

Исследование структуры и свойств

Физические методы исследования и контроля

УДК 669.265.295;620.178.152

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА

© С. А. Фирстов¹, М. И. Карпов², В. Ф. Горбань¹,
В. П. Коржов², Н. А. Крапивка¹, Т. С. Строганова²

Статья поступила 4 июля 2014 г.

Исследован жаропрочный композиционный материал, полученный диффузионной сваркой пакета ВЭС/Al(Si), собранного из фольг алюминия и высокоэнтропийных сплавов FeCoNiMnCr и FeCoNi₂MnCrCu, под давлением. После сварки при 950 °С на месте Al слоев формировались диффузионные зоны, состоящие из интерметаллических соединений MeAl (упорядоченного ОЦК твердого раствора элементов ВЭС в моноалюминиде MeAl) и Me₃Al, чередующихся со слоями твердого раствора Al и Si в ВЭС. Микроиндентированием определены твердость и модуль упругости образовавшихся слоев. Проведены механические испытания композитных образцов на изгиб в интервале от комнатной температуры до 850 °С.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав; композиционный материал; многослойная структура; интерметаллическое соединение; жаропрочность; диффузионная сварка; микроиндентирование.

При создании жаропрочных композиционных материалов для умеренных (до 700 – 800 °С) температур в настоящее время базовыми являются в основном сплавы на основе титана; для температур, превышающих 1000 °С, — сплавы на основе системы Ni – Al, которые имеют относительно невысокие (немного превышающие 1400 °С) температуры плавления, что ограничивает возможность их применения. С появлением нового класса так называемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) появилась надежда существенно повысить температурный порог жаропрочности сплавов на основе титана, а также Ni – Al сплавов. В данной работе рассмотрены сплавы на основе титана.

Особенность ВЭС состоит в том, что при правильном, чаще всего эквивалентном по концентрациям, подборе пяти и более элементов можно получить твердый раствор замещения с ОЦК или ГЦК решеткой [1 – 5]. Тип кристаллической решетки ВЭС может быть рассчитан с учетом средней электронной концентрации элементов, входящих в шихтовой состав [6]. Повышенный интерес, возникший к высокоэнтропийным

сплавам, связан с их высокими прочностными характеристиками и способностью противостоять термическим напряжениям [7, 8].

ВЭ сплавы с ГЦК решеткой обладают достаточной пластичностью [9], обеспечивающей их деформацию при комнатной температуре. В то же время в литературе отсутствуют сведения об использовании ВЭС в качестве компоненты композиционных материалов. Целью данной работы является исследование возможности получения жаропрочного композиционного материала на основе ВЭС.

ВЭС выплавлялись в вакуумно-дуговой печи МИФИ-9 с нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере очищенного аргона в ручьевом профиле водоохлаждаемого Cu пода. Масса шихты — 100 г. Для гомогенизации состава слитки переплавлялись шесть-семь раз и затем расплав охлаждался со скоростью 80 – 100 °С/с.

Прокатка литых сплавов осуществлялась на станках ДУО-500 и ДУО-200 при комнатной температуре со степенью деформации ~15 % за проход.

Диффузионная сварка (ДС) пакетов проводилась на модернизированной вакуумной установке УДС-10 (рис. 1), которая оснащена нагревателем 4 из высокопрочного графита специальной конфигурации, спо-

¹ Институт проблем материаловедения НАН Украины, г. Киев, Украина.

² Институт физики твердого тела РАН, Московская обл., г. Черноголовка, Россия; e-mail: korzhov@issp.ac.ru

собного повышать температуру до 1700 °С. Из такого же графита изготавливались пуансоны 3 и 6, между которыми помещался свариваемый пакет 5. Диффузионная сварка пакетов предусматривала два этапа: 1) ~600 °С в течение 2 ч под давлением 5,3 МПа и 2) 950 °С, 30 мин под давлением 73,5 МПа. Первый этап, на котором температура сварки не поднималась выше температуры плавления алюминия, предназначался для связывания части алюминия в интерметаллическое соединение с наибольшим его содержанием. На втором этапе для предотвращения вытекания оставшегося алюминия из пакета температура повышалась от ~600 до 950 °С с замедленной скоростью и без давления. Давление прикладывалось через 10 мин после достижения конечной температуры.

