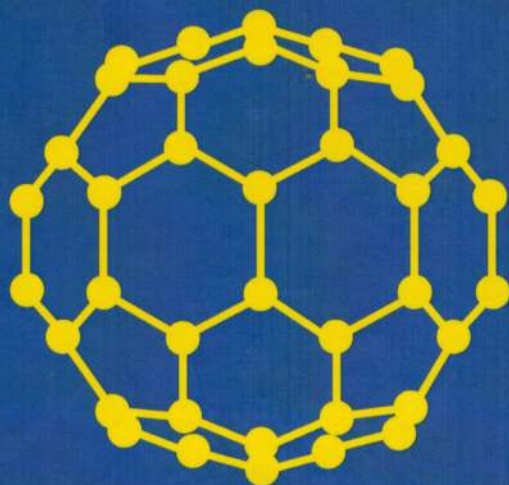


ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

V



3.6. Методика и практика получения нанокатализаторов на основе меди.....	251
3.7. Проблемы и перспективы получения нанокатализаторов на основе никеля	256
Заклучение	261
Контрольные вопросы	262
Список литературы	264

Казаков А.А., Киселев Д.В.

Глава 4. СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПАНОРАМНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ С ПОМОЩЬЮ АНАЛИЗАТОРА ИЗОБРАЖЕНИЯ THXOMET	270
Введение	274

4.1. Методика количественной оценки микроструктурной полосчатости	276
4.1.1. Анализ стереологических параметров для оценки полосчатости структур	278
4.1.2. Дерево решений для назначения балла	283
4.1.3. Подготовка образцов к исследованиям	287
4.1.4. Реализация методики с помощью анализатора изображения Thxomet	287
4.1.5. Погрешность измерений	289
4.2. Метод количественной оценки анизотропии структуры	291
4.3. Методика количественной оценки бейнита речной морфологии	294
4.4. Методика количественной оценки ликвационной полосы	298
4.5. Методика количественной оценки загрязненности стали неметаллическими включениями	303
4.5.1. Разделение включений по типам	305
4.5.2. Градуировочные кривые для назначения балла	309
4.5.3. Подготовка образцов к измерениям	314
4.5.4. Реализация методики с помощью анализатора изображения Thxomet	315
4.5.5. Измерение стереологических параметров	316
4.5.6. Обработка результатов с помощью программного обеспечения	317
4.5.7. Сравнение данных автоматического и визуального анализов	318
4.6. Влияние структурной неоднородности в феррито-бейнитных штрипсовых сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств	320
Заклучение	327
Контрольные вопросы	327

Список литературы	329
-------------------------	-----

Кудря А.В.

Глава 5. КРИТИЧЕСКИЕ ФАКТОРЫ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КАЧЕСТВА СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ	332
--	------------

Введение	334
5.1. Трубные стали	336
5.1.1. Требования к трубным сталям	336
5.1.2. Основные типы структур трубных сталей	338
5.1.3. Механизмы разрушения	340
5.1.4. Природа расслоений в трубной стали	343
5.1.5. Прогноз вязкого протяженного разрушения	348
5.1.6. Возможности управления качеством листа	350
5.2. Легированные конструкционные стали	352
5.2.1. Структурные факторы риска «провалов» свойств	352
5.2.2. Влияние способа выплавки на качество металла	353
5.2.3. Дальние последствия ликвации	354
5.2.4. Возможности повышения однородности качества	358
Контрольные вопросы	359
Список литературы	359
Список литературы для самостоятельного изучения	362

Сироткин О. С., Сироткин Р. О.

Глава 6. ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ОСНОВЫ ЕДИНСТВА ПРИРОДЫ И РАЗЛИЧИЙ МНОГОУРОВНЕВОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	363
--	------------

Введение	371
6.1. Тенденции, проблемы и перспективы инновационного развития материаловедения	381
6.2. Система базовых (основных и вспомогательных) понятий материаловедения	397
6.3. Общая характеристика уровней структурной организации материалов	397
6.3.1. Металлические материалы	403
6.3.2. Полимерные материалы	406
6.3.3. Многоуровневая организация структуры материалов и их конечные свойства	409
Контрольные вопросы	410
Список литературы	411

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПАНОРАМНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ С ПОМОЩЬЮ АНАЛИЗАТОРА ИЗОБРАЖЕНИЯ ТИКСОМЕТ

Казаков А.А., Киселев Д.В.

