

Закономерности связи аномалий физико-механических свойств цветных сплавов с диаграммами фазового равновесия

© 2020

*Шахназаров Карэн Юрьевич**, кандидат технических наук,
доцент кафедры материаловедения и технологии художественных изделий
Санкт-Петербургский горный университет, Санкт-Петербург (Россия)

*E-mail: karen812@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7501-6590>

Аннотация: Существующие многочисленные экспериментально построенные диаграммы фазового равновесия цветных сплавов отражают специфику взаимодействия компонентов при их различном соотношении и при разных температурах и дают представление о так называемой «металлографической» структуре сплавов. В общем случае в литературных источниках между структурой и свойствами установлена достаточно хорошая связь, что позволяет управлять свойствами, прогнозировать их возможное изменение при варьировании концентрации компонентов и условий формирования структуры. Однако применяемые критерии, позволяющие в ряде случаев объяснить и спрогнозировать уровень получаемых свойств по виду диаграммы фазового равновесия, не дают возможности объяснить природу достаточно большого числа существующих аномалий физико-механических свойств промышленно используемых цветных сплавов. В статье на основании исследования многочисленных литературных данных определена закономерность, позволяющая установить связь аномалий физико-механических свойств цветных сплавов с диаграммами фазового равновесия. Впервые вводится представление о диаграмме фазового равновесия как о концентрационной зависимости качественных изменений интервалов кристаллизации (перекристаллизации), что позволяет связать с диаграммой фазового равновесия экстремальные значения физико-механических свойств, которые невозможно объяснить особенностями фазового состава или структуры. Разработана методика, позволяющая связать аномалии свойств сплавов с диаграммами фазового равновесия на основании впервые установленного критерия – качественного изменения (протяженности по температуре) интервала кристаллизации (перекристаллизации) (QALS), а также с различием в структурной наследственности (генеалогии) атомов компонентов, составляющих двойную систему. Совместный анализ аномалий свойств двойных сплавов с диаграммами состояния (на основании установленного критерия (QALS)) позволяет связать последние с наличием промежуточных фаз в системах Cu–Zn, Cu–Sn, Cu–Si, Al–Cu, Al–Si, Al–Mg, Al–Cu–Mg, Cu–Mn. На основании установленной закономерности связи аномалий физико-механических свойств сплавов с качественными изменениями интервалов кристаллизации (перекристаллизации) (QALS) предлагается альтернативная версия закона Курнакова.

Ключевые слова: диаграмма фазового равновесия; интервал кристаллизации; аномалии физико-механических свойств; закон Курнакова; аддитивное изменение свойств; ликвидус; солидус.

Для цитирования: Шахназаров К.Ю. Закономерности связи аномалий физико-механических свойств цветных сплавов с диаграммами фазового равновесия // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 3. С. 53–64. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-3-53-64.

ВВЕДЕНИЕ

Приведем цитату из монографии [1, с. 228]: «пластичность меди не только не падает от добавки цинка, но заметно растет <...> максимум удлинения достигается при 30–32 % Zn». Через 32 года в учебнике [2] приводится эта же цитата без какого-то объяснения природы почти двукратного повышения пластичности и полукратного повышения прочности однофазной латуни. Отметим, что ~32 % Zn соответствует концу эвтектической горизонтали.

В монографии [3] без каких-либо комментариев приводятся одновременные максимумы δ и σ_B оловянистой бронзы в отожженном и литом состояниях. Максимум δ в отожженном (равновесном) состоянии строго соответствует концу перитектической горизонтали (~13 % Sn), в литом состоянии – ~8 % Sn, т. е. соответствует концу, сместившемуся к ~8 % Sn этой же перитектической горизонтали.

У немодифицированного силумина эвтектического состава одновременный максимум σ_B и δ при ~12 % Si, а у модифицированного – при ~14 % Si [3–5]. Оба максимума даются без комментариев. Известно, что модифицирование смещает эвтектическую точку от ~12 к 14 % Si, следовательно, аномалии пластичности в обоих случаях связаны с эвтектическими точками. Интересен комментарий этой аномалии в монографии [6, с. 262, 263]: «предел прочности... непрерывно увеличивается, относительное удлинение непрерывно снижается», т. е. желаемое выдается за действительное.

Острый максимум σ_B при ~6 % Cu при практически неизменной δ закаленного и состаренного дуралюмина в монографии [7] оставлен без каких-либо комментариев. Отметим, что ~6 % Cu строго соответствует концу эвтектической горизонтали. Абсолютный максимум δ при непрерывном росте σ_B кремнистой бронзы при монотонном ликвидусе отвечает изгибу солидуса [8; 9].

Таким образом, аномальное соотношение прочности и пластичности во всех перечисленных выше сплавах связано с диаграммами фазового равновесия.

Цель работы – установление критерия, позволяющего связать аномалии физико-механических свойств цветных сплавов с диаграммами фазового равновесия.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Анализ состояния имеющихся аномальных изменений физико-механических свойств двойных сплавов показывает, что указанные аномалии связаны с наличием промежуточных фаз, которые, как известно из основ физико-химического анализа, приводят к экстремумам на кривых «состав – свойство» [10].

Отличительным признаком промежуточной фазы, помимо экстремумов на кривых физико-механических свойств, является качественное изменение (протяженности по температуре) интервала кристаллизации (перекристаллизации) QALS (QALS – это аббревиатура, где Q – качественное изменение; L – температура начала плавления (ликвидуса), соответствующая сплаву определенного химического состава; S – температура конца кристаллизации (солидуса) сплава того же состава; Δ – разница между ними в градусах).

Возьмем для примера эвтектическую систему, где солидус является горизонталью, т. е. если идти от эвтектической точки влево (вправо), интервал кристаллизации увеличивается, достигает максимума на конце горизонтали, далее начинает уменьшаться (рис. 1). В этой точке произошло качественное изменение интервала кристаллизации QALS. Для сплава эвтектического состава (идем к эвтектической точке слева или справа) интервал кристаллизации уменьшается, становится нулевым, далее начинает расширяться. В эвтектической точке имеет место качественное изменение интервала кристаллизации QALS. При любом изгибе линии ликвидуса (солидуса), при монотонном солидусе (ликвидусе) в месте изгиба происходит качественное изменение интервала кристаллизации QALS.

Для идентификации QALS достаточно визуального (или с помощью прозрачной линейки) осмотра диаграмм фазового равновесия, особенно это касается «старых» диаграмм, на которых нанесены экспериментальные точки.

В связи с тем, что «всеобъемлющей классификации промежуточных фаз на основе какого-либо единственного признака в настоящее время нет» [11, с. 56], методической основой настоящей работы являются:

1) отказ в 1928 г. Н.С. Курнакова, Н.В. Агеева и С.А. Погодина от правила аддитивного изменения свойств в эвтектических системах (правила Курнакова), «теоретически установленного Н.С. Курнаковым и С.Ф. Жемчужным в 1908 г.» [12, с. 77];

2) точка зрения М. Хансена: «Промежуточная фаза может обладать выраженными химическими свойствами, подобными свойствам химических соединений, не будучи по характеру своей структуры соединением» [13, с. 377];

3) высказывание В.С. Меськина по критерию наличия промежуточной фазы – «то максимум, то минимум, то просто перелом на кривых изменения свойств... однако для использования этих кривых принципиально безразлично, чем именно объясняются наблюдаемые отступления» [14, с. 368];

4) предложение Д.А. Петрова: «Результаты, полученные для систем с непрерывным рядом твердых растворов, легко распространить на системы, образующие эвтектические смеси твердых растворов» [15, с. 19];

5) в связи с тем, что в литературе существуют разнообразные виды диаграмм фазового равновесия одной и той же системы, согласно наставлениям А.А. Бочвара, «за критерий верности и пригодности» принимается «степень ее соответствия наблюдаемым структуре и свойствам» [1, с. 196].