В работе использовались следующие методы исследования и испытания:

рентгеновский фазовый анализ (дифрактометр ДРОН-УМ1, монохроматическое Cu -излучение $K\alpha$);

растровая электронная микроскопия (РЭМ) и рентгеноспектральный анализ (РСА);

автоматическое микроиндентирование [10] (прибор «Микрон-гамма», пирамида Берковича, нагрузка 0,3 Н);

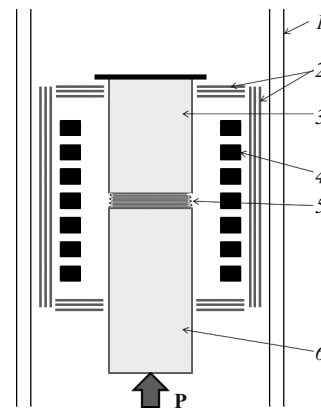
механические испытания на трехточечный изгиб в интервале температур от комнатной до 900 °С (испытательная машина «Инстрон»).

Микроструктурные исследования, включающие получение изображений объектов во вторичных и отраженных (обратнорассеянных) электронах и РСА, выполнялись на цифровых электронных сканирующих микроскопах Tescan VEGA-II XMU с энергодисперсионным спектрометром INCA Energy 450 и спектрометром с волновой дисперсией Oxford INCA Wave 700, а также CamScan MV230 (VEGA TS 5130MM) с энергодисперсионным спектрометром INCA Energy 350. Оба микроскопа имеют W-катоды и оснащены YAG детекторами вторичных и отраженных электронов, а также энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором с $\text{Si}(\text{Li})$ детектором Link INCA Energy.

Исследования выполнялись при ускоряющем напряжении 20 кВ. Ток поглощенных электронов на эталонном образце Co составлял 516–520 пА, а на исследуемых образцах в зависимости от рельефа и состава — от 120 до 400 пА. Размер электронного зонда на поверхности образца у одного из приборов — 240 нм при токе 400 пА. У второго прибора — 150 нм при токе 120 пА. Глубина области характеристического рентгеновского излучения достигала 5–6 мкм. На горизонтальном разрезе это соответствовало кругу, а в объеме — шаровидной зоне с диаметром ~10 мкм. Съемка осуществлялась в основном в режиме отраженных электронов с вещественным контрастом.

В качестве деформируемых высокоэнтروпийных сплавов были выбраны сплавы FeCoNiMnCr и

Рис. 1. Схема установки для диффузионной сварки: 1 — корпус камеры, охлаждаемый водой; 2 — система тепловых экранов из графитовой прессованной ваты (остальные обозначения — в тексте)



$\text{FeCoNi}_2\text{MnCrCu}$ со структурой ГЦК твердых растворов, которые обладали твердостью на уровне 2,7 и 2,6 ГПа при модуле упругости 131 и 122 ГПа соответственно. Сплавы прокатывались при комнатной температуре от толщины 5 мм до ленты 0,4 мм. Прокатка сопровождалась значительным (более чем в два раза) увеличением твердости до 5,5 ГПа при незначительном повышении модуля упругости — до 140 ГПа.

Пакеты собирались из четырех отрезков лент высокоэнтропийных сплавов двух составов — FeCoNiMnCr и $\text{FeCoNi}_2\text{MnCrCu}$, чередующихся с тремя фольгами из сплава Al-Si толщиной 0,1 мм. Номинальное содержание кремния в Al составляло ~0,5 % ат. Он вводился как добавка, упрочняющая алюминий, и вместе с тем родственная ему по способности образовывать химические соединения с переходными металлами. Далее мы будем писать химическое соединение «Al», но подразумевать, что часть его атомов замещена атомами кремния.

Структура пакета после первого этапа диффузионной сварки представлена на рис. 2, а. Уже при 600 °С система ВЭС/Al стремится понизить энтропию высокоэнтропийного сплава за счет диффузии его элементов в алюминиевые слои пакета. Об этом свидетельствует тот факт, что рост слоев интерметаллического соединения MeAl_3 , образующихся на границе ВЭС – Al, происходил за счет слоя Al. На рис. 2, а слой Al + 2 слоя MeAl_3 толщиной по 25 мкм = 0,1 мм — начальной толщине слоев алюминия.

