

УДК 621.7.015

## ОЦЕНКА МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПОСЛЕ ППД ИНСТРУМЕНТОМ СПЕЦИАЛЬНОГО ПРОФИЛЯ

Митрофанова К.С., аспирант гр. МТаз-171, I курс  
Научный руководитель: Блюменштейн В.Ю., д.т.н., профессор  
ФГБОУ «Кузбасский государственный технический университет  
имени Т.Ф. Горбачева»  
г. Кемерово

К одним из перспективных способов повышения эксплуатационных свойств конструкционных материалов относится метод поверхностного пластического деформирования (ППД), при котором не образуется стружка, а происходит пластическое деформирование тонкого поверхностного слоя (ПС).

В настоящий момент проводятся комплексные исследования качества ПС после различных способов обработки ППД.

Так в работе [1] изучаются механические свойства ПС после ППД в условиях реверсивного движения деформирующего инструмента. После оценки твердости, шероховатости, остаточных напряжений (ОН), микроструктуры и микротвердости по глубине, автором было установлено, что реверсивная обработка способствует измельчению структуры металла в ПС на 3-4%.

В работе [2] представлены уточненные зависимости для определения глубины упрочненного слоя, степени упрочнения и шероховатости поверхностного слоя. На основании данных зависимостей разработана методика аналитического прогнозирования параметров качества поверхностного слоя деталей.

Авторами [3] показано, что поверхностные слои нагруженных твердых тел являются самостоятельной подсистемой, в которой развиваются волновые механизмы пластического течения, определяющие зарождение первичных деформационных дефектов всех видов. Выявлено, что больший эффект достигается при упрочнении высоколегированных сталей с высоким содержанием остаточного аустенита [4].

Также в настоящий момент актуальны исследования качества ПС после обработки различными сложнопрофильными инструментами [5].

Так на кафедре ТМС КузГТУ была проведена обработка ППД с использованием мультирадиусного ролика (МР-ролик) Ø60 мм на токарно-винторезном станке с использованием специальной роликовой установки по 2 режимам, отличающимся усилием обкатывания (табл. 1).

МР-ролик имеет форму профиля рабочей поверхности в виде комбинации последовательно расположенных деформирующих элементов (ДЭ) с профильными радиусами:  $R_{пр1}=1$  мм,  $R_{пр2}=1$  мм,  $R_{пр3}=1$  мм и  $R_{пр4}=3$  мм.

Таблица 1

Состояние образцов и режимы ППД

№ образца, состояние	Усилие обкатывания, $P$ , Н	Подача, $S$ , мм/об	Частота, $n$ , об/мин
Образец № 1, исходное Состояние (электрополировка)	-	-	-
Образец № 2, обработка МР-роликом по режиму 1	2000	0,07	630
Образец № 3, обработка МР-роликом по режиму 2	2500		

Фиксация очага деформации выполнялась с помощью специального приспособления для «отстрела», позволяющего отводить деформирующий инструмент от обрабатываемой поверхности примерно за 0,02 с. Это позволило получить четкую «не размытую» геометрию очага деформации.

Далее из образцов на электроэрозионном станке в меридиональном сечении осуществлялась вырезка сегментов для дальнейших исследований.

Измерение микротвердости осуществлялось на приборе DuraScan-20 по вертикали в 11-ти сечениях, в каждом из которых было нанесено по 30 отпечатков с нагрузкой HV 0,1 кгс. (рис.1).