*Санкт-Петербургский государственный политехнический
университет, Санкт-Петербург, Россия*



Казаков Александр Анатольевич – выпускник ЛПИ им. Калинина, д.т.н, проф., заведующий кафедрой металлургических технологий ФГБОУ ВПО «СПбГПУ». Автор более 150 печатных работ. Область научных интересов: управление процессами фазо- и структурообразования при получении стали и сплавов, термодинамическое

моделирование, количественная металлография, металлургическая экспертиза.

Киселев Даниил Владимирович – выпускник СПбГПУ, инженер кафедры металлургических технологий ФГБОУ ВПО «СПбГПУ». Область научных интересов: количественная металлография, стереология, алгоритмы и структуры данных, анализ изображений.

Ключевые слова: структурная неоднородность, полосчатость, анизотропия структуры, бейнит речной морфологии, ликвационная полоса, неметаллические включения, структура-свойства.

Основные термины и определения

Ferrum (ferrite) – твердый раствор углерода и легирующих элементов в α -железе с ОЦК-решеткой.

Бейнит (bainite) – структурная составляющая стали, образующаяся в результате распада аустенита при температурах ниже перлитного превращения, но выше температуры начала образования мартенсита. Бейнит состоит из смеси частиц пересыщенного углеродом феррита и карбидов железа.

Вторая фаза (second phase) – условный термин, введенный для простоты описания эталонных шкал. Под второй фазой понимается собственно бейнит, другие продукты промежуточного распада аустенита и отличные по цвету от ферритной матрицы.

Полосчатость (banding) описывает характер взаимного расположения элементов структуры низколегированных трубных сталей, в частности, степень разделения структурных составляющих на отдельные четко выраженные слои, образовавшиеся вытягиванием областей микросегрегации вдоль оси деформации.

Ориентировка (orientation) структуры является характеристикой вытянутости вдоль оси деформации отдельных ее элементов (феррита или второй фазы) и не отражает объединение отдельных элементов структуры в полосы. Ориентировка может выражаться также некоторой общей направленностью структуры вдоль линии прокатки, но без разделения на четкие слои.

Стереология (stereology) – наука о количественной интерпретации трехмерной структуры материалов на основе информации, полученной на двухмерных изображениях.

Панорама (panorama) – несколько смежных полей зрения, прецизионно склеенных друг с другом.

Уровень серого (grayscale level) – значение на яркостной шкале, состоящей из 256 ступеней, от чистого белого до сплошного черного.

Порог дискриминации (discrimination threshold) – значение уровня серого, по которому производится бинаризация изображения (перевод изображения из градаций серого в черно-

белое) для определения границ фазовых и структурных составляющих.

Фликер-метод (flicker-method) – метод мерцания путем многократного переключения между реальным изображением структуры и распознанным изображением для правильного назначения границ порога дискриминации.

Объемная доля (volume fraction) – содержание фазы или структурной составляющей, выраженное занятой ею долей объема сплава.

Химическое травление (chemical etching) – процесс обработки полированной поверхности шлифа реактивом, при котором поверхность шлифа растворяется или покрывается тонким слоем продуктов травления.

Бейнит речной морфологии (lath morphology bainite) – представляет собой пакетную структуру, состоящую из однонаправленно расположенных кристаллитов в форме реек.

Межфазная граница (interphase boundary) – граница между кристаллами, принадлежащими разным фазам.

Поляризованный свет (polarized light) - свет, получаемый в искусственных условиях при прохождении светового пучка через поляризатор. Поляризованный свет отличается от естественного света ориентированностью световых волн, колебания которых происходит в одной плоскости.

Оптическое окрашивание (optical coloring) – метод выявления структуры металла, при котором травленные образцы исследуются с помощью поляризованного света.