Содержание алюминия в интерметаллических слоях варьировалось от 70,6 до 79,3 % ат., что хорошо соотносится с химической формулой AB_3 и согласуется с диаграммами состояний Me-Al , согласно которым такие соединения с Al могут образовывать Cr, Fe, Mn и Ni и только Co — соединение Co_2Al_9 . В слоях Al содержалось от 98,7 до 99,2 % ат., остальное — Me. В слоях «Сплав» алюминий не обнаружен.

В процессе второго этапа ДС при 950 °С и давлении 73,5 МПа под действием нагрузки и температуры происходила дальнейшая диффузия элементов ВЭС в слой Al. Повышение температуры и давления вызвало пластическую деформацию пакета. Его начальная толщина уменьшилась в 1,35 раз. Размеры слоев

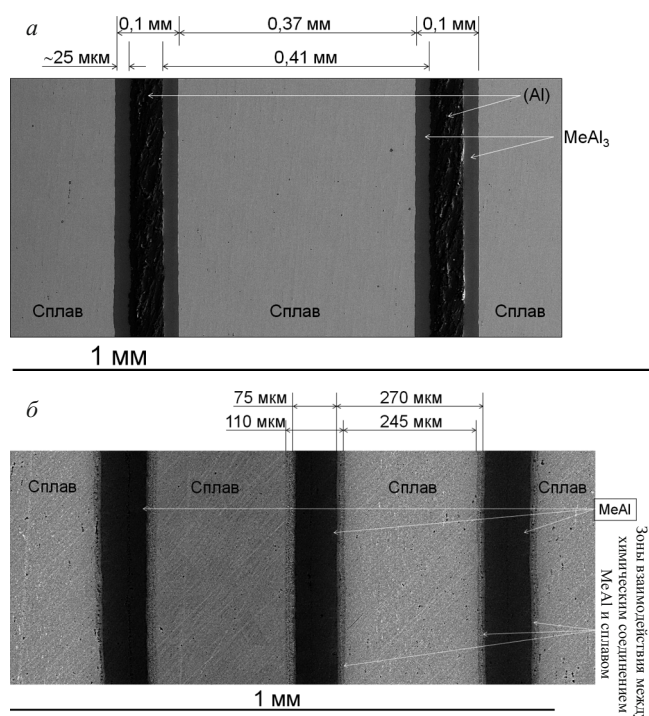


Рис. 2. Структура поперечного сечения пакета после диффузионной сварки: *a* — под давлением 5,3 МПа при 600 °С в течение 2 ч (сплав — ВЭС; MeAl_3 , где $\text{Me} = \text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni}, \text{Mn}$ и Cr , — интерметаллическое соединение; Al — твердый раствор на основе Al); *b* — под давлением 73,5 МПа и 950 °С в течение 30 мин

в пакете показаны на рис. 2, *b*, а детализированная структура его после диффузионного взаимодействия ВЭС с алюминием — на рис. 3. Причем на последнем из них слева от MeAl слоя располагается ВЭС состава FeCoNiMnCr , справа — $\text{FeCoNi}_2\text{MnCrCu}$. Между слоями MeAl и ВЭС обоих составов находятся переходные зоны, каждая из которых (см. рис. 3) состоит из дендритного слоя, прилегающего к ВЭС, и бездендритного, обозначенного как соединение Me_3Al ; микроструктуры дендритных слоев со стороны ВЭС, отличающихся составами, различны.

В микроструктуре диффузионной зоны и на концентрационных профилях (рис. 4) выделяются аналогичные слои в одинаковой последовательности. По данным РЭМ они отличались структурой, по результатам рентгеноспектрального анализа — составом. Результаты рентгеноспектрального анализа обеих зон взаимодействия между ВЭС и алюминием после двух этапов ДС представлены в табл. 1.

