

УДК 621.77.016:62178.061

DOI: 10.30987/article_5b05328c71c4a5.81779805

В.А. Логвин, И.В. Терешко, С.А. Шептунов

ИЗМЕНЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ α -Fe В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА

Представлены результаты исследований изменений дислокационной структуры α -Fe после воздействия тлеющего разряда. Установлено, что обработка в тлеющем разряде приводит к существенным изменениям дислокационной структуры на значительной глубине от облучаемой поверхности малодефектных в исходном состоянии материалов, что продемонстрировано на примере α -Fe. При

этом выявлено, что закономерности формирования сложных дислокационных субструктур в результате воздействия плазмы тлеющего разряда близки к тем, которые наблюдаются при различных видах пластической деформации.

Ключевые слова: плазма, тлеющий разряд, дислокационная структура, автоматизированная технологическая среда, вакуумные установки.

V.A. Logvin, I.V. Tereshko, S.A. Sheptunov

CHANGE OF α -Fe DISLOCATION STRUCTURE CAUSED BY GLOW DISCHARGE IMPACT

The purpose of this work consists in the investigation of a dislocation structure by the example of low defective materials under the impact of glow discharge plasma with the purpose of the development of new methods, technologies and automated devices for the creation of automated technological environment.

To solve the problem specified there were chosen samples from α -Fe of 10mm thick which were subjected to annealing. To carry out the researches there was used transmission electron microscopy, raster electron microscopy and an X-ray structural analysis.

It is defined experimentally that regularities in the formation of complex dislocation substructures after the impact of glowing discharge plasma are close to those ones which are observed at different kinds of plastic deformation. As in our case a plastic deformation does not occur then the results obtained confirm

the hypothesis of that the value of scalar density of dislocations is a basic parameter having under control the formation of complex dislocation structures. A distinguishing peculiarity of dislocation structures observed at the impact of glowing discharge plasma is a high density of dislocation loops. The attention is drawn to the fact that dislocation loops are observed in α -Fe with low density of dislocations. The fact itself of dislocation loop presence (or absence) is rather significant for the clarification of the origin of substructure formation at the impact of glow discharge. The presence of loops may witness of the significant role of point defects.

Key words: plasma, glow discharge, dislocation structure, automated processing environment, vacuum plants.

Введение

Совершенствование технологий изменения физико-механических свойств материалов является актуальной проблемой современного машиностроения. Решение задач для преодоления этой проблемы осуществляется по разным направлениям: на основе подбора высокоэффективных материалов, способов обработки и разработки новых технологий, выбора смазочных материалов, покрытий и т. д. При повышении реализуемых скоростей, давлений, рабочих температур при работе технических систем всё актуальнее становится сохранение или повышение их надежности. Это невозможно без использования деталей, имеющих высокие физико-механические характеристики поверхностных слоев, так как в абсолютном большин-

стве случаев именно они ответственны за коррозионную и радиационную стойкость, износостойкость и другие эксплуатационные характеристики изделий. Детали и механизмы технических систем во многих случаях работают при высоких тепловых и механических нагрузках, в химически активных и абразивных средах. Поэтому необходимы высококачественные способы поверхностного упрочнения деталей, предполагающие экологическую безопасность, минимальное изменение геометрических размеров и формы деталей, внедрение контролируемых количеств легирующей примеси, максимальный диапазон изменения концентраций легирующей примеси, чистые условия проведения процесса, исключаящие загрязнение образцов



нежелательными примесями, простоту управления процессом, высокую воспроизводимость получаемых структур, экономичность.

Одним из перспективных способов в данном направлении является обработка в тлеющем разряде в контролируемых технологических средах путем воздействия ускоренных ионов на твердые тела, которую можно рассматривать как мощный универсальный метод упрочняющей обработки [1 - 4]. Под действием плазмы тлеющего разряда в металлах совершаются структурные превращения на значительную глубину от поверхности облучения, которые обуславливают резкое изменение

Методика исследования

Для решения поставленной задачи были выбраны образцы из α -Fe толщиной 10 мм, которые были предварительно подвергнуты отжигу. Для проведения исследований использовали просвечивающую электронную микроскопию, растровую электронную микроскопию и рентгеноструктурный анализ.

Для послойных исследований по глубине облучённые плазмой тлеющего разряда и необлучённые образцы разделялись параллельно поверхности облучения при помощи электроэрозионного оборудования. Для удаления окисной плёнки использовалась химическая и электролитическая полировка. Для защиты поверхности облучения от воздействия химических реактивов использовался лак, который в последующем удалялся при помощи растворителя. Контроль удаляемых полировкой слоёв осуществлялся микрометрическим измерением и взвешиванием на электронных весах. В результате подготовки получались фольги для поверхностного слоя облучаемых образцов толщиной 0,07 мм. Для рентгеноструктурных исследований

Результаты исследований и их обсуждение

Экспериментально установлено, что типы и параметры формирующейся структуры в обрабатываемых плазмой тлеющего разряда материалах зависят от исходной, уже сформированной предварительной об-

их свойств, что обозначено как дальнедействующий эффект [5]. Использование воздействия тлеющего разряда позволяет формировать новые структурно-фазовые состояния с высокой плотностью дефектов, которые меняют физико-механические и химические свойства, определяющие служебные характеристики материалов.

Главной задачей данной работы является исследование изменений дислокационной структуры материалов после воздействия плазмы тлеющего разряда с целью разработки новых способов, технологий и автоматизированных устройств для создания автоматизированной технологической среды.

образцы утонялись до толщины 0,15 мм, для просвечивающей электронной микроскопии - до $1,7 \cdot 10^{-7}$ м.

Для исследований использовался электронный микроскоп Tesla BS-540 с ускоряющим напряжением 120 кВ с приставкой, позволяющей наклонять образец относительно электронного луча на угол $\pm 20^\circ$, и прецессией оси поворота и ЭМ-125 с ускоряющим напряжением 125 кВ. Растровая электронная микроскопия проводилась на электронном микроскопе Tesla BS-301 с ускоряющим напряжением 50 кВ.

