

УДК 621.77.016:62178.061

DOI: 10.30987/article\_5bf7a25ae4c824.75541038

**В.А. Логвин**, к.т.н., **И.В. Терешко**, к.ф.-м.н.

(Государственное учреждение высшего профессионального образования  
«Белорусско-Российский университет», 212000, Республика Беларусь, г. Могилев, пр-т Мира, 43)

**С.А. Шептунов**, д.т.н.

(Институт конструкторско-технологической информатики РАН,  
127055, Москва, Вадковский пер. 18, стр. 1а)

E-mail: logvinvladim@yandex.ru, ship@ikti.org.ru; iter41@mail.ru

## **Использование тлеющего разряда для изменения дислокационной структуры быстрорежущей стали**

*В статье представлены результаты исследований изменений дислокационной структуры быстрорежущей стали Р18 после обработки в тлеющем разряде. В результате обработки дислокационная структура изменяется на глубину до 2,3 мм от облучаемой поверхности и перестраивается под его воздействием. При этом дислокационные субструктуры близки к наблюдаемым при различных видах пластической деформации.*

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

**V.A. Logvin**, Can. Sc. Tech., **I.V. Tereshko**, Can. Phys.-Math. Sc.

(State Institution of Higher Vocational Education "Belorussian-Russian University",  
43, Mir Avenue, Mogilev, the Republic of Belarus, 212000)

**S.A. Sheptunov**, Dr. Sc. Tech.

(Institute of Design Technological Informatics of RAS, Building 1a, 18. Vadkovsky Alleyway, Moscow 127055)

## **Glow discharge use for dislocation structure measurement of high-speed steel**

*The paper reports the investigation results of changes in a dislocation structure of high-speed steel R18 after processing in a glow discharge. As a result of processing a dislocation structure changes to a depth of 2-3mm from the surface obtained and it is rebuilt under its impact. At that the dislocation substructures are close to the observed ones at different kinds of plastic deformation.*

**Keywords:** plasma; glow discharge; dislocation structure; automated technological environment; vacuum plants.

Управляемое изменение физико-механических свойств инструментальных материалов для решения задач стоящих перед современным машиностроением является актуальной проблемой. Эффективное решение многокритериальных задач по снятию этой проблемы осуществляется в различных сферах современного производства: создание материалов с необходимыми физико-

механическими свойствами, разработка способов их обработки адаптированных для автоматизированных производств, разработка СОТС, формирование покрытий и т.д.

Обеспечение заданной надёжности технических систем при непрерывном повышении реализуемых в них скоростей, давлений, рабочих температур становится всё актуальнее. Производственный ресурс

входящих в техническую систему деталей должен быть уравновешен и сбалансирован, исходя из тех нагрузок и условий, при которых она эксплуатируется. При этом выход из строя технической системы очень часто связан с недопустимо быстрым достижением предельного износа или поломкой одной или нескольких деталей системы. Это, в первую очередь, связано с образованием в поверхностных слоях материалов деталей технических систем микродефектов, приводящих к макроразрушениям.

Всё это выдвигает на первый план необходимость разработки высококачественных способов по формированию поверхностных слоёв на рабочих поверхностях деталей, отличающихся следующим: экологической безопасностью; минимальным изменением геометрических размеров и формы; внедрением контролируемых количеств легирующей примеси; максимально возможным диапазоном изменения концентраций легирующей примеси; чистотой условий реализации процессов, исключающих загрязнение образцов нежелательными примесями; простотой управления процессом; высокой воспроизводимостью получаемых структур; экономичностью.

Повышение поверхностных эксплуатационных характеристик материалов достигается использованием механических, термических, деформационно-термических, химико-термических и физических способов упрочнения и легирования. При использовании этих способов не всегда обеспечивается достаточно хорошая адгезия покрытий с основой, и упрочнение происходит не только на поверхности, но и в неконтролируемом объёме материала деталей.

Для обеспечения износо- и коррозионной стойкости достаточно проведения изменений в поверхностных слоях материала на величину максимально-допустимого износа. Очень редко разрушение деталей происходит из глубины объёма материала и поэтому не требует упрочнения или перестройки. Необходимость обеспечения заданной равномерности структуры и свойств поверхностных слоёв способствовало развитию способов ионно-плазменной обработки, применение которых становится более целесообразным и экономически сопоставимым по сравнению с традиционными технологиями.

