

А. В. СУЯЗОВ, М. П. УСИКОВ

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ МАРТЕНСИТА АЛЮМИНИЕВОЙ СТАЛИ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 10 VI 1975)

В работе ⁽¹⁾ показано, что о.ц. тетрагональная решетка свежееобразованного мартенсита высокоуглеродистой алюминиевой стали при -180° имеет аномально высокое отношение осей c/a по сравнению с известной зависимостью c/a от содержания углерода для обычной углеродистой стали ⁽²⁾. При нагреве до комнатной температуры значение c/a решетки алюминиевой стали уменьшается ⁽¹⁾. Имеющихся в настоящее время экс-

периментальных данных пока недостаточно, чтобы установить причину обнаруженных в алюминиевой стали явлений. В связи с этим нами проведено рентгенографическое и электронно-микроскопическое исследование стали Fe — 4 вес. % Al — 2 вес. % C, близкой по составу к исследованной в ⁽¹⁾.

Образцы алюминиевой стали выдерживали при 1185° в течение 1 часа и затем закалывали в воду. Мартенситная точка стали была ниже комнатной температуры,

поэтому после закалки образцы находились в аустенитном состоянии. Рентгено съемка проводилась в низкотемпературной камере с использованием FeK_{α} -излучения. Электронно-микроскопическое исследование было выполнено на микроскопе JEM-7A.

Кинетика изменения c/a при отогреве мартенсита, полученного охлаждением аустенитных образцов в низкотемпературной рентгеновской камере, изучалась на поликристаллических образцах по линиям мартенситного дублета $(011)-(110)$. Чтобы исключить влияние температуры на параметры решетки мартенсита, рентгено съемку во всех случаях проводили при -180° . Параметры решетки и значения c/a для свежееобразованного и отогретого мартенсита приведены в табл. 1. Видно, что процесс уменьшения c/a при -90° практически завершается за 15 мин. Медленное повторное охлаждение образца от -90° или выдержка его при более низких температурах (2–3 часа при $-(110-120^{\circ})$) после уменьшения c/a не давали обратимого ее увеличения.

На рис. 1а показан типичный участок полностью сдвойникового мартенситного кристалла со следами двойников по $[1\bar{1}3]_{\alpha}$ и электронограмма с этого участка. На этой микрофотографии, помимо характерного полосчатого контраста, связанного с двойниками превращения, видны полосы вдоль $[113]_{\alpha}$, расположенные по кристаллу менее однородно, чем двойники превращения. Такая картина наблюдалась во многих мартенситных кристаллах. По направлениям $[113]_{\alpha}$ и $[\bar{1}\bar{1}3]_{\alpha}$ с поверхностью фольги $\sim(110)_{\alpha}$ пересекаются плоскости $(2\bar{1}\bar{1})_{\alpha}$ и $(\bar{1}2\bar{1})_{\alpha}$ соответственно. После наклона образца вокруг $[001]_{\alpha}^*$ на 18° (рис. 1б и 2) ориентировка матрицы становится $[120]_{\alpha}$ и появляется характерная двойниковая сетка рефлексов, которая может принадлежать как двойникам по $(2\bar{1}\bar{1})_{\alpha}$ (зона

Таблица 1

Условия выдержки		c, Å	a, Å	c/a
T, °C	t, мин.			
-180	—	3,175	2,826	1,124
-90	15	3,159	2,834	1,114
-90	30	3,156	2,837	1,113
+20	—	3,149	2,834	1,111

