

УДК 669.017.3:621.78

## ОЦЕНКА ОПТИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ ЛОКАЛЬНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ, ФОРМИРУЕМОЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ РТО

**Клочко О.Ю., к.т.н.**

*(Харьковский национальный технический университет сельского хозяйства  
имени Петра Василенко)*

*В работе проведена оценка степени локальной неоднородности различных фаз высокоуглеродистых сплавов, формируемой в результате радиационно-термической обработки, путем выявления и исследования изменения дислокационной структуры, определения ее плотности при помощи оценки величины дисперсности фаз, а также выражаемой через энергетические параметры, методом оптико-математического анализа металлографического изображения.*

Для большинства изделий и деталей, применяемых в машиностроении, металлургии, горнорудной, энергетической промышленности, условия эксплуатации которые включают износ, большие удельные давления, ударные и термоциклические нагрузки, в качестве основных конструкционных материалов используют высокоуглеродистые сплавы. Одним из путей повышения стойкости таких изделий является применение способов их упрочнения, обеспечивающих структурную однородность. К ним относятся и высокоэнергетические методы поверхностного упрочнения, в том числе, радиационно-термической обработки (РТО), обеспечивающий наибольшую эффективность при минимальных затратах энергоресурсов, максимальную производительность, автоматизацию и механизацию процесса. Достоинством такого метода является большая скорость нагрева и охлаждения поверхности, т.е., регулируя параметры электроннолучевого воздействия (диапазон мощности, режим подачи энергии и т.д.), возможно получение требуемых видов термического воздействия на материалы: нагрев до заданной температуры, прохождение рекристаллизации, фазовых превращений и др. Это позволяет обеспечить достаточный уровень структурной однородности обрабатываемых высокоуглеродистых сплавов, и, как следствие, повышение их механических и эксплуатационных свойств [1].

Следует отметить, что обеспечение надежной работы и повышение эксплуатационной стойкости таких изделий определяется степенью деградации металла с развитием неоднородности фаз, их повреждаемостью, что связано с изменением их дислокационной структуры, накоплением деформаций и развитием диффузионных процессов при эксплуатации. При этом деградация структуры сопровождается изменением плотности дислокационной структуры и неоднородностью не только рядом расположенных зерен, но и в пределах одного

зерна. Между тем, при РТО прохождение электронов через обрабатываемый слой металла приводит к локальному скоростному нагреву всего облучаемого объёма, что приводит к возникновению деформационных, контактных и термических напряжений, увеличению числа структурных дефектов, повышению плотности дислокационной структуры. Наличие дислокаций и их поведение при действии эксплуатационных факторов (давлении, температуры), а также диффузии компонентов в результате РТО, оказывают влияние на изменение механических свойств металла, являются источниками зарождения и развития дефектов микроструктуры, повреждаемости рабочей поверхности. С их эволюцией связано дробление и разрушение зерен карбидной фазы, повышения степени неоднородности структуры, они способствуют эффектам упрочнения и одновременно охрупчивания. Поэтому представляется необходимым изучение изменений дислокационной структуры высокоуглеродистых сплавов под действием РТО.

Известны различные методы, позволяющие выявлять и исследовать дислокационные структуры в металлах: рентгеновские, электронной микроскопии, ямок травления, декорирования [2-6]. Однако данные методы не представляют возможность исследовать локальную неоднородность различных фаз по концентрации компонентов, возникающую вследствие возникновения и изменения дислокационной структуры.

Ранее в работе [7] авторами была показана возможность выявления дислокационной структуры, с использованием разработанных методик оптико-математического компьютерного анализа [8], путем оценки параметра изменчивости условных цветов, являющегося критерием в оценке неоднородности гетерогенной структуры высокоуглеродистых сплавов. Дальнейшим развитием исследований явилась разработка уточненных методик определения дисперсности структурных составляющих различных фаз, имеющих локальную неоднородность по концентрации компонентов [9]. При этом, дисперсность структуры гетерогенного сплава, выражали при помощи функций, представляющих собой энергетические параметры [10]. В связи с вышеизложенным, представляется полезным исследовать возможность выявления дислокационной структуры, определения плотности дислокаций в высокоуглеродистых сплавах после РТО через функции, представляющие собой энергетические параметры, с точки зрения исключения вышеизложенных недостатков.

