

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Ю. А. БАГАРЯЦКИЙ

МЕХАНИЗМ ИСКУССТВЕННОГО СТАРЕНИЯ СПЛАВА Al — Cu — Mg

[(Представлено академиком И. П. Бардиным 3 IX 1952)]

Наиболее эффективными методами исследования механизма процессов, происходящих на ранней стадии распада твердых растворов, в частности при искусственном старении алюминиевых сплавов, являются методы рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии. Методика рентгенографического изучения старения, заключающаяся в исследовании монокристаллов сплавов в монохроматизированном излучении, описана ранее (1, 2). В частности, в работе (1) приведены некоторые экспериментальные данные, а в работе (3) коротко изложены основные результаты, полученные при рентгенографическом исследовании старения сплава Al — Cu — Mg*. В 1950 г. появилась работа Ламбо (5), посвященная тому же вопросу и выполненная при помощи аналогичной методики. В работе (6) изложены результаты электронно-микроскопического исследования старения сплава Al — Cu — Mg, интерпретированные на основе данных работы (6). Однако выводы Ламбо (5) в отношении механизма искусственного старения в сплаве Al — Cu — Mg неверны**.

Рентгенографическое исследование старения сплава Al — Cu — Mg проводилось нами на сплаве с равными атомными концентрациями меди и магния (3,0 вес. % Cu и 1,15 вес. % Mg), закаленном с температуры 490°. Сплав такого состава лежит на квази-бинарном разрезе Al — S-фаза. При высокотемпературном отпуске (450°) выделяющаяся из пересыщенного твердого раствора равновесная S-фаза, обладающая ромбической решеткой, ориентируется вполне закономерным образом относительно кристаллической решетки твердого раствора (3). Закон взаимной ориентировки таков: $[100] S \parallel [100] \alpha$, $[010] S \parallel [021] \alpha$, $[001] S \parallel [012] \alpha$; он является выражением определенного структурного соответствия решеток. При искусственном старении в сплаве образуются малые области выделений S-фазы, но с несколько искаженной, деформированной кристаллической структурой и в тесной связи с решеткой обедненного твердого раствора (3). Это проявляется в специфических рентгенографических эффектах, анализ которых дает возможность составить представление об атомно-кристаллографическом (структурном) механизме распада пересыщенного твердого раствора меди и магния в алюминии.

1°. Кристаллографическая ориентировка областей с решеткой фазы выделения по отношению к решетке твердого раствора может быть определена по взаимному расположению осей обратных решеток обеих фаз. В частности, при указанном выше законе взаимной ориентировки

* Полное изложение полученных результатов можно найти в работе (4).

** Ламбо исходит из ошибочных данных о кристаллической структуре и составе S-фазы. (Структура S-фазы $[Al_2CuMg]$ установлена в работах (7, 8).)

α — S нулевая плоскость (100) обратной решетки твердого раствора (α) совпадает с плоскостями b^*c^* обратных решеток выделений S -фазы четырех ориентировок, направление осей a_S для которых совпадают и параллельны $[100]\alpha$. При этом оси b_S^* и c_S^* , лежащие в нулевой плоскости (100), параллельны направлениям типа $[012]$ обратной решетки кристалла твердого раствора. Это совершенно наглядно видно по снимкам отожженного сплава, полученным в рентгенгонометре КФОР, передающим неискаженные изображения плоскостей обратной решетки.

Однако для сплава после старения примерно до максимума механических свойств (1—2 часа при 218°) пятна от второй фазы (S) располагаются на «КФОРграммах» по отношению к пятнам от твердого раствора так, как будто оси b^* и c^* S -фазы направлены в плоскости (100) обратной решетки не по направлениям типа $[012]$, а по направлениям, отличающимся от них на $2-2\frac{1}{2}^\circ$. Наилучшее совпадение опытных данных с расчетными получается в предположении, что оси b_S^* и c_S^* лежат ближе к осям $[010]$ и $[001]$ обратной решетки твердого раствора на $2\frac{1}{4}^\circ$, чем оси типа $[012]$ (рис. 1).

