Доклады Академии наук СССР
1955. Том 100, № 1

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

К. П. БУНИН и Э. Н. ПОГРЕБНОЙ

О ВЛИЯНИИ ЗАКАЛКИ НА ГРАФИТИЗАЦИЮ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 3 VII 1954)

Известно, что закалка белого чугуна сильно ускоряет его графитизацию при последующем отжиге. Объясняется этот факт по-разному.

Ряд авторов ([1,2]) связывает действие предварительной закалки с изменением состояния цементита. По их мнению, при закалке сплавов, не содержащих цементита, существенного ускорения графитизации наблюдаться не должно. Конкретных данных о механизме влияния закалки на цементит не приводится. Принимается, что под влиянием напряжений, возникающих при мартенситном превращении, цементит каким-то образом изменяет свою устойчивость ([1]), и в нем в результате «бездиффузионного превращения» возникают многочисленные центры графитизации ([2]). В работе ([3]), например, говорится, что «бездиффузионный распад цементита возникает в локальных объемах в области низких температур и происходит мгновенным сдвиговым путем».

Легко показать, что это представление не имеет физического смысла. Переход цементита в графит «мгновенным бездиффузионным сдвиговым путем» невозможен потому, что цементит содержит лишь 6,67% С, а графит $\approx 100\%$ С. Бездиффузионные фазовые переходы в сплавах являются процессами перестройки решетки одной фазы в решетку другой фазы без изменения химического состава. Образование же новой фазы с составом, отличным от исходного, всегда связано с диффузионным перераспределением концентрации компонентов.

В работе ([4]) показано, что влияние предварительной закалки на графитизацию белого чугуна следует связывать прежде всего с образованием в мартенсите закалочных микротрещин, в которых при отжиге легко зарождаются и растут многочисленные включения графита. По этим данным, предварительная закалка должна быть эффективной и при отсутствии в сплаве цементита.

Это подтверждается установленным в работе ([5]) фактом большого ускорения графитизации стали во время отжига при температурах ниже эвтектоидной после того, как она была после аустенизации закалена. Однако данное в этой работе объяснение механизма влияния закалки на графитизацию не связывается с результатами микроскопического исследования образцов (они даже не приводятся), а основывается на ряде необоснованных умозрительных заключений. Микроскопическую же картину графитизации закаленных сплавов можно установить прежде всего путем исследования структурных изменений в них при отжиге. Для установления этой картины и были проведены описанные ниже эксперименты.

При исследовании использовались эвтектоидная и заэвтектоидная кремнистые стали, выплавленные в индукционной электропечи. Образцы отливались в земляной форме в виде цилиндрических прутков диаметром в 20 мм.

После того как образцы затвердевали, они горячими извлекались из формы и при ≈ 1100° закаливались в воде. Перед закалкой сталь состояла лишь из кристаллов аустенита, образовавшихся во время затвердевания. В работе [5] в стали перед аустенитизацией имелся цементит, и исследователи, связывающие с ним эффект закалки, могут предполагать, что при нагреве стали для закалки в аустените остаются субмикроскопические нерастворившиеся кристаллики исходного цементита. Применительно к нашим опытам это предположение отпадает — перед переходом в аустенитное состояние сталь цементита не имела.

После закалки образцы исследовавшихся сталей приобретали мартенсито-аустенитную структуру. Отжиг производился в муфельной электропечи при 680°. Для предотвращения обезуглероживания образцы засыпались смесью графита и чугунной стружки.

Исследование структуры образцов, графитизация которых прерывалась на разных этапах отжига путем охлаждения на воздухе, позволило установить микроскопическую картину процесса образования графита в предварительно закаленной стали.

