

Академик Г. В. КУРДИОМОВ, В. К. КРИЦКАЯ, В. А. ИЛЬИНА

**ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЙ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ
РЕШЕТКИ Fe — Al — C МАРТЕНСИТА,
ОБЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОНАМИ**

В последнее время обнаружено, что мартенсит сталей, легированных алюминием, обладает аномально высоким отношением осей тетрагональной решетки (¹, ²) и значительной устойчивостью при низких температурах отпуска (³). Наблюдается значительно более сильная зависимость параметров c и a решетки от концентрации углерода, по сравнению с таковой для простых углеродистых сталей, а изменение параметров решетки мартенсита при отпуске начинается при значительно более высоких температурах.

В связи с этими особенностями мартенсит алюминиевых сталей представляет большой интерес как материал для исследования явлений перераспределения атомов углерода, обусловленных наличием дефектов, возникающих при облучении частицами высоких энергий (⁴).

С целью проведения такого исследования нами были изготовлены 4 сплава следующих составов: Fe — 3% Al — 1% C, Fe — 7% Al — 1% C, Fe — 3% Al — 1,5% C и Fe — 7% Al — 1,5% C. Для получения мартенситной структуры все сплавы были закалены от 1200°С в воде с последующим охлаждением в жидком азоте. Для удаления обезуглероженного слоя исследуемые образцы подвергались химическому травлению. Облучение образцов велось на линейном электронном ускорителе Института физической химии АН СССР при ~50°С. Энергия электронов ~5 Мэв, доза ~10¹⁸ эл/см². Рентгенографические исследования проводились на установке УРС-50И и ДРОН-0,5 в FeK_α-излучении.

На рис. 1 приведены рентгенограммы, а на рис. 2 дифрактограммы (отражения (011) и (110) мартенсита), полученные с закаленных образцов исследованных сплавов и углеродистых сталей. Они показывают, что в мартенсите, легированном алюминием, степень тетрагональности решетки (междублетное расстояние $\Delta\varphi$) больше, чем в углеродистых сталях (при одинаковой концентрации углерода). Разница в степени тетрагональности ($\Delta\varphi$) повышается с увеличением содержания Al в α -твердом растворе. Наблюдается также существенное отличие в ширине дифракционных линий Fe—Al—C сплавов и углеродистых сталей (см. рис. 1, 2). В первом случае брэгговские отражения значительно уже. Максимумы мартенситного дублета (011, 110) сплава Fe—Al—C острые, их основания хорошо разделяются, уровень фона между ними и по обе стороны линий практически одинаков, в то время как в нелегированной углеродистой стали при том же содержании углерода в α -твердом растворе максимумы (011 и 110) значительно более широкие и в нижней своей части перекрываются (см. рис. 2).

Полученная рентгеновская дифракционная картина говорит о том, что в сплаве Fe—Al—C в процессе закалки не происходит, по-видимому, как в нелегированной углеродистой стали, частичного распада мартенсита. Не возникают также при закалке сплава Fe—Al—C в кристаллах мартенсита сколько-нибудь значительные по величине микронапряжения.

По отражениям (011), (110), (112) и (211), записанным на дифрактометре и снятым фотографическим методом в камере Дебая, были определены параметры решетки a и c мартенсита и их отношение c/a для исследуемых сталей. Результаты измерений представлены на рис. 3 и в табл. 1. Из полученных данных следует, что присутствие Al существенно изменяет концентрационную зависимость параметров a и c от содержания углерода в твердом растворе.

