

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Член-корреспондент АН СССР И. А. ОДИНГ и М. Г. ЛОЗИНСКИЙ

О НЕОДНОРОДНОСТИ АУСТЕНИТА

За последние годы в СССР и за рубежом все большее развитие получают методы выявления строения металлов и сплавов при высокотемпературном нагреве в вакууме (3-8). Происходящее в вакууме избирательное испарение с полированной поверхности изучаемых образцов позволяет выявлять картину их строения при заданной температуре. Само явление селективного испарения может быть объяснено наличием энергетического градиента вдоль поверхности нагретого шлифа: в зонах, где энергия связи мала, происходит более интенсивный отрыв атомов из кристаллической решетки.

Интенсивность процесса испарения при прочих равных условиях (при неизменном составе образцов, постоянном давлении в камере) в значительной мере определяется температурой образца. Нижний предел температур, при которых возможно производить выявление строения стали и жаростойких сплавов, составляет 750—800°. При более низких температурах процесс избирательного испарения столь мало эффективен, что теряет для указанных целей практическое значение. Верхний предел температуры ограничивается только возможностью расплавления изучаемого образца.

В данной работе сообщается о результатах проведенных авторами наблюдений, позволивших установить некоторые факторы, оказывающие, по видимому, значительное влияние на возникновение неоднородности в строении аустенитных зерен стали.

Изучаемые образцы имели форму пластинок длиной 60 мм, сечением 30 мм<sup>2</sup> (10 × 3 мм). Плоскость образца 60 × 10 мм подвергалась полировке и на ней создавался металлографический шлиф.

При выполнении экспериментов авторами был применен метод электронагрева образцов за счет теплового действия электрического тока промышленной частоты (50 гц) низкого напряжения (до 6—8 в). Этот метод позволяет производить нагрев образца до любой заданной температуры в широком интервале скоростей нарастания: от долей до тысяч градусов в минуту. При электронагреве образцов по схеме, изображенной на рис. 1, вдоль их длины создается определенный градиент температуры. Водоохлаждаемые изнутри электроды 1 и 2 проходят внутрь вакуумной рабочей камеры. Для устранения возможности деформации образца 3 при изменениях его длины в процессе нагрева и охлаждения служат гибкая токоведущая шина 4 и накладка 5. Образец жестко укрепляется к электроду 1 и накладке 5.

Контроль температуры производится при помощи платина-платинородиевых термпар 6, спаи которых прикрепляются к отдельным участкам образца при помощи точечной электросварки. Как показал наш опыт, такой метод контроля температуры при нагреве в вакууме дает наилуч-

шие результаты. Следует указать, что малейшая неплотность примыкания спая термопары к образцу, находящемуся в рабочей камере с низким остаточным давлением, приводит к большим искажениям величины изме-

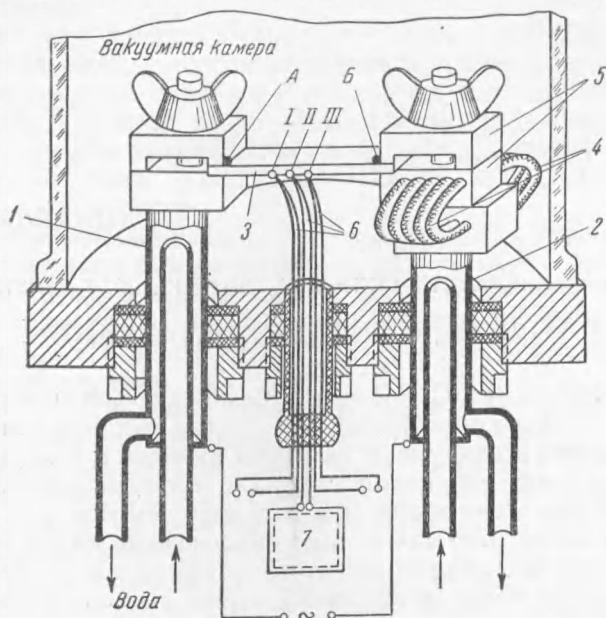


Рис. 1. Принципиальная схема устройства для электронного нагрева образцов в вакууме

ряемой температуры, так как при этом передача тепла от образца к термоспаю происходит только за счет радиации, а конвекционный теплообмен отсутствует. Поддержание неизменной заданной температуры осуществляется при помощи регулирующего автоматического потенциометра 7, соединенного с выводами одной термопары.

