

ПРОФИЛИРОВАННЫЕ МОНОКРИСТАЛЛЫ Cu-Al-Ni С ЭФФЕКТАМИ ПСЕВДОУПРУГОСТИ И ПАМЯТИ ФОРМЫ

А.Т. Косилов, В.А. Юрьев

Воронежский государственный технический университет
394026 Воронеж, Московский пр., д. 14
E-mail: kosilovat@mail.ru

Заключение совета рецензентов: 07.03.15 Заключение совета экспертов: 11.03.15 Принято к публикации: 15.03.15

В работе в краткой форме рассмотрены прикладные вопросы технологии получения, структуры, свойств и применения профилированных монокристаллов медь–алюминий–никель, обладающих эффектами псевдоупругости и памяти формы.

Ключевые слова: память формы, псевдоупругость, метод Степанова, профилированные монокристаллы, сплав Cu-Ni-Al.

PROFILED MONOCRYSTALS Cu-Al-Ni WITH THE EFFECTS OF PSEUDOELASTICITY AND SHAPE MEMORY

A.T. Kosilov, V.A. Yuryev

Voronezh State Technical University
14 Moscow ave., Voronezh, 394026, Russia
E-mail: kosilovat@mail.ru

Referred: 07.03.15 Expertise: 11.03.15 Accepted: 15.03.15

In work in the short form applied questions of technology of reception, structure, properties and application shaped monocrystals copper–aluminum–nickel, possessing effects of pseudoelasticity and shape memory are considered.

Keywords: shape memory, method Stepanova, pseudoelasticity, shaped monocrystals, alloy of Cu-Ni-Al.



Александр Тимофеевич
Косилов
A.T. Kosilov

Сведения об авторе: профессор кафедры материаловедения и физики металлов Воронежского гос. технического университета.

Область научных интересов: сплавы с эффектами памяти формы и псевдопластичности, моделирование процессов атомной организации в твердых телах.

Публикации: более 250.

Author information: Voronezh State Technical University, Department of materials science and physics of metals, professor

Main research interests: alloys with shape memory effects and pseudoelasticity, simulation of nuclear organization in solids.

Publications: more than 250.



Владимир
Александрович
Юрьев
V.A. Yuryev

Сведения об авторе: доцент кафедры материаловедения и физики металлов Воронежского гос. технического университета.

Область интересов: физическое материаловедение.

Публикации: более 200.

Author information: Voronezh State Technical University, Department of materials science and physics of metals, associate professor.

Main research interests: physical material science.

Publications: more than 200.

Введение

В 1948 г. Госкомитетом СССР по делам изобретений и открытий акад. Г.В. Курдюмовым и д-ром физ.-мат. наук Л.Г. Хандросом было официально зарегистрировано открытие эффекта обратимого перемещения межфазной границы мартенситного типа при изменении температуры или приложенного поля напряжений в кристаллах сплава Cu-Al. Перемещение границы раздела при термоупругом мартенситном превращении как в сторону исходной фазы, так и в сторону мартенситной фазы носит кооперативный, бездиффузионный характер и сопровождается обратимой перестройкой атомной структуры. При этом восстанавливается исходная форма кристалла. С явлением восстановления исходной формы кристалла в его высокотемпературной аустенитной модификации, после того как он под влиянием температуры или внешней нагрузки побывал в мартенситной фазе, связаны два эффекта – эффекты памяти формы (ЭПФ) и псевдоупругость (ПУ). Эти два эффекта легли в основу большого числа научно-технических разработок, в которых нашли применение эти сплавы.

Термоупругое мартенситное превращение обнаружено во многих сплавах (Ti-Ni, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Mn, Fe-Ni, Cu-Zn-Al, Cd-Ag-Au, Au-Cu-Zn, In-Tl, Au-Cd и др. [1-2]). Из-за высокой склонности к хрупкому разрушению по границам зерен, больших гистерезисных потерь многие из них оказались неустойчивыми. В прикладном плане с ярко выраженными функциональными свойствами памяти формы и псевдоупругости нашли применение сплавы Ti-Ni, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni. Сплавы Ti-Ni и Cu-Zn-Al обладают необходимым запасом прочности и пластичности, предотвращающим их хрупкое разрушение, поэтому они успешно применяются в поликристаллическом состоянии. Сплав Cu-Al-Ni, образуя интерметаллическое соединение Cu_3Al , склонен к хрупкому разрушению по границам зерен, поэтому его применение в поликристаллическом состоянии ограничено. Один из способов устранения зернограничного охрупчивания такого сплава – уменьшение размера зерна, получение мелкокристаллических структур. Это достигается путем введения в расплав модифицирующих добавок Zr, Ti, Cr, В и др. [3-4], методами порошковой металлургии [5], быстрой заливкой из расплава [6-7], осаждением из газовой фазы [8]. В таких структурах величина обратимой деформации при термоупругом мартенситном превращении не превышает 3-5%.

Наиболее перспективное направление поиска технологических решений устранения межкристаллитного охрупчивания и повышения функциональных свойств сплавов с эффектами псевдоупругости и памяти формы – разработка эффективных технологий получения монокристаллов системы Cu-Al-Ni заданных геометрических размеров и формы. В монокристаллическом состоянии свойства памяти

формы и псевдоупругости проявляют анизотропию, что обеспечивает условия реализации обратимости формы вплоть до деформаций ~20%, а отсутствие границ зерен исключает межкристаллитное охрупчивание.

Впервые профилированные монокристаллы системы Cu-Al-Ni с эффектами псевдоупругости и памяти формы были получены способом Степанова в Воронежском политехническом институте в 1979 г. [9-11]. Разработанная технология позволила провести всесторонние исследования структуры, термомеханических и диссипативных свойств монокристаллов в зависимости от состава сплавов, ориентации монокристаллов, условий нагружения, температурно-временной предыстории. На основе выращенных монокристаллов был разработан ряд внедренных в производство устройств, принцип действия которых основан на эффектах псевдоупругости и памяти формы.

Выращивание

Отличие метода Степанова от известных тигельных методов зонной плавки, Бриджмена и бестигельных методов Вернейля и Чохральского состоит в том, что заданная форма и размер поперечного сечения жидкой фазы в непосредственной близости от фронта кристаллизации задается формообразующим устройством с учетом капиллярного эффекта, смачивания, поверхностного натяжения. Кристаллизация расплава происходит в отсутствие контакта с поверхностью формообразователя, поэтому структура монокристалла характеризуется высокой степенью совершенства, а форма и геометрические размеры поперечного сечения кристалла отслеживают топологию формообразующего устройства.

Принципиальные схемы технологической зоны роста профилированных монокристаллов способом Степанова с использованием не смачиваемых расплавом формообразователей приведена на рис. 1.

В тигле 1 находится расплав 2. Нагреватель 3 включен в систему автоматического контроля и прецизионного поддержания температуры в расплаве и непосредственно в зоне кристаллизации. Формообразователь 4 свободно плавает на поверхности расплава либо принудительно погружается в расплав так, чтобы сформированный мениск расплава вблизи фронта кристаллизации обеспечивал заданные поперечные размеры кристалла по мере его перемещения вертикально вверх с постоянной скоростью. Вращение тигля в процессе роста кристалла обеспечивает аксиальную симметрию температурного поля в расплаве. Зацепление расплава в зависимости от профиля монокристалла может происходить как за верхнюю кромку не смачиваемого расплавом формообразователя (рис. 1, а, с), так и за нижнюю кромку (рис. 1, b) [12-14].



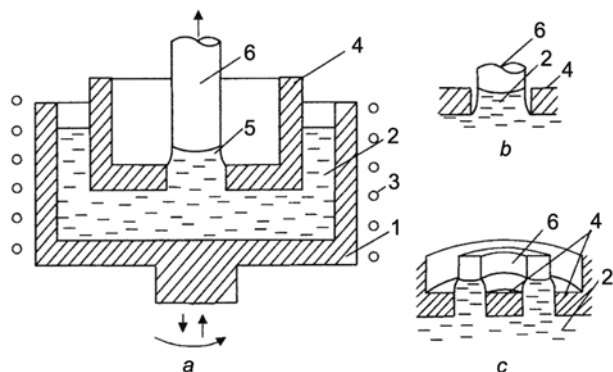


Рис. 1. Схемы технологической зоны роста кристаллов в виде стержня и трубки (зацепление за верхнюю – а, с и нижнюю b кромку формообразователя) по способу Степанова: 1 – тигель; 2 – расплав; 3 – нагреватель; 4 – формообразователь; 5 – столб расплава; 6 – монокристалл
Fig. 1. Schemes of a technological zone of growth of crystals in the form of a core and a tube (gearing for top – a, c and bottom b an edge mould) on a Stepanov method:
 1 – a crucible; 2 – melt; 3 – a heater; 4 – mould;
 5 – a melt column; 6 – a monocrystal

Технология выращивания монокристаллов сплава Cu-Al-Ni потребовала решения ряда совместных тепловых и капиллярных задач, прежде всего для анализа устойчивости процесса роста [15]. Разработаны технологические зоны для разных поперечных размеров и профилей монокристаллов [16-19]. Выращивание профилированных монокристаллов сплава Cu-Al-Ni проводили на промышленной установке «РЕДМЕТ-201», показанной на рис. 2, в вакууме или среде аргона.



