

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, УПРОЧНЕННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ОКСИДАМИ, ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ

К. А. ЮЩЕНКО, Б. А. ЗАДЕРИЙ, И. С. ГАХ, А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, Л. М. КАПИТАНЧУК, В. Ю. ХАСКИН
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены изменения нанодисперсной структуры никелевых ODS-сплавов в результате сварки плавлением. Исследовали сварные соединения, выполненные на разных режимах аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной сваркой. Показано, что во всех рассмотренных случаях происходит деградация наноразмерной структуры, которая выражается главным образом в изменении упрочняющих частичек вплоть до микроразмерного уровня, некоторого изменения их химического состава и морфологии. Степень деградации структуры зависит от степени перегрева металла сварной ванны, которая, в свою очередь, определяется величиной удельной мощности источника нагрева, скоростью сварки, характером тепловложения и охлаждения. Показано, что положительный результат — минимальная деградация наноструктуры исходного металла — может быть достигнут при оптимальном сочетании максимальной технологически приемлемой скорости сварки и концентрации тепловложения, минимальном запасе и управляемом распределении мощности, при которых обеспечивается сквозное проплавление и формирование шва с параллельными поверхностями сплавления. Библиогр. 19, рис. 9.

Ключевые слова: ODS-никелевые сплавы, сварка плавлением, сварочная ванна, деградация нанодисперсной структуры, укрупнение наночастичек, скорость сварки, характер тепловложения, формирование шва

Упрочненные термостабильными наноразмерными оксидами ODS (oxide dispersion strengthened) никелевые сплавы и стали, благодаря сочетанию уникальных свойств, превосходящих характеристики материалов, упрочненных частицами микронного размера [1–9], находят в последнее время все возрастающее применение в качестве альтернативного конструкционного материала в перспективных разработках атомного машиностроения, авиакосмической техники, энергогенерирующих отраслях, в том числе восстанавливаемых источниках энергии, высокотемпературных теплообменных устройствах, двигателестроении и др. [2, 10–13].

Главной проблемой, которую приходится решать для реализации свойств этих материалов в промышленных конструкциях, является обеспечение в течение всей технологической цепочки их изготовления наноразмерности структуры, основными характеристиками которой является размер упрочняющих частиц, их морфология, химический состав, равномерность распределения в матрице.

Особую сложность представляет выполнение этой задачи при сварке вследствие высокотемпературного нагрева металла, неравновесности термических, гидродинамических, термомодеформационных, кристаллизационных и др. процессов, сопровождающих формирование сварного соединения.

Скорее всего, максимальное сохранение параметров наноструктуры ODS-сплавов при их свар-

ке возможно при использовании способов, которые при формировании соединения исключают или минимизируют перегрев металла выше температуры диссоциации или плавления, а также коагуляции оксидов. Это такие способы сварки как диффузионная, трением, трением с перемешиванием и т.п. Однако и они имеют ограничения в их реализации, это – техническая невозможность выполнения сварки конструкций сложной развитой геометрии, использования способов в условиях специализированного производства или ремонта, неотработанность технологии и оборудования. И даже набирающий популярность в последнее время способ сварки трением с перемешиванием не всегда позволяет получить качественное соединение и сохранить исходную наноструктуру [14–17]. Таким образом, в настоящее время остается актуальной задача сварки ODS-сплавов способами широкого промышленного применения — аргонодуговой (АрдС), лазерной (ЛС), электронно-лучевой (ЭЛС).

Настоящая работа выполнялась с использованием, в качестве модельного, однофазного никелевого сплава Inconel MA758 (Ni–31Cr–1,0Fe–0,5Ti–0,3Al–0,6Y₂O₃). Такой выбор был обусловлен необходимостью исключить негативное влияние фазовых превращений на формирование наноструктуры. Образцы для сварки толщиной 1,5...2,0 мм вырезали электроискровым способом из прутка, полученного методом механического

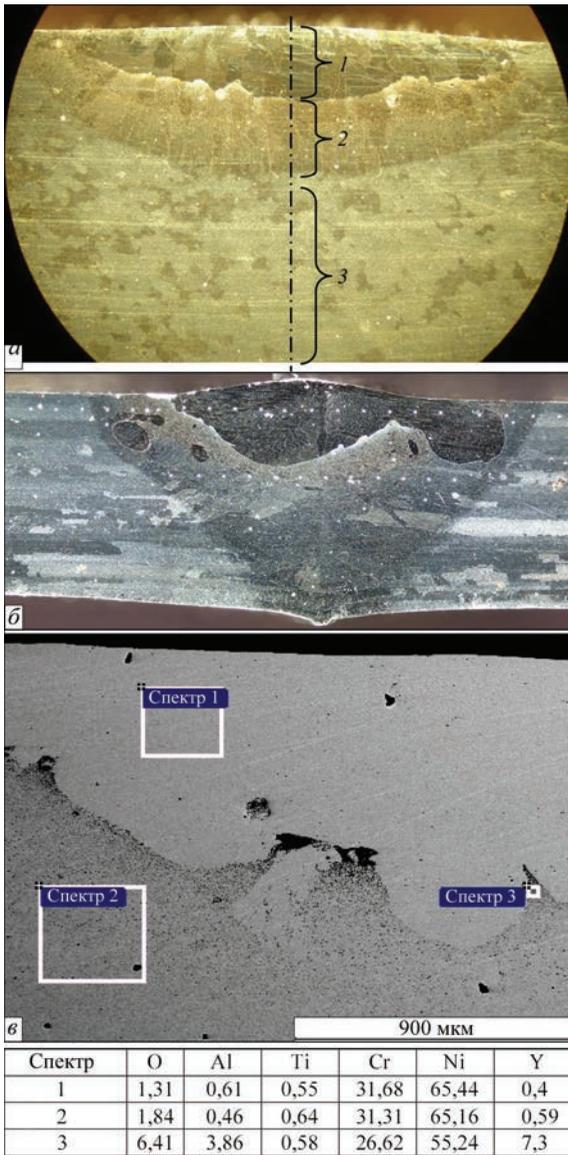


Рис. 1. Макроструктура (*a* — $\times 40$; *b* — $\times 50$) сварного соединения, выполненного АрДС: *a* — поверхностное оплавление массивного образца, $v_{св} = 8$ м/ч (*1* — $0,1Y_2O_3$; *2* — $0,47Y_2O_3$; *3* — $0,57Y_2O_3$); *b* — образца толщиной 2 мм, $v_{св} = 16$ м/ч; *в* — участок шва *b* и его поэлементный анализ, атм. %

легирования. Места реза шлифовались, образцы промывались ацетоном в ультразвуковой ванне.

