УДК 539.1

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-71-77

ПРИЗНАКИ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ФАЗ В СИСТЕМАХ Al-Si, Fe-C И Al-Cu

Шахназаров К.Ю.

Санкт-Петербургский горный университет, Санкт-Петербург, Россия

Аннотация

Актуальность: многие тысячи дорогостоящих диаграмм состояния отражают специфику взаимодействия компонентов при разном соотношении и температурах, но дают представление о не имеющей потребительской ценности так называемой металлографической структуре. (Наиболее известные справочники диаграмм состояния Хансена и Андерко, Эллиота, Шанка называются «Структуры двойных сплавов».) Между тем линии диаграммы состояния являются концентрационными зависимостями протяженности по температуре интервалов кристаллизации и перекристаллизации. Качественное изменение этих интервалов является фундаментальным признаком конгруэнтно и инконгруэнтно плавящихся фаз, соединений типа σ -фазы, которые интересны не своей структурой, а «особыми» полезными или вредными свойствами. Полагаем актуальным найти связь с диаграммами состояний аномалий свойств промышленных сплавов (сталь, силумин, дуралюмин). **Цель работы:** найти связь аномалий свойств двойных сплавов (сталь, дуралюмин, силумин) с диаграммой состояния – с качественными изменениями интервала кристаллизации. Качественное изменение протяженности по температуре интервала кристаллизации (КИ Δ LS, где L – ликвидус, S – солидус, Δ LS – разница между температурами L и S) по мере увеличения (уменьшения) содержания второго компонента имеет место в эвтектической точке, у концов эвтектической или перитектической горизонталей, у изгиба ликвидуса или солидуса, если отвечающие им солидус или ликвидус монотонны. **Методы исследования:** используются литературные (т.е. объективные) данные по взаимосвязи свойств двойных систем (Al-Si, Fe-C, Cu-Al) с существующими фазовыми диаграммами. **Новизна:** аномалии свойств силуминов, сталей и дуралюминов могут быть связаны с промежуточными фазами $\sim$ Al₁₁Si, Al_{98,5}Si_{1,5}, Al₇Si, AlSi₆, Fe₂₄C, Fe₄₂C, Al₄₁Cu₉, Al₄₉Cu, Cu₄Al и Cu₇Al₃, которые находятся вблизи качественных изменений интервалов затвердевания или превращения в твердом состоянии. **Практическая значимость:** признание этих фаз позволяет сделать диаграммы полезными для практики и разрешить коллизию, сформулированную А.А. Бочваром: «Однозначной зависимости между составом и свойствами, как оказалось, вообще не существует».

Ключевые слова: ликвидус, солидус, эвтектика, перитектика, промежуточная фаза.

Введение

Цель настоящей работы – обоснование наличия признаков промежуточных фаз в эвтектических и эвтектоидных системах Al-Si, Al-Cu и Fe-C. Очень редко, но такие фазы обнаружены, например, InZn₈ (установлена кристаллическая решетка) [6, с. 540] и Pt₄Al (установлена и точка Курнакова) [7, с. 74].

Методика

Поскольку всеобъемлющей классификации промежуточных фаз на основе какого-либо единственного признака в настоящее время нет, то методической основой настоящей работы являются:

1. Отказ Н.С. Курнакова, Н.В. Агеева и С.А. Погодина в 1928 г. от правила аддитивного изменения свойств в эвтектических системах (правила Курнакова), «теоретически установ-

ленного Н.С. Курнаковым и С.Ф. Жемчужным» в 1908 г. [8, с. 77].

2. Суждение М. Хансена: «Промежуточная фаза может обладать выраженными химическими свойствами, подобными свойствам химических соединений, не будучи по характеру своей структуры соединением» [9, с. 377].

3. Критерий 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» [10, с. 368], как и состояние сплава – жидкое или твердое, т.к. их физические свойства весьма близки [11, с. 6], а «металлургическая наследственность» предполагает «взаимосвязь и взаимовлияние жидкого и твердого состояний» [11, с. 74, 52]. Это важно, т.к. сплав-смесь когда-то был однофазным, будучи расплавом, а ферритно-цементитная смесь была однофазной еще и в аустенитном состоянии. Непол-

ное знание механизма передачи наследственных признаков [11, с. 53] не отменяет металлургическую наследственность.

