

УДК 538.91

ДЛИННОПЕРИОДИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ Cu–Pd–Me И Ti–Al–Me

Морозов М.М.¹, к.т.н., докторант кафедры физики им. В.М. Финкеля
Потеев А.И.², д.ф.-м.н., профессор, директор института
Клопотов А.А.^{2,3}, д.ф.-м.н., старший научный сотрудник, профессор кафедры
 прикладной механики и материаловедения (klopotovaa@tsuab.ru)
Маркова Т.Н.¹, аспирант кафедры физики им. В.М. Финкеля
Клопотов В.Д.⁴, к.т.н., доцент кафедры высшей математики

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
 (654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Национальный исследовательский Томский государственный университет
 (634050, Россия, г. Томск, ул. Ленина, 36)

³ Томский государственный архитектурно-строительный университет
 (634003, Россия, г. Томск, пл. Соляная, 2)

⁴ Национальный исследовательский Томский политехнический университет
 (634050, Россия, г. Томск, ул. Ленина, 30)

Аннотация. На основе систематизации диаграмм состояния систем на основе Cu–Pd–Me (где Me – Ag, Au, Ni, Pt, Ga) показано, что легирование сплавов в области стехиометрических составов CuPd и Cu₃Pd атомами золота, палладия может приводить к созданию обширных областей гомогенности фаз с длиннопериодическими структурами после соответствующих термических обработок. Установлено, что в системах на основе Ti–Al–Me (где Me – V, Cr, Mn, Mo, Nb, Cu) происходит уменьшение размеров областей гомогенности длиннопериодической фазы на основе Al₃(Ti, Me) с D0₂₂ структурой в ряду легирующих элементов V → Mo → Nb → Cr → Mn → Cu.

Ключевые слова: длиннопериодические структуры, фазовые диаграммы, тройные диаграммы систем Cu–Pd–Me, тройные диаграммы систем Al–Ti–Me, антифазные границы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-589-596

В ряду упорядоченных сплавов особое место занимают сплавы, обладающие структурами с длинным периодом, называемые в литературе сплавами с длиннопериодическими структурами (ДПС) [1]. Особенностью этих упорядоченных сплавов является то, что в них упорядоченное расположение атомов периодически или квазипериодически нарушается антифазными границами (АФГ), причем этот длинный период имеет наноразмер. Обычно в упорядоченных сплавах АФГ энергетически не выгодны, однако в системах с длиннопериодической наноструктурой антифазные границы (АФГ) являются равновесными элементами структуры. На фазовых диаграммах температура – состав упорядоченные сплавы с длинным периодом имеют вполне определенные области стабильности.

В работе [2] показано, как при помощи старения можно получить длиннопериодические упорядоченные высокодисперсные структурноустойчивые сплавы. Сочетание распада пересыщенного твердого раствора и атомного упорядочения позволяет создавать необычные дисперсные устойчивые структуры распада. Сплавы в таком структурно-фазовом состоянии обладают

высокими механическими свойствами, стабильными во всем интервале температур, в котором сохраняется упорядоченное состояние матрицы [3].

Эти уникальные свойства сплавов данного класса делают их перспективными материалами для промышленного использования. Это привело к очень интенсивному исследованию длиннопериодических состояний и нашло отражение в ряде монографий и обзоров [1, 4, 5].

В работе [1] показано, что в классе ДПС существует две группы сплавов, различающихся по своим структурным особенностям и поведению.

Первая группа сплавов – это CuAuII, Cu₃AuII, Au₃CuII, одно- и двухмерные ДПС в Cu₃Pd и их аналоги. Отметим наиболее существенные особенности сплавов этой группы:

- низкотемпературная упорядоченная фаза реализуется в виде базовой сверхструктуры (например, L1₂, L1₀ (рис. 1));
- в окрестности АФГ проявляются релаксационные эффекты, что приводит к локальным изменениям состава, вариации степени дальнего порядка, модуляция решетки (АФГ размыта фактически на 2 – 3 атомные плоскости);

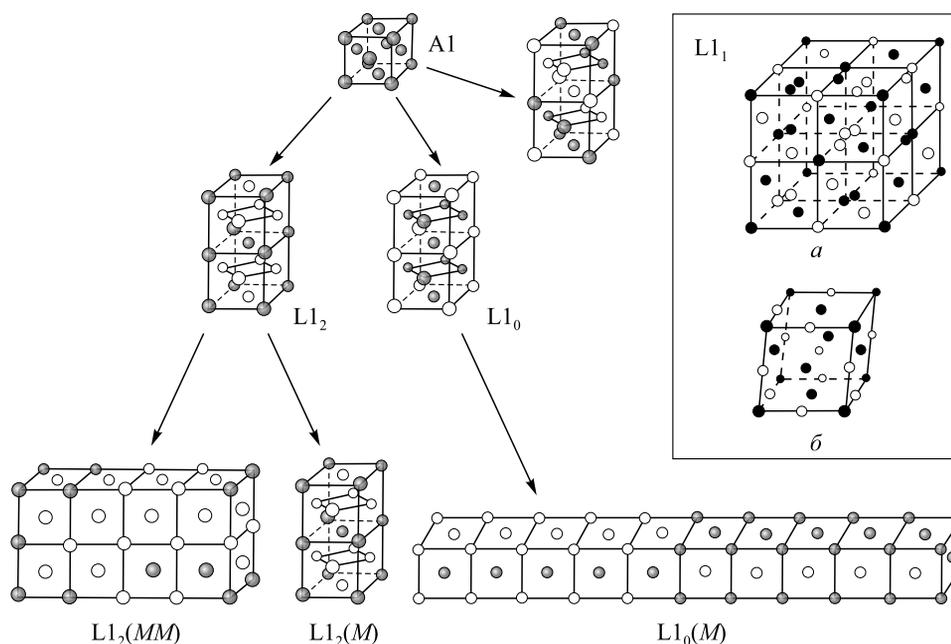


Рис. 1. Схемы образования упорядоченных фаз из твердого раствора алюминия (на вставке представлены элементарные ячейки структуры $L1_1$ в псевдокубической (а) и ромбоэдрической (б) установках)