Энерго- и экономически эффективным направлением ионно-плазменной обработки является обработка в тлеющем разряде в

контролируемых технологических средах путем воздействия ускоренных ионов на твердые тела, при этом оно отличается широкой универсальностью использования для упрочнения поверхностных слоёв материалов [1 – 4].

Поверхностный слой материалов, попадая под действие плазмы тлеющего разряда, претерпевает равномерное структурное преобразование, что и обуславливает изменение их свойств. Использование воздействия тлеющего разряда позволяет формировать новые структурно-фазовые состояния с высокой плотностью дефектов, которые меняют физико-механические и химические свойства поверхностного слоя, определяющие служебные характеристики материалов.

Основным компонентом, придающим быстрорежущим сталям их уникальные свойства является вольфрам и первой маркой была сталь P18, содержащая 18 % вольфрама. Ее недостатками являются высокая стоимость из-за большого содержания дефицитного вольфрама, пониженные пластичность и прочность. Для повышения пластичности и прочности используют замену вольфрама молибденом. При этом было установлено, что введение 1 % молибдена эквивалентно введению примерно 1,5...2 % вольфрама.

В настоящее время в мировой практике в наибольшей степени используется быстрорежущая сталь марки P6M5 (W = 6 %, Mo = 5 %, Cr = 4 %, V = 2 %). Она составляет около 70 % от общего выпуска быстрорежущих сталей и относится к сталям нормальной производительности. Молибден уменьшает склонность стали к отпускной хрупкости, повышает ее прокаливаемость, несколько повышает прочность, пластичность и вязкость.

Введение легирующих элементов в состав углеродистой стали позволяет связать некоторое количество углерода в карбиды и тем самым повысить ее теплостойкость (на 50...150 °С), а, кроме того, увеличивает прокаливаемость стали. Это позволяет использовать легированные стали для изготовления режущего инструмента сложной формы. Кобальт не является карбидообразующим элементом, и его введение приводит к увеличению температуры  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращений, повышается химическая активность углерода, вольфрама и молибдена в феррите, что является причиной образования большого количества дисперсных частиц, выполняющих роль фазовых упрочнителей при отпуске. Кроме того, введение кобальта существенно повышает теплопровод-

ность стали.

Главной задачей данной работы является исследование изменений дислокационной структуры быстрорежущей стали под воздействием плазмы тлеющего разряда с целью разработки новых способов, технологий и автоматизированных устройств для создания автоматизированной технологической среды по упрочнению инструментов из быстрорежущей стали различной формы и размеров.

### Методика исследования

Для решения поставленной задачи были выбраны образцы толщиной 10 мм из композиционной быстрорежущей стали Р18 в состоянии поставки. Для проведения исследований использовали просвечивающую электронную микроскопию, растровую электронную микроскопию и рентгеноструктурный анализ.

Для послойных исследований облучённые 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 0,035 мм. Для рентгеноструктурных исследований образцы утонялись до 0,15 мм, для просвечивающей электронной микроскопии – до 0,00017 мм.

Для исследований использовался электронный микроскоп Tesla BS-540 с ускоряющим напряжением 120 кВ с гониомической 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  $\rho$ ; концентрация

дислокационных петель  $n$ ; диаметр дислокационных петель  $D$ ; плотность дислокаций, образующих петли  $\rho_d$ ; избыточная плотность дислокаций  $\rho_{\pm}$ ; амплитуда дальнедействующих полей напряжений  $\tau_d$ .

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

В исходном состоянии структура быстрорежущей стали Р18 исследована при увеличении  $\times 35\,000$  и представляет крупные карбиды, находящиеся в мартенситной матрице (рис. 1). Карбиды распределены неравномерно и образуют цепочки (рис. 1, а), размер таких карбидов достигает величины до 3 мкм. Карбиды в матрице объединены в группы, причем матрица имеет вид прослойки (рис. 1, б, в). Средний размер карбидов существенно меньше и не превышает величину порядка 0,8 мкм.