В настоящей работе показателями наличия фаз приняты:

1) экстремумы или изгибы на кривых «состав – свойство» двойных сплавов («Н.С. Курнаков подчеркивал, что не состав характеризует определенное

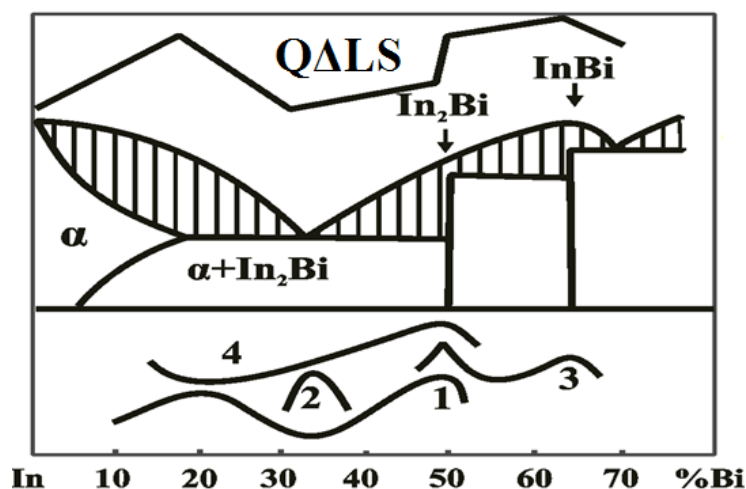


Рис. 1. Схематизированная зависимость от % Bi: QALS, σ_B (1); δ (2); HB (3); $\sigma_{сж}$ (4)

Fig. 1. Schematized dependence on Bi %: QALS, σ_b (1); δ (2); HB (3); σ_{com} (4)

химическое соединение, ... а состав, отвечающий сингулярной точке на кривой различных свойств» [12, с. 55, 56];

2) качественные изменения интервала кристаллизации (перекристаллизации) QALS, что является характерным признаком для установленных химических соединений – конгруэнтно и инконгруэнтно плавящихся промежуточных фаз, образующихся в твердом состоянии, соединений типа σ -фазы.

Последний признак представляется фундаментальным, что хорошо иллюстрируется на примере системы In–Bi (рис. 1). На рис. 1 заштрихованная зона – интервал кристаллизации, на концах эвтектической (перитектической) горизонталей, а также в эвтектической точке хорошо видно расширение (сужение) этого интервала, т. е. его качественное изменение по температуре (QALS).

Конгруэнтно плавящейся промежуточной фазе InBi (~63 % Bi) отвечает максимум HB, а инконгруэнтно плавящейся фазе In₂Bi (~47 % Bi) – острые пики HB, σ_B и $\sigma_{сж}$ (напряжение сжатия на 10 %). Эвтектической точке (~34 % Bi, где QALS самоочевидно) отвечает исключительный пик δ (~140 %) и небольшой минимум σ_B .

Концу эвтектической горизонталей (~20 % Bi, где QALS самоочевидно) отвечает минимум $\sigma_{сж}$ и максимум σ_B . Таким образом, четырем содержаниям Bi отвечают сингулярные точки на кривых свойств и очевидные QALS. Для двухфазных сплавов-смесей с ~20 и ~34 % Bi экстремумы свойств противоречат закону Курнакова (правилу аддитивности), а для фаз In₂Bi и InBi – установленным правилам. Тем и другим можно присвоить формулу A_nB_m -QALS. Она пригодна для обозначения аномалий свойств и безусловных промежуточных фаз (In₂Bi-QALS, InBi-QALS), и предполагаемых In₇Bi-QALS (~12 ат. % Bi, ~20 % Bi), In₇Bi₃-QALS (~30 ат. % Bi, ~34 % Bi).

Наряду с QALS при анализе диаграмм состояния необходимо учитывать структурную наследственность (генеалогию) атомов элементов, составляющих двойную систе-

му. Поясним это на примере железо-хромистых сплавов. Скачок коррозионной стойкости, изгибы кривых электросопротивления и теплопроводности сплавов с % Cr > ~12 (рис. 2) соответствуют замыканию γ -области (в них нет перекристаллизации $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$), т. е. у них разная структурная наследственность (генеалогия) атомов железа.

Эти изменения можно связать и с QALS из-за специфической (эвтектикоподобной) формы ликвидуса и солидуса при ~12 % Cr, а также с промежуточной фазой Fe₇Cr (Fe₁₅Cr₂) [16].

Изменение структурной наследственности атомов также имеет место на концах эвтектических (перитектических) горизонталей. Сплавы, лежащие левее, правее концов этих горизонталей, не участвуют в эвтектических (перитектических) реакциях, т. е. имеют разную структурную наследственность.

Исходя из этого, определены два фактора – QALS и изменение структурной наследственности (генеалогии) атомов, которые легли в основу предлагаемой методики, позволяющей дать объяснение приведенным ниже многочисленным аномалиям физико-механических свойств цветных сплавов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Система Cu–Zn

У сплавов системы Cu–Zn хорошо известные аномалии свойств: одновременный рост σ_B и δ до ~32 % Zn, как у литой (рис. 3а), так и прокатанной и отожженной латуни (рис. 3б) [1; 3; 6; 8]. Литая и деформированная латуни кардинально различаются по микроструктуре, следовательно, к последней эта аномалия отношения не имеет, но отвечает концу перитектической горизонталей (~32 % Zn) (рис. 4), где качественное изменение интервала кристаллизации QALS самоочевидно, а также имеет место изменение структурной наследственности

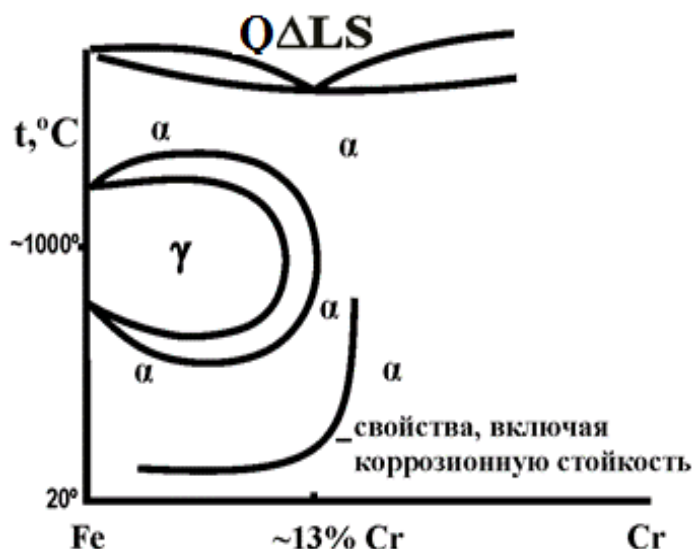


Рис. 2. Схематизированная часть диаграммы Fe–Cr и зависимость свойств от состава
Fig. 2. Schematized part of Fe–Cr diagram and the dependence of properties on the composition