Ликвационная полоса (central line segregation) – химическая и структурная неоднородность в осевой зоне листа, наследуемая от зональной ликвации. Металлографически выявляется, как темная полоса или группа полос продуктов промежуточного превращения аустенита, обладающих повышенной твердостью.

Неметаллические включения (non-metallic inclusions) – химические соединения на основе металлов и металлоидов.

Эндогенные неметаллические включения (endogenous non-metallic inclusions) – неметаллические включения,

образовавшиеся в жидкой и затвердевающей стали из растворенных в ней реагентов, в том числе продукты раскисления.

Экзогенные неметаллические включения (exogenous non-metallic inclusions) – неметаллические включения, привнесенные в сталь извне в ходе металлургического передела, в том числе включения огнеупоров и шлака.

Сульфиды (sulfides) – химические соединения металлов с серой.

Оксиды (oxides) – химические соединения металлов с кислородом.

Силикаты (silicates) – химические соединения на основе SiO_2 .

Включения кислородной группы (oxide inclusions) – все кислородсодержащие неметаллические включения, включая оксиды и силикаты.

ОС (оксиды строчечные, stringer oxides) – глобулярные включения, выстроенные в строчки.

СХ (силикаты хрупкие, brittle silicates) – вытянутые включения с изрезанной границей либо раздробленные на отдельные фрагменты.

СП (силикаты пластичные, ductile silicates) – вытянутые включения с гладкой границей.

ОТ (оксиды точечные, dot oxides) – мелкие глобулярные включения.

СН (силикаты недеформирующиеся, non-deformable silicates) – крупные единичные включения глобулярной формы.

Пора (pore) – несплошность в металле.

Параметр вытянутости (elongation parameter) – рассчитан, как частное от деления максимального и минимального диаметра по Фере.

1. Введение

Сегодня при производстве труб для магистральных трубопроводов основными характеристиками, по которым производят прямо-сдаточные испытания штрипса, являются механические свойства: прочность на растяжение, ударная

вязкость, ИПГ, измеренные при комнатных и низких климатических температурах. Структура учитывается факультативно размером зерна по ГОСТ 5639 и полосчатостью по ГОСТ 5640. Металлургическое качество оценивается содержанием неметаллических включений по ГОСТ 1778-70. Отметим, что все стандарты относятся к состоянию технологии 60-70-х годов прошлого века. Более того, ни полосчатость, ни содержание неметаллических включений при современном состоянии технологии производства трубных сталей не являются лимитирующим фактором, определяющим их потребительские свойства. Сегодня полосчатость актуальна только для феррито-перлитных сталей низких категорий прочности. С внедрением системы ускоренного охлаждения после чистовой прокатки формируется не феррито-перлитная, а феррито-бейнитная или бейнитная структура, поэтому структурная полосчатость в таких сталях практически отсутствует, а дисперсность структуры характеризуется не столько размером зерна феррита, который практически невозможно выделить в феррито-бейнитных сталях, сколько дисперсностью и морфологией элемента структуры с учетом всех ее составляющих. Эффективно проведенная внепечная обработка позволяет снизить содержание включений ниже второго балла по ГОСТ 1778-70 или до тысячных долей в объемных процентах по ASTM E 1245. Такое низкое содержание неметаллических включений не оказывает негативного влияния на свойства стали. Напротив, дисперсные, равномерно распределенные неметаллические включения являются основой «оксидной металлургии», разработанной Nippon Steel [1]. Именно на таких включениях, как на подложках, образуется игольчатый феррит, обеспечивающий наилучшее сочетание прочности и вязкости разрушения сталей. Таким образом, набор структурных характеристик, используемых в настоящее время для приемо-сдаточных испытаний трубных сталей, устарел и не может характеризовать потребительские свойства штрипса.

