

СТРУКТУРА И ЖАРОПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ ТВЕРДОФАЗНОГО СПОСОБА ПРИГОТОВЛЕНИЯ

Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Россия, E-mail: korzhov@issp.ac.ru*

Одним из возможных путей повышения рабочих температур современных жаропрочных материалов является разработка композитов на основе тугоплавких металлов, в частности, ниобия, упрочненного интерметаллическими соединениями [1]. Но их природная хрупкость ставит вопрос о повышении трещиностойкости композитов при низких температурах [2]. При правильной организации всей структуры потенциально высокие прочность и сопротивление ползучести соединений могут внести решающий вклад в жаропрочность материалов. Обеспечить решение триединой задачи – необходимый баланс прочности, трещиностойкости и сопротивления ползучести – может слоистая структура из тугоплавких металлических сплавов и интерметаллидов. Изготовление такого композита реально твердофазным способом его получения [3].

Слоистый композит получали диффузионной сваркой многослойных пакетов из Nb-фольг толщиной 60 мкм с покрытием суспензией из порошковой смеси Si:B=3:1 в полиэтилен гликоле при 1500°C, 1 ч под давлением 14 МПа. Толщина пакета после сварки составляла 1,7 мм.

Структура поперечного сечения композита (рис.1) представляется достаточно регулярной. Слои диффузионных зон, образовавшихся на месте (Si–B)-покрытий, занимая ~40% всей площади сечения шлифа, чередовались со светлыми слоями из твердого раствора бора в ниобии Nb(B). По данным рентгеновского спектрального анализа в Nb было растворено от ~0 до 3,85 ат.%B.

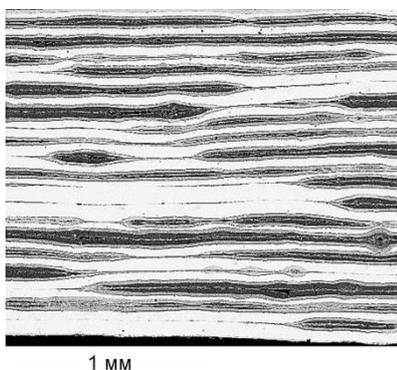


Рисунок 1 – Макроструктура поперечного сечения пакета Nb/(Si–B) после сварки

Диффузионные зоны, образовавшиеся на месте покрытий, состояли сплошь из силицидов и боридов ниобия. Наружные слои диффузионных зон, граничащие с Nb(B) содержали две фазы $Nb_5(Si,B)_3 + Nb(Si,B)$. Но присутствовали и большие поля только $Nb_5(Si,B)_3$, состав которого мог изменяться от чистого силицида Nb_5Si_3 до твердого раствора бора в нем $Nb_{5,24}(Si_{1,76}B_{1,00})_{2,76}$. Промежуточные слои диффузионных зон – между их наружными и внутренними слоями – состояли из $Nb_5(Si,B)_3 + Nb(B,Si)_2$. Второе соединение (или твердый раствор Si в бориде NbB_2) могло изменять состав от $Nb_{1,09}(B_{1,89}Si_{0,02})_{1,91}$ до $Nb_{1,01}(B_{1,42}Si_{0,57})_{1,99}$. Центральные области диффузионных зон чаще содержали только $Nb(Si,B)$ и реже $Nb_5(Si,B)_3 + Nb(B,Si)_2$. Сложная фазовая структура образовавшихся диффузионных зон объясняется незаконченностью твердофазной реакции, температура которой не превышала 1500°C.

Испытания на трещиностойкость

Учитывая явную анизотропию структуры композита, испытания образцов проводились при приложении нагрузки P в двух взаимно перпендикулярных направлениях: перпендикулярно $P \perp (ab)$ и параллельно $P \parallel (ab)$ плоскости слоев.

На рисунке 2 показаны результаты испытаний на трещиностойкость одного из образцов с надрезом при приложении нагрузки перпендикулярно плоскости слоев. По мере продвижения трещины в материале происходили различные виды микроразрушений (см. рис.2,а,б). При разрушения образца наблюдались множественные расслоения и сдвиги по границам раздела слоев. В упрочняющих слоях, образовавшихся на границе ниобия и покрытия, появлялось множество микротрещин, распространению которых препятствовали вязко-пластичные слои твердого раствора бора в ниобии. В них же формировались «шейкообразования» в совокупности с другими видами микроразрушений, приводящие к извилистой траектории макротрещины и повышению трещиностойкости материала. Эти процессы находят свое отражение на макроscopicком уровне в «ступенчатости» зависимости нагрузка-прогиб образца (см. рис.2,в).

