

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК



**ВЕСТНИК
РОССИЙСКОЙ
АКАДЕМИИ
ЕСТЕСТВЕННЫХ
НАУК**

Западно-Сибирское отделение

Выпуск 25

**Новокузнецк
2022**

МЕТАЛЛУРГИЯ

4

**МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ В ГАЗО-ЖИДКОСТНЫХ
СИСТЕМАХ В ПРИЛОЖЕНИИ К МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМ
ПРОЦЕССАМ**

4

Е.В. Протопопов, М.В. Темлянец, В.Е. Хомичева

**ПРИМЕНЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ
ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ
АЛЮМОПЕРИКЛАЗОУГЛЕРОДИСТЫХ
ФУТЕРОВОК СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ**

14

Е.Н. Темлянцева, М.С. Приходько

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ
ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
В ВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ**

17

В.К. Афанасьев, М.В. Попова, С.В. Долгова

**АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КАЧЕСТВА
МЕЛЮЩИХ ШАРОВ НА ИХ УДАРНУЮ СТОЙКОСТЬ**

29

А.А. Уманский, И.С. Морозов, Е.В. Протопопов, А.С. Симачев

**МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ
ВЛИЯНИЯ ПОР И ВАКАНСИЙ НА ТЕОРЕТИЧЕСКУЮ
ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТА**

36

И.В. Зоря, Г.М. Полетаев

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ
МАРКИ 40Х ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ
ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

43

А.С. Симачев, Т.Н. Осколкова

**О ПОДХОДАХ К ВЫБОРУ И ПОСТРОЕНИЮ СИСТЕМ
ИЗМЕРЕНИЯ И МОНИТОРИНГА ИТ-МЕТРИК**

51

А. В. Зимин

**ГЕОЛОГИЯ И РАЗРАБОТКА МЕСТОРОЖДЕНИЙ
НЕФТИ И ГАЗА**

64

**БАЗА ДАННЫХ ПО ХИМИИ НЕФТЕЙ И ЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ
В ИССЛЕДОВАНИЯХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ
ПРОСТРАНСТВЕННОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ
С ПОМОЩЬЮ ГИС-ТЕХНОЛОГИЙ**

64

И.Г. Ященко, Ю.М. Полищук

**ВЫДЕЛЕНИЕ ДЕВОНСКОГО ГОРЯЧЕГО ПЛЮМА МАНТИИ
СЕВЕРНОЙ ЕВРАЗИИ КАК РАЗВИТИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ**

76

В. А. ОБРУЧЕВА И М. А. УСОВА

О.М. Гринёв

ГЕОТЕХНОЛОГИЯ И ГЕОМЕХАНИКА

88

**ОСОБЕННОСТИ ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОГО
МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА РАЗДЕЛЕНИЯ
ДИСПЕРСНЫХ ОБВОДНЕННЫХ УГЛЕВОДОРОДНЫХ
СМЕСЕЙ В ПОЛЯХ ДЕЙСТВИЯ ВНЕШНИХ СИЛ**

88

10. Матвеев М.В. Повышение стойкости периклазоуглеродистых футеровок сталеразливочных ковшей на основе применения ресурсосберегающих технологий разогрева. Автореф. дис. канд. техн. наук – 05.16.02 Metallurgy of black, colored and rare metals. – Новокузнецк: СибГИУ, 2012. – 22 с.

УДК 669.1:669.017.11

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ

В.К. Афанасьев, М.В. Попова, С.В. Долгова

*ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г. Новокузнецк*

Введение

По распространенности в земной коре железо занимает второе место среди металлов после алюминия. Поэтому ему всегда будет уделяться большое внимание, так как сплавы на основе железа (чугуны и стали) до сих пор остаются «становым хребтом» цивилизации [1]. Однако к настоящему времени ресурс свойств чугуна и углеродистой стали остается далеко не выработанным. Неумение получить более высокие свойства их вылилось в особый раздел современных материалов – это легированные сплавы на основе системы Fe–C.

Легирование с нарастающей скоростью повышает стоимость сплавов, что в конечном итоге оправдывает поиск других материалов с требуемыми свойствами (керамических, на основе нитрида бора и других – часто экзотических), стоимость которых еще выше и растет с ускорением. Легированные чугуны и стали практически вытеснили из сферы производственной деятельности нелегированные железоуглеродистые сплавы [2]. Это произошло в связи с недостаточностью, а часто полным отсутствием, основополагающих знаний о сущности формирования их свойств.

