

УДК 624.01:620.184.6(084.4)

Применение метода дифракции обратно рассеянных электронов в исследованиях микроструктуры при определении причин разрушения металлических конструкций

Маркова Л.В., Коледа В.В., Колодинская Н.С.

Институт порошковой металлургии Национальной академии наук Беларуси,
ул. Платонова, 41, г. Минск 220005, Беларусь

Поступила 17.07.2018

Принята к печати 27.08.2018

Применение метода дифракции обратно рассеянных электронов позволяет по-новому взглянуть на структурные изменения материала в целом и на процессы разрушения металлических конструкций в частности. Целью данной работы являлось применение метода дифракции обратно рассеянных электронов для выявления характерных отличительных особенностей строения материала на участках под изломом и вдали от него.

Дифракция обратно рассеянных электронов является методом, который позволяет определить ориентировки индивидуальных зерен, локальную текстуру, а также идентифицировать фазы в исследуемом образце. Этим методом можно определить локальные и общие деформации, количество рекристаллизованных и деформированных зерен, размер и разориентацию зерен и др.

Представлены результаты исследования фрагмента мачты агрегата для бурения и ремонта скважин грузоподъемностью 200 т (АРС-200) с установлением характерных структурных различий между участками под изломом и вдали от него.

Установлено появление и развитие субзеренной структуры на участке под изломом. Показано, что материал мачты изготавливался из проката, для которого не проводили дополнительной термообработки, и разрушение могло произойти практически в любой точке.

Ключевые слова: сканирующий электронный микроскоп, дифракция обратнорассеянных электронов, разориентация границ зерен, углы Эйлера, прямые и обратные полюсные фигуры.

DOI: 10.21122/2220-9506-2018-9-3-243-253

Адрес для переписки:

Колодинская Н.С.
Институт порошковой металлургии Национальной академии наук Беларуси,
ул. Платонова, 41, г. Минск 220005, Беларусь
e-mail: iscentr@tut.by

Address for correspondence:

Kolodinskaya N.S.
Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Science of Belarus,
Platonov str., 41, Minsk 220005, Belarus
e-mail: iscentr@tut.by

Для цитирования:

Маркова Л.В., Коледа В.В., Колодинская Н.С.
Применение метода дифракции обратно рассеянных электронов в исследованиях микроструктуры при определении причин разрушения металлических конструкций.
Приборы и методы измерений.
2018. – Т. 9, № 3. – С. 243–253.
DOI: 10.21122/2220-9506-2018-9-3-243-253

For citation:

Markova L.V., Koleda V.V., Kolodinskaya N.S.
[Application of the electron backscattered diffraction method in microstructure research for determining of causes of metal structures destruction].
Devices and Methods of Measurements.
2018, vol. 9, no. 3, pp. 243–253 (in Russian).
DOI: 10.21122/2220-9506-2018-9-3-243-253

Application of the electron backscattered diffraction method in microstructure research for determining of causes of metal structures destruction

Markova L.V., Koleda V.V., Kolodinskaya N.S.

*Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Science of Belarus,
Platonov str., 41, Minsk 220005, Belarus*

Received 17.07.2018

Accepted for publication 27.08.2018

Abstract

The application of the diffraction method for backscattered electrons allows us to take a fresh look at the structural changes in the material as a whole and on the processes of destruction of metal structures in particular. The aim of this work was to apply the method of diffraction of backscattered electrons to reveal the characteristic distinctive features of the structure of the material in areas under the fracture and away from it.

The diffraction of backscattered electrons is a method that allows one to determine the orientation of individual grains, the local texture, and also to identify the phases in the sample under research. This method can determine local and general deformations, the number of recrystallized and deformed grains, the size and misorientation of grains, etc.

The results of a study of the mast fragment of the unit for drilling and repairing wells with a carrying capacity of 200 tons (APC-200) are presented with the establishment of characteristic structural differences between the sites under the fracture and away from it.

The appearance and development of a subgrain structure at the site under the slope is established. It is shown that the material of the mast was made of rolled metal, for which no additional heat treatment was carried out, and destruction could occur at almost any point.

Keywords: scanning electronic microscope, diffraction of backscattered electrons, differentiation of borders of grain, Eyrer's corners, direct and reverse pole figures.

DOI: 10.21122/2220-9506-2018-9-3-243-253

Адрес для переписки:

Колодинская Н.С.
Институт порошковой металлургии Национальной академии
наук Беларуси,
ул. Платонова, 41, г. Минск 220005, Беларусь
e-mail: iscentr@tut.by

Address for correspondence:

Kolodinskaya N.S.
Powder Metallurgy Institute of the National Academy
of Science of Belarus,
Platonov str., 41, Minsk 220005, Belarus
e-mail: iscentr@tut.by

Для цитирования:

Маркова Л.В., Коледа В.В., Колодинская Н.С.
Применение метода дифракции обратно рассеянных электронов
в исследованиях микроструктуры при определении причин
разрушения металлических конструкций.
Приборы и методы измерений.
2018. – Т. 9, № 3. – С. 243–253.
DOI: 10.21122/2220-9506-2018-9-3-243-253

For citation:

Markova L.V., Koleda V.V., Kolodinskaya N.S.
[Application of the electron backscattered diffraction method
in microstructure research for determining
of causes of metal structures destruction].
Devices and Methods of Measurements.
2018, vol. 9, no. 3, pp. 243–253 (in Russian).
DOI: 10.21122/2220-9506-2018-9-3-243-253