**Целью** данной работы являлась оценка степени локальной неоднородности различных фаз высокоуглеродистых сплавов, формируемой в результате радиационно-термической обработки, путем выявления и исследования изменения дислокационной структуры, определения ее плотности при помощи оценки величины дисперсности фаз, а также выражаемой через энергетические параметры, методом оптико-математического анализа металлографического изображения.

**Методика исследований.** Для анализа использовали металлографические

изображения микроструктур заэвтектоидной стали 90ХФШ, подвергнутой РТО (рис.1). В исходном состоянии исследуемая микроструктура состояла из бейнито-сорбитной смеси. Обработку проводили по задаваемым схемам [1] в виде циклического накопления доз радиационного облучения за счет многократного импульсного воздействия электронного пучка на ускорителе типа “Электроника” (модификация ЭЛВ-4 с выходной энергией электронов 4 МэВ, температуры в зоне энерговыделения пучка изменялись в интервале 400–550°С). Для оценки локальной неоднородности различных фаз, изучали степень изменения дислокационной структуры высокоуглеродистых сплавов, оценивали ее плотность распределения, в условиях воздействия напряжений, формируемых в результате РТО. Анализу подвергали фотографии микроструктур, с использованием ранее разработанных методик оптико-математического компьютерного анализа [8].

**Обсуждение результатов.** В результате воздействия РТО возникают структурные напряжения различного рода, которые вызывают пластическую деформацию (наклеп) как на межфазных границах различных фаз, внутри фаз, а также локальную, в пределах одного зерна. При деформации (наклепе) свободная энергия металла повышается, в основном, за счет повышения внутренней энергии. Увеличение беспорядка в деформированном металле, приводит к изменению энтропии (увеличению в результате пластической деформации, уменьшению – в результате развития дефектов в процессе деформации).

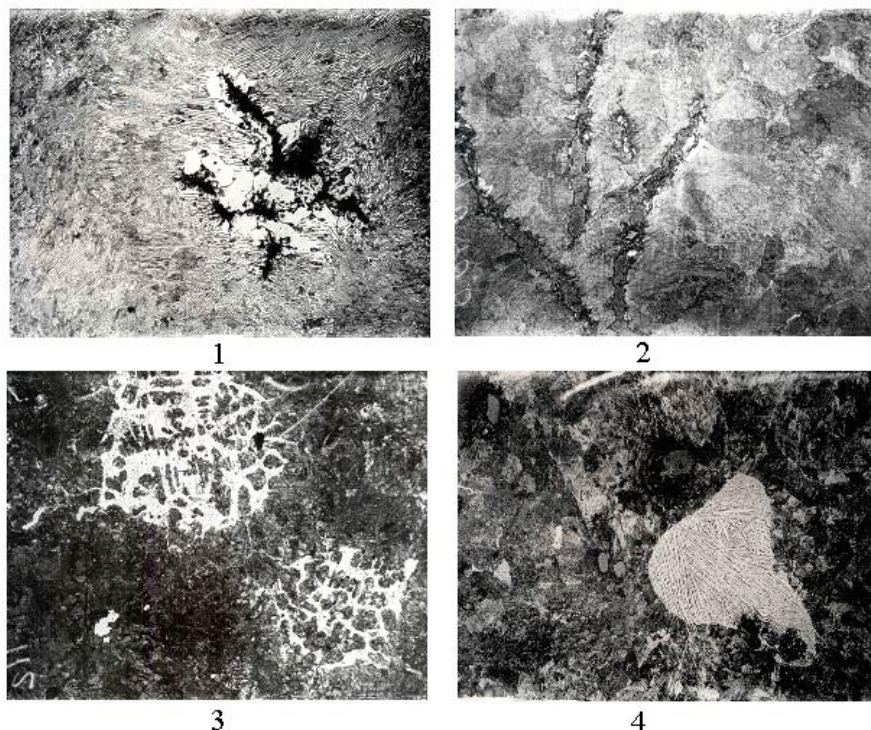


Рис. 1. Микроструктуры заэвтектоидной стали 90ХФШ, подвергнутой РТО. Увеличения:  $\times 400$  – 3, 4;  $\times 1000$  – 1, 2.

