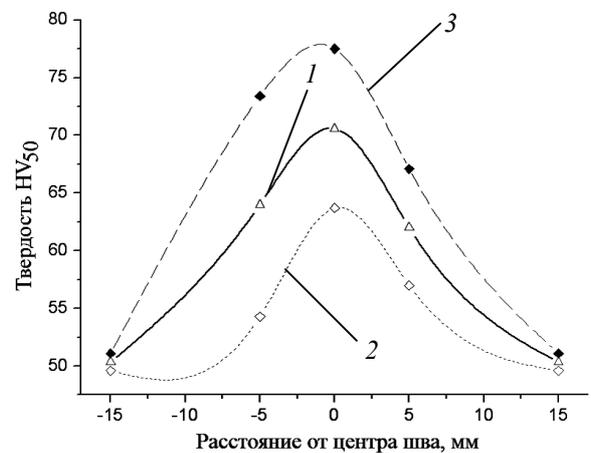


Рис. 10. Распределение микротвердости сварного соединения листов сплава 1565чМ толщиной 5 мм: 1 – центральная часть образца; 2 – корневая часть образца; 3 – верхняя часть образца

Разрушение бездефектных сварных соединений исследуемых сплавов системы Al–Mg произошло в зоне термомеханического влияния, так как ЗТМВ технически относится ко всей деформируемой области и часто используется для описания любой зоны сварного шва, полученного при сварке трением с перемешиванием [14].

Прочность сварных соединений и величина временного сопротивления для листов, толщиной 5,0 мм, сваренных на оптимальном режиме без дефектов в структуре шва близка свойствам исходного материала. Разрушение этих образцов происходило в зоне термомеханического влияния на «отступающей» стороне по линии стыка.

На рис. 11 показан характерный вид поверхности разрушения после испытаний на

статическое растяжение и приведена фрактограмма поверхности излома этих образцов. Из полученных результатов следует, что процесс разрушения проходил в две стадии – раскрытие материала по линии стыка в корневой части сварного шва с последующим разрушением остального объема материала.

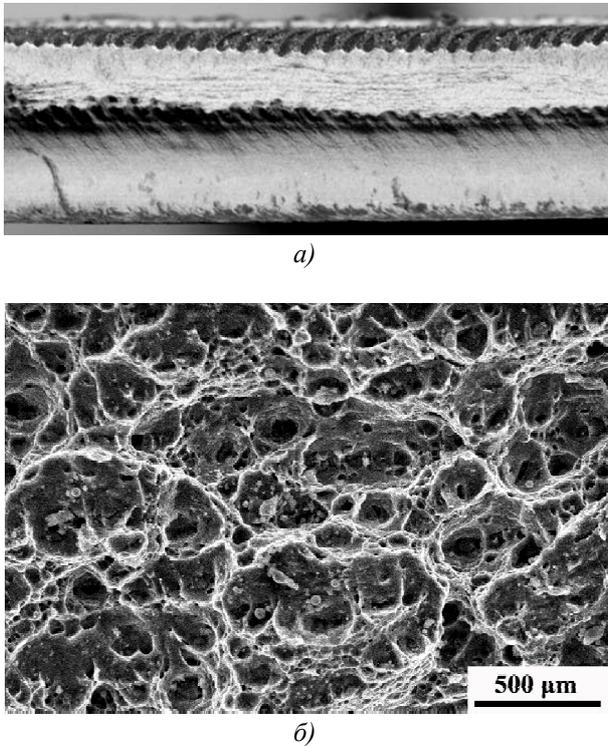


Рис. 11. Поверхность разрушения (а) и фрактограмма поверхности излома (б) бездефектного сварного шва сплава 1565ЧМ

При циклических нагрузках в образцах сварных соединений сплавов АМг2 и 1565ЧМ, выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом зарождение усталостных трещин происходило в месте максимальной концентрации напряжений в зоне сплавления шва с основным материалом.

