

по свойствам инжекционно-пролетному диоду, но благодаря переходу Б-Э имеет управляемый поток инжектированных носителей. По-видимому, она может использоваться для СВЧ-генерации в импульсном режиме. Например, типичная структура имела ширину \mathcal{L} -области порядка $W=10$ мкм, что обуславливает время пролета около 10^{-10} с. Более крутая характеристика J_e от V_k может быть обеспечена за счет улучшения инжекционных свойств эмиттерного перехода.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Литвин Д.П., Мальцев А.А., Наумов А.В., Роенков А.Д., Санкин В.И. // Письма в ЖТФ. 1987. Т. 13. № 20. С. 1247-1251.
- [2] Münch W.V. and Hoess R. // Sol. St. Electronics. 1978. Т. 21. N 2. P. 479-481.

Физико-технический
институт им. А.Ф. Иоффе
АН СССР, Ленинград

Поступило в Редакцию
15 августа 1989 г.

Письма в ЖТФ, том 15, вып. 24

26 декабря 1989 г.

05.1

УСКОРЕНИЕ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ТЕРМО- ДЕФОРМАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

М.Е. Смагоринский, А.Е. Романов

Эффективным способом придания материалам высоких физико-механических свойств является термомеханическая обработка [1-3]. По этой проблеме накоплен значительный объем экспериментальных данных. Однако последние работы в этом направлении [4, 5] свидетельствуют о далеко не исчерпанных возможностях термомеханического воздействия. Применяя циклическое термомеханическое воздействие, при котором металл подвергается последовательному нагреву, охлаждению и деформации, удается, например, существенно ускорить распад твердого раствора, обеспечив показатели свойств не хуже, чем при обычном старении. Оказывается возможным варьирование не только величин теплового и механического воздействия, но и продолжительности их действия и последовательности проведения. Таким образом, в практическом материаловедении открывается широкое поле для выбора режимов обработки металлов с использованием деформационного и температурного факторов. В настоящей работе анализируются физические механизмы распада твердого рас-

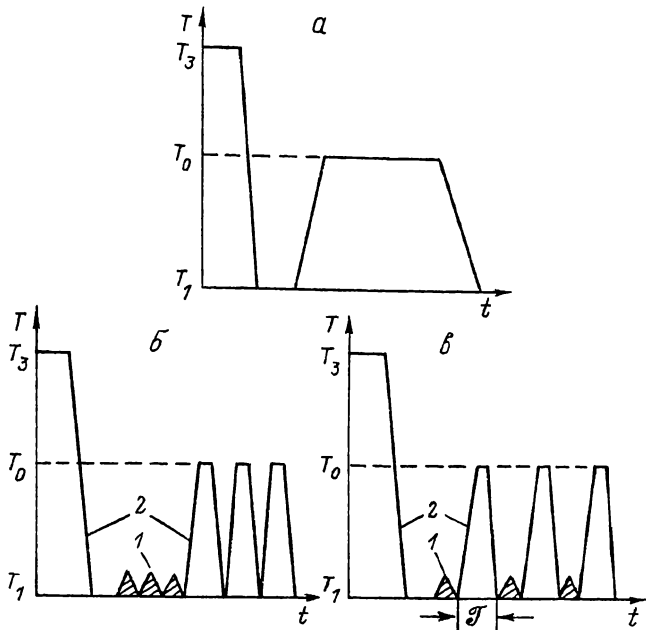


Рис. 1. Режимы термодформационной обработки стареющих сплавов. а - изотермическое старение (I); б - механико-цикло-термическая обработка (II); в - последовательная циклическая механотермическая обработка (III). 1 - деформационное воздействие, 2 - термическое воздействие.

вора на примере расплавов системы $Al-Cu$ в том числе и при термодформационном воздействии.

Сравним сначала качественно три режима старения (рис. 1). I. Изотермическое воздействие (рис. 1, а). В этом случае имеет место нагрев до некоторой температуры (для большинства алюминиевых сплавов это 160–220 °С) и выдержка в течение некоторого времени. В итоге твердый раствор обедняется практически до чистого алюминия и образуются выделения (в данном случае медесодержащие) в виде метастабильных или стабильных фаз [6]. Однако для получения требуемого размера и концентрации частиц часто требуется большое время либо вообще оказывается невозможным подобрать соответствующий режим. II. Механико-термоциклическое воздействие, состоящее из предварительного деформирования (за один или несколько приемов) с последующим циклированием температуры в заданном интервале T_0-T_1 (рис. 1, б). Практика показывает, что таким образом удается достичь высокого сочетания свойств (прочности, пластичности, электросопротивления и т.д.) за довольно короткое время [3]. III. Многократное деформационно-термическое воздействие (рис. 1, в). Как показали опыты [4],

этот способ является наиболее эффективным с точки зрения получения оптимальной дисперсности выделений по сравнению с двумя предыдущими.