Рис. 2. Внешний вид установки для выращивания профилированных монокристаллов способом Степанова
Fig. 2. Appearance of installation for cultivation shaped monocrystals by Stepanov method

Тигель, формообразователь, нагреватель изготавливались из графита, для тепловых экранов применялся листовой молибден. В условиях зацепления за верхнюю кромку формообразователя были получены профили длиной до 600 мм разной геометрии поперечного сечения: прутки диаметром 2-6 мм, трубки с внутренним диаметром более 2 мм и толщиной стенок 1-5 мм, пластины толщиной 1-5 мм и шириной до 30 мм, а также более сложной геометрии.

Фотография некоторых профилей монокристаллов приведена на рис. 3. Скорость роста составляла 5-6 мм·мин⁻¹. При меньших скоростях роста на поверхности кристалла появлялись полосы, параллельные фронту кристаллизации, высотой ~0,1 мм и периодом повторяемости 0,5 мм. Полосы появляются в результате периодического диффузионного перераспределения компонентов сплава между жидкой и твердой фазами, что приводит к изменению температуры на границе раздела фаз и, как следствие, периодическому изменению положения фронта кристаллизации.

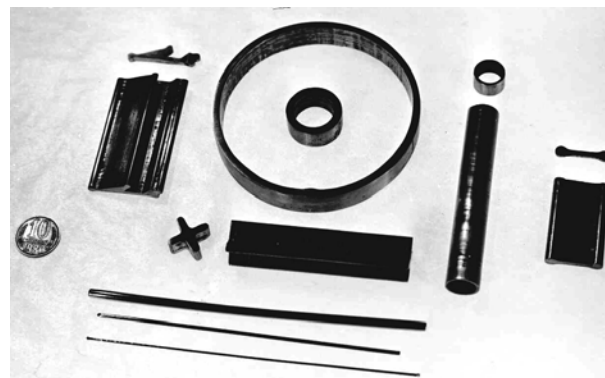


Рис. 3. Профилированные монокристаллы сплава Cu-Al-Ni
Fig. 3. Shaped monocrystals of alloy Cu-Al-Ni

Методами металлографии и рентгенографии было установлено, что структура по длине кристалла однородна, малоугловые границы встречаются крайне редко, плотность дислокаций в зависимости от типа профиля не превышает $4 \cdot 10^3 - 7 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$.

Структура и свойства

В основе структурной организации сплава Cu-Al-Ni лежит интерметаллическое соединение Cu_3Al , которое в равновесных условиях в диапазоне температур 565–1048 °С содержит от 9,5 до 14,5% по массе алюминия. Соединение образует ограниченные растворы замещения с Ni. Практический интерес представляют сплавы, содержащие от 12 до 15% по массе Al и от 0 до 5% по массе Ni.

Получают структуру мартенсита или аустенита (в зависимости от содержания компонентов сплава) в процессе закалки в воду с температуры равновесия неупорядоченной ОЦК β -фазы. В работах [20, 21]

было показано, что неупорядоченная β -фаза двухкомпонентного сплава Cu-Al вначале переходит в упорядоченную β_1 -фазу со структурой DO_{19} . В процессе дальнейшего охлаждения до комнатной температуры эта высокотемпературная фаза в зависимости от содержания алюминия испытывает термоупругое мартенситное превращение с образованием упорядоченной β'_1 -фазы, либо γ'_1 -фазы, либо смеси $\beta'_1 + \gamma'_1$ -фаз. Зависимость температуры равновесия фаз с ростом концентрации алюминия носит монотонно убывающий характер.

На рис. 4 приведен фрагмент неравновесной фазовой диаграммы монокристаллов трехкомпонентного сплава Cu-Al-Ni, содержащего 4,6 ат.% Ni, в области концентраций алюминия от 24,2 ат.% до 28,2 ат.% Al, обеспечивающих получение кристаллов с наиболее востребованными свойствами [22, 23]. Было установлено, что на зависимости температуры мартенситного превращения от содержания алюминия наблюдается перегиб в области перехода структуры мартенситной β'_1 -фазы в область γ'_1 -фазы.

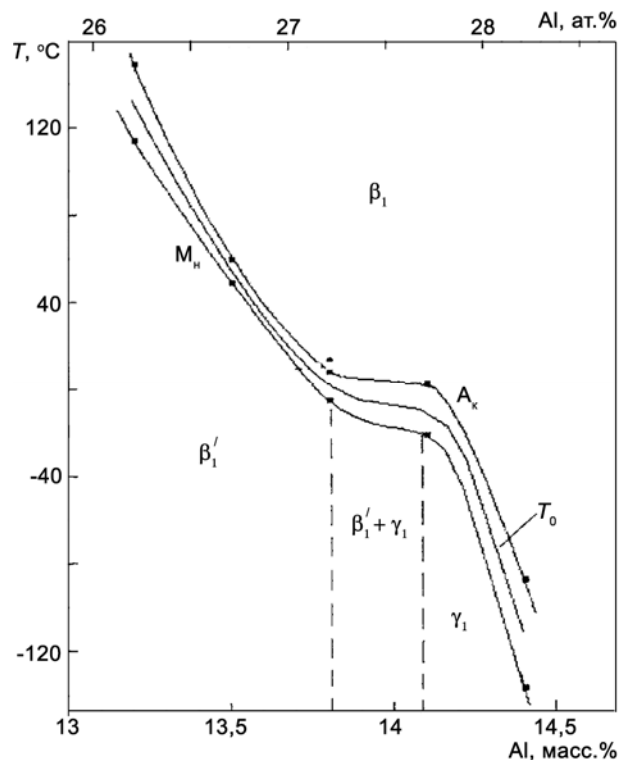


Рис. 4. Влияние содержания Al на характеристические температуры превращения в монокристаллах сплава Cu-Al-Ni; содержание Ni: 4,6 ат. %

Fig. 4. Influence of maintenance Al on characteristic temperatures of transformation in monocrystals of alloy Cu-Al-Ni; maintenance Ni: 4,6 ат. %

В области большого содержания алюминия температура начала превращения оказывается ниже комнатной температуры, как это показано на рис. 4. Кристалл при этом сохраняет высокотемпературную β_1 -фазу, проявляя псевдоупругие свойства.

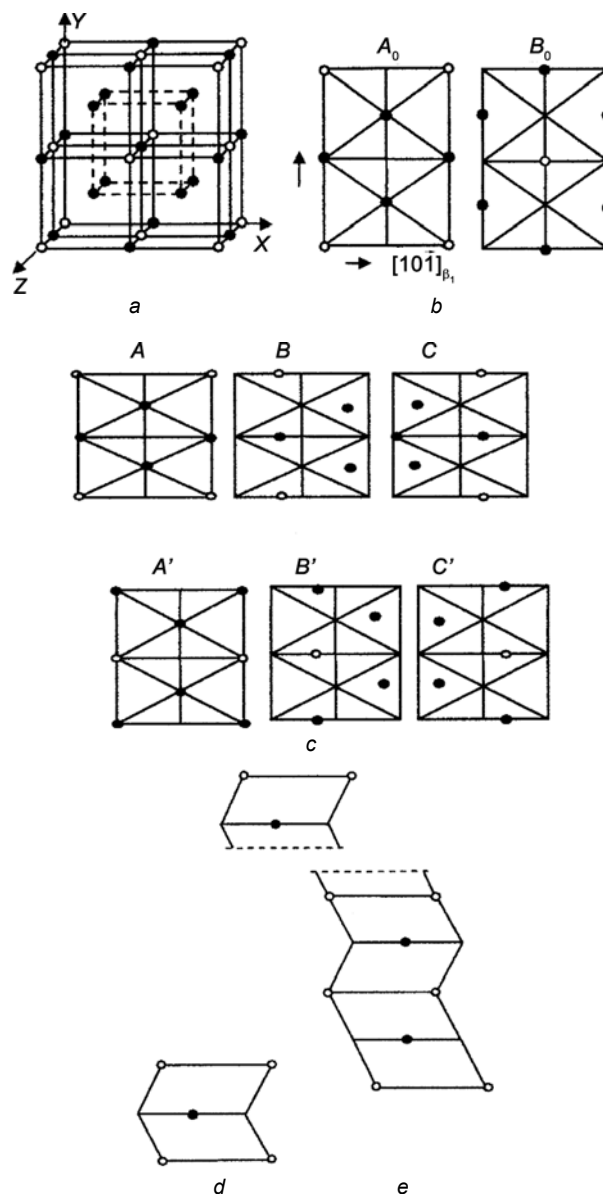


Рис. 5. Структура аустенитной и мартенситных фаз сплава Cu-Al-Ni: элементарная ячейка (а) и плоскости (101) β_1 -фазы (b); шесть типов базисных плоскостей мартенситных фаз (c); чередование базисных плоскостей в структуре γ'_1 (d) и в структуре β''_1 (e)