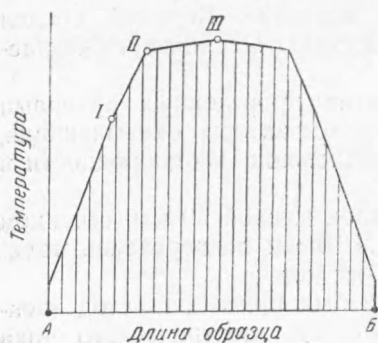


Рис. 2. График распределения температуры вдоль оси образца, подвергнутого электронному нагреву в вакууме

На рис. 2 изображен график распределения температуры вдоль оси образца: в участках приварки термопар температура имеет определенные значения. Характер распределения температуры между отдельными зонами измерений изображен прямыми линиями. Внутри рабочей камеры создается остаточное давление порядка  $10^{-5}$  мм рт. ст., при допустимом натекании воздуха в рабочую камеру не более  $1 \mu$  на 1 л объема камеры в час. Как показали наши наблюдения, при выполнении указанных выше требований на поверхности образца не возникает никаких видимых пленок окислов, и выявляемая

картина микростроения соответствует данному температурному состоянию образца. Повторяемость структурной картины за счет указанного выше избирательного испарения при нагреве в вакууме вполне надежна и приводит к появлению рельефа, величина которого при неизменной температуре возрастает с увеличением длительности выдержки образца в нагретом состоянии. Следует указать, что впервые такая методика исследований была создана А. А. Байковым и Н. Т. Гудцовым более 40 лет назад при нагреве образцов за счет радиации в трубчатой вакуумной печи (1, 2).

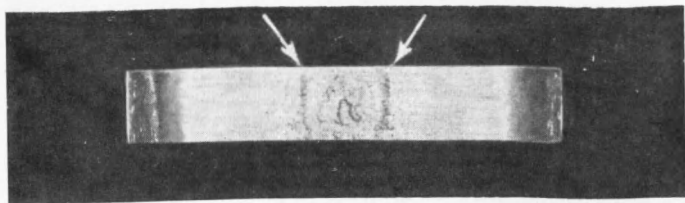
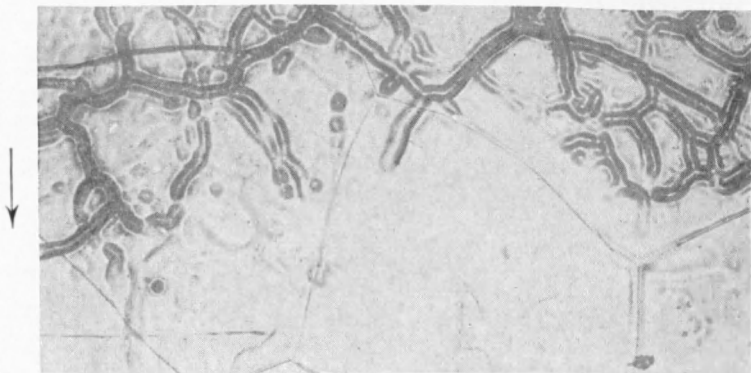


Рис. 3. Внешний вид образца аустенитной стали ЭИ-395 после нагрева в вакууме. Температура средней зоны образца составляла  $1200^{\circ}$ . Выдержка 10 мин. Натур. вел.



А



Б

Рис. 4. А — микрофотография поверхности образца стали ЭИ-395, выявленная при нагреве в вакууме. В данном участке температура составляет  $1150-1180^{\circ}$  (стрелкой показано направление зоны более высоких температур). Выдержка 10 мин.,  $\times 300$ . Б — микрофотография поверхности образца стали ЭИ-395, выявленная за счет избирательного испарения при нагреве в вакууме. Температура нагрева  $1200^{\circ}$ . Выдержка 10 мин.,  $\times 300$

Авторами многократно проверялась картина выявляемого структурного строения различных марок стали при выдержке образцов в нагретом состоянии в вакууме от нескольких минут до нескольких часов при температуре в наиболее горячей зоне  $1200^{\circ}$ . Вдоль длины образца по мере повышения температуры обычно наблюдалось увеличение размеров зерен, происходящее за счет протекания процесса рекристаллизации. Зерна росли также и с увеличением времени выдержки.

На образцах же стали ЭИ-395 нормального химического состава нам удалось отметить одну интересную деталь. Оказалось, что можно установить узкую температурную зону, которая разделяет область, возникшую из-за рекристаллизации крупных зерен аустенита, от области, в которой зерна аустенита не изменили своих размеров. В первой области с крупными зернами аустенита границы зерен проявляются в виде тонких линий. Границы же зерен во второй области с прежними размерами зерен выявляются значительно утолщенными. Между этими двумя областями расположена узкая зона, шириной около  $0,1$  мм, в пределах которой происходит растворение границ старых зерен.