Здесь важно отметить, что уже в 1899 году признанный отец диаграммы Fe–C Робертс-Аустен независимо от критических точек A_{r3} и A_{r2} открыл в электролитическом железе еще неоднократно выделение тепла. Соответствующие температуры он назвал «водородными» точками, так как появление этих тепловых эффектов он приписывал присутствию водорода,

поглощенного железом; после неоднократного прокаливания соответствующей пробы в вакууме эти тепловые эффекты не удалось обнаружить. Водородную точку при температуре 487 °С Робертс-Аустен объяснял выделением гидрида железа из твердого раствора, а водородную точку при температуре 261 °С он приписывал твердой эвтектике железо – гидрид железа. Водородную точку при температуре между 600 и 550 °С он не объяснял. Последующие ученые не подтвердили существования «водородных точек», и эти точки в дальнейших диаграммах уже не обозначались.

При температуре около 600 °С Робертс-Аустен в своей диаграмме дал, кроме того, критическую точку $A_{\gamma 0}$, которая, по его мнению, должна была соответствовать магнитному превращению» [3].

Следует считать предложенное великим авторитетом в этой области чрезвычайно важным, так как он первый отметил процессы, протекающие в интервалах 200–300, 400–450 и 550–600 °С, которые в последующем окажутся важнейшими в металлических системах. То обстоятельство, что он связал процессы, протекающие в этих температурных интервалах, с присутствием водорода, видимо, было главной отправной вехой, которую современники и их последователи аккуратно предали забвению. Последнее оказало катастрофически вредное влияние на дальнейшую историю развития диаграммы.

Видимо, должны были пройти годы, чтобы понять, что исследователи, находившиеся у истоков науки о главном веществе, обеспечивающем жизнедеятельность человека, – железе и его сплавах с углеродом, были очень близки к пониманию сущности формирования его свойств. Однако, уровень развития естествознания в то время не позволил получить научные доказательства влияния водорода на формирование структуры и свойств железоуглеродистых сплавов.

Выдающийся ленинградский ученый Андрей Сергеевич Завьялов в 1948 г. опубликовал монографию «Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах» [4]. В первой главе этой монографии он, детально рассматривая природу полиморфных превращений, сделал следующие выводы:

а) Различные примеси в металлах резко влияют на явление полиморфизма и на процессы полиморфных превращений.

б) Полиморфизм металлов был установлен при изучении не чистых металлов, а твердых растворов различных примесей в этих металлах.

в) По мере разработки способов получения более чистых металлов и совершенствования методов их изучения, количество металлов, которые считаются полиморфными, непрерывно уменьшается; так например, уже не считаются полиморфными литий, натрий, бериллий, стронций, барий, медь, свинец, а за последнее время и алюминий, цинк, висмут и кадмий.

г) В отношении некоторых металлов, считающихся и до сих пор полиморфными (никель, хром и вольфрам), металловедение уже располагает достаточными данными, чтобы исключить их из числа полиморфных и при отсутствии примесей.

д) По мере усовершенствования методов изучения стирается принципиальное различие между металлами «полиморфными» и «неполиморфными». Основное различие между ними начинает сводиться к необходимому количеству тех или иных примесей, вызывающих явление полиморфизма.»

Через 10 лет (1958 г.) в изданной в нашей стране фундаментальной монографии Э. Гудремона «Специальные стали» были приведены результаты многих исследований, показавших способность железа терять как α -, так и γ -модификации.

Полностью устраняют α -область диаграммы Fe – Л.Э. следующие: Ni, Mn, Co, а частично C, N, Zn. Такие элементы называются аустенитообразующие. Ферритообразующие элементы – это те, которые способны выклинивать γ -область и переводить сплавы Fe – Л.Э. в ОЦК-состояние вплоть до $T_{пл}$. К ним относятся Si, P, Ti, V, Cr, Mo, Sn, W.

Для доказательства правоты первых исследователей, утверждавших ведущую роль примесей в организации полиморфизма, дальнейшее увеличение содержания примесей до ранга легирующих элементов сыграло большую и решающую роль.

В своей монографии Э. Гудремон посвятил большую главу «Водороду в стали», где отметил, что «очевидно, однако, что водород действует как легирующий элемент: повышает прокаливаемость стали и стабилизирует аустенит», ссылаясь на работы, выполненные в 1937 – 1940 гг. [5].

Сегодня, исходя из положения о ведущей роли водорода и на основании водородной платформы периодической системы химических элементов (ПСЭ) [6], нами предлагается ряд действий, позволяющих более глубоко понять основы формирования свойств Fe – C сплавов.