Если исходить из диффузионной модели зарождения и роста выделений второй фазы [2, 7, 8], то определяющее значение для процессов гомо- или гетерогенного зарождения, а также роста выделений имеет концентрация и подвижность вакансий. Деформационное воздействие может повлиять на поведение вакансий следующим образом: возникающие при деформации дефекты при своем зарождении и движении генерируют вакансии, увеличивая их концентрацию; при этом после прекращения деформирования „свежие“ дефекты оказываются эффективными стоками неравновесных вакансий и центрами зарождения выделений второй фазы; кроме того, имеющиеся и возникающие дефекты служат путями ускоренной диффузии по сравнению с объемной диффузией.

Термическое воздействие на качественном уровне проявляется в следующем: а) изменяются условия термодинамического равновесия для вакансий, в итоге некоторое время после теплосмены в материале присутствует их неравновесная концентрация, соответствующая предыдущей температуре, а подвижность отвечает новой температуре; б) изменяется термодинамический стимул для зарождения новой фазы (при более низкой температуре – повышается).

Значительный интерес представляет взаимное влияние циклов температуры и деформации. В этом случае идет отжиг дефектов во время выдержки при повышенной температуре. Как уже было отмечено, „свежие“ дефекты служат стоками как для вакансий, так и для примесных атомов. При гетерогенном зарождении при теплосменах важную роль играет механизм увеличения потоков точечных дефектов в полях упругих напряжений деформационных дефектов [9]. Кроме того, образуются и релаксируют термические напряжения. Наконец, пластическая деформация сама по себе приводит к разогреву материала.

Общие черты режимов II и III связаны с тем, что в обоих случаях идут одни и те же физические процессы, описанные выше. Тем не менее имеют место как количественные, так и качественные отличия продуктов распада твердого раствора в этих случаях.

1. В режиме II накапливается определенная деформация и формируется такая дефектная структура, которая затем после начала температурного циклирования эволюционирует только в сторону уменьшения плотности дислокаций. „Свежесть“ дислокаций не меняется, они постоянно находятся в одном состоянии. Число возможных мест для зарождения второй фазы только убывает. Из-за упрочнения накопление дефектов и само деформационное воздействие от цикла к циклу идет с большими затратами энергии (нужны значительные усилия, напряжения). Поэтому накопление дефектов не аддитивно. По-видимому, существует некоторое оптимальное число деформационных воздействий в режиме II, свыше которого деформировать становится нецелесообразно.

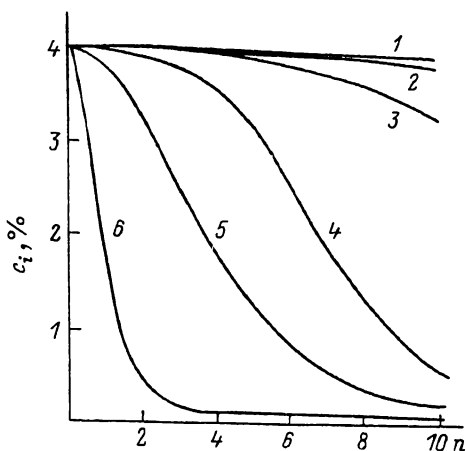


Рис. 2. Зависимость концентрации c_i меди в твердом растворе от числа циклов термодформационного воздействия n .

1 - $T_0 = 160$ °C, $\mathcal{E} = 0$; 2 - $T_0 = 200$ °C, $\mathcal{E} = 0$; 3 - $T_0 = 20$ °C, $\mathcal{E} = 10$ %; 4 - $T_0 = 20$ °C, $\mathcal{E} = 20$ %; 5 - $T_0 = 160$ °C, $\mathcal{E} = 10$ %; 6 - $T_0 = 160$ °C, $\mathcal{E} = 20$ %; $T_f = 20$ °C, $\mathcal{T} = 60$ с.

2. Вакансии деформационного происхождения во втором случае в ходе деформирования достигают стационарной концентрации, которая скорее всего значительно выше, чем при однократном воздействии. После окончания деформирования и начала термоциклирования роль этих вакансий быстро уменьшается.

3. В случае режима III перед каждым термоциклом в структуре металла будут присутствовать „свежие” дислокации, что существенно для гетерогенного зарождения, но плохо для поддержания высокой концентрации вакансий. Однако генерация вакансий будет происходить эффективно в каждом деформационном цикле и вакансии будут иметь возможность „работать” во время каждого термического воздействия. Так же будет происходить накопление дислокаций от цикла к циклу, однако более медленное, чем в режиме II. На возможность деформирования существенное влияние будет оказывать наличие дисперсных выделений второй фазы.

Таким образом, при прочих равных условиях (верхняя и нижняя температура в термоциклах, их число, степень деформации и число механических воздействий) следует ожидать, что в режиме III (по сравнению с II) будет происходить более быстрый распад твердого раствора с большей дисперсностью выделений.