Введение

Развитие исследований в области металлургии привело к разработке новых сплавов, улучшению контроля их химического состава, а также совершенствованию химико-термической обработки. Большие успехи были достигнуты в повышении сопротивления материалов разрушению. Эксперту часто приходится определять природу разрушения, например устанавливать, является ли разрушение следствием усталости или перегрузки. В отдельных случаях для получения ответа на этот вопрос может оказаться достаточным визуальное обследование конструкционного элемента. Однако в других случаях может потребоваться анализ поверхности разрушения (фрактографические исследования) с использованием высокотехнологичных приборов, таких как оптический, просвечивающий или растровый электронные микроскопы. Фрактография в настоящее время широко применяется в фундаментальных исследованиях разрушения как инструмент для прогнозирования поведения материалов при эксплуатации, а также как средство при анализе эксплуатационных разрушений. Макроскопический вид поверхности излома часто используют для оценки степени вязкости металла. В соответствии с концепциями механики разрушения вязкость является тем механическим свойством, которое наиболее тесно связано с сопротивлением разрушению. Как правило, поверхность излома содержит остаточные признаки, которые указывают на протяженность при разрушении высокоэнергетического (вязкого) и низкоэнергетического (хрупкого) распространения трещин. Все, что определяет величину вязкости, а именно: природа материала, из которого изготовлена деталь, ее величина и форма, температура, среда и способ нагружения – косвенно изменяет вид излома. Поверхность излома практически всегда содержит остаточные признаки, которые указывают на размер при разрушении вязкой и хрупкой составляющих распространения трещины. Поэтому характерные особенности строения изломов каждого сплава не постоянны от излома к излому, а изменяются в зависимости от изменения вязкости, связанных с конкретной термической обработкой и структурой исследуемых образцов. Интерес к точному определению очага разрушения связан с тем, что очень важно установить, что было причиной разрушения. Предварительное исследование излома направлено на выявление всех особенностей рельефа, которые могут помочь определить очаг разрушения [1].

Как правило, основной причиной любого разрушения являются напряжения (как приложенные, так и остаточные), величина которых превышает предел прочности материала. Эти напряжения могут возникнуть при воздействии комплексных факторов, каждый из которых необходимо оценить для однозначного определения причины разрушения.

Развитие современной высокоразрешающей техники исследований изломов позволяет исследовать напряжения, изменения размера зерен, локальные и общие деформации и многие другие параметры на уровне атомарных разрушений [2–12].

Целью данной работы являлось применение метода дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) для выявления характерных отличительных особенностей строения материала на участках под изломом и вдали от него (метод *EBSD – Electron Backscattered Diffraction*).

Материал и методика исследования

В качестве материала исследований были взяты два фрагмента мачты агрегата для бурения и ремонта скважин грузоподъемностью 200 т (АРС-200). В процессе монтажа мачты произошла деформация верхней секции при выдержке под нагрузкой 250 т. Для исследований были взяты фрагменты мачты на участках непосредственно в районе излома и вдали от излома. Мачта изготовлена из стали марки 17ГС (ГОСТ 19281-2014 «Прокат повышенной прочности»).

Исследование микроструктуры проводили на световом микроскопе «*MeF-3*» фирмы *Reichert* (Австрия) при увеличении $\times 50$. Твердость по Бринеллю определялась на твердомере ТШ-2М по ГОСТу 9012-59. Ударную вязкость определяли по ГОСТу 9454-78. Исследование дифракционной картины структуры проводили на аттестованном сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения *Mira* фирмы *Tescan* (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором и *EBSD*–детектором.

Дифракция обратно рассеянных электронов является методом, который позволяет определить ориентировки индивидуальных зерен, локальную текстуру, а также идентифицировать фазы в исследуемом образце.

Для получения картин дифракции обратно рассеянных электронов с помощью растрового электронного микроскопа полированный

образец наклоняют под углом 70° к горизонтали. Электронный зонд направляют в интересующую точку на поверхности образца: упругое рассеяние падающего пучка вынуждает электроны отклоняться от этой точки непосредственно внутри образца на глубину 15–20 нм и отражаться от кристаллических плоскостей со всех сторон, образуя конус.

В случаях, когда удовлетворяется условие Вульфа–Брэгга для плоскостей атомов решетки кристалла, образуется по два конусообразных пучка дифрагированных электронов для каждого семейства кристаллических плоскостей. Эти конусы электронов можно сделать видимыми, поместив на их пути флуоресцентный экран, а вслед за ним – высокочувствительную камеру для наблюдения (например, цифровую камеру *CCD*). В месте, где конусообразные пучки электронов пересекаются с флуоресцентным экраном, появляются тонкие полосы (полосы Кикучи). Каждая из этих полос соответствует определенной группе кристаллических плоскостей. Результирующие картины ДОРЭ (*EBSD*) состоят из множества полос Кикучи. С помощью специальных программ автоматически определяется положение каждой из полос Кикучи, проводится сравнение с теоретическими данными по соответствующей кристаллической фазе и быстро вычисляется трехмерная кристаллографическая ориентация.

Для обработки данных, полученных при анализе образцов методом *EBSD*, использовался программный модуль *Tango*, позволяющий получать широкий спектр реконструированных структур построением различных карт *EBSD*.

Результаты и их обсуждение

Предварительное исследование морфологии излома показало, что очаг разрушения находится на изгибе фрагмента мачты. На этом же участке на поверхности излома присутствуют следы белой краски. Краска на поверхность излома могла попасть только в процессе покраски конструкции, что свидетельствует о том, что в мачте агрегата еще до эксплуатации присутствовала микротрещина, в которую затекла краска. Доллом располагается между основным и вторичным очагами разрушения. На всей поверхности излома наблюдаются радиальные рубцы. На отдельных участках присутствует шевронный узор, свидетельствующий о высокой скорости

развития трещины. Присутствие грубых радиальных рубцов и шевронных узоров говорит о высоких нагрузках, используемых в процессе испытаний (рисунок 1).