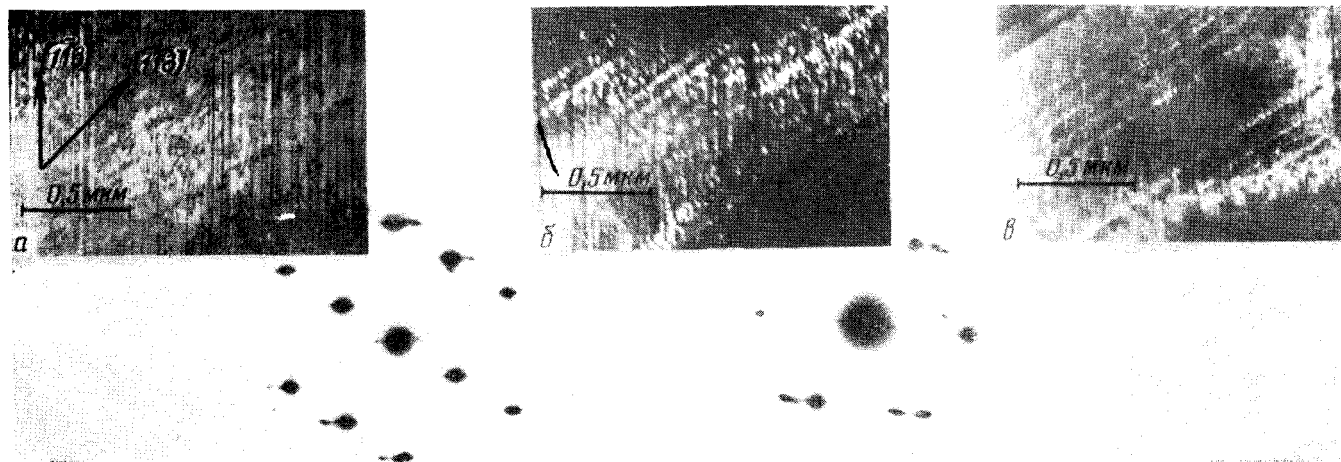


Рис. 1. Сталь Fe — 4% Al — 2% С. *a* — светлопольное изображение кристалла мартенсита и соответствующая электронограмма, ориентировка $[110]_{\alpha}$; *b* — темнопольное изображение в рефлексе двойников и соответствующая электронограмма, ориентировка $[120]_{\alpha}$ (то же место после наклона образца); *v* — темнопольное изображение в слабом рефлексе 200, находящемся несколько ниже матричного рефлекса 002

[120]_{мв}), так и двойникам по (121)_α (зона [201]_{мв}). На темнопольном изображении (рис. 1б) в рефлексе $\frac{4}{3} \frac{2}{3} \frac{4}{3}$ двойника (в индексах матрицы) светятся обе системы двойников. Таким образом, в мартенситном кристалле имеются две системы двойников по (211)_α и (121)_α с общим направлением сдвига [111]_α. По углам между рефлексами и линейным размерам основной сетки на электронограмме рис. 1б можно установить, что ось *c* матрицы — [100]_α.

Видимая на электронограмме (рис. 1а) сетка рефлексов зоны <131>_α относится к двойникам по (211)_α и (121)_α, поскольку зона [110]_α матрицы точно параллельна зонам [141]_α и [411]_α двойников соответственно, а ближайшая к ним зона <131>_α отклонена всего на 6°. Рядом с рефлексом 002, несколько ниже его, на той же электронограмме (рис. 1а) находится азимутально развернутый относительно него на ~1—2° более слабый рефлекс. По расстоянию от этого рефлекса до узла 000 (т. е. по |*g*|) ему можно приписать индексы 200 тетрагональной решетки мартенсита с *c/a* = 1,1 (ось *c* — [100]_α). На темнопольном изображении в свете этого рефлекса (рис. 1с), видно, что светятся, в основном, участки двойников по плоскостям (121)_α, пересекаемые двойником превращения, т. е. участки мартенситного кристалла, которые дважды двойникованы.

На стереографической проекции (рис. 2), построенной с учетом тетрагональности решетки мартенсита (*c/a* = 1,1), показана взаимная ориентация осевых направлений решеток матрицы, двойников превращения по системе (211)_α [111]_α и участков двойников превращения, двойникованных вторично по (121)_α [111]_α. На этой же проекции показана ориентация осевых направлений участков, двойникованных сначала по (121)_α [111]_α, а затем по (211)_α [111]_α. Видно, что с экспериментом совпадает взаимная ориентация матрицы и участков двойников превращения, двойникованных вторично: около (в ~1°) оси [001]_α матрицы находится именно тетрагональная ось [100]_α вторичных двойников.

Таким образом, области кристалла, имеющие ось тетрагональности *c*, с точностью до 1° параллельную оси *a* матрицы, представляют собой дважды двойникованные участки матрицы. В этих областях атомы углерода занимают иную, чем в матрице, подрешетку октаэдрических междоузлий (о.м.). Для проверки этого результата рассмотрим, как преобразуются при двойниковании координаты о.м. подрешетки, занятой углеродом (ось *c* — [100]_α). Процесс двойникования представляет собой однородную деформацию с инвариантной плоскостью, поэтому матрица преобразования *t_{ij}* имеет вид (3)

$$t_{ij} = \delta_{ij} + ms_i n_j, \quad (1)$$

где *n* — единичный вектор нормали к плоскости двойникования, *ms* — вектор смещения, δ_{ij} — символ Кронекера.