I. Металлургия во всех своих аспектах определяется атмосферой Земли (атмосферой водяного пара, АВП). Из этой атмосферы металлы и сплавы поглощают $H^-_{изб. АВП}$.

Этот $H_{\text{изб. АВП}}$ есть всегда, так как всегда есть влажная атмосфера Земли. Всё, что рождается на Земле, в том числе металлы и сплавы, содержит водород и две его разновидности — азот и кислород, составляющие эту атмосферу. Именно такой водород в трех лицах формирует структуру земных металлов и сплавов в следующем порядке (рисунок 1). Такое формирование структуры металлов и сплавов отражается в виде нынешних многочисленных диаграмм состояния (эвтектических, перитектических, монотектических, синтектических и других совмещенных).



Рисунок — 1. Схема формирования структуры металлов и сплавов с позиций ведущей роли водорода

Сейчас уже известно, что применение вакуумной обработки даже с высоким остаточным давлением ($10^{-2} - 10^{-3}$ мм.рт.ст.) уже уменьшает «химическую» неоднородность в железе и стали с сопутствующим повышением их свойств, что подтверждает зависимость их структуры и свойств от АВП.

В соответствии с приведенным порядком формирования структуры земных металлов и сплавов они приобретают наследственность, выражающуюся в развитии как положительных, так и отрицательных явлений. К ним, прежде всего, относятся: 1) старение; 2) дисперсионное твердение; 3) водородная хрупкость; 4) отпускная хрупкость; 5) синеломкость; 6) тепловая хрупкость; 7) мартенситное превращение, которое можно рассматривать как закалочную хрупкость [7-10].

Эти первые семь качеств приобретаются металлами и сплавами за счет поглощения из АВП водорода $H_{\text{изб. АВП}}$, что очень важно, так как именно водород оказывает определяющее влияние и на формирование технологических и служебных свойств. В первую очередь таких, как: термообрабатываемость, деформируемость, свариваемость, прочность и жаропрочность, коррозия и коррозия под напряжением, замедленное разрушение, тепловое расширение [11 – 14].

II. Через много лет после представления диаграммы Fe – C Робертс-Аустеном в 1899 г. следует добавить несколько существенных положений.

Во-первых, необходимо рассмотреть процессы, протекающие в веществах при изменении их агрегатного состояния.

В Космосе жидкого состояния нет, а поэтому, согласно основному положению квантовой механики, протекающее в Космосе можно представить следующим образом (рисунок 2):

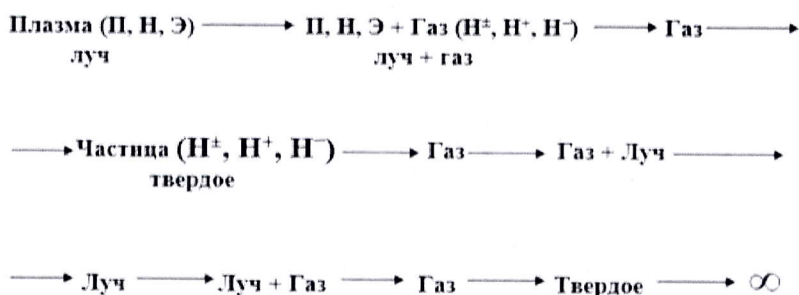


Рисунок – 2. Процессы, протекающие в Космосе при изменении агрегатного состояния веществ

Земля, имеющая собственную атмосферу водяного пара АВП, вносит свои изменения в космический порядок. В связи с наличием большого количества $\text{H}^-_{\text{изб. АВП}}$ процессы, протекающие в веществах при изменении их агрегатного состояния от плазмы до твердого состояния, происходят следующим образом (рисунок 3).

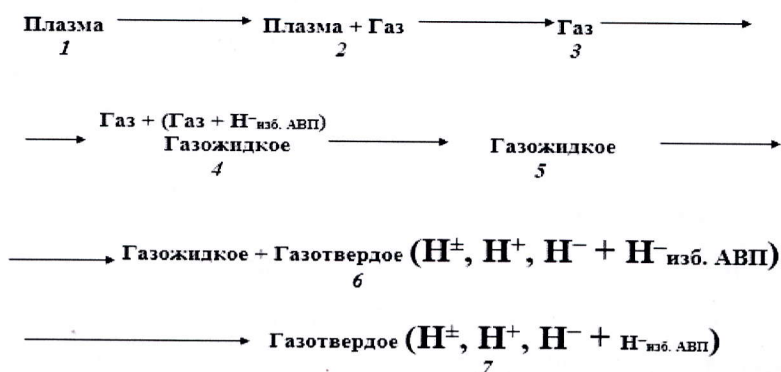


Рисунок – 3. Процессы, протекающие в атмосфере Земли при изменении агрегатного состояния веществ

