

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРЫ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ИХ СВОЙСТВА

Интенсивное развитие авиационной техники предъявляет все более высокие требования к материалам.

Металлические композиционные материалы (КМ) по механизму упрочнения можно разделить на несколько групп: волокнистые КМ, слоистые КМ и дисперсно-упрочненные материалы

Упрочнение материалов первой группы достигается путем армирования металлической матрицы высокопрочными непрерывными или дискретными волокнами. Для создания слоистых КМ используются слои из материалов с различными механическими характеристиками слоев. Для волокнистых и слоистых КМ уровень прочности зависит в основном от свойств армирующих материалов. Роль матрицы заключается главным образом в перераспределении напряжений между армирующими элементами [1].

В дисперсно-упрочненных сплавах матрица является основным элементом, несущим нагрузку, а дисперсные частицы могут быть препятствиями, задерживающими движение дислокаций.

Изменение морфологии, дисперсности и характера распределения частиц упрочняющей фазы позволяет получить сочетание свойств, которое невозможно получить в других сплавах. При использовании в качестве упрочняющих частиц тугоплавких элементов или химических соединений, не взаимодействующих активно с матрицей, появляется возможность сохранения строения и дислокационной структуры при повышенных температурах [2].

Создание в сплавах структуры с равномерно распределенными дисперсными частицами, не взаимодействующими с матрицей, достаточно сложно и возможно только путем применения определенных технологических приемов получения сплавов.

Перспективным методом получения дисперсно-упрочненных композиций является метод одновременной конденсации паров материалов матрицы и упрочняющей фазы в вакууме [3]. Кристаллизация из паровой фазы имеет неограниченные возможности выбора составляющих компонентов и позволяет получать материалы с равномерным распределением частиц второй фазы по объему и открывает большие перспективы в решении проблемы диспергирования упрочняющих частиц.

Эффективность упрочнения дисперсными частицами второй фазы определяется геометрическими параметрами структуры: размером упрочняющих частиц, расстоянием между ними и равномерностью их распределения.

Процессы образования структуры дисперсно-упрочненных материалов определяют их физико-механические свойства и поэтому представляют научный и практический интерес. В связи с этим задачей исследования является экспериментальное рассмотрение механизма кристаллизации включений при конденсации смеси пара двух металлов, не имеющих растворимости в равновесных условиях.

Для изучения механизма формирования дисперсных частиц упрочняющей фазы исследовались композиции Cu-Mo, полученные методом вакуумной конденсации из паровой фазы. Конденсация паров составляющих компонентов осуществлялась одновременно при температурах подложки 150...450 °С. При этом концентрация молибдена варьировалась путем изменения скорости осаждения молибдена.

Эффективное упрочнение достигается при содержании упрочняющей фазы не выше 5...10%, поэтому исследовали отделенные от подложки вакуумные конденсаты Cu-Mo с содержанием молибдена от 0,5 до 5% толщиной 20 мкм.

Так как для дисперсно-упрочненных материалов ведущая роль в упрочнении принадлежит структурным факторам, были проведены электронно-микроскопические исследования для получения данных о размере зерна и морфологии частиц. Исследования проводились на электронном микроскопе ЭМ-200.

На электронограммах изучаемых объектов присутствуют как рефлекс меди, так и молибдена. На электронно-микроскопических снимках наблюдается характерный точечный контраст, который трактуется как изображение частиц молибдена в медной матрице (рис.1).