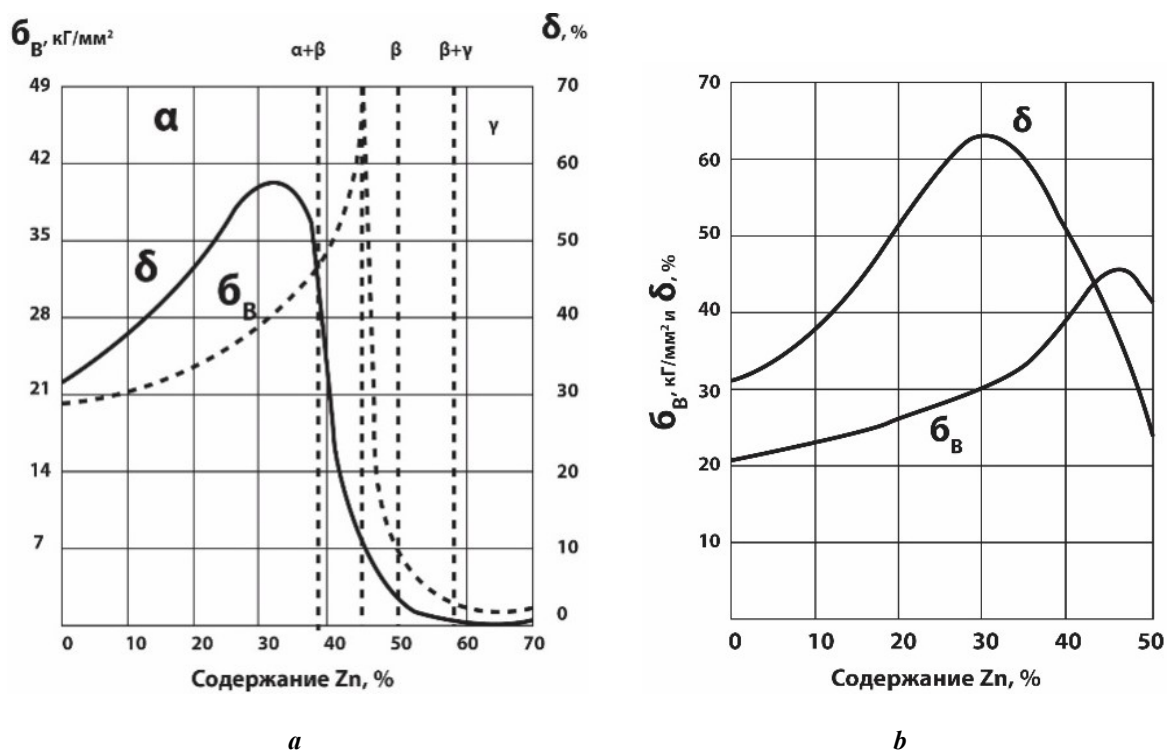


Рис. 3. Механические свойства:

a – литых сплавов [Привод. по: 8, с. 142];

b – прокатанных и отожженных медноцинковых сплавов [Привод. по: 8, с. 146]

Fig. 3. Mechanical properties:

a – cast alloys [Reproduced from: 8, p. 142];

b – rolled and annealed copper-zinc alloys [Reproduced from: 8, p. 146]

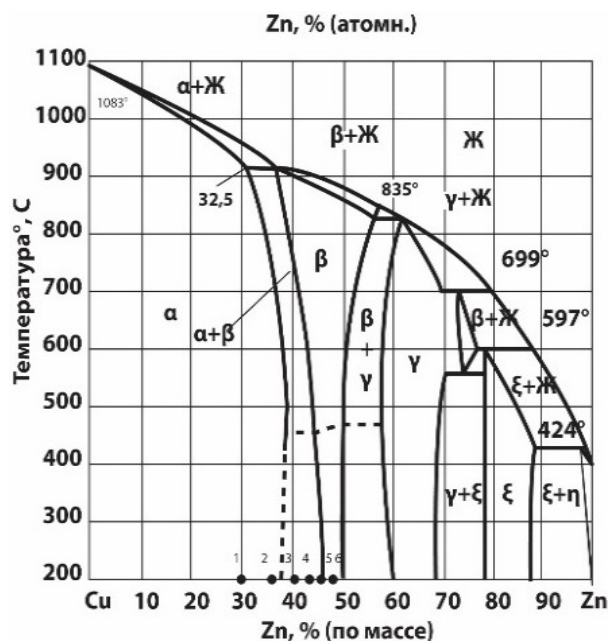


Рис. 4. Диаграмма Cu–Zn [Привод. по: 13, с. 622]

Fig. 4. Cu–Zn diagram [Reproduced from: 13, p. 622]

(генеалогии) атомов Cu и Zn: они до ~32 % Zn не участвуют в перитектической реакции.

Система Cu–Sn

У равновесных (отожженных) сплавов системы Cu–Sn (рис. 5) максимум δ отвечает концу перитектической горизонтали при ~13 % Sn, а у неравновесных (литых) сплавов (кардинально различающихся по структуре) – сместивше-

муся к ~8 % Sn концу той же горизонтали (рис. 6) [3]. Таким образом, максимум пластичности у оловянистых бронз отвечает Q Δ LS и связан с изменением структурной наследственности (генеалогией) атомов.

Система Cu–Si

Максимумы пластичности при росте прочности у кремнистой бронзы при ~3,5 % Si (рис. 7) соответствуют

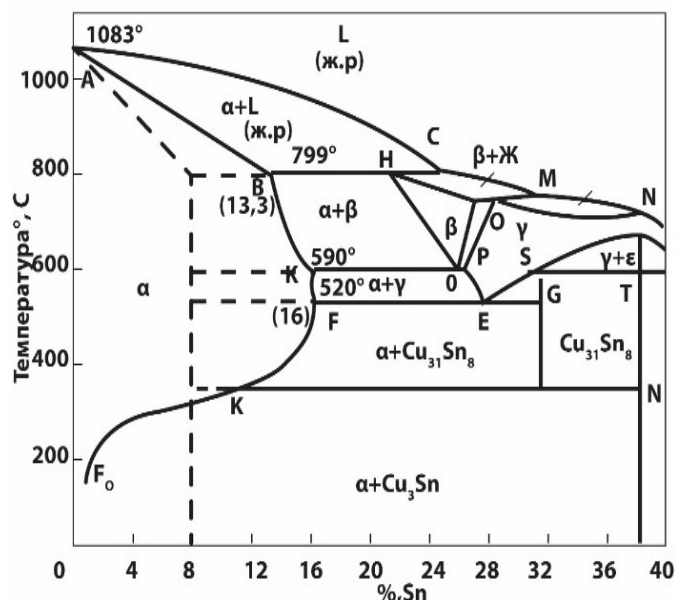


Рис. 5. Диаграмма Cu–Sn (сплошные линии – равновесное состояние (после отжига), пунктирные – неравновесное (литая бронза) [Привод. по: 3, с. 502]

Fig. 5. Cu–Sn diagram (solid graphs – equilibrium state (after annealing), dotted graphs – non-equilibrium state (cast bronze) [Reproduced from: 3, p. 502]