Более того, механические свойства, определенные даже на полнотолщинных образцах, не в полной мере характеризуют потребительские свойства стали. При этих испытаниях результат зависит от места пробоотбора, а значит особенностей структуры штрипса, наследуемой от сляба с учетом влияния технологии

контролируемой прокатки. Учитывая, что современная технология не обеспечивает изотропную структуру, одинаковую по площади и толщине листа, «разброс» значений при механических испытаниях может быть значительным. Это означает, что результаты приемо-сдаточных испытаний не могут быть использованы для обобщения опыта и установления значимых взаимосвязей «структура-свойства», так как непонятно к какой структуре эти свойства относятся: свойства определяют на одних образцах, а структуру – на других. Только структура непосредственно под поверхностью разрушения, адекватно «оцифрованная» по представительной площади, может быть использована для установления взаимосвязи «структура-свойства».

Известно, что структура стали определяет ее свойства. Поэтому, если правильно «оцифровать» структуру с помощью современных методов количественной металлографии, то именно структура, а не механические свойства, сможет более объективно характеризовать потребительские свойства штрипса. Безусловно, для такого прогноза свойств по структуре необходима обширная база данных «структура-свойства».

Вопрос о целесообразности использования структуры, как выходной характеристики, позволяющей оценить потребительские свойства штрипса, уже не является дискуссионным. Известно [2], что новый толстолистовой стан введен в эксплуатацию на заводе компании Xiangtan Iron and Steel. На стане можно производить порядка 2 млн. т. толстолистового проката до 4,8 м. Наряду с обычным сортаментом на двухклетьевом стане можно прокатывать высокопрочный лист класса X80. Концерн Siemens спроектировал и поставил все основные узлы стана, включая черновую и чистовую клетки с КИП и автоматикой. Этот стан впервые оснащен так называемым монитором микроструктуры, изначально разработанным Siemens для станов горячей прокатки, который позволяет прогнозировать механические свойства листового проката и даже частично отказаться от соответствующих испытаний.

Покажем, как современные методы анализа изображений можно использовать для оценки металлургического качества и

всех форм структурной неоднородности современных трубных сталей. «Оцифрованные» таким образом изображения могут быть использованы для поиска взаимосвязи «структура-свойства».

2. Методика количественной оценки микроструктурной полосчатости

Для оценки структуры сталей и сплавов в большинстве российских стандартов используются визуальные методы сравнения с помощью эталонных шкал. Аналогичные зарубежные стандарты, наряду с качественным описанием структуры, в том числе с помощью эталонов, часто содержат количественное описание параметров структуры, полученное с помощью стереологических измерений. Примером таких стандартов могут быть, соответственно, ГОСТ 5640–68 и ASTM E 1268. Несмотря на то, что стереология, как наука, была впервые в мире разработана С.А.Салтыковым более 50 лет назад [3], сегодня Россия отстает от передовых стран Запада по использованию количественной металлографии для описания структуры материалов. Необходимость скорейшего развития отечественной количественной металлографии обоснована, по меньшей мере, двумя причинами. Во-первых, оценка качества структуры, основанная на стереологических измерениях, однозначно более объективная и точная по сравнению с визуальным методом сравнения с эталонами. Во-вторых, сегодня при интеграции России в мировую экономику необходимо преодолеть проблемы совместимости отечественных и зарубежных стандартов при взаимных поставках металлопродукции и проведении связанного с этим входного и выходного контроля металла.

Методика количественной оценки с помощью автоматического анализа изображений микроструктурной полосчатости низколегированных трубных сталей в соответствии с ГОСТ 5640–68 разработана и внедрена на десятках предприятий [4,5]. Методика предназначена для оценки микроструктурной полосчатости в листовом и рулонном прокате трубных сталей феррито-бейнитного класса и сталей с тремя и более структурными составляющими с помощью баллов

соответствующей шкалы, построенной по принципу возрастания количества полос второй фазы с учетом их сплошности и степени вытянутости ферритного зерна. Балл назначается на основе стереологических параметров, найденных методом направленных секущих с помощью автоматического анализатора изображений.

Для простоты описания процедуры анализа изображений введем понятие «вторая фаза», под которой понимается собственно бейнит и другие продукты промежуточного распада аустенита, отличные по цвету от ферритной матрицы.