Центральный слой (см. рис. 3) содержал $45,8 \pm 1,4$ % ат. Al и $0,2 \pm 0,1$ % ат. Si , как элементов, образующих химические соединения $\text{Me}_n(\text{Al}, \text{Si})_m$, и $54,1 \pm 2,4$ % ат. Me , где $\text{Me} = \text{Cr}$ ($5,9 \pm 1,5$ %), Mn ($7,3 \pm 1,6$ %), Fe ($8,6 \pm 1,6$ %), Co ($10,6 \pm 3,8$ %), Ni ($15,8 \pm 3,3$ %) и Cu ($5,9 \pm 2,6$ %). Согласно диаграммам состояния $\text{Me} - \text{Al}$ пять элементов — Ni , Fe , Mn , Co и Cu — могут образовывать с алюминием эквивалентные соединения NiAl , FeAl , MnAl , CoAl и CuAl (η_2 -фаза). Более того, моноалюминиды никеля, железа, марганца

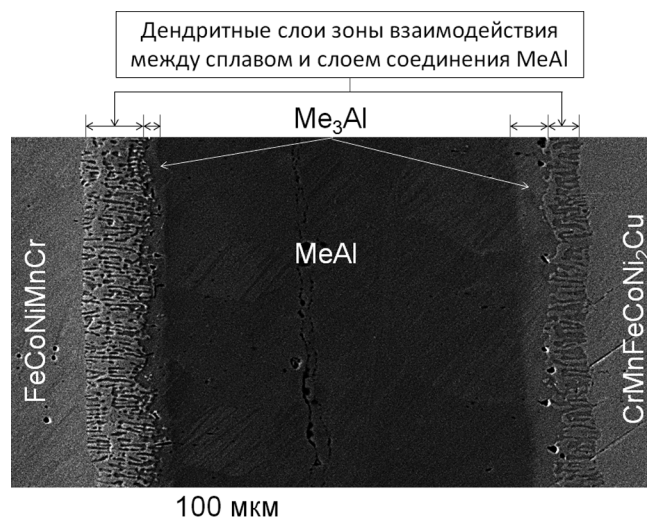


Рис. 3. Структура зон взаимодействия между сплавом FeCoNiMnCr (слева) и сплавом $\text{FeCoNi}_2\text{MnCrCu}$ (справа) и Al , образовавшиеся после двухэтапной диффузионной сварки по режиму: 600 °С, 2 ч, 5,3 МПа + 950 °С, 30 мин, 73,5 МПа

и кобальта имеют изоморфные кристаллические ОЦК решетки. Хром может образовывать соединение Cr_2Al . И наконец, из рассмотрения тройных диаграмм состояния $\text{Ni} - \text{Al} - \text{Me}$ и $\text{Cu} - \text{Al} - \text{Me}$ известно [11, 12], что каждый из элементов ВЭС имеет способность к образованию твердых растворов на основе алюминидов типа $(\text{Me}_1, \text{Me}_2)\text{Al}$. В связи с этим слой MeAl можно идентифицировать как слой твердого раствора элементов ВЭС в интерметаллическом соединении MeAl , где $\text{Me} = \text{Ni}, \text{Fe}, \text{Mn}, \text{Co}, \text{Cr}$ и Cu .

По результатам рентгеноспектрального анализа (см. табл. 1) бездендритный слой со стороны сплава FeCoNiMnCr содержал, % ат.: $27,5 \pm 4,1$ Al , $0,27 \pm 0,01$ Si и $72,1 \pm 1,1$ Me (сумма всех элементов сплава). Полученные концентрации элементов ($\text{Al} + \text{Si}$) и Me соответствовали соединению Me_3Al . Химические соединения с такой формулой могут образовывать никель и железо: Ni_3Al , Fe_3Al . Элементный анализ дендритного двухфазного слоя при сканировании площадки (рис. 5) показал, % ат.: $10,7 \pm 1,3$ Al , $0,6 \pm 0,1$ Si и $88,4 \pm 0,5$ Me (сумма всех элементов сплава). Вытянутые дендритные зерна располагались перпендикулярно поверхности слоев. Аналогичное заключение можно сделать и для бездендритного слоя, граничащего со сплавом $\text{FeCoNi}_2\text{MnCrCu}$. При локальном зондировании в слое содержалось 27,5 % ат. Al и 0,1 % ат. Si , что соответствовало химическому соединению $\text{Me}_3(\text{Al}, \text{Si})$.