Рентгеноструктурные исследования выполнялись на дифрактометре ДРОН-1,5 в $Fe_{K\alpha}$ -излучении. По положению линий на рентгенограмме определялись параметры решётки исследуемых материалов. При количественной оценке результатов контролировались: скалярная плотность дислокаций - ρ ; концентрация дислокационных петель - n ; диаметр дислокационных петель - D ; плотность дислокаций, образующих петли, - ρ_d ; избыточная плотность дислокаций - ρ_{\pm} ; амплитуда дальнедействующих полей напряжений - τ_d .

работкой дефектной структуры. Поэтому вначале исследовалась структура исходных материалов, подлежащих обработке плазмой тлеющего разряда.



С целью выявления неоднородности от поверхности облучения в образцах из α -Fe фазового состава, структуры, типа, характера распределения и количественных параметров дефектной структуры в исходном состоянии исследования проводились на глубине 0,15; 0,54 и 5,5 мм. Установле-

но, что структура образцов из α -Fe по всей исследуемой глубине представляет ферритно-перлитную смесь и доля перлита не превышает 5% от общего объема материала. При увеличении $\times 35000$ перлитные зерна видны в стыках зерен (рис. 1а), стрелками указаны выделения цементита.

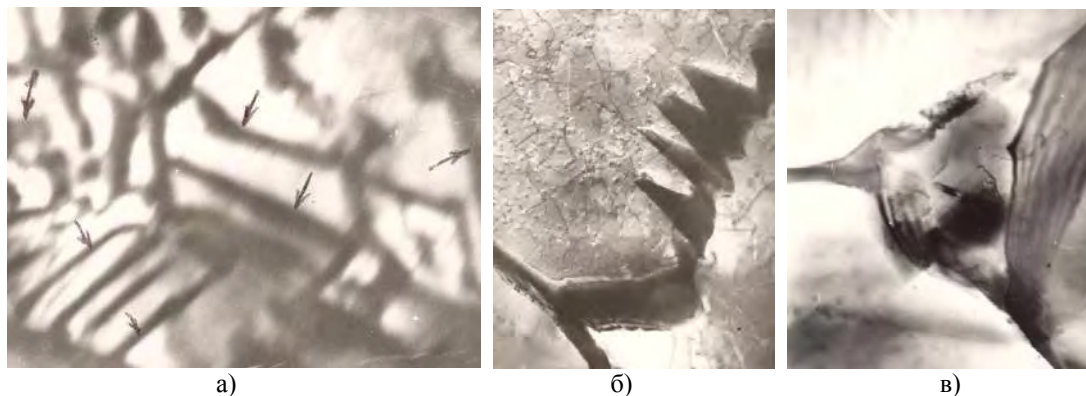


Рис. 1. Структура α -Fe в исходном состоянии (пластинчатый перлит с выделениями цементита)

Размер ферритных зёрен не превышает величину 20 мкм. На отдельных границах ферритных зерен присутствуют ленточные выделения цементита. Это наблюдается как при увеличении $\times 35000$ на глубине 0,54 мм (рис. 1а), так и при увеличении $\times 17800$ на глубине 0,54 мм (рис. 1б) и 5,5 мм (рис. 1в). Чаше всего они наблюдаются в тройных стыках зерен (рис. 1в). Дефектная структура α -Fe в исходном состоянии при увеличении $\times 35000$ на разной глубине представлена отдельными, хаотически расположенными дислокациями и дислокационными петлями (рис. 2). Дефекты относительно равномерно распре-

делены в объеме материала. В результате количественной оценки установлено, что скалярная плотность дислокаций невелика и не превышает величину $\rho = 0,84 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ с небольшими изменениями по всей глубине образца ($h = 0,15 \text{ мм} - \rho = 0,82 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 2а); $h = 0,54 \text{ мм} - \rho = 0,8 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 2б); $h = 5,5 \text{ мм} - \rho = 0,84 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 2в)). Диаметр дислокационных петель не превышает $D = 7 \cdot 10^{-8} \text{ мм}$, концентрация дислокационных петель в среднем не более $n = 0,9 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ ($h = 0,15 \text{ мм} - n = 0,93 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$; $h = 0,54 \text{ мм} - n = 0,89 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$; $h = 5,5 \text{ мм} - n = 0,91 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$).

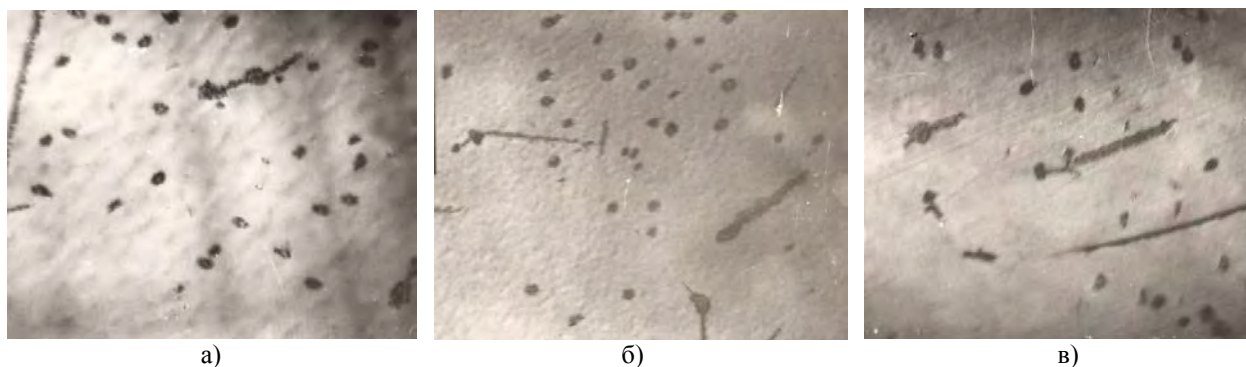


Рис. 2. Дефектная структура α -Fe в исходном состоянии

Физико-механические свойства материала, сопротивление деформированию, пластичность и закономерности разрушения определяются типом сформированной в нём дислокационной структуры. В соответствии с принятой классификацией ос-

новных наблюдаемых типов дислокационных субструктур, возникающих в процессе активного нагружения [5 - 8], проведём классификацию типов дислокационных субструктур, наблюдаемых в наших исследова-

дованиях после воздействия плазмы тлеющего разряда.