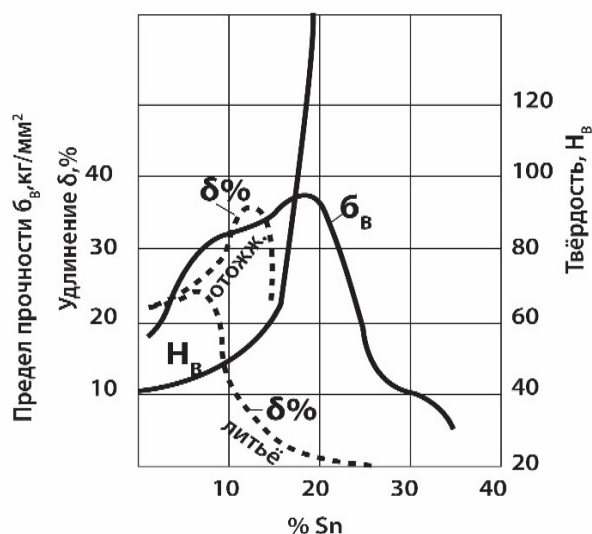


Рис. 6. Зависимость механических свойств оловянистых бронз от содержания Sn в литом и отожженном состоянии [Привод. по: 3, с. 504]

Fig. 6. The dependence of mechanical properties of straight bronzes on the Sn content in the cast and annealed states [Reproduced from: 3, p. 504]

изгибу солидуса (рис. 8), что при монотонном ликвидусе означает QALS [8; 17]. В данном случае аномалия пла-

стичности не связана с изменением структурной наследственности (генеалогии атомов), а только с QALS.

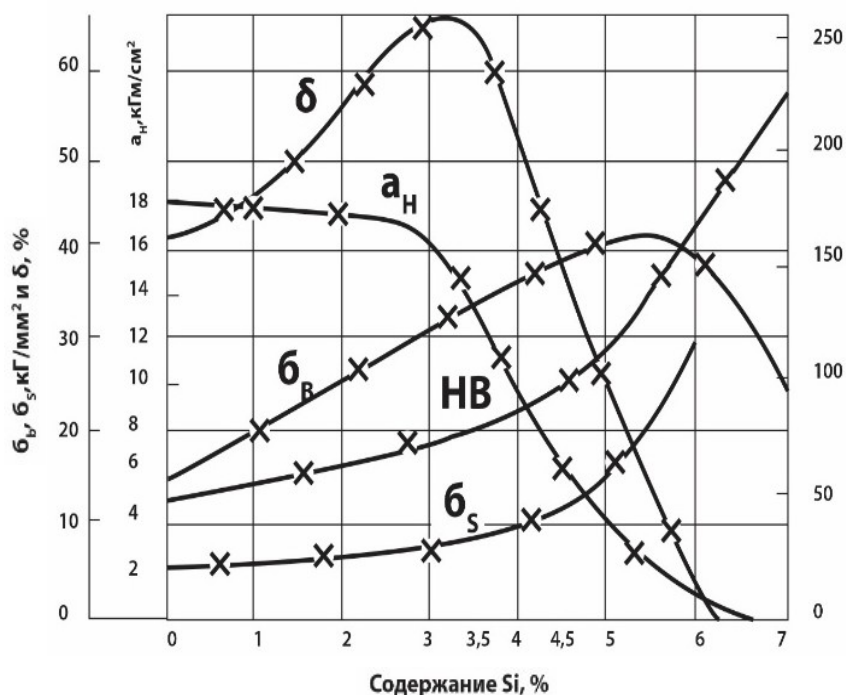


Рис. 7. Зависимость механических свойств кремнистых бронз от содержания Si [Привод. по: 8, с. 184)]

Fig. 7. The dependence of mechanical properties of silicon bronzes on the Si content [Reproduced from: 8, p. 184])

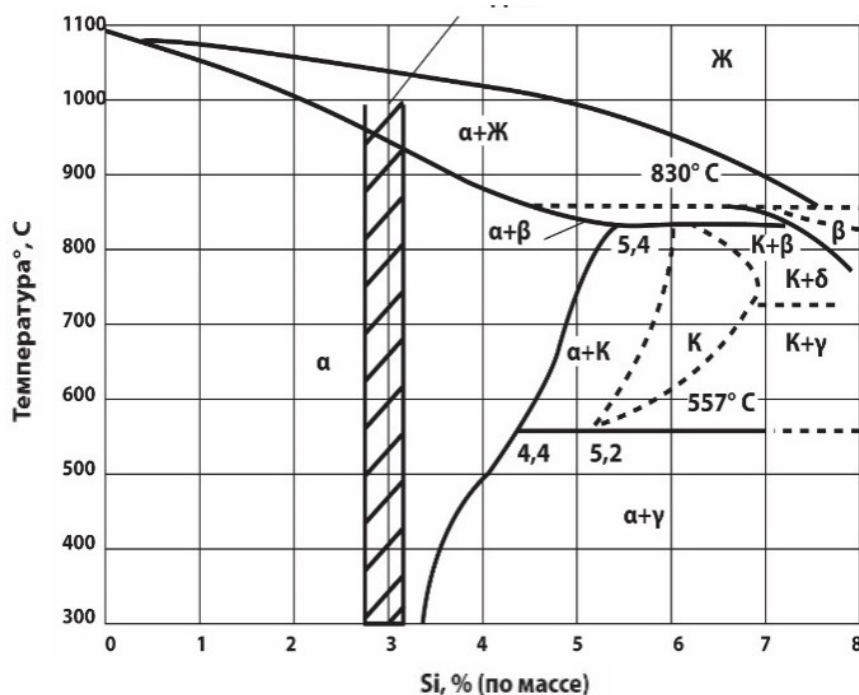


Рис. 8. Диаграмма Cu–Si [Привод. по: 8, с. 184]

Fig. 8. Cu–Si diagram [Reproduced from: 8, p. 184]

Система Al–Cu

На кривой износа литых сплавов данной системы отчетливо фиксируется минимум, строго соответствующий эвтектической точке (~67 мас. %, 82 ат. % Al, 548 °C) [6]. Увеличение доли, обладающей максимальной твердостью по отношению к алюминию фазы Al_2Cu (примерно в 6 раз тверже, чем даже эвтектический состав), снижает износостойкость сплава. Такой ход кривой износостойкости может быть связан с наличием промежуточной фазы – $Al_{41}Cu_9$, которая является удобным обозначением аномалий свойств. Формула $Al_{41}Cu_9$ «не соответствует правилу простых соотношений: например, экспериментально установлены соединения типа $A_{97}B$, $A_{48}B$ и т.д., которые часто являются эвтектическими концентрациями в бинарных системах» [18, с. 249].

Абсолютный максимум износостойкости у конгруэнтно образующейся (1050 °C) и эвтектично распадающейся фазы (~14 мас. %, ~25 ат. % Al, 565 °C) [6] позволяет предполагать наличие фазы ~ $AlCu_3$. Одинаково экстремальная (симбатная) реакция уравнивает фазы $AlCu_3$ и $Al_{41}Cu_9$ по служебно важному свойству – износостойкости.

Максимум вязкости расплавов по данным [8] отвечает предельной растворимости меди в алюминии в твердом состоянии (~94,5 мас. %, 97,5 ат. % Al, 548 °C). Исходя из утверждения «изотермы вязкости часто имеют максимум при концентрациях, соответствующих составу интерметаллических соединений» [19, с. 232], можно предполагать наличие промежуточной фазы ~ $Al_{49}Cu$.