При локальном же зондировании дендритных слоев мы имели два набора сильно различающихся концентраций. Независимо от состава ВЭС средние значения концентраций элементов были равны, % ат.: $3,4 \pm 0,7$ Al , $1,1 \pm 0,3$ Si и $95,1 \pm 1,5$ Me — один набор измерений, относящийся к твердому раствору алюминия и кремния в ВЭС; $18,8 \pm 2,0$ Al , $0,6 \pm 0,1$ Si и $78,4 \pm 2,9$ Me — другой набор измерений, соответ-

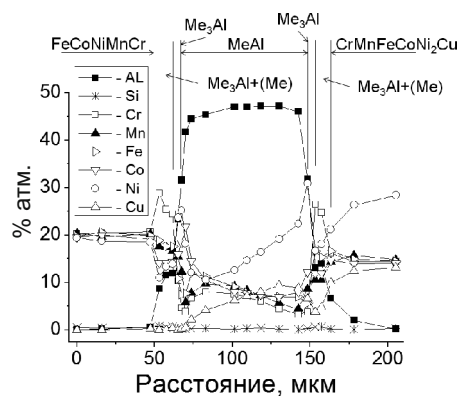


Рис. 4. Концентрационные зависимости элементов в диффузионной зоне, образовавшейся после второго этапа ДС, в направлении $\text{FeCoNiMnCr} \rightarrow \text{MeAl} \rightarrow \text{FeCoNi}_2\text{MnCrCu}$ (см. рис. 3) [Me — твердый раствор Al и Si в ВЭС]

ствующий интерметаллическому соединению $\text{Me}_3(\text{Al}, \text{Si})$. Это констатирует двухфазность дендритных слоев (см. рис. 5).

Светлая фаза, присутствующая в дендритных слоях, — это твердый раствор алюминия и кремния в ВЭС. Фаза серого цвета — соединение Me_3Al с концентрацией алюминия, равной $18,8 \pm 2,0$ % ат., что значительно ниже, чем по стехиометрии — 25 % ат. Это объясняется тем, что линейные размеры фазы Me_3Al в дендритном слое, составляющие несколько микрон, меньше области, которая генерировалась характеристическим рентгеновским излучением в объеме образца. Для исследуемого материала ее размеры при локальном РСА в лучшем случае составляли 10 мкм. Зона генерации частично захватывала участки близлежащего твердого раствора Al в Me со значительно меньшей концентрацией алюминия. В ре-

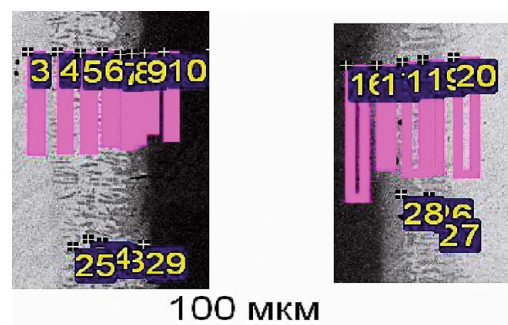


Рис. 5. Фрагменты микроструктуры при сканировании прямоугольных площадок (номера спектров — 3 – 20) и локально в точках (номера спектров — 23 – 29)

зультате концентрация алюминия в Me_3Al получается заниженной.

Средние концентрации алюминия и Me между твердым раствором Al в ВЭС и интерметаллидом Me_3Al составили, % ат.: $(3,4 + 18,8)/2 = 11,1$ Al и $(95,1 + 78,4)/2 = 86,8$ Me. Как и следовало ожидать, они близки к результатам анализа дендритного слоя при сканировании площадок (см. рис. 5) — 10,7 Al и 88,4 Me.

В работе [6] показано влияние электронной концентрации сплава на кристаллическую решетку образовавшегося в нем твердого раствора: при $\rho < 4,25$ эл./ат. формируется ГПУ решетка, в интервале от 4,25 до 7,2 эл./ат. — ОЦК решетка и при $\rho > 8,2$ эл./ат. — ГЦК. В сплавах с электронной концентрацией от 7,2 до 8,2 эл./ат. образуется смесь ОЦК и ГЦК твердых растворов. Как видно из табл. 1, исходя из концентрации элементов в переходных зонах композита, среднее значение ρ находилось в пределах 7,1 – 7,5 эл./ат. Это свидетельствовало об ОЦК

Таблица 1. Результаты рентгеноспектрального анализа в диффузионной зоне между сплавами FeCoNiMnCr , $\text{FeCoNi}_2\text{MnCrCu}$ и слоем MeAl , а также значения электронной концентрации сплавов (каждое значение соответствует средней концентрации элементов внутри вытянутой вдоль слоев прямоугольной площадки $\sim 3 \times 25$ мкм²)

