

УДК 669.15'71-194.55:548.735

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Л. И. ЛЫСАК, А. Г. ДРАЧИНСКАЯ, Н. А. СТОРЧАК

ВЫДЕЛЕНИЕ КАРБИДА С Г.Ц.К.-РЕШЕТКОЙ ПРИ РАСПАДЕ α -МАРТЕНСИТА АЛЮМИНИЕВОЙ СТАЛИ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 18 IX 1972)

При высоких температурах (в γ -области) происходит атомное упорядочение в г.ц.к.-решетке аустенита сплавов Fe—Al—C и переход атомов углерода в упорядочивающиеся области (¹, ²). В результате закалки образуются два мартенсита (α_m^I и α_m^{II}) с о.ц.т.-решетками, закономерности ориентаций которых различны по отношению к решетке аустенита (³). В настоящей работе изучали кристаллическую структуру и ориентации решеток карбидных фаз, которые выделяются из аустенита и указанных мартенситов при отпуске с 2,0% C и 3% Al.

На рентгенограмме стали, закаленной в холодной воде, видны дифракционные пятна двух аустенитов с близкими параметрами (³). После отпуска при температурах ниже 450° существенных изменений дифракционной картины не обнаруживается. Только в результате нагрева в течение часа при 500° пятна аустенита ослабли и размылись. Одновременно появились новые размытые пятна, которые соответствовали K -фазе (¹, ²) с г.ц.к.-решеткой ($a_K = 3,763 \text{ \AA}$) и α -фазе с о.ц.к.-решеткой ($a_\alpha = 2,872 \text{ \AA}$). Ориентация решетки K -фазы такая же, как и решетки аустенита. Следовательно, в процессе отпуска при 500° в аустените образуется такая же фаза, как и K -фаза (Fe₃AlC), которая формируется при высоких температурах (в γ -области). Эта аналогия позволяет предположить, что природа возникновения K -фазы в указанных случаях одна и та же: атомное упорядочение в г.ц.к.-решетке, приводящее к обогащению углеродом одних областей аустенита за счет обеднения других.

Повышение температуры отпуска до 550° способствовало ослаблению дифракционных пятен аустенита и размытию пятен K - и α -фаз вдоль дебаевских дуг. Дальнейшее повышение температуры до 700° привело не только к исчезновению пятен аустенита и размытию рефлексов K -фазы, но также к усилению отражений от α -фазы.

Другая серия опытов была проведена на образцах того же сплава. Однако теперь для изучения карбидообразования при распаде мартенсита образцы из аустенитного состояния охлаждали в жидком азоте от комнатной температуры, чтобы реализовалось мартенситное превращение. В этом случае на рентгенограммах (полученных при комнатной температуре) наблюдается система дифракционных пятен аустенита и мартенситов α_m^I и α_m^{II} .

После отпуска таких образцов при температуре 250—300° появились рефлексы г.ц.к.-решетки с параметром, близким к таковому K -фазы. Они усиливались и достигали наибольшей интенсивности при нагреве до 350—450°.

В результате нагрева до 500° увеличилась интенсивность тех пятен карбида, которые отвечали полюсам аустенита; при этом пятна последнего размылись и стали менее интенсивными (рис. 1). При повышении температуры до 700° произошли такие же изменения дифракционной картины, которые описаны при нагреве аустенитного образца до этой температуры.