Fig. 1. Formation scheme of ordered phases from aluminum solid solution (the insert represents the elementary structure cells $L1_1$ in pseudo-cubic (a) and rhombohedral (b) units)

- ДПС проявляется как равновесная несоизмерная структура в интервале температур в окрестности перехода порядок – беспорядок (T_c);
- наблюдается существенная зависимость от внешних условий (состава, давления, легирования, температуры), которая проявляется в том, что средний размер антифазного домена (полупериод ДПС) M меняется непрерывно и уменьшается при росте температуры при приближении к значению T_c .

Ко второй группе относятся сплавы Ag_3Mg , Au_3Mn , Al_3Ti , Pt_3V и их аналоги, которые обладают рядом специфических особенностей:

- низкотемпературная фаза реализуется в виде несоизмерной длиннопериодической структуры по отношению к базовой сверхструктуре (например, $D0_{22}$ или $D0_{23}$ (рис. 2));
- высокотемпературное состояние формируется как регулярный набор (если «несоизмеримые» ДПС образуются) соизмеримых структур и, как правило, монодоменное состояние сохраняется до T_c ;
- при изменении состава сплава и температуры «средний размер» антифазного домена пробегает рациональные числа и с ростом температуры наблюдается тенденция к его увеличению;
- в окрестности периодических АФГ эффекты релаксационного характера обычно не наблюдаются, хотя установлено небольшое смещение атомов из узлов решетки.

Важным является выявление факторов, контролирующих структурно-фазовые состояния в этих двух

группах сплавов. Для этого необходим анализ фазовых диаграмм от бинарных до многокомпонентных систем. В связи с этим цель данного исследования состоит в проведении систематизации и анализе строения тройных диаграмм состояния систем из первой группы сплавов на основе системы $Cu-Pd-Me$ (где $Me - Au, Ag, Pt, Ni$) и из второй группы сплавов на основе системы $Al-Ti-Me$ (где $Me - V, Cr, Mn, Cu, Mo, Nb$).

Тройные диаграммы систем $Cu-Pd-Me$ (где $Me - Ag, Au, Ni, Pt, Ga$)

В работе [6] показано, что диаграммы состояния с палладием можно разбить на три вида: диаграммы состояния систем с неограниченной растворимостью компонентов как в жидком, так и в твердом состояниях; диаграммы систем с ограниченной растворимостью в твердом состоянии без промежуточных металлических соединений; диаграммы систем с неограниченной и ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии с образованием одного или нескольких соединений. Это находит наглядное подтверждение на приведенных диаграммах состояния тройных систем (рис. 3).

Система $Cu-Pd-Ag$. В тройной системе $Cu-Pd-Ag$ [7] упорядоченные фазы занимают ограниченные области. Область твердого раствора, в основном, расположена в палладиевом углу изотермического треугольника. Значительная часть на тройной диаграмме $Cu-Pd-Ag$ приходится на эвтектическую смесь (рис. 3, а). Тройные упорядоченные фазы имеют очень ограниченные области.