Fig. 5. Structure austenite and martensite phases of alloy Cu-Al-Ni: an elementary cell (a) and planes (101) β_1 -phases (b); six types of basic planes in structure γ'_1 (d) and in structure β''_1 (e)

Структура аустенитной β_1 и мартенситных β'_1 и γ'_1 фаз подробно исследована [24-26]. На рис. 5 изображена элементарная ячейка аустенитной β_1 -фазы, структуру которой можно представить как чередование атомных плоскостей $A_0 B_0 A_0 B_0 \dots$ с индексами (101). Формоизменение кристалла в результате мартенситного превращения представляют как результат двух последовательных операций — деформации Бейна (она сводится к увеличению периода трансляции

ции на 6,2% вдоль направления $[10\bar{1}]$ и на 2,3% вдоль направления $[101]$, уменьшению периода трансляции вдоль $[010]$ на 8,2%) и смещениям атомных плоскостей (101) в направлениях $\pm[1\bar{1}0]_{\beta_1}$. В результате плоскость $(101)_{\beta_1}$ в мартенситной фазе превращается в плотноупакованную базисную плоскость $(101)_m$, а направления $[10\bar{1}]_{\beta_1}$ и $[010]_{\beta_1}$ переходят в направления $[101]_m$ и $[010]_m$ соответственно. Разные комбинации смещений базисных плоскостей приводят к появлению разной последовательности их упаковки, которым соответствуют разные типы мартенситных структур, как это показано на рис. 5. Двухслойную последовательность упаковки $AB'AB'...$ имеет $\gamma'_1(2H)$ -мартенсит, 18 атомных слоев $AB'SB'SA'SA'BA'BC'BC'AC'AB'...$ укладываются в периоде трансляции вдоль направления $[001]_{\beta_1}$ орторомбического $\beta'_1(18R)$ мартенсита и 6 слоев $AB'SA'BC'...$ – в α'_1 мартенсите. Обнаружены и другие последовательности упаковки базисных плоскостей, появление которых вызвано наличием внешних сдвиговых напряжений в базисных плоскостях [27]. Соответствующие мартенситные структуры обозначаются β'_1 , α'_1 . Когерентное сопряжение исходной β_1 -фазы и мартенситной γ'_1 -фазы обеспечивается дополнительной деформацией двойникованием мартенситной фазы. При определенном соотношении объемов, выходящих на межфазную границу двойников, средняя по величине деформация продукта превращения отвечает требованию сопряжения фаз с инвариантной плоскостью. Дополнительная деформация, обеспечивающая когерентное сопряжение исходной β_1 -фазы и мартенситной β'_1 -фазы, создается за счет появления в длиннопериодной мартенситной фазе дефектов упаковки.

Рост мартенситных фаз происходит путем перемещения межфазной границы в направлении исходного продукта превращения, при этом когерентное сопряжение обеспечивается либо формированием полидоменной структуры γ'_1 -мартенсита, либо образованием в структуре β'_1 -фазы дефектов упаковки [20, 26]. Зарождение границ раздела фаз, границ двойников и дефектов упаковки, преодоление ими локальных барьеров, внутренних полей напряжений сопровождается диссипативными процессами, смещением температур начала и конца прямого $M_n \rightarrow M_k$ и обратного $A_n \rightarrow A_k$ превращений относительно температуры T_0 термодинамического равновесия свободных от напряжений контактирующих фаз. Температура равновесия фаз определялась как $T_0 = (M_n + A_k)/2$, а величина гистерезиса превращения – $\Delta T_f = A_k - M_n$.

Условие термодинамического равновесия фаз при термоупругом мартенситном превращении описыва-

ется уравнением Клаузиуса – Клайперона $d\sigma/dT = \Delta H/T_0\epsilon^s$, которое устанавливает взаимосвязь между приложенным к кристаллу напряжением σ и величиной изменения температуры фазового равновесия T_0 . Скрытая теплота превращения (изменение энтальпии при фазовом переходе) ΔH и величина спонтанной деформации ϵ^s являются внутренними параметрами системы, которые зависят только от структуры контактирующих фаз. Поэтому внешнее напряжение, приложенное к исходной аустенитной фазе до уровня появления мартенсита, смещает температуру равновесия фаз до температуры окружающей среды. Превращение аустенита в мартенсит происходит при постоянном уровне напряжений. Величина максимальной деформации превращения ϵ^s определяется только кристаллогеометрией перестройки решетки, которая зависит от ориентации образца, характера приложенной нагрузки и температуры.

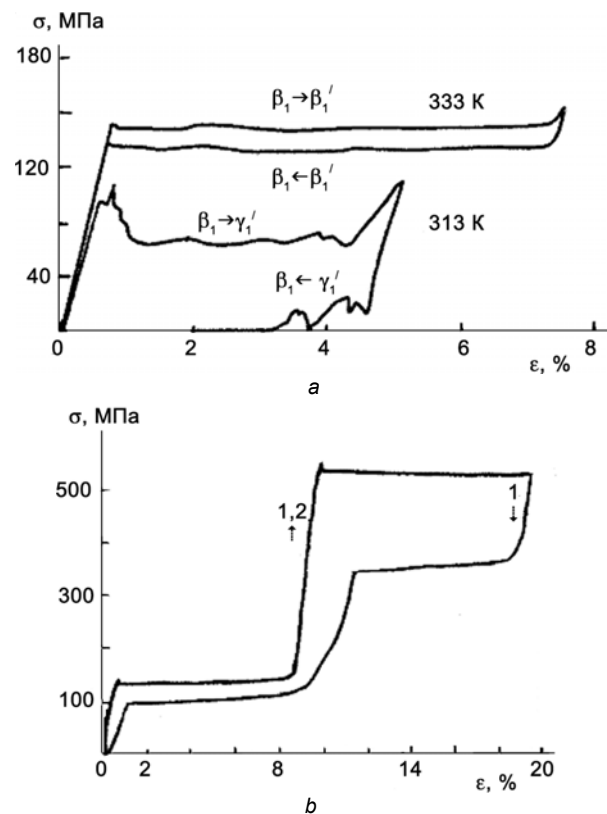


Рис. 6. Кривые деформирования растяжением монокристалла Cu-Al-Ni ориентации $[100]$, содержащего а – 14 масс.% Al и 2,75 масс.% Ni, в разном температурном диапазоне: ($M_n < 313 \text{ K} < A_k$), ($333 \text{ K} > A_k$); б – 14,2 масс.% Al и 3 масс.% Ni при температуре 293 K. Скорость деформирования $1,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$

Fig. 6. Curves deformations by a stretching of monocrystal Cu-Al-Ni of the orientation $[100]$ containing а – 14 weights.% Al and 2.75 weights.% Ni, in a different temperature range: ($M_n < 313 \text{ K} < A_k$), ($333 \text{ K} > A_k$); б – 14.2 weights.% Al and 3 weights.% Ni at temperature 293 K. Speed of deformation $1.5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

На рис. 6, а в качестве примера приведены деформационные кривые растяжения монокристалла

Cu-Al-Ni состава 14 масс.% Al и 2,75 масс.% Ni, ориентации, близкой к [100], при разных температурах. Максимальная величина спонтанной деформации составила для $\beta_1 \rightarrow \beta'_1$ превращения 7,5%, для $\beta_1 \rightarrow \gamma'_1$ превращения – ~4,5%. Величина гистерезиса напряжения для $\beta_1 \leftrightarrow \beta'_1$ превращения значительно меньше, чем для $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$ превращения.

Мартенсит α'_1 получают не из β_1 -фазы, а в результате межмартенситного фазового перехода $\beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ в условиях нагружения, при этом уровень напряжения равновесия фаз понижается с ростом концентрации алюминия. Было установлено [15], что при одноосном растяжении полное превращение в мартенситную фазу α'_1 без разрушения образца может происходить при содержании алюминия менее 14,2 масс.%. В этом случае напряжение перехода в мартенситную фазу меньше предела прочности кристаллов, который составляет 600 МПа.

На рис. 6, б приведена деформационная кривая одноосного растяжения монокристалла Cu-Al-Ni ориентации [100], содержащего 14,2 масс.% Al и 3 масс.% Ni при температуре 293 К. Суммарная величина обратимой деформации составила 23%.