В результате выполненных исследований на отожжённом α -Fe при увеличении $\times 35000$ на разной глубине от поверхности облучения h выявлены следующие дефектные структуры (рис. 3): $h = 4,65$ мм - дислокационные петли (рис. 3а); $h = 4,76$ мм - хаотическое распределение дислокаций (рис. 3б); $h = 0,54$ мм - однородная сетчатая субструктура (рис. 3в); $h = 0,07$ мм - ячеисто-сетчатая неразориентированная субструктура (рис. 3г); $h = 0,07$ мм - неразориентированные ячейки (рис. 3д); $h = 0,07$ мм - ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура с плавными разориентировками (рис. 3е); $h = 0,07$ мм - ячеистая с разориентировкой (рис. 3ж); $h = 0,07$ мм - полосовая субструктура (рис. 3з); $h = 0,07$ мм - фрагментированная субструктура (рис. 3и). Фрагменты, образующиеся в

процессе воздействия плазмы тлеющего разряда, являются анизотропными, их средний размер - $0,2 \times 2$ мкм.

Установлено, что по мере роста плотности дислокаций дислокационные субструктуры в зависимости от условий превращаются одна в другую. Последовательность соответствующих превращений, близких к выявленным в наших исследованиях, представлена в [9]. В нашем случае в каждом исследованном структурном состоянии, как правило, наблюдается смесь дислокационных субструктур, а сами субструктуры, вследствие своей эволюции по плотности дислокаций, находятся на разной степени совершенства. Это закономерное явление для эволюции дислокационных субструктур, и при анализе микроснимков его следует принимать во внимание.

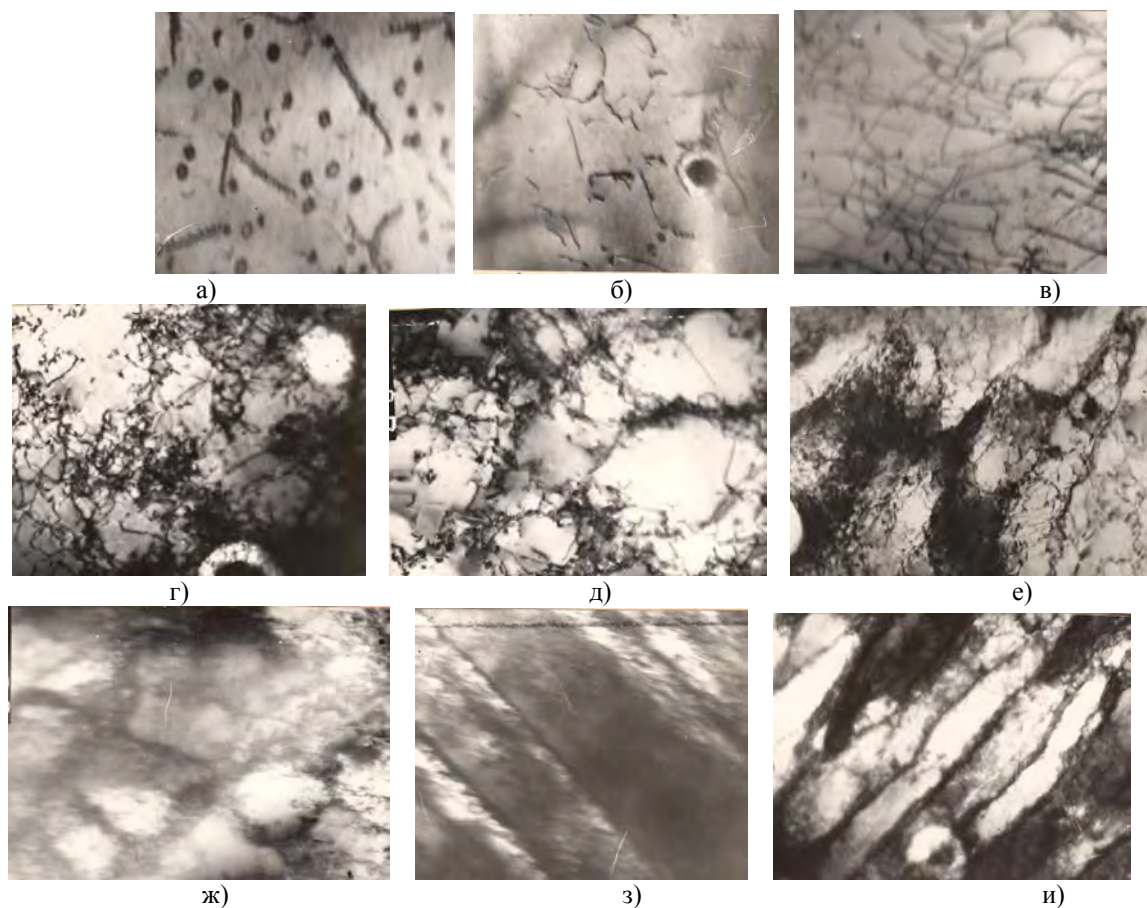


Рис. 3. Типы наблюдаемых дислокационных структур в образцах из α -Fe после воздействия плазмы тлеющего разряда

Исследование предварительно термообработанных образцов из α -Fe (для придания их структуре малой плотности дефектов) проводилось после воздействия

тлеющего разряда при напряжении $U = 2,5$ кВ и выдержке в течение 60 мин при экранировке стаканом из фторопласта со всех сторон, кроме поверхности, обращён-

ной к аноду. Анализ изменений их структуры проводился на глубине $h = 0,07; 0,54; 4,65$ и $9,46$ мм от поверхности облучения. По результатам проведенных рентгеноструктурных исследований параметр решетки необлученного (исходного) α -Fe равен $2,8660 \cdot 10^{-10}$ м. Воздействие плазмы тлеющего разряда не привело к заметным изменениям величины параметра решетки. У поверхности облучения параметр решетки - $2,8650 \cdot 10^{-10}$ м, а при удалении от поверхности он сравнивается со своим исходным значением.