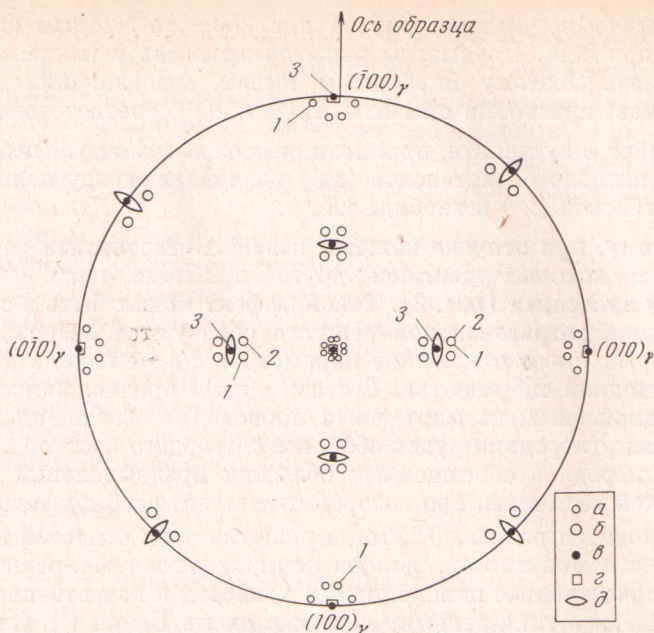


Рис. 1. Полюсная фигура карбидов, выделившихся после нагрева до 500° закаленного железного сплава с 2,0% С и 3,0% Al. a , b — полюсы (002) и (200), (020) соответственно о.ц.т.-решетки с $c/a = \sqrt{2}$ или то же {200} и {220} г.д.к.-решетки карбида $K_{\alpha I}$; 1, 2 — элементарные ячейки о.ц.т.-решетки $K_{\alpha I}$ с $c/a = \sqrt{2}$. c — полюсы {200} о.ц.т.-решетки с $c/a = \sqrt{2}$ или то же {200} и {220} г.д.к.-решетки карбида $K_{\alpha I}$; 3 — элементарная ячейка о.ц.т.-решетки $K_{\alpha II}$ с $c/a = \sqrt{2}$. d , e — {100} и {110} полюсы аустенита соответственно

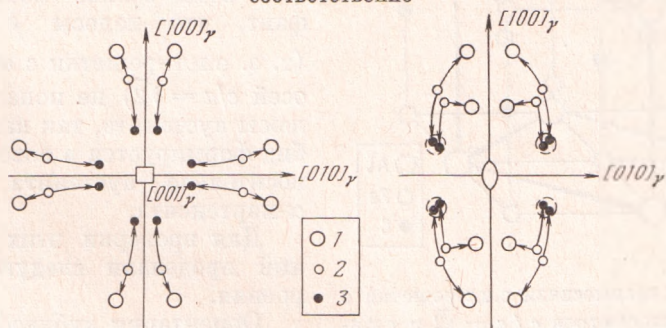


Рис. 2. Фрагменты полюсных фигур исходного (α_M^I), отпущенного (κ^I) мартенситов и карбида ($K_{\alpha I}$) после нагрева до 500° закаленного железного сплава с 2,0% С и 3,0% Al. 1 — полюсы {200} κ^I -фазы; 2 — полюсы {200} α^I -мартенсита; 3 — полюсы {200} о.ц.т.-решетки ($c/a = \sqrt{2}$) или (200) и (220) г.д.к.-решетки карбида $K_{\alpha I}$

Получилась рентгенограмма поликристалла, что не позволило определить температурные области исчезновения каждого карбида.

Из рис. 1 и 2 видно, что часть полюсов карбидной фазы, выделившейся при 250–300°, располагается аналогично полюсам α^I -мартенсита, другая часть совпадает с полюсами аустенита. Полюсы карбидной фазы, количество которой увеличилось при 500°, т. е. полюсы K -фазы, тоже совпадают с полюсами аустенита. Эти данные позволили заключить, что при отпуске сплавов Fe—Al—C образуются три г.д.к.-решетки карбида с большим чем параметр решетки аустенита параметром. Две из них выделяются из α^I - и

α^{II} -мартенситов в результате отпуска при 250–300°, третья формируется в аустените при 500°. Параметры решеток этих фаз близкие, однако ориентации разные. Поэтому карбидным фазам, выделяющимся из α^{I} - и α^{II} -мартенситов, присвоили символы $K_{\alpha^{\text{I}}_M}^{\text{I}}$ и $K_{\alpha^{\text{II}}_M}^{\text{II}}$ соответственно, а фазе, формирующейся в аустените, приписан символ K_{γ} . Каждый полюс (002) и (200), (020) исходного мартенсита (α^{I}) находится между полюсами отпускаемого мартенсита (α^{I}) и карбида ($K_{\alpha^{\text{I}}_M}^{\text{I}}$).

По-видимому, при отпуске каждый полюс α^{I} -мартенсита расщепляется на два, один из которых удаляется, другой приближается к соответствующему полюсу аустенита (рис. 2). Такой эффект может быть в случае, если вместо исходной тетрагональной решетки образуются две о.ц.т.-решетки, одна из которых имеет отношение параметров c/a меньше, а другая больше, чем у исходной α^{I} -решетки. В связи с этим предположили, что выделение карбидной фазы из мартенсита происходит обогащением одних за счет обеднения углеродом других областей α -твердого раствора. Когда концентрация углерода в обогащенных областях предвыделений (о.о.п.) (⁴) достигает такой величины, при которой отношение осей c/a тетрагональной решетки становится равным $\sqrt{2}$, тогда решетка этих областей приобретает максимальную компактность, равную компактности г.ц.к.-решетки. Следовательно, количественное изменение c/a приводит к качественному переходу о.ц.т.-решетки в г.ц.к.-решетку согласно схеме Бейна (⁵) (рис. 3). При этом полюсы такой о.ц.т.-решетки попадают в полюсы г.ц.к.-решетки аустенита, если точно выполняются ориентационные соотношения Курдюмова — Закса или Нишияма. Однако в сплаве Fe—Al—C первое из этих соотношений выполняется только при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -переходе, после которого получается