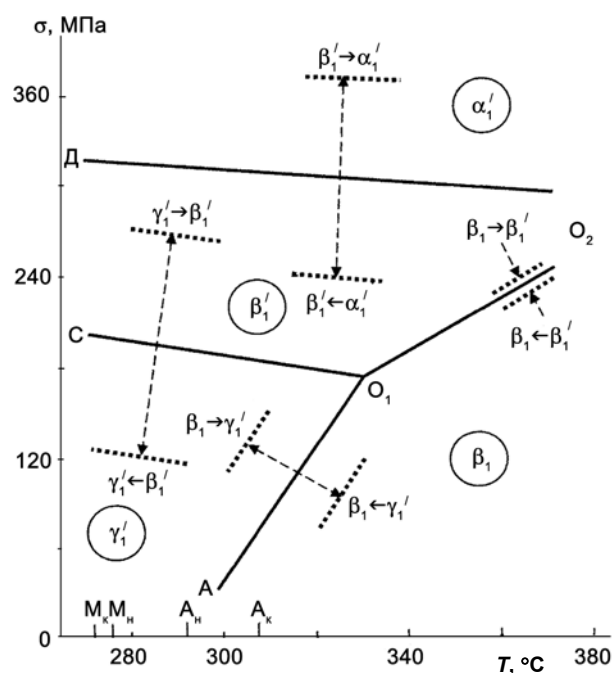


Рис. 7. Фазовая диаграмма в координатах температура–напряжение монокристаллов сплава Cu-Al-Ni, содержащего 14,2 масс.% Al и 3 масс.% Ni; пунктирными линиями и стрелками показаны величины гистерезиса соответствующих превращений

Fig. 7. The phase diagramme in coordinates temperature–pressure of monocrystals of alloy Cu-Al-Ni containing 14,2 weights.% Al and 3 weights.% Ni; by dashed lines and arrows sizes of a hysteresis of corresponding transformations are shown

Путем построения деформационных кривых при разных температурах и идентификации образующихся фаз методами рентгеноструктурного анализа можно построить фазовые диаграммы в координатах температура–напряжение. Одна из таких диаграмм, построенная для монокристалла сплава Cu-Al-Ni, содержащего 14,2 масс.% Al и 3 масс.% Ni, в условиях одноосного растяжения в направлении [100], приведена на рис. 7.

Вид фазовой диаграммы, положение тройных точек O_1 и O_2 , а следовательно, и области существования аустенитной и мартенситных фаз зависят от состава сплава. Увеличение содержания никеля повышает стабильность β_1 -фазы, расширяет область существования β'_1 -фазы и повышает уровень напряжений появления α'_1 -фазы [22, 23]. Увеличение концентрации алюминия оказывает более сильное влияние на положение тройных точек фазовой диаграммы, существенно повышается напряжение равновесия между фазами β_1 , γ'_1 , β'_1 , α'_1 .

Псевдоупругое поведение монокристаллов Cu-Al-Ni при деформировании одноосным сжатием изучено в меньшей степени, чем при растяжении. Показано [28, 29], что одноосное сжатие вдоль направления [100] монокристалла Cu-14,1Al-3Ni (масс.%) со структурой β_1 -фазы сопровождается $\beta_1 \leftrightarrow \gamma'_1$ превращением с максимальной величиной неупругой (псевдоупругой или остаточной) деформации 7,8% независимо от температуры испытаний. Восстановление остаточной деформации при нагреве происходит в результате взрывного характера превращения в β'_1 -фазу при температуре на 30° выше температуры A_k . Деформирование сжатием вдоль направлений, близких к [110], исходной высокотемпературной фазы β_1 всегда приводит в конечном итоге к образованию мартенсита β'_1 [30].

Мартенситная псевдоупругость

В сплаве Cu-Al-Ni механическое двойникование играет определяющую роль в обеспечении когерентного сопряжения фаз. Передвойникование γ'_1 -фазы происходит при низком уровне напряжений (~5 МПа), при этом максимальная величина деформации достигает 12%. Так, непосредственно после закалки монокристалл сплава Cu-14Al-2Ni (масс.%) ориентации [100] при растяжении деформируется двойникованием на 4%, а при сжатии – на 8%. Псевдоупругое поведение не наблюдается. Если свежезакаленный монокристалл состарить в мартенситном состоянии при комнатной температуре в течение 30 суток, то деформирование двойникованием таких кристаллов становится частично или полностью обратимым при снятии нагрузки. Эффект двойниковой псевдоупругости особенно ярко проявляется после старения предварительно деформированного сжатием до монокристалла [31]. На рис. 8 приведены деформационные кривые растя-

жения предварительно сжатых до образования одного варианта двойника γ'_1 -мартенсита образцов, состаренных при комнатной температуре в течение разного времени старения.

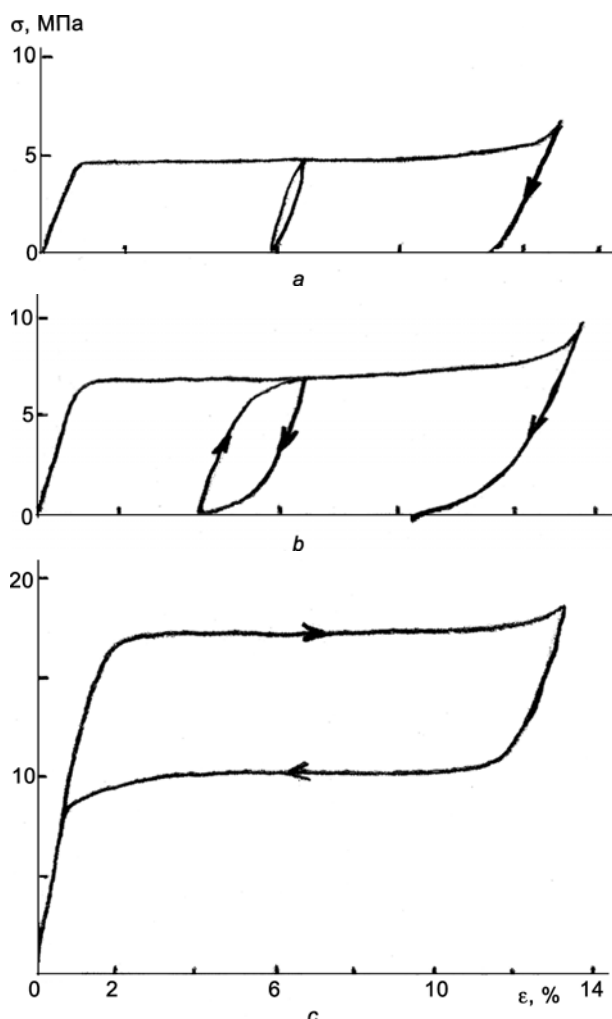


Рис. 8. Деформационные кривые растяжения монокристаллов сплава Cu-14Al-2Ni (масс.%) ориентации [100], предварительно сжатого после закалки и естественно состаренного: *a* – непосредственно после закалки и сжатия; *b* – после старения в течение 2 суток; *c* – после старения 15 суток; скорость деформации $3 \cdot 10^4 \text{ c}^{-1}$

Fig. 8. Deformation curves stretching of monocrystals of alloy Cu-14Al-2Ni (weights.%) orientations [100] preliminary compressed after training and natural made old: *a* – it is direct after training and compression; *b* – after aging within 2 days; *c* – after aging of 15 days; speed of deformation $3 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$

Следует отметить низкий уровень напряжения двойникования, малую величину гистерезиса и монотонно нарастающий характер термодинамического стимула, обеспечивающего стабилизацию сформированного сжатием монодомена. Дальнейшие исследования [32, 33, 34] поведения деформационных кривых, релаксационных процессов, структурных перестроек кристаллов в процессе старения позволили раскрыть механизм перестройки атомной струк-

туры мартенситной γ'_1 -фазы в условиях напряженного состояния. Исследования помогли сформулировать технологические параметры процессов, обеспечивающих получение оптимальных свойств двойниковой псевдоупругости [35].

Основные направления практического применения

В монокристаллическом состоянии сплав Cu-Al-Ni при комнатной температуре в зависимости от химического состава может находиться как в состоянии псевдоупругого поведения аустенитной β_1 -фазы, так и в состоянии пластичной двойняющейся в поле напряжений мартенситной γ'_1 -фазы. Поэтому в зависимости от решаемой технической задачи предварительно на основе полученных ранее экспериментальных данных о влиянии состава на термоупругие и гистерезисные свойства монокристаллов рассчитывался химический состав сплава.

Микрозонды

На основе эффекта псевдоупругости были разработаны и внедрены в технологический процесс производства микрозонды для контроля электрических параметров полупроводниковых приборов и интегральных микросхем [36-38]. Схема использования микрозондов в процессе измерений приведена на рис. 9, *a*. Фотография на рис. 9, *b* иллюстрирует кондуктор с жесткой топологией зондов, выполненных из псевдоупругих монокристаллов Cu-Al-Ni.

