

П. Б. БУДБЕРГ, С. П. АЛИСОВА

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ $\text{Ti} - \text{Ti}_5\text{Si}_3 - \text{Ti}_2\text{Cu}$

(Представлено академиком Н. В. Агеевым 24 IV 1975)

Диаграмма состояния системы титан — медь — кремний представляет интерес с точки зрения теории легирования титана β -стабилизирующими элементами. Сведения об этой системе в литературе практически отсутствуют. Построенный в работе (1) изотермический разрез при 800° относится к области составов, богатых медью и кремнием. Однако наиболее практически важным является титановый угол системы. Построение диаграммы состояния этой части системы было задачей данного исследования.

Сплавы разрезов с 0,5, 1, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35% Cu до 26% Si и 40% Cu исследовали микроструктурным, рентгеновским, термическим, микрорентгеноспектральным, электронномикроскопическим анализами, измерением твердости и микротвердости.

Сплавы двойных систем титан — медь (2) и титан — кремний (3) характеризуются быстро протекающими эвтектоидными превращениями, что имеет место при взаимодействии титана с непереходными элементами и существованием небольших областей α -твердых растворов. В каждой из этих систем образуется ряд промежуточных фаз, наиболее богатые титаном из которых соединения Ti_3Si (стр. тип Ti_3P), Ti_5Si_3 (стр. тип Mn_5Si_3) и Ti_2Cu (стр. тип MoSi_2). Соединения Ti_5Si_3 (26% Si) и Ti_2Cu (36–40% Cu) плавятся конгруэнтно при 2020 и 1015° соответственно. Фаза Ti_3Si (16,35% Si) кристаллизуется по перитектоидной реакции при 1170° .

Исследование сплавов между соединениями Ti_5Si_3 и Ti_2Cu показало, что этот разрез является квазибинарным перитектического типа; температура перитектической реакции $\text{ж} + \text{Ti}_5\text{Si}_3 \rightleftharpoons \text{Ti}_2\text{Cu}$ определена равной 1600° , состав перитектической точки ~15% Cu. Область твердого раствора на основе фазы Ti_5Si_3 составляет ~3%. Фазовая диаграмма этого разреза позволяет рассматривать его как сингулярную секущую системы титан — медь — кремний.

Изучение фазового состояния вторичной системы $\text{Ti} - \text{Ti}_5\text{Si}_3 - \text{Ti}_2\text{Cu}$ в интервале $1600 - 800^\circ$, построение 10 изотермических разрезов и политермического разреза $\text{Ti}_3\text{Si} - \text{Ti}_2\text{Cu}$ позволило дать схему моно- и невариантных равновесий и представить пространственное изображение системы $\text{Ti} - \text{Ti}_5\text{Si}_3 - \text{Ti}_2\text{Cu}$ (рис. 1).

Ликвидус системы $\text{Ti} - \text{Ti}_5\text{Si}_3 - \text{Ti}_2\text{Cu}$ состоит из трех поверхностей первичной кристаллизации твердых растворов на основе β -титана и соединений Ti_5Si_3 (ξ) и Ti_2Cu (ϵ). Эти поверхности пересекаются по трем невариантным кривым $e'P$, Pe_2' (линии кристаллизации эвтектик $\beta_{a_1} + \xi_{b_1}$ и $\beta_{a_2} + \epsilon_{c_1}$ соответственно) и $n'P$ (линия перитектической реакции $\text{ж}_{n_1} + \xi_{b_2} \rightleftharpoons \epsilon_{c_2}$). Точка P — тройная перитектическая точка, соответствующая температуре четырехфазного равновесия $\beta_{a_1} + \epsilon_{c_1} \rightleftharpoons \xi_{b_1} + \text{ж}_P$ (1200°). Узкие области твердых растворов на основе первичных фаз, что является характерным для этой системы, определяют положение плоскости невариантного равновесия (окончание кристаллизации сплавов показано жирными штриховыми линиями).