Напряжения II рода, измеренные по линиям одного порядка (110 – 220), равны 150 ± 50 МПа у поверхности облучения. По мере удаления от поверхности они быстро сравниваются с исходным состоянием

и становятся равными 120 ± 50 МПа. Судя по полученным значениям параметра решетки и напряжений II рода, можно заключить, что обработка в тлеющем разряде существенно не меняет эти характеристики.

Исследование влияния облучения на состояние поверхности, проведенное методом растровой электронной микроскопии, не выявило существенных различий между исходным и облученным состояниями (рис. 4). На поверхности исходного образца хорошо просматриваются границы зерен (рис. 4а), а после воздействия тлеющего разряда картина размывается (рис. 4б) вследствие образования на поверхности образца тонкой пленки.

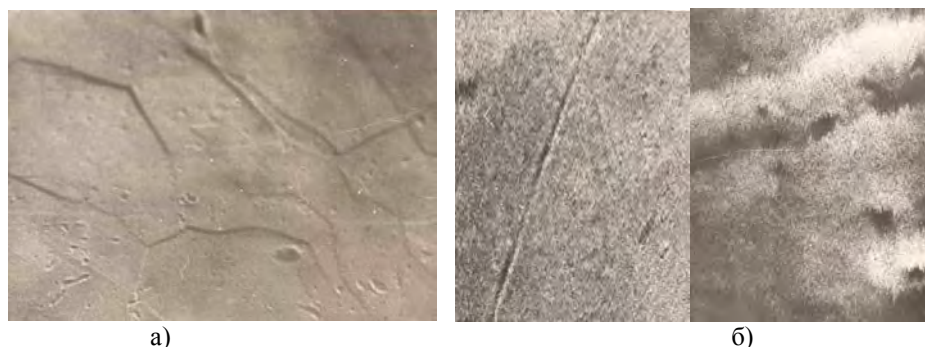


Рис. 4. Состояние поверхности на образцах из α -Fe до и после воздействия на поверхность облучения плазмы тлеющего разряда

В результате проведенных методом просвечивающей электронной микроскопии исследований установлено, что в исходном состоянии в структуре по границам отдельных зерен присутствуют ленточные выделения цементита (рис. 5).

Толщина их одинакова по всей глубине как в исходном состоянии, так и после воздействия тлеющего разряда: $h = 0,54$ мм (рис. 5а), $h = 4,65$ мм (рис. 5б), $h = 9,46$ мм (рис. 5в).

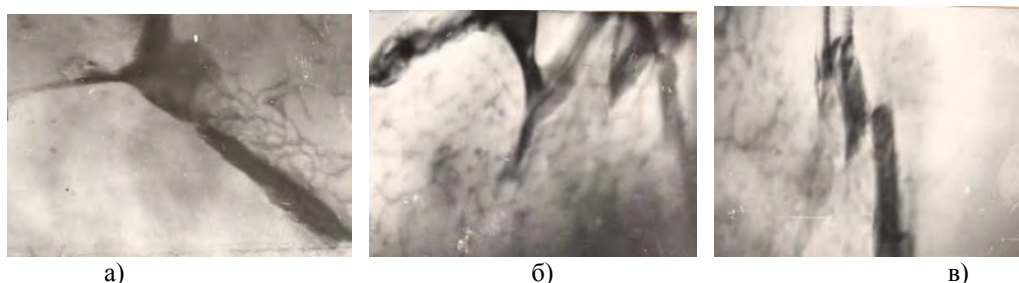


Рис. 5. Выделения на границах зёрен на образцах из α -Fe после воздействия на поверхность облучения плазмы тлеющего разряда

Воздействие тлеющего разряда на образец из отожжённого α -Fe, помещенный в стакан из фторопласта, привело к следующим изменениям в структуре, выявленным при увеличении $\times 35000$. Так, на

глубине 70 мкм от поверхности облучения полностью отсутствуют хаотически расположенные дислокации, а присутствуют разориентированные субструктуры: ячеисто-сетчатая (рис. 6а), ячеистая (рис. 6б) и по-

лосовая (рис. 6в). Дислокационные петли из-за большой плотности дислокаций на-

блюдать не удается.

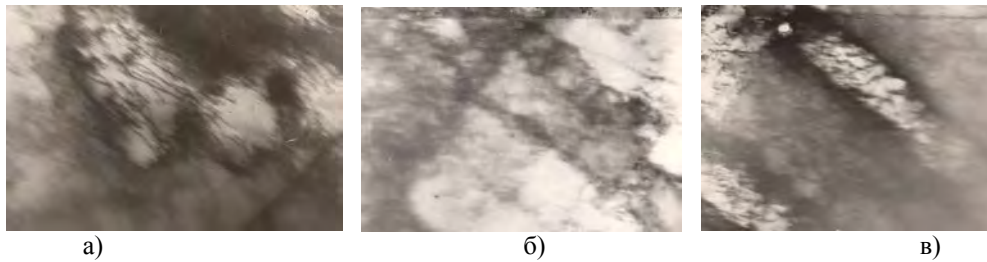


Рис. 6. Виды дислокационных структур, выявленные на образцах из α -Fe после воздействия на поверхность облучения плазмы тлеющего разряда

На глубине 540 мкм от поверхности облучения при увеличении $\times 35000$ в структуре образцов из отожжённого α -Fe после воздействия тлеющего разряда выявлены разориентированная ячеисто-сетчатая дислокационная структура (рис. 7а) и неразо-

риентированная ячеисто-сетчатая дислокационная структура (рис. 7б), сетчатая дислокационная структура (рис. 7в) и хаотически расположенные дислокации (рис. 7г). Хорошо проявляются дислокационные петли.