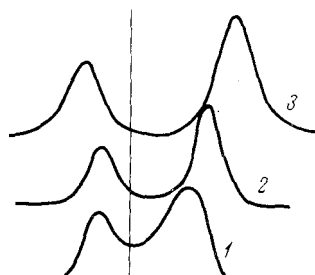


Рис. 2

Рис. 2. Дифрактограммы закаленных сталей: 1 — У15, 2 — Fe — 3% Al — 1,5% C, 3 — Fe — 7% Al — 1,5% C

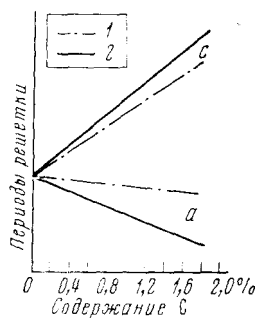


Рис. 3

Рис. 3. Изменение параметров решетки a и c мартенсита углеродистой стали (1) и сплава с 7% Al (2) в зависимости от содержания углерода в мартенсите (исходные значения параметров совмещены)

Исследование отпуска показало, что до $\sim 300^\circ$ величина отношения осей c/a остается практически неизменной, что свидетельствует о стабилизирующем действии алюминия на мартенсит углеродистых сталей.

Облучение мартенсита электронами вызывает, как и в случае нелегированной стали, уменьшение отношения осей тетрагональной решетки. Однако изменение параметров происходит здесь при температурах, лежащих значительно ниже температуры заметного распада твердого раствора.

На рис. 4 представлены дифрактограммы, полученные с образцов закаленной стали Fe—Al—C с 1% углерода и 7% алюминия до и после облучения. На рис. 4а видны хорошо разделенные линии (011) и (110) мартенситного дублета, полученные с необлученного образца. После облучения тетрагональность решетки мартенсита сильно понизилась, практически полностью исчез просвет между дублетными линиями (011) и (110), видна только одна широкая линия (рис. 4б). Подобное изменение тетрагональности решетки мартенсита в необлученном образце этой стали можно наблюдать лишь после отпуска при температурах не ниже 350°C (см. рис. 4г).

Нагрев облученного образца Fe—Al—C при $70\text{--}80^\circ$ не изменил практически рентгеновской интерференционной картины мартенсита, тогда как в облученных углеродистых сталях при этих температурах наблюдалось

Таблица 1

Материал	Параметр решетки мартенсита		c/a
	a , А	c , А	
Fe — 3% Al	2,878		
Fe — 3% Al — 1% C	2,851	2,997	1,052
Fe — 3% Al — 1,5% C	2,843	3,062	1,077
Fe — 7% Al	2,891		
Fe — 7% Al — 1% C	2,832	3,025	1,068
Fe — 7% Al — 1,5% C	2,804	3,101	1,106
Fe	2,866		
Fe — 1% C	2,851	2,984	1,046
Fe — 1,5% C	2,844	3,043	1,07

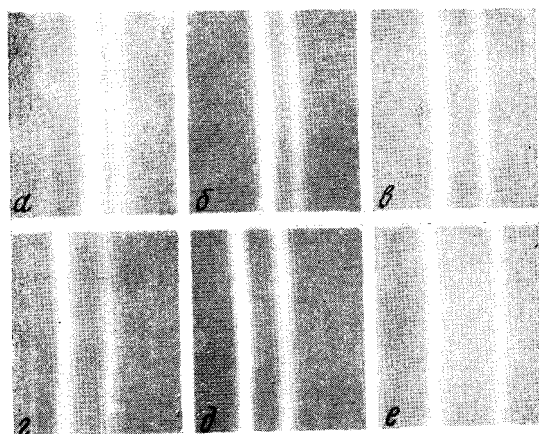


Рис. 1. Рентгенограммы закаленной углеродистой стали и сплавов Fe-Al-C, линии мартенситного дублета (011) и (110). *a* — сталь M10, *b* — сплав Fe — 3% Al — 1% C, *z* — сплав Fe — 7% Al — 1% C, *d* — сплав Fe — 3% Al — 1,5% C, *e* — сталь M15 *e* — сплав Fe — 7% Al — 1,5% C.

восстановление тетрагональности решетки мартенсита, обусловленное обратимыми процессами перераспределения углерода (⁵). В исследованных же сплавах Fe—Al—C только после нагрева при 100—250° в течение 30 мин. было обнаружено увеличение отношения c/a ; ширина мартенситного дублета стала больше, между линиями (011) и (110) появился просвет и четко обозначились максимумы линий (см. рис. 4е).

