

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

В. М. БЕРЕЖИАНИ

**К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ ИСКУССТВЕННОГО СТАРЕНИЯ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 30 IV 1954)

Несмотря на многочисленные исследования, вопрос о механизме искусственного старения остается недостаточно ясным.

По мнению Меля, Баррета, Гейслера и других (¹⁻³) исследователей, фазы, образующиеся во время естественного старения (θ'' , S''), идентичны с фазами, образующимися во время искусственного старения (θ' , S'). Поэтому процесс перехода сплавов из естественно состаренного состояния в искусственно состаренное заключается в простом росте частиц первоначальных образований.

По мнению Меля, Баррета, Гейслера и других (¹⁻³) исследователей, шиеся во время естественного старения, не идентичны с фазами, образующимися во время искусственного старения. Поэтому во время искусственного старения происходит не простой рост частиц первоначальных образований, а сложный процесс преобразования одной фазы в другую, совершающийся на базе первоначальных образований.

В одной из предыдущих работ (⁷) в результате исследования изменения свойств естественно состаренных сплавов во время быстрого нагрева до температур порядка 360° были установлены ясно выраженные явления сначала возврата, а затем искусственного старения, предшествующие началу процесса отжига.

Такая последовательность явлений позволяла предполагать, что во время искусственного старения преобразование θ'' - и S'' -фаз в θ' - и S' -фазы должно происходить не путем простого роста или образования новой фазы на базе предшествующих образований, а путем растворения θ'' - и S'' -фаз в твердом растворе сплава и выделения новой фазы из пересыщенного твердого раствора. Однако примененная в этой работе методика вследствие большой скорости нагрева не позволяла проследить детали процесса фазового превращения. Поэтому при проведении настоящей работы была поставлена задача изучения механизма искусственного старения путем построения диаграмм температура — свойства, примененных нами в одной из предыдущих работ (⁸). Особенность построения этих диаграмм заключается в следующем: исследуемые образцы, имеющие возможно малые размеры, подвергаются быстрому нагреву до заданной температуры и после минимальной выдержки, обеспечивающей выравнивание температуры во всей массе образца, закаливаются и исследуются в закаленном и состаренном состояниях. Произведя такие опыты в широком интервале температур через каждые 5—10 или более градусов, можно построить кривые изменения свойств с температурой, дающие наглядное представление о ходе процесса фазового превращения.

Существенным недостатком диаграммы температура — свойства является то, что она не дает представления о ходе процесса во времени. Для избежания этого недостатка в настоящей работе, кроме образцов, подвергнутых нагреву и выдержке в течение 18 сек., исследовались и об-

разцы, подвергнутые изотермической выдержке в течение 10 мин. По полученным данным на диаграммах температура — свойства были построены две кривые, сопоставление которых позволяет судить о ходе процесса во времени.

В качестве основного метода исследования в работе был использован метод измерения твердости. Кроме того, были проведены определения периода кристаллической решетки, произведенные по методу Закса при использовании медного излучения. В качестве материала в работе были использованы сплавы Al—Cu и Al—Cu—Mg. Данные о составе сплавов приведены в табл. 1.

Образцы для исследования представляли собою куски размером 9×9 мм при толщине 1,5 мм. Готовые образцы подвергались закалке и естественному старению и полировке на непрерывно смачиваемом керосином фетровом кругу с применением пасты ГОИ. Исследование изменения

Таблица 1

Сплав	Cu	Mg	Si	Fe	Mn
№ 1	3,86	следы	0,07	0,12	—
№ 2	3,74	0,82	0,52	0,43	—
№ 3	3,90	1,74	0,48	0,39	—

свойств производилось в интервале температур 130—300° через каждые 10 и более градусов.

При проведении опытов в селитровую ванну, имеющую заданную температуру, погружалось два образца, один из которых выдерживался в течение 18 сек., а другой в течение 10 мин.

По истечении указанного времени образцы извлекались из ванны и закаливались в воде. Измерение твердости производилось два раза: первый раз сразу после закалки, а второй, раз через 5 суток после закалки.

Измерение твердости производилось на приборе ПМТ-3 при нагрузке 200 г. Каждая точка на диаграмме соответствует среднему значению из 10 определений. Все диаграммы температура — твердость строились два раза, причем максимальная разница в значениях идентичных точек на разных диаграммах не превышала 8 единиц твердости. Диаграммы температура — твердость и данные изменения периода кристаллической решетки графически изображены на рис. 1.

Как видно из диаграмм, нагрев всех сплавов в интервале температур 130—190° сопровождается резким снижением твердости как в закаленном, так и состаренном состояниях при $H_{\text{сост}} - H_{\text{зак}} \cong 0$. Такое разупрочнение не может быть объяснено растворением фаз, образующихся во время естественного старения. Растворение этих фаз, как известно (4), сопровождается образованием пересыщенного твердого раствора, что в данном случае, судя по величине разности $H_{\text{сост}} - H_{\text{зак}} \cong 0$, не происходит. Поэтому остается предполагать, что наблюдаемое явление вызвано снятием внутренних напряжений без растворения, что может быть осуществлено путем разрыва связи между твердым раствором и θ - и S' -фазами и выделения этих фаз из решеток твердого раствора.

