

Л. И. ЛЫСАК, В. Е. ДАНИЛЬЧЕНКО, Ю. М. ПОЛИЩУК,
А. И. УСТИНОВ

ДВОЙНИКОВАНИЕ ПО СИСТЕМЕ {01.1}, <01.1> α -МАРТЕНСИТА МАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 31 III 1975)

Двойники α -мартенсита с элементами двойникования {01.1}, <01.1> * впервые обнаружены в высокоуглеродистых сталях электронно-микроскопическим методом ⁽¹⁻³⁾. Рентгеновским методом в закаленной высокоуглеродистой марганцевой стали найдены дополнительные ориентации мартенсита, не укладывающиеся в 24 варианта Курдюмова-Закса; было показано,

что дополнительные ориентации являются двойниковыми по системе (011), [011] относительно матричного мартенсита ⁽⁴⁾. Однако в этих работах не представилось возможным установить, образуются ли двойники при превращении $\gamma \rightarrow \alpha_m$ или вследствие релаксации внутренних напряжений, возникающих при образовании мартенситных кристаллов. Ниже приводятся результаты дальнейшего изучения двойников α -мартенсита рентгеновским методом.

При исследовании монокристалльных образцов сталей (см. табл. 1) закаленных в жидком азоте, на рентгенограммах качания обнаружены дополнительные слабые пятна около

Т а б л и ц а 1
Состав исследованных образцов сталей
(вес. %)

Номер образца	C	Mn	Ni
1	0,30	12,0	3,0
2	0,45	10,0	Нет
3	0,55	8,5	»
4	0,55	10,0	»
5	0,65	7,0	»
6	0,74	8,0	»
7	1,00	6,0	»

Примечание. 1) 3 вес. % Ni введено для понижения M_s ; 2) Fe + добавки = 100 вес. %.

пятен (200) $_{\alpha_m}$ и (020) $_{\alpha_m}$ со стороны больших углов отражения (рис. 1). По углам отражения и полюсной фигуре заключили, что они принадлежат двойникам α -мартенсита (д.м.) по системе {01.1}, <01.1>. Вблизи пятен (200) $_{\alpha_m}$ и (020) $_{\alpha_m}$ были видны пятна (002) $_{(011)}$, (0 $\bar{1}$ 1) и (002) $_{(101)}$, (1 $\bar{0}$ 1), а рядом с (002) $_{\alpha_m}$ — пятна (020) $_{(011)}$, (0 $\bar{1}$ 1) и (200) $_{(101)}$, (1 $\bar{0}$ 1) (нижние индексы показывают плоскости двойникования).

Указанный вывод подтвердился следующим опытом. По мере нагрева при 100°С стали с д.м. пятна исходного α -мартенсита ослабевали, а отпущенного усиливались. При этом пятна (002) $_{\alpha_m}$ д.м. также ослабевали и после нагрева в течение 1,5 час. их не обнаруживали. Этот эффект связан с распадом д.м. Следовательно, дополнительные пятна не принадлежат какой-либо карбидной или другой новой фазе, а действительно отвечают д.м.

Пятна (20.0) $_{(01.1)}$ значительно сильнее каждого из пятен (002) $_{(011)}$, (0 $\bar{1}$ 1) и (002) $_{(101)}$, (1 $\bar{0}$ 1). Это объяснили тем, что на первое из них накладывается пятно (002) $_{\alpha_m}$ частично отпущенного α -мартенсита. Для доказательства этого один образец быстро охлаждали в жидком азоте и затем нагревали снова до комнатной температуры. Другой образец медленно (5° в 1 мин.) охлаждали до той же температуры и нагревали опять до комнатной темпе-

* Точка означает, что можно переставлять между собой первые два индекса.