4. Суждение Д.А. Петрова: «Результаты, полученные для систем с непрерывным рядом твердых растворов легко распространить на системы, образующие эвтектические смеси твердых растворов» [12, с. 19]. Это экспериментально обоснованное суждение исключает роль металлографической структуры, что позволяет искать хотя бы формальные признаки наличия промежуточных фаз, которые интересны только тем, что дают полезные или вредные аномалии свойств.

5. Безусловная и самоочевидная связь конгруэнтно и inconгруэнтно плавящихся фаз с качественными изменениями интервалов кристаллизации КИΔLS.

В эвтектических и эвтектоидных системах L означает ликвидус или ликвидоид (линия GOS в системе Fe-C), а S – солидус или солидоид (линия PSK в той же системе).

6. Безусловное КИΔLS у концов эвтектической горизонтали, в эвтектической и эвтектоидной точках, у любой немонотонности (изгибе) L, поскольку S в эвтектических и эвтектоидных системах является горизонталью.

7. Ввиду разнообразия диаграмм состояния для одной и той же системы, «за критерий верности и пригодности» берется «степень ее соответствия наблюдаемым структуре и свойствам» [13, с. 196].

8. Приоритет отдается «старым» данным, которые А.А. Бочвар (в учебнике) ценил больше «новых» [13, с. 194].

Твердость и электросопротивление обозначены Н и ρ соответственно.

Обсуждение Система Al-Si

В этой системе атомные и массовые проценты практически совпадают.

Кривые ρ (при 450 и 660°C) (рис. 1, кр. 2, 3) и магнитной восприимчивости (при 500 и 900°C) (кр. 3, 9) с экстремумами при ~ 8% Si привели к фактическому признанию фазы ~ $Al_{11}Si$: «наличие экстремальных значений связано с сильным взаимодействием между атомами компонентов в жидком и твердом состояниях по типу связи в интерметаллических соединениях» [14, с. 204]. Формальное признание фазы ~ $Al_{11}Si$ не сделано, «поскольку на диаграмме состояния Al-Si отсутствуют какие-либо соединения» [14, с. 204]. Второй признак – изгиб L при ~ 8% Si [15, с. 259], т.е. КИΔLS, позволяет формально признать фазу ~ $Al_{11}Si$. Признание фазы ~ $Al_{11}Si$ позволяет дать объяснение тому, что на кривых свойства –

состав «могут появляться особые точки, не связанные с положением эвтектической точки» [16, с. 90], а также минимуму пластичности доэвтектических силуминов, изгибу кривой σ_B – % Si [15, с. 263] (кр. 3), экстремумам магнитной восприимчивости (кр. 3, 10).

При 4% Si, где КИΔLS из-за изгиба ликвидуса при монотонном солидусе самоочевидно, находится минимум жидкотекучести (кр. 8) [30, с. 117, 135].

Рис. 1. Схематизированная зависимость от содержания Si свойств и КИΔLS:
● – твердость порошковых силуминов
(остальные пояснения в тексте)

Резкий, не комментируемый А.А. Бочваром и И.И. Новиковым, изгиб кривой линейной усадки при 8% Si [17, с. 219] (кр. 6) позволяет также поиному взглянуть на такой же изгиб кривой усадки при ~ 1,5% Si и оспорить мнение Л.Ф. Мондольфо: «Горячеломкость достигает максимума при концентрации, отвечающей пределу растворимости в твердом состоянии в области максимального интервала между солидусом и ликвидусом» [18, с. 146]. Этот «максимальный интервал» находится у конца эвтектической горизонтали, где КИΔLS очевидно, что позволяет предположить наличие фазы $Al_{98,5}Si_{1,5}$ и связать с нею горячеломкость. В пользу этой фазы свидетельствуют абсолютный максимум вязкости расплава при перегреве над L на 120°C, минимум ρ и плотности расплава (кр. 7) и изгиб кривой ρ при ~ 1,5% Si (кр.1) [15, с. 261, 270].