а)



б)



в)

Рис. 1. Структура быстрорежущей стали Р18 в исходном состоянии,  $\times 35\,000$

Также имеются и отдельные карбиды в матрице (рис. 2) их размеры варьируются от 0,1 мкм (рис. 2, а) до 1 мкм (рис. 2, б). Матрица стали Р18 представлена фрагментированным пакетным и пластинчатым мартенситом.

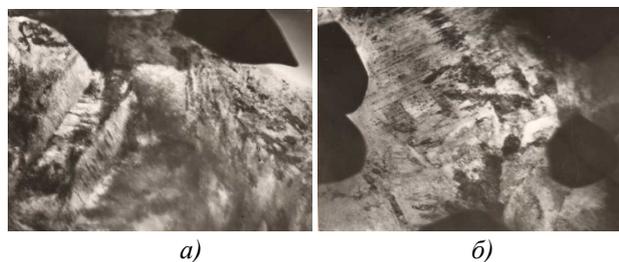


Рис. 2. Структура быстрорежущей стали Р18 в исходном состоянии, распределение мелких карбидов

Проведенный дифракционный анализ с использованием темнопольной методики (рис. 3, а) при увеличении  $\times 60\,000$  позволил установить, что присутствующие в стали Р18 карбиды являются карбидами типа  $M_6C$ , имеющие ГЦК решетку. Идентифицирование карбидной фазы проведено по микродифракционной картине полученной с карбида (рис. 3, б) и темнопольному изображению в рефлексе (рис. 3, в). В пластинчатом мартенсите нередко присутствуют двойники превращения. Плотность дислокаций в мартенситных кристаллах соответствует величине  $\rho = 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , а дислокационная структура имеет вид плотной дислокационной сетки.

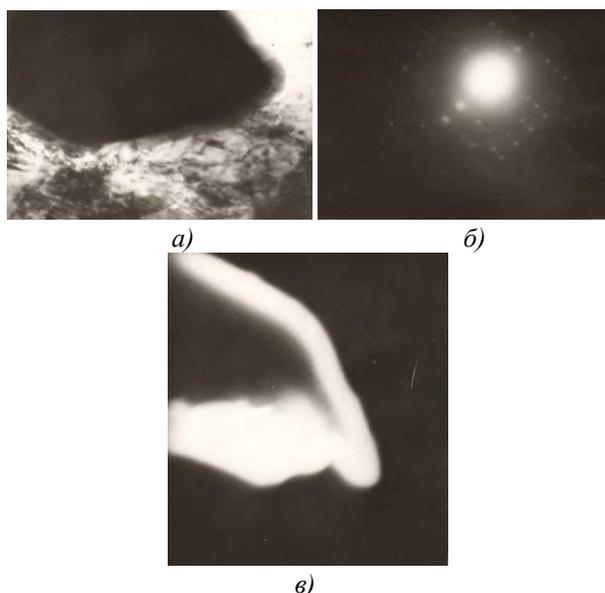


Рис. 3. Структура быстрорежущей стали Р18 в исходном состоянии,  $\times 60\,000$

Основные физико-механические свойства материала, сопротивление деформированию, пластичность и закономерности разрушения определяются типом сформированной в нем дислокационной структуры. В соответствии с широко используемой классификацией основных наблюдаемых типов дислокационных субструктур, возникающих в процессе активного нагружения [5 – 7], проведём идентификацию типов дислокационных субструктур, наблюдаемых в быстрорежущей стали при воздействии плазмы тлеющего разряда.

После воздействия плазмы тлеющего разряда на образцы из быстрорежущей стали Р18 формирующиеся в них фрагменты являются анизотропными и их средний размер не превышает  $0,2 \times 2,0$  мкм. Выявлено, что по мере роста плотности дислокаций дислокационные субструктуры в зависимости от исходного состояния и условий превращаются одна в другую. Последовательность соответствующих превращений, близких к выявленным в данных исследованиях, представлена в работах [8, 9]. Что характерно, для обработки плазмой тлеющего разряда в каждом исследованном структурном состоянии наблюдается смесь дислокационных субструктур, а сами субструктуры, вследствие своей эволюции по плотности дислокаций, находятся на разной степени совершенства. Этот процесс является закономерным для обработки в тлеющем разряде с точки зрения эволюции дислокационных субструктур, и при анализе микроснимков его следует принимать во внимание.