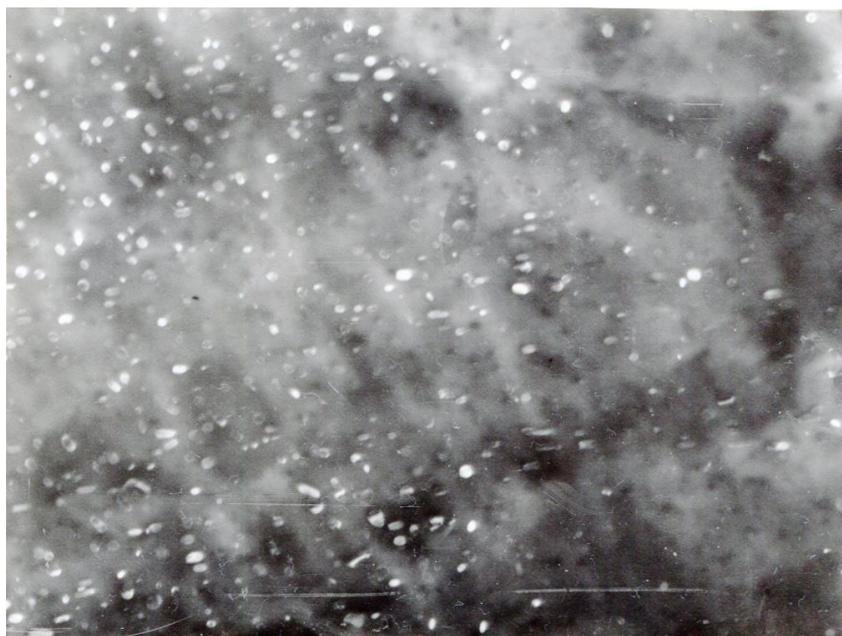


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение Cu-Mo, х42000

Наличие «перекрытия» рядом расположенных частиц молибдена свидетельствует об их объемном распределении. Форма частиц молибдена близка к сферической. Частицы равномерно распределены по объему зерен матрицы. Преимущественного выделения по границам зерен не наблюдается.

Зависимость размера частиц молибдена от концентрации второй фазы при температурах подложки 150 и 450°C показана на рис. 2.

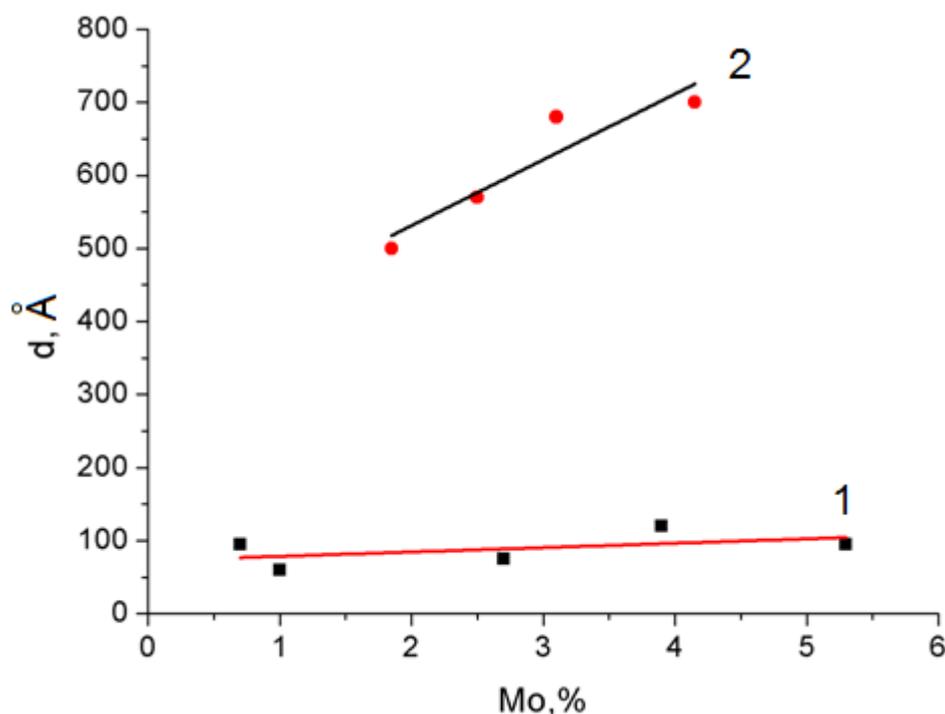


Рисунок 2 – Зависимость размера частиц от концентрации молибдена при различной температуре подложки: 1 – $t_p = 150^\circ\text{C}$; 2 – $t_p = 450^\circ\text{C}$

С ростом концентрации молибдена и температуры подложки средний размер частиц увеличивается.

Для выяснения возможного растворения в медной матрице Mo было проведено прецизионное измерение периода кристаллической решетки меди в композициях с концентрацией 3% Mo в зависимости от температуры подложки (рис. 3). При $t_p \geq 450^\circ\text{C}$ формируются конденсаты Cu-Mo с периодом решетки, соответствующим гомогенной меди. Со снижением температуры подложки период решетки увеличивается, что свидетельствует об образовании твердого раствора замещения молибдена в меди.

Структурными методами установлено, что конденсаты Cu-Mo, полученные при $t_p = 150 - 450^\circ\text{C}$, являются двухфазными: дисперсные частицы молибдена равномерно распределены в матрице, которая представляет собой твердый раствор замещения молибдена в меди.