У эвтектического состава (~ 12% Si) одновременный максимум σ_B и δ (кр. 4) [15, с. 263]. Вопреки экспериментальным данным А.Е. Вол пишет, что σ_B «непрерывно увеличивается ... а δ непрерывно снижается» [15, с. 262], что скрывает аномалию – признак промежуточной фазы ~ Al_7Si . Другой признак – небольшие изгибы кривых Н

[15, с. 265] и ρ [15, с. 270] вблизи $\sim 12\%$ Si – также очевиден. Третий признак – максимум плотности расплава (кр. 12) и минимумы вязкости у расплава эвтектического состава при перегревах над ликвидусом на 50 и 120°C (кр. 11) [15, с. 261].

Изгиб L при $\sim 15\%$ Al [15, с. 259] дает, как в любой эвтектической системе, КИАЛС. Несмотря на более высокую (в ~ 50 раз) H кремния по сравнению с алюминием, H сплава с $\sim 85\%$ Si в ~ 9 раз ниже, чем это следует из правила аддитивности (кр. 5). Очень резкий изгиб кривой H при $\% \text{ Si} > \sim 85$ (H при 85 – 100% Si возрастает в ~ 10 раз [2, с. 236]) может быть признаком промежуточной фазы $\sim \text{AlSi}_6$ (кр. 5).

Никакого отношения это вопиющее нарушение правила аддитивности к металлографической структуре не имеет. Это строго доказано: предпринятые Е.М. Савицким и В.В. Барон «попытки получения алюминиево-кремнистых сплавов с иным распределением структурных составляющих путем изменений условий литья, длительности отжига, деформации не привели к положительным результатам. Так, твердость горяче-прессованного состава с 55% кремния почти не

изменилась по сравнению с литым сплавом и составила 90 кг/мм²» [19, с. 179]; у литого – 93,5 кг/мм² [19, с. 177], а по правилу аддитивности должна составлять ~ 450 кг/мм² [19, с. 176].

Только металлокерамическим способом удалось повысить твердость сплавов с 60, 75 и 85% Si в ~ 3 раза [19, с. 179], исключив контакт атомов Al и Si в расплаве, в котором, вероятно, закладываются аномалии свойств эвтектических сплавов. Во всяком случае, В.Я. Аносов и С.А. Погодин изгиб ликвидуса в эвтектических системах связывают с «тенденцией к расслоению» и «наличием неустойчивой бинадальной кривой» [20, с. 434].

Система Fe-C

(основные свойства схематизировано
представлены на рис. 2)

Из-за изгиба ликвидуса и линии GOS у точек В и О (у них общая абсцисса при $\sim 0,5\%$ C) имеют место явные качественные изменения интервалов и кристаллизации, и перекристаллизации.

Рис. 2. Диаграмма состояния Fe-C и зависимость свойств от содержания углерода

Исключительно из «настоющих» книг по металловедению известны не требующие ссылок качественные изменения структуры и свойств. Например, при % C > 0,5: мартенсит начинает менять морфологию от дислокационной к двойникованной, становясь катастрофически хрупким, хотя является твердым раствором, становится тетрагональным без оговорок на самоотпуск во время закалочного охлаждения, почти не упрочняется углеродом; феррит теряет способность быть видманштеттовым и упрочняется в результате естественного старения после субкритической закалки.

Расплавы и аустенит (при ~ 1100°) остро реагируют своими свойствами на ~ 0,5% C [11, с. 100], [21, с. 107].

Металлографической структурой, на наш взгляд, нельзя объяснить максимум предела текучести не только отожженных [5, с. 61], [4, с. 480], но и высокоотпущенной после закалки [22, с. 144] стали с ~ 0,5% C, как и минимум модулей Юнга и сдвига отожженных сталей с ~ 0,5% C [23, с. 232]. Такие качественные изменения свойств можно приписать промежуточной фазе ~ Fe₄₂C (0,5% C), особенно если следовать наставлением учебника по обнаружению промежуточных фаз по аномалиям свойств расплавов [21, с. 93].