Космический газ (межзвездный, межпланетарный, Солнечный ветер) при встрече с земным $\text{H}^-_{\text{изб. АВП}}$ образует газоконденсат – вода H_2O , а в данном случае, «металлическая жидкость». Такое добавление очень важно, поскольку нынешняя плавильная металлургия основана на том, что $\text{H}^-_{\text{изб. АВП}}$ атмосферы Земли в любых нагревательных устройствах встречается с космическими газами, выделяющимися из руды, при этом образуется «металлическая жидкость». В этом расплаве, как известно, рождаются все свойства применяемых сплавов Fe – C.

В естественных земных условиях металлургия реализуется только в виде трех состояний: 7-е – газотвердое, 6-е – газотвердое + газожидкое и 5-е – газожидкое состояние, а остальные четыре существуют в области $T_{исп}$ и выше.

III. Современное представление диаграммы Fe – C может быть сделано в виде схемы, приведенной на рисунке 4.

Здесь важно отметить, что семь температурных интервалов газотвердого состояния проходят через всю жизнь различных металлов и сплавов.

Робертс-Аустен закладывал интервалы 200 – 300, 400 – 450 и 550 – 600 °C, назвав их «водородными точками». Каждый из этих интервалов имеет свой смысл, и в нем протекают все те же три водородные реакции с выдачей своего продукта. На предлагаемой схеме (рисунок 4) пунктиром отмечено наличие γ -Fe и его последствия («стальной угол»).

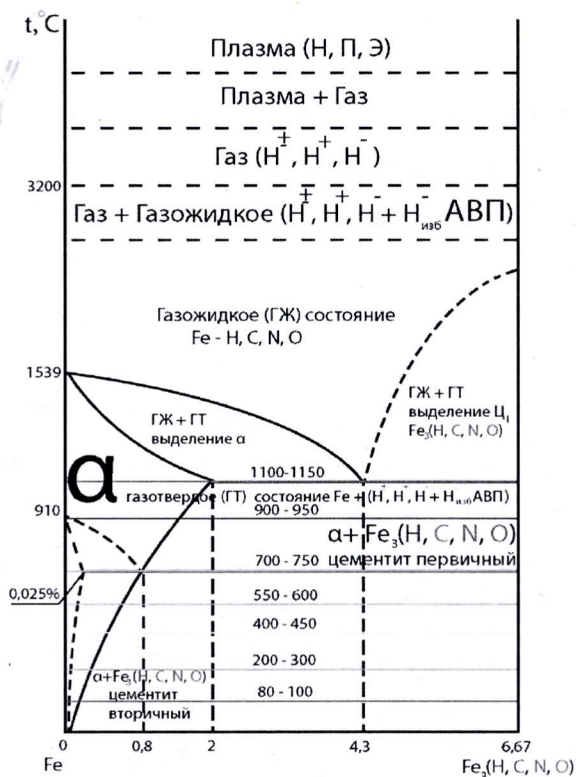


Рисунок – 4. Схематическое изображение водородной диаграммы Fe – C

Таким образом, работы, начатые в 30-х годах XX века и проводимые до настоящего времени специалистами по водороду в металлах, позволяют сделать заключение, что ответственным за существование γ -Fe и всего, связанного с ним ($A \leftrightarrow P$ -превращения, С-кривые изотермического распада, само наличие перлита и аустенита), является присутствие водорода.

Этот важнейший вывод созрел с давних лет, с самого начала становления науки о металлах, которая начиналась со сплавов Fe – C.

Количество H, C, N, O определяет статус железа. При очень малом их содержании – это чистое железо. При увеличении количества этих компонентов – железо называется сталью и далее чугуном.

Приведенное согласуется с трудами родоначальников диаграммы состояния Fe – C. Это Робертс-Аустен (водородные точки и водородное магнитное превращение $A_{\gamma 0}$ при 600 °C), Йенсен, который отмечал, что «основные примеси в железе – углерод и кислород», а также Эссер, который среди всех примесей на первое место ставил водород.