Электронная концентрация, эл./ат.	Содержание элементов, % ат.							
	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu
Дендритный слой со стороны сплава FeCoNiMnCr								
7,10	8,75	0,81	28,86	17,56	18,92	14,06	11,04	0
7,10	11,51	0,49	25,36	17,49	17,57	14,08	13,40	0
7,20	11,95	0,66	24,43	16,62	17,60	14,42	13,91	0,33
$7,17 \pm 0,06$	$10,7 \pm 1,3$	$0,6 \pm 0,1$	$26,2 \pm 1,8$	$17,2 \pm 0,4$	$18,0 \pm 0,6$	$14,2 \pm 0,2$	$12,8 \pm 1,2$	$0,1 \pm 0,1$
Бездендритный слой со стороны сплава FeCoNiMnCr								
7,35	23,39	0,26	10,33	15,49	10,79	16,01	23,72	0
7,35	31,60	0,28	4,64	12,28	7,44	18,35	25,17	0,24
$7,35 \pm 0$	$27,5 \pm 4,1$	$0,27 \pm 0,01$	$7,5 \pm 2,8$	$13,9 \pm 1,6$	$9,1 \pm 1,7$	$17,2 \pm 1,2$	$24,4 \pm 0,7$	$0,1 \pm 0,1$
Дендритный слой со стороны сплава $\text{FeCoNi}_2\text{MnCrCu}$								
7,40	2,41	0,84	40,50	9,57	24,28	13,39	7,71	0,30
7,50	16,75	0,53	22,16	10,51	14,82	11,78	19,13	7,59
Бездендритный слой со стороны сплава $\text{FeCoNi}_2\text{MnCrCu}$								
7,20	27,54	0,14	4,29	10,78	7,0	11,48	31,18	7,59
7,20	27,5	0,1	4,3	10,8	7,0	11,5	31,2	7,6

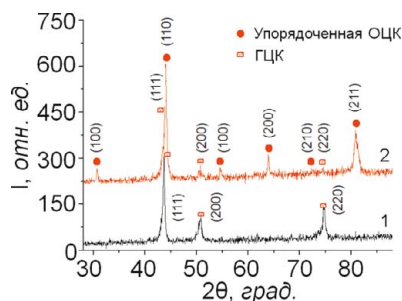


Рис. 6. Результаты рентгенофазового анализа композиционного материала ВЭС/Al: 1 — поверхностный слой композита; 2 — поверхность композита после снятия слоя толщиной 220 – 240 мкм

твердом растворе исследуемых высокоэнтропийных сплавов.

Послойный рентгенофазовый анализ композиционного материала ВЭС/Al после ДС показал (рис. 6), что поверхностный слой представлял собой ГЦК твердый раствор 1 с периодом решетки 0,3599 нм. После снятия слоя толщиной 230 – 250 мкм, кроме ГЦК раствора с периодом решетки 0,3612 нм, обнаруживался упорядоченный ОЦК твердый раствор 2 с периодом решетки 0,2910 нм.

Приведенная структура описывается в примитивной кубической ячейке (пр. гр. № 221). Погасания в этой пространственной группе отсутствуют. Наличие дополнительных отражений (100) и (111), регистрируемых в нашем эксперименте, возможно при условии заполнения двух позиций этой пространственной группы 1a и 1b атомами с разными рассеивающими способностями, т.е. при упорядочении. Подтверждением этому служит соответствие экспериментальных данных теоретически рассчитанным интенсивностям дополнительных отражений.