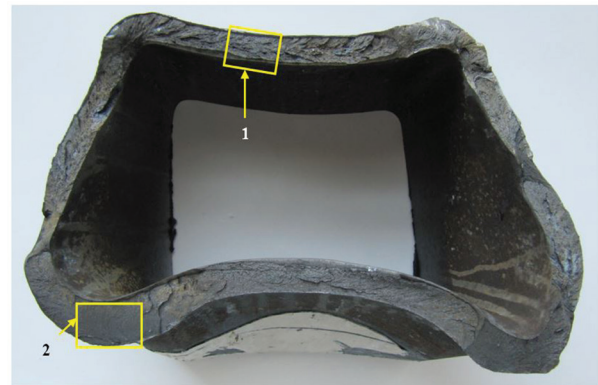


Рисунок 1 – Общий вид фрагмента мачты агрегата для бурения и ремонта скважин: 1 – участок вдали от очага разрушения; 2 – участок под очагом разрушения

Figure 1 – The general view of the mast fragment of the unit for drilling and repairing wells: 1 – a site away from the focus of fracture; 2 – a site under fracture

Определено, что микроструктура в очаге разрушения и доломе строчечная феррито-перлитная. В очаге наблюдаются множественные вторичные трещины, возникшие при испытаниях. Перлитные строки имеют волнообразный вид, что связано с деформацией. В доломе строки разорваны и параллельны друг другу. Наблюдаемая микроструктура характерна для сильно деформированного состояния материала, испытывающего большие нагрузки. Твердость по Бринеллю равна 200 НВ, что в переводе чисел твердости во временное сопротивление по таблицам *ASTM* составляет 680 МПа, что свидетельствует о том, что материал находился в состоянии нормализации. Это подтверждает и микроструктура материала балки в стороне от разрушения.

Исходя из проведенного комплекса исследований общего материаловедения установлено, что причиной разрушения мачты агрегата *APC-200* явилось наличие микротрещины на изгибе фрагмента мачты (со следами краски), образованной до испытаний под нагрузкой. Присутствие трещины в материале снизило прочностные характеристики и явилось очагом разрушения. Проведение испытаний на гидравлическом стенде с выдержкой под нагрузкой 248 тонн силы превысило прочность данного материала в этом сечении, что привело к быстрому одномоментному развитию существующей трещины.

Исследования разрушений методом *EBSD* позволяют наблюдать характерные кристаллографические особенности металлов и регистрировать изменения структуры в области очага разрушения. В результате предварительного анализа установлено, что основной фазой исследуемого материала является фаза *Iron bcc (old)* – железо, имеющее ОЦК решетку.

Карты контрастов в методе *EBSD* характеризуют размер зерен, толщину их границ и деформацию материала.

Полученные карты контрастов показывают, что структура материала, находящегося в стороне от излома, имеет крупнозернистое строение, средний размер зерен колеблется от 130

до 160 мкм. Количество мелких зерен не превышает 2 %. Границы зерен четко выражены (рисунок 2*b*). Несколько другая картина наблюдается в структуре материала, находящегося непосредственно в районе излома. Внутри крупных зерен наблюдается появление новых границ, которые только начинают просматриваться. Это свидетельствует о том, что в данном случае идет процесс измельчения зерен. Размер зерен на этом участке колеблется от 3 до 100 мкм. Границы их утолщены, о чем свидетельствует малая контрастность кикучи-картин. Малая контрастность кикучи-картин говорит о высокой дефектности границ зерен как старых, так и вновь образовавшихся (рисунок 2*a*).