Эксперименты по сварке выполнялись с применением указанных выше способов.

В качестве основного параметра, за счет изменения которого выполнялось регулирование тепловложения в металл шва, была принята скорость сварки. При таком выборе учитывались как эффективность и мобильность воздействия, так и качественное подобие влияния на характер ввода тепла и гидродинамику металла сварочной ванны при разных способах сварки плавлением. При выполнении экспериментов скорость сварки меняли в широком диапазоне значений от 12 до 180 м/ч. Значения других параметров режима выбирали исходя из необходимости достижения сквозного провара и качественного формирования шва. Здесь следует подчеркнуть, что вследствие значительных различий теплофизических характеристик оксидов и металла основы (таких, как удельный вес, температура плавления, смачиваемость оксидов и др.) значительно затрудняется качественное формирование швов, что выражается в подрезах, разбрызгивании, выдувании и выплесках металла, всплывании оксидов, возникновении пористости и др. дефектов.

Особенно это заметно при сварке на невысоких скоростях. Металл швов, полученный на скоростях 10...20 м/ч, отличается недостаточным перемешиванием, структурной и химической неоднородностью, значительным укрупнением и потерей наноразмерных оксидов (рис. 1).

Поэтому основные металлофизические исследования выполняли на оптимально сформированных швах, полученных при высоких скоростях сварки (рис. 2). При этом представлялось целесообразным максимальным количеством образцов охватить разные варианты тепловложения. Режимы сварки соответствовали завышенному (ЭЛС, 90 м/ч), оптимальному (ЛС, 90 м/ч) и заниженному (ЛС, 180 м/ч) уровню тепловложения. Швы, выполненные ЭЛС (90 м/ч, 2,8 кВт) ввиду завышенного объема расплава, соответствовали тепло-

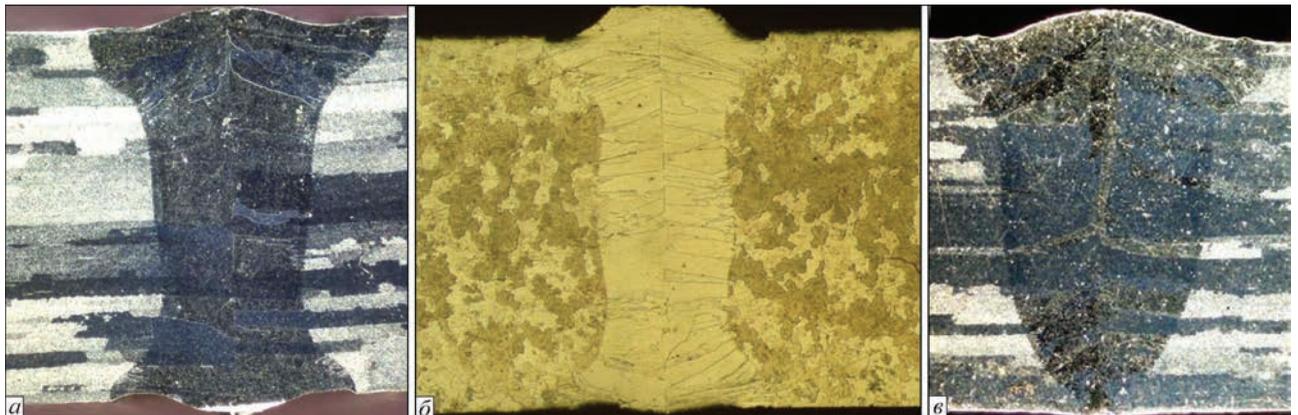


Рис. 2. Макрошлифы ($\times 30$) исследуемых сварных соединений сплава In MA758: *a* — ЭЛС, $v_{св} = 90$ м/ч, завышенная мощность луча 2,8 кВт; *b* — ЛС, $v_{св} = 90$ м/ч, мощность луча 2,2 кВт; *в* — ЛС, $v_{св} = 180$ м/ч, мощность луча 2,2 кВт

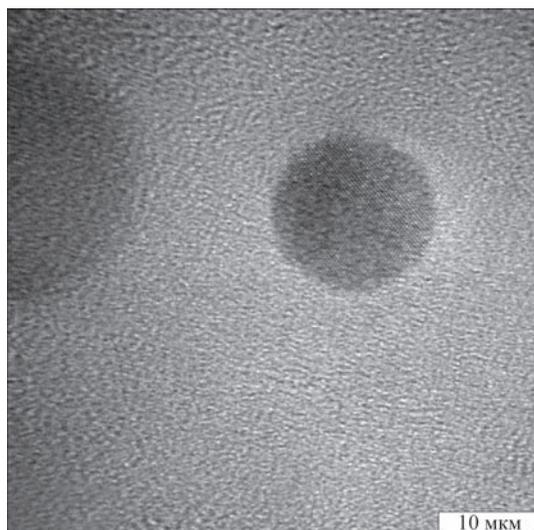


Рис. 3. Трансмиссионная микроскопия исходного металла сплава InMA758 (фото выполнено в Институте материаловедения НАН Украины)

передаче в основном через поверхность расплава сварочной ванны и значительному перегреву и по этому показателю приближались к швам, выполненным АрДС. Швы, выполненные ЛС на скорости 90 м/ч, благодаря наличию открытого парогазового канала сварочной ванны, подвергались меньшему перегреву в отличие от швов, выполненных ЛС на скорости 180 м/ч, где теплопередача осуществлялась через боковые стенки канала, зеркало и дно сварочной ванны. Влияние избытка тепловложения в последнем случае компенсировалось за счет увеличения скорости сварки.