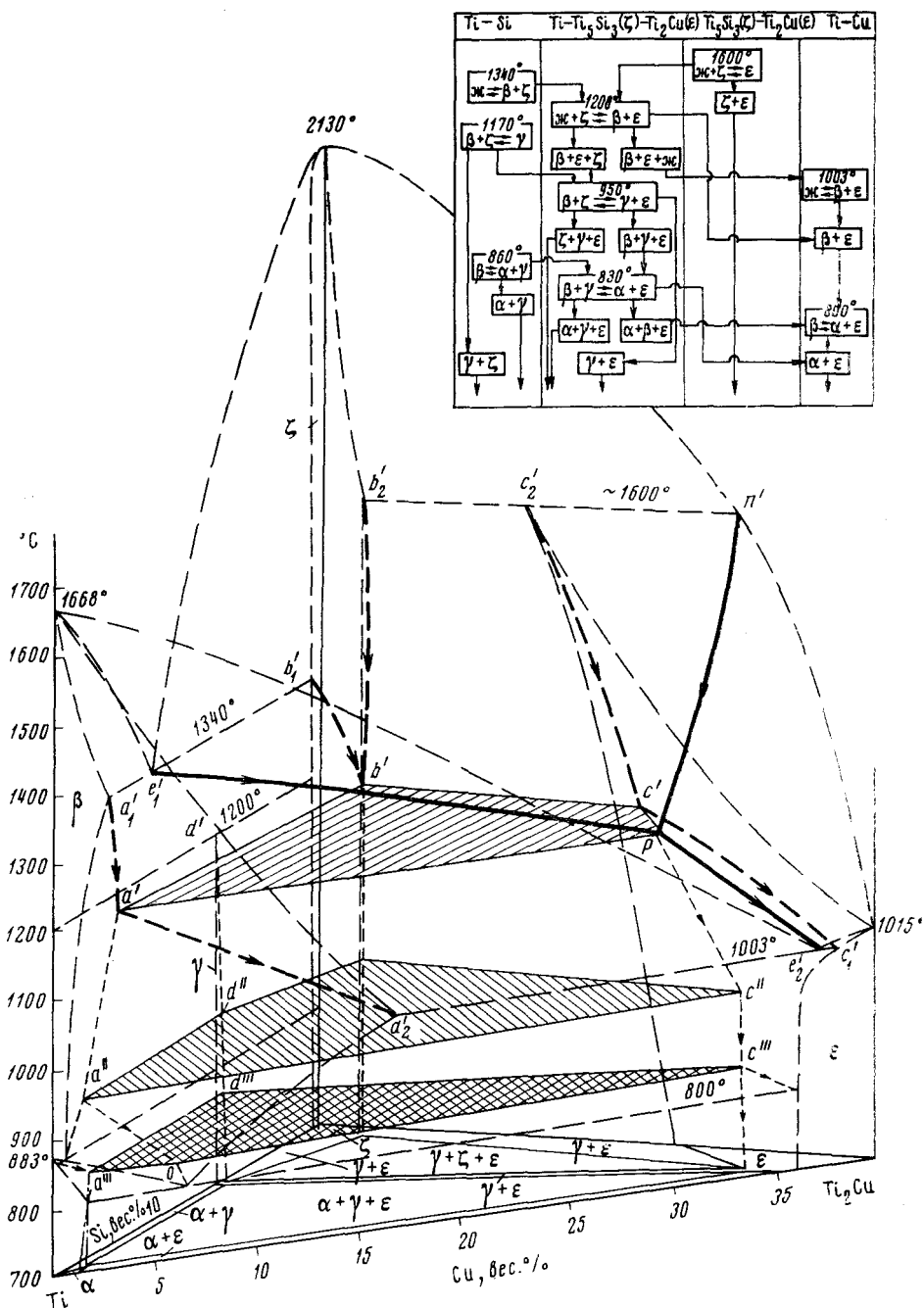


Рис. 1. Пространственное изображение системы $\text{Ti}-\text{Ti}_5\text{Si}_3-\text{Ti}_2\text{Cu}$

Образование фазы Ti_5Si_3 в системе титан — кремний приводит к появлению второго четырехфазного равновесия $\beta_{a''} + \zeta_{b''} \rightleftharpoons \gamma_{a''} + \epsilon_{c''}$ при 950° . Область $\gamma + \zeta + \epsilon$, отходящая от этого равновесия, при дальнейшем понижении температуры не претерпевает каких-либо превращений. В узком температурном интервале, определяемом эвтектонидными реакциями в граничных системах ($860 > T > 800^\circ$), реализуется еще одно неинвариантное равновесие $\alpha_{a'''} + \epsilon_{c'''} \rightleftharpoons \beta_0 + \gamma_{a'''}$, охватывающее лишь наиболее богатую

