

К ВОПРОСУ ОБ АДДИТИВНОСТИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИЛУМИНОВ И СТАЛЕЙ

К.Ю. Шахназаров

Несмотря на то, что структурная (металлургическая) наследственность установлена экспериментально и используется промышленно, до сих пор остается не выясненным «механизм передачи наследственных признаков расплаву, их сохранение, зарождение в нем новых признаков и передача их твердому металлу» (Б.А. Баум «Жидкая сталь»). На примере силуминов и сталей сделана попытка обосновать предположение, что одним из механизмов передачи наследственных признаков может быть эффект «памяти жидкости», который заключается в сохранении ее свойств при очень сильном разбавлении. Известно, что форма линии ликвидус является важнейшей характеристикой расплава. Любой немонотонный изгиб линии ликвидус свидетельствует о существенных изменениях свойств расплава, что, в свою очередь, может проявлять себя «особыми» свойствами и в твердом состоянии. Самоочевидный изгиб ликвидуса в силуминах эвтектического состава (~12 % Si) приводит к аномальному одновременному максимуму пластичности и прочности. А незначительный, но заметный изгиб ликвидуса при ~ 85 % Si скачкообразно (в ~ 5–6раз) повышает твердость сплава. Только приготовлением образцов методом порошковой металлургии удалось повысить твердость примерно в 3 раза, тем самым приблизив ее к закону Курнакова об аддитивном (линейном) изменении свойств в сплавах-смесьях. Сделана попытка объяснения этого феномена с привлечением эффекта «памяти жидкости», который заключается в сохранении ее свойств даже при очень сильном (~ 10^{120}) раз разбавлении (Давенас). Аналогичная картина наблюдается в точке В (~ 0,5 % C) диаграммы железо–углерод. Проведение совместного анализа конфигурации линии ликвидус и аномалий физико-механических свойств позволяет связать последние с наличием промежуточных фаз в системах Al–Si и Fe–C.

Представлена новая версия закона Курнакова, позволяющая связать аномалии свойств двойных сплавов с качественными изменениями интервалов кристаллизации.

Ключевые слова: ликвидус, твердость, микротвердость, металлургическая наследственность, цементит, эвтектика, интервал кристаллизации, химическое соединение, промежуточная фаза, расплав.

СИСТЕМА Al–Si

Приведем цитату из работы [1], подтверждающую отсутствие аддитивной (линейной) зависимости свойств от состава в силуминах: «Микротвердость кремния составляет 1200 кг/мм², а эвтектики – лишь 80–85 кг/мм²». Можно было ожидать, что у эвтектических сплавов этой системы (Al–Si) с увеличением содержания кремния твердость будет равномерно возрастать, приближаясь к твердости кремния... Однако твердость сплавов, содержащих от 12 до 90 %, незначительно увеличивается с повышением содержания кремния. Твердость сплавов с 95 % кремния в 3 раза выше, чем у сплава с 90 % кремния» [1].

Любопытен комментарий авторов [1] к данному вопиющему нарушению правил аддитивности (закону Курнакова): «Такое резкое повышение твердости, объяснено тем, что лишь у сплава с 95 % кремния включения эвтектики не заполняют границ зерен кремния вследствие малого ее количества» [1].

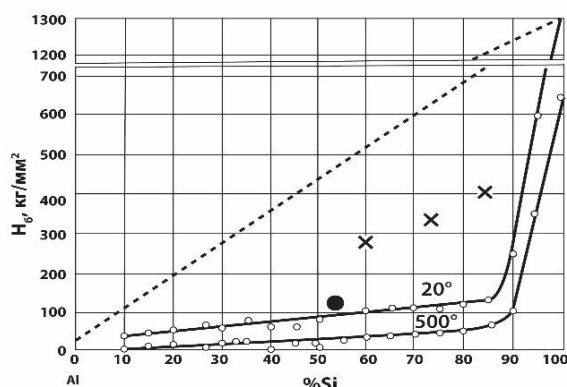


Рисунок 1 – Зависимость твердости силуминов от состава (данные Е.М. Савицкого)

(● – твердость горячепрессованного сплава;
x – твердость металлокерамических образцов,
----- – твердость по правилу аддитивности)

Если бы данная версия удовлетворяла авторов [1], они не стали бы предпринимать попытки подчинить кривую состав–свойства правилу аддитивности разными способами: литью, отжигом, горячим прессованием (рисунок 1). Все способы оказались безрезультат-

ными, твердость оставалась в 5–6 раз ниже, чем это требует правило аддитивности. Так, твердость литого сплава, содержащего 55 % Si – 86 кг/мм², а у сплава, полученного методом горячего прессования, – 90 кг/мм² [1, 2].