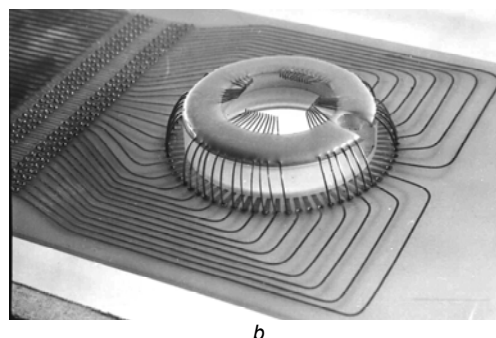
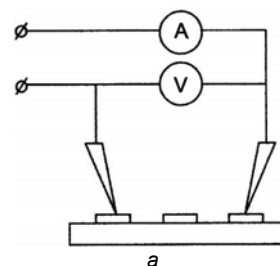


Рис. 9. Схема измерений с использованием псевдоупругих микрозондов (*a*) и кондуктор с жесткой топологией псевдоупругих контактов (*b*)

Fig. 9. Scheme of measurements with use pseudoelastic microsounds (*a*); the conductor with rigid topology of pseudoelastic contacts (*b*)

Обычно микрозонды изготавливают из вольфрама или сплавов на основе вольфрама. Их основной недостаток – высокая степень повреждаемости контактных площадок металлизации и высокий уровень контактного переходного сопротивления при малых нагрузках. Микрозонды из монокристаллов Cu-Al-Ni имеют низкое, не зависящее от приложенной к зонду нагрузки, переходное сопротивление 0,1-0,2 Ом, не повреждают металлизацию, в том числе и алюминиевую, обладают сравнимой с традиционными микрозондами износостойкостью, обеспечивают высокую степень воспроизводимости результатов измерений.

В сильноточных устройствах можно использовать в качестве контактных площадок мартенситную γ'_1 -фазу монокристаллов Cu-Al-Ni ориентации $\langle 101 \rangle_{\beta_1}$.

Способность двойниковой структуры легко перестраиваться, адаптироваться к условиям приложенной к контактной площадке сжимающей нагрузки обеспечивает повышение площади контактных площадок.

Сверхупругие антенны

Антенны представляют собой монолитные конические или цилиндрические штыри из псевдоупругих монокристаллов сплава Cu-Al-Ni диаметром от 1,5 до 5 мм и длиной до 600 мм. Для снижения себестоимости производства таких монокристаллов применялся групповой метод выращивания (до 18 монокристаллов за один цикл [17]). Псевдоупругие свойства таких антенн позволяют компактно их укладывать путем изгиба с радиусом кривизны до $R = 10d$, где d – диаметр штыря, и автоматически разворачиваться в рабочее положение. Например, антенна диаметром 2 мм и длиной 600 мм может быть уложена в контейнер диаметром 40 мм и высотой 10 мм. Температурный диапазон применения антенн $-50^\circ\text{C} - +50^\circ\text{C}$. Аналогичные антенны японского производства, выполненные из сплава Ni-Ti, имеют, в отличие от монокристаллов Cu-Al-Ni, на порядок величины большее электрическое сопротивление и остаточную деформацию.

Антенны из монокристаллов Cu-Al-Ni нашли применение в переносных радиостанциях на железнодорожном транспорте и в мобильных средствах связи техники специального назначения.

Гибкие волноводы

Разработанная технология получения полых профилированных монокристаллов Cu-Al-Ni [18] в сочетании со способом обработки одноосным сжатием и последующим старением для достижения двойниковой псевдоупругости [39, 40] позволила создать гибкие СВЧ волноводы с размерами канала $3,6 \times 1,8$ мм длиной от 50 до 100 мм. Направление распространения СВЧ сигнала в таком волноводе путем его изгиба можно многократно изменять на угол более чем 90° с последующим полным восстановлением его исход-

ной формы после снятия нагрузки. Схематично внешний вид волновода в исходном положении и в результате деформации изгибом показан на рис. 10.

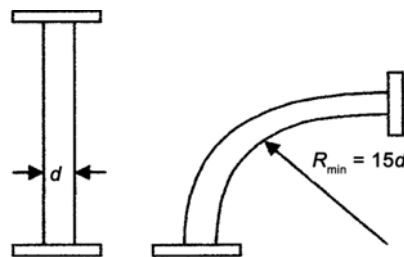


Рис. 10. Волновод в исходном и деформированном состоянии

Fig. 10. A wave guide in the initial and deformed condition

Потери СВЧ сигнала в гибких волноводах составили: $L(f = 57 \text{ ГГц}) = (5,6 \pm 0,5) \text{ дБ/м}$; $L(f = 61 \text{ ГГц}) = (5,2 \pm 0,5) \text{ дБ/м}$; $L(f = 65 \text{ ГГц}) = (4,8 \pm 0,5) \text{ дБ/м}$. КСВ $L(f = 57 - 65 \text{ ГГц}) = (1,2 \pm 0,5) \text{ дБ/м}$.

Изгиб волновода на 90° в пределах погрешности измерения не вызывал изменения потерь. Волноводы предназначены для средств связи космического приборостроения.

Балансировочные элементы

Высокие технические характеристики современных навигационных приборов (гироскопов, акселерометров и др.) во многом зависят от точности балансировки их подвижных узлов. Прецизионный полуавтоматический метод такой балансировки был разработан на основе монокристаллов Cu-Al-Ni, подвергнутых химико-термической обработке [41] для получения заданного градиента концентрации компонентов сплава, а следовательно, и градиента температуры фазового перехода, вдоль рабочей длины изделия. Схема балансировки прибора в собранном виде приведена на рис. 11.

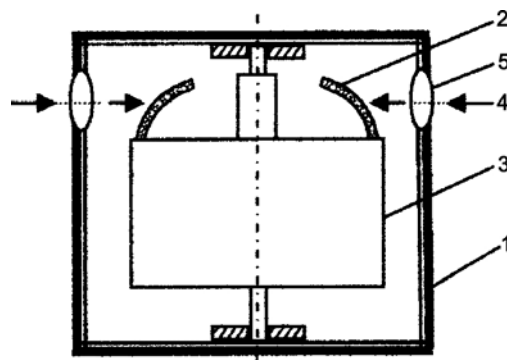


Рис. 11. Принципиальная схема дистанционной балансировки ротора на основе неоднородных по составу монокристаллов Cu-Al-Ni: 1 – корпус; 2 – балансировочный элемент; 3 – ротор; 4 – источник энергии; 5 – окно

Fig. 11. The principle scheme of remote balancing of a rotor on the basis of non-uniform monocrystals on structure Cu-Al-Ni: 1 – case; 2 – balancing element; 3 – rotor; 4 – energy source; 5 – window

В корпусе 1 размещен механизм центровки в виде четырех балансирующих элементов 2, консольно закрепленных на роторе 3 во взаимно перпендикулярных плоскостях. Порционный нагрев пластин осуществляется четырьмя источниками лучистой энергии через окна 5, расположенные на корпусе 1. Балансировочные пластины выполнены из неоднородных по составу монокристаллов сплава Cu-Al-Ni, обеспечивающих линейную зависимость положения их концов от температуры. Балансировка производится дозированными по продолжительности и мощности импульсами энергии источниками 4.

Тепловые приводы

Монокристаллы сплава Cu-Al-Ni с эффектом памяти формы можно использовать в качестве рабочего тела для преобразования тепловой энергии в механическую [42, 43].

вано либо за счет упругой деформации стальной винтовой пружины, либо на основе использования псевдоупругих свойств тех же монокристаллов Cu-Al-Ni, но находящихся в псевдоупругом аустенитном состоянии γ'_1 -фазы. Схематично такой привод изображен на рис. 12.

Химический состав сплавов и размеры монокристаллов подбираются таким образом, чтобы в исходном состоянии за счет псевдоупругого поведения возвратного элемента 2 силовой элемент 1, обычно имеющий двойниковую структуру мартенсита, был деформирован передввинкованием до монокристаллического состояния. В результате нагрева с помощью печи 3 монокристалл 1 испытывает обратное термоупругое мартенситное превращение, восстанавливается его исходная форма, растет реактивное напряжение по мере повышения температуры.

При этом совершается полезная работа по преодолению сопротивления внешних сил, а также работа по сжатию псевдоупругого монокристалла – возвратного элемента 2. В процессе дальнейшего охлаждения происходит прямое мартенситное превращение и монодоменизация сжатием мартенситной фазы за счет возвратного элемента 2. Далее цикл повторяется.

Разработана методика расчета тепловых приводов на монокристаллических силовых элементах [15]. Например, для привода с усилием 150 кН и рабочим ходом 13 мм необходимы монокристаллы длиной 117 мм. Если диаметр монокристаллов составляет 4,6 мм, а максимальная температура нагрева их 190 °С, то для такого привода потребуется 60 кристаллов для силового блока и 5 кристаллов для возвратного устройства.

Фотография одного из таких устройств, предназначенного для раскалывания горных пород, приведена на рис. 12. Развиваемое усилие на рабочих щечках устройства составляет 60 т. Вес устройства 14 кг.