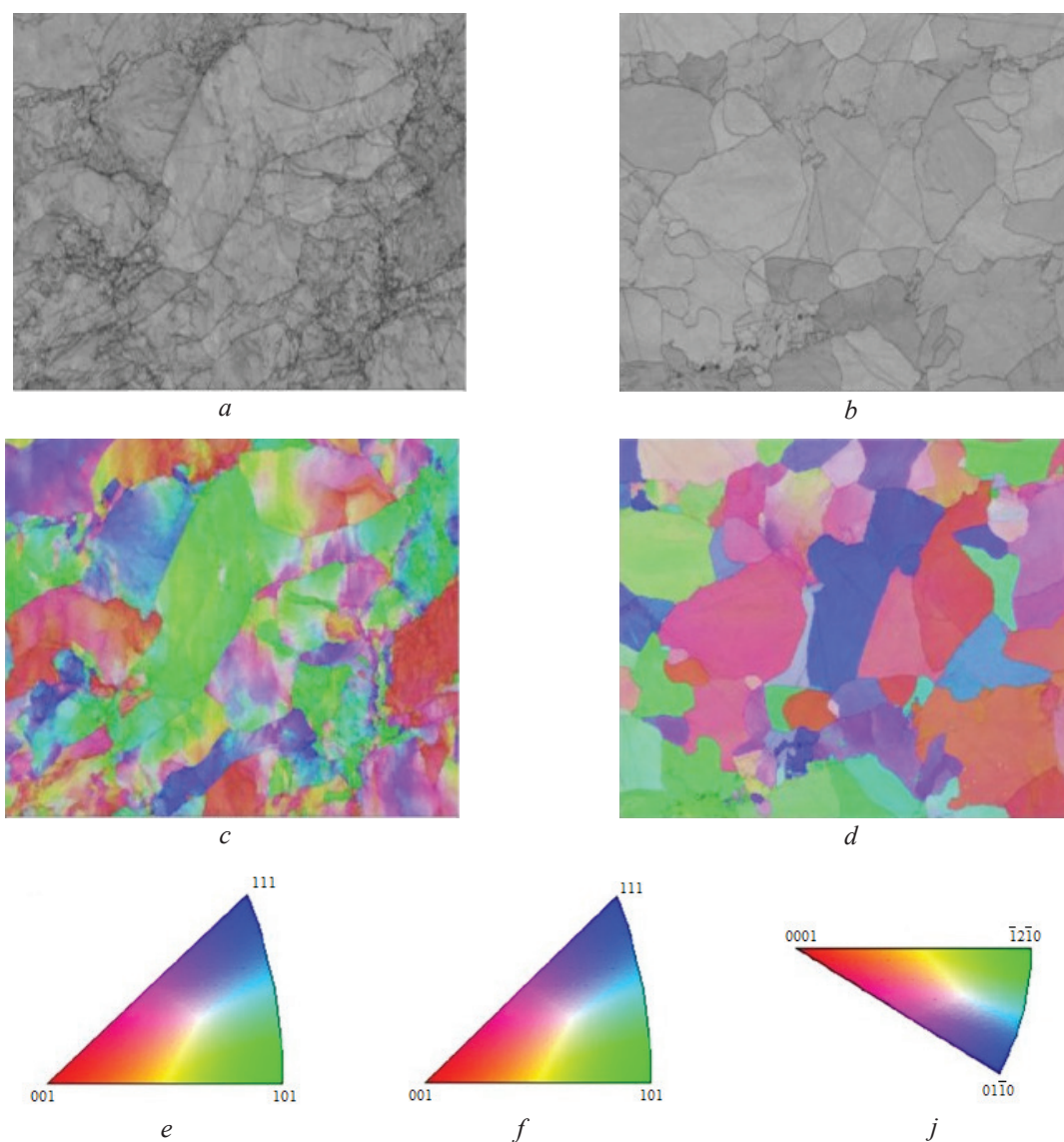


Рисунок 2 – Карта «Контраст Полос» (*a, b*) и характер разориентации зерен в плоскости *X* (*c–j*): *a, c* – участок под изломом; *b, d* – участок вдали от очага разрушения; *e–j* – углы Эйлера для карт разориентации зерен

Figure 2 – Map «Contrast of Strips» (*a, b*) and the misorientation of grains character in the *X*-plane (*c–j*): *a, c* – a site under fracture; *b, d* – a site away from the focus of fracture; *e–j* – Euler angles for maps of the misorientation of grains

Все вышесказанное свидетельствует о том, что перед разрушением мачты агрегата происходил процесс измельчения зеренной структуры, который в данном случае не прошел до конца. Все это свидетельствует о значительной деформации материала. Как видно из карт контрастов (рисунок 2а, б), с увеличением степени деформации материала контраст ухудшается вследствие большей напряженности кристаллической решетки при большей деформации. Кроме того, существуют различия в контрастности, обусловленной уровнем искажения решетки в теле и на границе зерен. В теле зерна они меньше, а у границ – больше.

Существенный вклад в определение свойств материала вносит разориентация зерен. Для визуализации разориентации зерен строят карты ориентировок (углов Эйлера). Такие карты можно построить в пространстве как углов Эйлера, так и обратных полюсных фигур. В пространстве Эйлера каждой точке на участке сканирования присваивается определенная ориентировка, характеризующаяся тремя углами Эйлера, которые дают однозначное положение элементарной ячейки в пространстве (рисунок 2с–j).

Альтернативой пространству углов Эйлера является пространство обратных полюсных фигур. В этом случае каждой точке сканирования присваиваются индексы Миллера, которые также дают представление об однозначном положении элементарной ячейки в пространстве. В вершинах треугольника (рисунок 2е–j) расположены индексы Миллера (111), (101), (001). Таким образом, если точка на поверхности исследуемого материала имеет ориентировку (111), то она окрашена в синий цвет, если (001) – в красный, а если (101) – зеленый. В случае, когда точка имеет отличную от данных ориентировку, она окрашена в соответствующий цвет. На рисунке 2d показаны карты ориентировок зерен для материала мачты в стороне от очага разрушения. Анализ представленных данных показывает, насколько однородно распределены ориентировки в исследуемом материале. В данном случае мы видим достаточно равномерное распределение ориентировок зерен по всем трем направлениям. В районе очага разрушения (рисунок 2с) появляются области, тяготеющие к ориентировке (101). Они окрашены в зеленый цвет. Это объясняется тем, что в металлах с ОЦК решеткой основной плоскостью скольжения является плоскость (101). Поэтому в районе излома наблюдается увеличение площади

зеленых участков, на картах ориентировок. Это свидетельствует о том, что в районе разрушения прошли деформационные изменения структуры.

Метод *EBSD* позволяет количественно определять величину углов разориентации границ зерен. Границы разориентировки выше 15° относятся к большеугловым границам зерен (БУГ), а меньше 15° – к малоугловым (МУГ). Анализ полученных структур (рисунок 3а, б) показал, что в обоих образцах существуют замкнутые и незамкнутые границы зерен, причем на участке в стороне от излома количество незамкнутых границ очень незначительно и зерна в основном окружены БУГ. В этом образце основная масса границ (65,1 %) имеют угол разориентации порядка $1,5^\circ$.

В структуре образца в районе излома наблюдается очень большое количество незамкнутых границ зерен. 57 % остальных границ имеют разориентацию порядка $1,5^\circ$ (МУГ). Большое количество оборванных границ зерен указывает на незавершенность процесса формирования дислокационной структуры и границ вследствие активных деформационных процессов. В нашем случае активные деформационные процессы вызваны достаточно быстрым протеканием процессов разрушения мачты. Это позволяет говорить об одномоментном разрушении и отсутствии усталостного разрушения (рисунок 3а, б). В зависимости от угла разориентации границы окрашены в тот или иной цвет.

Так, границы с углом разориентации до 10° проведены тонкими черными линиями, толстая черная линия – $10\text{--}20^\circ$, фиолетовый – $20\text{--}30^\circ$, синий – $30\text{--}40^\circ$, голубой – $40\text{--}50^\circ$, зеленый – свыше 50° .