О характере тепловложения можно судить исходя из анализа размеров и геометрии швов (рис. 2).

Наличие, размер, распределение в металле шва, изменение морфологии и химического состава упрочняющих наночастиц определяли с использованием Оже-микросзонда JAMP-9500F фирмы «JEOL» (Япония), оснащенного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром INCAP Penta FETX3 (система «INCA 350») фирмы Oxford Instruments (Великобритания). При этом выявлялись частицы с минимальным размером до 10 нм.

С большей точностью об особенностях (размерах, морфологии, составе) наночастиц можно судить только по результатам, полученным с использованием трансмиссионного (рис. 3), либо атомно-силового микроскопа. Однако при этом возникают проблемы с корректной интерпретацией результатов, полученных с определенных участков сварного соединения.

Учитывая указанные трудности, качественную картину общего распределения и наличие выделений разной дисперсности оценивали исходя из анализа темнопольных оптических изображений

микроструктуры, на которых, благодаря отличиям физико-механических свойств упрочняющих частиц и металла матрицы наблюдается заметный контраст изображения (рис. 4).

Анализ результатов исследований показывает, что структура исходного материала в состоянии поставки характеризуется заметной неоднородностью как по размерам, так и по химическому составу выделений (рис. 4, 5). Выявлены более десяти разных типов выделений. Наиболее характерные из них:

- наноразмерные кислородосодержащие типа Y–O, Al–O, Y–Al–O составляют около 80 % всех выявленных, порядка 30 % из которых относятся к выделениям сложного типа Y–Al–O;

- микроразмерные азотосодержащие типа Ti–C–N, Ti–N составляют приблизительно 20 %.

Следует подчеркнуть, что около 25 % кислородосодержащих наночастичек размещаются либо центре, либо вдоль поверхности азотосодержащих выделений (рис. 5), размер последних может составлять от 140 до 630 нм. Поэтому в результатах их энергодисперсионного спектрального анализа (ЭДС) часто наблюдается присутствие азота, углерода, железа и др. компонентов сплава.

Основной массив выделений составляют наноразмерные частицы (порядка 15...30 нм), которые главным образом благодаря высокой удельной поверхностной энергии и высокому сопротивлению перемещению дислокаций и обуславливают особые свойства ODS-сплавов [1–9]. Меньшую часть составляют микроразмерные выделения (порядка 110...290 нм), основная роль которых сводится, скорее всего, к повышению прочности согласно классической теории дисперсионного упрочнения [18, 19]. Наблюдаются также отдельные выделения различного состава размером около 600...1200 нм, а также конгломераты наноразмерных частиц площадью приблизительно 200...4000 нм² и более (рис. 5).

В процессе сварки, несмотря на высокие скорости ее выполнения и кажущийся небольшой перегрев, микроструктура сплава претерпевает существенные изменения. Изменяются размеры, морфология и состав основных упрочняющих составляющих (рис. 6–8). Практически во всех рассмотренных случаях в 2...5 раз возрастает размер кислородосодержащих выделений типа Y–Al–O при существенном уменьшении размеров и содержания выделений Y–O и Al–O. Меньшие изменения претерпевают азотосодержащие выделения типа Ti–N, Ti–C–N. Чаше встречаются глобулярного типа кислородосодержащие частицы, которые располагаются внутри азотосодержащих выделений (рис. 6–8).