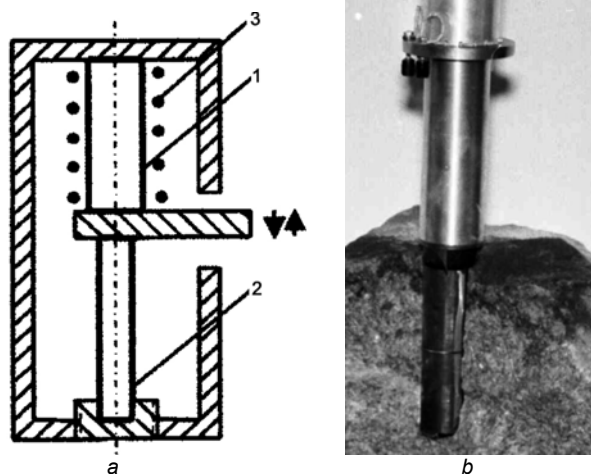


Рис. 12. Схема теплового привода на элементах с эффектами псевдоупругости и памяти формы (а): 1 – силовой элемент; 2 – возвратный элемент; 3 – нагреватель. Фотография устройства для раскалывания горных пород (б)

Fig. 12. a – The scheme of a thermal drive on elements with effects of pseudoelasticity and shape memory (a): 1 – power element; 2 – a returnable element; 3 – heater. A photo of the device for splitting of rocks (b)

Конструктивно тепловой привод состоит из силового блока, полезная работа которого совершается в процессе восстановления исходной формы предварительно деформированных монокристаллов Cu-Al-Ni при их нагревании, и возвратного устройства, которое обеспечивает предварительную деформацию силовых элементов – монокристаллов при их охлаждении. Возвратное устройство может быть реализо-

Другие перспективные области применения

Способом Степанова была отработана технология выращивания гибких монокристаллических капилляров из сплава Cu-Al-Ni с внешним диаметром 2-3 мм, внутренним каналом 0,5-1 мм и длиной до 1500 мм [44]. Капилляры допускают многократные изгибы без упрочнения с радиусами кривизны до 20 мм и давление до 300 атм. Имеется опыт применения гибких капилляров в медицине для остановки желудочно-кишечных кровотечений. Монокристаллические капилляры (трубки) могут найти применение в качестве гибких ультразвуковых волноводов в медицинских приборах для разрушения тромбов в кровеносных сосудах, камней в почках и желчных протоках.

Имеется опыт применения псевдоупругих монокристаллов Cu-Al-Ni в ортопедической стоматологии [45, 46]. На основе эффекта псевдоупругости монокристалла Cu-Al-Ni было разработано ортодонтическое раздвигающее устройство с нарастающим в процессе перемещения усилием [46].

Список литературы

1. Отцука К., Симидзу К., Судзуки Ю. и др. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990.
2. Эффект памяти формы в сплавах. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1979.
3. Miki M., Ogino Y., Hiramatsu Y. Effekts of B and Cr additions on the grain refinement and ductility of a Cu-Al-Ni shape memory alloys // Нихон киндзюку гаккайси. J. Japan Inst. Metals. 1987. Vol. 51, No. 9. P. 815-823.
4. Lee J.S., Wayman C.M. Grain refinement of a Cu-Al-Ni shape memory alloys by Ti and Zr additions // Trans. Jap. Inst. Metals. 1986. Vol. 27, No. 8. P. 584-591.
5. Jean R.D., Wu T.Y., Leu S.S. The effect of powder metallurgy on Cu-Al-Ni shape memory alloys // Scr. Met. Tt mater. 1991. Vol. 25, No. 4. P. 883-888.
6. Данилов А.Н., Кроликов В.В., Смирнов В.В., Фирсов А.М. Особенности структуры и термомеханических характеристик закаленной из расплава ленты сплава Cu-Al-Mn // Обработка и свойства судостроит. матер. Л., 1989. С. 11-15.
7. Аничев В., Коваль Ю.Н., Кондратьев С.Ю., Петров Р. Исследование структуры и свойств β -сплавов Cu-Al-Ni, полученных закалкой из расплавов // Металлофизика. 1992. Т. 14, № 7. С.66-73.
8. Minemura T., Andoh H., Kuta Y., Ikuta I. Shape memory effect and microstructures of sputter – deposited Cu-Al-Ni films // Journal of materials science letters. 1985. Vol. 4, No. 6. P. 793-796.
9. Антонов П.И., Косилов А.Т., Василенко А.Ю., Кандыбин В.И., Комаров В.Г. Получение и свойства профилированных монокристаллов Cu-Al-Ni // Изв. АН СССР. Серия физическая. 1980. Т. 44, № 2. С. 404-408.
10. Антонов П.И. Получение и свойства профилированных монокристаллов металлических соединений $(\text{CuNi})_3\text{Al}$ и NiAl // Рост из расплавов и высокотемпературных растворов: Расшир. тез. 6 Межд. конф. по росту крист., Москва, 10-16 сент., 1980. М., 1980. Т. 3. С. 54-55.
11. Василенко А.Ю., Комаров В.Г., Кандыбин В.И., Косилов А.Т. Получение профилированных монокристаллов сплавов с памятью формы // Сплавы со свойствами сверхупругости и памяти формы. Киев, 1980. С. 38-39.
12. А.с. 429 880 СССР, МКИ В22Д 11/00. Способ непрерывного получения изделий из расплавленного металла / Степанов А.В. 30.05.1974 г., Бюл. № 20.
13. Степанов А.В. Новый способ получения изделий (листов, труб, прутков разного профиля) непосредственно из расплава // ЖТФ. 1959. Т. 29, № 3. С. 381-393.
14. Цивинский С.В., Коптев Ю.И., Степанов А.В. Выращивание трубок из германия // ФТТ. 1966. Т. 7, № 1. С. 194-199.
15. Василенко А.Ю. Физические основы выращивания, управления свойствами и применения монокристаллов сплава медь-алюминий-никель // Дис. д-ра техн. наук. Воронеж, 2000.

References

1. Otcuka K., Simidzu K., Sudzuki Ū. i dr. Splavy s efektom pamâti formy. M.: Metallurgîa, 1990.
2. Èffekt pamâti formy v splavah. Per. s angl. M.: Metallurgîa, 1979.
3. Miki M., Ogino Y., Hiramatsu Y. Effekts of B and Cr additions on the grain refinement and ductility of a Cu-Al-Ni shape memory alloys // Nihon kindzoku gakkajsi. J. Japan Inst. Metals. 1987. Vol. 51, No. 9. P. 815-823.
4. Lee J.S., Wayman C.M. Grain refinement of a Cu-Al-Ni shape memory alloys by Ti and Zr additions // Trans. Jap. Inst. Metals. 1986. Vol. 27, No. 8. P. 584-591.
5. Jean R.D., Wu T.Y., Leu S.S. The effect of powder metallurgy on Cu-Al-Ni shape memory alloys // Scr. Met. Tt mater. 1991. Vol. 25, No. 4. P. 883-888.
6. Danilov A.N., Krolikov V.V., Smirnov V.V., Firsov A.M. Osobennosti struktury i termomehâničeskikh harakteristik zakalenoj iz rasplava lenty splava Cu-Al-Mn // Obrabotka i svojstva sudostroït. mater. L., 1989. S. 11-15.
7. Aničev V., Koval' Ū.N., Kondrat'ev S.Ū., Petrov R. Issledovanie struktury i svojstv β -splovov Cu-Al-Ni, polučennyyh zakalkoj iz rasplavov // Metallofizika. 1992. T. 14, № 7. S.66-73.
8. Minemura T., Andoh H., Kuta Y., Ikuta I. Shape memory effect and microstructures of sputter – deposited Cu-Al-Ni films // Journal of materials science letters. 1985. Vol. 4, No. 6. P. 793-796.
9. Antonov P.I., Kosilov A.T., Vasilenko A.Ū., Kandybin V.I., Komarov V.G. Polučenie i svojstva profilirovannyh monokristallov Cu-Al-Ni // Izv. AN SSSR. Seriâ fizičeskaâ. 1980. T. 44, № 2. S. 404-408.
10. Antonov P.I. Polučenie i svojstva profilirovannyh monokristallov metalličeskikh soedinenij $(\text{CuNi})_3\text{Al}$ i NiAl // Rost iz rasplavov i vysokotemperaturnyyh rastvorov: Rasšir. tez. 6 Meždunarodnoj konf. po rostu krist., Moskva, 10-16 sent., 1980. M., 1980. T. 3. S. 54-55.
11. Vasilenko A.Ū., Komarov V.G., Kandybin V.I., Kosilov A.T. Polučenie profilirovannyh monokristallov splavov s pamât'ŭ formy // Splavy so svojstvami sverhuprugosti i pamâti formy. Kiev, 1980. S. 38-39.
12. A.s. 429 880 SSSR, MKI B22D 11/00. Spособ nepreryvnogo polučeniâ izdelij iz rasplavlennogo metalla / Stepanov A.V. 30.05.1974 г., Bûl. № 20.
13. Stepanov A.V. Novyj spособ polučeniâ izdelij (listov, trub, prutkov raznogo profilâ) neposredstvenno iz rasplava // ŽTF. 1959. T. 29, № 3. S. 381-393.
14. Civinskij S.V., Koptev Ū.I., Stepanov A.V. Vyrašivanie trubok iz germaniâ // FTT. 1966. T. 7, № 1. S. 194-199.
15. Vasilenko A.Ū. Fizičeskie osnovy vyrašivaniâ, upravleniâ svojstvami i primeneniâ monokristallov splava med'-alûminij-nikel' // Dis. d-ra tehn. nauk. Voronež, 2000.