Полосчатость описывает характер взаимного расположения элементов структуры (феррита и второй фазы) низколегированных трубных сталей, точнее, степень разделения этих структурных составляющих на отдельные четко выраженные слои, образовавшиеся вытягиванием областей микросегрегации вдоль оси деформации. На образование полосчатой структуры влияет металлургическая наследственность сляба, а именно сегрегация примесей по его сечению, а также такие технологические факторы, как температура конца горячей деформации, степень обжатия при горячей деформации и другие.

Микроструктурная полосчатость является следствием дендритной ликвации и зависит от состава стали, особенно углерода, скорости кристаллизации и режимов дальнейшей горячей обработки стали. Сегрегация, лежащая в основе микроструктурной полосчатости ограничена размерами дендритной ячейки, поэтому достаточно равномерно распределена по объему листа и может быть оценена стереологическими методами.

Заметим, что в ГОСТ 5640–68 сравнение исследуемой микроструктуры стали с эталонами производится при увеличении $\times 100$, а анализ вытянутости ферритного зерна, предполагает использование увеличения $\times 500$. Такой анализ возможен только при последовательном исследовании образца при двух увеличениях. В рамках классической металлографии невозможно в окуляры микроскопа при увеличении $\times 500$ увидеть площадь, доступную для исследований при увеличении $\times 100$. Классические металлографические исследования это всегда компромисс между изучаемой площадью и разрешением.

Современными методами количественной металлографии с использованием анализатора изображения Thixomet[®] можно произвести одновременно оценку и полосчатости и вытянутости ферритного зерна, проводя измерения при одном увеличении $\times 500$, а необходимую площадь, соответствующую размеру поля зрения при увеличении $\times 100$, последовательно собрать прецизионной склейкой «на лету» смежных полей зрения: пока предметный столик перемещается на соседнее поле зрения, предыдущее поле «пиксель в пиксель» стыкуется к полю, захваченному накануне. Так формируется панорамное изображение структуры сколь угодно большой площади, но с высоким разрешением.

2.1 Анализ стереологических параметров для оценки полосчатости структур

Воспользуемся предложенными С.А. Салтыковым стереологическими параметрами для оценки полосчатости структур [3]. Вычисление этих параметров основано на методе направленных секущих:

$$1) \quad \frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}, \text{ где:}$$

$\overline{N}_{L\parallel}$ - среднее количество частиц второй фазы, пересеченных секущими, параллельными оси деформации на единицу длины секущей,

$\overline{N}_{L\perp}$ - среднее количество частиц второй фазы, пересеченных секущими, перпендикулярными оси деформации на единицу длины секущей.

$$2) \quad \frac{\sigma_{N L\parallel}}{\sigma_{N L\perp}}, \text{ где:}$$

$\sigma_{N L\parallel}$ - среднее квадратичное отклонение количества частиц второй фазы, пересеченных секущими, параллельными оси деформации.

$\sigma_{NL\perp}$ - среднее квадратичное отклонение количества частиц второй фазы, пересеченных секущими, перпендикулярными оси деформации.

$$3) \frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}, \text{ где:}$$

$\sigma_{NL\parallel}$ - среднее квадратичное отклонение доли второй фазы на секущих, параллельных оси деформации.

$\sigma_{NL\perp}$ - среднее квадратичное отклонение доли второй фазы на секущих, перпендикулярных оси деформации.

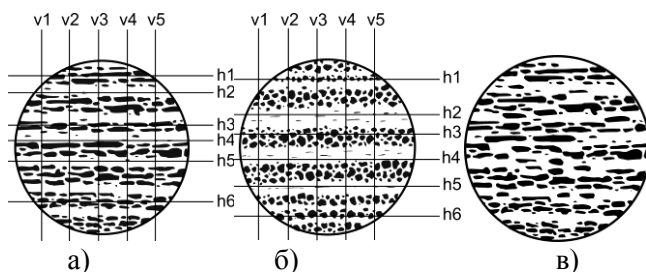


Рис. 1. Синтезированные структуры для анализа стереологических коэффициентов оценки полосчатости методом направленных секущих.

Проанализируем работоспособность этих параметров на трех структурах, две из которых (рис.1а-б) заимствованы из книги Салтыкова С.А. [3], а третья (рис.1в) синтезирована из первой (рис.1а). Синтезированная структура получена перераспределением второй фазы в ферритной матрице так, что полосчатость исходной структуры значительно снижена, а анизотропия отдельных зерен второй фазы осталась прежней.

