

05;07;12

Использование лазерного источника для синтеза интерметаллидов в системе Ni–Al

© А.В. Камашев, А.С. Панин, А.Л. Петров, И.В. Шишковский

Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН (Самарский филиал)

Поступило в Редакцию 26 января 2001 г.

Осуществлен процесс лазерного инициирования реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в дисперсной порошковой композиции Ni–Al. Методом рентгенографического анализа обнаружены интерметаллидные фазы — алюминиды никеля, соотношение которых зависит от режимов лазерного воздействия. Произведен анализ режимов лазерного воздействия, при которых возможен контролируемый лазерным источником синтез этих интерметаллидных фаз.

Интерметаллиды системы Ni–Al являются перспективными материалами, которые используются при создании жаропрочных и радиационно стойких покрытий. Так, алюминиды никеля NiAl и Ni₃Al отличаются высокими характеристиками жаростойкости, в том числе в условиях высокотемпературных газовых потоков.

Наряду с традиционными способами получения алюминидов никеля — путем контролируемого самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), весьма перспективным представляется метод селективного лазерного спекания (СЛС) [1], который позволяет получить объемные изделия заданной конфигурации по безотходной технологии. Такой способ обещает быть весьма технологичным, так как полностью автоматизирует процесс изготовления готовых изделий без подготовки специальных форм, приспособлений, оснастки — непосредственно с чертежа, заложенного в память ЭВМ. Технология лазерного спекания включает в себя ряд известных приемов, присущих традиционным методам порошковой металлургии и лазерной обработки. Вместе с тем она отличается и некоторыми специфическими особенностями, обусловленными селективностью лазерного воздействия на локальные участки порошковых слоев [2].

Известно, что совмещение процессов СВС и СЛС является трудно управляемым [5]. Начало реакции СВС может "опередить" или

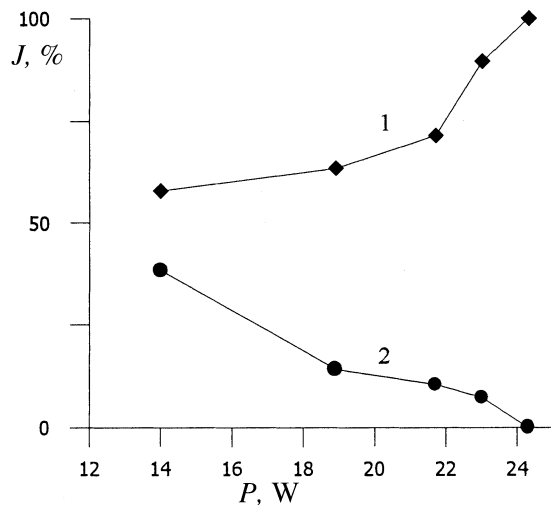


Рис. 1. Зависимость относительной интенсивности линий интерметаллидов от мощности лазерного воздействия $P(W)$ при скорости сканирования луча $v = 12 \text{ mm/s}$: 1 — Ni_3Al ; 2 — Ni_2Al_3 .

”отстать” от собственно процесса спекания и произойдет сгорание (не догорание) исходных компонентов, поэтому главной задачей лазерного синтеза алюминидов никеля является прецизионный подбор режимов лазерного воздействия (ЛВ), при которых оба процесса — СВС и СЛС — находились бы в динамическом равновесии.

Известны работы [3–5] по лазерному инициированию СВС-реакции в системе Ni-Al без образования сложных по форме изделий. В них представлена оценочная теоретическая модель и первая успешная попытка синтеза никелида алюминия. В настоящей работе задача состояла в том, чтобы исследовать возможность получения интерметаллидов методом СВС-реакции в режиме селективного ЛВ, причем главным пунктом являлось получение таких режимов ЛВ, при которых СВС-процесс был бы контролируемым дозой лазерного излучения (ЛИ).

Для снижения реакционной способности порошковой смеси в зону реакции подавался инертный газ Ar . Порошковая композиция подбиралась с учетом стехиометрии образуемых соединений. Фракция порошков

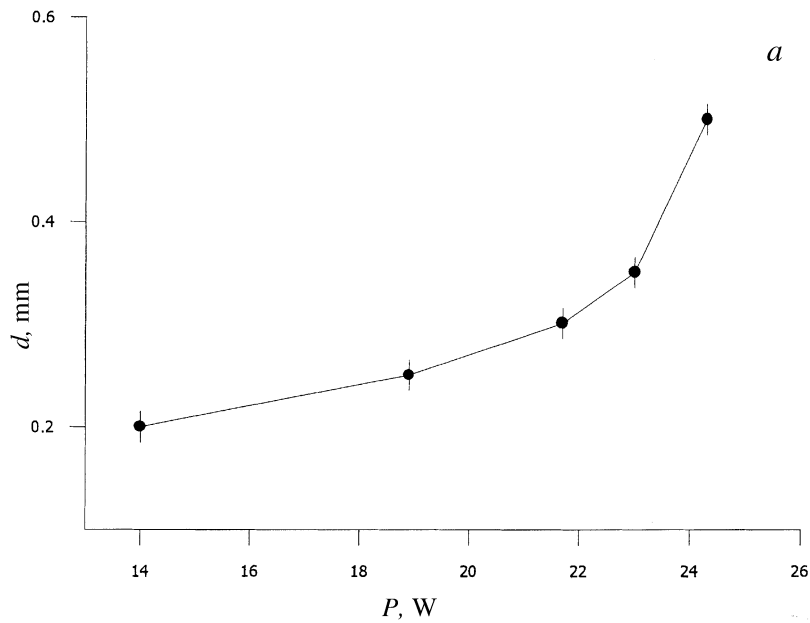


Рис. 2. Зависимость размеров частиц интерметаллида d (мм) от режимов лазерного воздействия: a — от мощности ЛИ P (Вт) при $v = 12$ мм/с, b — от скорости сканирования луча v (мм/с) при $P = 24$ Вт, 1 — в центре образца; 2 — на периферии образца.