Основываясь на вышеизложенном, в работе в качестве критериев,

описывающих изменения дислокационной структуры и ее плотности соответственно, были использованы дисперсность фаз, а также энергетические параметры - функции мощности диссипации энергии и дисперсности напряжений. Эти критерии рассчитывали при помощи лапласианов (описывающего диффузию химических элементов) и дивергенций (мера несжимаемости - плотности фрагмента изображения, зоны уплотнения и разряжения) путем применения при анализе гидродинамических аналогий [11]. Степень неоднородности данных функций выражали через их дисперсность, согласно методике, приведенной в работе [9].

Оценку производили, согласно расположению вычисляемых значений на изображении металлографической структуры, разбиваемой на ячейки размером  $3 \times 3$  пикселя. Обработку такой матрицы выполняли путем последовательного сканирования каждого ее пикселя, задавая его как среднюю точку с координатами  $c_{ij}$ , находящуюся внутри ячейки заданного размера (рис.2).

$$\begin{array}{ccc} c_{i-1j-1} & c_{i-1j} & c_{i-1j+1} \\ c_{ij-1} & c_{ij} & c_{ij+1} \\ c_{i+1j-1} & c_{i+1j} & c_{i+1j+1} \end{array}$$

Рис.2. Схема расположения пикселей вокруг среднего на плоскости изображения с номером строки  $i$  и номером столбца  $j$

Условный цвет в каждой точке изображения рассчитывали при помощи методики [8]. При цифровой обработке изображений исследуемых структур, весь диапазон, получаемых в результате математического анализа условных цветов (от 0 до 255), был разбит на 16 дискретных интервалов, включивших три группы фаз: 0-8 (цвета 0 – 146) – 1-я группа фаз феррита:  $\alpha$  – фаза с различным типом совершенства кристаллической решетки (в этот интервал включены и игольчатые структуры) и различающиеся химическим составом; 9-10 (цвета 147-164) – 2-я группа фаз аустенита, также неоднородна; 11-16 (цвета 165 – 255) – 3-я группа карбидов различных типов.

Функции мощности диссипации энергии ( $M$ ) и напряжений ( $S$ ), выражали через лапласианы и дивергенции, конечно-разностным методом по формулам:

$$M = (c_{ij-1} + c_{i-1j} - 2 \cdot c_{ij}) \cdot (c_{ij-1} + c_{i-1j} + c_{i+1j} + c_{i+1j+1} - 4 \cdot c_{ij}) \quad (1),$$

$$S = (c_{ij-1} + c_{i-1j} - 2 \cdot c_{ij}) - (c_{ij-1} + c_{i-1j} + c_{i+1j} + c_{i+1j+1} - 4 \cdot c_{ij}) \quad (2),$$

где первый член выражает дивергенцию, второй – лапласиан,  $c$  – условный цвет.

Была проведена оценка фазового состава, полученного в результате РТО, и степени его неоднородности путем вычисления горизонтальных и вертикальных дисперсностей выявленных фаз в локальных областях размером  $3 \times 3$  пикселя (табл.1, 2, 3 соответственно), согласно методике [9].

Неравномерный нагрев и изменение удельного объема, вследствие температурного расширения при облучении сфокусированным пучком электронов, приводит к возникновению термических напряжений в структуре металла. Параллельно в этом объеме идут процессы диффузии и рекомбинации

– образования точечных радиационных и термических дефектов. Так как, поверхностный слой подвергается неоднократному воздействию облучения, то он испытывает циклическое воздействие вышеуказанных факторов на  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  превращение. Это приводит к возрастанию микроискажений кристаллической решетки, появлению остаточного аустенита и частичному превращению его в мартенсит, а также уменьшению содержания углерода в мартенсите и выделению мелкодисперсных специальных карбидов, легированного цементита.