КИАЛС в эвтектоидной точке очевидно. П.Я. Салдау показал максимумы ρ и H отожженных на зернистый и пластинчатый перлит сталей с 0,89% C, что объяснил «особым физическим состоянием вещества» [24, с. 52 – 54, 189], поскольку, согласно «здравому смыслу», высокоомный и высокотвердый цементит обязан повышать ρ и H всех сталей.

Для обоснования фазы ~ Fe₂₄C (0,89% C) важно следующее заключение: «из всех сплавов на основе железа лишь у чистого железа и стали эвтектоидного состава (~ 0,8% C) физический предел усталости отсутствует» [25, с. 101], площадка текучести – тоже [25, с. 101]. Это означает, что ~ Fe₂₄C является индивидом. Как и Fe.

Наличие фазы ~ Fe₂₄C подтверждается максимумами модулей Юнга и сдвига при ~ 0,9% C как для закаленного (твердый раствор), так и отожженного (ферритно-цементитная смесь) состояний [23, с. 232]. Качественно одинаковый и очевидно немонотонный вид кривых модулей упругости антиподов по структуре (продуктов закалки и отжига) в работе [23] не обсуждается,

но вводится без раскрытия его сути понятие «другая дополнительная причина» [23, с. 235], созвучная «физическому состоянию вещества» [24, с. 54]. Эти довольно неопределенные понятия можно заменить признанием промежуточных фаз ~ Fe₂₄C и ~ Fe₄₂C, на наш взгляд.

Система Al-Cu

Эвтектической точке (~ 67 мас., 82 ат. % Al, 548°С) отвечает минимум на кривой износа литых сплавов, что означает аномалию: увеличение доли сверхтвердой по отношению ко второму компоненту эвтектики (твердому раствору Cu в Al) фазы Al₂Cu снижает износостойкость [15, с. 341, 360, 373]. Это позволяет декларировать фазу ~ Al₄₁Cu₉.

«Максимум вязкости расплавов отвечает предельной растворимости меди в алюминии в твердом состоянии» (97,5 ат, 94,3 мас. % Cu, 548°С [15, с. 353]), т.е. концу эвтектической горизонтали. Это позволяет декларировать фазу ~ Al₄₉Cu, поскольку «изотермы вязкости часто имеют максимум при концентрациях, соответствующих составу интерметаллических соединений» [26, с. 232]. Другим доводом является почти неизменность плотности сплавов с 4,99 и 5,95 мас. % Cu (2,482 и 2,484 г/см³ соответственно), хотя плотность 6 сплавов, содержащих 0,73 – 10,35 мас. % Cu, повышается в среднем на ~ 0,2 г/см³ в расчете на 1% Cu [15, с. 355]. Согласно [8, с. 39, 469, 543] почти площадка на кривых свойств является признаком промежуточной фазы. Третьим доводом является очень высокая восприимчивость сплавов с 5,96 мас. % Cu к термической обработке: закалка от 500° повышает H по Шору на ~ 50% по сравнению с отожженным состоянием, а естественное старение после закалки еще на ~ 50%. Другие изученные сплавы с 2,13, 2,62 и 6,33 мас. % Cu вообще не чувствительны к обоим видам термообработки [15, с. 363] (рис. 3). Пределы прочности и текучести при ~ 6% Cu имеют максимумы после закалки с искусственным или естественным старением [18, с. 45], хотя фазовый состав и структура немного левее и правее ~ 6% Cu не дают для этого оснований. Более того, уменьшение прочностных свойств при Cu > 6% означает неучастие в их формировании очень твердых интерметаллидов Al₂Cu.

Рис. 3. Прирост твердости по Шору сплавов Al-Cu после закалки от 500°C и старения при 20°C в течение 120 ч от % Cu; часть диаграммы Al-Cu

У аномалий у конца эвтектической горизонтали (~ 6% Cu, 548°C) есть аналоги – аномалии свойств у концов эвтектоидной (565°C) горизонтали, т.е. при 19,6 ат., 9,4 мас. % Al и 30,3 ат., 15,6 мас. % Al [15, с. 342]. На конец при 19,6 ат. % Al остро реагирует модуль Юнга – острее, чем на самую известную промежуточную фазу Al_2Cu . На конец при 30,3 ат. % Al реакция еще острее: сплав этого состава имеет абсолютный максимум износостойкости в системе Cu-Al [15, с. 342, 360]. Фазовым составом, металлографической структурой эти аномалии объяснить нельзя, на наш взгляд. Декларировать фазы ~ Cu_4Al и Cu_7Al_3 позволяет и то, что первая находится под концом эвтектической (1035°C), а вторая – под концом перитектической (1036°C) [15, с. 342] горизонталей, что в обоих случаях означает КИΔLS – признак промежуточной фазы.