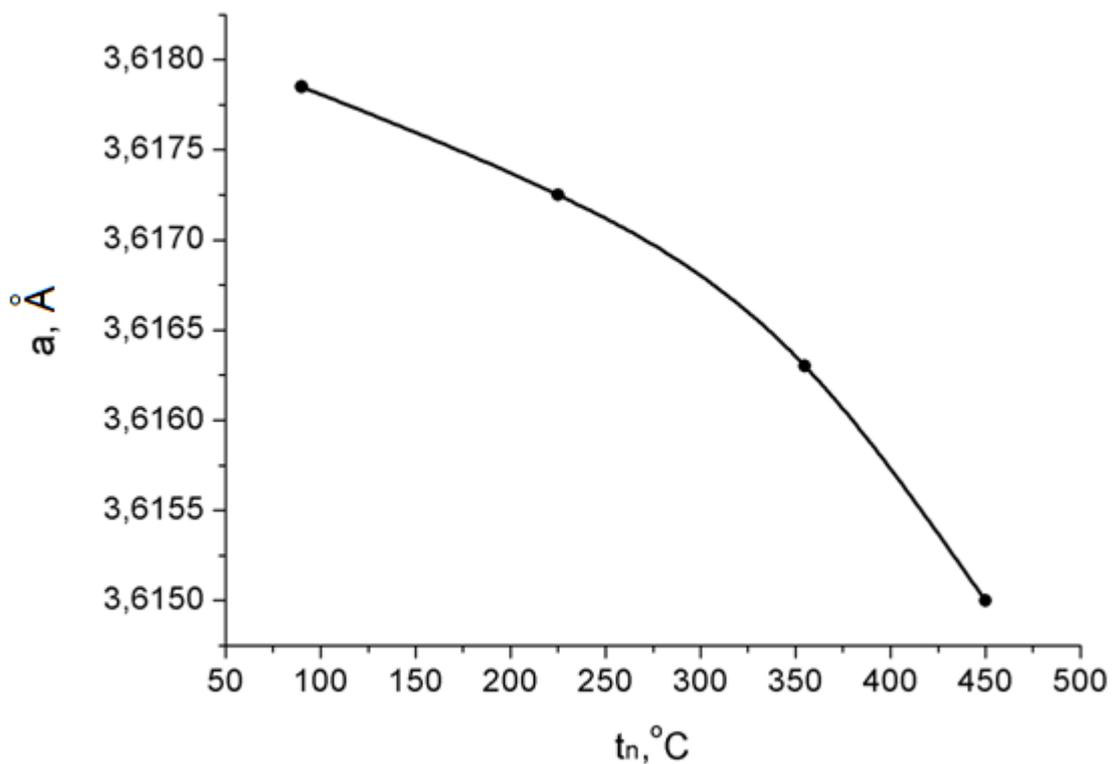


Рисунок 3 – Зависимость периода решетки матрицы от содержания молибдена

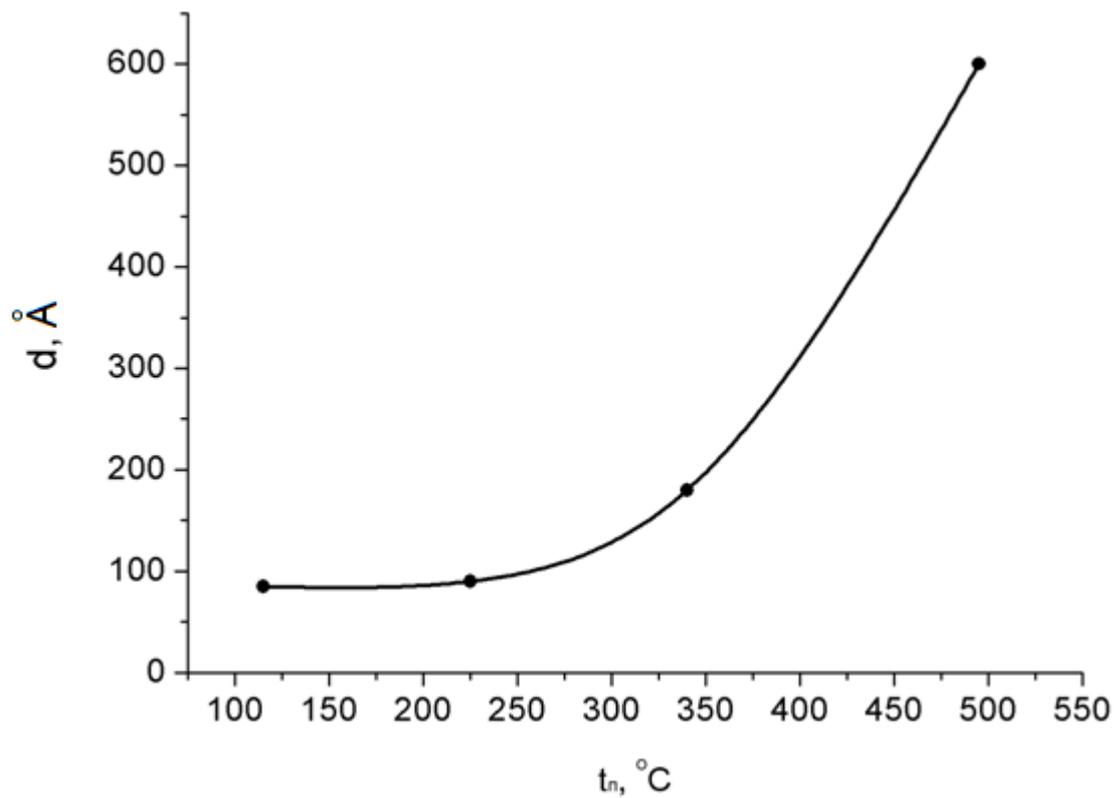


Рисунок 4 – Зависимость размера частиц молибдена от температуры подложки

На рис. 4 видно, что с увеличением температуры подложки размер упрочняющих частиц и расстояние между ними увеличивается, что оказывает влияние на свойства композиции Cu-Mo.

В целях изучения влияния условий получения на свойства дисперсно-упрочненных материалов проводились испытания образцов на микротвердость на приборе ПМТ-3 при нагрузке 20 г.

Таблица 1 – Зависимость микротвердости от температуры подложки

$t_n, ^\circ\text{C}$	150	200	220	450
$H_\mu, \text{МПа}$	850	820	710	350

Как видно из табл. 1, с увеличением температуры подложки, микротвердость конденсата Cu-Mo снижается.

Представляет интерес изучение механизма формирования частиц упрочняющей фазы. Возможны два механизма формирования частиц второй фазы: частицы могут образоваться и расти в результате распада пересыщенного твердого раствора молибдена в меди (контролирующим процессом при этом является объемная диффузия атомов молибдена в медной матрице), либо этот процесс происходит на фронте кристаллизации, в этом случае контролирующим процессом является поверхностная диффузия. В обоих случаях процесс роста частиц имеет диффузионный характер. Следовательно, можно предположить, что размер частиц будет пропорционален коэффициенту поверхностной или объемной диффузии

$$d = kD, \quad (1)$$

где d – размер частиц; k – коэффициент пропорциональности; D – коэффициент диффузии

Температурная зависимость коэффициента диффузии описывается соотношением

$$D = D_0 \exp(-Q/RT), \quad (2)$$

где D_0 – константа для данного вещества; Q – энергия активации диффузии; R – универсальная газовая постоянная; T – температура.

В данном случае энергия активации диффузии равна энергии активации роста частиц, так как он имеет диффузионный характер. Следовательно,

