

Сведения о выполненных работах  
в период с 01.07.2021 г. по 30.06.2022 г.

по проекту **«Разработка научных основ получения высокопрочных  
металломатричных композиционных материалов с применением технологии  
прямого лазерного выращивания»**,  
поддержанному Российским научным фондом

Соглашение № 20-79-10086

Руководитель: Промахов Владимир Васильевич, канд. техн. наук

1. Проведен синтез композиционных порошков системы (Ni-Ti)-TiB<sub>2</sub> с применением самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Установлен спиновый характер распространения фронта экзотермической реакции. Установлен фазовый состав продуктов синтеза. С применением сканирующей электронной микроскопии показано, что матричный материал частиц состоит из интерметаллидов типа Ni-Ti, внутри которого распределены частицы диборида титана. Подобраны оптимальные режимы процесса получения образцов в каждом случае.

2. Исследования фазового состава полученных образцов показали, что с увеличением содержания композиционных порошков в матричном Inconel 625 наблюдалось уменьшение областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей для всех фаз (Ni, NiTi). При этом повышение концентрации частиц NiTi-TiB<sub>2</sub> приводит к увеличению содержания частиц диборида титана и их удельной поверхности в исходной смеси. Следует выделить результаты по формированию внутренней структуры полученных композиционных материалов. Показано, что оптимальная, с точки зрения гомогенности фаз, структура формируется в композитах Inconel 625 + 5 масс. % NiTi-TiB<sub>2</sub>. Увеличение содержания частиц NiTi-TiB<sub>2</sub> приводит к росту среднего размера керамических включений. При этом сохраняется их равномерное распределение. Однако в образцах с содержанием порошков NiTi-TiB<sub>2</sub> свыше 50 % наблюдались дефекты в виде пор и трещин, вероятно, связанные с накоплением внутренних напряжений.

3. Исследования физико-механических свойств полученных металломатричных композиционных материалов показали, что с увеличением концентрации (Ni-Ti)-TiB<sub>2</sub> в исходной смеси от 5 до 90 масс. % наблюдается увеличение микротвердости выращенных образцов от 460 до 790 HV<sub>0,1</sub>. Увеличение концентрации частиц (Ni-Ti)-TiB<sub>2</sub> в исходной смеси от 0 до 30 масс. % приводит к росту предела прочности от 860 до 1000 МПа. Дальнейшее повышение концентрации частиц от 30 до 90 масс. % приводит к снижению предела прочности до 400 МПа. При этом деформация образцов линейно снижается от 48 до 2,5 % с увеличением доли композиционных частиц (Ni-Ti)-TiB<sub>2</sub> в исходной смеси от 0 до 90 масс. %.

4. Испытание на прочность при трёхточечном изгибе образцов Inconel 625 и Inconel 625 – 5 масс. % (Ni-Ti)-TiB<sub>2</sub> показали, что при комнатной температуре предел

прочности и деформация материалов, полученных из чистого Inconel 625, составили 2095 МПа и 5,8 % соответственно. Повышение температуры до 1000 °С привело к снижению механических параметров до 687 МПа и 0,7% соответственно. Добавление 5 масс. % композиционных частиц NiTi–TiB<sub>2</sub> позволяет увеличить предел прочности образцов как при комнатной температуре (2410 МПа), так и при повышенных (760 МПа при 1000 °С). При этом наблюдается снижение деформации материалов относительно образцов Inconel 625.

5. Проведенные исследования по ударно-волновому нагружению металломатричных композиционных материалов показали, что в поведении деформации наблюдаются относительно незначительные различия для образцов, вырезанных вдоль и поперек слоев выращивания. Измерены откольная прочность и предел упругости Гюгонио, построены ударные Гюгонио и определена скорость сжатия в пластической ударной волне образцов металломатричных композиционных материалов, полученных методом прямого лазерного напыления. Измерения проводились вдоль и перпендикулярно направлению оси прямого лазерного выращивания. Измерения показали незначительное (т.е. практически отсутствующее) влияние направления лазерного выращивания относительно направления удара на зависимость скорости ударной волны от скорости частиц и величину откольной прочности.

6. В качестве модели разрушения был использован критерий «пластическая деформация». Эта модель может быть указана с любой моделью пластического течения. Объемное разрушение в ячейке происходит, когда эффективная пластическая деформация превышает заданное предельное значение. Когда это происходит, девиаторы напряжения устанавливаются равными нулю, и при послеразрушающем течении в этой ячейке материал не может выдерживать никакой прочности на сдвиг. Для керамических включений модель прочности Джонсона-Холмквиста и модель разрушения Джонсона-Холмквиста должны использоваться вместе. Поведение модели при растяжении позволяет использовать основное растягивающее напряжение, начало разрушения и гидродинамический предел растяжения для улучшения представления радиальных и конусных трещин при моделировании высокоскоростного взаимодействия. Для моделирования динамической нагрузки вычислительной представительной ячейки микросекундным импульсом использовался метод конечных разностей, реализованный в программном комплексе ANSYS-19 / AUTODYN.

7. Для верификации разработанных моделей были проведены серии расчетов для скоростей нагружения 200–1200 м/с. Результаты эффективной пластической деформации для последовательных интервалов времени свидетельствуют о формировании локальных повреждений керамических включений в зоне ударного перехода. Проведенные расчеты показали, что локализация пластических деформаций наблюдается в волне разрежения у границ упрочняющих частиц и областях между упрочняющих частиц при скоростях деформации 200 м/с. Максимальная диссипация

энергии, основанная на критерии анализа кривых характерных работ разрушения показывает, что для выбранных моделей максимальные значения достигаются для композитов с наполнением 15 %. Для керамических включений пластические деформации локализуются на микроскопическом уровне в области ударного перехода. Существенного изменения в развитии изменения форм и размеров конфигурации зон локального повреждения после увеличения времени гидростатического сжатия не обнаружено.