Дополнительным доводом наличия промежуточной фазы является почти неизменность плотности при температуре ликвидуса сплавов с 4,99 и 5,93 мас. % Cu (2,482 и 2,484 г/см³ соответственно), тогда как плот-

ность шести сплавов, содержащих 0,73–10,35 мас. % Cu, повышается в среднем на ~0,2 г/см³ в расчете на 1 % [6]. Реакция на HCL у экспериментально установленной фазы $CuAl_2$ (~45 % Al) минимальная, а у сплава, содержащего примерно 5 % Cu, она максимальная [6], что также может свидетельствовать о наличии предполагаемой промежуточной фазы.

Проведение закалки от 500 °C сплава с 5,96 мас. % Cu повышает твердость по Шору на 50 % по сравнению с его отожженным состоянием, а последующее естественное старение после закалки – еще на ~50 % [6]. При этом твердость сплавов с 2,13, 2,62 и 6,33 мас. % Cu практически не меняется как после закалки, так и последующего естественного старения [6], что свидетельствует об очень высокой восприимчивости сплава с 5,96 мас. % Cu к термической обработке. Этот эффект не был выявлен при измерении твердости по Бринеллю, так как медленное индентирование приводит к динамическому деформационному старению, чего не происходит на склерометре Шора при практически мгновенном контакте бойка с образцом.

Модуль упругости остро реагирует на известные фазы $AlCu_2$, $AlCu$ и Al_2Cu [6]. На последнюю фазу реакция менее остра, чем на сплав с ~19 ат. % Al, который отвечает концу эвтектической (~1040 °C) и эвтектичной (~565 °C) горизонтали [8], где QALS очевидно, что предполагает наличие промежуточной фазы ~ Cu_4Al .

Система Al–Si

Линия ликвидус у доэвтектических силуминов имеет немонотонный характер: ликвидус линейный от ~4 до ~8 % Si, а на участках от 0 до ~4 % Si и от ~8 до 12 % Si – криволинейный (рис. 9). У заэвтектического силумина при % Si > 85 ликвидус становится почти

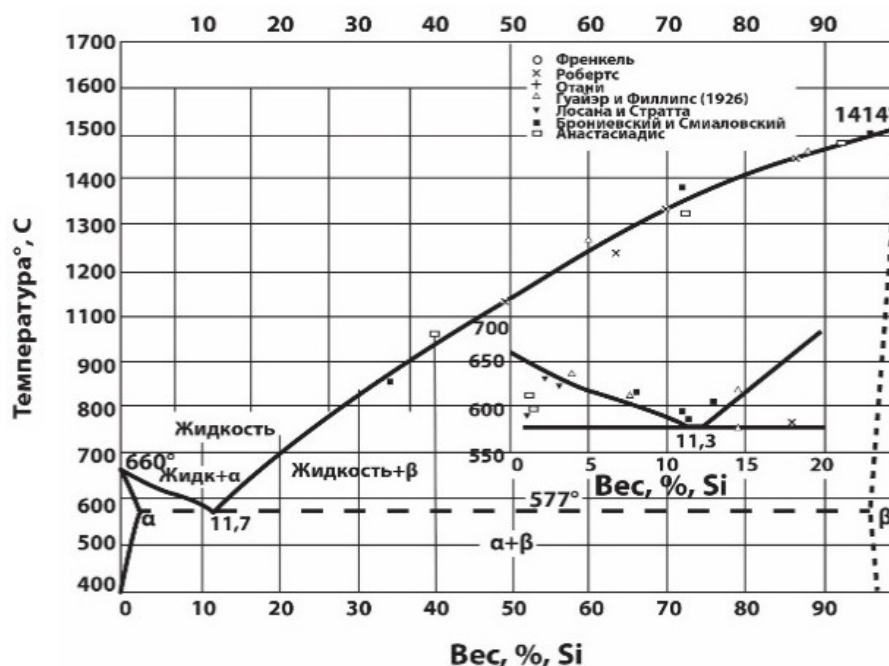


Рис. 9. Диаграмма состояния системы Al–Si [Привод. по: 13, с. 152]
Fig. 9. State diagram of the Al–Si system [Reproduced from: 13, p. 152]

плоским. Поскольку солидус горизонтален, то при ~4, ~8, ~85 % Si имеет место QALS, как в эвтектической точке (~12 % Si), так и у конца эвтектической горизонтали (~2 % Si) [6; 7; 13].

При % Si > 85 (рис. 9) имеет место незначительный, но тем не менее заметный изгиб ликвидуса, т. е. QALS, при этом твердость силумина вырастает почти в 5 раз (рис. 10) (до ~85 % Si твердость практически не растет [20]).

Попытки повысить твердость разными способами литья, отжигом, горячим прессованием не привели к желаемому результату: твердость оставалась в 5–6 раз ниже, чем это требует правило аддитивности [20]. Только приготовлением сплавов с 60, 75 и 85 % Si металло-керамическим способом удалось повысить твердость в ~3 раза (рис. 10). Такой способ приготовления сплавов исключает контакт атомов алюминия и кремния в расплаве, в котором, вероятно, закладываются указанные аномалии свойств.

У литого немодифицированного силумина эвтектического состава одновременный максимум прочности и пластичности при ~12 % Si, а у модифицированного – при ~14 % Si (рис. 11) [3; 7; 17; 21]. Модифицирование приводит к существенному изменению микроструктуры сплава, следовательно, одновременные максимумы δ и σ_B к структуре отношения не имеют. Но в обоих случаях аномалии пластичности связаны с эвтектическими точками (известно, что модифицирование смещает эвтектическую точку от ~12 к ~14 % Si), где имеет место QALS.

Кардинально меняющая структуру по сравнению с литым состоянием горячая деформация (обжиг 86,5 %)

(рис. 12) также приводит к аномальному соотношению прочности и пластичности силумина эвтектического состава (максимум и у прочности, и у пластичности) [7; 16; 22]. Следовательно, аномалия свойств со структурой не связана.

Принципиально по-иному ведут себя силумины, приготовленные методом порошковой металлургии. Рост прочности сопровождается падением пластичности (рис. 13) [7]. Это свидетельствует о том, что аномальное соотношение σ_B и δ обусловлено взаимодействием атомов Al и Si в расплаве, которого нет в порошковом силумине.

При ~2 % Si резко замедляется рост электросопротивления ρ , а у расплава того же состава минимум ρ и плотности [9; 16]. При ~4 % Si находится минимум жидкотекучести [23]. При ~8 % Si имеет место изгиб кривой линейной усадки, максимумы электросопротивления, экстремумы магнитной восприимчивости в твердом и жидком состояниях [23; 24]. Последнее привело Г.Г. Крушенко с соавторами к фактическому признанию фазы ~Al₁₁Si, поскольку они считают, что наличие экстремальных значений связано с сильным взаимодействием между атомами компонентов в жидком и твердом состоянии по типу связи в интерметаллических соединениях [25].