В данном случае, все отмеченные ими примеси суммируются и выводятся в ранг легирующих элементов для чугуна и стали.

IV. Если H, C, N, O растворены в железе, то это состояние называется газожидкое («металлическая жидкость»), а если примеси выделены из железа, то это состояние – газотвердое.

Температура перехода из одного состояния в другое происходит при $T_{пл}$ или $T_{кр}$ (это для металла с очень малым содержанием примесей – «чистого» металла).

Температура плавления ($T_{пл}$) – это земная величина, которая получается человеком-металлургом. Поскольку она полностью определяется содержанием примесей (H, C, N, O) и избыточным водородом из АВП в металлах и сплавах, то ее нельзя считать объективной характеристикой прочности сил межатомной связи. В этом случае принято, что только температура испарения $T_{исп}$ является объективным свойством материального мира, то есть мерой прочности существования твердого вещества. Часто между значениями этих температур для одного и того же металла наблюдается очень большая разница. Особенно, это касается так называемых легкоплавких металлов, так как их легкоплавкость обусловлена наличием поглощенного из АВП водорода ($H_{изб\ АВП}$). На основании изложенного предлагается рассматривать диаграмму состояния с более полным учетом ведущей роли H, C, N, O.

Исследования последних лет и в нашей стране, и за рубежом, позволяют обоснованно утверждать, что водород играет ведущую роль во всех процессах получения и обработки металлических материалов [10, 12, 13, 15-18].

В связи с этим целью настоящей работы являлось исследование особенностей формирования структуры железа марки 008ЖР после термической обработки в водородсодержащих средах.

Методика экспериментального исследования

Для исследования использовали высокочистое железо марки 008ЖР производства Красноярского завода «Сибэлектросталь». Химический состав железа 008ЖР приведен в таблице.

Таблица – 1. Химический состав железа марки 008ЖР (масс. %)

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Fe
0,008	0,006	0,03	0,005	0,003	0,01	0,03	0,03	0,05	ост.

Термическую обработку проводили в электропечах сопротивления типа СНОЛ при температурах 250–350°C. Изучение микроструктуры железа осуществляли с помощью оптического микроскопа OPTON при увеличениях 80 – 750. Для выявления структурных составляющих использовали травление в 5%-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

Результаты и обсуждение

Диаграмма Fe – C – обычная эвтектическая диаграмма состояния, как и все остальные: Fe – легирующий элемент (Cr, V, W и др.). Поскольку в ней второй компонент металлоид (углерод), то «примесей» (H, C, N, O) здесь больше, чем в бинарных металлических системах Fe – Me. Именно поэтому в ней прочно присутствует γ -Fe и обусловленное им $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращение.

Область стальная (до 2 % C) – это область, в которой основной структурной составляющей является перлит. В результате аустенито-перлитного превращения (распада твердого раствора) в структуре стали присутствует перлит и другие продукты распада, образующиеся в связи с изменением предела растворимости (перлит, сорбит, троостит, бейнит верхний, бейнит нижний, мартенсит, перлит + цементит).

При содержании углерода до 0,8 % в структуре наблюдаются α -твердый раствор и перлит, объемная доля которого увеличивается с повышением содержания C до 0,8 %. При большем содержании углерода, то есть при увеличении содержания H, C, N, O образуется цементит (известный под названием «цементит вторичный»).

Итак, образование перлита есть прямое следствие выплавки сплавов в АВП, поставляющей в железо $H_{\text{изб АВП}}$. Если содержание этого водорода увеличивать, то это приводит к увеличению объемной доли перлита в сплавах на основе железа.

На рисунке 5 представлена микроструктура железа 008ЖР после нагрева при 350 °C в течение 8 ч в атмосфере электрической печи (а, б, в) и атмосфере водяного пара (г, д, е).

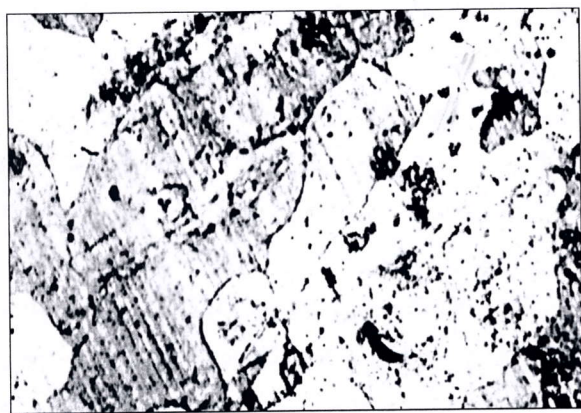
Металлографический анализ показывает, что оптимальным является изучение микроструктуры железа при увеличениях $\times 300$ и более. Было установлено, что нагрев в воздушной атмосфере осветляет шлиф, а нагрев в атмосфере водяного пара очень существенно утемняет