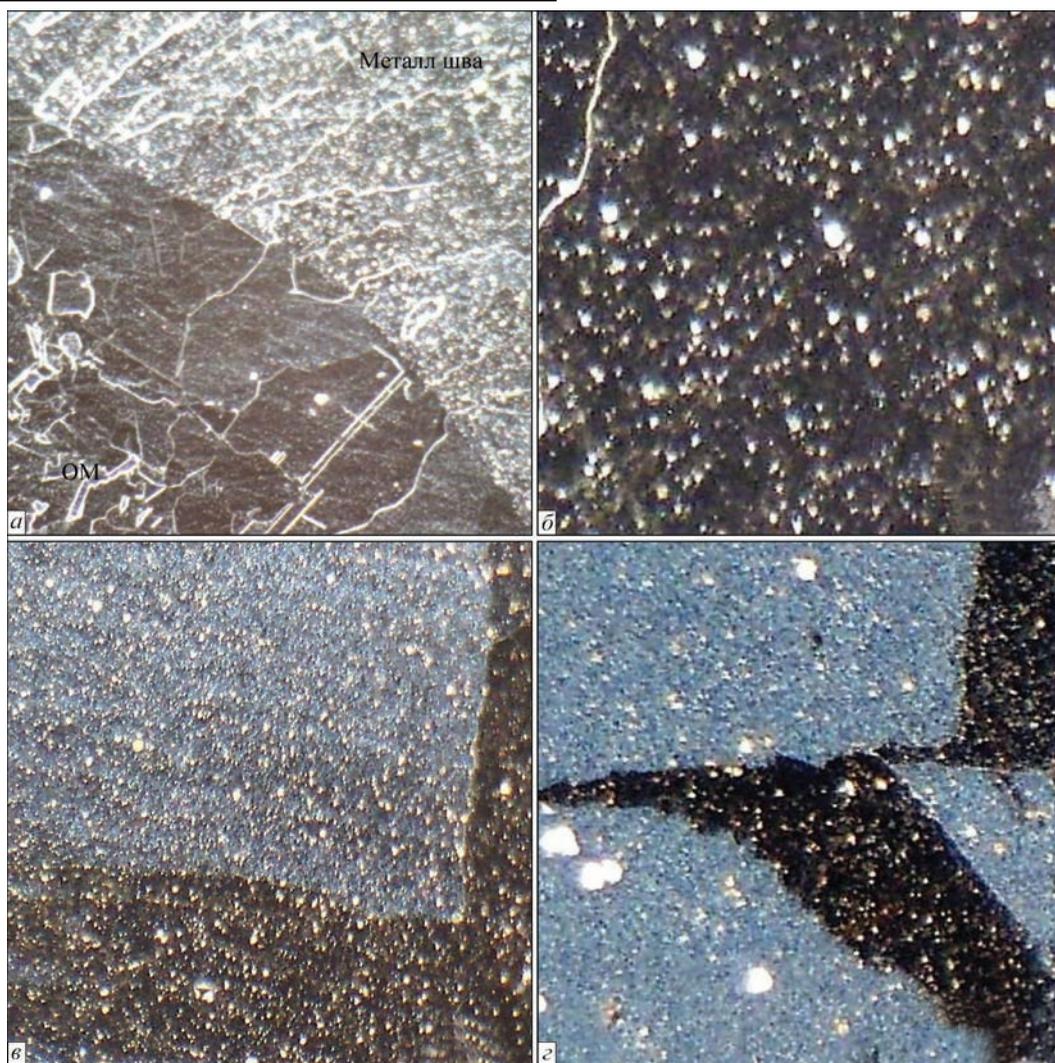


Рис. 4. Микроструктура (*a* — $\times 200$; *b-d* — $\times 500$) сварных швов (фото в темном поле): *a* — переходной участок «зона термического влияния–металл шва», ЛС, $v_{св} = 90$ м/ч; *b* — металл шва, ЭЛС, $v_{св} = 90$ м/ч; *c* — металл шва, ЛС, $v_{св} = 90$ м/ч; *d* — металл шва, ЛС, $v_{св} = 180$ м/ч

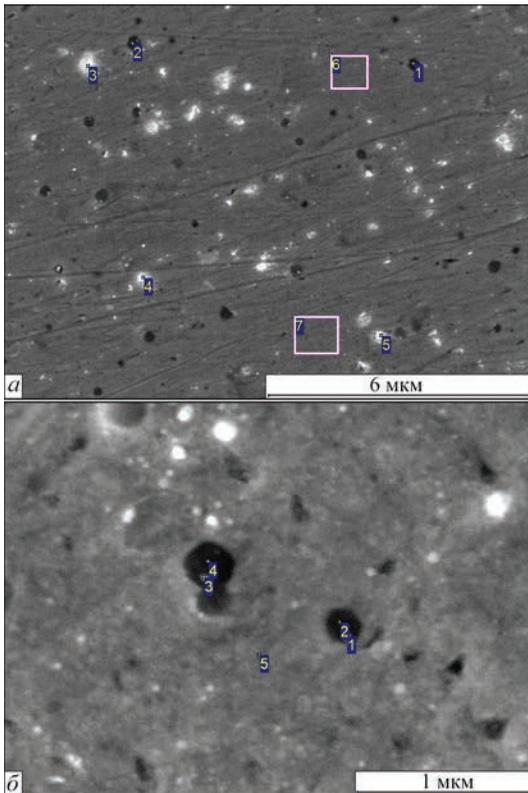
Более заметные изменения структуры (рис. 6) наблюдаются в швах, выполненных при завышенном тепловложении ЭЛС. Как уже отмечалось, швы, выполненные на невысоких скоростях ЭЛС и АрДС, исключались из рассмотрения из-за большой потери оксидов в результате перегрева металла сварочной ванны.

В результате ЛС возрастает (до 80 %) доля выявленных оксидных выделений укрупненных размеров наночастиц до 44...110 нм (15...24 нм в исходном металле), что, по-видимому, обусловлено коагуляцией более мелких частиц. Отмечено увеличение микроразмерных выделений до 300...510 нм (при 140...300 нм в исходном металле). Несколько (приблизительно на 2...3 %) уменьшается доля азотосодержащих выделений, их размеры возрастают с исходных 140...290 до 270...410 нм и с 310...410 до 600...900 нм для реже встречающихся микровыделений. Увеличение размеров выделений заметно уже на оптических снимках в темном поле (рис. 4).

Несколько меньшая степень возрастания размеров выделений при ЛС (рис. 7, 8), по-видимому, обусловлена увеличением удельной мощности и дополнительного охлаждения за счет обдува защитным газом. Так, в швах, выполненных на скорости сварки 90 м/ч, наблюдается увеличение размеров кислородосодержащих наночастиц до 24...92 нм (рис. 7) и микроразмерных выделений до 180...360 нм. Соответственно, возрастание размеров наночастиц до 21...70 и 140...600 нм — для микроразмерных имеет место в швах, выполненных ЛС на скорости 180 м/ч (рис. 8). Менее заметны изменения азотосодержащих выделений.

Как видно, разница в изменениях размеров выделений в швах, выполненных на скорости 90 и 180 м/ч менее заметна, что свидетельствует о примерно одинаковой степени их перегрева.

При этом, общим для всех рассмотренных случаев является трансформация простых кислородосодержащих фаз типа Y-O, Al-O в более сложные Y-Al-O выделения.



