

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ОСАЖДЕННЫХ В ВАКУУМЕ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ И ЖЕЛЕЗА

Зубков А. И., Ильинский А. И., Зозуля Э. В., Бармян А. Е., Островерх А. А.

*НТУ «ХПИ», г. Харьков, Украина,
anzubkov@km.ru*

Полученные ранее [1] авторами настоящей работы экспериментальные данные, свидетельствуют о высокой термической стабильности структуры и физико-механических свойств нано- и субмикрорекристаллических фольг конденсатов бинарных систем Cu–Mo, W, Ta. Вместе с тем, информация о закономерностях рекристаллизационных процессов в таких материалах к настоящему времени практически отсутствует. В этой связи целью данной работы явилось исследование рекристаллизации матричных металлов, конденсированных в вакууме композитов на основе меди – Cu–Mo, W, Ta и железа – Fe–W. Важными особенностями данных материалов является, во-первых, отсутствие взаимной растворимости легирующих элементов в твёрдом состоянии в кристаллических решётках меди и железа в равновесных условиях. Во-вторых, дисперсность и неравновесное состояние структуры задаётся условиями получения, а не предстоящей деформацией. Изучали отдельные от подложек фольги толщиной до 50 мкм с содержанием легирующих элементов от ~0,1 до 1,5 ат.%, полученные электронно-лучевым испарением составляющих компонентов из различных источников, с последующим осаждением паровых смесей на неориентирующие подложки в вакууме $\sim 10^{-3}$ Па. Объекты получали в различных технологических условиях. Варьирование состава и технологических параметров позволили получать конденсаты с широким спектром структурных состояний [2]. Отжиги проводили в различных режимах в области температур 400–1000 °С с временами от 0,5 до 40 часов в вакууме не выше $\sim 10^{-2}$ Па. Элементный состав контролировали рентгеноспектральным методом. Структуру изучали оптической и просвечивающей электронной микроскопией. Объекты исследований представляли собой двухфазные системы с размерами зёрен меди и железа от 50 нм до 15 мкм. В объёме матричных металлов распределены частицы легирующих элементов степень дисперсности которых составляла примерно от 2 нм до 100 нм [3].

Характерная структура рекристаллизованных композитов представлена на рис. 1. На изображениях наблюдается двойная сетка границ зёрен которая обусловлена эффектом наследственности обнаруженном ранее [1] на конденсированных композитах Cu–Mo, W, Ta, вызванном образованием сегрегаций Mo, W, Ta на границах зёрен меди при конденсации их паровых смесей [2]. В данной работе это явление обнаружено также в конденсатах Fe–W рис. 1. Размеры ячеек (Ω) первичной сетки границ зёрен окаймлены цепочками частиц легирующих элементов и закономерным образом коррелируют с величиной зёрен матричных металлов в исходном неотожженном состоянии рис. 2.

Проведенные в работе исследования и полученные ранее результаты показали, что температура начала роста зерна матричных металлов (T_p) зависит от содержания легирующих элементов и значительно превышает аналогичную величину для промышленных и тем более наноструктурных сплавов на основе меди и железа рис. 3, 4.

Размер зерна медной и железной матриц композитов отличающихся составом и отоженных в различных режимах начинает увеличиваться при достижении размера (D) и расстояния между частицами l определённой величины. Эти данные при концентрации легирующих компонентов более примерно 1 ат.% хорошо совпадают с результатами работы Чина и Гранта [4].