а



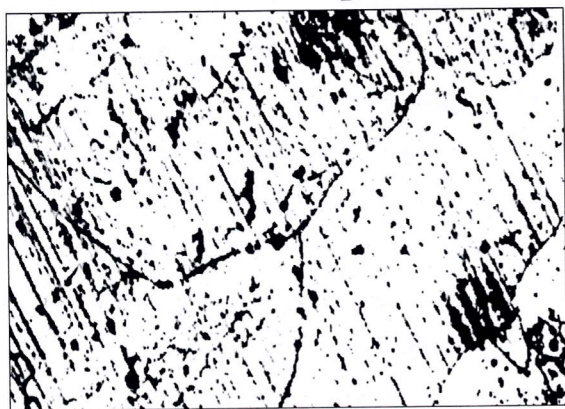
б



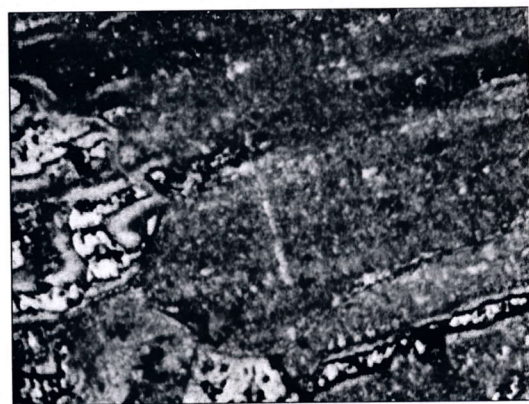
в



г



д

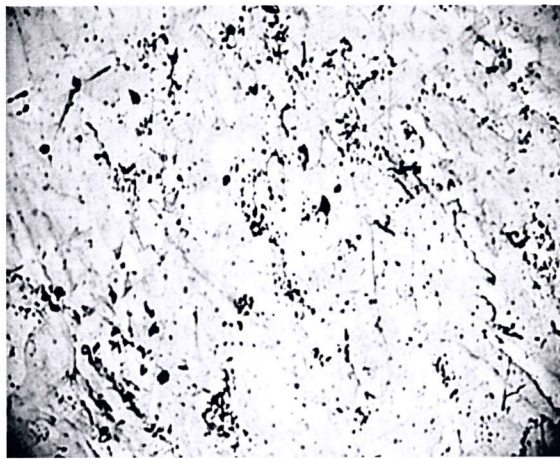


е

Рисунок – 5. Влияние нагрева при 350 °С в течение 8 ч на микроструктуру железа 008ЖР. Травление в 5%-ном спиртовом растворе HNO_3 , 25с:
а, в, д – нагрев на воздухе; б, г, е – нагрев в атмосфере водяного пара;
а, б – $\times 80$, в, г – $\times 300$, д, е – $\times 750$