Отличительная особенность пластической деформации металла состоит в том, что деформация начинается только в том случае, когда внешнее напряжение в кристалле достигает критического скалывающего напряжения или предела текучести в той плоскости и в том направлении, в котором оно осуществляется, что соответствует закону критического скалывающего напряжения (закон Шмида). При этом первой начнет действовать система, в которой раньше всего достигает своего максимального значения компонента внешнего напряжения. При определенных ориентировках кристалла сдвиг может начаться по нескольким системам скольжения. Фактор Шмида имеет максимальное значение 0,5. Макроскопический сдвиг возникает при выполнении условия,

когда напряжение сдвига в данной системе скольжения достигает максимального значения, так называемого критического напряжения сдвига. Интересную информацию дают карты напряжения сдвига (карты Шмида) для системы скольжения $\langle 111 \rangle$ (110) (рисунок 3с, d). Выбор такой системы справедлив потому, что в данном случае анализируется материал, имеющий ОЦК-решетку, а в металлах с ОЦК-решеткой скольжение происходит главным образом по плоскостям (110) в направлении $\langle 111 \rangle$. Следовательно, в нашем случае такая система скольжения будет наиболее информативной, т. к. карты Шмида

показывают, в каком зерне раньше начнется деформация при одноосной нагрузке. В тех областях, где цвет зерна светло-зеленый, деформация начнется раньше, чем в темно-зеленых. Исходя из выше сказанного, можно с уверенностью говорить, что материал мачты, располагающийся в стороне от места разрушения, находится в деформированном состоянии (фактор Шмида составляет 0,3–0,45). Имеются зерна и темно-зеленого, и светло-зеленого цвета. Присутствие деформации зерен в данном случае объясняется технологией изготовления мачты, т. е. не был проведен отпуск материала после прокатки.

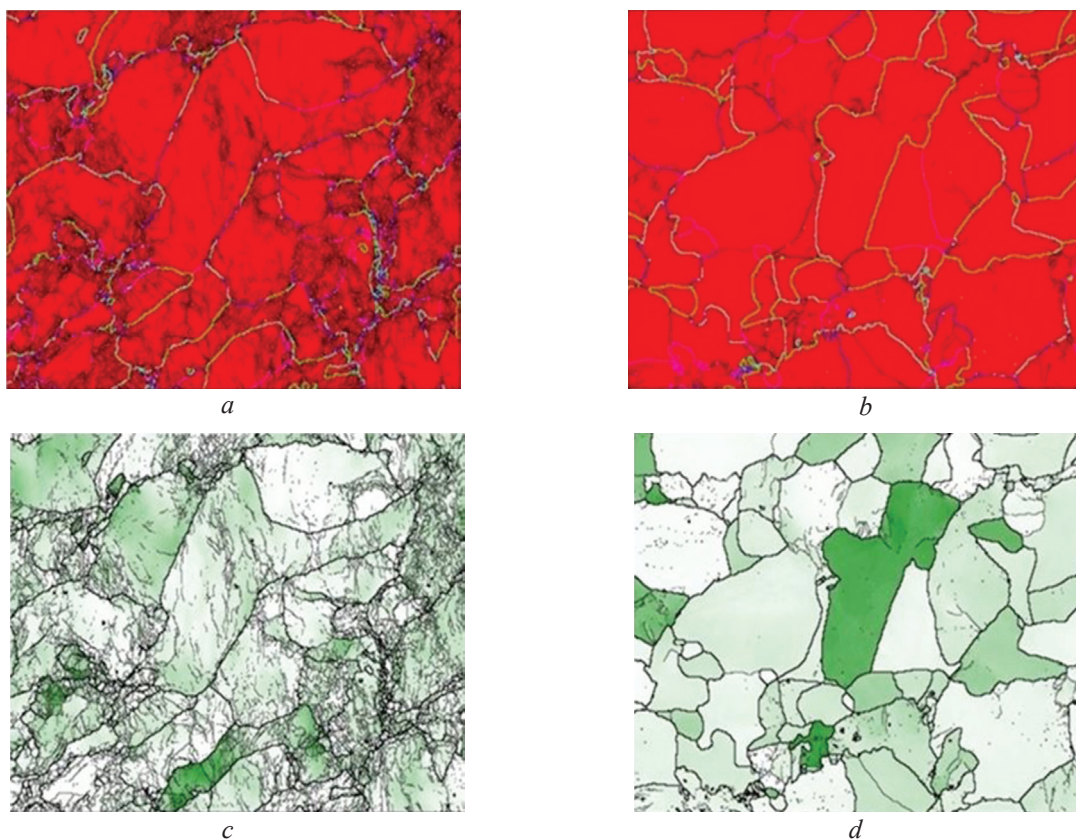


Рисунок 3 – Характер распределение фаз и углов разориентации зерен (a, b) и характер распределения напряжения сдвига («Фактор Шмида») (c, d): a, c – участок под изломом; b, d – участок вдали от очага разрушения

Figure 3 – The character of the distribution of the phases and the angles of grain misorientation (a, b) and the character of distribution of displacement stress («Schmid Factor») (c, d): a, c – a site under fracture; b, d – a site away from the focus of fracture

В районе разрушения фактор Шмида колеблется от 0,4 до 0,5. Все зерна на этом участке сильно деформированы (рисунок 3с, d).

Одним из факторов, характеризующих состояние материала, является характер распределения микронапряжений. Примененный метод исследований EBSD позволяет построить карты распределения микронапряжений на поверхности исследуемого образца. Самые высокие микронапряжения фикси-

руются на участках с высокой плотностью дислокаций, которая вызывает высокие внутренние искажения кристаллической решетки материала. В нашем случае из полученных картин распределения микронапряжений хорошо видно, что площадь микронапряжений в материале в стороне от излома несколько меньше в отличие от материала в районе разрушения (рисунок 4a, b). Это свидетельствует о более высокой плотности дислокаций в районе разрушения.