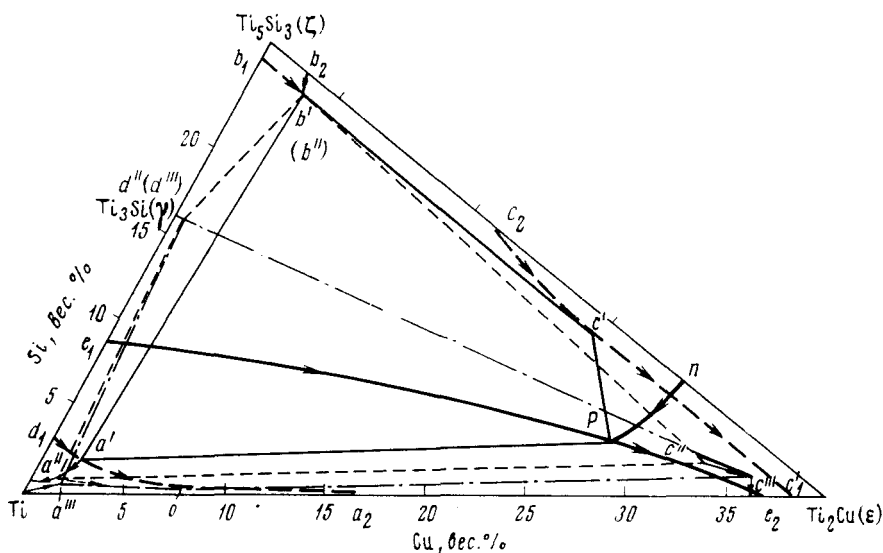


Рис. 2. Проекция диаграммы состояния системы $\text{Ti}-\text{Ti}_5\text{Si}_3-\text{Ti}_2\text{Cu}$

титаном область составов. После завершения эвтектоидного превращения в системе титан—медь (800°) фазовое состояние характеризуется соотношением фаз, представленным в основании пространственной диаграммы: два трехфазных поля $\gamma+\xi+\epsilon$ и $\alpha+\gamma+\epsilon$ разделены узкой двухфазной областью $\gamma+\epsilon$, области $\alpha+\epsilon$, $\alpha+\gamma$, $\gamma+\xi$ расположены также узкими полосами вдоль двойных систем, область $\epsilon+\xi$ расширяется с увеличением содержания меди. Совместная растворимость меди и кремния в α -титане не превышает 1,5%. Растворимость меди в силицидах Ti_5Si_3 и Ti_3Si составляет ~ 3 и 1% соответственно.

На рис. 2 представлена проекция диаграммы состояния системы $\text{Ti}-\text{Ti}_5\text{Si}_3-\text{Ti}_2\text{Cu}$ на треугольник составов.

Проведенное исследование позволяет отметить некоторые особенности в протекании фазовых превращений в систем титан—медь—кремний. Так, большая часть сплавов, включая составы в области первичной кристаллизации ξ -фазы, находятся в жидко-твердом состоянии уже при 1200° , что определяется плоскостью первого неинвариантного равновесия, т. е. температура начал их плавления почти в 2 раза ниже температуры плавления соединения Ti_5Si_3 (ξ -фаза). Следует отметить, что невысокая скорость протекания перитектического (1600°) и перитектоидного (1170°) превращений требует увеличения времени отжига сплавов до 500 час. для определения границ областей в присутствии ϵ - и γ -фаз. Как ожидалось, закалкой не удастся фиксировать β -модификацию твердого раствора. Однако структура $\beta_{\text{пр}}(\alpha+\epsilon)$ резко отличается от структуры $\beta_{\text{пр}}+\epsilon$ с равновесными выделениями ϵ -фазы (Ti_2Cu).

Проведенное исследование позволяет ограничить область коррозионно-стойких сплавов, упрочняемых термической обработкой.

Институт металлургии им. А. А. Байкова
Академии наук СССР
Москва

Получено
16 IV 1975

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ J. J. Nickl, H. Sprender, Zs. Metallkunde, В. 60, № 2, 136 (1969). ² В. Н. Егоров, Ю. И. Буянов, С. Б. Прима, Порошк. металлургия, № 6, 77 (1966). ³ В. Н. Савченков, Ю. А. Кочержинский и др., ДАН, т. 193, № 2, 393 (1970).