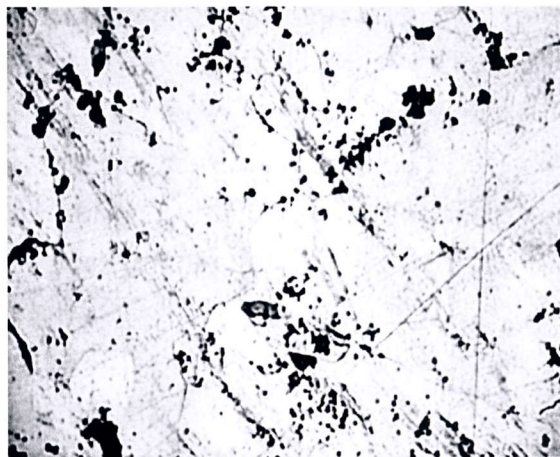
а



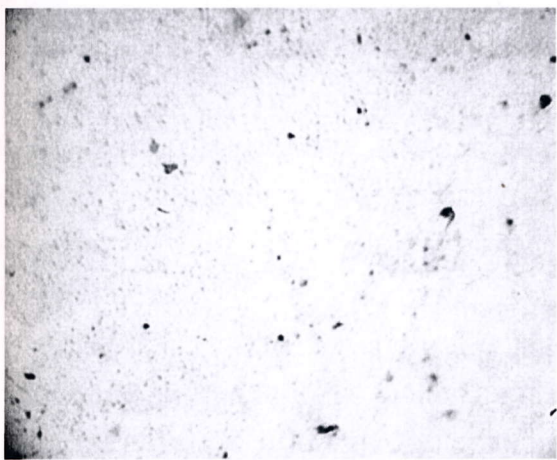
б



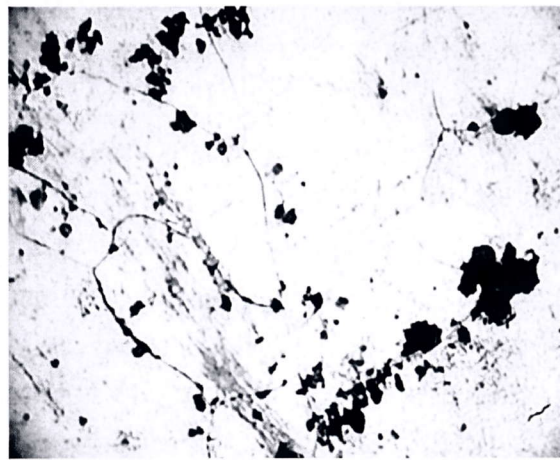
в



г



д



е

Рисунок – 6. Влияние нагрева во влажном Al_2O_3 (0,5 ч, печь) и последующего старения при 250°C (3 ч + 6 ч, воздух) на микроструктуру железа 008 ЖР. Травление в 5%-ном спиртовом растворе HNO_3 , 25с: а, в, д – без обработки; б, г, е – после обработки; а, б – $\times 80$, в, г – $\times 300$, д, е – $\times 750$

Другими словами, водяной пар является одним из факторов, ответственных за образование перлита, а нагрев в сухом воздухе формирует ферритную структуру. Это ещё раз подтверждает, что ответственным за образование тёмной структурной составляющей (перлита) является

повышенное количество водорода [19].

На рисунке 6 представлена микроструктура железа 008ЖР в исходном состоянии и после обработки в среде с повышенным содержанием не только водорода, но также азота и кислорода.

Металлографический анализ позволил установить, что нагрев в среде ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{H}_2\text{O}$) с последующим старением при температуре 250 °С создает перлит в железе с низким содержанием углерода (до 0,008 %).

Выводы

На примере изменения микроструктуры высокочистого железа марки 008ЖР показано, что водород играет ведущую роль в формировании структуры и свойств сплавов на основе железа. Установлено, что после обработки в среде с повышенным содержанием водорода в высокочистом железе возможно образование перлита.

Полученные результаты подтверждают перспективность подхода к созданию и обработке материалов, называемого «водородная металлургия». Настоящий подход базируется на представлении о ведущей роли водорода и его разновидностей в формировании структуры и свойств сплавов и позволяет существенно повысить их механические и физические свойства при снижении стоимости и вредного воздействия на окружающую среду [20]. Сейчас пришло время поставить водород на всегда принадлежавшее ему первое место. Только это переведет металлургию железных сплавов в ранг водородной металлургии с соответствующим резким повышением свойств.

В заключение приведем слова выдающегося ученого-металловеда и специалиста в области водородного материаловедения Бориса Александровича Колачева [21]: «В отдельную область под названием «водородное материаловедение» можно выделить разработку материалов и способов их получения, в которых водород играет основную функциональную роль... Учитывая непредсказуемость поведения водорода, можно ожидать новые примеры его полезных проявлений в металлах. Все это, безусловно, будет определять создание материалов третьего тысячелетия».

Список использованных источников

1. Леонтьев Л.И. Черная металлургия: состояние и перспективы / Л.И. Леонтьев, К.В. Григорович // Наука в России. – 2011. – № 4. – С. 46-50.
2. Афанасьев В.К. Быстрорежущая сталь и инструментальный чугун / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, М.В. Попова, С.В. Магазов, А.В. Кольба, А.П. Черныш. – под научн. ред. проф. Афанасьева В.К. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2017. – 630 с.