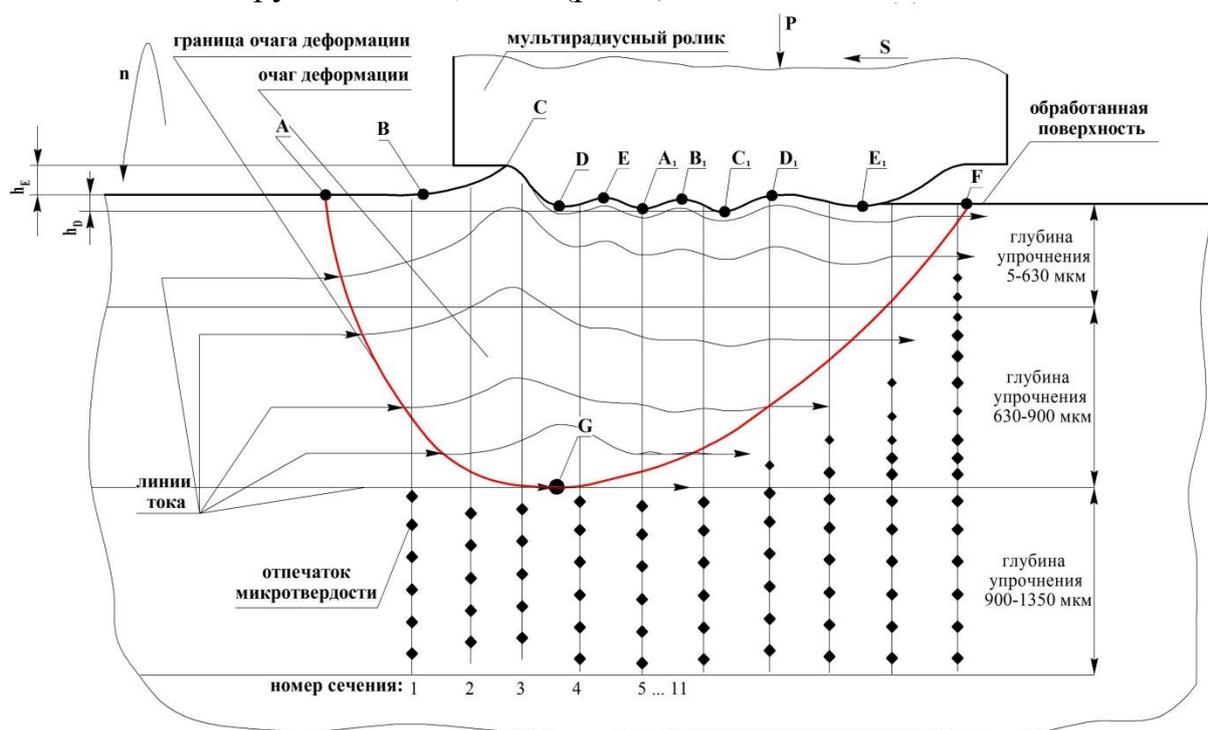


Рисунок 1 – Схема измерения микротвердости

Установлено, что после обработки МР-роликом значительное увеличение микротвердости ( $HV$  264-360) наблюдается в зоне очага деформации (ОД). На глубине 5-630 мкм, преимущественно под вершинами малых деформирующих элементов ролика (рис.1, точки ОД:  $D$ ,  $A_1$ ,  $C_1$ ). На малой глубине 5-10 мкм, вершины пластической волны (рис.1, точки:  $E$ ,  $B_1$ ,  $D_1$ ), характеризуются высокими значениями микротвердости 269-314  $HV$ .

Незначительное снижение микротвердости ( $HV$  230-260), наблюдается на границе очага деформации, глубина 630-900 мкм. На глубине 900-1350 мкм, границе очага деформации (ниже точки G) значения микротвердости снижаются ( $HV$  246-255).

Для изучения микроструктуры материала было проведено металлографическое исследование на оптическом микроскопе Альтами *METIMT*, который позволяет увеличивать изображение структуры более чем в 1000 раз.

На рис. 2 представлена микроструктура исследуемых образцов стали 45 в исходном состоянии и после ППД МР-роликом по режиму 1. Можно видеть, что в исходном состоянии отожженная сталь имеет феррито-перлитную структуру (рис. 2, а). В результате ППД в поверхностных слоях обработанной стали регистрируется вытягивание перлитных ламелей в направлении пластического течения металла, что свидетельствует о достижении направленной кристаллизации (рис. 2, б).