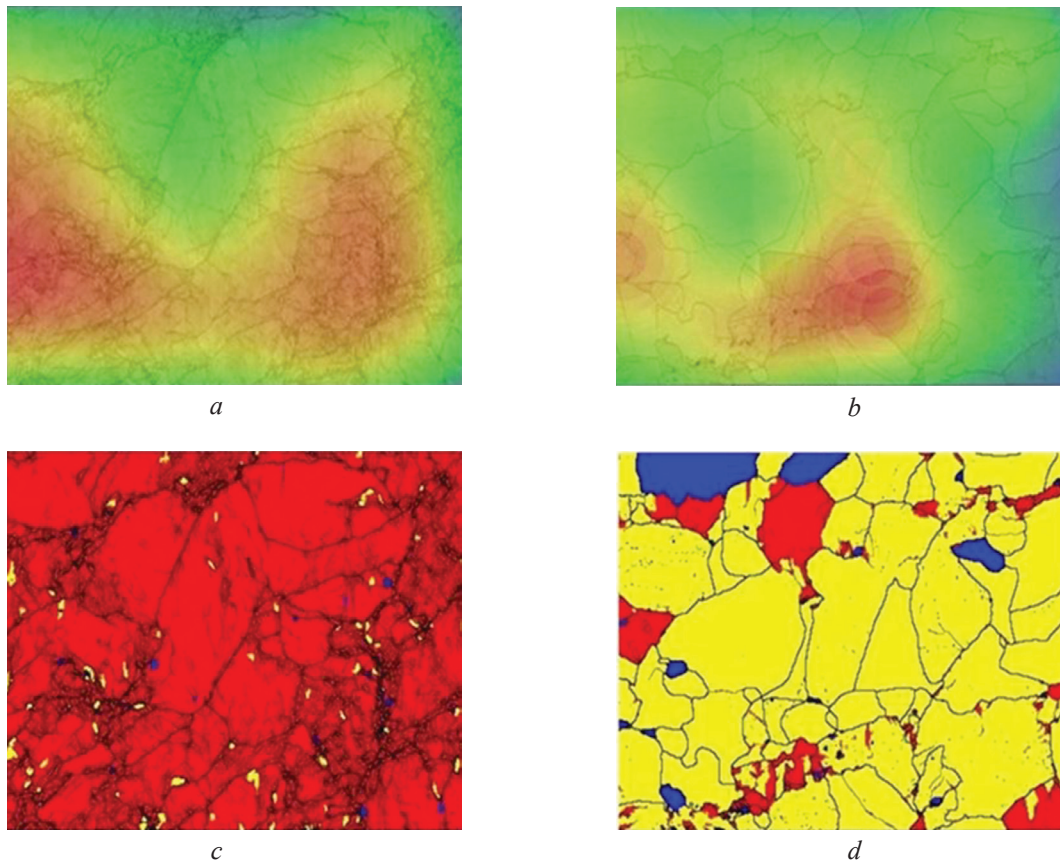


Рисунок 4 – Характер распределения микронапряжений (*a, b*) и характер распределения рекристаллизованных зерен (*c, d*)*: *a, c* – участок под изломом; *b, d* – участок вдали от очага разрушения

*На карте распределения рекристаллизованных зерен красным цветом обозначены деформированные зерна, синим – рекристаллизованные, желтым – зерна в исходном состоянии.

Figure 4 – The character of the distribution of microstresses (*a, b*) and the character of the distribution of recrystallized grains (*c, d*)*: *a, c* – a site under fracture; *b, d* – a site away from the focus of fracture

*On the map of the distribution of recrystallized grains, red indicates deformed grains, blue – recrystallized grains, yellow – grains in the original state.

Площадь, занимаемая микронапряжениями в районе разрушения, составляет более 60 % относительно всей площади исследования. Структура материала в районе разрушения характеризуется большим количеством сильно искаженных кристаллических решеток. Присутствие микронапряжений в материале в стороне от очага разрушения объясняется отсутствием отпуска данного материала после прокатки. Наличие таких напряжений позволяет предположить, что разрушение данной конструкции могло начаться на любом участке. Данное предположение подтверждает наличие точечных кольцевых микронапряжений (рисунок 4*a, b*).

В основе рекристаллизации зерен лежат следующие условия:

- зерна не должны иметь субструктуру;
- зерна должны быть окружены большеугло-

выми границами;

- зерна должны быть размером до 4 мкм.

Анализ полученных результатов показывает, что в данном случае в стороне от излома (рисунок 4*d*) рекристаллизованные зерна занимают 5,6 % от общего объема, деформированные – 10,8 %, остальные зерна находятся в исходном состоянии (83,6 %). Принципиально другая картина наблюдается в структуре образца, расположенного непосредственно под изломом (рисунок 4*c*). Здесь рекристаллизованные зерна составляют только 0,7 % от объема, зерна в исходном состоянии – 1,8 %. Все остальные зерна подверглись деформации в процессе разрушения (97,5 %). По всей исследованной поверхности наблюдаются единичные, размером менее 1 мкм, субзерна, достаточно равномерно располагающиеся по поверхности исследованного участка.

Таким образом, видно, что при разрушении основным механизмом разрушения является деформация зеренной структуры.

Количественный анализ размера зерен показал, что как в исходном образце, так и в образце под изломом размер зерен лежит в пределах от 1 до 10 мкм. Под изломом наблюдается увеличение количества мелких зерен с 75 %

от объема в исходном образце до 90 % в образце под изломом.

Коэффициент формы основной массы зерен (степень овальности) находится близко к кругу как в образце под изломом, так и в образце в стороне от излома. Это свидетельствует о том, что в процессе разрушения существенного изменения формы зерен не происходит (рисунок 5а, б).