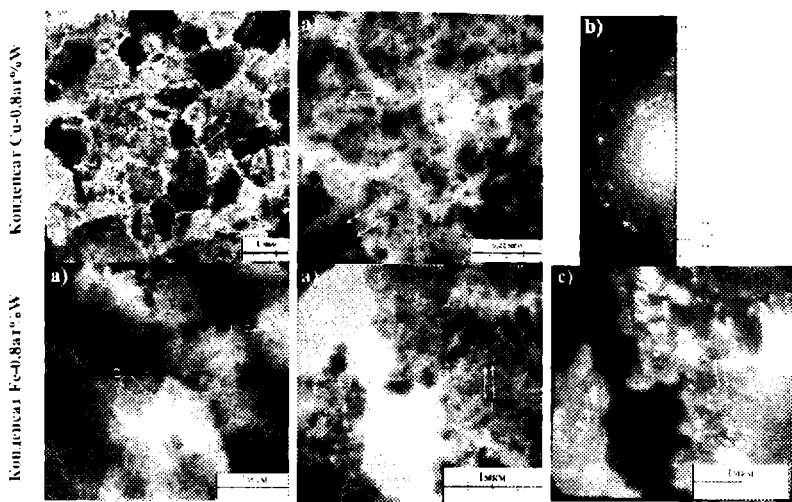


Рис. 1. Структура рекристаллизованных композитов Cu–W и Fe–W, 1 – первичная сетка границ, 2 – граница рекристаллизованного зерна; а) – светлое поле, б) – электронограмма, в) – темное поле

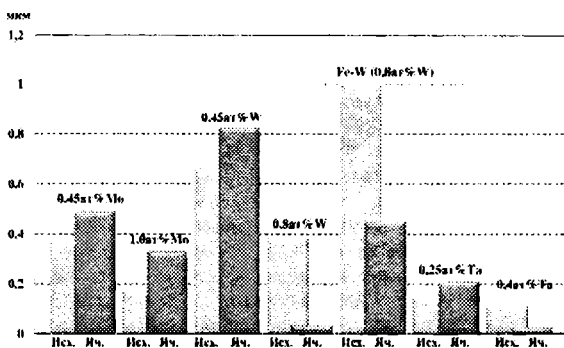


Рис. 2. Сравнение размеров ячеек Ω окаймленных частицами с величиной зёрен Cu и Fe до отжига.

Таким образом, из приведенных результатов следует, что зародыши рекристаллизованных зерен при миграции аккумулируют на своих границах легирующие элементы, находящиеся в объёме матричного металла в виде сегрегаций атомов [5] или высокодисперсных частиц, которые одновременно коагулируют увеличивая свой размер и расстояние между собой. При достижении величин D и l определённого значения мигрирующая граница отрывается от них, оставляя цепочки частиц, которые наблюдаются на электронно-микроскопических изображениях. Если концентрация легирующих элементов мала то движущаяся граница может перемещаться на относительно большие расстояния и средний размер ячейки (Ω) превышает величину L зерна матричного металла в неотожженном состоянии рис. 2.

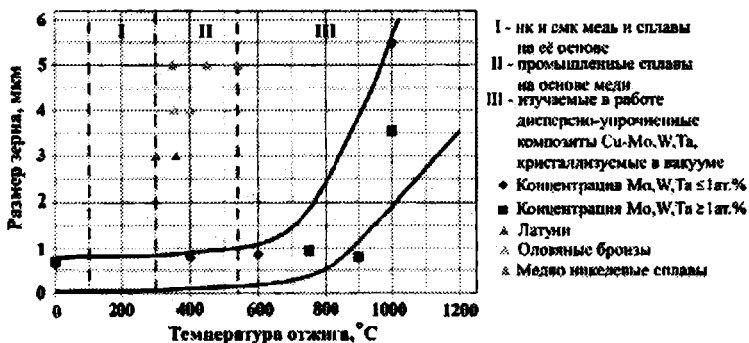


Рис. 3. Области температур начала рекристаллизации сплавов на основе меди.

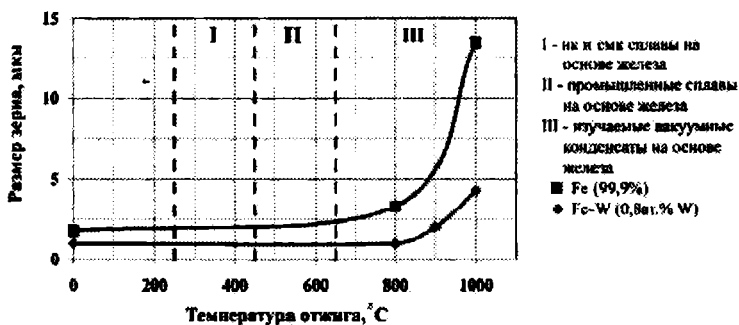


Рис. 4. Области температур начала рекристаллизации сплавов на основе железа

При увеличении концентрации легирующих элементов мигрирующая граница быстрее накапливает частицы второй фазы и момент отрыва от них наступает раньше чем эти ячейки достигнут размера зерна матричного металла в неотожженном состоянии, т.е. предполагаемый механизм является рекристаллизацией, контролируемой ростом частиц. Из-за специфики изучаемых материалов, например отсутствия растворимости легирующих элементов в матричных металлах в твёрдом состоянии указанные процессы в них протекают при гораздо более высоких температурах и с меньшими скоростями, чем в металлургических сплавах на основе меди и железа.