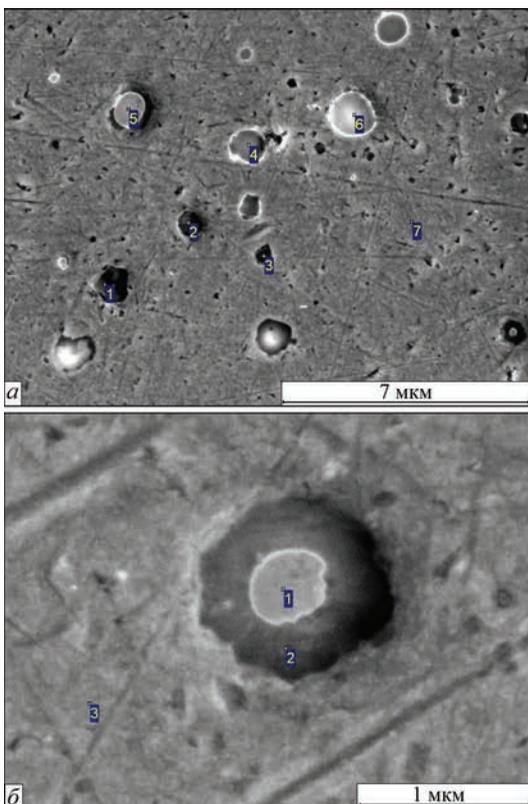
Спектр	C	N	O	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	2,74	32,88	0	0,84	0	29,02	9,94	0	23,82	0,77
2	2,43	30,40	6,61	0,46	0,41	30,54	8,89	0	20,26	0
3	1,78	0	27,43	14,02	0	0	16,54	0	40,23	0
4	2,10	0	22,26	13,09	0,25	1,03	20,61	0	40,19	0,47
5	6,57	0,63	23,44	13,16	0,35	0,50	13,37	0,54	39,76	1,67
6	3,62	0	1,97	0,33	0,29	0	28,00	1,72	63,84	0,21
7	1,69	0	3,49	0,23	0,11	0,84	29,04	0	64,60	0

Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	5,50	22,22	5,66	0,82	24,78	12,96	0,40	26,73	0,94
2	4,57	19,69	1,16	0,41	27,34	15,10	0	31,49	0,24
3	3,98	30,58	0	0,64	30,39	11,26	0	22,60	0,56
4	3,94	31,93	0,66	0,28	31,73	8,41	0,80	22,06	0,20
5	4,45	1,23	2,69	0,35	0	25,50	1,15	64,17	0,47

Рис. 5. Электронное изображение микроструктуры и анализ химического состава, ат. %: а — исходного металла; б — основного металла

Следует отметить, что изменения, которые имеют место при разных способах и режимах сварки менее заметны в сравнении с переходом от основного металла к металлу шва.

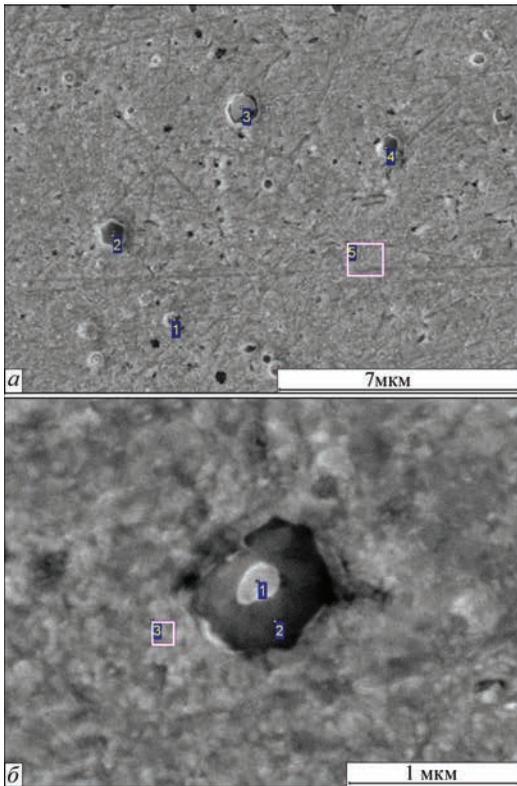
Изменения структуры, которые происходят в результате сварки, как уже упоминалось, определяются величиной перегрева металла сварочной ванны, которая зависит не только от эффек-



Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	2,25	47,85	0	0	35,02	9,18	0,37	5,20	0,14
2	2,71	42,76	11,43	4,52	24,07	6,02	0	3,69	4,80
3	0,54	0	55,40	15,48	1,08	4,10	0,11	8,04	15,25
4	1,50	0	58,73	16,76	1,26	1,84	0	4,17	15,74
5	2,45	0	59,19	15,70	5,14	1,28	0	1,75	14,48
6	2,99	0	60,02	16,95	1,10	0,65	0	1,38	16,92
7	2,50	0	0	0,71	0,37	28,78	0,73	66,67	0,23

Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	2,68	5,97	53,56	16,70	2,56	0,92	0,50	1,28	15,83
2	2,38	35,66	11,74	4,08	27,86	7,13	0	8,47	2,68
3	2,91	0,47	0	0,11	0,48	29,67	0	66,12	0,24

Рис. 6. Электронное изображение микроструктуры и анализ химического состава (ат. %) металла шва (а, б), выполненного при ЭЛС, $v_{св} = 90$ м/ч



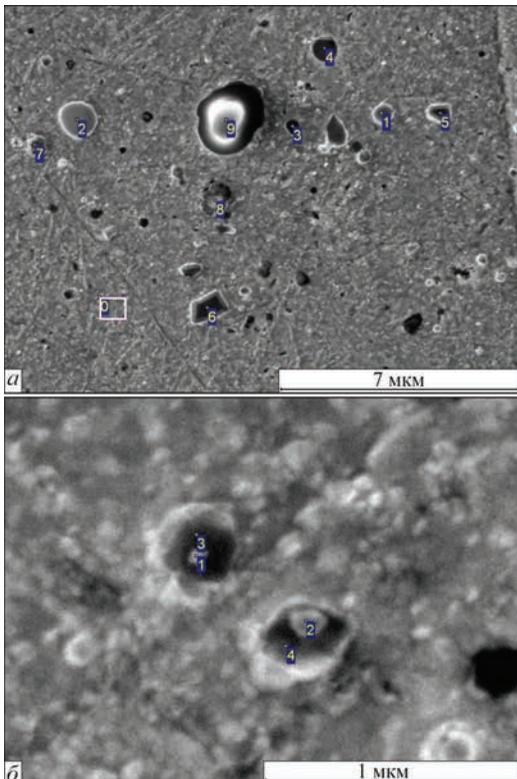
Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	3,16	0	24,23	6,45	4,97	18,10	0,77	35,06	7,27
2	3,05	41,50	0	0,10	29,61	10,40	0,85	14,37	0,12
3	1,30	0	59,10	13,80	2,73	1,83	0	3,85	17,39
4	3,35	17,83	1,35	0	14,28	21,77	0	41,42	0
5	2,89	0	0,16	0,46	0,42	28,94	0	67,14	0

Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	1,55	5,50	53,20	17,35	2,33	1,17	0,49	2,19	16,24
2	2,83	27,79	24,36	8,50	18,09	5,71	0	4,91	7,82
3	4,80	2,71	0	0,48	0,46	26,25	0,98	63,92	0,40

Рис. 7. Электронное изображение микроструктуры и анализ химического состава (ат. %) металла шва (а, б), выполненного при ЛС, $v_{св} = 90$ м/ч

тивной мощности источника нагрева, степени его концентрации, скорости сварки, но и в значительной степени от характера теплопередачи, который определяется соотношением параметров режима сварки. Так, наблюдается заметная разли-

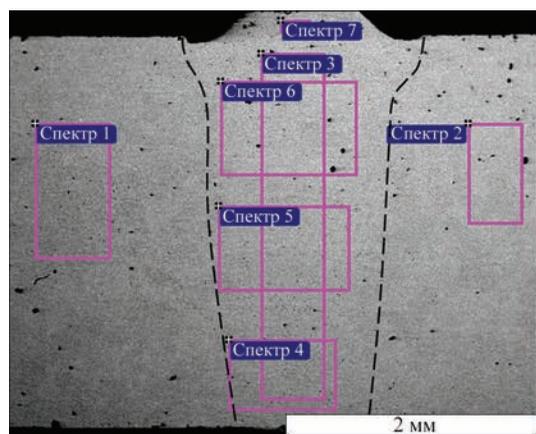
ца формирования структуры металла швов, полученных ЭЛС и ЛС на одной скорости сварки, но при разных эффективных мощностях и характере тепловложения.



Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	0,89	0	13,20	7,39	1,71	18,29	0,24	40,04	18,23
2	0,95	0	26,00	10,08	3,14	4,79	1,04	6,96	47,05
3	1,38	0	24,69	13,23	2,48	5,31	0,19	18,4	34,25
4	0,92	0	30,21	16,80	1,89	3,91	0	9,75	36,40
5	0,84	0,48	16,80	10,22	4,34	18,22	0	29,54	19,56
6	0,69	0	27,45	27,45	4,40	2,92	0,59	8,50	40,35
7	1,01	8,96	3,68	3,68	19,58	20,48	1,21	37,54	5,56
8	0,82	0	26,90	26,90	5,85	3,93	0	9,10	42,37
9	0,83	0	30,82	30,82	2,53	1,63	0	1,87	45,22
0	1,12	1,32	0	0	0	28,71	1,51	67,15	0

Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	2,81	16,12	1,80	0,98	17,83	26,22	0	33,95	0,28
2	2,38	24,37	3,53	1,24	16,85	22,42	0	28,47	0,73
3	4,18	21,61	0	0,26	11,42	24,70	0	37,83	0
4	3,75	17,40	0	0,08	10,35	25,95	0	42,41	0,04

Рис. 8. Электронное изображение микроструктуры и анализ химического состава (ат. %) металла шва (а, б), выполненного при ЛС, $v_{св} = 180$ м/ч



Спектр	O	Al	Ti	Cr	Ni	Y
1		0,41	0,59	31,73	66,7	0,33
2	1,66	0,4	0,52	30,96	66,46	
3		0,44	0,51	31,93	66,88	0,24
4		0,49	0,52	32,34	66,37	0,28
5		0,5	0,5	31,92	66,75	0,34
6		0,46	0,51	31,55	66,92	0,28
7		0,42	0,53	31,38	67,20	0,46
Max.	1,66	0,5	0,59	32,34	67,20	0,46
Min.	0	0,4	0,5	30,96	66,37	0

Рис. 9. Макрошлиф и химический состав (ат. %) отдельных участков сварного соединения сплава MA758, выполненного при ЭЛС, $v_{св} = 150$ м/ч

В то же время различие нанодисперсности упрочняющих частиц структуры металла швов, полученных ЛС на разных скоростях, но при несколько отличающемся характере тепловложения, менее заметна.

Следует отметить, что выбором способа, технологических приемов и режимов сварки определяется также и равномерность распределения частиц по сечению шва. При невысокой скорости сварки имеет место не только потеря швом значительной доли наночастиц, но и крайне неравномерное их распределение по его сечению. При сварке на повышенных скоростях достигается более равномерное распределение частиц (рис. 6–8), однако и здесь наблюдается некоторое увеличение их концентрации в верхней части шва (рис. 9) вследствие выноса формирующихся наночастиц потоком расплавленного металла.

Учитывая результаты исследований, можно заключить, что окончательные рекомендации по технологии сварки плавлением ODS-сплавов можно сделать после нахождения компромисса между условиями формирования швов приемлемого качества и ограничения деградации наноструктуры, а также при оценке изменения механических свойств.

Выводы

1. Установлено, что никелевый ODS-сплав Inconel MA758, полученный методом механического легирования, характеризуется наличием более десяти типов наноразмерных (15...100 нм) и микроразмерных (140...610 нм) кислородо- и азото-содержащих выделений, заметной химической и структурной неоднородностью.