Повысить примерно в 3 раза твердость сплавов с 60, 75, 85 % Si удалось только методом порошковой металлургии [1, 3], тем самым приблизив ее к правилу Курнакова для сплавов-смесей. Приготовление образцов методом порошковой металлургии исключает взаимодействие атомов компонентов (Al и Si) в расплаве, что, вероятно, и является причиной указанной выше аномалии твердости.

Линия ликвидус в сплавах системы алюминий – кремний имеет две точки изгиба: в уже упомянутой, при ~ 85 % Si [4], и в эвтектической точке (~ 12 % Si) [5], т. е. при этих концентрациях кремния имеет место качественное изменение интервала кристаллизации.

У литогонемодифицированного силумина эвтектического состава (~ 12 % Si) одновременный максимум прочности (σ_B) и пластичности (δ), а у модифицированного при ~ 14 % Si [5]. Известно, что, модифицирование смещает эвтектическую точку от 12 к 14 % Si, следовательно, аномалии пластичности в обоих случаях связаны с эвтектическими точками, где имеет место изгиб линии ликвидуса. (Отметим, что модифицирование кардинально меняет микроструктуру сплава, следовательно, к последней одновременно максимумы прочности и пластичности отношения не имеют).

Авторы работы [6] считают надэвтектический расплав «особым» образом организованным веществом, считая его химическим соединением (промежуточной фазой постоянного состава).

Исходя из того, что линия ликвидус является важнейшей характеристикой расплава, ее изгиб при ~ 85 % Si, также может предполагать «особое» взаимодействие атомов Si и Al в расплаве. В твердом состоянии сплав состоит почти из практически чистых кристаллов алюминия и кремния, которые, в свою очередь, представляют собой очень сильно разбавленные твердые растворы относительно расплава с ~ 85 % Si.

Для дальнейшей дискуссии попробуем привлечь открытый Давенасом эффект «памяти жидкости» [6], суть которого состоит в сохранении ею «особых» индивидуальных свойств даже при очень сильном (~ 10^{120}) разбавлении. Контактующие в расплаве атомы алюминия и кремния, возможно, сохраняют «память» об этом после кристалли-

зации, несмотря на то, что в твердом состоянии они разделены в почти совершенно изолированные от других атомов кристаллы алюминия и кремния.

Изгиб ликвидуса при ~ 85 % Si свидетельствует о разном характере взаимодействия атомов алюминия и кремния в расплаве. Сделаем осторожное предположение, что следствием этого, т. е. «памяти» об этом взаимодействии, является аномальный, не подчиняющийся правилу аддитивности для сплавов-смесей, ход кривой твердости.

СИСТЕМА Fe–C

Обратимся к свойствам расплава. Изгиб у ликвидуса, т. е. качественному изменению интервала кристаллизации в перитектической точке *B* (~ 0,5 %C) системы железо–углерод отвечают качественно одинаковые максимумы плотности, поверхностного натяжения, кинематической вязкости и электросопротивления [7]. У магнитной восприимчивости расплава минимум [8].

Этому содержанию углерода соответствует идентичный ход кривых зависимости эвтектической концентрации углерода, температур начала и конца эвтектоидного превращения при нагреве, продолжительности перитектического и эвтектического превращений [9].

По данным независимых исследований, при ~ 0,5–0,6 % C установлен максимум предела текучести: у литой отожженной стали [10]; у отожженной на зернистый перлит стали [11]; у термоулучшенной стали [12]; у нормализованной стали [13].

Экстремальные значения предела текучести, вероятно, связаны с «особым» поведением очень сильно разбавленного по отношению к родительским фазам (расплаву и аустениту) твердого раствора – феррита, который сохранил каким-то образом память о некогда имевшем место взаимодействии атомов железа и углерода в расплаве. У всех четырех состояний принципиально разная металлографическая структура, но зависимости предел текучести – % C качественно одинаковы.

Обратимся к аустениту – родительской фазе этих четырех разных состояний.

У аустенита с 0,5–0,6 % C максимум твердости при 910 и 1000 °C; максимум электросопротивления при 1200 °C; минимум магнитной восприимчивости [7, 8].

Несмотря на кардинально разную структуру (мартенсит и феррито-цементитная смесь соответственно), у продуктов закалки и

К ВОПРОСУ ОБ АДДИТИВНОСТИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИЛУМИНОВ И СТАЛЕЙ

отжига качественно одинаковые зависимости и модулей Юнга, и сдвига от % С – с минимумами при 0,5–0,6 % С [14, 15].

В феррите (твердом растворе) содержание углерода ничтожно мало по сравнению с аустенитом, мартенситом и расплавом.

