

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

П. Л. ГРУЗИН, Е. В. КУЗНЕЦОВ и академик Г. В. КУРДЮМОВ

**ВЛИЯНИЕ ВНУТРИЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТА
НА САМОДИФФУЗИЮ ЖЕЛЕЗА**

При изучении самодиффузии железа в сплавах железо — никель и железо — никель — углерод (¹) было установлено, что экспоненциальная зависимость величины D от температуры не имеет места во всей исследованной области температур для большинства сплавов. Прямые зависимости $\lg D$ от $1/T$ показывают излом при температурах около $1000\text{--}1100^\circ$. Угол наклона прямых ниже этих температур имеет меньшие значения, чем при высоких температурах. То обстоятельство, что подобный излом отсутствует у сплавов с высоким содержанием углерода, которые при охлаждении до комнатных температур не претерпевали мартенситного превращения, позволяет высказать следующее предположение о причине указанной аномалии в температурной зависимости коэффициентов самодиффузии.

Превращение аустенита в мартенсит, происходящее после предварительного стабилизирующего отжига при 1300° при охлаждении до комнатной температуры, а также обратное превращение мартенсита в аустенит, протекающее при $500\text{--}700^\circ$ во время нагрева образцов при диффузионном отжиге, приводят к существенным изменениям структуры внутри зерен аустенита. Эти изменения заключаются в уменьшении размеров областей кристаллической решетки аустенита с правильной периодичностью расположения атомов и, следовательно, в создании внутризеренных поверхностей раздела значительной протяженности.

Известно, что в результате превращения аустенита в мартенсит при охлаждении и образования большого числа кристаллов мартенсита внутри каждого зерна аустенита не только возникают нарушения на границах кристаллов мартенсита, но происходит также и размельчение областей когерентного рассеяния до величины порока $10^{-5}\text{--}10^{-6}$ см внутри кристаллов мартенсита (²⁻⁴). После обратного бездиффузионного превращения мартенсита в аустенит в сплавах Fe — Ni образовавшиеся внутри зерен аустенита границы раздела могут в значительной мере сохраниться, несмотря на восстановление исходной ориентировки решетки аустенита внутри каждого зерна (⁵).

При наличии углерода в твердом растворе нагрев вызывает уже при низких температурах распад мартенсита и образование большого числа кристалликов карбида внутри кристаллов мартенсита. В этом случае после образования при дальнейшем нагреве аустенита каждое зерно будет представлять собой совокупность малых областей с правильной решеткой и с нарушениями правильной структуры на границах областей.

Таким образом аномалия температурной зависимости D и повышение значения коэффициентов диффузии в нижней области температур на основе описанных представлений могут быть объяснены наличием поверх-

ностной диффузии по внутризерненным поверхностям раздела, возникающим в результате фазовых превращений при более низких температурах.

Настоящая работа имела целью проверить правильность высказанного предположения. Роль изменений внутризерненной структуры в скорости диффузии легко можно выявить на сплавах, у которых превращение аустенита в мартенсит происходит лишь при температурах ниже комнатной.

Для исследования были взяты железо-никель-углеродистые сплавы №№ 4 и 7 работы (1). Первый содержал 19,8% Ni и 0,45% C; второй 24,6% Ni и 0,69% C. Предварительный отжиг, стабилизирующий зерно

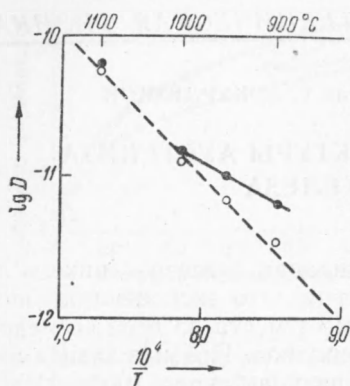


Рис. 1

аустенита, производился при 1330° в течение 5 час. Охлажденные после отжига образцы имели при комнатной температуре аустенитную структуру. Для получения мартенсита часть образцов была охлаждена в жидком азоте. Обратное превращение мартенсита в аустенит в этих сплавах происходит при температурах, лежащих значительно ниже температур, при которых исследуется диффузия (6). Коэффициенты диффузии определялись при температурах 900, 950, 1000 и 1100°.

С целью получения более надежных сравнительных данных отжиг при определении коэффициентов диффузии проводился одновременно для образцов, по-

гружающихся в жидкий азот, и образцов, не охлаждавшихся ниже комнатной температуры. При этом образец, охлажденный в жидком азоте, накладывался активной стороной на активную сторону образца этого же сплава, не подвергавшегося обработке холодом.

На рис. 1 представлена зависимость $lg D$ от $1/T$ для сплава № 4. Каждая точка представляет собою среднее из четырех измерений. Пунктирная прямая, проведенная через кружки, относится к образцам, не охлаждавшимся в жидком азоте. Как видно из рисунка, все кружки укладываются на одной прямой. Для образцов, охлаждавшихся в жидком азоте, мы получаем такой же излом прямой, как и для сплавов, имеющих мартенситную точку выше комнатной температуры и исследованных в работе (1).

Определения коэффициентов диффузии в сплаве № 7, содержащем 24,6% Ni и 0,69% C, при 900° дали: для образцов, охлажденных в жидком азоте, $D \cdot 10^{+12} = 7,82$ и $7,3$ (среднее, $7,56$); для образцов, не охлажденных в жидком азоте, $D \cdot 10^{+12} = 2,1$ и $2,6$ (среднее $2,35$). Таким образом, при температуре 900° коэффициент диффузии в образцах сплава № 7, охлажденных в жидком азоте, почти в 3 раза больше коэффициента диффузии образцов, в которых мартенситного превращения в процессе охлаждения и нагревов не происходило.

Полученные результаты дают непосредственное доказательство правильности предположения о том, что причины излома прямой связаны с изменением состояния зерен аустенита, вызванным фазовыми превращениями.

Как видно из рис. 1, для сплава № 4 выше 1000° исчезает разница коэффициента диффузии для различно обработанных образцов. Таким образом, требуется нагрев до таких высоких температур, как 1000°, чтобы исчезли существенные структурные изменения в зернах аустенита, вызванные превращениями при охлаждении и нагреве и приводящие к ускорению диффузии.

Этот результат находится в полном соответствии с установленным в работе (6) влиянием обратного мартенситного превращения на ход мартенситного превращения при последующем охлаждении. Несмотря на то,

что аустенитная фаза восстанавливается уже ниже 700°, эффект предшествующих превращений исчезает лишь после нагрева до 1000—1100°. Величина эффекта, так же как и в случае диффузии, уменьшается по мере повышения температуры от 700 до 1000°.

Настоящее исследование показывает, что при изучении закономерностей диффузии в сплавах, в которых имеют место фазовые превращения, необходимо учитывать возможность значительного влияния на скорость диффузии изменений внутреннего строения зерен, вызванных превращениями.

Институт металловедения
и физики металлов
ЦНИИЧМ

Поступило
19 X 1953

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ П. Л. Грузин, Е. В. Кузнецов, ДАН, 93, № 5 (1953). ² Г. В. Курдюмов, Л. И. Лысак, ЖТФ, 17, 993 (1947). ³ Л. С. Мороз, ЖТФ, № 3 (1952).
⁴ М. П. Арбузов, Л. И. Лысак, Е. Г. Нестеренко, ДАН, 90, 375 (1953).
⁵ Я. М. Головчинер, Проблемы металловедения и физики металлов, № 2, 119 (1951). ⁶ Я. М. Головчинер, Ю. Тяпкин, ДАН, 93, № 1 (1953).