Сейчас хорошо известно, что при мартенситном превращении аустенита создаются многочисленные закалочные микротрещины [6]. Чаще всего они располагаются поперек пластин мартенсита (см. рис. 1 *а* и 2 *а*). Реже образуются продольные трещины, проходящие либо по кристаллам мартенсита, либо по их границам. Микроисследование образцов, отжиг которых быстро прерывался, показывает, что сначала графит образуется в закалочных трещинах (см. рис. 1 *б* и 2 *б*). При дальнейшей выдержке при 680° продолжается рост графитных включений, зародившихся в закалочных трещинах; количество цементита при этом уменьшается, а феррит все в большей степени рекристаллизуется (см. рис. 1 *в* и 2 *в*). В конце отжига цементит исчезает и структура стали становится феррито-графитной (см. рис. 1 *г* и 2 *г*).

При наличии в стали перед графитизацией закалочных микротрещин число графитных включений сильно увеличивается. Особенно наглядно это можно показать на образце, одна часть которого закалена, и другая сохранена в незакаленном состоянии.

На рис. 3 показана структура образца эвтектоидной стали, отожженного после такой частичной закалки. Вначале этот образец имел повсеместно перлитную структуру. Затем половина образца была разогрета токами высокой частоты и переведена в аустенитное состояние. Вторая половина оставалась холодной и сохранила перлитную структуру. Неравномерно нагретый по длине образец охлаждался в воде; аустенитная часть его испытывала мартенситное превращение, а перлитная оставалась неизменной. После этого образец отжигался при 680°, затем охлаждался на воздухе, разрезался продольно пополам, шлифовался, полировался и затем фотографировался. Рис. 3 показывает изменение числа образовавшихся графитных включений в образце в месте перехода от незакаленной к закаленной части.

На основании приведенных выше данных можно утверждать, что влияние предварительной закалки на графитизацию железных сплавов связано, главным образом, с мартенситным превращением аустенита. Это влияние проявляется при отсутствии цементита в такой же мере, как и при наличии его в структуре закаленного сплава. Образование графита начинается в закалочных микротрещинах. Для зарождения и роста здесь графитных включений не требуется отвода относительно малоподвижных атомов металлической матрицы, и поэтому рост происходит гораздо быстрее, чем в плотных участках сплава, не имеющих микротрещин.

Помимо закалочных трещин, определенную роль в ускорении зарождения и роста графитных включений может играть и то обстоятельство, что происходящее при закалке мартенситное превращение аустенита уве-

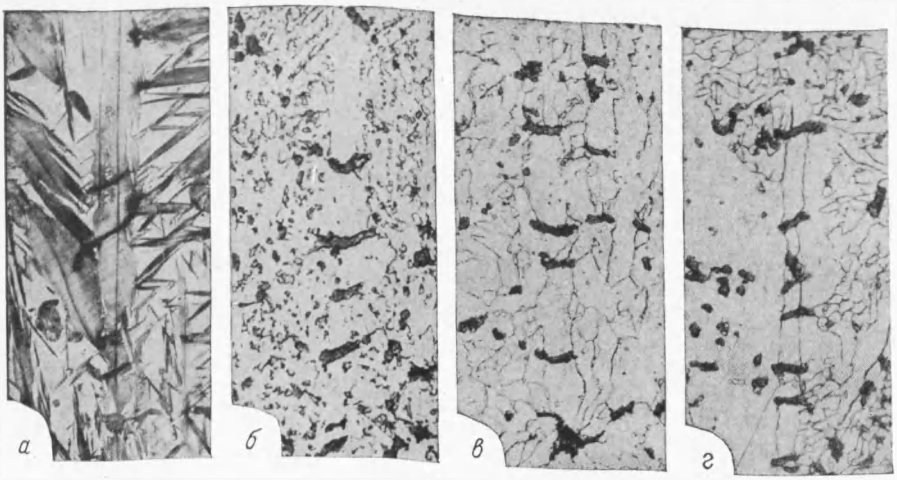


Рис. 1. Изменение структуры закаленной стали при отжиге при 680° (0,92% C; 1,34% Si; 0,37% Mn; 0,040% P; 0,032% S; 0,92% Cr). *а* — до отжига; *б* — отжиг 2 часа; *в* — отжиг 4,5 часа; *г* — отжиг 17 час. × 700