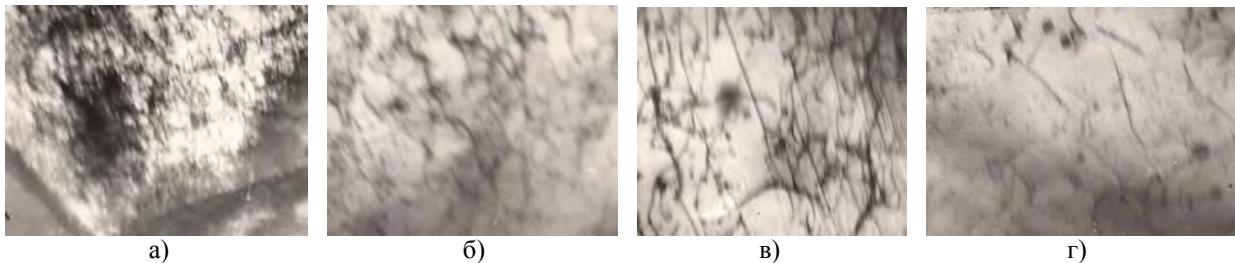


Рис. 7. Виды дислокационных структур, выявленные на образцах из α -Fe после воздействия на поверхность облучения плазмы тлеющего разряда

На глубине 4,65 мм от поверхности облучения при увеличении $\times 35000$ установлено, что доля ячеисто-сетчатой (рис. 8а) и сетчатой (рис. 8б) структур уменьшается, а доля хаотически расположенных дислокаций (рис. 8в) увеличивается. В структуре наблюдается явно неравномер-

ное распределение дефектов: существуют области, где сравнительно большая плотность дислокаций и малая концентрация петель, и области, где малая плотность дислокаций и высокая концентрация петель.

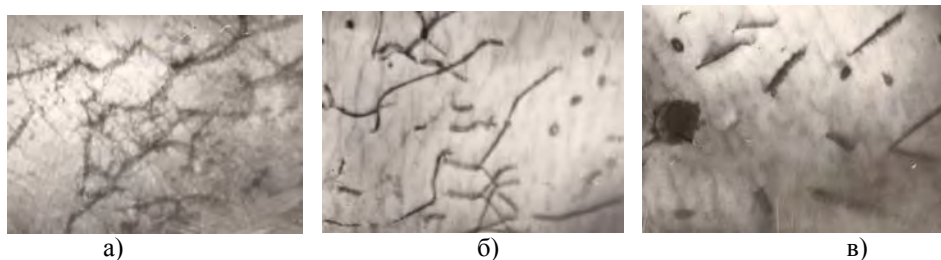


Рис. 8. Виды дислокационных структур, выявленные на образцах из α -Fe после воздействия на поверхность облучения плазмы тлеющего разряда

На глубине 9,46 мм от поверхности облучения при увеличении $\times 35000$ (рис. 9а) и $\times 23000$ (рис. 9б) установлено, что структура образцов приближается к структуре исходного состояния. При этом области облученных образцов, где наблюдается хаотическое расположение дислокаций,

подобны областям на образцах в исходном состоянии. Однако вид самих дислокаций трансформирован. Дислокации в облученном материале имеют вид гребенок (рис. 1б, 8в), что подтверждает наличие дальнего действующего эффекта.

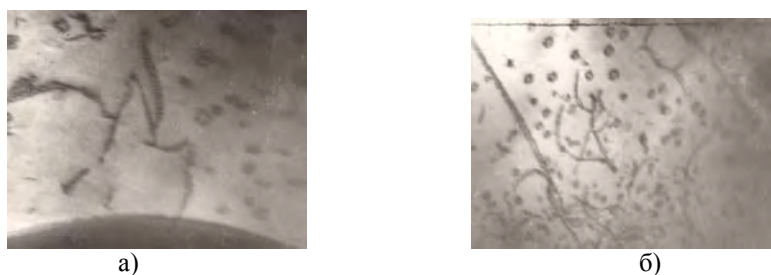


Рис. 9. Виды дислокационных структур, выявленные на образцах из α -Fe после воздействия на поверхность облучения плазмы тлеющего разряда

Исследования влияния облучения на состояние поверхности образцов из α -Fe, экранированных от катода металлическим стаканом, при напряжении в разряде 2,5 кВ и выдержке 60 мин, проведенные методом растровой электронной микроскопии, и рентгеноструктурный анализ не выявили существенных различий между исходным и облученным состояниями.

Проведенные методом просвечивающей электронной микроскопии исследования (при увеличении $\times 35000$) по оценке влияния облучения на образцы из α -Fe, экранированные металлическим стаканом со всех сторон, кроме поверхности, обращенной к аноду, при напряжении в разряде 2,5 кВ и выдержке 60 мин показали, что происходит существенное изменение структуры материала образца. Так, на глубине 70 мкм от поверхности облучения в структуре присутствуют разориентирован-

ная полосовая (рис. 10а), фрагментированная субструктура (рис. 3и), ячеисто-сетчатая дислокационная структура (рис. 3е), неразориентированная ячеисто-сетчатая (рис. 3г) и неразориентированная ячеистая (рис. 3д) дислокационная структура. Дислокационные петли практически отсутствуют. По мере удаления от поверхности облучения на исследуемых глубинах $h = 0,54$ мм (рис. 10б, в, д, е), $h = 5,28$ мм (рис. 10г) постепенно исчезают неразориентированные субструктуры, появляется однородная сетчатая дислокационная структура (рис. 10б, в, г) и хаотически расположенные дислокации (рис. 10д). Сетчатая дислокационная структура сохраняется до глубины более 5 мм (рис. 10г). Неравномерное распределение дислокаций и дислокационных петель имеет место и на глубине $h = 9,49$ мм (рис. 10ж, з).

