

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 металлографически. 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 θ' -CuAl₂, что и при высокотемпературном старении, решается рентгенографически отрицательно совершенно однозначно. Если бы картина двумерной дифракции при рассеянии рентгеновских лучей монокристаллами сплава обуславливалась тонкими прослойками θ' -фазы, то на монохроматическом снимке (рис. 1а) 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 θ' -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 θ' -фазы попадают на сферу отражений (рис. 2) и поэтому должны проявиться с максимальной интен-

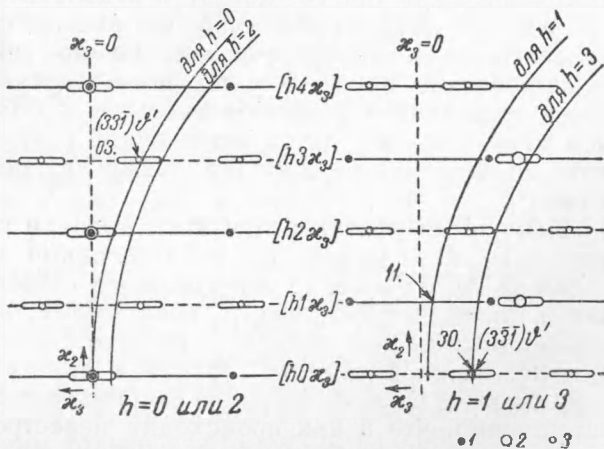


Рис. 2. Пересечение сферой отражения для $K\alpha Rh$ плоскостей (hx_2x_3) обратной решетки твердого раствора с прослойками θ' -фазы толщиной $2c$. Луч по $[001]$; 1 — узлы твердого раствора; 2 и 3 — узлы θ' -фазы со структурными факторами $4|S|^2$ и $|S|^2$ соответственно

сивностью. Пятна с индексами 11., напротив, должны были бы отсутствовать. Однако пятен с индексами 30. и 03. нет, а 11. присутствуют (рис. 1а). 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. 1б): 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. Наблюдаемое распределение интенсивности двумерной дифракции хорошо согласуется с вычисленным ⁽³⁾ в предположении ^(2, 4) о собирании 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. 1а и 3а) 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 $I_{\text{диф}}$ 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 собирания атомов меди и окружающие их напряженные области твердого раствора оказываются изолированными; естественно, что в них происходит перестройка атомов, приводящая к образованию стабильной фазы (вероятно, ϑ -CuAl₂), 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. 4б в ⁽³⁾; при расчете принято, что $\frac{1}{5}$ областей состоит из 2 атомных плоскостей (001) со 100% атомов Cu, расстояние между которыми равно 0,46 а, а $\frac{4}{5}$ 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 а, вместо нормальных 0,5 а.

** Рис. 4а 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, смещены на 0,08 а, а 2 следующие на 0,04 а по направлению к богатой медью плоскости.

в метастабильном состоянии θ' -CuAl₂. 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 Cu—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 Cu—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 Cu—Al несколько ослабляются, роль упругой энергии уменьшается, — в результате в сплаве реализуется большее число связей Cu—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 и является возврат.

Таким образом, фактором, определяющим механизм естественного старения в сплаве Al—Cu, является, повидимому, большое различие в удельных атомных объемах твердого раствора и фаз выделения. В сплавах Al—Cu—Mg и Al—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. Guinier, Mesures, 11, 305 (1946). ⁵ H. Jagodzinski u. F. Laves, Z. Metallkunde, 40, 496 (1949). ⁶ M. Gayler, Journ. Inst. Metals, 72, 243 (1946). ⁷ Н. Н. Буйнов и Р. Н. Леринман, ДАН, 74, №№ 4 и 5 (1950). ⁸ F. Röhrner, 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 Cu—Al ⁽⁶⁾.