3. Тыркель Е. История развития диаграммы железо-углерод/Е. Тыркель. – Москва : Машиностроение, 1968. – 280 с.
4. Завьялов А.С. Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах / А. С. Завьялов. – Ленинград : Судпромгиз, 1948. – 215 с.
5. Гудремон Э. Специальные стали: В 2 т. : Пер. с нем. – 2-е изд., сокр. и перераб. – Москва : Металлургия, 1966. - 2 т. – 540 с.
6. Афанасьев В.К. Водородная платформа периодической системы элементов / В.К. Афанасьев // Металлургия машиностроения. – 2011. – №2 – С. 21-26.
7. Карпенко Г. В. Влияние водорода на структуру и свойства стали / Г. В. Карпенко, Р. И. Крипьякевич. – Москва : Металлургиздат, 1962. – 198 с.
8. Шаповалов В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов / В. И. Шаповалов. – Москва : Металлургия, 1982. – 230 с.
9. Hirth J. Effects of hydrogen on the properties of iron and steel // Metall. Mater. Trans. A. 1980. Vol. 11, № 6. P. 861–890.
10. Касаткин Г.Н. Водород в конструкционных сталях / Г.Н. Касаткин. – Москва : Интермет Инжиниринг, 2003. – 336 с.
11. Lynch S. P. Hydrogen embrittlement phenomena and mechanisms // Corros. Rev. 2012. Vol. 30, № 3-4. P. 63–133.
12. Wang S. Hydrogen-induced intergranular failure of iron / S. Wang [et al.] // Acta Mater. 2014. Vol. 69. P. 275–282.
13. Song J., Curtin W. A. Mechanisms of hydrogen-enhanced localized plasticity: An atomistic study using α -Fe as a model system / J. Song, W. A. Curtin // Acta Mater. 2014. Vol. 68. P. 61–69.
14. Thompson A. W. Fractography and its role in fracture interpretation // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 1996. Vol. 19, № 11. P. 1307–1316.
15. Martin M. L. On the formation and nature of quasi-cleavage fracture surfaces in hydrogen embrittled steels / M. L. Martin [et al.] // Acta Mater. 2011. Vol. 59, № 4. P. 1601–1606.
16. Maier G. G. The effect of hydrogen on strain hardening and fracture mechanism of high-nitrogen austenitic steel / G. G. Maier [et al.] // IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 2016. Vol. 140. P. 1–6.
17. Neeraj T. Hydrogen embrittlement of ferritic steels: Observations on deformation microstructure, nanoscale dimples and failure by nanovoiding / T. Neeraj, R. Srinivasan, J. Li // Acta Mater. 2012. Vol. 60, № 13–14. P. 5160–5171.
18. Du X. S. Effect of microstructures and inclusions on hydrogen-induced cracking and blistering of A537 steel / X. S. Du [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2015. Vol. 642. P. 181–186.
19. Афанасьев В.К. О новом понимании микроструктуры чистого

железа / В.К. Афанасьев, С.В. Долгова, М.В. Попова, С.В. Магазов, А.П. Черныш // *Металлургия машиностроения*. – 2017. – № 2. – С. 29-33.

20. Гольцова М.В. Водородные технологии в литье и металлургии: настоящее и будущее (обзор) / М.В. Гольцова // *Литье и металлургия*. – 2018. – № 4 (93). – С. 145-154.

21. Колачев Б.А. Водород в металлах и сплавах / Б.А. Колачев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1999. – №3. – С. 3–10.

УДК 621.771.65

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КАЧЕСТВА МЕЛЮЩИХ ШАРОВ НА ИХ УДАРНУЮ СТОЙКОСТЬ

А.А. Уманский, И.С. Морозов, Е.В. Протопопов, А.С. Симачев
*ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г. Новокузнецк*

Введение

Мелющие (помольные) шары, обладающие повышенной твердостью и ударной стойкостью, в настоящее время являются одним из наиболее востребованных видов стального металлопроката, так как область их применения включает в себя широкий перечень отраслей промышленности: цементная, горнорудная, металлургическая. Во всех указанных отраслях и производствах мелющие шары используются в качестве измельчающей среды в барабанных мельницах для дробления исходного сырья. С учетом того факта, что процесс дробления занимает значительную долю в затратах на подготовку исходного сырья, повышение эксплуатационного ресурса мелющих шаров, то есть, по сути, увеличение их ударной стойкости при одновременно высокой твердости, является актуальной задачей [1, 2]. Основными направлениями увеличения твердости и устойчивости мелющих шаров к ударным нагрузкам являются: совершенствование их химического состава [3-5] и применение новых методов термообработки [5-7]. При этом множеством исследований показано также значительное влияние качества макро- и микроструктуры мелющих шаров на показатели их ударной стойкости [8, 9]. Однако по вопросу характера и степени указанного влияния следует констатировать отсутствие единого мнения среди различных исследователей.