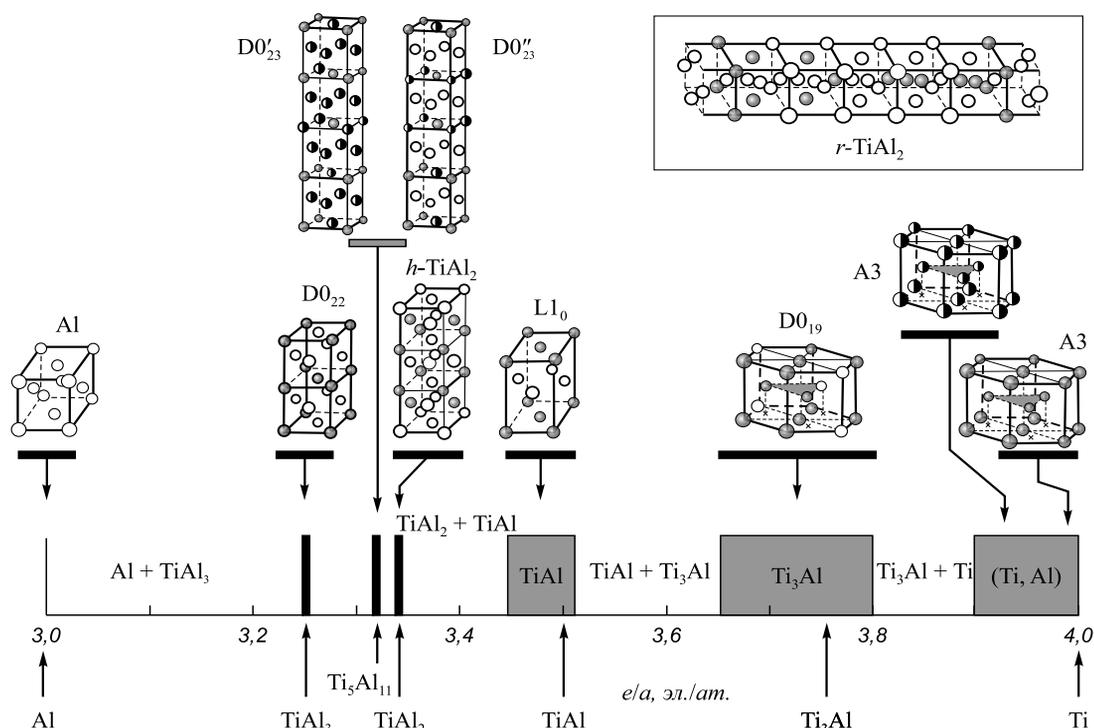


Рис. 2. Диаграмма расположения элементарных ячеек кристаллических структур бинарных сплавов системы Ti–Al в зависимости от электронной концентрации и области гомогенности интерметаллических соединений (слева направо по диаграмме последовательность морфотропных переходов с изменением электронной концентрации (Al(Al) → D0₂₂ (TiAl₃) → D0'₂₃ (Ti₅Al₁₁) → h-Ti₂Al (oC12) → L1₀ (TiAl) → D0₁₉ (Ti₃Al) → (A3); структура D0'₂₃ с тремя типами узлов на основе структур D0₂₃ и D0'₂₃ – с двумя типами узлов; на сноске в правом углу приведена метастабильная фаза r-TiAl₂):
● – Ti; ○ – Al; ● – Al–Ti (Ti – 64,5 % Al (ат.))

Fig. 2. Arrangement diagram of elementary cells of crystal structures of binary alloys of Ti–Al system depending on the electron concentration and the homogeneity areas of intermetallic compounds (from left to right along the diagram you can see the sequence of morphotropic transition with the change of electron concentration (Al(Al) → D0₂₂ (TiAl₃) → D0'₂₃ (Ti₅Al₁₁) → h-Ti₂Al (oC12) → L1₀ (TiAl) → D0₁₉ (Ti₃Al) → (A3); D0'₂₃ structure with three types of knots based on the structures of D0₂₃ and D0'₂₃ – with two types of knots; at the foot-note in the right corner the metastable phase r-TiAl₂ is given):
● – Ti; ○ – Al; ● – Al–Ti (Ti – 64.5 % Al (at.))

Система Cu–Pd–Pt [7]. На диаграмме тройной системы Cu–Pd–Pt видно, что упорядоченные соединения занимают широкие области гомогенности и они образуются в температурных областях ниже 800 °С в результате структурно-фазовых переходов. Это находит отражение в расположении областей гомогенности упорядоченных фаз в изотермическом треугольнике (рис. 3).

Важно отметить, что при кристаллизации в бинарных системах Cu–Pt и Cu–Pd образуются непрерывные ряды твердых растворов и при низких температурах реализуются упорядоченные структуры в широком интервале концентраций [8].

Наивысшая степень упорядочения соединений в системе Cu–Pt достигается в сплавах при содержании платины 25, 50, 75 и 87,5 % (ат.). Это соответствует составам соединений Cu₃Pt, CuPt, CuPt₂ и CuPt₃ [8]. Система Cu–Pt является единственной двойной системой, в которой при эквиатомном составе реализуется упорядоченная фаза CuPt со сверхструктурой L1₁ (рис. 1). Сплавы Cu₃Pt и CuPt₃ в упорядоченном состоянии имеют сверхструктуру L1₂ (рис. 1) [9]. Сверхструктур-

ный дальний порядок наблюдается у сплавов CuPt₇ и Cu₃Pt₅ [10]. Существование ДПС в бинарных соединениях в сплавах в системах Cu–Pt и Cu–Pd [1, 4] должно проявиться и в тройных соединениях Cu–Pd–Pt, поскольку в этой тройной системе фазовые области на основе этих соединений занимают широкие области гомогенности, не соприкасаются и вытянуты в направлениях к углам изотермического треугольника. Это позволяет сделать ряд предположений: в соединении CuPt третий легирующий элемент (атомы палладия) равновероятным образом может занимать узлы атомов меди и платины в элементарной ячейке L1₁; в соединении CuPd третий легирующий элемент (атомы платины) равновероятным образом может занимать узлы атомов меди и палладия в элементарной ячейке B2.

Система Cu–Pd–Au [7]. В тройной системе Cu–Pd–Au в области квазибинарного разреза AuCu–CuPd образуются упорядоченные фазы в результате фазовых переходов порядок – беспорядок на основе сверхструктур B2 и L1₀, которые обладают широкими областями гомогенности. Сплавы в области составов Au₃Cu (сверхструктура L1₂) из системы Au–Cu обла-