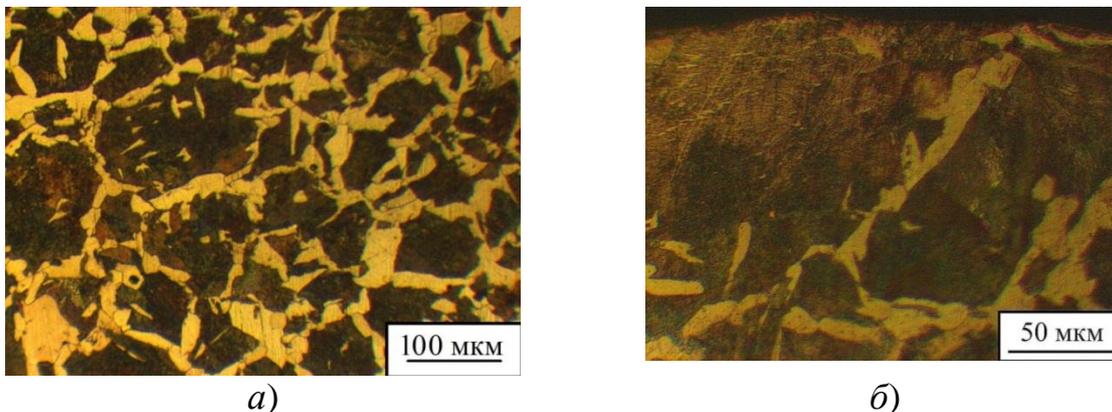


Рисунок 2 - Микроструктура стали 45: а) – исходное состояние (отжиг + электрополировка); б) – ППД с использованием МР-ролика по режиму 1

Эффект уменьшения кристаллических дефектов также был подтверждён после проведения рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном  $CoK\alpha$  излучении. Принцип рентгеновского фазового анализа основан на том, что каждое кристаллическое вещество дает свою индивидуальную дифракционную картину. Дифракционная картина от данной фазы не зависит от присутствия в образце других фаз. Если образец содержит несколько фаз, то дифракционные картины от каждой фазы накладываются друг на друга. Задача рентгеновского фазового анализа заключается в идентификации этих дифракционных максимумов. Экспериментальные дифракционные спектры исследуемых образцов, являющиеся суперпозицией спектров присутствующих фаз, сопоставлялись с данными американской картотеки стандартов PDF-1 [6]. Для определения величины физического уширения  $\beta$  дифракционных линий матричной фазы использовался метод аппроксимации [7]. В качестве аппроксимирующей функции выбиралась функция  $1/(1+\epsilon x^2)^2$ .

Полученные результаты отображены на рисунке 3 в виде рентгенограмм поверхностных слоев образца № 1 стали 45 в исходном состоянии (после электрополировки), а также образца №2 после ППД МР–роликом по режиму 1. Дифракционная картина на рентгенограммах представляет собой смесь дифракционных пиков всех фаз, присутствующих в полученном анодном осадке. Так как интенсивность линий фазы на рентгенограммах зависит от доли данной фазы в общем количестве многофазного осадка, то по рентгенограмме оценивалось количественное соотношение различных фаз, присутствующих в металле. В исходном состоянии отожженная сталь 45 содержит  $\alpha$ -Fe (S.G.  $Im\bar{3}m$ ,  $a = 0,28664$  нм) и цементит  $Fe_3C$  (S.G.  $Pnma$ ,  $a = 0,5091$  нм,  $b = 0,6743$  нм,  $c = 0,4526$  нм) (рис. 3, а). Определенное на электрополированных образцах стали 45 значение параметра ОЦК кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe составляет  $a = 0,28664$  нм. Дифракционные линии матричной фазы  $\alpha$ -Fe узкие, что свидетельствует о низкой концентрации в ней дефектов кристаллической решетки (рис. 3, табл. 2).