Заключение

В заключение приведем некоторые положения учебника для металлургических вузов по идентификации промежуточных фаз: «Промежуточные фазы классифицируют по разным признакам»; «Всеобъемлющей классификации ... нет»; они «обычно», но не всегда имеют «структуру, отличную от структуры компонентов»; «Н.С. Курнаков подчеркивал ... состав, отвечающий сингулярной точке на кривых различных свойств»; формульный состав (A_nB_m) промежуточной фазы может находиться «за пределами области ее гомогенности» [27, с. 55, 56, 62, 65].

Из другого учебника для металлургических вузов: «Перлитную двухфазную колонию можно

принять как бы за одну фазу ... » [28, с. 221]. Понятно, что это, в определенном смысле, формальный прием.

Такой прием использован в настоящей работе, он позволил описать аномалии свойств очень разных систем (Al-Si, Al-Cu, Fe-C) с разными диаграммами состояний. Плодотворность приема подтверждена еще на десятках двойных системах.

Отметим также, что «необычные соединения со стехиометрическими составами A_8B , A_6B , A_4B и даже такие неожиданные составы, как $A_{27}B$, $A_{64}B$ и многие другие», известны более 40 лет [29, с. 249].

Декларируемые фазы ~ $Al_{11}Si$, $Al_{98,5}Si_{1,5}$, Al_7Si , $AlSi_6$, $Fe_{24}C$, $Fe_{42}C$, $Al_{41}Cu_9$, $Al_{49}Cu$, Cu_4Al и Cu_7Al_3 удовлетворяют двум принятым в физико-химическом анализе требованиям – им соответствуют аномалии свойств и они находятся вблизи качественных изменений протяженности по температуре интервалов кристаллизации или перекристаллизации.

Диаграммы состояния силуминов, сталей и дуралюминов с декларируемыми фазами хотя бы полезны, «если за критерий верности или пригодности диаграмм взять степень ее соответствия наблюдаемой структуре и свойствам» [13, с. 196].

Список литературы

1. Бочвар А.А. О зависимости механических свойств сплавов от их состава и строения // Известия АН СССР ОТН. 1946. №5. С. 743–752.
2. Корнилов И.И. Физико-химические основы жаропрочности сплавов. М.: Изд-во АН СССР, 1961. 516 с.
3. Беляев Н.И., Гудцов Н.Т. Обзор теоретических исследований и практических работ по вопросу об определении