2°. Снимки неподвижных кристаллов в некоторых определенных положениях позволяют видеть, что найденный по КФОРграммам эффект смещения осей b_S^* и c_S^* на $2-2\frac{1}{2}^\circ$ есть лишь средний эффект. На рис. 2 б и в приведены участки рентгенограмм кристаллов в положении, когда на фотопленку проектируется почти без искажения круговая область первой плоскости (100) обратной решетки твердого раствора*; на рис. 2 б — снимок для кристалла после очень длительного старения, на рис. 2 в — аналогичный снимок для кристалла с равновесными выделениями S -фазы. На первом снимке кроме четких пятен в местах, соответствующих положениям пятен от равновесной S -фазы, видны исходящие из них более слабые дугообразные штрихи с угловой протяженностью в $4-5^\circ$. На аналогичных снимках для кристалла сплава, остаренного до максимума твердости, пятен первого типа вообще не наблюдается, — все пятна S -фазы растянуты по кругам на $4-5^\circ$. (Снимки не приводятся из-за трудности их воспроизведения.) Положения центров тяжести штрихов смещены при этом на $2-2\frac{1}{2}^\circ$ от положений для пятен от равновесной S -фазы. Это на КФОРграммах и воспринимается как изменение направлений осей b_S^* и c_S^* на эту угловую величину.

3°. На рентгенограммах кристаллов после искусственного старения кроме пятен искаженной S -фазы видны эффекты одномерной и двумерной диффракции. При использовании белого или смешанного излучения эффекты одномерной диффракции проявляются в основном в прочерчивании зональных эллипсов с осью зоны типа $[100]$ (рис. 3 б; ср. со снимком для Al—Cu в ⁽⁹⁾); на монохроматическом же излучении прочерченными оказываются все кривые $\chi_1 = n$, соответствующие на снимках плоскостям типа (100) обратной решетки твердого раствора. Пятна от выделений искаженной S -фазы лежат на этих же кривых (рис. 3 а). Эффекты двумерной диффракции наблюдаются вблизи центрального пучка при определенных положениях кристалла. Более сильные точки на кружке одномерной диффракции на рис. 3 в и г соответствуют областям двумерной диффракции, вытянутым в направлениях типа $[012]$ обратной решетки**. Анализ наблюдаемых эффектов

* Это возможно вследствие использования при съемке сходящегося пучка монохроматических лучей ⁽⁴⁾.

** Относительная интенсивность эффектов на рис. 3 в много больше, чем на рис. 3 г, так как в первом случае в их создании принимают участие все длины волн спектра трубки; однако на тот же кружок попадают и лауэ-пятна от фазы выделения (в правой части кружка рис. 3 в).

не согласуется с предположением об истинной одномерности или двумерности зародышей S -фазы. Причиной этих эффектов являются соответствие и сопряженность двух структур: α и S (см. (4)).

4°. Из рассмотрения и сопоставления кристаллических структур S -фазы и твердого раствора можно видеть некоторые черты сходства их атомного строения: 1) в обеих структурах все атомы расположены в плоскостях (100) с периодом идентичности в две атомных плоскости и почти равными межплоскостными расстояниями: 2,00 Å в S , 2,02 Å в α ; 2) узор расположения атомов и периоды идентичности в слоях, парал-

