

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-Al, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ ТЕХНОЛОГИЯМИ

Желтякова И.С., Коржов В.П.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,
terekhova@issp.ac.ru

Многослойные композиты систем Ti-Al и Ti-Me/Al-Si могут рассматриваться в качестве жаропрочных конструкционных материалов и характеризуются высокой удельной прочностью, отличными антикоррозионными свойствами и хорошей жаропрочностью при температурах до 800°C. Такие композиты обладают такими позитивными свойствами как малая плотность и небольшие удельные напряжения при работе деталей в центробежных условиях. Их получали 2 технологиями: диффузионная сварка под давлением (ДС) плюс термическая обработка (ТО) и ДС плюс холодная прокатка, с последующей ДС и ТО. Термообработки в вакууме при температуре 850°C в течение 5 и 10 часов проводились с целью исследования термической стабильности полученных структур композитов для всех видов образцов. Изготавливали образцы 2 видов: первые - с чередованием фольг титана и алюминия (1 и 2 серия), вторые – с чередованием фольг сплавов титанового и алюминиевого (3 серия), отличавшиеся только соотношением толщин слоев исходных компонентов. Морфологически титановый сплав состоял из 80 % титана, 10% циркония, 5% ниобия и 5% молибдена, а алюминиевый сплав содержал алюминий (осн.элемент) и 2 масс.% кремния.

Для исследования структуры композитов использовались растровая электронная микроскопия и рентгеновский спектральный анализ (РСА).

Микроструктурные исследования, включающие получение изображений объектов во вторичных и обратно-рассеянных электронах и РСА, выполнялись на цифровых электронных сканирующих микроскопах Tescan VEGA-II XMU и CamScan MV230 при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе электронного зонда 200 пА на образце кобальта. Размер электронного зонда – 0,16 мкм.

Рассмотрим, как изменяется слоистая структура во время приготовления и обработки на примере 1 ой серии МК системы Ti-Al.

Первую серию многослойных композитов собирали из чередующихся фольг титана и сплава алюминия с 2 % кремнием, отличавшихся отношением t_{Ti}/t_{Al} : 5,0–5,5; 2,5–3,0 и 1,25–1,67, где t_{Ti} и t_{Al} – толщина Ti- и Al-фольг соответственно. Собранные пакеты спекали под давлением в 2 этапа, потом отжигали при температуре 850°C в течение 5 и 10 часов. Первый этап сварки проходил при температуре не превышающей температуру плавления алюминия, для схватывания двух компонентов пакета, а 2 этап - при температуре не выше 1050°C для образования новых интерметаллидных соединения между титаном и алюминием. На рис.1 представлены микроструктуры многослойных Ti/Al-композитов после ДС при низкой температуре 510°C в течение 5 ч под давлением 1,6 МПа. Пакеты собирались из Ti-фольг толщиной 50 мкм и фольг сплава Al-2 масс.%Si различной толщины: 20, 30 и 40 мкм для t_{Ti}/t_{Al} , равных 2,50; 1,67 и 1,25 соответственно.

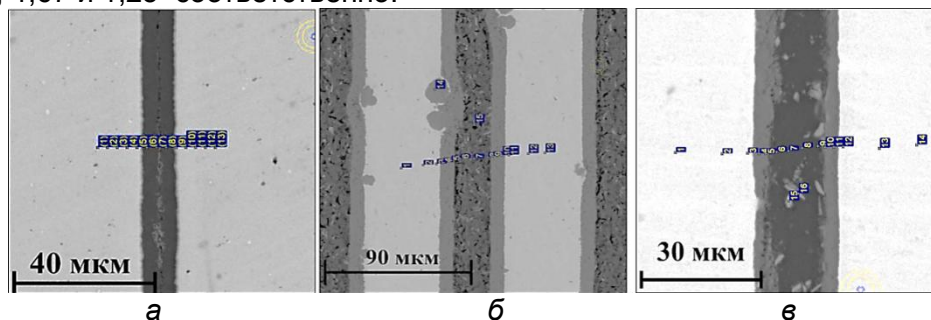


Рисунок 1 - Микроструктура и концентрационные профили композитов после ДС при 510°C и давлении 1,6 МПа в течение 5 ч: t_{Ti}/t_{Al} = 2,50 (а); 1,67 (б) и 1,25 (в)