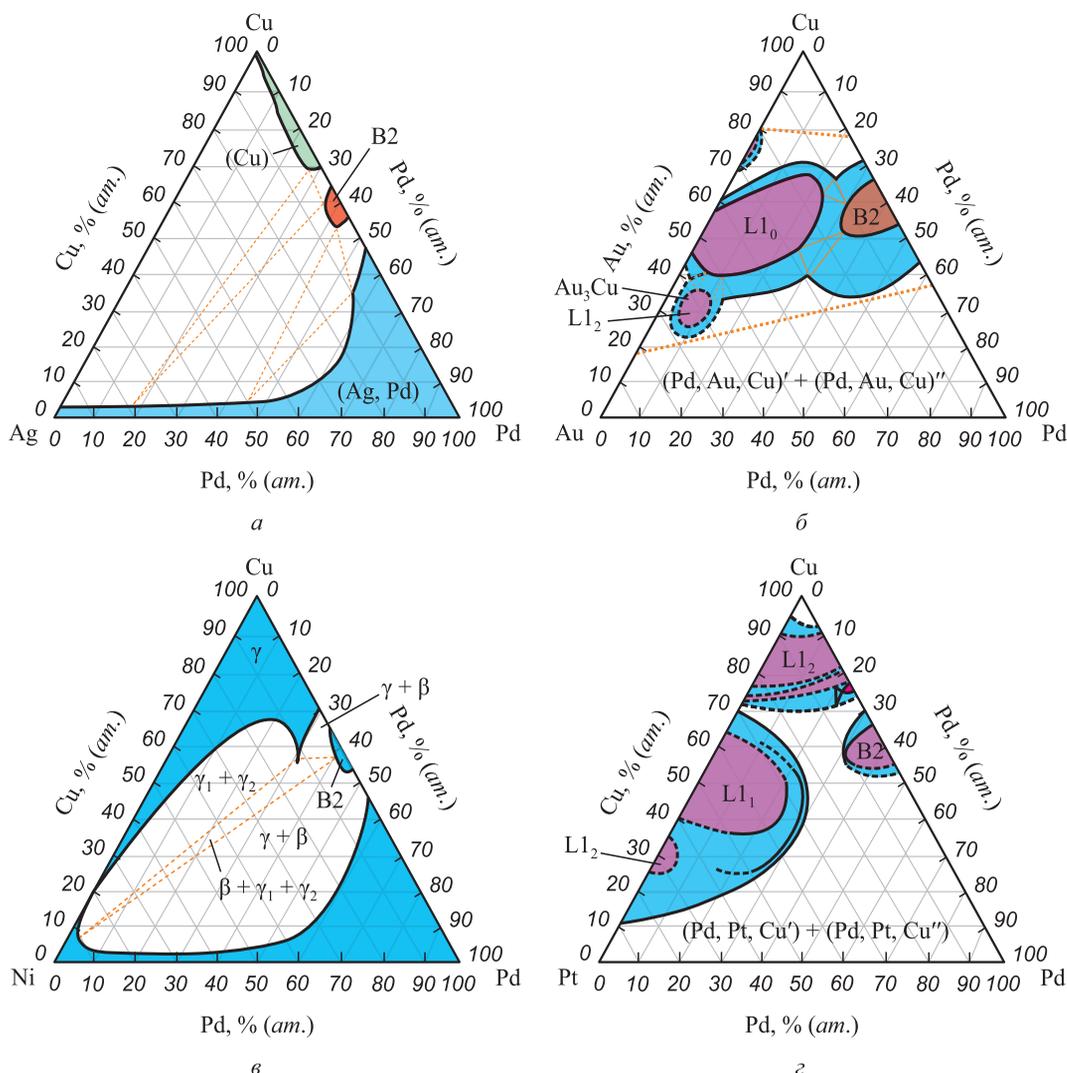


Рис. 3. Изотермические сечения тройных систем на основе Cu и Pd: Cu–Pd–Ag (а), Cu–Pd–Au при 350 °С (б), Cu–Pd–Ni (в), Cu–Pd–Pt при 400 °С [7] (г)

Fig. 3. Isothermal sections of triple systems based on Cu and Pd: Cu–Pd–Ag (a), Cu–Pd–Au at the temperature of 350 °C (б), Cu–Pd–Ni (в), Cu–Pd–Pt at the temperature of 400 °C [7] (г)

дают уникальными предпереходными состояниями, предшествующими фазовым переходам порядок – беспорядок и сопровождаются структурными перестройками [11, 12]. В области состава $Au_3(Cu, Pd)$ упорядоченная фаза на основе $L1_2$ сверхструктуры занимает небольшую концентрационную область (рис. 3, б). Необычным является то, что введение атомов палладия в сплавы Cu–Au в области состава Au_3Cu подавляет упорядочение, тогда как в области составов Cu_3Pd существует широкий спектр ДПС на основе сверхструктуры $L1_2$, и этого явления не наблюдается. В области эквиатомного состава AuCu добавление атомов палладия способствует образованию широкой области гомогенности с $L1_0$ структурой и легирование атомами золота сплава CuPd образует широкую область гомогенности упорядоченной фазы на основе B2 структуры.

Система Cu–Pd–Ni [7]. В тройной системе Cu–Pd–Ni, в отличие от ранее рассматриваемых сис-

тем, обнаружена только одна упорядоченная фаза на основе сверхструктуры B2 с небольшой областью гомогенности (рис. 3, в). Основную область занимает неупорядоченный твердый раствор на основе ГЦК решетки (γ -фаза).

Анализ тройных диаграмм состояния показывает, что из рассмотренных диаграмм заслуживают внимания только две тройные диаграммы состояния Cu–Pd–Au и Cu–Pd–Pt, в которых наблюдаются обширные области гомогенности соединений на основе структур $L1_2$ и $L1_0$ (рис. 3). Тройные сплавы систем Cu–Pd–Au и Cu–Pd–Pt из областей гомогенности фаз $L1_2$ и $L1_0$ со структурами могут служить основой для создания ДПС после соответствующих термических обработок.

Система Cu–Pd–Ga [13]. На тройной диаграмме изотермического треугольника системы Cu–Pd–Ga наблюдается в области со стороны Cu–Pd широкая область твердых растворов (рис. 4). Внутри изотерми-

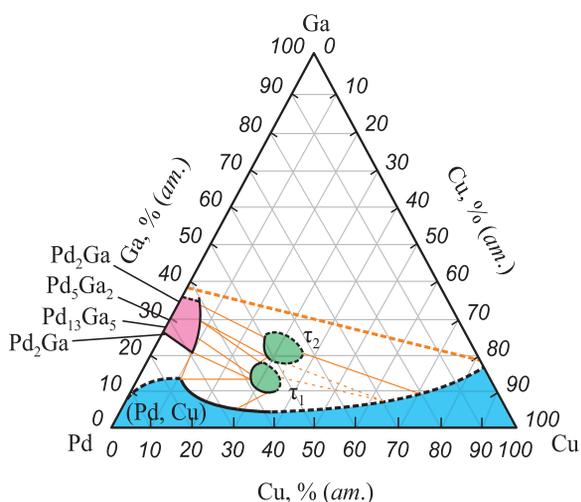


Рис. 4. Изотермическое сечение системы Cu–Ga–Pd при 400 °C [13]

Fig. 4. Isothermal section of Cu–Ga–Pd system at the temperature of 400 °C [13]

ческого треугольника в углу палладия обнаружены области с упорядоченными τ -фазами на основе $L1_0$ структуры. Необычным является то, что интерметаллические соединения в бинарных системах Cu–Ga и Ga–Pd в основном имеют узкие области гомогенности, тогда как в тройной системе Cu–Ga–Pd существуют соединения с широкими областями гомогенности. Выявленные τ -фазы являются упорядоченными на основе $L1_0$ структуры. Это позволяет сделать предположение, что в тройных сплавах в области τ -фаз можно получить ДПС после соответствующих термических обработок.

Необходимо отметить, что температура плавления галлия аномально низкая по сравнению с обычными металлами ($T_{пл} = 29,7$ °C). В системах Cu–Ga и Ga–Pd происходит образование большого количества интерметаллических соединений: Cu–Ga (β - Cu_4Ga , ζ - Cu_4Ga , Cu_9Ga_4 , Cu_2Ga , Cu_3Ga_2 , $CuGa_2$), Ga–Pd (Ga_5Pd , Ga_7Pd_3 , $GaPd$, Ga_4Pd_5 , Ga_3Pd_5 , $GaPd_2$, Ga_2Pd_5 , Ga_5Pd_{13}) [8].

Таким образом, легирование сплавов в области стехиометрических составов CuPd и Cu_3Pd атомами золота, палладия может приводить к созданию обширных областей гомогенности фаз с длиннопериодическими структурами после соответствующих термических обработок.

Тройные диаграммы систем Al–Ti–Me (где Me – V, Cr, Mn, Mo, Nb, Cu)

В бинарной системе Al–Ti в области состава $TiAl_3$ существуют две соразмерные ДПС со структурами $D0_{22}$ и $D0_{23}$ и целый спектр интерметаллических соединений: два интерметаллических соединения с широкими областями гомогенности (Ti_3Al , $TiAl$); два – с узкими областями гомогенности ($TiAl_2$ и $TiAl_3$); метастабиль-

ные соединения в области составов Ti_5Al_3 , Ti_9Al_{23} и Ti_5Al_{11} (рис. 5) [8, 15 – 20]. Такое многообразие соединений в системе Al–Ti значительно усложняет определение кристаллических структур фаз. Важным моментом является следующее обстоятельство, связанное с электронным фактором: в системе Al–Ti сплавообразующие элементы обладают кардинальным отличием электронных конфигураций (алюминий – $[Ne]3s^23p^1$ и титан – $[Ar]4s^23d^2$). Это отражает важную роль электронных факторов в проблеме стабильности и образования соединений в системе Al–Ti и показано на диаграмме (рис. 2), которая отражает сложную эволюцию кристаллических структур и величину их областей гомогенности в системе Al–Ti в зависимости от числа ($s + d$)-электронов на атом. Видно, что при электронной концентрации меньше 3,5 эл./ат. в системе Al–Ti существуют соединения с узкими областями гомогенности и обладающие ДПС. При достижении электронной концентрации выше значений 3,5 эл./ат. области гомогенности соединений в системе Al–Ti становятся широкими, кристаллические структуры этих соединений обладают гексагональной сингонией. Такие изменения в ширине областей гомогенности и структуре металлических фаз в системе Al–Ti наглядно отражают две характерные специфические особенности интерметаллических соединений. Первое: координационное число ближайших соседей в структуре больше числа валентных электронов на элементарную ячейку. Второе связано с тем, каким образом расположены атомы различных компонент по узлам кристаллической решетки: либо упорядоченным, либо статистическим образом (рис. 2) [21]. Оба аспекта свидетельствуют о том, что с ростом электронной концентрации происходит процесс делокализации межатомных связей. Действительно, в сплавах с небольшой электронной концентрацией проявляется заметное влияние вклада ковалентной составляющей в химических связях в металлических фазах. Делокализация связей в фазах системы Al–Ti с высокой электронной концентрацией значений возрастает, и это отражается в образовании плотноупакованной упорядоченной структуры $D0_{19}$ на основе ГПУ решетки от ДПС со структурами $D0_{22}$ и $D0_{23}$. Вследствие вышесказанных моментов, введение третьего компонента должно оказать значительное влияние на стабильность соединений в системе Al–Ti.

На рис. 5 приведены изотермические сечения тройных систем Al–Ti–Me (где Me – V, Cr, Mn, Mo, Nb) при 1000 °C и Ti–Al–Cu при 800 °C. Анализ этих систем показывает, что происходит уменьшение размеров областей гомогенности твердого раствора на основе β -титана в ряду легирующих элементов $Mo \rightarrow Nb \rightarrow V \rightarrow Cr \rightarrow Mn \rightarrow Cu$ и областей гомогенности фазы $Al_3(Ti, Me)$. При этом наблюдается рост числа интерметаллических соединений внутри изотермических треугольников, которые не соприкасаются со сторонами треугольника.