Эти результаты хорошо соотносятся с системой Ni – Al [11], наиболее изученной из систем Me – Al, где Me = Ni. Действительно, композит ВЭС/Al имеет наружные слои из ВЭС, в которых после ДС растворено некоторое количество алюминия и кремния, а по структуре они представляют родственную систему Ni – Al неупорядоченный ГЦК твердый раствор на основе Ni (γ -фаза) с параметром решетки, который по разным литературным данным изменяется от 0,3565 до 0,3570 нм. Снятие 230 – 250 мкм слоя ВЭС почти вплотную приблизил сечение, где проводился анализ,

Таблица 2. Физико-механические характеристики образовавшихся слоев композиционного материала ВЭС/Al после двух-этапной ДС

Слои	H_{IT} , ГПа	E , ГПа	ϵ , %
(ВЭС) — тв. р-р Al и Si в ВЭС	$3,9 \pm 0,2$	125 ± 6	1,01
Дендритный слой [Me ₃ (Al, Si) + (ВЭС)]	$9,2 \pm 0,3$	159 ± 10	2,00
Me(Al, Si)	$5,5 \pm 0,5$	150 ± 12	1,16
Режим сварки: 600 °C, 2 ч, 5,3 МПа + 950 °C, 30 мин, 73,5 МПа.			

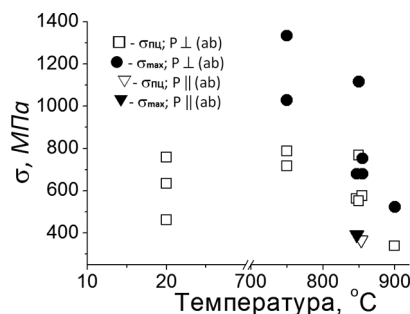


Рис. 7. Зависимость $\sigma_{ПЦ}$ и σ_{max} от температуры испытания (σ_{max} — напряжение, соответствующее максимальной нагрузке P; (ab) — плоскости слоев композита)

к дендритному слою с интерметаллическим соединением Me₃Al, аналогу упрочняющей γ' -фазы в никель-алюминиевых суперсплавах — ГЦК твердому раствору на основе Ni₃Al (чистый интерметаллид Ni₃Al имеет ГЦК решетку типа Cu₃Au с параметром решетки 0,3589 нм [11]). При этом уже должен «проявляться» и слой с ОЦК структурой интерметаллического соединения MeAl. Если снова проводить аналогию с системой Ni – Al, то моноалюминид NiAl имеет ОЦК решетку типа CsCl с параметром решетки, равным 0,2887 нм. Обнаруженный ОЦК твердый раствор имел близкий параметр решетки, равный 0,2910 нм.

Методом автоматического микроиндентирования определена твердость H_{IT} слоев композита — MeAl, дендритного и слоя твердого раствора Al и Si в ВЭС (см. рис. 3, табл. 2).

Наибольшие значения H_{IT} , равные $9,2 \pm 0,3$ ГПа, при модуле упругости 159 ± 10 ГПа зафиксированы для дендритного слоя. Для него характерны и высокие значения упругости $\epsilon = 2,0$ %.

Исследования показали, что в композите ВЭС/Al после диффузионной сварки при 950 °C в течение 30 мин в результате диффузии атомов ВЭС в Al образовался диффузионный слой, состоящий почти на 70 % из химического соединения MeAl, являющегося упорядоченным ОЦК твердым раствором Ni, Cr, Co, Mn, Fe (и Cu) в MeAl. С обеих сторон от MeAl слоя располагались более тонкие слои: двухфазный (Me₃Al + твердый раствор Al и Si в ВЭС) дендритный слой и однофазный слой из интерметаллида Me₃Al.

Известно, что ВЭС характеризуются термической стабильностью и жаропрочностью [7, 8]. Испытания на изгиб показали, что в интервале от комнатной температуры до 850 °C предел пропорциональности $\sigma_{ПЦ}$ остается стабильными на уровне 614 ± 77 МПа (см. рис. 7). Прочность же исходных ВЭС при 750 °C не превышала 375 МПа. Поэтому заметное повышение жаропрочности полученного композиционного материала можно объяснить наличием в его структуре слоев упорядоченного ОЦК твердого раствора элементов ВЭС в MeAl, образовавшихся в процессе ДС в результате диффузии элементов высокоэнтропийного сплава в алюминий.