Коэффициент $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$, названный в стандарте ASTM E 1268

коэффициентом анизотропии, на самом деле описывает лишь вытянутость отдельных ее элементов (феррита или второй фазы) вдоль оси деформации и не отражает ни ориентировки структуры в целом, ни объединения отдельных элементов структуры в полосы.

Оrientировка может выражаться некоторой общей направленностью структуры вдоль линии прокатки без ее разделения на четкие слои, но для описания общей направленности служит коэффициент $\frac{\sigma_{V L\parallel}}{\sigma_{V L\perp}}$, к анализу которого мы вернемся ниже.

Покажем, что коэффициент $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$ может быть использован для оценки вытянутости частиц второй фазы вдоль оси деформации и не отражает характера взаимного расположения элементов структуры, поэтому не способен описать ее полосчатость. Для этого сравним структуры 1а и 1в, которые имеют примерно одинаковые значения $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}} = 3,21$ и 3,30, при этом они абсолютно различные с точки зрения полосчатости: структура 1в имеет достаточно равномерное распределение частиц второй фазы, а структура 1а отличается значительной полосчатостью. Напротив, для структуры 1б коэффициент $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$ имеет существенно более низкое значение, чем для структуры 1в (1,25 против 3,30), однако структура 1б имеет явно выраженную полосчатость.

Как и предполагалось ранее, коэффициент $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$ характеризует только вытянутость частиц второй фазы, которая практически одинакова у структур 1а и 1в и значительно меньше у структуры 1б, состоящей из равноосных частиц второй фазы.

В связи с приведенным анализом понятно, что невозможно описать полосчатость структуры в соответствии с ГОСТ 5640-68, используя для этого коэффициент $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}$, названный в ASTM E 1268-01, как параметр анизотропии (рис.2). Действительно, в американском стандарте полосчатость структуры

характеризуется только ее словесным описанием.

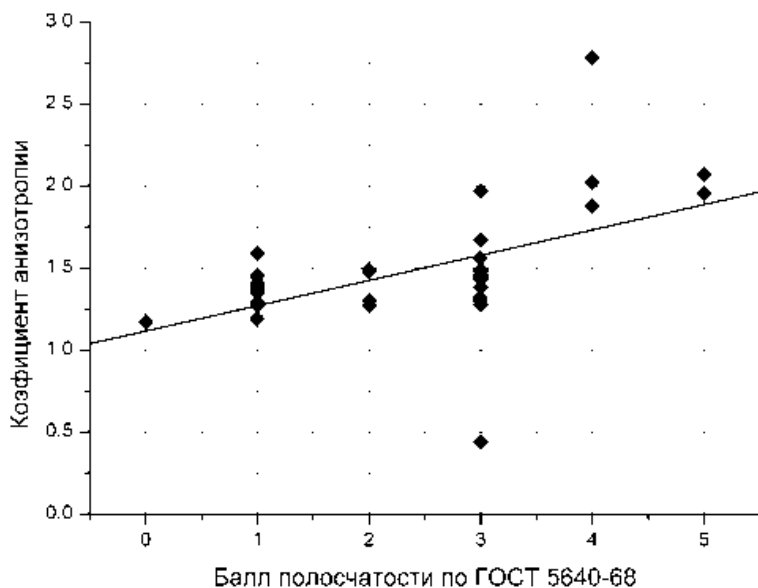


Рис. 2. Параметр анизотропии рассчитанный для микроструктур с разным баллом по ГОСТ 5640.

Полосчатость описывает характер взаимного расположения элементов структуры (феррита или второй фазы), точнее, степень разделения этих структурных составляющих на отдельные слои, ориентированные вдоль оси деформации, поэтому только

критерии $\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\perp}}$ и $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}$, характеризующие отклонения от

среднего, соответственно, количества пересечений и доли второй фазы при измерениях вдоль и поперек оси деформации могут быть рассмотрены, как возможные коэффициенты полосчатости.