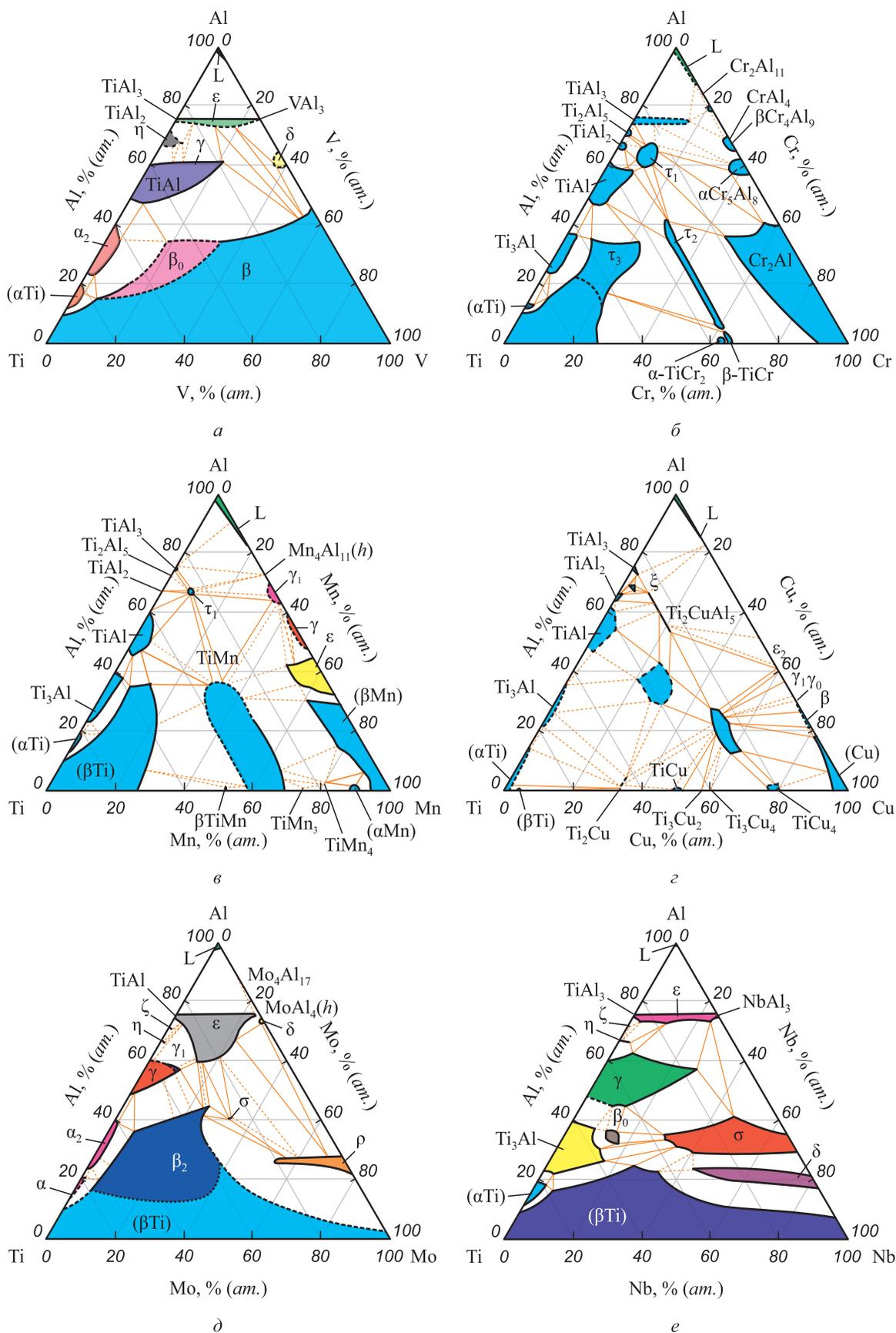


Рис. 5. Изотермические сечения при температурах от 900 до 1000 °С тройных фазовых диаграмм систем Al–Ti–Me по данным работ [7, 22 – 24]

Fig. 5. Isothermal sections at the temperatures from 900 to 1000 °C of triple phase diagrams of Al–Ti–Me systems according to the paper data [7, 22 – 24]

Размеры областей гомогенности фазы $Al_3(Ti, Mo)$ в системе $Al-Ti-Mo$ и фазы $Al_3(Ti, Nb)$ в системе $Al-Ti-Nb$ значительно больше, чем размеры областей фаз $Al_3(Ti, V)$ и $Al_3(Ti, Cr)$ в системах $Al-Ti-V$ и $Al-Ti-Cr$ соответственно (рис. 5).

Области гомогенности фазы $Al_3(Ti, Mn)$ в системе $Al-Ti-Mn$ и фазы $Al_3(Ti, Cu)$ в системе $Al-Ti-Cu$ очень малы, то есть практически вырождены (рис. 5).