В течение первого этапа сварки на границе между титаном и сплавом Al–Si наблюдалось образование интерметаллического соединения $TiAl_3$. При отношении $t_{Ti}/t_{Al} = 2,50$ сплав израсходовался полностью, образовав слой толщиной 9 мкм из соединения $TiAl_3$. В композитах с меньшими отношениями t_{Ti}/t_{Al} [или с большими толщинами исходных фольг (Al–Si)-сплава] после сварки на месте фольг (Al–Si)-сплава наблюдались 2-фазные области, состоящие из трёх прослоек, различающихся по цвету и по толщине: Средние прослойки 2-фазных областей – это неиспользованный сплав (Al–Si). Они – темного цвета, имеют светло-серые вкрапления. Две крайние прослойки серого цвета по составу соответствуют интерметаллиду $TiAl_3$, содержащему до 5 ат.% кремния. В композите с толщиной фольги из сплава (Al–Si), равной 20 мкм, в процессе ДС при 510°C после 5 ч сплав полностью расходовался на образование соединения $TiAl_3$. Толщина слоя соединения равнялась ~9 мкм, что достаточно близко к толщине (Al–Si)-фольги, из которой собирался пакет. В композитах из (Al–Si)-фольг толщиной 20 и 30 мкм диффузионные зоны состояли из наружных прослоек соединения $TiAl_3$ и слоя неиспользованного (Al–Si)-сплава посередине.

Все композиты после низкотемпературной сварки подвергались ДС при 1050°C сначала в течение 15 мин без давления и затем в течение 15 мин под давлением 10 МПа (рис. 2).

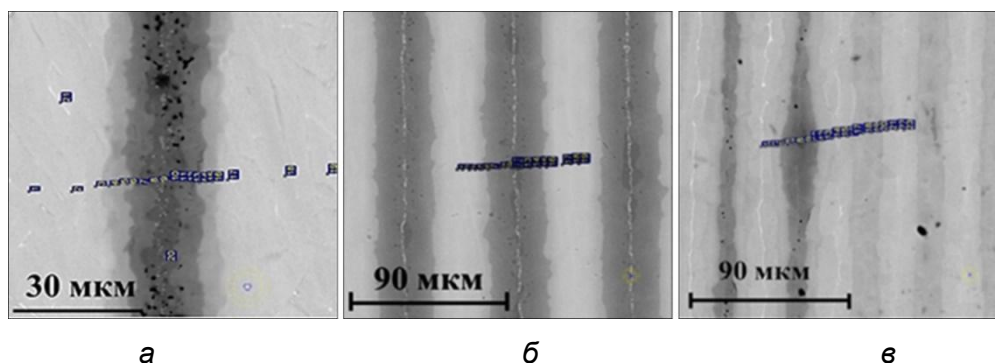


Рисунок 2 - Микроструктура и концентрационные профили композитов после второй ДС при 1050°C, 15 мин без давления + 15 мин при 10 МПа: $t_{Ti}/t_{Al} = 2,50$ (а); 1,67 (б) и 1,25 (в)

Структура композитов состояла из чередующихся слоев твердого раствора алюминия в титане и не однофазных по световому контрасту диффузионных зон – алюминидов титана.

После второго этапа сварки в структуре композита, полученного из пакета с фольгами сплава Al–Si толщиной 20 мкм, слои, наследовавшие Ti-фольги, содержали 10 ат.% Al (см. рис.2, а). На месте слоя алюминия образовался слой, разросшийся до 25 мкм и состоящий из 3 интерметаллических соединений титана с алюминием: Ti_3Al – прослойки светло-серого контраста на границах с твердым раствором Al в α -Ti, $TiAl_2$ – середина диффузионной области наиболее темная по контрасту с ~60 ат.%Al и прослойки $TiAl$, расположенные между Ti_3Al и $TiAl_2$. В соединениях $TiAl$ и $TiAl_2$ присутствовали мелкие «включения» черного цвета, которые можно отнести к порам Киркендала.

Многослойный композит с отношением $t_{Ti}/t_{Al} = 1,67$ имел постоянную структуру из чередующихся слоев светлого и серого контрастов одинаковой толщины ~30 мкм. Светлые слои содержали алюминий в количестве от 20–22 в середине до ~32 ат.% вблизи слоя серого цвета, что соответствовало соединению Ti_3Al . В сером слое концентрация алюминия изменялась от 48 до 60 ат.%. Таким образом, согласно диаграмме состояний Ti–Al на отрезке 38 мкм и в интервале концентраций от 20 до 60 ат.% Al фазовый состав композита изменялся в последовательности: $[(\alpha-Ti) + Ti_3Al] \rightarrow Ti_3Al \rightarrow [Ti_3Al + TiAl] \rightarrow TiAl$.