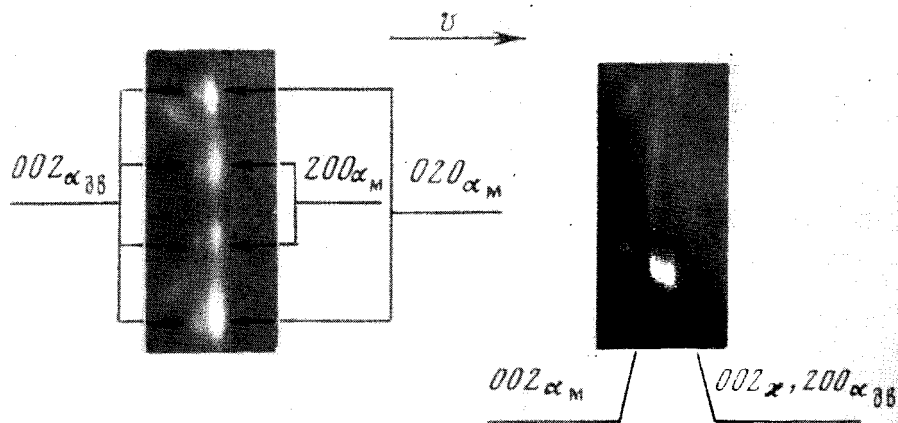


Рис. 1. Фрагменты рентгенограмм стали (образец 3, табл. 1), закаленной в жидком азоте и нагретой до комнатной температуры

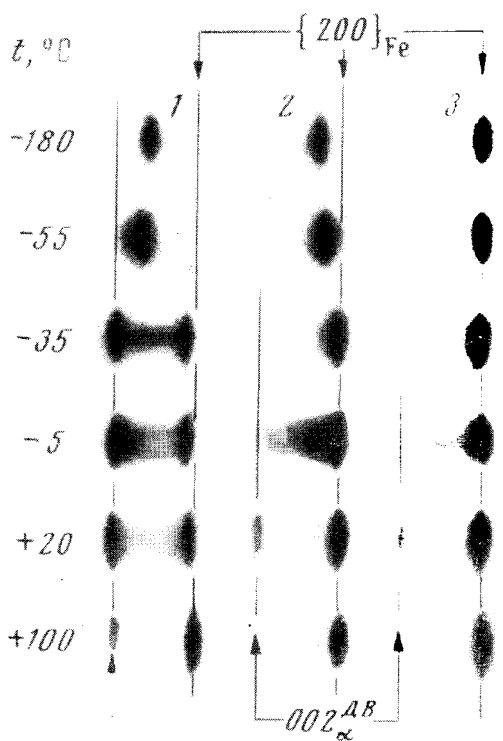


Рис. 2. Изменение при нагреве дифракционных пятен стали (образец 3) закаленной в жидком азоте. 1, 2, 3 — пятна (002), (020) и (200) α' -мартенсита соответственно, которая при нагреве до -35° — $+20^\circ$ С становятся такими же пятнами α -мартенсита

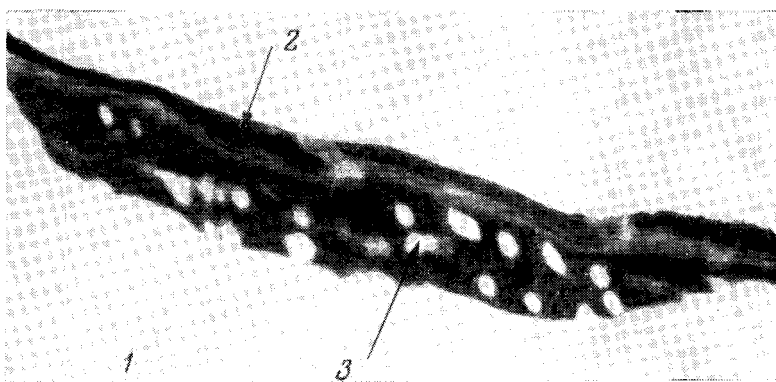


Рис. 1. Сечение пленки, образовавшейся на поверхности стали в режиме п.п. через 50 час. работы. Поглощенные электроны, 1500 $\times$. 1—стальной контробразец, 2—пленка, 3—поры в пленке

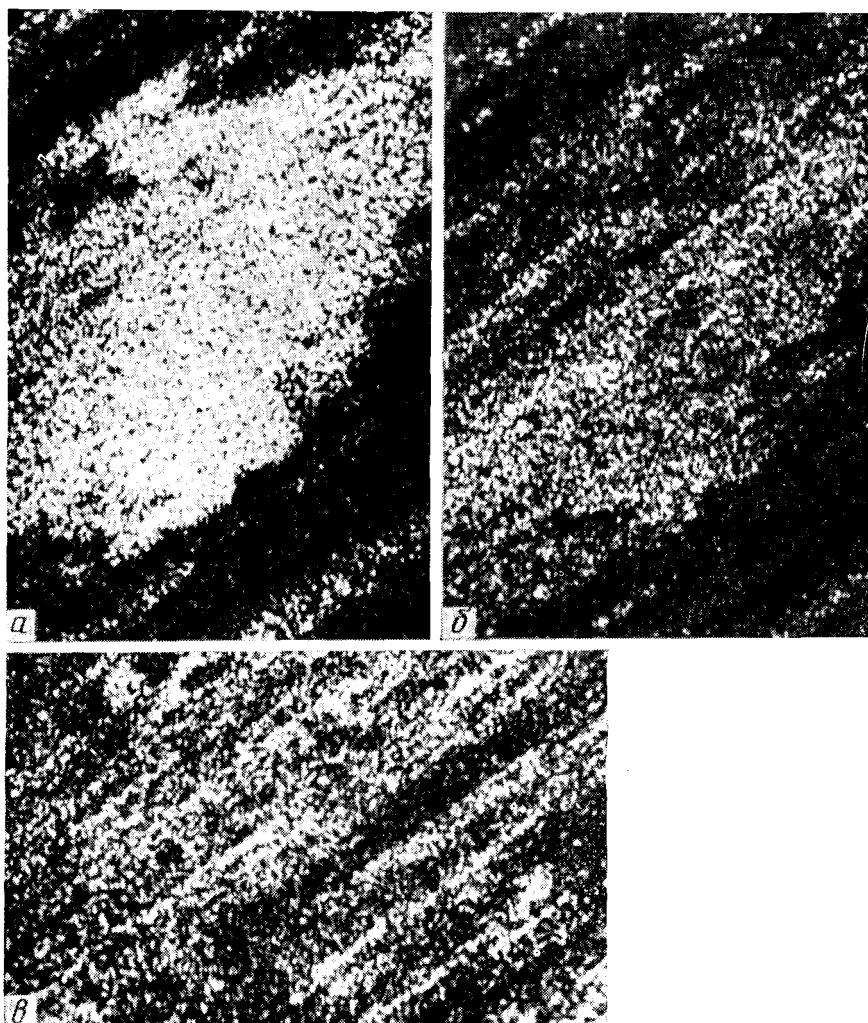


Рис. 2. Участок поверхности ст. 45 в $\text{CuK}\alpha_1$ - (а, в) и $\text{ZnK}\alpha_1$ -излучении (б) через 10 (а, б) и 50 часов (в) работы с Л63. Светлые пятна — распределение Cu (а, в) и Zn (б) по поверхности. 380 $\times$

ратуры с такой же скоростью, как и первый. Дополнительные рефлексы наблюдались вблизи пятен $(200)_{\alpha_m}$ и $(020)_{\alpha_m}$ на рентгенограммах первого образца, а на рентгенограммах второго их практически не было; однако почернение пятен около рефлекса $(002)_{\alpha_m}$ почти одинаковое в обоих случаях. Этот результат можно объяснить тем, что в первом образце имелись как д.м. $\{01.1\}$, так и частично отпущенный мартенсит, а во втором — только последний. Следовательно, α -мартенсит распадается независимо от образования д.м.

Для всех сталей (см. табл. 1) количество д.м. (011) , $(0\bar{1}1)$ больше, чем д.м. (101) , $(\bar{1}01)$. С увеличением концентрации углерода уменьшилось общее количество д.м.; д.м. (101) , $(\bar{1}01)$ совсем не обнаруживалось в сталях с 0,65–1,0% С, а были видны только д.м. (011) , $(0\bar{1}1)$.

Для изучения процесса формирования д.м. и других структурных изменений провели низкотемпературные рентгеносъемки монокристалла с 0,55% С и 8,5% Мп, быстро охлажденного до -196° в низкотемпературной камере. На рентгенограммах, снятых при -180° (рис. 2), видны пятна κ' -мартенсита с объемноцентрированной ромбической решеткой с параметрами, отвечающими данным ⁽⁵⁾. Нагрев до -65° не изменил эту картину; после повышения температуры до -35° произошли изменения в расположении пятен, соответствующие завершению $(\kappa' \rightarrow \alpha_m)$ -перехода; при этом появились рефлексы около пятен $(002)_{\alpha_m}$ со стороны больших углов (дополнительных пятен вблизи $(200)_{\alpha_m}$ и $(020)_{\alpha_m}$ не обнаружено); после нагрева до -15° рефлексы размылись в сторону меньших углов отражения. Дальнейшее повышение температуры способствовало увеличению размытости и при -5° ее малоугловой край достиг угла отражения пятен $(002)_{(011)}$, (011) и $(002)_{(101)}$, (101) . Нагрев до комнатной температуры привел к тому, что диффузные почернения сконцентрировались в указанные пятна (рис. 2).

Из описанных изменений дифракционной картины видно, что при температурах ниже -55° κ' -мартенсит стабилен, двойников α -мартенсита не наблюдали. При -35° , после завершения $(\kappa' \rightarrow \alpha_m)$ -перехода, начался распад α -мартенсита, д.м. при этом не обнаружены. При нагреве от -15° до комнатной температуры размытие пятен α -мартенсита, заканчивающееся образованием пятен д.м., можно трактовать как результат процесса формирования двойников α -мартенсита по плоскостям двойникования $\{01.1\}$. Такие данные позволяют предполагать, что эти двойники появились вследствие релаксации внутренних напряжений и не относятся к двойникам превращения. Об этом свидетельствует не только появление д.м. при нагреве, но также и образование их по всем плоскостям $\{01.1\}$. Между тем двойниками превращения следует считать только такие, для которых плоскости двойникования параллельны плоскостям $\{111\}_\gamma$.

О природе д.м. $\{01.1\}$ и их формировании можно сделать следующие предположения. При закалке резким охлаждением в результате $(\gamma \rightarrow \kappa')$ -превращения возникают большие внутренние напряжения благодаря изменению формы и объема превращающегося аустенита. Действительно, как указано выше, при нагреве до комнатной температуры образца, медленно охлажденного в жидком азоте, наблюдали только следы д.м. (011) , $(0\bar{1}1)$ и совершенно не обнаружены д.м. (101) , $(\bar{1}01)$. По-видимому, это произошло потому, что при медленном понижении температуры по мере увеличения количества мартенсита происходила релаксация напряжений.

Двойникование тетрагональной или ромбической решетки можно представить смещением металлических атомов по плоскостям $\{01.1\}$ под действием скалывающих напряжений в направлениях $\langle 01.1 \rangle$ (рис. 3). Однако при наличии углерода в решетке двойникование может завершиться только в том случае, если атомы внедрения перейдут из октаэдрических пор на осях c в такие же поры на осях a и b , которые после завершения двойникования становятся осями c в решетке д.м. При этом около каждого атома углерода изменяются ближайшие соседние металлические атомы

(рис. 4). Следовательно, для двойникования α -мартенсита необходимо не только смещение атомов металла, но и перераспределение атомов углерода по порам решетки (рис. 3, 4).

Из сказанного вытекает, что процесс двойникования α -мартенсита зависит от концентрации атомов внедрения, энергии дефектов упаковки и ориентации плоскости двойникования относительно границы раздела аустенит — мартенсит. Действительно, с увеличением концентрации углерода