Рассмотрим коэффициент $\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\perp}}$. На рис.1б показано

полосчатое расположение равноосных частиц второй фазы. Количество пересечений с секущими, параллельными оси деформации колеблется от значений близких к 0 на секущих

проходящих по полосам феррита (h2,h4,h5) до больших значений на секущих, проходящих по зернам второй фазы (h1,h3,h6), т.е. среднее квадратичное отклонение на секущих, направленных вдоль оси деформации, будет велико. Напротив, количество пересечений с секущими, перпендикулярными оси деформации, будет примерно одинаковым на всех секущих (v1,v2,v3,v4,v5), потому среднее квадратичное отклонение будет мало. В этом

случае мы получим большое значение коэффициента $\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\perp}}$,

характеризующее эту структуру, как полосчатую. Коэффициент

$\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\perp}}$ будет близок к 1 для структур с однородным

расположением частиц второй фазы и будет тем больше, чем более неравномерное их расположение на секущих, направленных вдоль оси деформации. Анализ показал, что

коэффициент $\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\perp}}$ дает хорошие результаты в оценке

полосчатости, если частицы второй фазы равноосные. В случае вытянутых частиц количество пересечений по обоим осям вдоль и поперек оси деформации будет колебаться незначительно,

поэтому чувствительность коэффициента $\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\perp}}$ для оценки

полосчатости на таких структурах будет заметно хуже, чем на структурах с равноосными частицами второй фазы. Например, структура 1а с вытянутыми частицами второй фазы, как и структура 1б с равноосными частицами второй фазы имеет ярко

выраженную полосчатость, однако ее коэффициент $\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\perp}}$ вдвое

меньше. У структуры 1в коэффициент $\frac{\sigma_{NL\parallel}}{\sigma_{NL\perp}} = 1$, однако ее

трудно назвать изотропной.

Учитывая вышеприведенный анализ, можно предположить, что только коэффициент $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}$, основанный на измерениях доли

второй фазы на направленных секущих вдоль и поперек оси деформации, будет однозначно характеризовать полосчатость структуры вне зависимости от морфологии частиц второй фазы. Действительно, этот коэффициент закономерно снижается от 1-ой структуры к 3-ей: 6,73, 4,32, 3,72. Проверим его работу на

фотоэталонах ГОСТ 5640-68, тогда получим: $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}} = 1,33, 1,62,$

2,58, 2,82, 3,17 и 4,25, соответственно, для баллов 0, 1, 2, 3, 4 и 5.

Таким образом, выбран коэффициент $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}$, как

единственный из известных, который адекватно описывает полосчатость второй фазы и не зависит от вытянутости составляющих этой фазы вдоль оси деформации. Назовем его коэффициентом полосчатости.

Таким образом, методика расчета коэффициентов полосчатости и анизотропии основана на статистически точных математических соотношениях, известных из стереологии и реализованных в автоматических анализаторах изображений.

2.2 Дерево решений для назначения балла

Рассчитанные коэффициенты полосчатости и анизотропии могут быть использованы для оценки структурной полосчатости баллами соответствующих шкал, построенных по принципу возрастания количества полос второй фазы с учетом их сплошности и степени вытянутости ферритного зерна[6].

Дерево решений, используемое при назначении балла, приведено на рис.3.