В настоящей работе показано, что в сплаве Fe—Al—C, подобно углеродистым сталям (⁴⁻⁷), электронное облучение при температурах 20—50° приводит к уменьшению отношения c/a . Это уменьшение тетрагональности решетки вызвано не распадом α -твердого раствора, а обусловлено перераспределением атомов углерода в решетке мартенсита — уходом атомов углерода из октаэдрических междоузлий, расположенных вдоль оси [001] в другие места решетки. Обратный процесс — восстановление тетрагональности решетки мартенсита при нагреве, — обусловленный возвращением атомов углерода в октопору на оси c , протекает в сплаве Fe—Al—C при более высоких температурах и в более широком интервале (100—250°), чем в легированной углеродистой стали (60—80°).

В сплаве Fe—Al—C с 1,5% углерода заметных изменений в рентгеновской интерференционной картине после электронного облучения обнаружено не было. Подобные результаты были нами ранее получены и для высокоуглеродистых легированных сталей (⁸). Результаты исследования Fe—Al—C сталей с 1,5% C, полученные в настоящей работе, подтверждают ранее сделанные выводы о том, что процессы разупорядочения в облученном высокоуглеродистом мартенсите затруднены из-за сильного упругого взаимодействия атомов углерода (⁸⁻¹²).

Таким образом, методами рентгеноструктурного анализа исследовано состояние кристаллической структуры сплавов Fe—Al—C после закалки на мартенсит и последующего облучения быстрыми электронами. Мартенсит, содержащий 3 и 7% алюминия, обладает значительно более высокой степенью тетрагональности решетки (c/a) по сравнению с тетрагональностью легированного мартенсита углеродистой стали с той же концентрацией углерода в α -твердом растворе. Определены температурные интервалы устойчивости необлученного и облученного легированного алюминием мартенсита. Установлено, что в облученной электронами закаленной Fe—Al—C стали обратимые изменения параметров решетки протекают при значительно более высоких температурах, чем в случае мартенсита углеродистой стали.

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

Поступило
3 IX 1974

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ M. Watanabe, C. M. Wayman, Scripta Met., v. 5, 109 (1971). ² Л. И. Лысак, А. Г. Драчинская, Н. А. Сторчак, Физ. мет. и металловед., т. 34, 339 (1972). ³ Л. И. Лысак, А. Г. Дарчинская и др., Там же, т. 35, 773 (1973). ⁴ В. К. Крицкая, Несовершенство кристаллического строения и мартенситные превращения, «Наука», 1972, стр. 94. ⁵ В. К. Крицкая, Г. В. Курдюмов, А. В. Нархов, ДАН, т. 206, 590 (1972). ⁶ В. К. Крицкая, В. А. Ильина, Л. Н. Быстров, ДАН, т. 86, 89 (1969). ⁷ В. К. Крицкая, А. В. Нархов, Физ. мет. и металловед., т. 35, 1264 (1973). ⁸ В. К. Крицкая, М. П. Круликовская и др., Там же, т. 34, 502 (1972). ⁹ А. Г. Хачатурян, Там же, т. 19, 343 (1965). ¹⁰ G. V. Kurdjumov, Mém. Sci. Rev. Met., v. 67, 755 (1970). ¹¹ G. V. Kurdjumov, A. G. Khachatryan, Met. Trans., v. 3, 1069 (1972). ¹² А. Г. Хачатурян, Г. А. Шагалов, ФТТ, т. 12, 2929 (1970).

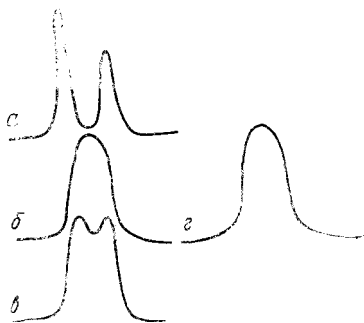


Рис. 4. Дифрактограммы сплава Fe—7% Al—1% C: а — до облучения, б — после облучения, в — облученный после нагрева при 250° С, 30 мин., г — необлученный, отпуск 350° С, 30 мин.