Наряду с изменяющейся плотностью дислокаций по глубине образцов происходит и изменение вида дислокационной структуры. Доказано, что формирование в материале дислокационной субструктуры носит закономерный характер [10]. Главным параметром, управляющим типом возникающей субструктуры является скалярная плотность дислокаций  $\rho$ : 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 [9, 10]. Результат воздействия плазмы тлеющего разряда на

изменение структуры материала и природа возникновения дислокационной структуры при таком воздействии пока мало изучены.

Между тем, последовательности образования дислокационных структур с ростом скалярной плотности дислокаций и в данном случае подчиняются следующим закономерностям: при низких  $\rho$  наблюдаются неориентированные 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 дислокаций охватывает интервал существования фрагментированной, а интервал существования последней смещен к меньшим плотностям дислокаций.

Исследование образцов из быстрорежущей стали P18 после воздействия тлеющего разряда проводилось на глубине 0,035; 0,05; 0,65 и 2,31 мм от поверхности облучения (рис. 4 – 7).

На рис. 4 представлены микрофотографии структуры образцов быстрорежущей стали P18 при увеличении  $\times 43\,700$  на расстоянии от поверхности облучения  $h = 0,035$  мм.

После облучения в тлеющем разряде карбидная фаза быстрорежущей стали P18 типа  $M_6C$  не менялась, что подтверждается

микродифракционной картиной (рис. 4, а), полученной с карбида и темнопольными изображениями в рефлексе карбида, и распределена в объеме материала неравномерно, имеет абсолютно разную форму и размер. Матрица быстрорежущей стали P18 представлена пакетным и пластинчатым мартенситом, что представлено на рисунках при разном увеличении и на разной исследуемой глубине (рис. 4, б, в – увеличение 43700; рис. 5 –  $\times 43700$ ; рис. 6, а –  $\times 45000$ ; рис. 6, б, в –  $\times 25000$ ; рис. 7 –  $\times 43700$ ).

Заметных изменений в матрице быстрорежущей стали P18 по результатам облучения плазмой тлеющего разряда выявлено не было. Вероятнее всего возникают напряжения в карбидной фазе, о чём косвенно свидетельствует появление трещин возле карбидов, что установлено при исследовании образцов после воздействия облучения плазмы тлеющего разряда.

Таким образом, закономерности формирования сложных дислокационных субструктур, вследствие воздействия плазмы тлеющего разряда, близки к тем, которые наблюдаются при различных видах пластической деформации. Поскольку в данных исследованиях образцы из быстрорежущей стали не подвергались пластической деформации, то полученные результаты подтверждают гипотезу о том, что значение скалярной плотности дислокаций является основным параметром, управляющим образованием сложных дислокационных структур.