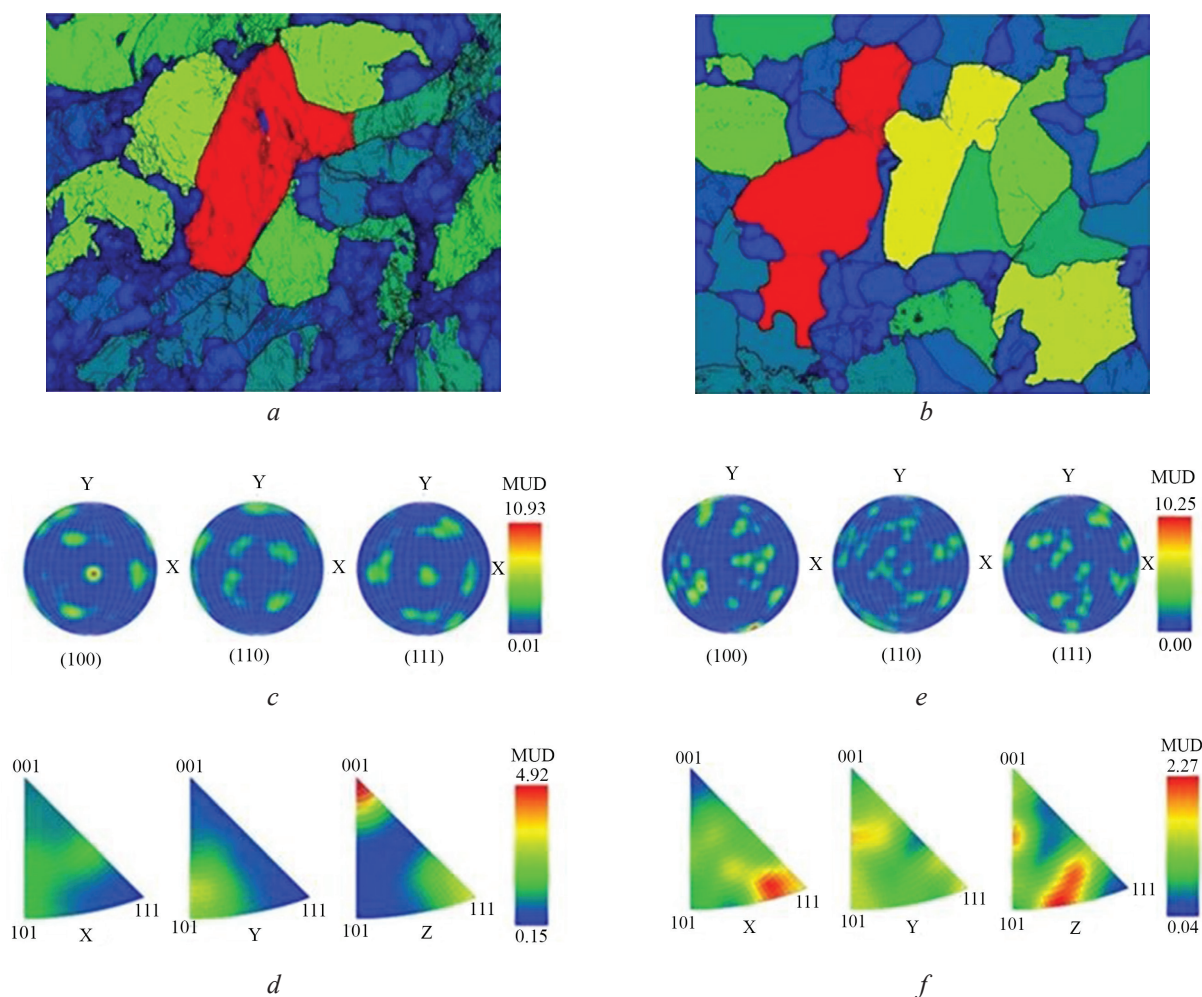


Рисунок 5 – Распределение зерен по размерам (а, б); прямые (с, е) и обратные (д, ф) полюсные фигуры участков для фазы *Iron bcc (old)*: а, с, д – участок под изломом; б, е, ф – участок вдали от очага

Figure 5 – Distribution of grains by size (а, б); direct (с, е) and inverse (д, ф) pole pieces of the sections for the *Iron bcc (old)* phase: а, с, д – a site under fracture; б, е, ф – a site away from the focus of fracture

Текстура материала на макроуровне характеризуется прямыми и обратными полюсными фигурами. На рисунке 5с, е представлены прямые полюсные фигуры для плоскостей (100), (110), (111) образцов стали, вырезанной в стороне от излома (рисунок 5е) и непосредственно под изломом (рисунок 5с). В стали, взятой в стороне от излома, наблюдается множество хаотично

расположенных острых пиков большой интенсивности, что свидетельствует о кристаллографических механизмах формирования текстуры. Под текстурой следует понимать наличие в кристалле преимущественной ориентации. В образце, взятом непосредственно под изломом, наблюдается заметное снижение интенсивности пиков, что приводит к размытию текстур. Следовательно,

в этом случае в процессе деформации были активно развиты некристаллографические механизмы: сдвиг по границам зерен и динамическая рекристаллизация. При этом нельзя исключить влияния кристаллографического скольжения, хотя его вклад в формирование текстуры менее выражен. Наличие одного острого текстурного максимума в плоскости (100) свидетельствует о присутствии в обоих случаях рекристаллизованных зерен, что подтверждено выше.

Анализ обратных полюсных фигур дает информацию не только о наличии текстуры в материале, но и о механизмах, протекающих в процессе обработки (рисунок 5*d*, *f*).

Анализ обратных полюсных фигур материала, взятого в стороне от излома (рисунок 5*f*), показал, что во всех трех направлениях (*X*, *Y*, *Z*) видна высокая полюсная плотность, что свидетельствует о наличии ярко выраженной текстуры в материале. Наличие высокой полюсной плотности в направлениях $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ говорит о присутствии текстуры прокатки в данном случае. Анализ образца, взятого под изломом (рисунок 5*d*), показал, что полюсная плотность выхода нормалей плоскостей существенно снизилась и изменила положение. Это свидетельствует о присутствии некристаллографических механизмов деформации.