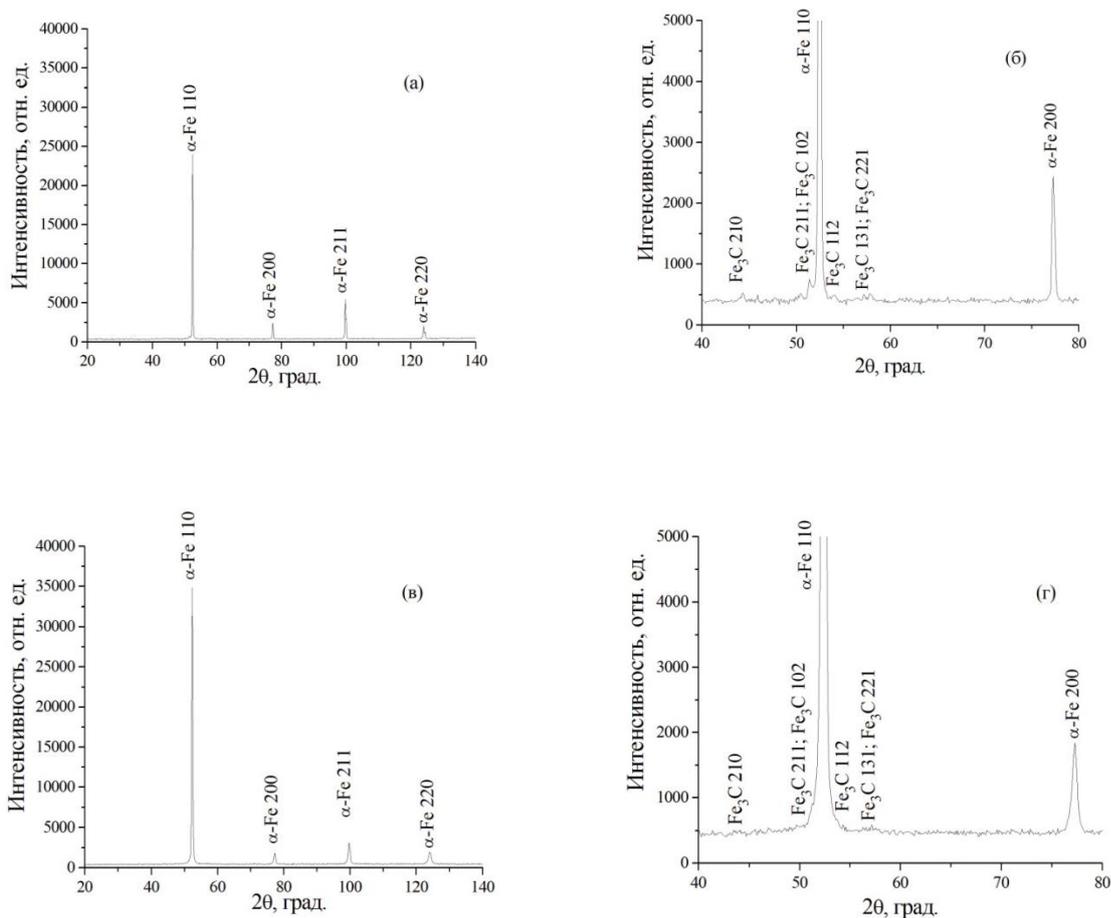


Рисунок 3 - Фрагменты рентгеновских дифрактограмм ( $CoK_{\alpha}$ ) от поверхностных слоев отожженной и электрополированной стали 45 (а, б) и стали 45, подвергнутой обработке МР - роликом по режиму 1 (в, г)

Установлено, что рентгеновские дифракционные линии от матричной  $\alpha$ -фазы после ППД существенно размываются (рис. 3, г, рис. 4, г, табл. 2). В частности, величина физического уширения дифракционной линии  $\alpha$ -Fe

возрастает до уровня  $\beta_{220} \approx 20 \cdot 10^{-3}$  рад. Такое увеличение величины физического уширения связано с возрастанием концентрации дефектов кристаллической решетки (дислокаций, вакансий и т.п.) в  $\alpha$ -фазе в процессе ППД. В пользу указанного вывода свидетельствует тот факт, что величина соотношения  $\beta_{220}/\beta_{110} \approx \text{tg}\theta_{220}/\text{tg}\theta_{110}$  [7]. Кроме этого регистрируется сильное размытие и уменьшение интенсивности дифракционных линий от частиц  $Fe_3C$  (рис. 3, г). Значение параметра кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe, для образцов стали 45 подвергнутых ППД существенно увеличивается по сравнению с недеформированной сталью. В частности, для образцов № 2 и № 3 значения параметра кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe, определенные по угловому положению дифракционной линии 110, достигают значений 0,28675 и 0,28679 нм, соответственно.