Список литературы

1. Зубков А.И. Термическая стабильность нанокompозитов кристаллизующихся в вакууме // Вестник Тамбовского университета Т15, Вып.3, 2010г. с. 846-848.
2. Зубков А.И., Охотская А.В. Диспергирование зёрненной структуры фольг нанокompозитов на основе меди «Актуальные проблемы прочности» 47 международной конференции. Новгород, 2008, ч.2 с.27-29.

3. Зубков А.И., Ильинский А.И., Подгорная О.А., Севрук В.И., Сокол-Прусский Я.Г. О возможности старения быстрозакаленных сплавов Cu-Mo // Физика металлов и металлосведение. Свердловск, 1990 №10. с.197-199.
4. Chin L.L., Grant N.S.-"Powder Met." 1967, v.10, №10, p344-357,il.
5. Зубков А.И., Ильинский А.И., Зозуля Э.В., Бармин А.Е., Зеленская Г.И. О реализации наноструктур путём легирования при осаждении в вакууме / Вестник Тамбовского университета Т15, Вып.3, 2010г. с.844-845.

ПОЛЗУЧЕСТЬ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Кипелова А. Ю., Однобокова М. В.

Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия
kipelova@bsu.edu.ru

Введение

Сталь мартенситного класса с 9%Cr, сертифицированная ASME как P9 [1, 2], была разработана в начале 30-х годов XX века; с середины 50-х годов модификации этой стали начали применять в качестве конструкционных материалов авиационных двигателей и паровых турбин, производимых в бывшем СССР [3,4]. Высокие свойства сталей типа P9 были обеспечены дислокационной структурой троостомартенсита, которая формировалась в результате закалки на воздухе (нормализации) и среднего отпуска. Новая эра в истории сталей, содержащих 9%Cr, началась в 1985 году, когда была разработана сталь ASME P91 [1,6-8], в которой за счет дополнительного, по сравнению со сталью P9, введения 0,2%V-0,08%Nb, была обеспечена устойчивость дислокационной структуры троостомартенсита как при отпуске, так и в процессе ползучести. Это позволило поднять рабочую температуру этой стали до 600 С и создать энергоблоки работающие при суперсверхкритических параметрах пара. В настоящее время основным путем повышения температуры эксплуатации этих сталей остается разработка новых принципов легирования. В данной работе используется иной подход повышения температуры эксплуатации жаропрочных сталей, основанный на оптимизации режимов термической обработки.

Цель настоящей работы – исследование ползучести стали 10X9B1M1ФБР (усовершенствованная версия стали P91) после термической обработки по стандартному и подобранному, оптимальному режимам.

Методика проведения исследований

Исследовали жаропрочную сталь 10X9B1M1ФБР следующего химического состава, % (масс.): 0,13 С, 9,5 Cr, 0,95 W, 1,04 Mo, 0,2 V, 0,06 Nb, 0,05 N, 0,005 B, 0,03 Mn, 0,01 Ni, 0,12 Si, 0,01 P, 0,01 S, остальное – Fe. Часть образцов подвергали нормализации от 1060°C и отпуску при 760°C в течение 3 часов (стандартная термическая обработка), а другую часть подвергали нормализации от 1060°C и двухступенчатому отпуску: первая ступень – 300°, 3 ч, вторая – 760°C, 3 ч (термическая обработка по подобранному режиму). Анализ тонкой структуры осуществляли с использованием просвечивающего электронного микроскопа Jeol "JEM-2100" с ускоряющим напряжением 200 кВ. Испытания на ползучесть проводили при 650 С и напряжении 118 МПа с использованием машины рычажного типа ATS2330 на плоских образцах с базой 25 мм и сечением 7 · 3 мм², изготовленных согласно стандарту ASTM E139-00.