- предела упругости // Журнал Русского Металлургического Общества. 1914. Ч. 1. №3. С. 375–414.
4. Гудремон Э. Специальные стали. В 2 т. Т. 1. М.: Металлургиздат, 1959. 952 с.
 5. Обергоффер П. Техническое железо. М.: Металлургиздат, 1940. 535 с.
 6. Вол А.Е., Каган И.К. Строение и свойства двойных металлических систем. В 4 т. Т. 3. М.: Наука, 1976. 814 с.
 7. Шанк Ф.А. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургия, 1973. 760 с.
 8. Курнаков Н.С. Избранные труды. В 3 т. Т. 2. М.: Изд-во АН СССР, 1961. 611 с.
 9. Хансен М. Структуры бинарных сплавов. В 2 т. Т. 1. Л.; М.: Металлургиздат, 1941. 640 с.
 10. Меськин В.С. Ферромагнитные сплавы и их свойства. Л.; М.: ОНТИ НКТП, 1937. 791 с.
 11. Жидкая сталь / Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В., Клименков Е.А., Базин Ю.А., Коваленко Л.В., Михайлов В.Б., Распопова Г.А. М.: Металлургия, 1984. 208 с.
 12. Петров Д.А. Вопросы теории сплавов алюминия. М.: Металлургиздат, 1951. 256 с.
 13. Бочвар А.А. Металловедение. М.: Металлургиздат, 1956. 495 с.
 14. О некоторых особенностях структурно-чувствительных характеристик сплавов Al-Si / Крушенко Г.Г., Шапов В.И., Никитин В.И., Торшилова С.И. // Известия АН СССР. Металлы. 1977. №4. С. 204–207.
 15. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. В 4 т. Т. 1. М.: Физматгиз, 1959. 755 с.
 16. Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавов железа. М.: Наука, 1969. 280 с.
 17. Бочвар А.А., Новиков И.И. О твердо-жидком состоянии сплавов в период их кристаллизации // Известия АН СССР ОТН. 1952. №2. С. 217–224.
 18. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
 19. Савицкий Е.М. Влияние температуры на механические свойства металлов и сплавов. М.: Изд-во АН СССР, 1957. 294 с.
 20. Аносов В.Я., Погодин С.А. Основные начала физико-химического анализа. М.; Л.: Изд-во АН СССР, 1947. 876 с.
 21. Еланский Г.Н. Строение и свойства металлических расплавов. М.: Металлургия, 1991. 160 с.
 22. Мороз Л.С. Тонкая структура и прочность стали. М.: Металлургиздат, 1957. 159 с.
 23. Структура и свойства сплавов железа с углеродом / Самарин А.М., Федотов С.Г., Федотов И.П., Синодова Е.П. // Металловедение: материалы симпозиума по металлургии и металловедению, посвященного 100-летию открытия Д.К. Черновым полиморфизма железа. М.: Наука, 1971. С. 231–235.
 24. Салдау П.Я. Метод электропроводности при высоких температурах. М.; Л.: Изд-во АН СССР, 1952. 207 с.
 25. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Физическая природа и закономерности разрушения // Металловедение: материалы симпозиума по металлургии и металловедению, посвященного 100-летию открытия Д.К. Черновым полиморфизма железа. М.: Наука, 1971. С. 231–235.
 26. Арсентьев П.П., Коледов Л.А. Металлические расплавы и их свойства. М.: Металлургия, 1976. 376 с.
 27. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1990. 240 с.
 28. Лившиц Б.Г. Металлография. М.: Металлургия, 1990. 236 с.
 29. Корнилов И.И. Состояние и перспективы исследования в области металлов // Металловедение: материалы симпозиума по металлургии и металловедению, посвященного 100-летию открытия Д.К. Черновым полиморфизма железа. М.: Наука, 1971. С. 246–257.
 30. Корольков А.М. Литейные свойства металлов и сплавов. М.: Наука, 1967. 195 с.

Материал поступил в редакцию 26.02.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-71-77

INTERMEDIATE PHASE MARKERS IN Al-Si, Fe-C AND Cu-Al SYSTEMS

Karen Yu. Shakhnazarov – Ph.D. (Eng.), Associate Professor

Saint-Petersburg Mining University. E-mail: karen812@yandex.ru. ORCID: orcid.org/0000-0001-7501-6590

Abstract

Problem Statement (Relevance): Many thousands of high-cost state diagrams show how different components interact at different concentrations and different temperatures. But also such diagrams highlight the metallographic structure which has no customer value. ("Constitution of Binary Alloys" is the name of the most famous reference books of state diagrams by Hansen, Anderko, Elliott and Schank). The lines of state diagrams are concentration dependences of temperature-defined crystallization and recrystallization intervals. The change of the nature of such intervals is a principal indication of congruently and incongruently melting phases, i.e. σ -phase-like compounds, which are peculiar not in terms of their structure, but rather in terms of their unique useful or harmful properties. We believe that identifying a relationship between state diagrams and abnormal properties of industrial al-

loys (such as steel, silumin, duralumin) is a matter of great relevance. **Objectives:** The study aims to establish a relationship between the abnormal properties of binary alloys (such as steel, duralumin, silumin) and the state diagram, or the qualitative change of the crystallization interval. (The qualitative change of the temperature-defined crystallization interval (КИД LS, where L is a liquidus, S is a solidus, Δ LS is a difference between the L and S temperatures) takes place as the concentration of the second component rises (or falls) in the eutectic point, at the ends of the eutectic or peritectic horizontals, and close to the points where the liquidus or solidus curve bends if the corresponding solidus or liquidus demonstrates a monotonous curve. **Methods Applied:** The study is based on established (objective) data showing the relationship between the properties of binary systems (Al – Si, Fe – C, Cu – Al) and the existing phase diagrams.