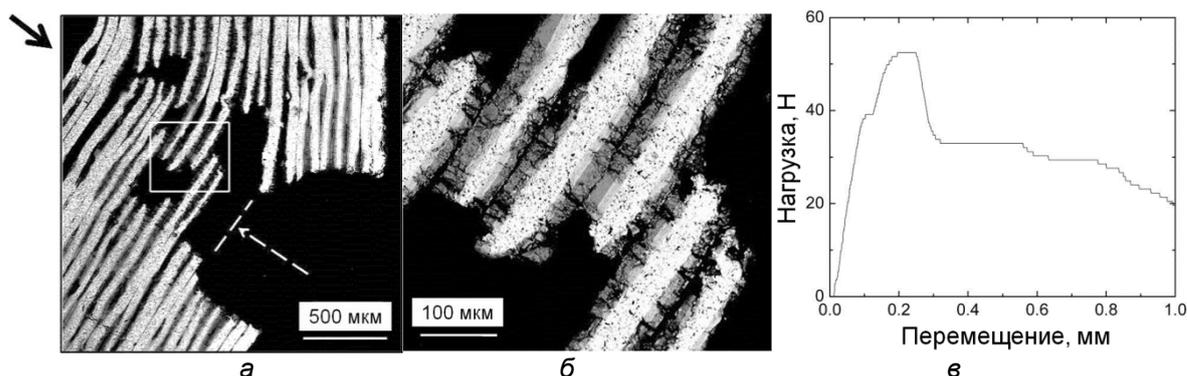


Рисунок 2 – Структура образца (а), структура фрагмента в области разрушения при большом увеличении (б) и экспериментальная кривая нагрузка-перемещение (в) после испытаний на трещиностойкость при $P \perp (ab)$: стрелка вверх показывает место приложения нагрузки, стрелка вниз – глубину надреза

На рисунке 3 представлены результаты испытаний образца при параллельной ориентации направления приложения нагрузки и плоскости слоев. Очевиден различный характер наблюдавшихся экспериментальных зависимостей нагрузка-прогиб.

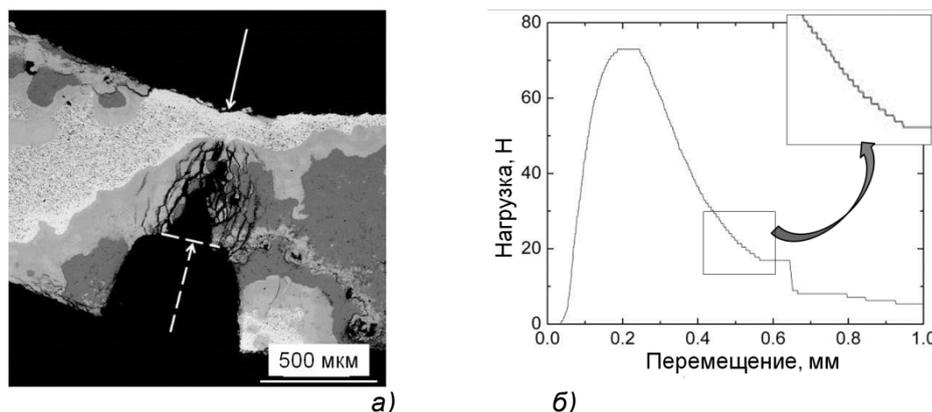


Рисунок 3 – Структура (а) и экспериментальная зависимость нагрузка-прогиб образца после испытаний на трещиностойкость (б): стрелка вверх показывает приложение нагрузки в направлении, параллельном слоям $P \parallel (ab)$; стрелка вниз – глубину бокового надреза; вставка на рисунке справа – часть отмеченной кривой в увеличенном масштабе

При первом рассмотрении кривая имела гладкий вид (рис.6,а). Но для разрушения материала образца в области кончика надреза, где сконцентрированы напряжения, характерны множественное растрескивание и микротрещины в хрупких «боридо-силицидных» слоях. Это находит отражение в микронеровностях на экспериментальной кривой в виде небольших ступенек (см. вставку на рис.6,б). Слой

Nb(B) характеризовал зависимость нагрузка-прогиб признаками вязкопластического разрушения, наделив ее сглаженным максимумом.