Отсутствие усиления шва на образцах, сваренных трением с перемешиванием, позволяет избежать высокой концентрации напряжений в месте сопряжения шва с основным материалом. Однако в них наблюдается геометрическая неоднородность у края зоны термомеханического воздействия, которая образуется вследствие погружения бурта инструмента в свариваемый металл на глубину 0,1...0,2 мм. Поэтому зарождение усталостных трещин в образцах таких сварных соединений в большинстве случаев происходит именно в этом месте, хотя в некоторых случаях они разрушаются по основному материалу. Последние

результаты в расчет не принимали и анализировали только показатели, полученные в случае разрушения образцов у зоны термомеханического влияния.

В результате проведенных исследований установлено, что сварные соединения, полученные в твердой фазе трением с перемешиванием, имеют циклическую долговечность близкую к основному материалу (рис. 12). Их характеристики сопротивления усталости находятся выше значений для соединений, выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом, во всей области долговечностей $10^5 \dots 2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений, а ограниченный предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов составляет 110 МПа, что всего на 5 % ниже, чем для основного материала. К снижению долговечности сварных соединений, выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом, более чем в 2 раза приводят, главным образом, высокая концентрация действующих напряжений, обусловленная геометрическими параметрами шва, и остаточные сварочные напряжения.

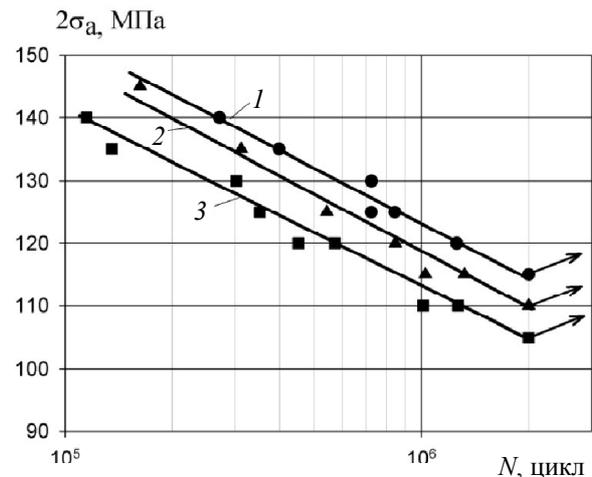


Рис. 12. Кривые усталости основного материала (1) и сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием (2) и дуговой сваркой неплавящимся электродом (3)

Аналогичная картина наблюдалась и при циклических испытаниях сварных соединений сплава 1565ЧМ. Испытания показали, что образцы, сваренные аргонодуговой сваркой без удаления выпуклости сварного шва при испытании на базе 10^7 циклов, имеют ограниченный предел выносливости равный 70 МПа, с удалением выпуклостей – 100 МПа, для плазменной сварки – 70 МПа, а для СТП – 130 МПа.

Таким образом, на основании полученных

результатов можно утверждать, что сварка трением с перемешиванием обладает существенными преимуществами по сравнению со сваркой плавлением. При сварке трением с перемешиванием лучше сохраняются свойства основного металла, сварное соединение имеет меньший уровень остаточных напряжений и деформаций, отсутствует выгорание компонентов сплава, достигаются высокие скорости сварки при больших объемах производства без ухудшения свойств изделий.

Перемещение инструмента вдоль стыка приводит к массопереносу металла в зону, освобождающуюся позади инструмента. Благодаря этому инициируется перемешивание свариваемого металла с образованием сварного шва. Процессы интенсивной пластической деформации оказывают влияние на формирование микроструктуры сварного шва, от которой зависят его прочностные свойства, однако, определяющим фактором являются температурно-временные условия, при которых реализуется процесс сварки трением с перемешиванием.

Исследование структуры ядра шва выявило особую слоистую структуру металла, которая состоит из рекристаллизованных зерен, разделенных большеугловыми границами. Образование подобной структуры свидетельствует о самоорганизации микроструктуры зоны ядра, в формировании которой определяющими являются температура и пластическая деформация.

Установлено, что механизм разрушения сварного соединения определяется наличием дефектов, которые снижают эффективное сечение сварного соединения.