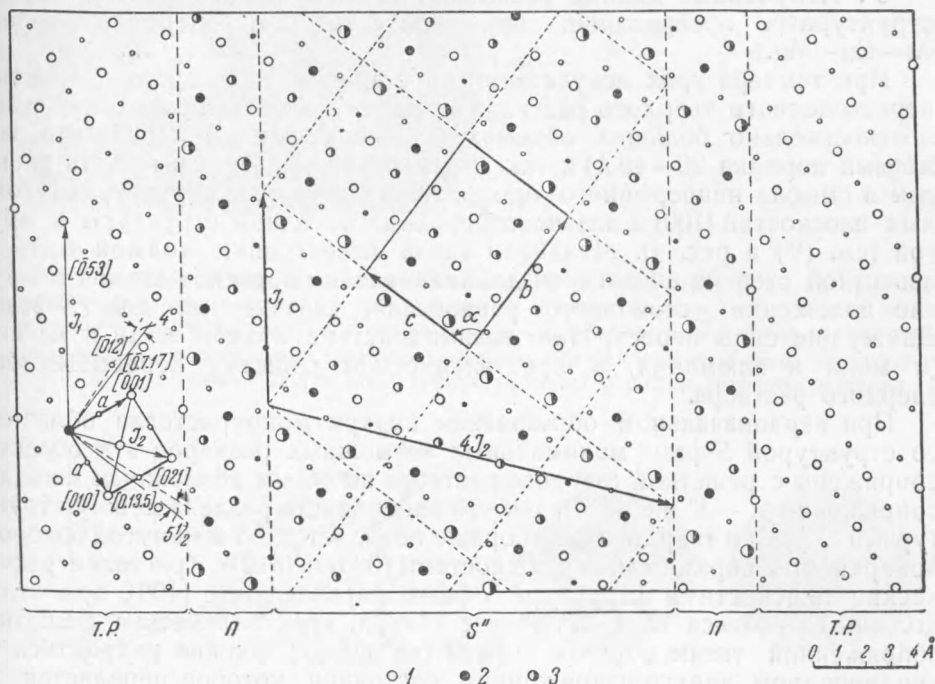


Рис. 4. Вторая возможная сопряженность ($\alpha-S''$) структур твердого раствора и S -фазы. Проекция на общую плоскость (100) α и S . Большие кружки: атомы алюминия (1), меди (2) и магния (3), лежащие в плоскости чертежа; малые кружки — соответствующие атомы, лежащие на 2 Å выше и ниже этой плоскости. П — переходные области

лельных (001) S и (012) α , почти тождественны, так же как и расстояния между последовательными слоями (3). Из найденного сходства структур вытекает наиболее вероятная взаимная ориентировка фаз именно такая, которая найдена для S -фазы в отожженном сплаве. Это же сходство должно позволить образование внутри решетки распадающегося твердого раствора прослоек со структурой S -фазы, непрерывно связанной с решеткой исходного твердого раствора. Эта возможность сопряжения двух структур ($\alpha-S'$) по плоскостям (012) α с той же ориентировкой, что и для равновесной S -фазы, иллюстрируется рисунком в работе (10). Прослойки сопряженной S -фазы в этом случае могут рассматриваться как результат субмикродвойничкования решетки твердого раствора по плоскостям (012); их минимальная толщина должна быть порядка 40 Å. Теоретически возможен и другой закон сопряженности структур, также с соблюдением параллельности осей [100] S и α и общности атомных плоскостей (100). Эта возможность представлена на рис. 4.

В этом случае изменения периодов a , b и c S -фазы должны быть очень незначительными ($\sim 1\%$), но решетка сопряженной

таким образом S -фазы должна из ромбической стать моноклинной ($\alpha = 88^\circ 40'$, т. е. $\neq 90^\circ$). Ось b_S образует при этом угол в $22\frac{1}{2}^\circ$ с осью $[001]\alpha$, а ось c_S — угол в 21° с осью $[010]\alpha$, т. е. вторая теоретически возможная сопряженность ($\alpha - S''$) обуславливает закон взаимной ориентировки, отличающийся на $4 - 5\frac{1}{2}^\circ$ в отношении направления осей b_S и c_S от первого закона взаимной ориентировки: $\alpha - S' (= \alpha - S)$. Минимальная толщина прослойки при сопряжении $\alpha - S''$ и при условии сохранения непрерывности решетки твердого раствора справа и слева от прослойки оказывается порядка 20 Å.

5°. Полученные данные указывают на следующий характер атомно-структурных превращений при искусственном старении сплава Al—Cu—Mg.