Originality: The abnormal properties of silumins, steels and duralumins may be related to the intermediate phases ~ $Al_{11}Si$, $Al_{98,5}Si_{1,5}$, Al_7Si , $AlSi_6$, $Fe_{24}C$, $Fe_{42}C$, $Al_{41}Cu_9$, $Al_{49}Cu$, Cu_4Al и Cu_7Al_3 located close to the qualitative change points within the solidification range or the solid-state transformation range. **Practical Relevance:** Allowing for the above phases makes the state diagrams useful in practical terms and helps resolve the contradiction expressed by A.A. Bochvar: "The unambiguous relationship between the composition and the properties doesn't appear to exist at all".

Keywords: Liquidus, solidus, eutecticum, peritectic, intermediate phase.

References

- Bochvar A.A. On the dependence of mechanical properties of alloys on their composition and structure. *Izvestiya Akademii nauk SSSR Otdelenie tekhnicheskikh nauk* [Bulletin of the USSR Academy of Sciences, Engineering Sciences Section], 1946, no. 5, pp. 743-752. (In Russ.)
- Kornilov I.I. *Fiziko-khimicheskie osnovy zharoprochnosti splavov* [The physical and chemical nature of heat-resistant alloys]. Moscow: Publishing house of the USSR Academy of Sciences, 1961, 516 p. (In Russ.)
- Belyaev N.I., Gudtsov N.T. A review of theoretical studies and applied research seeking to define the elastic limit. *Zhurnal Russkogo Metallurgicheskogo Obshchestva* [The Russian Metallurgical Society Journal], 1914, P. 1, no. 3, pp. 375-414. (In Russ.)
- Gudremont E. Special steels. Moscow: Metallurgizdat, 1959, vol. 1, 952 p. (In Russ.)
- Obergoffer P. Technical iron. Moscow: Metallurgizdat, 1940, 535 p.
- Vol A.E., Kagan I.K. The structure and properties of binary systems: Four Volume Set. Moscow: Nauka, 1976, vol. 3, 814 p. (In Russ.)
- Shank F.A. Structures of binary alloys. Moscow: Metallurgiya, 1973, 760 p. (In Russ.)
- Kurnakov N.S. Selecta: Three Volume Set. Moscow: Publishing house of the USSR Academy of Sciences, 1961, vol. 2, 611 p. (In Russ.)
- Hansen M. Structures of binary alloys. Leningrad, Moscow: Metallurgizdat, 1941, vol. 1, 640 p. (In Russ.)
- Mes'kin V.S. Ferromagnetic alloys and their properties. Leningrad, Moscow: ONTI NKTP, 1937, 791 p. (In Russ.)
- Baum B.A., Hasin G.A., Tyagunov G.V., Klimenkov E.A., Bazin Yu.A., Kovalenko L.V., Mikhaylov V.B., Raspopova G.A. Liquid steel. Moscow: Metallurgiya, 1984, 208 p. (In Russ.)
- Petrov D.A. Issues of the theory of aluminium alloys. Moscow: Metallurgizdat, 1951, 256 p. (In Russ.)
- Bochvar A.A. Materials Science. Moscow: Metallurgizdat, 1956, 495 p. (In Russ.)
- Krushenko G.G., Shpakov V. I., Nikitin V. I., Torshilova S.I. On some features of the structure-sensitive characteristics of Al-Si alloys. *Izvestiya Akademii nauk SSSR. Metally* [Bulletin of the USSR Academy of Sciences. Metals], 1977, no. 4, pp. 204-207.
- Vol A.E. The structure and properties of binary systems: Four Volume Set. Moscow: Fizmatgiz, 1959, vol. 1, 755 p. (In Russ.)
- Vertman A.A., Samarin A.M. *Svoistva rasplavov zheleza* [The properties of iron melts]. Moscow: Nauka, 1969, 280 p.
- Bochvar A.A., Novikov I.I. On the solid-liquid state of alloys during their crystallization. *Izvestiya Akademii nauk SSSR Otdelenie tekhnicheskikh nauk* [Bulletin of the USSR Academy of Sciences, Engineering Sciences Section], 1952, no. 2, pp. 217-224.