$$d = D_0 \exp(-Q/RT); \quad (3)$$

$$\ln d = \ln k D_0 - Q/RT. \quad (4)$$

Таким образом, между $\ln d$ и $1/T$ должна быть линейная зависимость, что и подтверждается экспериментально. Из этой зависимости можно оценить энергию активации диффузии Q . В данном случае $Q = 30$ кДж/моль. Полученное значение соответствует энергии активации поверхностной диффузии, следовательно, можно предположить, что частицы молибдена образуются в процессе получения конденсата

Cu-Mo на фронте кристаллизации в результате поверхностной диффузии атомов молибдена.

Выводы

Исследованиями установлено, что конденсаты Cu-Mo, полученные при $t_n = 150...450^\circ\text{C}$, являются двухфазными: дисперсные частицы молибдена равномерно распределены в матрице, которая представляет собой твердый раствор замещения молибдена в меди.

Частицы упрочняющей фазы равномерно распределены по объему зерен матрицы. Преимущественного выделения по границам зерен не наблюдается. Форма частиц молибдена близка к сферической и они образуются, по-видимому, в процессе получения конденсата Cu-Mo на фронте кристаллизации в результате поверхностной диффузии атомов молибдена.

При увеличении температуры подложки размер упрочняющих частиц и расстояние между ними увеличивается, что приводит к снижению микротвердости.

Список использованных источников

1. Портной, К. И. Дисперсно-упрочненные материалы [Текст]: К. И. Портной, Б. Н. Бабич. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.
2. Композиционные материалы: справочник [Текст]: под ред. Д. М. Карпиноса. – Киев: Наукова думка, 1985. – 592 с.
3. Палатник, Л. С. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок [Текст]: Л. С. Палатник, М. Я. Фукс, В. М. Косевич. – М.: Наука, 1972. – 320 с.

Поступила в редакцию 07.03.2017.

*Рецензент: д-р техн. наук, проф. Я.С. Карпов,
Национальный аэрокосмический университет
им. Н.Е. Жуковского «ХАИ», г. Харьков.*