В результате проведенного анализа, установлено, что после РТО происходит изменение фазового состава по сравнению с исходным состоянием, помимо высокого содержания игольчатых структур - от 22,7% в структуре 1 до 48,3% в структуре 3 (условные цвета 5 и 6), наблюдается (см.табл.1) наличие спецкарбидов – от 8,1% в структуре 4 до 31,7% - в структуре 1 (условные цвета 15 и 16).

Таблица 1 - Количественное соотношение выявленных условных цветов (фазовый состав), % в области анализируемого изображения

Выявленные условные цвета, % групп фаз																Фото
феррита								аустенита		карбидных						
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	
29.2	0.4	0	0	06.4	16.3	0	0	0	04.5	11.5	0	0	0	21.1	10.6	1
23.4	0.0	0	0	04.4	19.4	0	0	0	08.4	18.4	0	0	0	07.0	19.0	2
14.5	02.8	0	0	13.0	35.3	0	0	0	05.7	10.8	0	0	0	09.5	08.4	3
36.1	0.6	0	0	11.0	25.8	0	0	0	05.9	12.5	0	0	0	0.5	07.6	4

При анализе полученных изображений структур, подвергшихся деформации в результате РТО, было установлено, что наблюдается локальное расплавление, которое происходит вблизи фаз с повышенной концентрацией углерода (графита и цементита). В некоторых зонах вследствие диффузии отмечается частичное растворение цементита перлита с выделением графита по дислокационным стенкам (см.рис.1, структура 2), а также структуризация цементита (см. рис.4). Одновременно, в результате распада аустенита, увеличивается доля карбидной фазы, выделяются раздробленные включения, отмечается образование ледебуритной эвтектики (см.рис1, структура 3), а также формирование игольчатых структур в матрице (цвета 5, 6). В микроструктуре облученного сплава доля аустенита составляет от 4,5 до 8,4% (см.табл.1). Полученные результаты подтверждаются исследованиями фазового состава поверхностного слоя облученных образцов методами рентгеноструктурного анализа и мессбауэровской спектроскопии [1]. В спектре таких образцов, подвергнутых низкотемпературной циклической РТО при температуре 400-550°C дозой 150 Мрад, присутствуют секстеты линий от  $\alpha$ -фазы, расширение которых свидетельствуют о неравномерном распределении легирующих элементов (Cr и V) в матрице, и легированных карбидов цементитного типа (до 7%), парамагнитная линия остаточного аустенита с относительной интенсивностью, соответствующей его содержанию, равному 6-10%, и

квадрупольный дублет, отвечающий карбидным соединениям типа  $Me_7C_3$ .

Проведена оценка степени локальной неоднородности выявленных фаз (табл. 2 и 3).

Таблица 2 - Величина горизонтальной дисперсности фаз в локальных областях изображения размером  $3 \times 3$  пикселя

Выявленные фазы, %							Среднее значение	№ фото
феррит	аустенит	карбиды	феррит + аустенит	феррит + карбиды	карбиды + аустенит	феррит + аустенит + карбиды		
06.007	01.367	05.845	01.463	06.130	01.514	03.523	04.665	1
07.075	01.784	05.556	02.336	05.499	02.467	02.995	04.395	2
17.694	01.554	07.246	02.107	04.620	01.952	03.106	05.836	3
18.534	01.873	05.044	02.287	04.020	02.027	03.055	05.948	4

Таблица 3 - Величина вертикальной дисперсности фаз в локальных областях изображения размером  $3 \times 3$  пикселя