Выводы. Показано, что из всех анализируемых фазовых диаграмм тройных систем $Cu-Pd-Me$ (где $Me - Ag, Au, Ni, Pt, Ga$) перспективными системами с позиций создания упорядоченных длиннопериодических структур после применения соответствующих термических обработок являются системы $Cu-Pd-Au$ и $Cu-Pd-Pt$. Проклассифицированы особенности в изменении областей гомогенности длиннопериодических фаз на основе $Al_3(Ti, Me)$ с $D0_{22}$ структурой в системах $Ti-Al-Me$ (где $Me - V, Cr, Mn, Mo, Nb, Cu$). Показано, что происходит уменьшение размеров областей гомогенности как твердого раствора на основе β -титана, так и фазы на основе соединения $Al_3(Ti, Me)$ в ряду третьих элементов $V \rightarrow Mo \rightarrow Nb \rightarrow Cr \rightarrow Mn \rightarrow Cu$, и это явление проявляется одновременно с ростом числа интерметаллических соединений внутри изотермических треугольников.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Потекаев А.И., Дмитриев С.В., Кулагина В.В. и др. Слабоустойчивые длиннопериодические структуры в металлических системах. – Томск: НТЛ, 2010. – 308 с.
2. Буйнова Л.Н., Стоткина В.К., Шашков О.Д., Яковлева Э.С. // ФММ. 1972. Т. 33. С. 1195 – 1206.
3. Суханов В. Д., Боярошникова Т.С., Шашков О.Д. // ФММ. 1989. Т. 68. № 1. С. 161 – 169.
4. Матвеева Н.М., Козлов Э.В. Упорядоченные фазы в металлических системах. – М.: Наука, 1989. – 247 с.
5. Ogawa S. Order-disorder Transformations in Alloys / Eds. H. Warelmont, B. Heidelberg. – N.Y.: Springer, 1974. P. 240 – 264.
6. Савицкий Е.М., Полякова В.П., Тылкина М.Л. Сплавы палладия. – М.: Наука, 1967. – 215 с.
7. Диаграммы состояния металлических систем / Под ред. Н.В. Агеева. – М.: ВИНТИ, 1960-1989. Вып. 5 – 34.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996 – 2000. Т. 1 – 3.
9. Структуры и стабильность упорядоченных фаз / Э.В. Козлов, В.М. Деметьев, Н.М. Кормин, Д.М. Штерн. – Томск: изд. ТГУ, 1994. – 248 с.
10. Кулагина В.В., Чаплыгина А.А., Попова Л.А. и др. // Изв. вуз. Физика. 2012. Т. 55. № 7. С. 78 – 87.
11. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Старостенков М.Д. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 4. С. 50 – 53.
12. Потекаев А.И., Кулагина В.В., Старостенков М.Д. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2013. № 6. С. 65 – 69.
13. Baetzner C. // Master Degree Thesis. MPI Metallforschung. 1988. S. 1 – 116.
14. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов. – Киев: Наукова думка, 1986. – 598 с.
15. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. – М.: Физ.-Мат. Лит., 1959. Т. 1. – 360 с.
16. Xie Y.Q., Peng H.J., Liu X.B., Peng K. // Physica. 2005. Vol. B. 362. P. 1 – 17.
17. Kainuma R., Sato J., Ohnuma I., Ishida K. // Intermetallics. 2005. Vol. 13. P. 84 – 791.
18. Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. // Intermetallics. 2002. Vol. 10. P. 771 – 781.
19. Ding J.J., Rogl P., Schmidt H. // J. Alloys and Compounds. 2001. Vol. 317 – 318. P. 379 – 384.
20. Stein F., Zhang L. C., Sauthoff G., Palm M. // Acta mater. 2001. Vol. 49. P. 2919 – 2932.
21. Маделунг О. Физика твердого тела. Локализованные состояния. – М.: Мир, 1985. – 320 с.
22. Nic J.P., Klansky J.L., Mikkola D.E. Mater. Sci. Eng. A. 1992. Vol. 152. № 1/2. P. 132 – 137.
23. Raman A., Schubert K. Z. Metallkd. 1965. Vol. 56. P. 99 – 104.
24. Hellwig A., Palm M., Inden G. Intermetallics. 1998. Vol. 6. P. 79 – 94.

Поступила 25 августа 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. VOL. 58. NO. 8, pp. 589–596.

LONG-PERIOD STRUCTURES IN ALLOYS OF METALLIC SYSTEMS BASED ON $Cu-Pd-Me$ AND $Ti-Al-Me$

*Morozov M.M.*¹, *Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Doctoral Cand. of the Chair of Physic named after V.M. Finkel*
*Potekaev A.I.*², *Dr. Sci. (Phys.-Math.), Professor, Director of Siberian Physics and Technics Institute (SPTI TSU)*

Klopotov A.A.^{2,3}, *Dr. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher, Professor of the Chair "Applied Mechanics and Material Science" (klopotovaa@tsuab.ru)*

*Markova T.N.*¹, *Postgraduate of the Chair of Physics named after V.M. Finkel*

*Klopotov V.D.*⁴, *Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Advanced Mathematics*

¹ Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region, 654007, Russia)

² National Research Tomsk State University (36, Lenina ave., Tomsk, 634050, Russia)

³ Tomsk State University of Architecture and Building (2, Solyanaya sqr., Tomsk, 634003, Russia)

⁴ National Research Tomsk Polytechnic University (30, Lenina ave., Tomsk, 634050, Russia)

Abstract. Based on the systematization of state diagrams of the systems on the basis of $Cu-Pd-Me$ (where $Me - Ag, Au, Ni, Pt, Ga$) it has been shown that in the areas of stoichiometric compositions of $CuPd$ and Cu_3Pd the alloying with gold (aurum) atoms, as well as palladium atoms can lead to the formation of vast areas of phase homogeneity with long-period structures after the appropriate heat treatment. It has been established that in the systems based on $Ti-Al-Me$ (where $Me - V, Cr, Mn, Mo, Nb, Cu$) one can observe the decrease of the sizes of homogeneity areas of long-period phases based on $Al_3(Ti, Me)$ with $D0_{22}$ structure in the row of the following alloying elements: $V \rightarrow Mo \rightarrow Nb \rightarrow Cr \rightarrow Mn \rightarrow Cu$.

Keywords: long-period structure, phase diagram, triple diagrams of Cu–Pd–Me systems, triple diagrams of Al–Ti–Me systems, anti-phased borders.