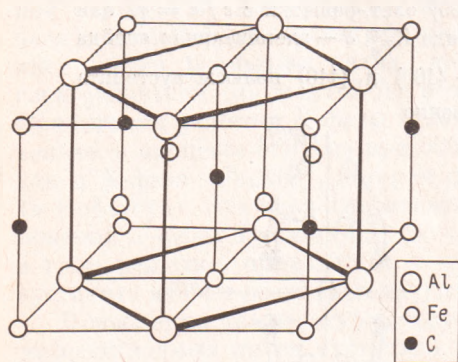


Рис. 3. Схема взаимосвязи о.ц.т.-решетки с отношением параметров $c/a = \sqrt{2}$ и г.ц.к.-решетки по Бейну

небольшой поворот решеток мартенсита вследствие релаксации напряжений. Такие повороты неодинаковы для α^{I} - и α^{II} -мартенситов (³). Этим можно объяснить тот факт, что полосы $K_{\alpha^{\text{I}}_M}^{\text{I}}$ -карбида (т. е. о.ц.т.-решетки с отношением осей $c/a = \sqrt{2}$) не попадают в полюсы аустенита, так как этот карбид формируется в повернутых относительно аустенита решетках α -мартенсита.

Для проверки этих рассуждений проделали следующие построения.

Ориентации кубической решетки относительно решетки аустенита построили, предположив, что

взаимно параллельны те плоскости и направления в этих фазах, которые параллельны в о.ц.т.-решетке и аустените. При этом индексы плоскостей типа (011) α^{I} остаются такими же в о.ц.к.-решетке, а индексы направлений [111] α^{I} становятся иррациональными в о.ц.к.-решетке.

Аналогичное построение проделали для $K_{\alpha^{\text{I}}_M}^{\text{I}}$ - и $K_{\alpha^{\text{II}}_M}^{\text{II}}$ -карбидов. Их полюсные фигуры построили, заменив г.ц.к.-решетку тетрагональной с отношением осей $c/a = \sqrt{2}$. Оказалось, что построенные полюсные фигуры хорошо совпали с экспериментальными. А именно, полюсная фигура для кубической решетки совпала с таковой отпущенных α^{I} и α^{II} -мартенситов (α^{I} и α^{II}), а для тетрагональной с $c/a = \sqrt{2}$ — с полюсами карбидов $K_{\alpha^{\text{I}}_M}^{\text{I}}$ и $K_{\alpha^{\text{II}}_M}^{\text{II}}$. Полюсы последнего почти совпали с полюсами решетки аустенита потому, что ориентации

α^{II} -мартенсита мало отличаются от установленных Нишияма (рис. 2) ⁽³⁾. Это показывает, что установить различие между карбидными фазами K_{α}

и K_{γ} можно только по температурам их образования или каким-либо другим признакам, не связанным с ориентациями их решеток и их структурой.

Таким образом при отпуске сплава Fe—Al—C из мартенсита выделяется карбидная фаза с г.ц.к.-решеткой аналогично образованию нитрида Fe_4N в азотистой стали ⁽⁶⁾.

Из приведенных данных видно, что при увеличении и уменьшении c/a решетки мартенсита вследствие перераспределения концентрации углерода при отпуске о.ц.т.-решетка поворачивается так, что остается неизменной параллельность ее плоскостей и направлений (относительно решетки аустенита), которая была в исходной закаленной стали.

Этот факт можно истолковать так, что при завершении мартенситного превращения решетка мартенсита остается связанной с решеткой аустенита полукогерентной, дислокационной границей, которая сохраняется при отпуске до температуры карбидообразования.

Институт металлофизики
Академии наук УССР
Киев

Поступило
13 IX 1972

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

¹ F. R. Morral, J. Iron and Steel Inst., 28, 419 (1934). ² Nishida Keizo, Bull. Fac. Eng. Hokkaido Univ., 48, 71 (1968). ³ Л. И. Лысак, А. Г. Драчинская, Н. А. Сторчак, ФММ, 33, в. 6, 1297 (1972). ⁴ Л. И. Лысак, Ю. М. Полищук, ФММ, 26, в. 6, 1002 (1968). ⁵ E. C. Bain, Trans. Am. Inst. Min. (Metall.) Eng., 70, 25 (1924). ⁶ K. H. Jack, Proc. Roy. Soc. A, 208, 216 (1951).