В связи с ограниченным контактом между атомами компонентов в эвтектических системах в твердом состоянии (практически только по межфазным границам) и неограниченным – в жидком, можно предположить, что вышеперечисленные аномалии свойств «закладываются» в жидком состоянии и наследуются твердым

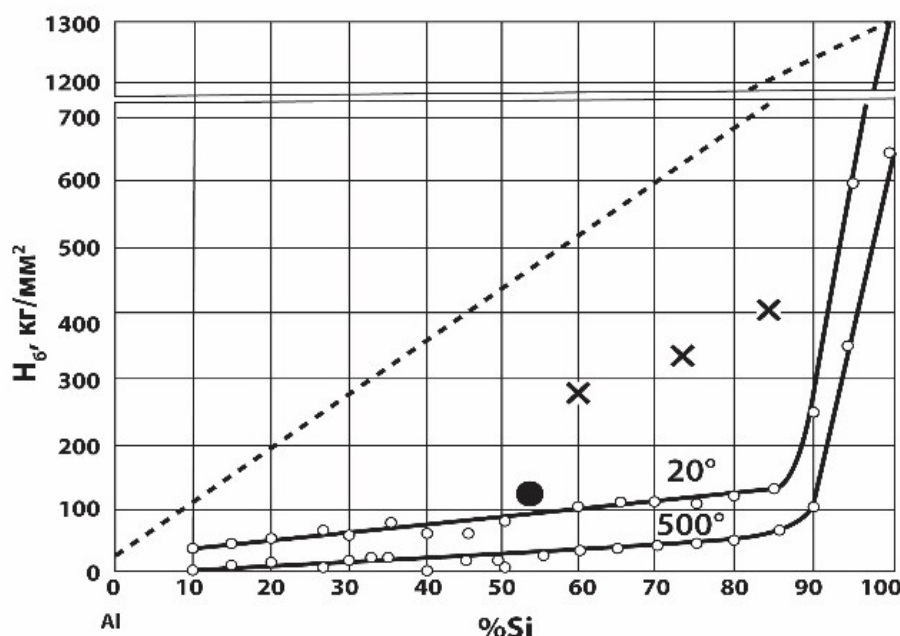


Рис. 10. Твердость сплавов системы Al–Si

(● – твердость горячепрессованного сплава; × – твердость металлокерамических образцов, твердость по правилу аддитивности) [Привод. по: 20, с. 176]

Fig. 10. Hardness of Al–Si system alloys

(● – hardness of a hot-pressed alloy; × – hardness of ceramic-metal specimens, hardness according to the rule of mixtures) [Reproduced from: 20, p. 176]

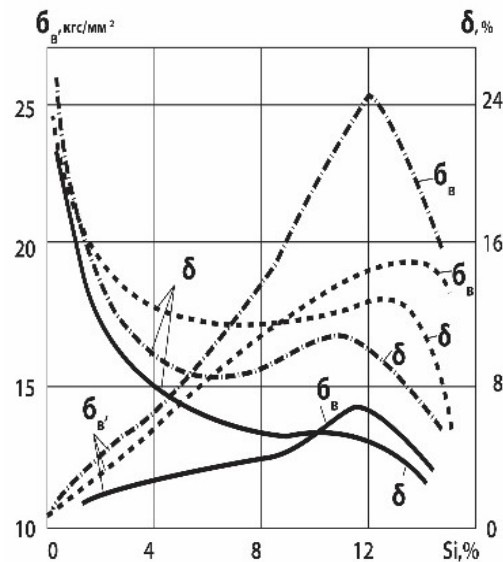


Рис. 11. Зависимость прочности и пластичности силуминов от состава (пунктирные линии – модифицированный силумин; сплошные линии – немодифицированный силумин) [Привод. по: 7, с. 121]

Fig. 11. The dependence of strength and plasticity of silumins on the composition (dotted graphs – modified silumin; solid graphs – unmodified silumin) [Reproduced from: 7, p. 121]

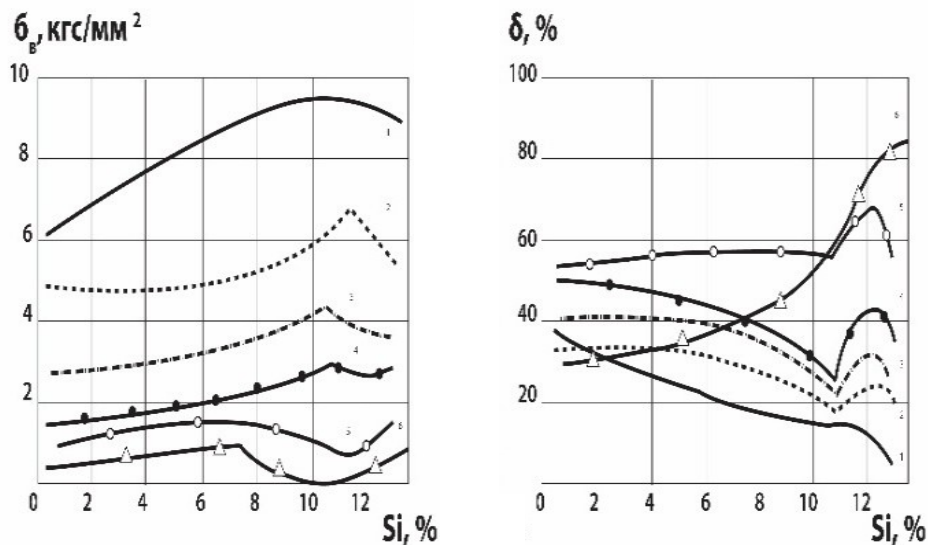


Рис. 12. Зависимость прочности и пластичности от состава горячедеформированного силумина (сплошные линии – испытания при 20 °С) [Привод. по: 7, с. 118]

Fig. 12. The dependence of strength and plasticity on the composition of a hot-deformed silumin (solid graphs – tests at 20 °C) [Reproduced from: 7, p. 118]

состоянием. Но это уже касается спорного механизма кодирования и передачи информации при передаче наследственных признаков [4; 26; 27].

Системы Al–Mg, Al–Cu–Mg и Cu–Mn

В сплавах Al + ~10 % Mg и Al + ~92 % Mg [28; 29] изгибам солидуса, т. е. QALS, отвечают одновременные максимумы δ и σ_B [6; 23].

Абсолютные максимумы σ_B и $\sigma_{0,2}$ у дуралюмина состава конца эвтектической горизонталы (~6 % Cu), т. е. QALS, не отвечают минимумам пластичности, что свидетельствует о повышенных значениях прочности [20].

Одновременные максимумы σ_B , ψ и δ при 40 % Mn в системе Cu–Mn точно соответствуют эвтектикоподобному касанию ликвидуса и солидуса [20], т. е. QALS и уникальности структурной наследственности атомов

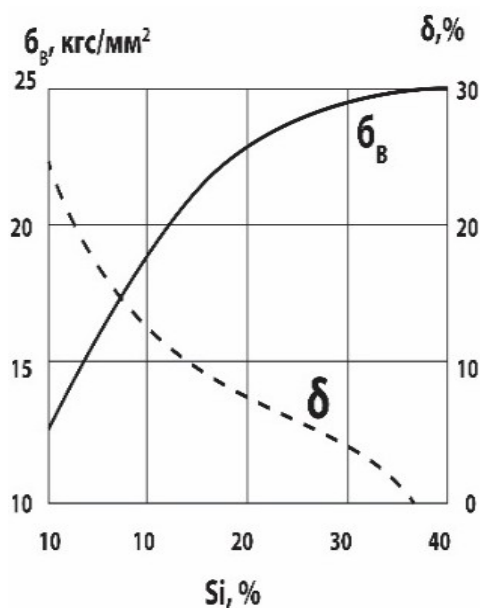


Рис. 13. Зависимость прочности и пластичности от состава порошковых силуминов [Привод. по: 7, с. 124]
Fig. 13. The dependence of strength and plasticity on the composition of powder silumins [Reproduced from: 7, p. 124]