Выявленные фазы, %							Среднее значение	№ фото
феррит	аустенит	карбиды	феррит + аустенит	феррит + карбиды	карбиды + аустенит	феррит + аустенит + карбиды		
04.945	01.117	04.752	01.417	05.523	01.511	03.386	04.233	1
06.605	01.677	05.191	02.234	05.136	02.349	02.834	04.141	2
17.143	01.513	07.288	02.073	04.649	01.917	03.041	05.780	3
17.082	01.758	04.601	02.141	03.781	01.901	02.814	05.641	4

Анализ полученных значений выявил значительные локальные фазовые неоднородности в феррите, примерно равные как по вертикальной, так и по горизонтальной дисперсности (до 12,5%), что показывает наличие дислокационной структуры и согласуется со значениями функции мощности диссипации, превышающими заданный порог значений (табл.4, рис.3). Однако средние значения горизонтальных и вертикальных дисперсностей имеют незначительный разброс (менее 1%), что показывает повышение структурной однородности в результате РТО в целом.

Полученные выводы согласуются с результатами рентгеноструктурного анализа образцов после РТО, в результате которого выявлены существенные изменения в тонкой кристаллической структуре  $\alpha$  и  $\gamma$  фаз. Где наряду с уменьшением количества остаточного аустенита, наблюдали возрастание микроискажений в  $\gamma$  фазе. Это обусловлено радиационными повреждениями кристаллической решетки в результате облучения.

Для выявления степени локальной неоднородности, определяемой изменением дислокационной структуры, были рассчитаны средние значения мощности диссипации энергии на всем изображении каждой фотографии, а также выявленные отклонения (см.табл.4). При этом, поскольку при деформации энергетическое состояние металла является неравновесным, при оценке значения данного параметра принимали значения с противоположными знаками. Где положительному - соответствовали состояния увеличения плотности дислокаций

(сжатия), отрицательному - разрежение (зоны сброса напряжений). Также были найдены абсолютные значения мощности диссипации, характеризующие протекающий процесс в целом.

Таблица 4 - Распределение средних значений мощности диссипации энергии

Величина мощности диссипации (М)						№ фото
Абсолютное значение		Отрицательное значение		Положительное значение		
среднее	среднеквадратическое отклонение	среднее	среднеквадратическое отклонение	среднее	среднеквадратическое отклонение	
44406.7	82042.50	2374.4	2364.60	77980.4	75362.30	1
20597.6	55515.60	1624.6	1480.60	50003.8	77658.40	2
12016.5	42614.10	1626.3	1649.70	29017.0	62557.40	3
7697.0	31047.20	1367.8	1118.80	22150.8	49710.30	4

В результате анализа полученных значений, установлено, что закон распределения мощности диссипации энергии, происходящей в результате деформационных воздействий, является близким к экспоненциальному распределению.

На рис.3 представлены изображения, характеризующие распределения абсолютных значений мощности диссипации энергии. При этом, на экран выводились те значения, в которых параметр отличен от нуля. Черный цвет показывал, отсутствие диссипации энергии, т.е. равновесное состояние. При превышении величины абсолютного значения 11500, характеризующей наиболее энергетически неустойчивое состояние, точку на экране для наглядности выводили в красном цвете. Дальнейшее повышение порога величины значений не имело смысла, поскольку компьютерная программа уже не корректно обрабатывает такой уровень показаний. Очевидно, данные значения являются порогом чувствительности при оптико-математическом анализе.