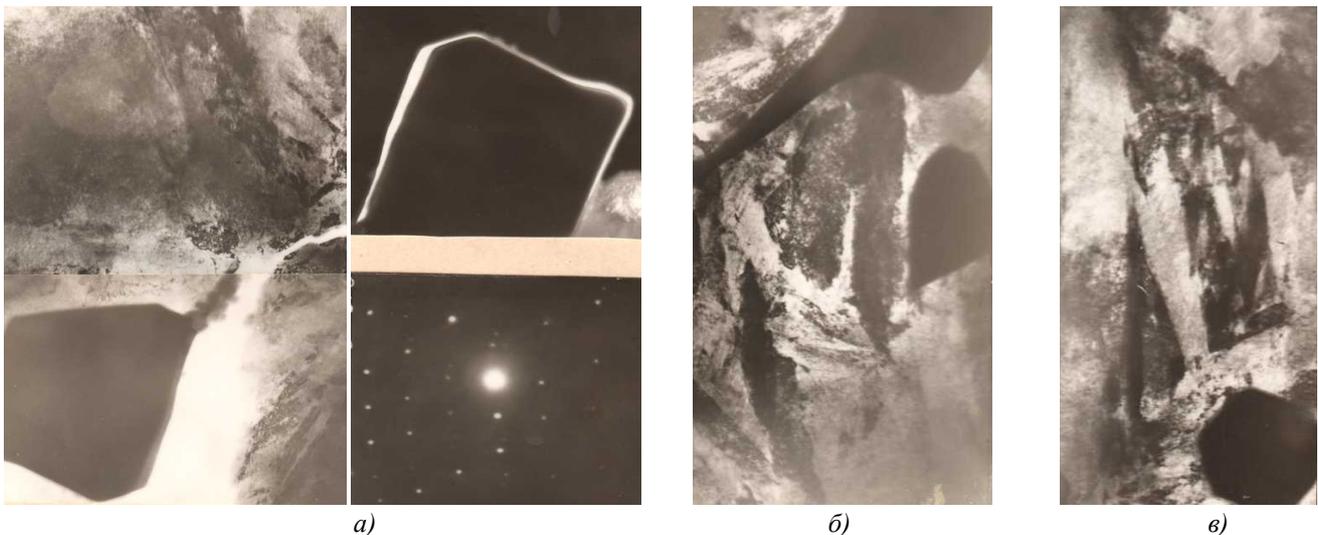


Рис. 4. Структура образцов из быстрорежущей стали P18 после воздействия плазмы тлеющего разряда на глубине 0,035 мм

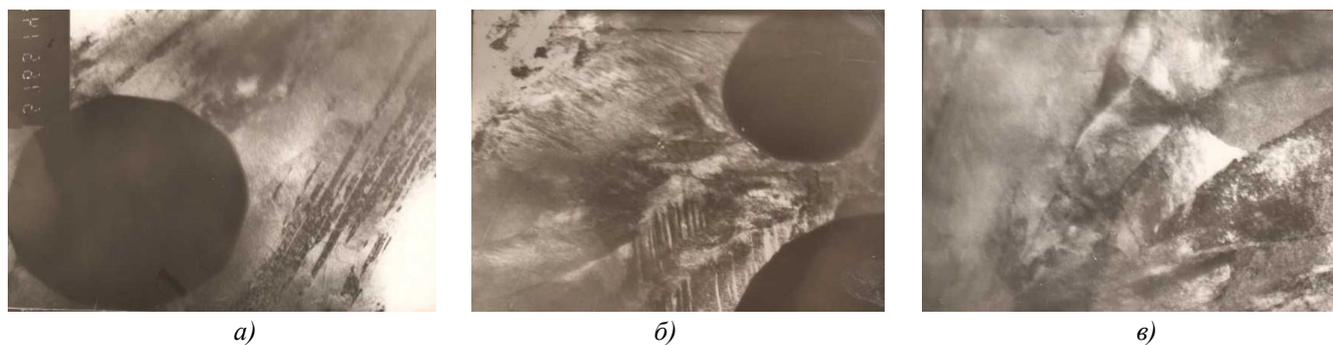


Рис. 5. Структура образцов из быстрорежущей стали Р18 после воздействия плазмы тлеющего разряда на глубине 0,05 мм