Численные значения трещино-стойкости при $P_{\perp}(ab)$ и $P_{\parallel}(ab)$ равнялись: $K_{\perp}^*=(13,0\pm 1,3)$ и $K_{\parallel}^*=(12,0\pm 0,5)$ МПа·м^{1/2} соответственно. Особенности разрушения, вследствие анизотропии структуры, привели к различию значений величин K^* , а также дисперсии их значений.

Результаты испытаний показали, что величина трещиностойкости композита в направлении, перпендикулярном плоскости слоев, выше, чем в направлении, параллельном плоскости тех же слоев. По значениям K^* испытанный композит занимает промежуточное положение между керамиками и высокопрочными конструкционными металлическими сплавами.

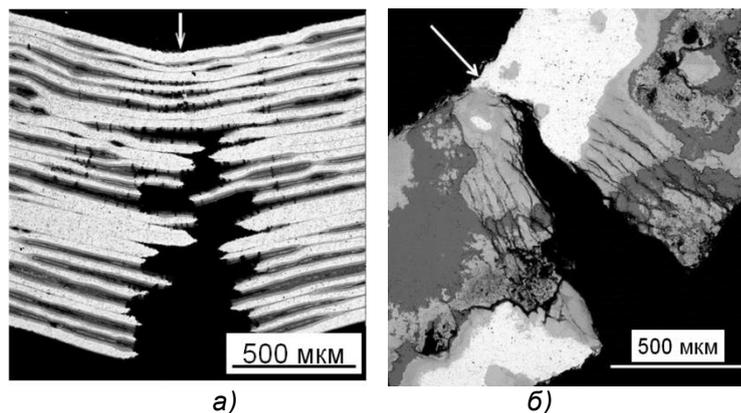


Рисунок 4 – Структура образцов после испытаний на прочность при $P_{\perp}(ab)$ (а) и $P_{\parallel}(ab)$ (б): стрелки верху показывают место и направление приложения нагрузки

Испытания на прочность при комнатной температуре

При направлении приложения нагрузки $P_{\perp}(ab)$ разрушение происходит продвижением макротрещины и сопровождается различными видами микроразрушения, подобными тем, что происходили при испытании образцов на трещиностойкость с надрезом. Это – расслоения и сдвиги по границам раздела слоев, «шейкообразования» и т.п. микронеоднородности (рис.4,а). При испытании с приложением нагрузки вдоль слоев (рис.4,б) в образце вдоль макротрещины в хрупких боридосилицидных слоях образуются микротрещины, практически параллельные макротрещине, а слой твердого раствора деформируется пластически. Ему соответствуют белые поля, в которых микротрещин нет.

При приложении нагрузки в направлениях перпендикулярном и параллельном плоскости слоев прочности $\sigma_{B_{\perp}}=(600\pm 180)$ и $\sigma_{B_{\parallel}}=(790\pm 48)$ МПа соответственно. Более высокую прочность образцов при приложении нагрузки параллельно слоям структуры можно объяснить более высоким моментом сопротивления при изгибе высокомодульных высокопрочных боридосилицидных слоев в сравнении с теми же слоями, находящимися перпендикулярно направлению нагрузки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 17-03-00687 А и № 17-08-1739 А).

Список литературы:

1. Светлов И.Л. Высокотемпературные Nb–Si композиты // Материаловедение, 2010, №9, с. 29–38 и №10, с. 18–27.
2. Коржов В.П., Кийко В.М. Структура и механические свойства слоистых композитов Ni/Al с упрочнением интерметаллидами. Деформация и разрушение материалов, №6, 2015, стр. 6-11.
3. Коржов В.П., Карпов М.И., Кийко В.М. Многослойный композит на основе никеля, армированный интерметаллидными слоями // Физика и техника высоких давлений, 2010, т. 20, №4, с. 101–108.