сплава с 40 % Mn: при его кристаллизации не требуется перераспределения атомов, как у чистого металла. Отметим, что у этого сплава абсолютный максимум термоЭДС, знак которой меняется при ~75 % Mn, когда наблюдается максимум КСУ, а интервал кристаллизации имеет максимальную ширину, что означает QALS.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Таким образом, для промышленных сплавов (латунь, оловянистая, кремнистая, бериллиевая бронзы, силумин, магналий, дуралюмин) определен критерий (QALS), позволяющий установить связь аномалий физико-механических свойств с диаграммами фазового равновесия. Поскольку QALS и экстремумы на кривых свойств являются фундаментальными признаками промежуточных фаз, можно предположить, что наличие последних и отвечает за приведенные в статье многочисленные аномалии физико-механических свойств цветных сплавов.

Установленный критерий позволяет дать объяснение существующим аномалиям физико-механических свойств, а также прогнозировать последние по виду диаграммы фазового равновесия.

На основании установленной закономерности для связи аномалий физико-механических свойств сплавов с качественными изменениями интервалов кристаллизации (перекристаллизации) (QALS) предлагается альтернативная версия закона Курнакова, которая звучит следующим образом: *аддитивное (линейное) изменение свойств сплавов-смесей ограничено абсциссами точек, включая эвтектическую точку, где имеет место качественное изменение интервалов кристаллизации (перекристаллизации) (QALS).*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бочвар А.А. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1956. 495 с.
2. Гуляев А.П. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
3. Кащенко Г.А. *Основы металловедения*. Л., М.: Металлургиздат, 1949. 639 с.
4. Никитин К.В., Никитин В.И. *Управление качеством литых изделий из силуминов на основе явления структурной наследственности* // Цветные металлы и минералы: сб. докладов 9-го междунар. конгресса. Красноярск, 2017. С. 606–613.
5. Грищенко Н.А., Сидельников С.Б., Губанов И.Ю., Лопатина Е.С., Галиев Р.И. *Механические свойства алюминиевых сплавов*. Красноярск: СФУ, 2012. 196 с.
6. Вол А.Я. *Строение и свойства двойных металлических систем*. В 4 т. Т. 1. М.: Изд-во физ.-мат. лит., 1959. 755 с.
7. Строганов Г.В., Ротенберг В.А., Гершман Г.В. *Сплавы алюминия с кремнием*. М.: Металлургия, 1977. 272 с.
8. Мальцев М.В. *Металлография промышленных цветных металлов и сплавов*. М.: Металлургия, 1970. 364 с.
9. Курганов Ю.А., Щербаков С.П. *Влияние дискретной добавки оксида алюминия на структуру и свойства алюминиевого сплава* // Записки Горного института. 2017. Т. 228. С. 717–721.
10. Бажин В.Ю., Александрова Т.А., Котова Е.Л., Сулов А.П. *Современный взгляд на аномалии в группах металлов Периодической системы Д.И. Менделеева* // Записки Горного института. 2019. Т. 239. С. 520–527.
11. Захаров А.М. *Диаграммы состояния двойных и тройных систем*. М.: Металлургия, 1990. 240 с.

12. Курнаков Н.С. Избранные труды. В 3 т. Т. 2. М.: Изд-во АН СССР, 1961. 611 с.
13. Хансен М. Структуры бинарных сплавов. В 2 т. Т. 1. Л., М.: Металлургиздат, 1941. 640 с.
14. Меськин В.С. Ферромагнитные сплавы и их свойства. Л., М.: ОНТИ НКТП, 1937. 791 с.
15. Петров Д.А. Вопросы теории сплавов алюминия. М.: Металлургиздат, 1951. 256 с.
16. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. В 2 т. Т. 1. М.: Металлургиздат, 1962. 608 с.
17. Андрушевич А.А., Анисович А.Г. Микроструктуры черных и цветных металлов. Минск: Беларуская навука, 2015. 132 с.
18. Аубакирова Р.К. Закономерности развития эвтектических реакций в бинарных сплавах. Алма-Ата: Наука, 1990. 168 с.
19. Арсентьев П.П., Коледов Л.А. Металлические расплавы и их свойства. М.: Металлургия, 1976. 376 с.
20. Савицкий Е.М. Влияние температуры на механические свойства металлов и сплавов. М.: Изд-во АН СССР, 1957. 295 с.
21. Сидельников А.С., Лопатина Е.С., Довженко Н.Н., Дроздова Т.Н., Беляев С.В., Баранов В.Н., Константинов И.Л., Сидельников А.С., Беспалов В.М. Особенности структурообразования и свойства металла при высокоскоростной кристаллизации-деформации и модифицировании алюминиевых сплавов. Красноярск: СФУ, 2015. 180 с.
22. Логинов Ю.Н. Прессование как метод интенсивной деформации металлов и сплавов. 2-е изд. Екатеринбург: Изд-во Уральского ун-та, 2017. 156 с.
23. Корольков А.М. Литейные свойства металлов и сплавов. М.: Наука, 1967. 199 с.
24. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
25. Крушенко Г.Г., Шпаков В.И., Никитин В.И., Торшилова С.И. О некоторых особенностях структурно-чувствительных характеристик сплавов Al-Si // Известия АН СССР. Металлы. 1977. № 4. С. 204–207.
26. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение, 2005. 476 с.
27. Никитин В.И., Никитин К.В. Технологии генной инженерии в литых сплавах – это реальность // Труды 12-го съезда литейщиков России. Нижний Новгород, 2015. С. 244–251.
28. Пряхин Е.И., Шаронов Н.И. Основные положения и проблемы технологии ЭЛС применительно к изготовлению конструкций из алюминиево-магниевого сплава // Записки Горного института. 2018. Т. 229. С. 84–91.
29. Аникина В.И., Гильманшина Т.Р., Баранов В.Н. Структура и свойства алюминиево-магниевого сплава. Красноярск: СФУ, 2012. 112 с.
30. Nikitin K.V., Nikitin V.I. Quality control of Al-Si castings based on the structural heredity effect. *Sbornik dokladov 9 mezhdunarodnogo kongressa "Tsvetnye metally i mineraly"*. Krasnoyarsk, 2017, pp. 606–613.
31. Grishchenko N.A., Sidelnikov S.B., Gubanov I.Yu., Lopatina E.S., Galiev R.I. *Mekhanicheskie svoystva alyuminievykh splavov* [Mechanical properties of aluminum alloys]. Krasnoyarsk, SFU Publ., 2012. 196 p.
32. Vol A.Ya. *Stroenie i svoystva dvoynykh metallicheskih sistem* [The structure and properties of binary metal system]. Moscow, Fiz.-mat. lit. Publ., 1959. Vol. 1, 755 p.
33. Stroganov G.V., Rotenberg V.A., Gershman G.V. *Splavy alyuminiya s kremniem* [Alloys of aluminum with silicon]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 272 p.
34. Maltsev M.V. *Metallografiya promyshlennykh tsvetnykh metallov i splavov* [Metallography of industrial non-ferrous metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 364 p.
35. Kurganov Yu.A., Shcherbakov S.P. Influence of a discrete additive of aluminum oxide on structure and properties of aluminum alloy. *Journal of Mining Institute*, 2017, vol. 228, pp. 717–721.
36. Bazhin V.Yu., Aleksandrova T.A., Kotova E.L., Suslov A.P. A modern view of anomalies in the metal groups of the periodic system of D.I. Mendeleev. *Journal of Mining Institute*, 2019, vol. 239, pp. 520–527.
37. Zakharov A.M. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh i troynykh sistem* [State diagrams of binary and ternary systems]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. 240 p.
38. Kurnakov N.S. *Izbrannye trudy* [Selected works]. Moscow, AN SSSR Publ., 1961. Vol. 2, 611 p.
39. Khansen M. *Struktury binarnykh splavov* [Binary alloy structures]. Leningrad, Moscow, Metallurgizdat Publ., 1941. Vol. 1, 640 p.
40. Meskin V.S. *Ferromagnitnye splavy i ikh svoystva* [Ferromagnetic alloys and their properties]. Leningrad, Moscow, ONTI NKTP Publ., 1937. 791 p.
41. Petrov D.A. *Voprosy teorii splava alyuminiya* [Questions of the theory of aluminum alloys]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1951. 256 p.
42. Khansen M., Anderko K. *Struktury dvoynykh splavov* [Double alloy structures]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1962. Vol. 1, 608 p.
43. Andrushevich A.A., Anisovich A.G. *Mikrostruktury chernykh i tsvetnykh metallov* [Microstructures of ferrous and non-ferrous metals]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2015. 132 p.
44. Aubakirova R.K. *Zakonomernosti razvitiya evtektoidnykh reaktsiy v binarnykh splavakh* [Patterns of development of eutectoid reactions in binary alloys]. Alma-Ata, Nauka Publ., 1990. 168 p.
45. Arsentyev P.P., Koledov L.A. *Metallicheskie rasplavy i ikh svoystva* [Metal melts and their properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 376 p.
46. Savitsky E.M. *Vliyaniye temperatury na mekhanicheskie svoystva metallov i splavov* [The effect of temperature on the mechanical properties of metals and alloys]. Moscow, AN SSSR Publ., 1957. 295 p.
47. Sidelnikov A.S., Lopatina E.S., Dovzhenko N.N., Drozdova T.N., Belyaev S.V., Baranov V.N., Konstantinov I.L., Sidelnikov A.S., Беспалов В.М. *Osobennosti strukturoobrazovaniya i svoystva metalla pri vysokoskorostnoy*