Композит с $t_{Ti}/t_{Al} = 1,25$ имел немного другое изменение структуры. Если в левой части рисунка (см. рис.2, в) последовательность фазовых областей полностью совпадала с композитом, у которого отношение t_{Ti}/t_{Al} равнялось 1,67, то в правой части рисунка наблюдались две фазы в последовательности: $(\alpha-Ti) \rightarrow [(\alpha-Ti) + Ti_3Al] \rightarrow Ti_3Al$. По результатам ЛРСА композит имел структуру, состоящую из соединений Ti_3Al и $TiAl$, хрупких по своей природе.

Микроструктуры поперечного сечения композитов 1ой серии после 5 часового отжига показаны на рис. 3.

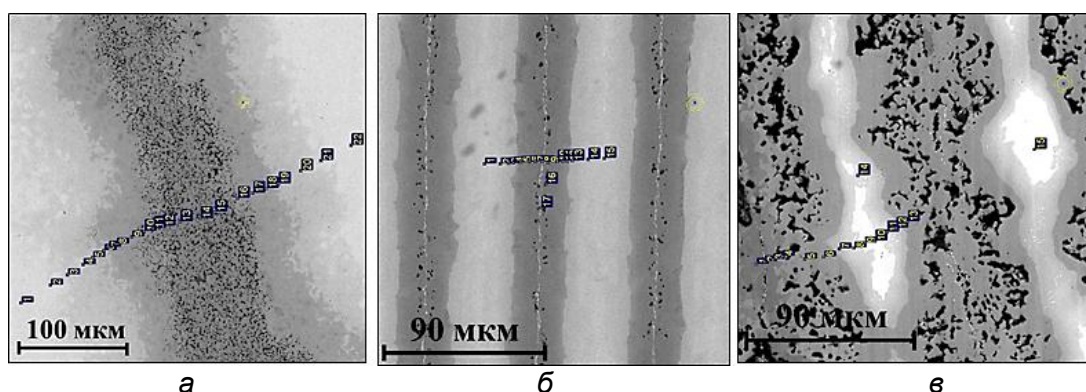


Рисунок 3 - Микроструктура и концентрационные профили композитов после дополнительного 5-ти часового отжига при 850°C: t_{Ti}/t_{Al} = 2,50 (а), 1,67 (б) и 1,25 (в)

Микроструктура композита с отношением t_{Ti}/t_{Al} = 1,67 внешне не изменилась. Но, если до отжига концентрация алюминия в сером слое изменялась от 48 до 60 ат.%, захватывая три области диаграммы Ti–Al, то после отжига интервал концентраций уменьшился до области существования только одного интерметаллического соединения TiAl с 50–55 ат.%Al. Остался прежним и набор фаз [(α -Ti) и Ti₃Al] в светлых слоях, мало изменились концентрации алюминия в середине и вблизи границы со слоем TiAl.

Зато композиты с отношениями t_{Ti}/t_{Al} 2,50 и 1,25 претерпели внешние изменения, связанные с появлением большого количества темных включений, которые ассоциируются с порами Киркендала. При практически одинаковых масштабах структуры размер пор в композите с минимальным отношением t_{Ti}/t_{Al} был значительно больше, чем в композите с отношением, равным 2,50. Но фазовые составы обоих композитов остались без изменения. В композите с t_{Ti}/t_{Al} , равным 2,50, имеем: (α -Ti) с ~10 ат.%Al, Ti₃Al (21–30 ат.%Al), TiAl (47–53 ат.%Al) и TiAl₂ (58–68 ат.%Al). Композит с минимальным отношением t_{Ti}/t_{Al} отличается от двух первых композитов:

- во-первых, присутствием фазы с наибольшим содержанием алюминия TiAl₃ – точки анализа с ~75 ат.%Al (рис. 5.3,в) и,
- во-вторых, очень малым количеством светлой фазы, идентифицируемой как твердый раствор алюминия в α -титане.

Наблюдая эволюцию микроструктур можно констатировать, что структуры композитов стали соответствовать тому, какими они должны быть при 850°C. Наиболее стабильной представляется структура композита с отношением t_{Ti}/t_{Al} , равным 1,67. На протяжении последних трех вариантов приготовления и последующих термических обработок структура этого композита практически не менялась, а фазовый состав не распространялся дальше области существования TiAl. После 10-часового отжига его элементный состав стабилизировался в интервале концентраций 35–40 ат.%Al, что укладывалось в 2-фазную область Ti₃Al + TiAl (см. диаграмму Ti–Al, рис. 5.4). Второй интервал концентраций (см. рис. 5.5,б), 14–25 ат.% алюминия, попадал в фазовую область (α -Ti) + Ti₃Al.

Работа выполнена в рамках программы Президиума РАН «Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий».