

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Ю. А. БАГАРЯЦКИЙ

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИЕ ДАННЫЕ ПО СТАРЕНИЮ
СПЛАВА Al—Cu

(Представлено академиком И. П. Бардиным 2 I 1951)

Сплав Al—Cu является стареющим сплавом, наиболее широко изученным как методами рентгеноструктурного анализа, так и металлографическими. Однако механизм структурных превращений в этом сплаве, особенно при низкотемпературном старении, все еще не вполне ясен, и, более того, нет полного согласия между выводами отдельных исследователей.

Полученные нами для сплава с 4% Cu данные по диффузному рассеянию рентгеновских лучей позволяют разрешить ряд спорных вопросов и сделать выводы относительно механизма старения сплава Al—Cu.

1°. Вопрос о том, образуется ли при естественном старении та же метастабильная фаза Φ' -CuAl₂, что и при высокотемпературном старении, решается рентгенографически отрицательно совершенно однозначно. Если бы картина двумерной дифракции при рассеянии рентгеновских лучей монокристаллами сплава обусловливалась тонкими прослойками Φ' -фазы, то на монохроматическом снимке (рис. 1a) должны были бы присутствовать пятна двумерной дифракции со смешанными индексами 03. и 30. (в координатах обратной решетки твердого раствора; точка заменяет нецелочисленный третий индекс x_3). Эти пятна, соответствующие отражениям 331 и $\bar{3}\bar{3}1$ от решетки Φ' -фазы, должны были бы иметь интенсивность не менее $1/4$ от интенсивности соседних пятен 02. и 20., поскольку при данных условиях съемки узлы 331 и $\bar{3}\bar{3}1$ обратной решетки Φ' -фазы попадают на сферу отражений (рис. 2) и поэтому должны проявиться с максимальной интен-

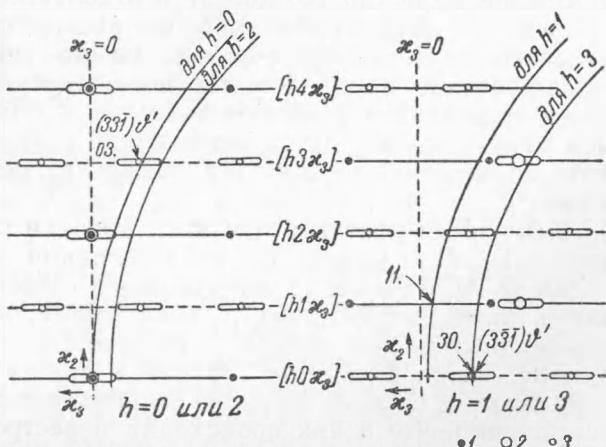


Рис. 2. Пересечение сферой отражения для K_{α} Rh плоскостей ($h_1x_2x_3$) обратной решетки твердого раствора с прослойками Φ' -фазы толщиной $2c$. Луч по [001]; 1 — узлы твердого раствора; 2 и 3 — узлы Φ' -фазы со структурными факторами $4|S|^2$ и $|S|^2$ соответственно

сивностью. Пяты с индексами 11., напротив, должны были бы отсутствовать. Однако пятен с индексами 30. и 03. нет, а 11. присутствуют (рис. 1 α). Отсюда следует, что двумерная дифракция на этой стадии старения не вызывается тонкими прослойками ϑ' -фазы в сплаве. К этому же выводу пришла М. И. Захарова (¹) при изучении 2% сплава.

2°. Характерным для картин двумерной дифракции в сплаве Al—Cu является несимметричность вытянутых вдоль кубических осей областей диффузного рассеяния относительно узлов обратной решетки твердого раствора (²). Это наглядно видно, когда на снимке проектируется целый участок плоскости (001) обратной решетки (рис. 1 β): лучи, исходящие из узла 311 в направлениях [100] и [010], много интенсивнее в положительных направлениях x_2 и x_3 , чем в обратных. Несимметричное распределение интенсивности подтверждается также серией снимков при изменении ориентировки кристалла, т. е. при прохождении пространства обратной решетки последовательными сечениями сферой отражений. Наблюданное распределение интенсивности двумерной дифракции хорошо согласуется с вычисленным (³) в преположении (², ⁴) о сортировании атомов Cu в областях, содержащих 2—3 атомные плоскости (001), при некотором изменении межплоскостных расстояний*. Другие предположения, в частности предположение о преобладающей роли лишь смещений плоскостей, а не о значительном увеличении местных концентраций меди (⁵)**, не приводят к согласию вычисленного распределения интенсивности с наблюдаемым. Вообще, наибольшая интенсивность штрихов — двумерных максимумов — у нулевого узла (00, 0.0 и 00. на рис. 1 α и 3 α) может быть объяснена только за счет значительных повышений концентрации меди (до 70—100%) в отдельных областях, ибо, как показано в (³), смещения атомов не вызывают повышения I_{diff} вблизи нулевого узла. Таким образом, можно считать почти доказанным существование после естественного старения в сплаве Al—Cu прослоек толщиной в 2—3 атомных слоя, с большой концентрацией атомов меди и лишь слегка искаженной структурой твердого раствора; этот вывод подтверждается также и металлографическими данными (⁶).

Кажущееся противоречие этих выводов с результатами Н. Н. Буйнова и Р. М. Леринман (⁷), наблюдавшими в электронном микроскопе в сплаве Al—Cu после естественного старения такие же образования, как и после искусственного, повидимому, объясняется тем, что при глубоком травлении шлифа вытравливаются области с малой концентрацией меди, а области сортирования атомов меди и окружающие их напряженные области твердого раствора оказываются изолированными; естественно, что в них происходит перестройка атомов, приводящая к образованию стабильной фазы (вероятно, $\vartheta\text{-CuAl}_2$), так же как и в случае искусственного старения.

3°. В наиболее полном рентгенографическом исследовании старения сплава Al—Cu (⁴) Гинье обнаружено существование в сплаве на определенной стадии старения образований со сверхструктурой в решетке исходного твердого раствора. Это состояние наблюдалось им в процессе отпуска после состояния, характерного для естественного старения,

* См. рис. 4 β в (³); при расчете принято, что $1/5$ областей состоит из 2 атомных плоскостей (001) со 100% атомов Cu, расстояние между которыми равно $0,46 \text{ \AA}$, а $4/5$ областей состоят из 3 атомных плоскостей, средняя из которых содержит 100% атомов Cu, а крайние содержат 50% атомов Cu и отстоят от нее на $0,47 \text{ \AA}$, вместо нормальных $0,5 \text{ \AA}$.

** Рис. 4 α в (³); при расчете использованы данные, соответствующие заключениям в (⁵): концентрация атомов Cu в средней плоскости 20%, 2 ближайшие к ней атомные плоскости, состоящие только из атомов алюминия, смешены на $0,08 \text{ \AA}$, а 2 следующие на $0,04 \text{ \AA}$ по направлению к богатой медью плоскости.

и предшествовало образованию метастабильной фазы ϑ' -CuAl₂. Предлагаемое Гинье объяснение механизма перестройки атомов при этих переходах нельзя признать удовлетворительным; также необъясненным остается механизм возврата.

Нами на стадии отпуска, соответствующей вторичному подъему твердости после возврата⁽⁸⁾ и перестройке сверхструктуры в решетке твердого раствора в структуру ϑ' -фазы⁽⁴⁾, обнаружены эффекты одномерной дифракции (рис. 3б), аналогичные таковым в сплаве Al—Cu—Mg⁽⁹⁾. С нашей точки зрения^(9, 10), это объясняется перестройкой атомов в плоскостях (100) без изменения расстояний между этими плоскостями и средней концентрации атомов меди в них.

Наилучшее согласие с экспериментальными данными⁽⁴⁾ относительно распределения интенсивности диффузного рассеяния на стадии сверхструктуры достигается в предположении, что области со сверхструктурой состоят из 12 атомных слоев (001), а концентрация атомов меди

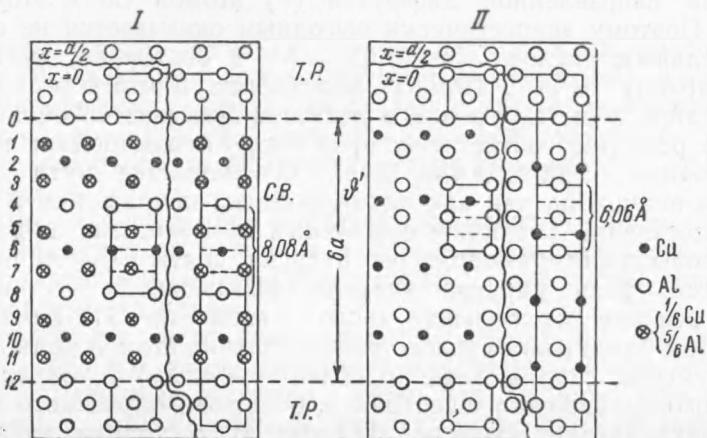


Рис. 4. Схема перестройки атомов в плоскостях (100) твердого раствора. T. P.—твердый раствор, CB.—прослойка со сверхструктурой, ϑ' —прослойка ϑ' -фазы с $c = \frac{3}{2}a$

в них соответствует составу CuAl₂. Вычисленное в этом предположении распределение интенсивности вдоль прямой [00 χ_3] в обратной решетке твердого раствора приведено было нами (на рис. 4в в⁽³⁾). При расчете принято, что 2-й, 6-й и 10-й атомные слои состоят целиком из атомов Cu, 0-й, 4-й, 8-й и 12-й — только из атомов Al, а все нечетные слои содержат в среднем $\frac{1}{6}$ часть атомов Cu и смешены по направлению к слоям, состоящим только из атомов Cu, на 0,092 нормального межплоскостного расстояния (рис. 4, I).

Перестройка атомов в такой 12-слойной структуре лишь в плоскостях (100) легко приводит к структуре ϑ' -фазы со слегка увеличенным периодом по c , так что образуются прослойки ϑ' -фазы толщиной в $4c$, сопряженные (когерентные) с решеткой твердого раствора (рис. 4, II).

Наблюдаемые эффекты одномерной дифракции являются подтверждением непрерывности плоскостей (100) в системе твердый раствор — прослойки ϑ' -фазы. Образование ϑ' -фазы доказывается появлением на снимках слабых пятен со смешанными индексами (рис. 3б).

При росте этих зародышей ϑ' -фазы полная сопряженность решеток, повидимому, нарушается, период c уменьшается с 6,06 до 5,8 Å, и дальнейший рост происходит уже с перекристаллизацией окружающего твердого раствора. Некоторое взаимодействие обеих решеток все же остается благодаря сходству атомных плоскостей (001) в ϑ' -фазе и твердом растворе, что позволяет областям выделений находиться

в метастабильном состоянии ϑ' - CuAl_2 . Это согласуется с тем фактом, что при появлении видимых под микроскопом выделений ϑ' -фазы твердость оказывается уже перешедшей через максимум (⁶), т. е. что наличие в сплаве выделений ϑ' -фазы само по себе еще недостаточно для объяснения повышенной твердости сплава после искусственного старения.

4°. На основании полученных данных процессы естественного старения и возврата представляются в следующем виде.

Стремлению твердого раствора после закалки распасться путем образования зародышей ϑ - (или ϑ' -) фазы препятствует необходимое для этого значительное повышение упругой энергии решетки, так как образование связей должно сопровождаться уменьшением межатомных расстояний $\text{Cu} - \text{Al}$ *. Реализация связей в одном месте решетки немедленно вызывает напряженное состояние в окружающих областях. Это напряженное состояние может быть несколько ослаблено при протекании направленной диффузии (¹¹) атомов Cu к этому месту решетки. Поэтому энергетически выгодным оказывается не состояние с максимальным числом связей $\text{Cu} - \text{Al}$, а состояние, когда атомы меди собираются в 2—3 атомных плоскостях. В итоге распределение атомов меди в решетке твердого раствора оказывается очень неоднородным, а решетка, соответственно, в очень неоднородном напряженном состоянии. Необходимые для этого большие пути диффузии атомов Cu возможны, так как неоднородные напряжения в решетке могут существенно увеличить суммарный коэффициент диффузии (¹¹).

При повышении температуры отпуска связи $\text{Cu} - \text{Al}$ несколько ослабляются, роль упругой энергии уменьшается, — в результате в сплаве реализуется большее число связей $\text{Cu} - \text{Al}$. Это осуществляется путем более равномерного распределения атомов меди в решетке (сверхструктура, сопряженные прослойки ϑ' -фазы) и создания более однородного напряженного состояния, более благоприятного для повышенных механических свойств. Переход от состояния, характерного для низкотемпературного старения, к состоянию, характерному для высокотемпературного старения, не может быть непрерывным, — выражением этого является возврат.

Таким образом, фактором, определяющим механизм естественного старения в сплаве $\text{Al} - \text{Cu}$, является, повидимому, большое различие в удельных атомных объемах твердого раствора и фаз выделения. В сплавах $\text{Al} - \text{Cu} - \text{Mg}$ и $\text{Al} - \text{Ag}$ это различие очень незначительно, и соответственно механизм старения в этих сплавах существенно иной (⁹, ⁴).

Поступило
22 XII 1950

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ М. И. Захарова, ДАН, 70, № 1 (1950). ² G. D. Preston, Proc. Roy. Soc., A, 167, 526 (1938). ³ Ю. А. Багаряцкий, ДАН, 77, № 1 (1951). ⁴ A. Guipier, Mesures, 11, 305 (1946). ⁵ H. Jagodzinski и F. Laves, Z. Metallkunde, 40, 496 (1949). ⁶ M. Guyer, Journ. Inst. Metals, 72, 243 (1946). ⁷ Н. Н. Буйнов и Р. Н. Леринман, ДАН, 74, №№ 4 и 5 (1950). ⁸ F. Rohner, Journ. Inst. Metals, 73, 285 (1947). ⁹ Ю. А. Багаряцкий, ЖТФ, 20, 424 (1950). ¹⁰ Ю. А. Багаряцкий, ДАН, 73, № 6 (1950). ¹¹ С. Т. Конобеевский, ЖЭТФ, 13, 200 (1943).

* Для этих фаз характерна восьмерная координация атомов Cu относительно Al и малая длина связей $\text{Cu} - \text{Al}$ (⁶).