16. Василенко А.Ю., Кандыбин В.И., Косилов А.Т., Комаров В.Г. Получение профилированных монокристаллов сплава Cu-Al-Ni и их применение в новой технике. Тезисы докладов Всесоюзной научной конференции «Сверхупругость, эффект памяти формы и их применение в новой технике», Воронеж, 23-24 сентября 1982 г. Воронеж, 1982. С. 107.

17. Патент РФ №1445277 А1, МКИ 4 С30В 15/34. Устройство для группового выращивания профилированных кристаллов на основе меди / Василенко А.Ю., Кандыбин В.И., Косилов А.Т. 18.03.87. <http://www.findpatent.ru/patent/144/1445277.html>

18. Патент РФ №2031984 С1. МКИ 6 С30В 15/34. 21/0. Способ получения кристаллических полых изделий и устройство для его осуществления / Василенко А.Ю., Косилов А.Т., Кандыбин В.И. 27.03.95. <http://ru-patent.info/20/30-34/2031984.html>.

19. Василенко А.Ю., Аверьянов А.И., Плешков В.В. Исследование возможности получения профилированных кристаллов медных сплавов при условии зацепления за нижнюю кромку формообразователя // Изв. АН СССР. Сер. физическая 1988. Т. 52, № 10. С. 2042-2044.

20. Курдюмов Г.В., Мирецкий В.И. Превращения в эвтектидных сплавах Cu-Al // Журн. техн. физики. 1938. Т. 8, № 20. С. 1777-1780.

21. Jellison J., Klier E.P. The cooling transformations of the beta eutectoid alloys of the Cu-Al system // Trans. Metall. Soc. A.I.M.E. 1965. Vol. 233, No. 9. P. 1694-1702.

22. Василенко А.Ю. Исследование структуры и релаксационных явлений кристаллов Cu-Al-Ni в условиях напряженного состояния. Дис. канд. физ.-мат. наук. Воронеж, 1979.

23. Василенко А.Ю., Сальников В.А., Косилов А.Т. Влияние состава на области стабильности термоупругих фаз в монокристаллах Cu-Al-Ni // Металлофизика. 1982. Т. 4, № 4. С. 48-53.

24. Otsuka K., Shimizu K. Crystal structure of stress-induced acicular martensite in Cu-14,2 Al-4,3-Ni alloy // Phil. Mag. 1971. Vol. 24. P. 481-484.

25. Otsuka K., Nakamura T., Shimizu K. Electron microscopy study of stress-induced acicular β'_1 martensite in Cu-Al-Ni alloy // Trans. JIM. 1974. Vol. 15, No. 3. P. 200-210.

26. Otsuka K., Nakamura T., Shimizu K. Electron microscopy study of stress-induced acicular γ'_1 martensite in Cu-Al-Ni alloy // Trans. JIM. 1974. Vol. 15, No. 3. P. 211-216.

27. Мартынов В.В., Хандрос Л.Г. Сверхупругая деформация, обусловленная рядом последовательных мартенситных переходов // Физ. мет. и металловедение. 1981. Т. 51, № 3. С. 603-608.

28. Шепард Л.А. Сжатие кристаллов сплавов системы Cu-Al-Ni // Эффект памяти формы в сплавах. М.: Металлургия, 1979. С. 349-357.

16. Vasilenko A.Ü., Kandybin V.I., Kosilov A.T., Komarov V.G. Polučenie profilirovannyh monokristallov splava Cu-Al-Ni i ih primenienie v novej tehnike. Tezisy dokladov Vsesoúznoj naučnoj konferencii «Sverhuprugost', èffekt pamâti formy i ih primenienie v novej tehnike», Voronež, 23-24 sentâbrâ 1982 g. Voronež, 1982. S. 107.

17. Patent RF №1445277 A1, MKI 4 S30V 15/34. Ustrojstvo dlâ gruppovogo vyrašivaniâ profilirovannyh kristallov na osnove medi / Vasilenko A.Ü., Kandybin V.I., Kosilov A.T. 18.03.87. <http://www.findpatent.ru/patent/144/1445277.html>

18. Patent RF №2031984 S1. MKI 6 S30V 15/34. 21/0. Sposob polučeniâ kristalličeskikh polyh izdelij i ustrojstvo dlâ ego osušestvleniâ / Vasilenko A.Ü., Kosilov A.T., Kandybin V.I. 27.03.95., <http://ru-patent.info/20/30-34/2031984.html>.

19. Vasilenko A.Ü., Averkânov A.I., Pleškov V.V. Issledovanie vozmožnosti polučeniâ profilirovannyh kristallov mednyh splavov pri uslovii zacepleniâ za nižnûu kromku formoobrazovatelâ // Izv. AN SSSR. Seriâ fizičeskââ 1988. T. 52, № 10. S. 2042-2044.

20. Kurdûmov G.V., Mireckij V.I. Prevrâšeniâ v èvtektoidnyh splavah Cu-Al // Žurn. tehn. fiziki. 1938. T. 8, № 20. S. 1777-1780.

21. Jellison J., Klier E.P. The cooling transformations of the beta eutectoid alloys of the Cu-Al system // Trans. Metall. Soc. A.I.M.E. 1965. Vol. 233, No. 9. P. 1694-1702.

22. Vasilenko A.Ü. Issledovanie struktury i relaksacionnyh âvlenij kristallov Cu-Al-Ni v usloviâh naprâžennogo sostoâniâ. Diss. kand. fiz.-mat. nauk. Voronež, 1979.

23. Vasilenko A.Ü., Sal'nikov V.A., Kosilov A.T. Vliânie sostava na oblasti stabil'nosti termouprugih faz v monokristallah Cu-Al-Ni // Metallofizika. 1982. T. 4, № 4. S. 48-53.

24. Otsuka K., Shimizu K. Crystal structure of stress-induced acicular martensite in Cu-14,2 Al-4,3-Ni alloy // Phil. Mag. 1971. Vol. 24. P. 481-484.

25. Otsuka K., Nakamura T., Shimizu K. Electron microscopy study of stress-induced acicular β'_1 martensite in Cu-Al-Ni alloy // Trans. JIM. 1974. Vol. 15, No. 3. P. 200-210.

26. Otsuka K., Nakamura T., Shimizu K. Electron microscopy study of stress-induced acicular γ'_1 martensite in Cu-Al-Ni alloy // Trans. JIM. 1974. Vol. 15, No. 3. P. 211-216.

27. Martynov V.V., Handros L.G. Sverhuprugââ deformaciâ, obuslovlennaâ râdom posledovatel'nyh martensitnyh perehodov // Fiz. met. i metallovedenie. 1981. T. 51, № 3. S. 603-608.

28. Šepard L.A. Šzatie kristallov splavov sistemy Cu-Al-Ni // Èffekt pamâti formy v splavah. M.: Metallurgîâ, 1979. S. 349-357.



29. Sakamoto H., Shimizu K. Effects of the sense of stress on martensitic transformations in monocrystalline Cu-Al-Ni shape memory alloys // Trans. JIM. 1984. Vol. 25, No. 12. P. 845-854.

30. Novak V., Malimanek J., Zarubova N. Martensitic transformation in [110] single crystals of Cu-Al-Ni alloy // Journal de Physique. Colloque C8, supplement au Journal de Physique III. 1995. Vol. 5, No. 12. P. 997-1002.

31. Василенко А.Ю., Панченко С.П. Псевдоупругость состаренного мартенситного сплава Cu-Al-Ni и сопутствующие ей явления / Материалы с эффектом памяти формы и их применение. Материалы семинара. Новгород–Ленинград, 1989. С. 83-85.

32. Василенко А.Ю., Косилов А.Т., Скурихин А.Е. Влияние старения на псевдоупругое двойникование в мартенситных монокристаллах Cu-Al-Ni // Материаловедение. 2000. № 7. С. 24-28.

33. Василенко А.Ю., Косилов А.Т., Скурихин А.Е. Кристаллическая структура и механизм псевдоупругого двойникования мартенсита в сплаве Cu-Al-Ni // Материаловедение. 2000. № 5. С. 24-27.

34. Vasilenko A.Yu., Kosilov A.T., Skurihin A.E. Crystal structure and mechanism of martensite pseudoelastic twinning in Cu-Al-Ni alloy. Kurdyumov Memorial International Conference on Martensite. KUMICOM 99. February 23-26, 1999. Abstracts. Moscow, 1999. P. 63-64.