была ниже $63 \mu\text{m}$. Использовалась технологическая лазерная установка "КВАНТ-60", работавшая в непрерывном режиме. При исследовании варьировали мощность P (от 7 до 24 Вт) и скорость сканирования лазерного пучка v (от 12 до 60 мм/с).

Полученные образцы монослоев изучались методами рентгеновского фазового анализа на дифрактометре "ДРОН-3" в $\text{Cu}_{K\alpha 1}$ -излучении. Он выявил (рис. 1) в основном наличие соединений Ni_2Al_3 и Ni_3Al в различных пропорциях в зависимости от режимов ЛВ.

Анализ дифрактограмм показал, что при контролируемых ЛИ условиях спекания возможно получить только интерметаллид Ni_3Al . Напротив, получение интерметаллидной фазы NiAl оказалось затруднительным при всех режимах ЛВ, реализованных в эксперименте. По-

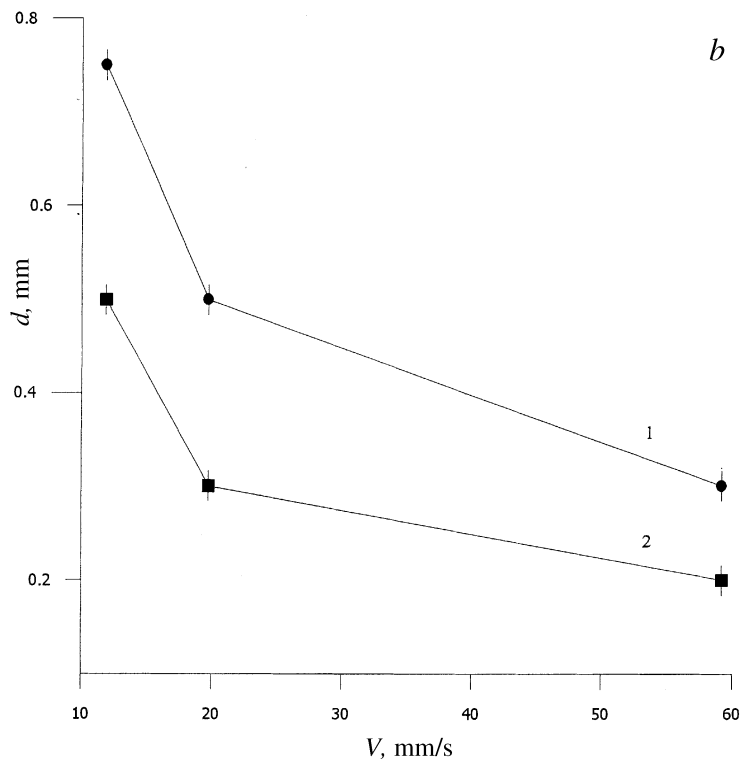


Рис. 2 (продолжение).

видимому, это связано с тем, что реакция синтеза данной фазы сопровождается большим тепловыделением, а по времени ее фазообразование наступает позже образования фазы Ni_3Al [3,4], т.е. контролируемое СЛС "срывается" в режим теплового взрыва. Теоретические оценки, сделанные в работе [5], подтверждают этот опытный факт.

Методом оптической металлографии исследовалась морфология поверхности спекаемых образцов. Наблюдался закономерный рост частиц интерметаллидов при увеличении мощности ЛВ и уменьшении скорости сканирования (рис. 2). Это мы связываем с коагуляцией зарождающихся частиц за счет более длительного времени воздействия.

Таким образом, в работе показана возможность получения интерметаллидных фаз в порошковой системе Ni–Al в режиме контролируемого ЛИ СВС, что подтверждается рентгеновским фазовым анализом. Отмечен закономерный рост размера частиц синтезируемых интерметаллидов при увеличении мощности ЛВ и уменьшении скорости сканирования. При условии совмещения СЛС и СВС процессов выявлены оптимальные режимы синтеза интерметаллида Ni₃Al: $P = 24 \text{ W}$ и $v = 59 \text{ cm/s}$ или $P = 22 \text{ W}$ и $v = 12 \text{ cm/s}$. Первая пара значений обеспечивает малое время обработки и отсутствие промежуточных фаз при достаточной толщине спекаемых образцов, а вторая пара — однородность поверхности и малую степень коагуляции частицы на спекаемой поверхности.

Список литературы

- [1] Гуреев Д.М., Петров А.Л., Шишковский И.В. // ФХОМ. 1997. № 6. С. 92–97.
- [2] Шишковский И.В., Щербаков В.И., Иванов П.И. // Механика композиционных материалов и конструкций. 1999. Т. 5. № 2. С. 29–41.
- [3] Лапшин О.В., Овчаренко В.Е. // ФГВ. 1996. Т. 32. № 2. С. 46–54.
- [4] Лапшин О.В., Овчаренко В.Е. // ФГВ. 1996. Т. 32. № 3. С. 68–76.
- [5] Шишковский И.В., Макаренко А.Г., Петров А.Л. // ФГВ. 1999. Т. 35. № 2. С. 59–64.