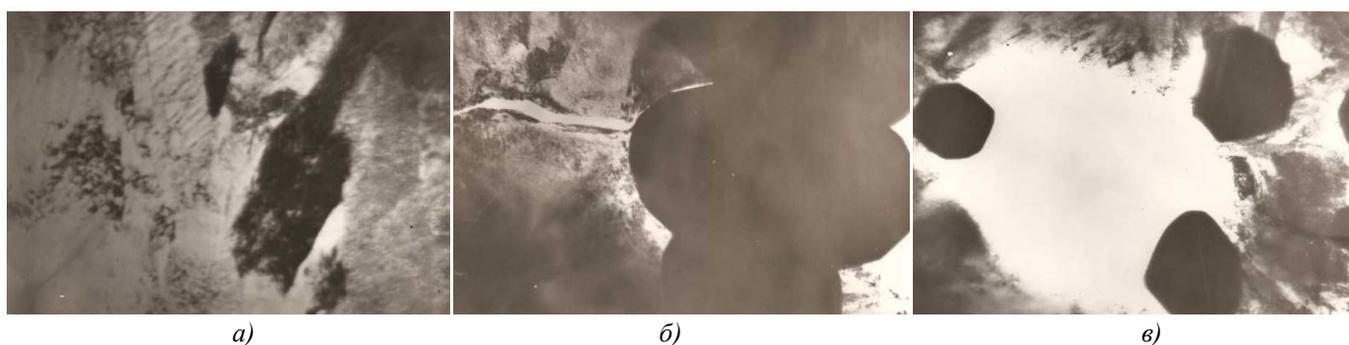


Рис. 6. Структура образцов из быстрорежущей стали Р18 после воздействия плазмы тлеющего разряда на глубине 0,065 мм

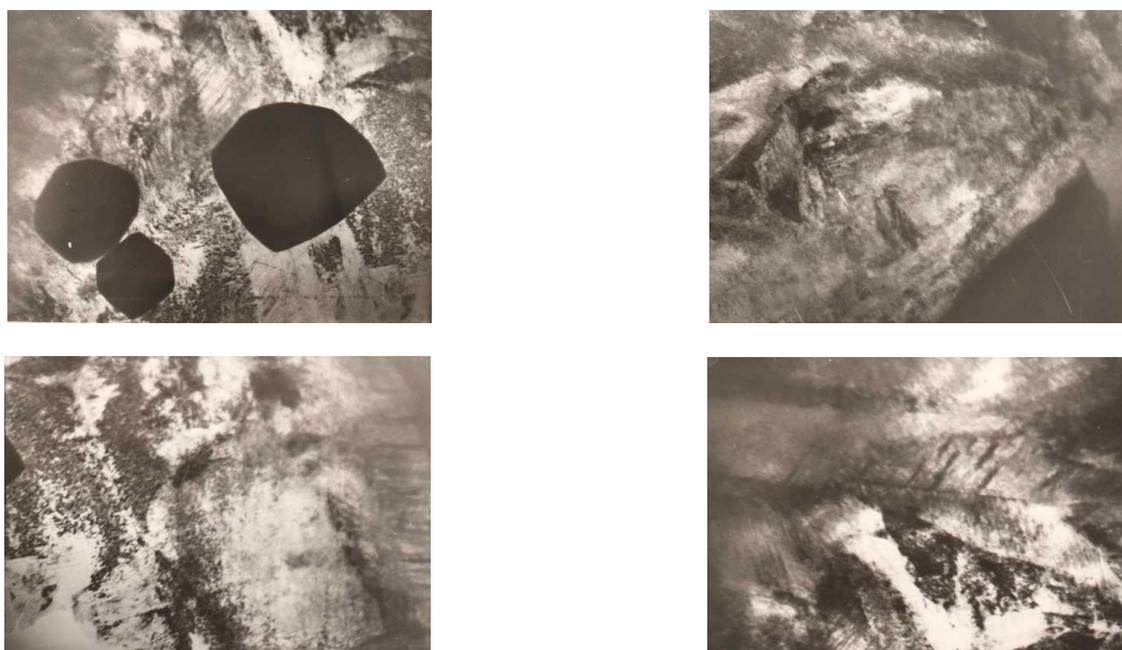


Рис. 7. Структура образцов из быстрорежущей стали Р18 после воздействия плазмы тлеющего разряда на глубине 2,31 мм

### Выводы

1. Воздействие тлеющего разряда приводит к изменению дефектной структуры в образцах из быстрорежущей стали Р18. Эффект воздействия определяется типом

материала. По мере упрочнения материала плотность наведенных дефектов убывает.

2. Степень воздействия тлеющего разряда зависит от исходной структуры материала. В материалах с высокой исходной плотностью дефектов, к которым относится

быстрорежущая сталь P18, дислокационная структура может перестраиваться под воздействием тлеющего разряда, а дислокационные петли в них не наблюдаются.

3. Наведенная плотность дислокаций максимальна в приповерхностных слоях и убывает вглубь материала. В высокодефектных материалах, таких как быстрорежущая сталь, наблюдается сквозное увеличение скалярной плотности дислокаций.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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. – В 80/81. – P. 115–117.