- Mondolfo L.F. The structure and properties of aluminium alloys. Moscow: Metallurgiya, 1979, 640 p. (In Russ.)
- Savitsky E.M. The effect of temperature on the mechanical properties of metals and alloys. M.: Publishing house of the USSR Academy of Sciences, 1957, 294 p. (In Russ.)
- Anosov V.Ya., Pogodin S.A. *Osnovnye nachala fiziko-khimicheskogo analiza* [Materials science: The proceedings of the USSR Academy of Sciences, 1947, 876 p. (In Russ.)
- Elansky G.N. *Stroenie i svoistva metallicheskih rasplavov* [The structure and properties of melts]. Moscow: Metallurgiya, 1991, 160 p.
- Moroz L.S. The fine structure and strength of steel. Moscow: Metallurgizdat, 1957, 159 p. (In Russ.)
- Samarin A.M., Fedotov S.G., Fedotov I.P., Sinodova E.P. The structure and properties of iron carbon alloys. *Metallovedenie: materialy simpoziuma po metallurgii i metallovedeniyu, posvyashchennogo stoletiyu otkrytiya D.K. Chernovym polimorfizma zheleza* [Materials science: The proceedings of the conference on metallurgy and materials science devoted to the 100th anniversary of D.K.Chernov's discovery of iron polymorphism]. Moscow: Nauka, 1971, pp. 231-235. (In Russ.)
- Saldau P.Ya. *Metod elektroprovodnosti pri vysokikh temperaturakh* [The method of conductivity at high temperatures]. Moscow, Leningrad: Publishing house of the USSR Academy of Sciences, 1952, 207 p. (In Russ.)
- Ivanova V.S., Terentyev V. F. The physical nature and laws of destruction. *Metallovedenie: materialy simpoziuma po metallurgii i metallovedeniyu, posvyashchennogo stoletiyu otkrytiya D.K. Chernovym polimorfizma zheleza* [Materials science: The proceedings of the conference on metallurgy and materials science devoted to the 100th anniversary of D.K.Chernov's discovery of iron polymorphism]. Moscow: Nauka, 1971, pp. 231-235. (In Russ.)
- Arsentyev P.P., Koledov L.A. *Metallicheskie rasplavy i ikh svoistva* [Melts and their properties]. Moscow: Metallurgiya, 1976, 376 p. (In Russ.)
- Zakharov A.M. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh i troynykh sistem* [State diagrams of binary and three-component systems]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 240 p. (In Russ.)
- Livshits B.G. *Metallografiya* [Metallography]. Moscow: Metallurgiya, 1990, 236 p. (In Russ.)
- Kornilov I.I. The current status and prospective research in the field of metallides. *Metallovedenie: materialy simpoziuma po metallurgii i metallovedeniyu, posvyashchennogo stoletiyu otkrytiya D.K. Chernovym polimorfizma zheleza* [Materials science: The proceedings of the conference on metallurgy and materials science devoted to the 100th anniversary of D.K.Chernov's discovery of iron polymorphism]. Moscow: Nauka, 1971, pp. 246-257.
- Korol'kov A.M. *Liteynye svoistva metallov i splavov* [The casting properties of metals and alloys]. Moscow: Nauka, 1967, 195 p. (In Russ.)

Received 26/02/16

Шахназаров К.Ю. Признаки промежуточных фаз в системах Al-Si, Fe-C и Al-Cu // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 71–77. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-71-77

Shakhnazarov K.Yu. Intermediate phase markers in Al-Si, Fe-C and Cu-Al systems. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 71–77. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-71-77