Формирование структуры материала в процессе сварки трением с перемешиванием на макроуровне определяется образованием слоистой структуры деформированного слоя в результате пластических сдвигов отдельных слоев, а на микроуровне – формированием высокодисперсной структуры, обусловленной интенсивной пластической деформацией. При этом в структуре ядра шва при сварке трением с перемешиванием наблюдается полное завершение динамической рекристаллизации.

Разрушение образцов сварных соединений сплавов системы Al–Mg носит двухстадийный характер и зависит от наличия дефектов в сварном шве. В одном случае начальная стадия характеризуется появлением первичной трещины в корне шва по линии стыка с последующим разрывом по направлению действия максимальных касательных напряжений. В другом случае разрушение обусловлено нали-

чием дефектов вблизи лицевой стороны шва на наступающей стороне, где первоначально происходит разрыв металла с дальнейшим разрушением по границе ядра шва.

Экспериментально путем получения характеристик сопротивления усталости обоснована эффективность применения процесса сварки трением с перемешиванием вместо сварки плавлением для изготовления из алюминиевых сплавов системы Al–Mg конструкций, работающих в условиях переменных нагрузок. Показано, что долговечность стыковых соединений листов указанных сплавов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, практически достигает уровня основного материала, тогда как для соединений, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом, она почти в 2 раза ниже.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Овчинников, В.В.** Технологические особенности сварки трением с перемешиванием алюминиевых и магниевых сплавов (обзор) // *Машиностроение и инженерное образование*. – 2016. – №4. – С. 22–45.
2. **Покляцкий, А.Г.** Особенности распределения температур в тонколистовом алюминиевом сплаве AMg5M при сварке трением с перемешиванием // *Автоматическая сварка*. – 2011. – №8. – С. 48 – 51.
3. **Овчинников, В.В., Дриц, А.М., Бакшаев, В.А.** Механические свойства сварных соединений плит алюминиевого сплава АД0, выполненных сваркой плавлением и трением с перемешиванием // *Научно-технические технологии в машиностроении*. – 2018. – №8(86). – С. 3–10.
4. **Дриц, А.М., Овчинников, В.В., Бакшаев, В.А.** Критерии выбора параметров режима сварки трением с перемешиванием тонких листов из алюминиевого сплава 1565ч. // *Цветные металлы*. – 2018. – №1. – С.85–93.
5. **Дриц, А.М., Овчинников, В.В.** Сварка алюминиевых сплавов. – М.: Издательство «Руда и металлы», 2017. – 440 с.
6. **Рубцов, В.Е., Колубаев, А.В.** Пластическая деформация и квазипериодические колебания в трибологической системе // *Письма в ЖТФ*. – 2004. – Т. 74, вып. 11. – С. 63–69.
7. **Панин, В.Е., Егорушкин, В.Е.** Физическая мезомеханика измельчения кристаллической структуры при интенсивной пластической деформации // *Физическая мезомеханика*. – 2008. – Т. 11, № 5. – С. 5–6.
8. **Fonda R.W.** Microstructural evolution ahead of the tool in aluminum friction stir welds / R.W. Fonda, K. Knippling, F. Bingert // *Scripta Materiala*. – 2007. – Vol. 58. – P. 343–348.
9. **Фролов, В.А., Конкевич, В.Ю., Предко, П.Ю., Белоцерковец, В.В.** Сварка трением с перемешиванием термически упрочняемого сплава B95 системы Al–Zn–Mg–Cu // *Сварочное производство*. – 2013. – № 3. – С. 21–26.

10. Huang Y. Microstructure and surface mechanical property of AZ31 Mg/SiCp surface composite fabricated by Direct Friction Stir Processing / Y. Huang, T. Wang, W. Guo, L. Wan, Sh. Lv // *Materials and Design*. – 2014. – № 59. – P. 274–278.

11. Ovchinnikov V.V., Drits A. M., Gureeva M.A., Malov D.V. Effect of the Grain Size of the Initial Structure of 1565chM Alloy on the Structure and Properties of the Joints Fabricated by Friction Stir Welding // *Russian Metallurgy (Metally)*, Vol. 2017, No. 12, pp. 44–50.

12. Малофеев, С.С., Кулицкий, В.А. Структура и механические свойства сварных швов сплава 1570С, выполненных сваркой трением с перемешиванием // *Металлы*. – 2012. – №5. – С.94–99.