35. Патент РФ №14574336 МКИ 4 C22F 1/08, 1/00. Способ обработки монокристаллических изделий из сплавов / Василенко А.Ю., Кандыбин В.И., Косилов А.Т., Панченко С.П. 27.04.87. WWW1.fips.ru.

36. Косилов А.Т., Комаров В.Г., Кандыбин В.И., Василенко А.Ю. Некоторые аспекты применения монокристаллов Cu-Al-Ni в технике // Всесоюзная научная конференция «Сверхупругость, эффект памяти формы и их применение в новой технике». Тез. докл., Томск, 4-6 сентября 1985 г., Томск, изд-во Томского университета, 1985. С. 201-203.

37. А.с. 68292 СССР, МКИ H01L21/66. Зондовое устройство / Осипов А.Н., Косилов А.Т., Кандыбин В.И., Комаров В.Г., Ивакин А.Н. 01.11.80. Бюл. № 42.

38. А.с. 884178 СССР, МКИ H05K1/18. Контактное устройство / Осипов А.Н., Кандыбин В.И., Косилов А.Т., Ивакин А.Н., Комаров В.Г. 23.11.81. Бюл. № 43.

39. Василенко А.Ю., Панченко С.П. Двойниковая псевдоупругость в состаренном мартенсите сплава Cu-Al-Ni. Материалы I Всесоюзной конференции «Эффекты памяти формы и сверхпластичности и их применение в медицине». Томск, 1989. С. 176

40. Василенко А.Ю., Панченко С.П., Макаров В.В. О механизме упругого двойникования и структуре мартенсита γ'_1 в сплаве Cu-Al-Ni // Всесоюзная конференция по мартенситным превращениям в твердом теле. Тезисы докладов. г. Косов Ивано-Франковской обл. УССР. 7 -11 октября 1991 г. Киев, 1991. С. 92.

29. Sakamoto H., Shimizu K. Effects of the sense of stress on martensitic transformations in monocrystalline Cu-Al-Ni shape memory alloys // Trans. JIM. 1984. Vol. 25, No. 12. P. 845-854.

30. Novak V., Malimanek J., Zarubova N. Martensitic transformation in [110] single crystals of Cu-Al-Ni alloy // Journal de Physique. Colloque C8, supplement au Journal de Physique III. 1995. Vol. 5, No. 12. P. 997-1002.

31. Vasilenko A.Û., Pančenko S.P. Pseudouprugost' sostarenno martensitnogo splava Cu-Al-Ni i soputstvuúšie ej âvleniâ / Materialy s êffektom pamâti formy i ih primenenie. Materialy seminarâ. Novgorod–Leningrad, 1989. S. 83-85.

32. Vasilenko A.Û., Kosilov A.T., Skurihin A.E. Vliânie starenîâ na pseudouprugoe dvojnîkovanie v martensitnyh monokristallah Cu-Al-Ni // Materialovedenie. 2000. № 7. S. 24-28.

33. Vasilenko A.Û., Kosilov A.T., Skurihin A.E. Kristalličeskââ struktura i mehanizm pseudouprugogo dvojnîkovaniâ martensita v splave Cu-Al-Ni // Materialovedenie. 2000. № 5. S. 24-27.

34. Vasilenko A.Yu., Kosilov A.T., Skurihin A.E. Crystal structure and mechanism of martensite pseudoelastic twinning in Cu-Al-Ni alloy. Kurdyumov Memorial International Conference on Martensite. KUMICOM 99. February 23-26, 1999. Abstracts. Moscow, 1999. P. 63-64.

35. Patent RF №1457433b МКИ 4 S22F 1/08, 1/00. Sposob obrabotki monokristalličeskîh izdelij iz splavov / Vasilenko A.Û., Kandybin V.I., Kosilov A.T., Pančenko S.P. 27.04.87. WWW1.fips.ru.

36. Kosilov A.T., Komarov V.G., Kandybin V.I., Vasilenko A.Û. Nekotorye aspekty primeneniâ monokristallov Cu-Al-Ni v tehnikе // Vsesoûznaâ naučnââ konferenciâ «Sverhuprugost', êffekt pamâti formy i ih primenenie v novoj tehnikе». Tez. dokl., Tomsk, 4-6 sentâbrâ 1985 g., Tomsk, izd-vo Tomskogo universiteta, 1985. S. 201-203.

37. A.s. 68292 SSSR, МКИ H01L21/66. Zondovoe ustrojstvo / Osipov A.N., Kosilov A.T., Kandybin V.I., Komarov V.G., Ivakin A.N. 01.11.80. Bûl. №42.

38. A.s. 884178 SSSR, МКИ H05K1/18. Kontaktnoe ustrojstvo / Osipov A.N., Kandybin V.I., Kosilov A.T., Ivakin A.N., Komarov V.G. 23.11.81. Bûl. № 43.

39. Vasilenko A.Û., Pančenko S.P. Dvojnîkovaâ pseudouprugost' v sostarennom martensite splava Cu-Al-Ni. Materialy I Vsesoûznoj konferencii «Êffekty pamâti formy i sverhplastičnosti i ih primenenie v medicine». Tomsk, 1989. S. 176.

40. Vasilenko A.Û., Pančenko S.P., Makarov V.V. O mehanizme uprugogo dvojnîkovaniâ i strukture martensita v splave Cu-Al-Ni // Vsesoûznaâ konferenciâ po martensitnym prevrašeniâ v tverdom tele. Tezisy dokladov. g. Kosov Ivano-Frankovskoj obl. USSR. 7 -11 oktâbrâ 1991 g. Kiev, 1991. S. 92.



41. Василенко А.Ю., Косилов А.Т., Крючкова И.Н. Получение, структура и свойства неоднородных по составу монокристаллов Cu-Al-Ni // Вестник Воронежского гос. технического университета. Серия «Материаловедение». 1996. Вып. 1.1. С. 69-74.

42. А.с. 840453 СССР, МКИ F03G7/06. Тепловой двигатель / Косилов А.Т., Комаров В.Г., Ивакин А.Н. 23.06.81. Бюл. № 23.

43. А.С. 1530483 СССР, В30 В 13/00, 15/34. Термический пресс / Василенко А.Ю., Косилов А.Т., Кандыбин В.И. 23.12.89. Бюл. № 47.

44. Акамацу Т. Обрабатываемость сплава Cu-Al-Ni с эффектом памяти формы // Нихон киндзюку гаккай кайхо. Bull. Jap. Inst. Metals. 1985. № 4. С. 64.

45. Василенко А.Ю., Косилов А.Т., Лукина С.З. Влияние предварительной пластической деформации на термоупругие свойства монокристаллов Cu-Al-Ni. Тезисы докладов семинара «Кинетика и термодинамика пластической деформации». Барнаул, 6-8 сентября 1988 г., Ч. 1. Барнаул, 1988. С. 114.

46. Василенко А.Ю., Косилов А.Т., Лукина С.З. Влияние контролируемых дислокационных структур на фазовое равновесие в системе Cu-Al-Ni. Доклады Всесоюзной конф. по мартенситным превращениям в твердом теле. Украина, Косово, 7-11 октября 1991 г. Киев, 1992. С. 198-201.

41. Vasilenko A.Û., Kosilov A.T., Krûčkova I.N. Polučenie, struktura i svojstva neodnorodnyh po sostavu monokristallov Cu-Al-Ni // Vestnik Voronežskogo gos. tehničeskogo universiteta. Seriâ «Materialovedenie». 1996. Vyp. 1.1. S. 69-74.

42. A.s. 840453 SSSR, MKI F03G7/06. Teplovoj dvigatel' / Kosilov A.T., Komarov V.G., Ivakin A.N. 23.06.81. Bûl. № 23.

43. A.S. 1530483 SSSR, B30 B 13/00, 15/34. Termičeskij press / Vasilenko A.Û., Kosilov A.T., Kandybin V.I. 23.12.89. Bûl. № 47.

44. Akamacu T. Obrabatyvaemost' splava Cu-Al-Ni s èffektom pamâti formy // Nihon kindzoku gakkaj kajho. Bull. Jap. Inst. Metals. 1985. № 4. C. 64.

45. Vasilenko A.Û., Kosilov A.T., Lukina S.Z. Vliânie predvaritel'noj plastičeskoj deformacii na termouprugie svojstva monokristallov Cu-Al-Ni. Tezisy dokladov seminarâ «Kinetika i termodinamika plastičeskoj deformacii». Barnaul, 6-8 sentâbrâ 1988 g., Č. 1. Barnaul, 1988. S. 114.

46. Vasilenko A.Û., Kosilov A.T., Lukina S.Z. Vliânie kontroliruemyh dislokacionnyh struktur na fazovoe ravnovesie v sisteme Cu-Al-Ni. Doklady Vsesoûznoj konferencii po martensitnym prevrašeniâm v tverdom tele. Ukraina, Kosovo, 7-11 oktâbrâ 1991 g. Kiev, 1992. S. 198-201.

Транслитерация по ISO 9:1995