2. Наличие оксидов в ODS-сплавах в значительной степени затрудняет качественное формирование швов при сварке плавлением.

3. При сварке ODS-сплавов имеет место заметная деградация исходной нанодисперсной структуры. В зависимости от способа, условий и ре-

жимов сварки наблюдается полная или частичная потеря металлом шва оксидных упрочняющих наночастиц, значительная их коагуляция, изменение морфологии и химического состава, а также образование новых фазовых выделений.

4. Степень деградации структуры определяется в основном величиной перегрева металла сварочной ванны, которая зависит, главным образом, от удельной мощности источника нагрева, скорости сварки, характера тепловложения и охлаждения в процессе сварки.

5. Технологически положительный результат может быть достигнут за счет оптимизации тепловложения в сварочную ванну путем увеличения скорости сварки и концентрации мощности источника нагрева при минимальном запасе мощности и управляемого ее распределения по сечению сварочной ванны.

Литература

- Гессингер Г. Х. (1988) *Порошковая металлургия жаропрочных сплавов*. Челябинск, Металлургия.
- Валиев Ф. З., Александров И. В. (2007) *Объемные наноструктурированные металлические материалы: получение, структура и свойства*. Москва, ИКЦ Академкнига.
- Чебрыжова Е. В. (2011) Особенности механизма упрочнения металлических матриц наночастицами тугоплавких соединений. *IV Всероссийская конференция по наноматериалам НАНО 2011. Сборник материалов*. Москва, ИМЕТ РАН.
- Гусев А. И. (1998) Эффекты наноструктурного состояния в компактных металлах и соединениях. *Успехи физ. наук*, **1**, 29–58.
- Soni P. R. (2000) *Mechanical alloying: fundamentals and applications*. Cambridge, England, Cambridge International Science Publishing.
- He X. D., Xin Y., Li M. W., Sun Y. (2009) Microstructure and mechanical properties of ODS-Ni-based superalloy foil produced by EB-PVD. *Journal of Alloys and Compounds*, **467**, **1**, 2, 347.
- Gleiter H. (2000) Nanostructured Materials. Basic concepts and microstructure. *Acta Mater.*, **48**, **1**, 1–29.
- Андреевский Р. А., Глезер А. М. (1999) Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. Особенности структуры. *Физика металлов и металловедение*, **88**, **1**, 50–73.
- Ребиндер П. А. (1958) *Физико-химическая механика*. Москва, Знание.

10. Janko B. (1986) *High-Temperature alloys for gas turbines and other application*. Brussels, D. Ridee.
11. Кондрик А. И., Ковтун Г. П., Дашенко О. А. и др. (2008) *Современные материалы для термоядерной энергетики*. Харьков, ННЦХФТИ.
12. Азеренков Н. А., Ковтун Г. П., Литовченко С. В. (2009) Нанотехнологии и наноматериалы в атомной энергетике. *Міжнародна наукова конференція «Фізико-хімічні основи формування і модифікації мікро- та наноструктур»*. FMMN, 2009, Збірник наукових праць. Харків, НФЦ-МОН та НАН України, сс. 152–157.
13. Ковтун Г. П., Веревкин А. А. (2010) *Наноматериалы: технологии и материаловедение*. Обзор. Харьков, ННЦ ХФТИ.
14. Howard S. M., Jasthi DB. K., Arbegast W. J. et al. (2004) Friction stir welding of MA957 Oxide dispersion strengthened ferritic steel. *Fusion materials semiannual progress report for the period ending, December 31, 55–60*.
15. Hemilton M. L. et al. (2000) Fabrication technology for ODS alloy MA957, PNL-13165.
16. Shinozaki K. et al. (1997) Metallurgical and Mechanical properties of ODS alloy MS956 friction welds. *Welding Journal*, 76 (8), 289–299.
17. Feng Z., Ren W. (2006) Initial development in joining of ODS alloys using friction – stir welding. *Repot No. ORNL/GEN4/LTR-06-021*.
18. Портной К. И., Бабич В. Н. (1974) *Дисперсноупрочненные материалы*. Москва, Металлургия.
19. Келли А. Николсон Р. (1966) *Дисперсионное твердение*. Москва, Металлургия.
5. Soni, P.R. (2000) *Mechanical alloying: Fundamentals and applications*. Cambridge, Cambridge Int. Sci. Publ.
6. He, X.D., Xin, Y., Li, M.W., Sun, Y. (2009) Microstructure and mechanical properties of ODS-Ni-based superalloy foil produced by EB-PVD. *J. of Alloys and Compounds*, 467(1-2), 347.
7. Gleiter, H. (2000) Nanostructured materials. Basic concepts and microstructure. *Acta Mater.*, 48(1), 1-29.
8. Andrievsky, R.A., Glezer, A.M. (1999) Size effects in nanocrystalline materials. Peculiarities of structure. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 88(1), 50-73 [in Russian].
9. Rebinder, P.A. (1958) *Physicochemical mechanics*. Moscow [in Russian].
10. Janko, B. (1986) *High-temperature alloys for gas turbines and other application*. Brussels, D.Ridee.
11. Kondrik, A.I., Kovtun, G.P., Datsenko, O.A. et al. (2008) *Modern materials for thermonuclear power engineering*. Kharkov, NNTsKhFTI [in Russian].
12. Azerenkov, N.A., Kovtun, G.P., Litovchenko, S.V. (2009) Nanotekhnologies and nanomaterials in nuclear power engineering. In: *Proc. of Int. Scient. Conf. on Physicochemical Principles of Formation and Modification of Micro- and Nanostructures*. FMMN, Zbirnyk Nauk. Prats. Kharkiv, NNTsMON ta NANU, 2009, 152-157.
13. Kovtun, G.P., Verevkin, A.A. (2010) *Nanomaterials: Technologies and materials science* (Review). Kharkov, NNTs KhFTI [in Russian].
14. Howard, S.M., Jasthi, DB, K., Arbegast, W.J. et al. (2004) Friction stir welding of MA957 oxide dispersion strengthened ferritic steel. In: *Fusion materials semiannual progress report for the period ending, December 31, 55-60*.
15. Hemilton, M.L. et al. (2000) Fabrication technology for ODS alloy MA957, PNL-13165.
16. Shinozaki, K et al. (1997) Metallurgical and mechanical properties of ODS alloy MS956 friction welds. *Welding J.*, 76(8), 289-299.
17. Feng, Z., Ren, W. (2006) Initial development in joining of ODS alloys using friction stir welding. Report No. *ORNL/GEN4LTR-06-021*.
18. Portnoj, K.I., Babich, V.N. (1974) *Dispersion-hardened materials*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
19. Kelly, A., Nicholson, R. (1966) *Dispersion hardening*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