Заключение

Дополнительное применение метода дифракции обратно рассеянных электронов (*EBSD*) при определении причин разрушения металлических конструкций дает наиболее полную картину происходящих изменений в структуре материала в процессе разрушения.

Установлено, что в материале мачты присутствуют различия в структурных преобразованиях. Так, участок под изломом значительно деформирован, практически отсутствуют зерна в изначальном состоянии, установлено появление и развитие субзеренной структуры. Установлена связь между степенью деформации и картами контрастов: с увеличением степени деформации материала контраст ухудшается. Выявлено, что в районе очага разрушения появляются области, относящиеся к ориентировке (101), т. к. для ОЦК решетки основной плоскостью скольжения является плоскость (101). Анализ распределения микронапряжений показал, что материал в районе разрушения

характеризуется большим количеством сильно искаженных кристаллических решеток. Также установлено, что даже материал, находящийся в стороне от излома, имеет достаточно высокую степень деформации, а это значит, что мачта изготовлена из проката, для которого не проводили отпуск, и разрушение могло начаться практически в любой точке.

Список использованных источников

1. Атлас производственных разрушений различных конструкций / А.Ф. Ильющенко [и др.]. – Минск : Беларуская наука, 2016. – 325 с.
2. Возможности метода дифракции обратно рассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов / В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, А.В. Завдоев, В.В. Бурховецкий. – Киев : Наукова думка, 2014. – 104 с.
3. Meibom, A. Heidelberg Revealing hidden microstructures using forescatter detectors / Anders Meibom, Florian // HKL Technology. – 2001. – P. 11.
4. Cuthbert, S. Ultra high pressure phase transformations in eclogite rocks / S. Cuthbert, T. Carswell // HKL Technology. – 2001. – No. 10.
5. Ubhi, H.S. Understanding the Deformation of Quartz Rocks / H.S. Ubhi // HKL Technology. – 2001. – No. 9.
6. Heidelberg, F. Contrasting grain types in a ceramic thick film / F. Heidelberg // HKL Technology. – 2001. – No. 8.
7. Blackford, J. Grain size, grain boundary and quantitative texture analysis of a Cu thin film / J. Blackford // HKL Technology. – 2001. – No. 7.
8. Xiang, X.-D. Combinatorial Materials Synthesis and Screening: An Integrated Materials Chip Approach to Discovery and Optimization of Functional Materials / X.-D. Xiang // Annual Review of Materials Science. – 1999. – No. 29.
9. Zhao, J.C. A combinatorial approach for efficient mapping of phase diagrams and properties / J.C. Zhao // Journal of Materials Research. – 2001. – No. 16.
10. Woodfield, A.P. The influence of Microtexture on Fatigue Behavior in Titanium Alloys / A.P. Woodfield, J.A. Sutliff // Microscopy and Microanalysis. – 1997. – Vol. 3, Supp. 2. – 571 p.
11. Yamrom, B. Visualizing Polycrystalline Orientation Microstructure with Spherical Color Maps / B. Yamrom, J.A. Sutliff, A.P. Woodfield // Visualization 94, Proceedings of Visualization 94'. – Washington, 1994. – P. 46–51.
12. Chen, C.P. Investigating Laser Beam Welded Duplex Stainless Steel / C.P. Chen // HKL Technology. – 2001. – No. 3.

References

1. Il'yushchenko A.F., Markova L.V., Chekan V.A., Fomikhina I.V., Koleda V.V. *Atlas proizvodstvennykh razrushenii razlichnykh konstruktssii* [Atlas of industrial destructions of various structures]. Belarusskaya nauka Publ., 2016, p. 325 (in Russian).
2. Varukhin V.N., Pashinskaya E.G., Zavdoveev A.V., Burkhovetsky V.V. *Vozможности метода дифракции обратно рассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов* [Possibilities of diffraction method for backscattered electrons for analyzing the structure of deformed materials]. Naukova dumka Publ., 2014, p. 104 (in Russian).
3. Meibom A., Florian Dr. Heidelberg Revealing hidden microstructures using foescatter detectors. *HKL Technology*, 2001, no. 11.
4. Cuthbert S., Dr. Carswell T. Ultra high pressure phase transformations in eclogite rocks. *HKL Technology*, 2001, no. 10.
5. Ubhi H.S. Understanding the Deformation of Quartz Rocks. *HKL Technology*, 2001, no. 9.
6. Heidelberg F. Contrasting grain types in a ceramic thick film. *HKL Technology*, 2001, no. 8.
7. Blackford J. Grain size, grain boundary and quantitative texture analysis of a Cu thin film. *HKL Technology*, 2001, no. 7.
8. Xiang X.-D. Combinatorial materials synthesis and screening: An Integrated Materials Chip Approach to Discovery and Optimization of Functional Materials. *Annual Review of Materials Science*, 1999, no. 29.
9. Zhao J.C. A combinatorial approach for efficient mapping of phase diagrams and properties. *Journal of Materials Research*, 2001, no. 16.
10. Woodfield A.P., Sutliff J.A. The influence of Microtexture on Fatigue Behavior in Titanium Alloys. *Microscopy and Microanalysis*, 1997, vol. 3, supp. 2.
11. Yamrom B., Sutliff J.A., Woodfield A.P. Visualizing Polycrystalline Orientation Microstructure with Spherical Color Maps. *Visualization 94, Proceedings of Visualization 94'*, Washington, 1994, pp. 46–51.
12. Chen C.P. Investigating Laser Beam Welded Duplex Stainless Steel. *HKL Technology*, 2001, no. 3.