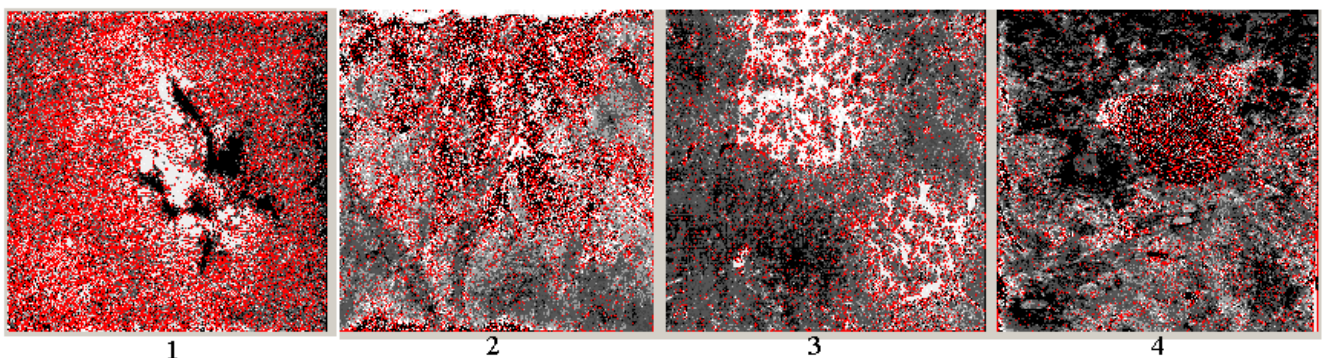


Рис.3. Распределение абсолютных значений мощности диссипации энергии, красным цветом указана дислокационная структура

В анализируемых структурах деформация пластинчатого перлита вызывает заметные накопления дефектов в кристаллической решетке цементита (множественные зоны красного цвета на поле изображения, которые имеют высокие значения положительной мощности диссипации, см. табл.4, рис.3), что сопровождается частичным разрушением цементитных пластин - сбросообразованием с выделением вдоль дефектов графита (см.рис.3, структура 1 - темная область, среднее значение абсолютной мощности диссипации

превышает 44000). Разрушение цементита облегчается в случае выделения на дислокационных стенках избыточных компонентов (углерод, кислород). Происходит увеличение доли ледебурита, за счет превращения, в первую очередь, в зонах дислокационных стенок (см.рис.3, структуры 1). При этом дислокационная структура упорядочивается (см.рис.3, структура 3) за счет структуризации карбидной фазы (см.рис.3, структура 4). С повышением плотности дислокаций отмечается понижение мощности диссипации энергии (табл.4), что свидетельствует об уменьшении интенсивности протекающих процессов. Данные выводы подтверждаются результатами, приведенными в работе [1], где показано, что наиболее пластичными являются игольчатые включения вторичного цементита или такие раздробленные выделения. В случае, когда карбидная сетка образует сплошной каркас, уровень пластичности материала минимальный. Это является результатом того, что зерна твердого раствора изолированы друг от друга и их пластические свойства на начальной стадии деформации не проявляются. По мере нарастания степени деформации увеличивается контакт между зернами и пластичность материала возрастает до уровня пластичности твердого раствора. Хуже всего деформируются структуры с ледебуритной эвтектикой, особенно сотового строения. Это связано с малой склонностью более мелких включений карбидной фазы ледебурита к фрагментации.

По формуле (2) была рассчитана функция напряжений, определяющая плотность дислокаций (табл.5).

Таблица 5 - Величина средней дисперсности функции напряжения (S)

Горизонтальная дисперсность	Горизонтальная дисперсность значений			Вертикальная дисперсность	Вертикальная дисперсность значений			№ фото
	отрицательных	нулевых	положительных		отрицательных	нулевых	положительных	
02.430	01.000	03.858	01.000	02.026	01.213	03.700	01.191	1
02.366	01.168	03.870	01.165	02.182	01.000	03.363	01.000	2
02.293	01.234	03.719	01.237	02.146	01.000	03.290	01.000	3
02.849	01.000	04.693	01.000	02.686	01.223	04.520	01.226	4

Аналогично функциям мощности диссипации, функции напряжений также имеют положительное, отрицательное и нулевое значение, определяющие процессы, протекающие в структуре. По результатам расчетов были построены зависимости распределения функции напряжений (рис.4), где, аналогично рис.3, был задан предел значений лапласиана (10000), при превышении которого пиксели окрашивались в красный цвет. Установлено, что при радиационно-термической обработке при упорядочивании дислокационной структуры, наблюдается высокие значения дисперсности функции напряжений, характеризующие плотность дислокаций (см.табл.4, рис.4 – наличие множества зон красного цвета на изображениях с положительным значением функции).