При температурах искусственного старения перестройка решетки пересыщенного твердого раствора в решетку S -фазы происходит сразу в относительно больших объемах (с минимальными линейными размерами порядка 20—40 Å) и так, что сохраняется непрерывность решеток в смысле непрерывного продолжения в обеих структурах атомных плоскостей (100) и плавного перехода от одной структуры к другой (см. (10) и рис. 4). Механизм такой перестройки должен быть в известной степени аналогичен двойникованию: перескок атомов в другие положения устойчивого равновесия, характерные для S -фазы. Движущие силы перестройки: взаимодействие атомов меди и магния (и меди и алюминия) в кристаллической решетке пересыщенного твердого раствора.

При первоначальном образовании внутри монокристалла областей со структурой S -фазы минимальных возможных размеров эти области сопряжены с решеткой твердого раствора по обоим возможным законам сопряжения ($\alpha - S'$ и $\alpha - S''$), так что поверхность раздела между структурами S -фазы и твердого раствора не появляется по замкнутой боковой поверхности, образованной плоскостями (035) и (012) α . Кристаллографические плоскости в структуре S -фазы, параллельные (100), при этом должны изгибаться на $4 - 5^\circ$. Иначе говоря, кристаллическая решетка сопряженной таким образом S -фазы (« S' -фазы») должна находиться в неоднородном упруго-напряженном состоянии, которое передается и всей решетке сплава. В итоге возникают «аномальные» механические свойства сплава после искусственного старения. По мере роста областей со структурой « S' -фазы» сопряженность $\alpha - S''$ нарушается, ориентировка решеток становится нормальной ($\alpha - S$), напряжения в основном снимаются, — механические свойства падают («перестарение»). На этой стадии сохраняется еще сопряженность $\alpha - S'$ и пластинчатая форма выделений S -фазы (по плоскостям (012) α ; см. (3)). При высокотемпературном отпуске (450°) исчезает и сопряженность $\alpha - S''$, области со структурой S -фазы становятся независимыми и расположение атомов в них становится таким, как это характерно для равновесной, ненапряженной S -фазы Al_2CuMg .

Поступило
3 IX 1952

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Ю. А. Багаряцкий, ЖТФ, 18, 827 (1948). ² Ю. А. Багаряцкий, Е. В. Колонцова, Н. В. Русакова, ЖТФ, 21, 658 (1951). ³ Ю. А. Багаряцкий, ЖТФ, 20, 424 (1950). ⁴ Ю. А. Багаряцкий, Диссертация, Ин-т кристаллографии АН СССР, 1951. ⁵ H. Lambot, Rev. de Métallurgie, 47, 709 (1950). ⁶ A. Saulnier R. Syre, Rev. de Métall., 43, 1 (1952). ⁷ H. Perlitz, A. Westgren, Ark. för Kemi, Mineralogi och Geologi, 16, No 13 B (1943). ⁸ М. С. Миргаловская, Е. С. Макаров, Изв. СФХА, 18, 117 (1948). ⁹ Ю. А. Багаряцкий, ДАН, 77, № 2 (1951). ¹⁰ Ю. А. Багаряцкий, ДАН, 73, № 6 (1950).