Таким образом, исследовалась микроструктура плоских слоистых композитов ВЭС/Al, состоящих до диффузионной сварки из нескольких слоев высокоэнтروпийных сплавов FeCoNiMnCr и FeCoNi₂MnCrCu и слоев алюминия. Режим диффузионной сварки под давлением: 600 °С, 2 ч, 5,3 МПа + 950 °С, 30 мин, 73,5 МПа. Показано, что в процессе ДС взаимная диффузия между элементами сплава и алюминием происходила в основном за счет диффузии атомов ВЭС в слой алюминия. В результате на месте Al слоя формировался слой MeAl толщиной 75 – 80 мкм, представляющий собой упорядоченный ОЦК твердый раствор элементов ВЭС в моноалюминиде MeAl. Кроме того, между MeAl слоем и слоями ВЭС наблюдались переходные зоны из дендритных и бездендритных слоев интерметаллического соединения Me₃Al общей толщиной 15 – 17 мкм. В дендритном слое второй фазой был твердый раствор алюминия в ВЭС. Для корректности отметим, что слой ВЭС является твердым раствором Al и Si в ВЭС.

Посредством микроиндентирования определены твердость H_{IT} и модуль упругости E слоев, образовавшихся в композите ВЭС/Al после диффузионной сварки. Для слоя высокоэнтропийного сплава, или твердого раствора Al и Si в ВЭС: $H_{IT} = 3,9 \pm 0,2$ ГПа и $E = 125 \pm 6$ ГПа; для дендритного слоя: $H_{IT} = 9,2 \pm 0,3$ ГПа и $E = 159 \pm 10$ ГПа; для слоя упорядоченного высокоэнтропийного твердого раствора на основе ОЦК решетки соединения MeAl: $H_{IT} = 5,5 \pm 0,5$ ГПа и $E = 150 \pm 12$ ГПа.

Установлено, что в температурном интервале 20 – 850 °С предел прочности композиционного материала ВЭС/Al после ДС под давлением остается стабильным в пределах 614 ± 77 МПа, тогда как прочность исходного ВЭС при температуре 750 °С не превышала 375 МПа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Фирстов С. А., Роголь Т. Г., Крапивка Н. А., Пономарев С. С. и др. Твердорастворное упрочнение высокоэнтропийного сплава AlTiVCrNbMo / Деформация и разрушение материалов. 2013. № 2. С. 9 – 16.
2. Senkov O. N., Wilks G. B., Miracle D. B., et al. Refractory high-entropy alloys / Intermetallics. 2010. V. 18. P. 1758 – 1765.
3. Senkov O. N., Wilks G. B., Scott J. M., Miracle D. B. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys / Intermetallics. 2011. V. 19. P. 698 – 706.
4. Chen Min-Rui, Lin Su-Jien, Yen Jien-Wei, et al. Microstructure and properties of Al_{0.5}CoCrCuFeNiTi_x ($x = 0 - 2,0$) high-entropy alloys / Materials transactions. 2006. V. 47. N 5. P. 1395 – 1401.
5. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Печковский Э. П. Упрочнение и механические свойства литых высокоэнтропийных сплавов / Композиты и наноматериалы. 2011. № 2. С. 5 – 20.
6. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Печковский Э. П. Новый класс материалов — высокоэнтропийные сплавы и покрытия / Вестник ТГУ. 2013. Т. 18. Вып. 4. С. 1938 – 1940.
7. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Печковский Э. П. и др. Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах / Современные проблемы физического материаловедения, 2009. Вып. 18. С. 140 – 147.
8. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Печковский Э. П. и др. Формирование состава дендритов в литых многокомпонентных высокоэнтропийных однофазных сплавах с ОЦК кристаллической решеткой / Современные проблемы физического материаловедения. 2012. Вып. 21. С. 3 – 21.
9. Горбань В. Ф., Назаренко В. А., Даниленко М. И., Карпец М. В., Крапивка М. А., Фирстов С. А., Макаренко Е. С. Влияние деформирования на фазовый состав и физико-механические свойства высокоэнтропийных сплавов / Деформация и разрушение материалов. 2013. № 9. С. 2 – 6.
10. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П. Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов. — Киев: Логос, 2009. — 82 с.
11. Колобов Ю. Р., Каблов Е. Н., Козлов Э. В., Конева Н. А., Поварова К. Б., Грабовецкая Г. П., Бунтушкин В. П., Базылева О. А., Мубояджян С. А., Будиновский С. А. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанозонным упрочнением. — М.: Издательский Дом МИСиС, 2008. — 328 с.
12. Дриц М. Е., Бочвар Н. Р., Гузей Л. С., Лысова Е. В., Падежнова Е. М., Рохлин Л. Л., Туркина Н. И. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. — М.: Наука, 1979. — 248 с.