DOI: 10.17073/0368-0797-2015-8-589-596

REFERENCES

- Potekaev A.I., Dmitriev S.V., Kulagina V.V. etc. *Slaboustoichivye dlinnoperiodicheskie struktury v metallicheskih sistemakh* [Weakly stable long-period structures in metallic systems]. Tomsk: NTL, 2010. 308 p. (In Russ.).
- Buinova L.N., Syutkina V.K., Shashkov O.D., Yakovleva E.S. Influence of domain sizes on the properties of copper-palladium alloys. *FMM*. 1972, Vol. 33, pp. 1195–1206. (In Russ.).
- Sukhanov V.D., Boyarshinova T.S., Shashkov O.D. Influence of deviation from stoichiometry on the decomposition and ordering processes of alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 1989, Vol. 68, no. 1, pp. 158–166.
- Matveeva N.M., Kozlov E.V. *Uporyadochennyye fazy v metallicheskih sistemakh* [Ordered phases in metallic systems]. Moscow: Nauka, 1989. 247 p. (In Russ.).
- Ogawa S. *Order-disorder Transformations in Alloys*. Warelimont H., Heidelberg B. eds. N.Y.: Springer, 1974, pp. 240–264.
- Savitskii E.M., Polyakova V.P., Tylkina M.L. *Splavy palladiya* [Palladium alloys]. Moscow: Nauka, 1967. 215 p. (In Russ.).
- Diagrammy sostoyaniya metallicheskih sistem* [State diagrams of metallic systems]. Ageev N.V. ed. Moscow: VINITI, 1960–1989. Issue 5–34. (In Russ.).
- Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem* [State diagrams of double metallic systems]. Lyakishev N.P. ed. Moscow: Mashinostroenie, 1996–2000, Vols. 1–3. (In Russ.).
- Kozlov E.V., Dement'ev V.M., Kormin N.M., Shtern D.M. *Struktury i stabil'nost' uporyadochennykh faz* [Structure and stability of the ordered phases]. Tomsk: izd. TGU, 1994. 248 p. (In Russ.).
- Kulagina V.V., Chaplygina A.A., Popova L.A., Starostenkov M.D., Potekaev A.I., Klopotov A.A. Structural phase transformations in alloys of the Cu–Pt system during ordering. *Russian Physics Journal*. 2012, Vol. 55, no. 7, pp. 814–824.
- Potekaev A.I., Klopotov A.A., Starostenkov M.D., Klopotov V.D., Markova T.N., Morozov M.M. The features of structure-phase states in Cu–Pd–Pt system. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 4, pp. 50–53. (In Russ.).
- Potekaev A.I., Kulagina V.V., Starostenkov M.D., Klopotov V.D., Markova T.N., Morozov M.M. Low-stability pretranslational states, phase order-disorder transition and structural transformation in Cu₃Au alloy. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2013, no. 6, pp. 65–69. (In Russ.).
- Baetzner C. Investigations on the Constitution of Palladium-rich Alloys in the System Pd–Cu–Ga. Master Degree Thesis. *MPI Metallforschung*. 1988, pp. 1–116.
- Barabash O.M., Koval' Yu.N. *Kristallicheskaya struktura metallov i splavov* [Crystal structure of metals and alloys]. Kiev: Naukova dumka, 1986. 598 p. (In Russ.).
- Vol A.E. *Stroenie i svoystva dvoynykh metallicheskih sistem* [Structure and properties of double metallic systems]. Moscow: Fiz.-Mat. Lit., 1959, Vol. 1, 360 p. (In Russ.).
- Xie Y.Q., Peng H.J., Liu X.B., Peng K. Atomic states, potential energies, volumes, stability and brittleness of ordered FCC Ti₃Al-type alloys. *Physica*. 2005, Vol. B. 362, pp. 1–17.
- Kainuma R., Sato J., Ohnuma I., Ishida K. Phase stability and interdiffusivity of the L1₀-based ordered phases in Al-rich portion of the Ti–Al binary system. *Intermetallics*. 2005, Vol. 13, pp. 84–791.
- Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. Meta-stable region of Al₅Ti₃ single-phase in time-temperature transformation (TTT) diagram of Ti–62.5 at.% Al single crystal. *Intermetallics*. 2002, Vol. 10, pp. 771–781.
- Ding J.J., Rogl P., Schmidt H. Phase relations in the Al-rich corner of the Ti–Ni–Al system. *J. Alloys and Compounds*. 2001, Vol. 317–318, pp. 379–384.
- Stein F., Zhang L. C., Sauthoff G., Palm M. Phase relations in the Al-rich corner of the Ti–Ni–Al system. *Acta mater*. 2001, Vol. 49, pp. 2919–2932.
- Otfried Magelung. *Festkörpertheorie III: Lokalisierte Zustände*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1973. (Russ.ed.: Madelung O. *Fizika tverdogo tela. Lokalizovannyye sostoyaniya*. Moscow: Mir, 1985. 320 p.).
- Nic J.P., Klansky J.L., Mikkola D.E. Structure/Property Observations for Al–Ti–Cr Alloys Near the Cubic (Al,Cr)₃Ti Phase. *Mater. Sci. Eng. A*. 1992, Vol. 152, no. 1/2, pp. 132–137.
- Raman A., Schubert K. On the Crystal Structure of some Alloy Phases Related to TiAl₃, III, Investigations in Several T–Ni–Al and Ti–Cu–Al Alloy Systems. *Z. Metallkd.* 1965, Vol. 56, pp. 99–104.
- Hellwig A., Palm M., Inden G. Phase Equilibria in the Al–Nb–Ti System at High Temperatures. *Intermetallics*. 1998, Vol. 6, pp. 79–94.

Received August 25, 2014