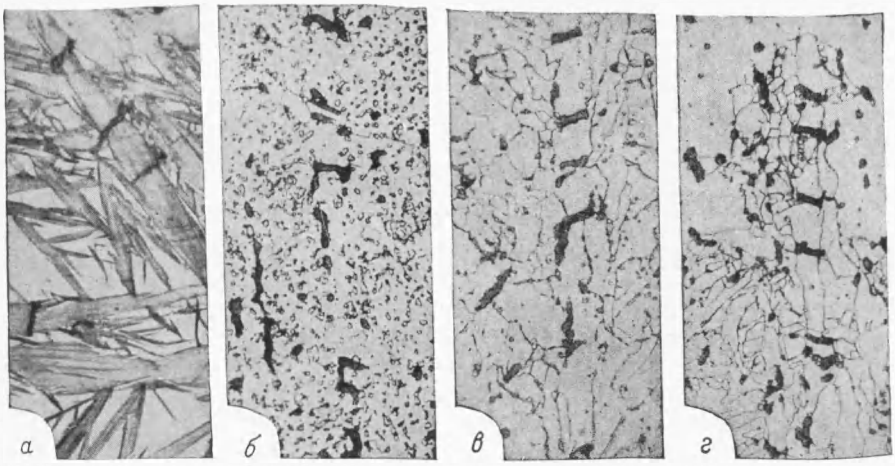


Рис. 2. Изменение структуры закаленной стали при отжиге при 680° (0,93% C; 1,06% Si; 0,38% Mn; 0,040% P; 0,032% S; 0,02% Cr). *а* — до отжига; *б* — отжиг 2 часа; *в* — отжиг 6 час.; *г* — отжиг 17 час. × 700

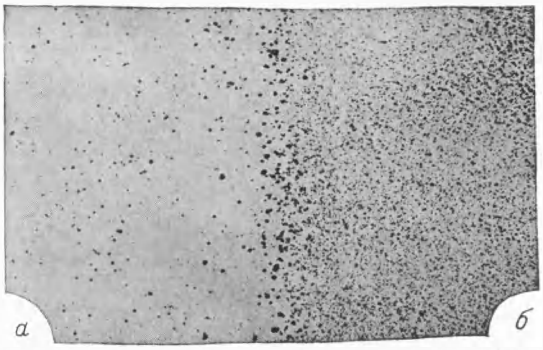


Рис. 3. Влияние закалки на количество графитных включений в стали (0,88% C; 2,16% Si; 0,38% Mn, 0,025% P; 0,034% S; 0,02% Cr). *а* — незакаленная зона, *б* — закаленная зона. × 9

личивает концентрацию вакансий и других искажений решетки, что приводит к увеличению частоты самодиффузионных актов при отжиге и тем самым к ускорению отвода атомов металлической матрицы от фронта графитизации. Ускорение самодиффузии в аустените в результате предварительного мартенситного превращения обнаружено недавно Г. В. Курдюмовым и сотр. (7).

Днепропетровский металлургический институт
им. И. В. Сталина

Поступило
22 VI 1954

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

[1] В. К. Титов, Литейное производство, № 10 (1952). [2] В. Ф. Зубарев, там же, № 2 (1953). [3] Ю. В. Грдина, В. Ф. Зубарев, Термическая обработка рельсов, Изд. АН СССР, 1950. [4] К. П. Бунин, Н. М. Данильченко, ДАН, 82, № 3 (1952). [5] И. Н. Богачев, В. Г. Пермяков, Отпуск закаленной стали, 1950. [6] А. П. Гуляев, Е. В. Петунина, Тр. ЦНИИТМАШ, № 47 (1952). [7] П. Л. Грузин, Е. В. Кузнецов, Г. В. Курдюмов, ДАН, 93, № 6 (1953).