References

1. Gessinger, G.Kh. (1988) *Powder metallurgy of high-temperature alloys*. Chelyabinsk, Metallurgiya, Chelyab. Div. [in Russian].
2. Valiev, F.Z., Aleksandrov, I.V. (2007) *Volumetric nanostructured metallic materials: Production, structure and properties*. Moscow, IKTs Akademkniga [in Russian].
3. Chebryakova, E.V. (2011) Peculiarities of mechanism of strengthening of metal matrices with nanoparticles of refractory compounds. In: *Proc. of All-Russian Conf. on Nanomaterials NANO 2011*. Moscow, IMET RAN [in Russian].
4. Gusev, A.I. (1998) Effect of nanostructural state in compact metals and joints. *Uspekhi Fiz. Nauk*, 167, 29-58 [in Russian].

ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРИ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ, ЗМІЦНЕНИХ НАНОРОЗМІРНИМИ ОКСИДАМИ, ПРИ ЗВАРЮВАННІ ПЛАВЛЕННЯМ

К. А. ЮЩЕНКО, Б. О. ЗАДЕРІЙ, І. С. ГАХ, Г. В. ЗВЯГІНЦЕВА, Л. М. КАПІТАНЧУК, В. Ю. ХАСКІН
ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розглянуто зміни нанодисперсної структури нікелевих ODS-сплавів за результатами зварювання плавленням. Досліджували зварні з'єднання, виконані на різних режимах аргонодугового, електронно-променевого і лазерного зварювання. Показано, що у всіх розглянутих випадках відбувається деградація нанорозмірної структури, яка виражається головним чином у зміні зміцнюючих частинок до мікророзмірного рівня, деякої зміни їх хімічного складу і морфології. Ступінь деградації структури залежить від ступеня перегріву металу зварювальної ванни, яка, в свою чергу, визначається величиною питомої потужності джерела нагрівання, швидкістю зварювання, характером тепловкладення і охолодження. Показано, що позитивний результат — мінімальна деградація наноструктури початкового металу, може бути досягнута при оптимальному поєднанні максимальної технологічно прийнятної швидкості зварювання і концентрації тепловкладення, мінімальному запасі і керованому розподілі потужності, при яких забезпечується наскрізне проплавлення і формування шва з паралельними поверхнями сплаву. Бібліогр. 19, рис. 9.

Ключові слова: ODS-нікелеві сплави, зварювання плавленням, зварювальна ванна, деградація нанодисперсної структури, укрупнення наночастинок, швидкість зварювання, характер тепловкладення, формування шва

EVOLUTION OF STRUCTURE OF NICKEL OXIDE DISPERSION STRENGTHENED ALLOYS IN FUSION WELDING

K. A. YUSHCHENKO, B. A. ZADERIL, I. S. GAKH, A. V. ZVYAGINTSEVA,
L. M. KAPITANCHUK, YU. V. KHASKIN

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail:office@paton.kiev.ua

Change of nanodispersed structure of nickel OSD-alloys as a result of fusion welding was considered. Welded joints, produced at different modes of argon-arc, electron beam and laser welding, were investigated. It is shown that degradation of nanosized structure takes place in all considered cases. It expressed mainly in change of strengthening particles up to micro-sized level, some variation of their chemical composition and morphology. A level of structure degradation depends on a level of overheating of weld pool metal, which in turn, is determined by value of specific power, welding rate, heat input and cooling nature. It is shown that the positive result, i.e. minimum degradation of initial metal nanostructure, can be reached at optimum combination of the maximum technologically acceptable welding rate and heat input concentration, minimum margin and controlled distribution of power, which provide through penetration and formation of weld with parallel fusion surfaces. 19 Ref. , 9 Fig.

Keywords: OSD-nickel alloys, fusion welding, weld pool, degradation of nanodispersed particles, welding rate, heat input nature, weld formation

Поступила в редакцию 12.04.2018

16 - 18 October 2018

Fair and Exhibition Centre
expoSilesia
www.exposilesia.pl

60th
International
Welding Conference
Organizer:
Institute of Welding

ExpoWELDING

International Welding Fair

ul. Braci Mieroszewskich 124 | 41-219 Sosnowiec | expowelding@exposilesia.pl



Международная Ассоциация «Сварка» (г. Киев) организует участие украинских компаний на коллективном стенде в международной сварочной выставке «ExpoWELDING 2018», г. Сосновец, Польша, 16-18 ноября 2018 г. Выставка проводится один раз в два года и является крупнейшей сварочной выставкой в Восточной Европе. По вопросам участия в выставке «ExpoWELDING 2018» на коллективном стенде просьба обращаться: тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45, E-mail: journal@paton.kiev.ua. Статья, посвященная предыдущей выставке «ExpoWELDING 2016» и участию в ней украинских компаний на коллективном стенде, была опубликована в журнале «Автоматическая сварка» № 12, 2016, стр. 63-67 и находится в открытом доступе по ссылке: <http://patonpublishinghouse.com/as/pdf/2016/as201612part.pdf>.