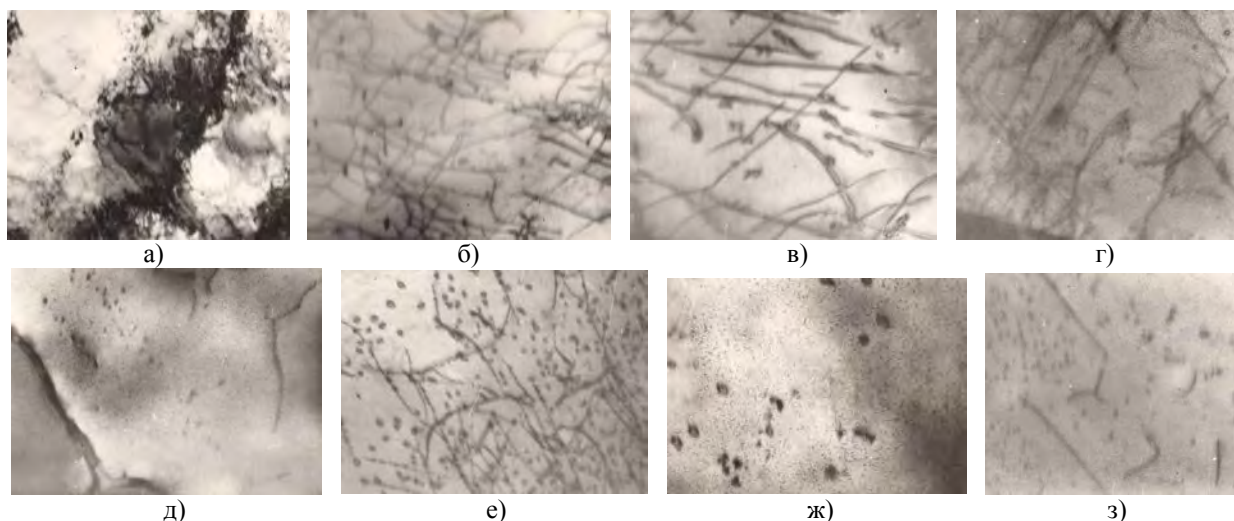


Рис. 10. Виды дислокационных структур, выявленные на образцах из α -Fe после воздействия на поверхность облучения тлеющего разряда

Исследования влияния облучения на состояние поверхности образцов из α -Fe, не экранированных от катода, при напряжении в разряде 2,5 кВ и выдержке 60 мин, проведенные методом растровой элек-

тронной микроскопии, и рентгеноструктурный анализ не выявили существенных различий между исходным и облученным состояниями. После облучения при увеличении $\times 35000$ выявлено, что по границам

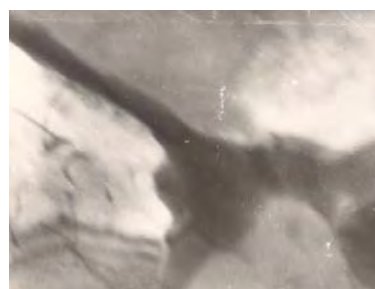
зёрен присутствуют выделения цементита по всей глубине образцов ($h = 4,76$ мм) (рис. 11а), особенно в тройных стыках ($h = 9,54$ мм) (рис. 11б).

Проведенные методом просвечивающей электронной микроскопии исследования (при увеличении $\times 35000$) по оценке влияния облучения на неэкранированные образцы из α -Fe при напряжении в разряде 2,5 кВ и выдержке 60 мин показали, что происходят аналогичные изменения структуры образцов, но в несколько меньшем масштабе по сравнению с экранированием от катода. При увеличении

$\times 35000$ на глубине $h = 0,61$ мм от поверхности облучения выявлено небольшое количество сетчатых дислокационных структур (рис. 12а), основную долю структуры занимает хаотическое расположение дислокаций (рис. 12б, в). При дальнейшем удалении от поверхности облучения на глубине $h = 4,76$ мм структура постепенно переходит в подобную исходному состоянию (рис. 12г, д), а на глубине $h = 9,54$ мм она почти идентична исходному состоянию (рис. 12е, ж).



а)



б)

Рис. 11. Выделения цементита на образцах из α -Fe после воздействия на поверхность облучения тлеющего разряда без экранирования от катода



а)



б)



в)



г)



д)



е)



ж)

Рис. 12. Виды дислокационных структур, выявленные на образцах из α -Fe после воздействия на поверхность облучения тлеющего разряда без экранирования

Исследования влияния облучения на состояние поверхности неэкранированных образцов из α -Fe при напряжении в разряде 1 кВ и выдержке 60 мин, проведенные методом растровой электронной микроскопии, и рентгеноструктурный анализ не

выявили существенных различий между исходным и облученным состояниями.

Проведенные методом просвечивающей электронной микроскопии исследования (при увеличении $\times 35000$) по оценке влияния облучения на неэкранированные образцы из α -Fe при напряжении в

разряде 1 кВ и выдержке 60 мин показали, что происходит более существенное изменение структуры материала образца по сравнению с воздействием при напряжении в 2,5 кВ. Уменьшение мощности воздействия тлеющего разряда привело к более чем на порядок большим изменениям скалярной плотности дислокаций на глубине от поверхности образца 70 мкм. При

углублении от поверхности облучения плотность дислокаций несколько возрастает, а затем начинает уменьшаться. Высокое значение плотности дислокаций ρ сохраняется по всей глубине образца. Тип дислокационной структуры на глубине $h = 0,07$ мм (сетчатая и ячеисто-сетчатая) (рис. 13а) и $h = 4,58$ мм (рис. 13б) существенно не меняется.