2. Терешко, И.В. Эффект дальнего действия и формирование нанокластеров в металлах при воздействии плазмы тлеющего разряда / И. В. Терешко, В. А. Логвин, В. П. Редько // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. – 2013. – № 1. – С. 59-70.

3. Логвин, В.А. Формообразование поверхностей валов суперкаландров: монография. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2012. – 191 с.

4. Терешко, И.В., Логвин, В.А., Редько, В.П. Изменение свойств материалов и необходимость автоматизации технологической среды плазменной обработки в тлеющем разряде // Качество. Инновации. Образование. – М.: Фонд «Европейский центр по качеству». – 2015. – № 5, том II. – С. 403–410.

5. Конева, Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения // Известия вузов. Физика. – 1991. – № 3. – С. 71-80.

6. Конева, Н.А., Козлов Э.В., Тришкина, Л.И. Классификация дислокационных субструктур // Металлофизика. – 1991. – Т. 12. – № 1. – С. 49-58.

7. Козлов, Э.В., Старенченко, В.А., Конева, Н.А. Эволюция дислокационной структуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов // Металлы. – 1993. – № 5. – С. 152-161.

8. Koneva, N.A. Thermodynamics of substructure under plastic deformation of metals and alloys / N.A. Koneva, E.V. Kozlov, L.I. Trishkina, E.E. Pekarskaya // Materials Science & Engineering. – 1997. – V. A 234 – 236. – P. 614 – 616.

9. Конева, Н.А., Козлов, Э.В. Упорядочение в дислокационной структуре. Фазовые переходы // Известия РАН.

Сер. Физика. – 2002. – Т. 66. – № 6. – С. 824-829.

10. Конева, Н.А., Козлов, Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Отв. ред. В.Е. Панин. – Новосибирск: Наука. – 1990. – С. 123- 186.

### REFERENCES

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. – В 80/81. – P. 115–117.

2. Tereshko, I.V. Long-range effect and formation of nano-clusters in metals at glow discharge plasma impact / I.V. Tereshko, V.A. Logvin, V.P. Redko // *Bulletin of Belorussian-Russian University*. – 2013. – No.1. – pp. 59-70.

3. Logvin, V.A. *Formation of Super-Calender Shaft Surfaces*: monograph. – Mogilev: Belorussian-Russian University, 2012. – pp. 191.

4. Tereshko, I.V. Logvin, V.A., Redko, V.P. Material properties changes and necessity in technological environment automation of plasma processing in glow discharge // *Quality. Innovations. Education*. – M.: “European Center for Quality” Fund. – 2015. – No.5, Vol.II. – pp. 403-410.

5. Koneva, N.A., Kozlov, E.V. Regularities in sub-structural strengthening // *College Proceedings. Physics*. – 1991. – No.3. – pp. 71-80.

6. Koneva, N.A., Kozlov, E.V., Trishkina, L.I. Classification of dislocation substructures // *Metal Physics*. – 1991. – Vol.12. – No.1. – pp. 49-58.

7. Kozlov, E.V., Starenchenko, V.A., Koneva, N.A. Dislocation structure evolution and thermodynamics of metal plastic deformation // *Metals*. – 1993. – No.5. – pp. 152-161.

8. Koneva, N.A. Thermodynamics of substructure under plastic deformation of metals and alloys / N.A. Koneva, E.V. Kozlov, L.I. Trishkina, E.E. Pekarskaya // *Materials Science & Engineering*. – 1997. – V. A 234 – 236. – P. 614 – 616.

9. Koneva, N.A., Kozlov, E.V. Ordering in dislocation structure. Phase transfers // *Proceedings of RAS. Physics Series*. – 2002. – Vol. 66. – No.6. – pp. 824-829.

10. Koneva, N.A., Kozlov, E.V. *Physical Nature of Plastic Deformation Stages. Structural Levels of Plastic Deformation and Destruction* / executive editor V.E. Panin. – Novosibirsk: Science. – 1990. – pp. 123-186.

Рецензент д.т.н. П.Н. Громыко