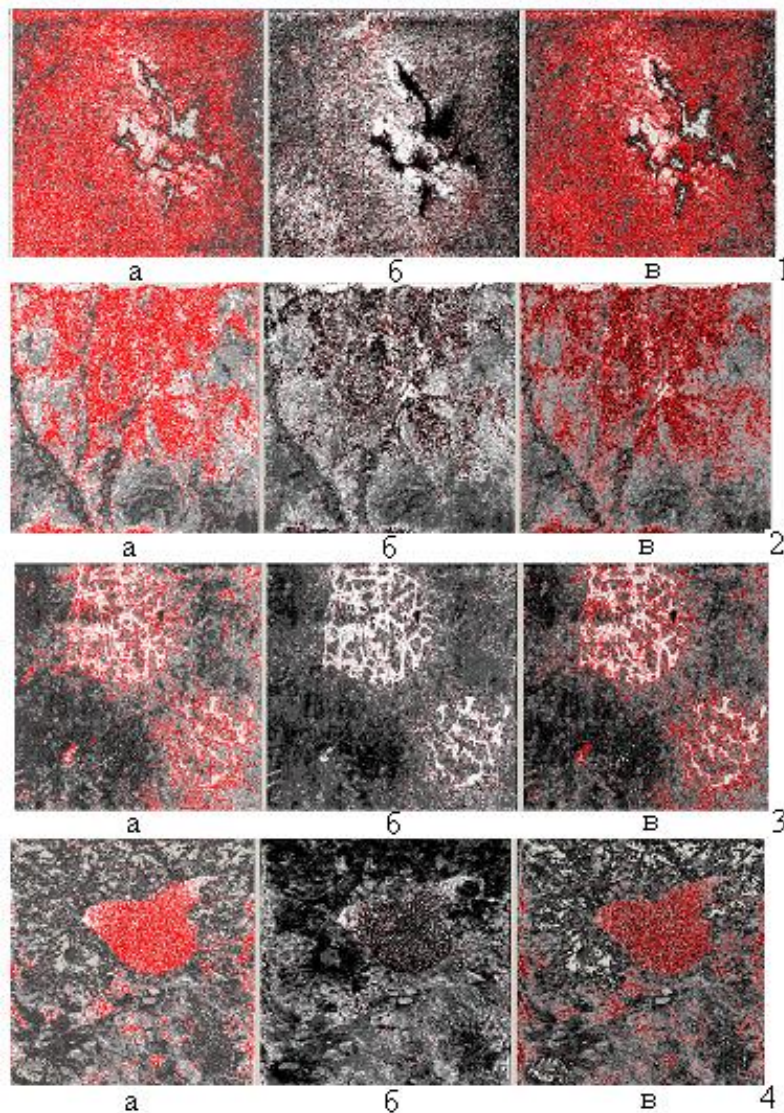


Рис.4. Распределение дисперсности функции напряжения. Для каждой структуры 1-4 (см.рис.1): а – с отрицательным знаком; б – нулевая; в – с положительным знаком. Красным цветом указаны значения плотности дислокационной структуры, величина лапласианов которых превышает 10000.

**Выводы.** В проведенной работе были впервые оценены неоднородности структуры, при помощи величины дисперсности фаз, а также величин функций мощности диссипации энергии и дисперсности мощности напряжений, отражающие изменения энергетического состояния системы, в результате процессов, происходящих при пластической деформации в результате РТО высокоуглеродистых сплавов. Анализ полученных данных показывает, что изменения структурно - фазового состояния являются результатом суммарного влияния быстрого нагрева поверхностного слоя электронным пучком и образования в нем термических и радиационных дефектов.