13. McNelley T.R. Recrystallization mechanisms during friction stir welding / processing of aluminum alloys / T.R. McNelley, S. Swamtnathan, J.Q. Su // *Scripta Materialia*. – 2008. – № 58. – P. 349–354.

14. Карманов, В.В., Каменева, А.Л., Карманов, В.В. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов: сущность и специфические особенности процесса, особенности структуры сварного шва // *Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника*. 2012. – № 32. – С. 67–80.

REFERENCES

1. Ovchinnikov, V.V. Technological peculiarities of friction welding with aluminum and magnesium alloys stir (review) // *Mechanical Engineering and Engineering Education*. – 2016. – No.4. – pp. 22-45.

2. Poklyatsky, A.G. Peculiarities of temperature distribution in thin sheet aluminum alloy AMg5M during friction welding with stir // *Machine Welding*. – 2011. – No.8. – pp. 48-51.

3. Ovchinnikov, V.V., Drits, A.M., Bakshaev, V.A. Stress-strain properties of plate welds of aluminum alloy AD0 carried out by fusion and friction welding with stir // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. – 2018. – No.8 (86). – pp. 3-10.

4. Drits, A.M., Ovchinnikov, V.V., Bakshaev, V.A. Criteria for mode parameter choice of friction welding with stir of thin sheets of aluminum alloy 1565ch. // *Non-Ferrous Metals*. – 2018. – No.1. – pp. 85-93.

5. Drits, A.M., Ovchinnikov, V.V. *Aluminum Alloy Welding*. – M.: “Ore and Metals” Publishing House, 2017. – pp. 440.

6. Rubtsov, V.E., Kolubaev, A.V. Plastic Deformation and Quasi-periodic oscillations in tribological system // *Letters to ZhTF*. – 2004. – Vol. 74, edition 11. – pp. 63-69.

7. Panin, V.E., Yegorushkin, V.E. Physical mesomechanics of crystalline structure breaking at intensive plastic deformation // *Physical Mesomechanics*. – 2008. – Vol.11, No.5. – pp. 5-6.

8. Fonda R.W. Microstructural evolution ahead of the tool in aluminum friction stir welds / R.W. Fonda, K. Knipling, F. Bingert // *Scripta Materialia*. – 2007. – Vol. 58. – P. 343–348.

9. Frolov, V.A., Konkevich, V.Yu., Predko, P.Yu., Belotserkovets, V.V. Friction stir welding of thermally hardened alloy V95 of Al-Zn-Mg-Cu system // *Welding Engineering*. – 2013. – No.3. – pp. 21-26.

10. Huang Y. Microstructure and surface mechanical property of AZ31 Mg/SiCp surface composite fabricated by Direct Friction Stir Processing / Y. Huang, T. Wang, W. Guo, L. Wan, Sh. Lv // *Materials and Design*. – 2014. – № 59. – P. 274–278.

11. Ovchinnikov V.V., Drits A. M., Gureeva M.A., Malov D.V. Effect of the Grain Size of the Initial Structure of 1565chM Alloy on the Structure and Properties of the Joints Fabricated by Friction Stir Welding // *Russian Metallurgy (Metals)*, Vol. 2017, No. 12, pp. 44–50.

12. Malofeev, S.S., Kulitsky, V.A. Structure and stress-strain properties of weld seams of alloy 1570C manufactured by friction stir welding // *Metals*. – 2012. – No.5. – pp. 94-99.

13. McNelley T.R. Recrystallization mechanisms during friction stir welding / processing of aluminum alloys / T.R. McNelley, S. Swamtnathan, J.Q. Su // *Scripta Materialia*. – 2008. – № 58. – P. 349–354.

14. Karmanov, V.V., Kameneva, A.L., Karmanov, V.V. Aluminum alloy friction stir welding: essence and special peculiarities of process, peculiarities of weld seam structure // *Bulletin of PNIPU. Aerospace Engineering*. 2012. – No.32. – pp. 67-80.

Рецензент д.т.н. В.М. Самойленко