REFERENCES

1. Bochvar A.A. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1956. 495 p.
2. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 544 p.
3. Kashchenko G.A. *Osnovy metallovedeniya* [Fundamentals of metallurgy]. Leningrad, Moscow, Metallurgizdat Publ., 1949. 639 p.

- kristallizatsii-deformatsii i modifikatsirovaniy alyuminievykh spлавov* [Features of structure formation and metal properties in high-speed crystallization-deformation and modification of aluminum alloys]. Krasnoyarsk, SFU Publ., 2015. 180 p.
22. Loginov Yu.N. *Pressovanie kak metod intensivnoy deformatsii metallov i spлавov* [Pressing as a method of intensive deformation of metals and alloys]. 2nd ed. Ekaterinburg, Uralsky universitet Publ., 2017. 156 p.
 23. Korolkov A.M. *Liteynye svoystva metallov i spлавov* [Foundry properties of metals and alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1967. 199 p.
 24. Mondolfo L.F. *Struktura i svoystva allyuminievykh spлавov* [Structure and properties of aluminum alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 640 p.
 25. Krushenko G.G., Shpakov V.I., Nikitin V.I., Torshilova S.I. On some features of the structurally sensitive characteristics of Al-Si alloys. *Izvestiya Akademii nauk SSSR. Metally*, 1977, no. 4, pp. 204–207.
 26. Nikitin V.I., Nikitin K.V. *Nasledstvennost v litykh spлавakh* [Inheritance in cast alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 476 p.
 27. Nikitin V.I., Nikitin K.V. Genetic engineering in cast alloys is a reality. *Trudy 12-go syezda liteyshchikov Rossii*. Nizhniy Novgorod, 2015, pp. 244–251.
 28. Pryakhin E.I., Sharonov N.I. Basic provisions and problems of ELW technology for the manufacture of aluminum-magnesium alloys constructions. *Journal of Mining Institute*, 2018, vol. 229, pp. 84–91.
 29. Anikina V.I., Gilmanishina T.R., Baranov V.N. *Struktura i svoystva alyuminievo-magnievykh spлавov* [The structure and properties of aluminum-magnesium alloys]. Krasnoyarsk, SFU Publ., 2012. 112 p.

The regularities of the relationship between the anomalies of physicomachanical properties of nonferrous alloys and phase equilibrium diagrams

© 2020

Karen Yu. Shakhnazarov*, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair of Materials Science and Technology of Artsy Products

Saint-Petersburg Mining University, Saint-Petersburg (Russia)

*E-mail: karen812@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7501-6590>

Abstract: The existing numerous experimentally-built phase equilibrium diagrams of nonferrous alloys reflect the specific character of interaction of the components at their different ratios and different temperatures and give an idea of the so-called “metallographic” structure of alloys. In general, the literature sources establish a rather good relation between the structure and the properties, which allows controlling properties, predicting their possible change when varying the components concentrations and the structure forming conditions. However, the applied criteria, which sometimes allow explaining and predicting the level of the achieved properties according to phase equilibrium diagram appearance, do not make it possible to explain the nature of a rather large number of existing anomalies of physicomachanical properties of the industrially used nonferrous alloys. Based on the study of numerous literature data, the author identified the regularity, which allows establishing a relationship between the anomalies in the physicomachanical properties of nonferrous alloys and phase equilibrium diagrams. The author introduced the concept of phase equilibrium diagram as the concentration dependence of the qualitative changes in the crystallization (recrystallization) intervals, which makes it possible to associate the phase equilibrium diagram with the extreme values of physicomachanical properties, which cannot be explained by the peculiarities of the phase composition or structure. The author developed the technique that allows associating anomalies in the properties of alloys with phase equilibrium diagrams based on the first established criterion – a qualitative change (temperature extension) of the crystallization (recrystallization) interval (QALS), as well as with a difference in the structural heredity (genealogy) of the component atoms that make up the dual system. The joint analysis of the anomalies in the properties of binary alloys with state diagrams (based on the established criterion (QALS)) allows relating the latter to the presence of intermediate phases in the Cu–Zn, Cu–Sn, Cu–Si, Al–Cu, Al–Si, Al–Mg, Al–Cu–Mg, Cu–Mn systems. Based on the identified regularity of the relationship between the anomalies of physicomachanical properties of alloys and the qualitative changes in the crystallization (recrystallization) interval (QALS), the author proposes an alternative version of Kurnakov’s law.

Keywords: phase equilibrium diagram; crystallization interval; anomalies of physical-chemical properties; Kurnakov’s law; additive property change; liquidus; solidus.

For citation: Shakhnazarov K.Yu. The regularities of the relationship between the anomalies of physicomachanical properties of nonferrous alloys and phase equilibrium diagrams. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 3, pp. 53–64. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-3-53-64.