Рис. 13. Типы наблюдаемых дислокационных структур в образцах из α -Fe после воздействия плазмы тлеющего разряда

Уменьшение мощности в тлеющем разряде приводит к поляризации дислокационной структуры, т.е. в локальных участках материала присутствуют дислокации преимущественно одного знака. На микрофотографиях это проявляется в наличии в отдельных местах изгибных экстинкционных контуров. По ширине контура можно судить о величине избыточной плотности дислокаций и амплитуде дальнедействующих полей напряжений. Оказалось, что на глубине $h = 4,58$ мм в среднем избыточная плотность дислокаций $\rho_{\pm} = 17,44 \cdot 10^9$ см⁻². Это означает, что в структуре присутствуют локальные участки, в которых из-

быточная плотность дислокаций выше средней скалярной плотности дислокаций $\rho = 12,56 \cdot 10^9$ см⁻². Созданные напряжения такой величины в отдельных местах могут приводить к дисклинационным образованиям. При увеличении $\times 23000$ исследованы перлитные зёрна и установлено, что уменьшение мощности в разряде не приводит к изменениям перлитных областей в α -Fe (рис. 14), о чём свидетельствуют светлопольное изображение (рис. 14а), микродифракционная картина (рис. 14б), темнопольное изображение в рефлексе цементита $[101]_{\text{ц}}$ (рис. 14в).

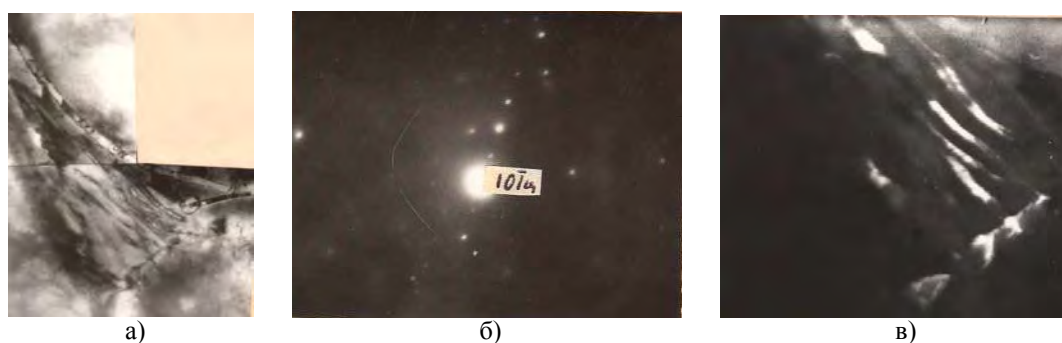


Рис. 14. Вид перлитного зерна в образцах из α -Fe после воздействия плазмы тлеющего разряда

Максимальный эффект достигается в образце, экранированном фторопластовым стаканом. Воздействие тлеющего разряда с $U = 1,0$ кВ приводит к абсолютно другому эффекту. Плотность дислокаций возрастает более чем на порядок у поверхности и далее растёт до глубины $h = 5$ мм, а

затем уменьшается, однако остается высокой вплоть до противоположной стороны образца. На фоне изменяющейся плотности дислокаций по глубине образца происходит изменение вида дислокационной структуры. Известно, что формирование в материале дислокационной субструктуры

носит закономерный характер [10; 11]. Главным параметром, управляющим типом возникающей субструктуры, является скалярная плотность дислокаций ρ : при достижении определенной плотности дислокаций в материале возникает новая субструктура. В условиях пластического деформирования однофазных материалов установлены последовательности превращений дислокационных субструктур и критические плотности дислокаций, при которых эти превращения происходят [10; 11]. Результат же воздействия плазмы тлеющего разряда на структуру материала и природа возникновения дислокационной структуры при таком воздействии пока мало изучены. Между тем последовательности дислокационных структур с ростом скалярной плотности дислокаций подчиняются следующим закономерностям. При низких ρ наблюдаются неразориентированные структуры, а при высоких - разориентированные. С ростом средней скалярной плотности хаотическое расположение дислокаций сменяется сетчатым, затем ячеисто-сетчатым и ячеистым без разориентировок и лишь затем ячеисто-сетчатым и ячеистым с разориентировками, фрагментированным и полосовым. Причем интервал существования полосовой дислокационной структуры по плотности дислока-

ций охватывает интервал существования фрагментированной, а интервал существования последней смещен к меньшим плотностям дислокаций.

Таким образом, закономерности формирования сложных дислокационных субструктур вследствие воздействия плазмы тлеющего разряда близки к тем, которые наблюдаются при различных видах пластической деформации. Поскольку в нашем случае пластическая деформация не имеет места, то полученные результаты подтверждают гипотезу о том, что значение скалярной плотности дислокаций является основным параметром, управляющим образованием сложных дислокационных структур. Отличительной особенностью дислокационных структур, наблюдаемых при воздействии плазмы тлеющего разряда, является высокая плотность дислокационных петель. Обращает на себя внимание тот факт, что дислокационные петли наблюдаются только в α -Fe с низкой плотностью дислокаций. Сам факт наличия (или отсутствия) дислокационных петель весьма важен для выяснения природы формирования субструктуры при воздействии тлеющего разряда. Наличие петель может свидетельствовать о важной роли точечных дефектов.

Выводы

1. Воздействие плазмы тлеющего разряда приводит к изменению дислокационной структуры в металлических материалах. При этом эффект воздействия определяется типом материала и начальным состоянием дефектной структуры.

2. Степень воздействия зависит от исходной структуры материала. Так, в малодефектных материалах (α -Fe) воздействие плазмы тлеющего разряда приводит к резкому возрастанию плотности дислока-

ций и дислокационных петель.

3. Плотность наведенных дефектов (дислокаций) в малодефектных материалах зависит от режимов обработки. Понижение напряжения в разряде до 1 кВ приводит к резкому увеличению плотности дислокаций. Частичная экранировка образца фторопластом дает подобный эффект.

4. Наведенная плотность дислокаций максимальна в приповерхностных слоях и убывает вглубь материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tereshko, I.V. Self Organizing processes in metals by Low-energy ion beams / I.V. Tereshko, V.I. Khodyrev, E.A. Lipsky // Nucl. Instr. And Meth. In Physics Research NIMB. - 1993. - V. 80/81. - P. 115-117.
2. Tereshko, I.V. The formation of nanoclusters in metals by the low-energy ion irradiation / I.V. Tereshko, V.V. Abidzina, I.E. Elkin // Surface and

Coatings Technology. - 2007. - V. 201. - P. 8552-8556.