В структуре стали при ~ 0,5 % С феррита ~ 92 %, а цементита ~ 8 %, следовательно, ответственным за предел текучести и модули упругости после отжига, нормализации и термоулучшения (закалка и отпуск 600 °С) является феррит.

Таким образом, одинаковую экстремальную реакцию свойств при ~ 0,5 % С расплава, аустенита, мартенсита и феррито-цементитной смеси можно гипотетически связать с эффектом «памяти жидкости».

Такое предположение считаем допустимым, поскольку механизм передачи наследственных признаков от аустенита перлиту «недостаточно ясен» [16] даже через 120 лет после начала изучения перлита, которое предпринял Г. Сорби в 1886 г.

Под точкой В вполне может быть инконгруэнтно плавящаяся промежуточная фаза ~ Fe₄₂C (~ 0,5 % С), проявляющая себя в вышеперечисленных аномалиях свойств.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В 1928 г. Н.С. Курнаков отказался от «диаграмм свойств, установленных теоретически Н.С. Курнаковым и С.Ф. Жемчужным» в 1908 г. На основании установленных закономерностей по связи аномалий физико-механических свойств сплавов с качественными изменениями интервалов кристаллизации (перекристаллизации) предлагается альтернативная версия закона Курнакова, которая звучит следующим образом: аддитивное (линейное) изменение твердости двойных сплавов ограничено абсциссами точек, включая эвтектическую точку, где имеет место качественное изменение интервалов кристаллизации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Савицкий, Е.М. К вопросу об аддитивности механических свойств металлических сплавов-смесей / Е.М. Савицкий, В.В. Барон // Известия сектора физико-химического анализа. – Т. 27. – 1956. – С. 86–96.
2. Механические свойства алюминиевых сплавов монография / Н.А. Грищенко [и др.]. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2012. – 196 с. –

ISBN 978-5-7638-2653-1. – Текст : электронный. – URL : <https://znanium.com/catalog/product/492289>.

3. Курганов, Ю.А. Влияние дискретной добавки оксида алюминия на структуру и свойства алюминиевого сплава / Ю.А. Курганов, С.П. Щербаков // Записки Горного института. – 2020. – Т. 228. – С. 717–721.

4. Диаграммы состояния металлических систем, опубликованные в 1986 году / Н.И. Ганина [и др.]. – М. : ВИНТИ, 1987. – 247 с.

5. Вол, А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем / А.Е. Вол. – М. : Гос. изд. физ.-мат. лит-ры, 1959. – 755 с.

6. Аубакирова, Р.К. Закономерности развития эвтектических реакций в бинарных системах / Р.К. Аубакирова, А.С. Дягтерева, А.А. Пресняков. – Алма-Ата : Наука Казахской ССР, 1990. – 168 с.

7. Еланский, Г.И. Строение и свойства металлических расплавов / Г.И. Еланский. – М. : Металлургия, 1991. – 160 с.

8. Жидкая сталь / Б.А. Баум [и др.]. – М. : Металлургия, 1984. – 208 с.

9. Об особенностях структурообразования в расплаве синтетического чугуна / Г.М. Кимстач [и др.]. // Металлургия машиностроения. – 2005. – № 3. – С. 18–23.

10. Обергоффер, П. Техническое железо / П. Обергоффер. – М. : Л. Металлургиздат, 1940. – 535 с.

11. Гудремон, Э. Специальные стали ; в 2-х т. ; т. 1. / Э. Гудремон. – М. : Металлургиздат, 1959. – 952 с.

12. Мороз, Л.С. Тонкая структура и прочность стали / Л.С. Мороз. – М. : Металлургиздат, 1957. – 159 с.

13. Burns, K.W. Deformation and fracture of ferrite-perlite structure / K.W. Burns, F.B. Pickering // Journ. Ofthelronandsteelinstitute. – 1964. – V. 202. – № 11. – P. 899–906.

14. Самарин, А.М. Структура и свойства сплавов железа с углеродом : сб. Металловедение. Материалы симпозиума, посвященного 100-летию открытия Д.К. Черновым полиморфизма железа / А.М. Самарин. – М. : Наука. – 1971. – С. 231–235.

15. Шахназаров, К.Ю. Диаграмма железо-углерод Д.К. Чернова, структура и свойства стали / К.Ю. Шахназаров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 1. – С. 6–9.

16. Счастливец, В.М. Перлит в углеродистых сталях / В.М. Счастливец. – УРО РАН, 2006. – 311 с.

Шахназаров Карэн Юрьевич, к.т.н., доцент кафедры «Материаловедения и технологии художественных изделий» Санкт-Петербургского государственного горного университета, e-mail: karen812@yandex.ru, тел.: 8-911-017-32-79.