При помощи таких параметров возможно с достаточно высокой точностью выявлять дислокации, анализировать их поведение и влияние на дробление фаз, повреждаемость, исследовать изменения структуры и оценивать плотности

дислокацій, фазовий наклеп при превращениях в процессе различных упрочняющих обработок и эксплуатации. Такой подход лишен основных недостатков существующих методов исследования дислокационной структуры. И может быть предложен для выявления дислокационной структуры и оценки ее изменения при различных обработках. Это также позволит корректировать параметры техпроцесса, степень легирования материала изделий и стабилизировать процесс эксплуатации.

### Список литературы:

1. Производство и применение прокатных валков. Справочник: под ред. проф. Скобло Т.С. / Т.С. Скобло, А.И.Сидашенко, Н.М.Александрова, О.Ю. Ключко [и др.] // Харьков: ЦД №1, 2013. – 572с.
2. Томас Г. Просвечивающая электронная микроскопия /Г.Томас, М.Дж. Гориндж. – М.: Наука, 1983. – 316с.
3. Боуэн Д.К., Таннер Б.К. Высокоразрешающая рентгеновская дифрактометрия и топография. СПб: Наука, 2002. 147 с.
4. Сангвал К. Травление кристаллов: Теория, эксперимент, применение: Пер. с англ. - М.: Мир, 1990. - 492с.
5. Амелинкс С. Методы прямого наблюдения дислокаций: пер. с англ. / С. Амелинкс. - Москва : Мир, 1968. - 440 с.
6. Скобло Т.С. Применение эмиссионного микроскопа для исследования структуры и свойств чугуна /Т.С.Скобло, Н.И.Сандлер, С.И.Рудюк [и др.] // "Заводская лаборатория".–1972.-№ 8.-С.963-966.
7. Оценка степени неоднородности карбидов гетерогенных сплавов методом оптико-математического анализа при помощи изменчивости условных цветов / Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л. Белкин [и др.] // Вісник ХНТУСГ ім. П.Василенка. - Випуск 168, 2016. – С.174-186.
8. Скобло Т.С. Применение компьютерного анализа металлографических изображений при исследовании структуры высокохромистого чугуна /Т.С.Скобло, О.Ю. Ключко, Е.Л. Белкин// "Заводская лаборатория. Диагностика материалов".–2012.-№ 6 (78).-С.35-42.
9. Математический анализ оценки дисперсности структуры легированных чугунов / Скобло Т.С., Ключко О.Ю., Белкин Е.Л., Сидашенко А.И. // Сталь. – 2017. - № 2. –С.51-54.
10. Ключко О.Ю. Применение методов оптико-математического анализа оценки дисперсности структуры высокоуглеродистых сплавов /О.Ю.Ключко // Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів [Наук. журнал].- №6. – Х.: 2016.- С. 112-117.
11. Скобло Т.С. Обоснование применения понятий уравнений гидродинамики Навье-Стокса для анализа металлографических изображений / Т.С. Скобло, Е.Л. Белкин, О.Ю. Ключко // Materiały VII Międzynarodowej naukowo-praktycznej konferencji: Europejska nauka XXI powieka. - Przemysł, 2011. - Vol. 21. - С. 94-96.

**Анотація****Оцінка оптико-математичним методом локальної неоднорідності високовуглецевих сплавів, сформованої в результаті РТО**

Клочко О.Ю.

*В роботі проведена оцінка ступеня локальної неоднорідності різних фаз високовуглецевих сплавів, сформованої в результаті радіаційно-термічної обробки, шляхом виявлення і дослідження зміни дислокаційної структури, визначення її щільності за допомогою оцінки величини дисперсності фаз, а також енергетичних параметрів, методом оптико-математичного аналізу металографічного зображення.*

**Abstract****Estimation of the local heterogeneity of high-carbon alloys formed as a result of RTT via optical-mathematical method**

Klochko O.Yu.

*The estimation of local inhomogeneity degree in different phases of high-carbon alloys formed as a result of radiation-thermal treatment is evaluated by revealing and studying the change of the dislocation structure, determining its density via estimating the phase dispersity. To express the phase dispersity through energy parameters the method of optical-mathematical analysis of metallographic image is used.*