Кратковременный (18 сек.) нагрев сплавов в интервале температур 190—300° сопровождается дальнейшим снижением твердости в закаленном состоянии, ростом твердости в состаренном состоянии при росте разности $H_{\text{сост}} - H_{\text{зак}}$. Такие изменения характерны для процесса растворения метастабильных фаз, причем, как видно из хода кривых, после достижений температуры возврата ($\cong 270^\circ$) дальнейшее повышение температуры не оказывает существенного влияния на свойства сплава.

Из сопоставления кривых $H-t$ для 18-секундной и 10-минутной выдержек ясно видно, что в интервале температур 190—300° во время изотермической выдержки происходит распад образовавшегося вначале пересыщенного твердого раствора, сопровождающийся образованием θ' - и S' -фаз, вызывающих упрочнение сплавов. Однако из хода кривых

видно, что при температурах выше 250° θ' - и S' -фазы также оказываются нестабильными, что вызывает разупрочнение сплавов.

Данные исследования изменений периода кристаллической решетки показывают, что все указанные изменения протекают без существенного изменения периода решетки, так как приведенные на кривых отклонения лежат в пределах ошибки эксперимента.

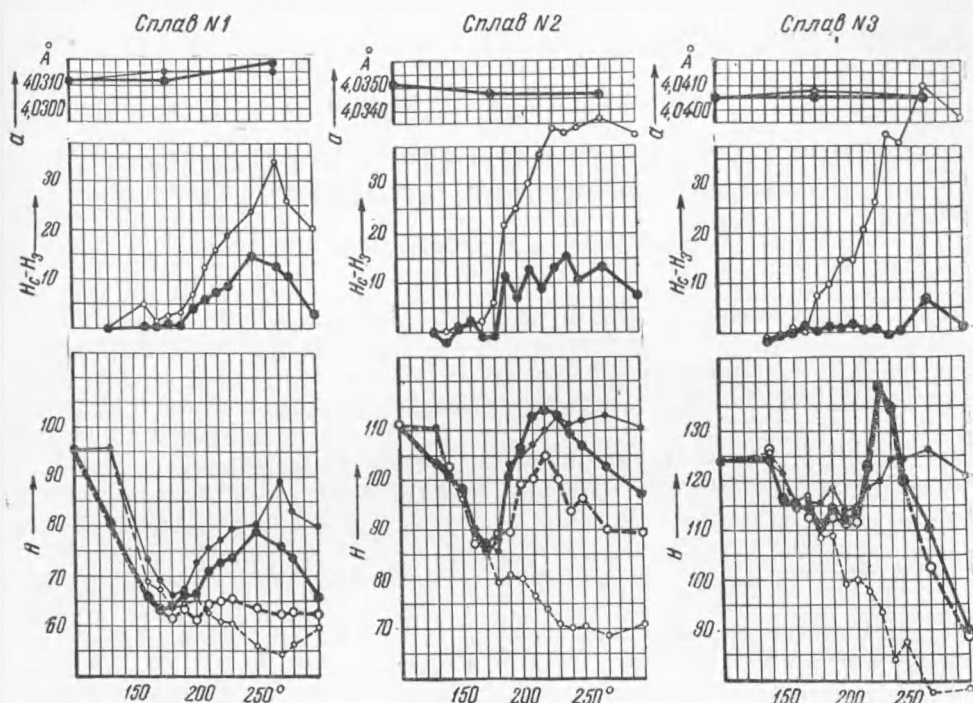


Рис. 1. Изменение свойств естественно состаренных сплавов Al—Cu и Al—Cu—Mg под влиянием кратковременной (тонкие линии) и более продолжительной (толстые линии) выдержки в интервале температур $130\text{--}300^{\circ}$. Сплошные линии — изменение свойств в состаренном состоянии. Пунктирные линии — изменение свойств в закаленном состоянии

На основании изложенного, можно утверждать:

1. Во время искусственного старения в сплавах Al—Cu и Al—Cu—Mg можно различать три стадии фазового превращения:
 - а) стадию отрыва θ'' - и S'' -фаз от решетки твердого раствора;
 - б) стадию растворения θ'' - и S'' -фаз в твердом растворе сплава, сопровождающегося образованием пересыщенного твердого раствора;
 - в) стадию распада пересыщенного твердого раствора и образования θ' - и S' -фаз.

2. Первая стадия превращения протекает в условиях более низких температур, чем вторая и третья, которые практически протекают при одной и той же температуре.

3. Фактор времени не меняет характера превращения, но сдвигает его в сторону более низких температур.

Институт металла и горного дела
Академии наук Груз.ССР

Поступило
19 III 1954

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ R. F. Mehl, L. K. Jetter, Age Hardening of Metals, Cleveland, Ohio, 1940, p. 342—412. ² Ч. С. Баррет, Структура металлов, 1948. ³ А. Н. Geisler, J. K. Hill, Acta Crystallogr., 1, 238 (1948). ⁴ Д. А. Петров, Изв. сектора физ.-хим. анализа, 16, № 2, 211 (1946). ⁵ A. Guinier, Mesures, 11, 305 (1946). ⁶ Ю. А. Багаряцкий, ДАН, 87, № 4, 559 (1952). ⁷ В. М. Бережани, Изотермический отжиг сплавов типа дуралюмин, Диссертация, МАИ, 1947. ⁸ В. М. Бережани, ДАН, 87, № 4, 563 (1952).