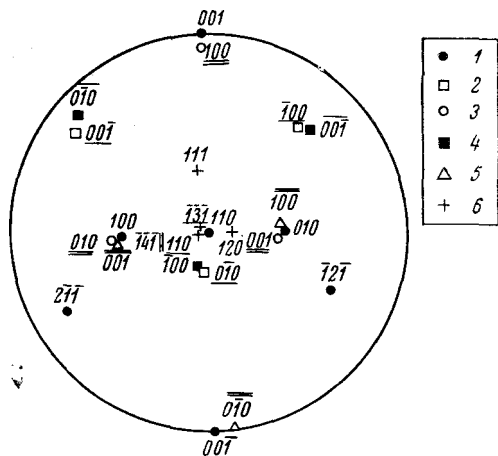


Рис. 2. Стереографическая проекция к анализу рис. 1 (построения проведены для *c/a* = 1,1). 1 — *hkl* о.п.т. решетки матрицы, 2 — *hkl* двойника по (211)_α, 3 — *hkl* получены повторным двойникованием *hkl* по (121)_α, 4 — *hkl* двойника по (121)_α, 5 — *hkl* получены повторным двойникованием *hkl* по (211)_α, 6 — направления *uvw* и $\bar{u}\bar{v}\bar{w}$ в матрице и двойнике по (211)_α

Координаты о.м., полученные по матрице (1), приводятся к осям двойника зеркальным отражением $\Phi_{ij} = \delta_{ij} - 2n_i n_j$ (Φ_{ij} — матрица зеркального отражения). Расчет показал, что повторное двойникование двойников превращения по $(1\bar{2}1)$ $[111]_\alpha$ преобразует о.м. матрицы типа $\frac{1}{2} 0 0$ в положения типа $\frac{5}{12} \frac{5}{12} \frac{7}{12}$ решетки двойника, которые близки, к о.м. типа $\frac{1}{2} \frac{1}{2} 0$ другой подрешетки (этим позициям соответствует ось $c - [001]_\alpha$).

Проведенное нами исследование подтвердило данные ⁽¹⁾ о том, что свежеобразованный мартенсит алюминиевой стали имеет аномально высокую тетрагональность; эта аномалия связана с тем ⁽⁴⁾, что в результате мартенситного превращения все атомы углерода оказываются размещенными в одной подрешетке о.м. в отличие от того, что имеет место в сталях с аномально низкой тетрагональностью ⁽⁵⁾.

Нагрев свежеобразованного мартенсита вызывает необратимое уменьшение c/a . Процесс этот происходит при довольно низкой температуре (-90°) и за столь короткий промежуток времени (15 мин.), что связать его с диффузионным перераспределением атомов углерода, по-видимому, нельзя. Вместе с тем в мартенситных кристаллах, помимо двойников превращения, обнаружена вторая система двойникования $\{112\}\langle 111 \rangle_\alpha$, имеющая общее направление сдвига с двойниками превращения. Характерно, что в кристаллах мартенсита имеются участки с осью c , направленной по иному кубическому направлению, чем в матрице. Анализ позволил заключить, что такое направление оси c могут иметь участки двойников превращения, повторно двойникованные по второй системе двойникования. Рассмотрение однородного перемещения атомов углерода при двойниковании (по сдвиговым матрицам преобразования) подтвердило экспериментальные данные о том, что двойникование по второй системе $\{112\}_\alpha$ двойников превращения перебрасывает атомы углерода в другую подрешетку о.м., что вызывает несимметричное расположение этих атомов относительно плоскости двойникования. В работе ⁽⁶⁾ показано, что такая ситуация должна приводить к изменению периодов решетки мартенсита: уменьшению c и увеличению a .

Из экспериментальных данных также следует, что вторичное двойникование происходит после образования двойников превращения. Можно полагать, что оно происходит при отогреве от температуры жидкого азота и является одним из релаксационных процессов, происходящих в мартенсите и приводящих к уменьшению внутренних напряжений, возникающих в результате различного объемного расширения решеток аустенита и мартенсита.

Таким образом, наблюдаемое экспериментально уменьшение c/a решетки мартенсита алюминиевой стали не связано с диффузионным перераспределением атомов углерода (температурным разупорядочением или переходом из октаэдрических междоузлий в тетраэдрические). Уменьшение c/a обусловлено упругой деформацией решетки мартенсита, возникающей в результате двойного двойникования по системам $\{112\}\langle 111 \rangle_\alpha$, перебрасывающего атомы углерода в другую подрешетку о.м.

Институт металловедения и физики металлов
Центрального научно-исследовательского
института черной металлургии им. И. П. Бардина
Москва

Поступило
30 V 1975

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Л. И. Лысак, А. Г. Драгинская, Н. И. Сторчак, Физика металлов и металловедение, т. 34, 84 (1972).
- ² Г. В. Курдюмов, Явление закалки и отпуска стали, 1960.
- ³ А. Л. Ройтбурд, Э. И. Эстрин, Металловедение и термическая обработка. Итоги науки и техники, М., ВИНТИ, 1970.
- ⁴ Г. В. Курдюмов, Л. К. Мизайлова, А. Г. Хачатурян, ДАН, т. 215, 578 (1974).
- ⁵ И. Р. Энгин, В. А. Семенов, С. Ш. Шильштейн, ДАН, т. 206, 1096 (1972).
- ⁶ А. В. Суязов, М. П. Усиков, А. Г. Хачатурян, Физика металлов и металловедение, т. 36, 1033 (1973).