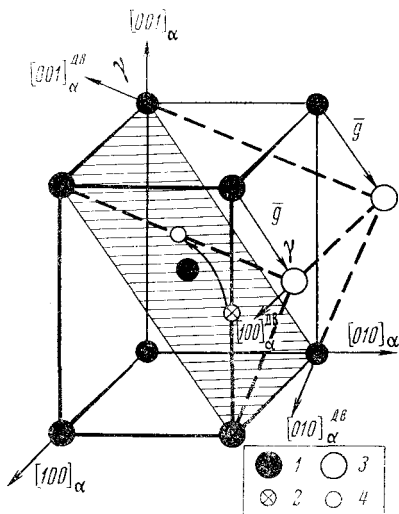


Рис. 3

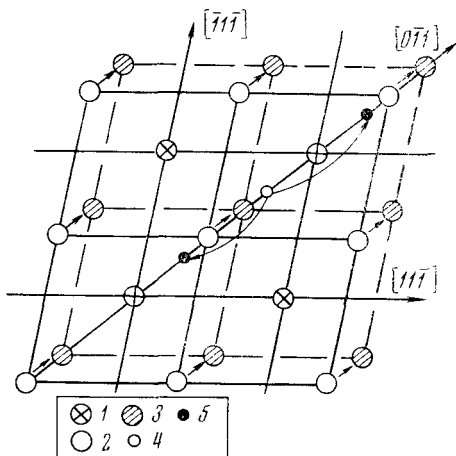


Рис. 4

Рис. 3. Двойникование элементарной ячейки по плоскости $\{011\}$. 1–4 – атомы металла (1, 3) и углерода (2, 4) в α -мартенсите (1, 2) и в двойнике α -мартенсита (3, 4)

Рис. 4. Атомные плоскости $\{011\}$ решеток α -мартенсита и его двойника по системе $\{011\}$, $[011]$; 1, 2 – атомы металла в нижней (1) и верхней (2) плоскости α -мартенсита; 3 – металлические атомы верхней плоскости в двойниковом положении; 4 – одно из возможных положений атома углерода в октаэдрической поре решетки α -мартенсита, который при двойниковании переходит в такие же поры (5) решетки двойника α -мартенсита

растет отношение осей c/a решетки α -мартенсита, что увеличивает сдвиги g металлических атомов (рис. 3); вследствие этого уменьшается вероятность двойниковых сдвигов. Сдвиги при двойниковании происходят в тех же плоскостях и направлениях, что и при образовании дефектов упаковки в о.ц.к.-металлах с вектором сдвига $\frac{1}{8}a \langle 011 \rangle$. Поэтому факторы, понижающие энергию дефектов упаковки, будут способствовать двойникованию. При наличии когерентности решеток аустенита и мартенсита по плоскости $\{011\}_{\alpha_m} \parallel \{111\}_{\gamma}$ имеются скалывающие напряжения в направлении $[01\bar{1}]$, лежащем в плоскости $\{011\}_{\alpha_m}$. Такие напряжения способствуют двойникованию в большей мере по тем плоскостям $\{01.1\}$, которые параллельны плоскости $\{111\}_{\gamma}$. Об этом свидетельствуют линии скольжения в плоскости $\{011\}_{\alpha_m}$ кристалла мартенсита, параллельной плоскости раздела $\{111\}_{\gamma}$ ⁽⁶⁾. В свете этого предположения находит объяснение тот факт, что в сталях с концентрациями углерода менее 0,55% (табл. 1) количество д.м. по плоскостям $\{01.1\} \parallel \{111\}_{\gamma}$ значительно больше, чем д.м. по плоскостям $\{01.1\}_{\alpha_m} \{111\}_{\gamma}$.

Таким образом, двойники α -мартенсита по системе $\{01.1\} \langle 01.1 \rangle$ формируются при нагреве закаленной стали в области температур ниже комнатной. Однако раньше осуществляется $(\kappa' \rightarrow \alpha_m)$ -переход и частичный рас-

пад α -мартенсита. Эти двойники представляют собой результат релаксации внутренних напряжений и не являются двойниками превращения. Данные настоящей работы могут свидетельствовать также о том, что двойникование α -мартенсита по системе (011), $[0\bar{1}1]$ не связано с особенностями кристаллической структуры α' -мартенсита.

Институт металлофизики
Академии наук УССР
Киев

Поступило
14 III 1975

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ В. И. Изотов, Л. М. Утевский, ФММ, т. 25 98 (1968). ² М. Ока, С. М. Вауман, Trans. AIME, v. 242, 337 (1968). ³ М. Ока, С. М. Вауман, Trans. ASM, v. 62, 370 (1969). ⁴ Л. И. Лысак, В. Е. Данильченко, Ю. М. Полищук, ФММ, т. 36, 1012 (1973). ⁵ Л. И. Лысак, С. П. Кондратьев, Ю. М. Полищук, ФММ, т. 36, 546 (1973). ⁶ K. Shimizu, M. Oka, S. M. Wayman, Acta Met., v. 18, 1005 (1970).