Изложенные выше соображения использованы при построении математической модели распада твердого раствора в случае обработки по режиму III. Для этого задана связь плотности дислокаций ρ со степенью пластической деформации \mathcal{E} в цикле; учтены релаксация

вакансий деформационного происхождения $c_v(t)$ и возврат дислокационной структуры $\rho(t)$; принято во внимание наличие меняющейся во времени концентрации закалочных вакансий. Время распада твердого раствора рассчитывали как время диффузии растворенного элемента на расстоянии порядка дистанции между включениями новой фазы. Размер последних определяли из термодинамических условий. Для расчета пересыщения использовалась итерационная процедура. На каждом шаге рассчитывалось пересыщение твердого раствора $c_2(t)$ и зависящие от времени параметры $c_v(t)$ и $\rho(t)$. Исходя из этих данных, определяли скорость роста выделений и размер, до которого они вырастут в ходе итерации, что позволяло определять новое пресыщение и делать новый шаг итерационной процедуры.

Результат реализации данного алгоритма на ЭВМ дан на рис. 2, где для различных температур показано изменение концентрации меди в твердом растворе алюминиевой матрицы. Параметры обработки следующие: время одного цикла - $\tau = 60$ с, степень деформации в цикле - $\mathcal{E} = 0, 10\%$ или 20% . Другие характеристики материала, используемые в расчетах: энергия образований вакансий 0.76 эВ, энергия миграции - 0.68 эВ, начальная плотность дислокаций в остоженном алюминии $\rho(0) \approx 10^{11} \text{ м}^{-2}$.

Проведенный в данной работе анализ и полученные результаты можно применять для прогнозирования состава твердого раствора после циклической термомеханической обработки. Для каждой заданной температуры циклирования T_0 предлагаемая методика позволяет определять состав раствора и размер выделений после заданного числа циклов требуемой длительности. Например, с помощью графиков, аналогичных приведенному на рис. 2, можно найти оптимальное число циклов, необходимых для полного распада сплава при фиксированных τ , T_0 и \mathcal{E} . Так, при $\mathcal{E} = 20\%$ и $T_0 = 160^\circ\text{C}$ достаточно 3-4 воздействий, а при $\mathcal{E} = 10\%$ требуется уже около 10 циклов для получения приблизительно той же степени распада.

Таким образом, можно заключить, что рассмотренные физические модели позволяют удовлетворительно объяснить ускорение распада сплава при термомеханической циклической обработке. Более того, имеется прямой путь предсказания поведения стареющего сплава в ходе такой обработки.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Рабинович М.Х. Термомеханическая обработка алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972. 161 с.
- [2] Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
- [3] Термоциклическая обработка металлических изделий / Ред. В.К. Федюкин, Л.: Наука, 1982. 123 с.
- [4] Смагоринский М.Е. Опыт разработки механико-термоциклической обработки металлов. Л.: ЛДНТП, 1989. 32 с.

- [5] Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термодинамическая обработка металлов и деталей машин. Л.: Машиностроение, 1989. 255 с.
- [6] Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
- [7] Бокштейн Б.С., Бокштейн С.З., Жуховицкий А.А. Термодинамика и кинетика диффузии в твердых телах. М.: Металлургия, 1974. 280 с.
- [8] Мартин Дж. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов. М.: Металлургия, 1983. 167 с.
- [9] Беляева Л.А., Лихачев В.А., Михайлин А.И. В кн.: Кинетика и термодинамика пластической деформации / Ред. М.Д. Старостенков. Барнаул: АПИ 1988. С. 43-45.

Ленинградский
политехнический институт
им. М.И. Калинина

Поступило в Редакцию
31 октября 1989 г.

Письма в ЖТФ, том 15, вып. 24

26 декабря 1989 г.

05.4

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ КЕРАМИКИ $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$
НА ПЕРЕМЕННОМ ТОКЕ

Э.Г. Миронов, Б.А. Гижевский,
Н.М. Чеботаев

В [1] приводятся экспериментальные данные, которые свидетельствуют о наличии остаточного сопротивления у сверхпроводящей керамики на переменном токе при температуре жидкого азота. Аналогичные результаты были получены авторами настоящей работы.

В данном сообщении представлены новые результаты, касающиеся зависимости сопротивления ВТСП на основе $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ от значения и частоты измерительного тока. Помимо образцов из обычной керамики (с плотностью ~80% от теоретической) исследовались также высокоплотные горячепрессованные образцы (с плотностью ~98%) и монокристаллы.

Существенное отличие электрических свойств на переменном токе от свойств на постоянном токе было замечено еще у классических сверхпроводников. В работе [2], например, отмечается, что в классических сверхпроводниках второго рода на переменном токе наблюдаются потери энергии, затрудняющие использование этих материалов для прикладных целей. В [3] это явление объясняется потерями энергии за счет гистерезиса и вихревых токов.