Таблица 2

Значения физического уширения  $\beta_{110}$  и  $\beta_{220}$  дифракционных линий 110 и 220  $\alpha$ -Fe после ППД МР-роликом по различным режимам

Образец – обработка	$\beta_{110}, 10^{-3}$ рад	$\beta_{200}, 10^{-3}$ рад	$\beta_{211}, 10^{-3}$ рад	$\beta_{220}, 10^{-3}$ рад
№ 1 – электрополировка	1,2	1,5	1,7	2,5
№ 2 - ППД, режим 1	4,6	11,4	12,	18
№ 3 - ППД, режим 2	5,0	11,8	13,0	21,8

Кроме того, наблюдается эффект увеличения размеров кристаллической решетки в следствие деформационно-индуцированным растворением цементитных частиц  $Fe_3C$  в процессе интенсивного пластического деформирования стали при обкатке роликом. [8-9]

Таким образом, по результатам измерения микротвердости ПС можно сделать вывод о том, что полученные при ППД МР-роликом структуры повышают твердость металла.

По результатам исследования микроструктуры и проведения рентгеноструктурного анализа, можно сделать заключение о том, что фазовый состав поверхности образцов стали 45 после ППД МР-роликом, представлен ферритной ( $\alpha$ -фаза) и цементитной ( $Fe_3C$ ) фазами. Наличие цементита в фазовом составе на поверхности стали 45 повышает твердость и износостойкость изделия. Одновременно с этим, наблюдается, что с увеличением исследуемой глубины образца фаза  $\alpha$ -Fe – уменьшается, вместе с этим происходит растворение цементита. Так же, регистрируемое вытягивание перлитных ламелей в направлении пластического течения металла, свидетельствует о достижении направленной кристаллизации, что в свою очередь свидетельствует об уменьшении дефектов кристаллического строения.

**Список литературы:**

1. Зайдес С.А., Нгуен Ван Хинь. Оценка качества поверхностного слоя при реверсивном поверхностном пластическом деформировании // Вестник ИрГТУ. 2016. № 6. С. 34–40.
2. Тамаркин М.А., Шведова А.С. Технологическое обеспечение заданного качества поверхностного слоя деталей при обработке динамическими методами поверхностного пластического деформирования // Вестник ДГТУ. 2016. №3 (86). С. 46-52.
3. Egorushkin, V.E., Panin, V.E., Panin, A.V. Influence of multiscale localized plastic flow on stress-strain patterns // Physical Mesomechanics. – 2015 – V. 18 (1). P. 8-12. DOI: 10.1134/S1029959915010026.
4. Meyer, D., Kruse, D., Bobe, A., Goch, G., Brinksmeier, E. Nondestructive characterization of the surface integrity of cold surface hardened components // Production Engineering. – 2010 – V.4. P. 443–449. DOI:10.1007/s11740-010-0228-3.
5. Нго К.К., Зайдес С.А. Оценка качества упрочненного слоя при поверхностном пластическом деформировании роликами разных конструкций // Вестник ИрГТУ. 2018 / том 22 №1 (132) С. 30-37.
6. Powder Diffraction File. Data cards. Inorganic Section Sets 1-34. JSPDS. Swarthmore. Pennsylvania, USA, 1948-1984.
7. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. – М.: Металлургия, С. 1982. – 632.
8. Васильев Л С, Ломаев И Л, Елсуков Е.П. К анализу механизмов деформационно-индуцированного растворения фаз в металлах // ФММ - 2006. – Т. 102, № 2. С. 201-213.
9. Шабашов В.А., Мукосеев А.Г., Сагарадзе В.В. Легирование углеродом ОЦК-железа при интенсивной холодной деформации // ФММ. - 2001, Т. 91, № 1. С. 1-7.