3. Tereshko, I.V. Nanostructural evolution of steel and titanium alloys exposed to glow discharge / I.V. Tereshko, V.V. Abidzina, I.E. Elkin // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B. Beam Interactions with Materials and Atoms. - 2007. - V. 261. - P. 678-681.



4. Мрочек, Ж.А. Компьютерное моделирование процессов самоорганизации и наноструктурирования в металлах и сплавах / Ж.А. Мрочек, В.П. Редько, Л.И. Сотская, В.А. Логвин, И.В. Терешко // Теоретическая и прикладная механика. - Минск: БНТУ, 2013. - № 28. - С. 75-84.
5. Диденко, А.Н. Эффекты дальнего действия в ионно-имплантированных металлических материалах / А.Н. Диденко, Ю.П. Шаркеев, Э.В. Козлов, А.И. Рябчиков. - Томск: Изд-во НТЛ, 2004. - 328 с.
6. Конева, Н.А. Закономерности субструктурного упрочнения / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Изв. вузов. Физика. - 1991. - № 3. - С. 71-80.
7. Конева, Н.А. Упорядочение в дислокационной структуре. Фазовые переходы / Н.А. Конева,

1. Tereshko, I.V. Self Organizing processes in metals by Low-energy ion beams / I.V. Tereshko, V.I. Khodyrev, E.A. Lipsky // Nucl. Instr. And Meth. In Physics Research NIMB. - 1993. - V. 80/81. - P. 115-117.
2. Tereshko, I.V. The formation of nanoclusters in metals by the low-energy ion irradiation / I.V. Tereshko, V.V. Abidzina, I.E. Elkin // Surface and Coatings Technology. - 2007. - V. 201. - P. 8552-8556.
3. Tereshko, I.V. Nanostructural evolution of steel and titanium alloys exposed to glow discharge / I.V. Tereshko, V.V. Abidzina, I.E. Elkin // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B. Beam Interactions with Materials and Atoms. - 2007. - V. 261. - P. 678-681.
4. Mrochek, Zh.A. Computer simulation of self-organization and nano-structuring processes in metals and alloys / Zh.A. Mrochek, V.P. Redko, L.I. Sotskaya, V.A. Logvin, I.V. Tereshko // *Theoretical and Applied Mechanics*. - Minsk: BNTU, 2013. - No.28. - pp. 75-84.
5. Didenko, A.N. *Distant Action Effects in Ionic-Implanted Metal Materials* / A.N. Didenko, Yu.P.

Э.В. Козлов // Изв. РАН. Физика. - 2002. - Т. 66. - № 6. - С. 824-829.

8. Конева, Н.А. Природа субструктурного упрочнения / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Изв. вузов. Физика. - 1982. - № 8. - С. 3-14.
9. Коцальда, С. Усталостное растрескивание металлов: [пер. с пол.] / С. Коцальда; под ред. С.Я. Яремы. - М.: Metallurgiya, 1990. - 623 с.
10. Конева, Н.А. Физическая природа стадийности пластической деформации / Н.А. Конева, Э.В. Козлов // Изв. вузов. Физика. - 1990. - № 2. - С. 89-106.
11. Конева, Н.А. Физические аспекты прогнозирования разрушения и деформирования гетерогенных материалов / Н.А. Конева, Д.В. Лычагин, Л.И. Тришкина, Э.В. Козлов. - Л.: ФТИ, 1987. - № 8. - С. 20-36.

Sharkeev, E.V. Kozlov, A.I. Ryabchikov. - Tomsk: NTL Publishing House, 2004. - pp. 328.

6. Koneva, N.A. Sub-structural strengthening regularities / N.A. Koneva, E.V. Kozlov // *College Transactions. Physics*. - 1991. - No.3. - pp. 71-80.
7. Koneva, N.A. Ordering in dislocation structure. Phase transitions / N.A. Koneva, E.V. Kozlov // *Transactions of the RAS. Physics*. - 2002. - Vol.66. - No.6. - pp. 824-829.
8. Koneva, N.A. Nature of sub-structural strengthening / N.A. Koneva, E.V. Kozlov // *College Transactions. Physics*. - 1982. - No.8. - pp. 3-14.
9. Kotsalda, S. *Metal Fatigue Cracking* [transl. from Pol.] / S. Kotsalda: under the editorship of S.Ya. Yarema. - M.: Metallurgy, 1990. - pp. 623.
10. Koneva, N.A. Physical nature of plastic deformation staging / N.A. Koneva, E.V. Kozlov // *College Transactions. Physics*. - 1990. - No.2. - pp. 89-106.
11. Koneva, N.A. *Physical Aspects of Destruction and Deformation Prediction of Heterogeneous Materials* / N.A. Koneva, D.V. Lychagin, L.I. Trishkina, E.V. Kozlov. - L.: FTU, 1987. - No.8. - pp. 20-36.

Статья поступила в редколлегию 20.03.18.

Рецензент: д.т.н., профессор
Белорусско-Российского университета
Громько П.Н.

Сведения об авторах:

Логвин Владимир Александрович, к.т.н., доцент кафедры «Металлорежущие станки и инструменты» Белорусско-Российского университета, e-mail: logvinvladim@yandex.ru.

Logvin Vladimir Alexandrovich, Can. Eng. Assistant Prof. of the Dep. "Machine Tools and Tools", Belorussian-Russian University, e-mail: logvinvladim@yandex.ru.

Терешко Ирина Васильевна, к.физ.-мат.н., доцент кафедры «Физика» Белорусско-Российского университета, e-mail: iter41@mail.ru.

Шептунов Сергей Александрович, д.т.н., профессор, директор Института конструкторско-технологической информатики РАН, e-mail: ship@ikti.org.ru.

Tereshko Irina Vasilievna, Can. Phys-Math., Assistant Prof. of the Dep. "Physics", Belorussian-Russian University, e-mail: iter41@mail.ru.

Sheptunov Sergey Alexandrovich, D. Eng., Prof., Director of the Institute of Design-Technological Informatics of the RAS, e-mail: ship@ikti.org.ru.