На рис. 3 приведена фотография внешнего вида образца стали ЭИ-395 после нагрева в вакууме. Температура в средней части образца составляла  $1200^{\circ}$ , и выдержки при этой температуре производились в течение 10 мин. Стрелками показана упомянутая узкая зона, в пределах которой можно видеть исчезновение старых границ зерен. Более подробно растворение старых границ и границы вновь образующихся зерен можно видеть на микрофотографии шлифа стали ЭИ-395, представленной на рис. 4. Интервал температур, в пределах которого происходит указанный выше процесс, составляет для данной марки стали  $1150-1180^{\circ}$ . Выдержка образца в вакууме при данной температуре составляла 10 мин. На рис. 4 А стрелкой показано направление зоны с более высокой температурой. При этой выдержке и температуре, как видно из рис. 3, произошла эффективная рекристаллизация. Новые зерна, отличающиеся тонким очертанием и относительной прямолинейностью границ, а также величиной углов стыка трех смежных зерен порядка  $120^{\circ}$ , что свидетельствует о большой полноте протекшей рекристаллизации. Величина новых зерен в несколько раз превышает величину старых.

Кроме этих особенностей, обращает на себя внимание различная толщина выявленных границ старых и новых зерен — границы старых зерен проявились в виде широких толстых полос, в то время как границы новых зерен имеют пока тонкое строение. Этот факт можно объяснить, во-первых, тем, что границы новых зерен проявлялись в процессе их передвижения при рекристаллизации, и, во-вторых, еще и тем, что на них не успели накопиться легирующие и другие элементы, образующие химическую неоднородность между границей и телом зерна.

В упомянутой узкой полосе сохранилась картина из старых зерен и образовавшихся новых. В середине рис. 4 Б видно, как происходит растворение границ старых зерен. Исчезновение этой части ранее образованного рельефа свидетельствует о том, что интенсивность селективного испарения в данных местах при рекристаллизации выравнивалась с интенсивностью испарения остальной части зерен. Следовательно, примеси, которые были скоплены в границах старых зерен, растворились в новых зернах, и последние приобрели относительно большую неоднородность.

Однако химическая неоднородность новых зерен сохраняется, повидимому, недолго. На рис. 4 В представлена микрофотография того участка образца, который был нагрет до  $1200^{\circ}$  в течение 10 мин. Здесь уже выявилась большая неоднородность строения зерен аустенита: границы зерен, а также части, расположенные близ границ, по своему строению значительно отличаются от строения тела зерен, хотя и последние обнаруживают явную неоднородность строения.

Изучение внутризеренной ликвации при высоких температурах имеет, конечно, исключительно большое значение в оценке рациональности легирования стали. Точно так же возможность установления температуры, при которой происходит полное растворение старых границ внутри новых зерен аустенита стали, является ценным критерием при назначении оптимальных режимов термической обработки стали.

Образующаяся при высоких температурах значительная неоднородность строения зерен аустенита и вносит, возможно, разъяснение в поведение стали перед плавлением, если обнаруженная нагревом в вакууме неоднородность строения зерен связана с их химической неоднородностью.

Институт машиноведения  
Академии наук СССР

Поступило  
30 XII 1952

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> А. А. Байков, *Rev. de Métallurgie*, № 6, 829 (1909). <sup>2</sup> Н. Т. Гудцов; Сборн., посвящ. 30-летию Великой Октябрьской революции, изд. АН СССР, 1947.  
<sup>3</sup> К. Л. Малышев, И. Б. Трубин, *Тр. Ин-та физики металлов Уральск. фил. АН СССР*, в. 10, 30 (1947). <sup>4</sup> Н. Т. Гудцов с сотр., *Изв. АН СССР, ОТН*, № 1, 108 (1950). <sup>5</sup> Н. Т. Гудцов, М. Г. Лозинский, *ЖЭТФ*, 22, № 6, 905 (1952).  
<sup>6</sup> М. Г. Лозинский, *ДАН*, 83, № 1, 53 (1952). <sup>7</sup> M. J. O'Leary, *Met. Treatment and Drop Forging*, № 8, 347 (1952). <sup>8</sup> И. А. Одинг, М. Г. Лозинский, *ДАН*, 86, № 4, 707 (1952).