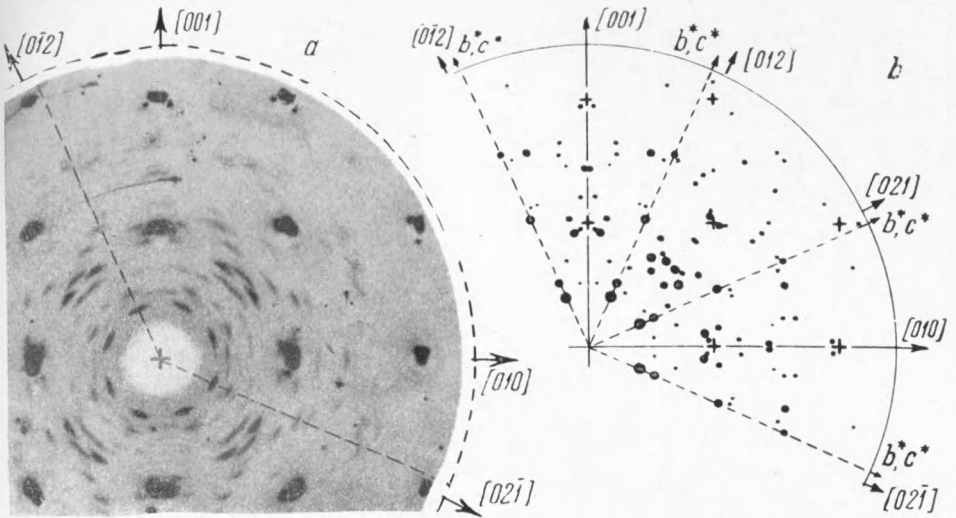


Рис. 1. Изображение части нулевой плоскости (100) обратной решетки кристалла твердого раствора с включениями S -фазы 12 ориентировок. a — полученное экспериментально в гониометре КФОР на излучении $K_{\alpha}Mo$ для сплава после искусственного старения; b — рассчитанное в предположении, что оси b и c S -фазы образуют углы $241\frac{1}{4}^{\circ}$ с осями $[010]$ и $[001]$ кристаллической решетки твердого раствора

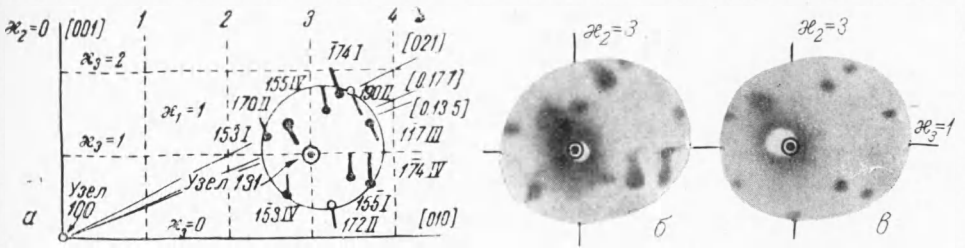


Рис. 2. Изображения участка первой плоскости (100) обратной решетки твердого раствора в окрестности узла 113 для монокристаллов сплава. b и c — полученные экспериментально; b — после длительного старения при 218° , c — после отпуска при 450° (мономатическое Mo -излучение); a — рассчитанное для случая b . x — координаты обратной решетки

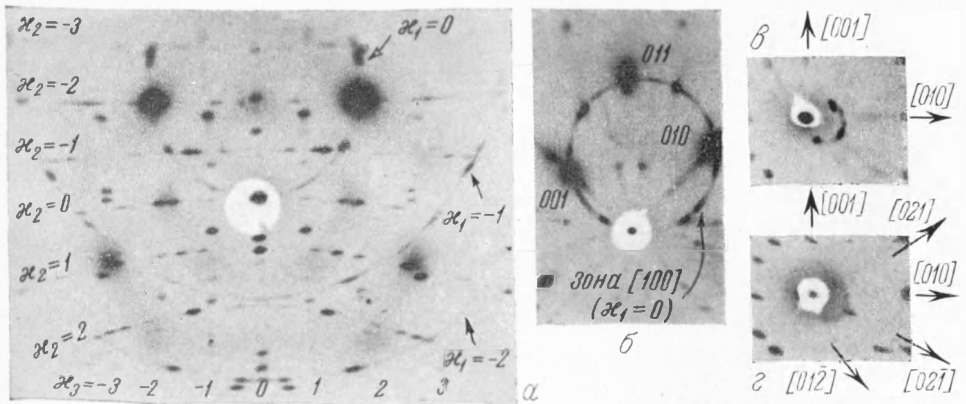


Рис. 3. Эффекты одномерной и двумерной дифракции для сплава после искусственного старения на мономатическом (a и z) и смешанном (b и v) излучении. Старение: a — 218° , 1 час; b — 218° , 6 час.; v , z — 218° , 330 час.