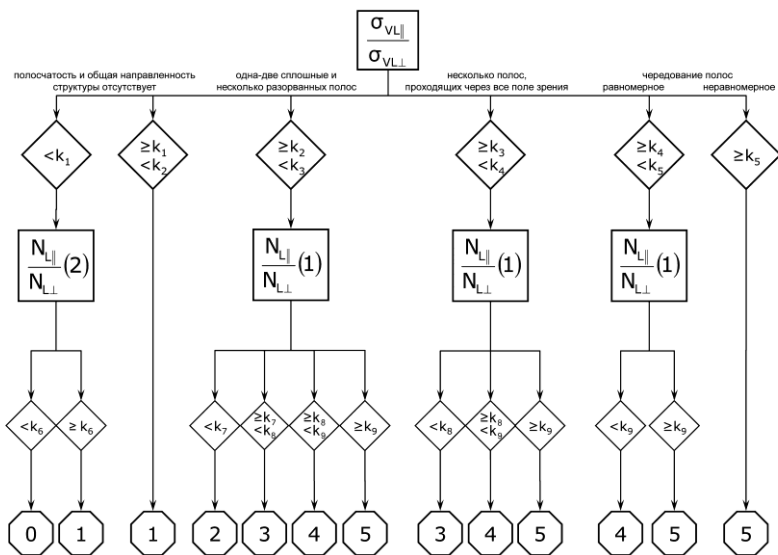


Рис. 3. Дерево решений для назначения балла полосчатости.

За основу для назначения балла выбран параметр полосчатости, предельные значения которого возрастают от 0-го

балла ($\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}} < k_1$) до 5-го балла ($\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}} \geq k_5$).

В структурах, соответствующих 0-му и части 1-го балла, полосчатость и общая направленность структуры отсутствует, поэтому они объединены одним и тем же предельным значением

параметра $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}} < k_1$. Если в таких структурах вытянутость

второй фазы вдоль линии прокатки: $\frac{\overline{N_{L\perp}}}{N_{L\parallel}}(2) \geq k_6$, то они

относятся к 1-му баллу (на рис. 4 такая структура показана звездочкой). Другим признаком 1-го балла служит общая

направленность структуры в целом при отсутствии полос: $k_2 >$

$$\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}} \geq k_1.$$

$$\sigma_{VL\perp}$$

Структуры, соответствующие баллам от 2 до 5, отличаются друг от друга коэффициентом полосчатости, что выражается следующими неравенствами:

$$k_3 > \frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}} \geq k_2 - \text{одна-две сплошные и несколько}$$

разорванных полос (2 балл)

$$k_4 > \frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}} \geq k_3 - \text{несколько полос, проходящих через все}$$

поле зрения (3 балл)

$$k_5 > \frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}} \geq k_4 - \text{равномерное чередование полос (4 балл)}$$

$$\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}} \geq k_5 - \text{неравномерное чередование полос (5 балл)}$$

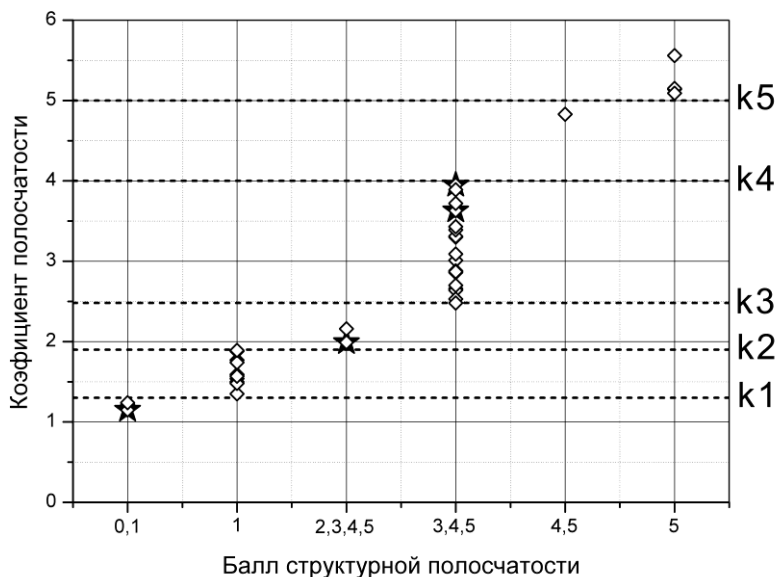


Рис. 4. Результаты распознавания реальных структур с использованием коэффициента полосчатости.

На рис.4 показаны результаты работы алгоритма по распознаванию реальных структур в соответствии с вышеописанным алгоритмом. После такой оценки структуры по коэффициенту полосчатости следует проверить анизотропию ферритного зерна. Предельная доля вытянутого ферритного зерна, оцененная соответствующим значением коэффициента

анизотропии $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}(1)$, повышается от k7 для 2-го до k9 для 4-го

балла. В зависимости от того, какое зерно считается вытянутым, коэффициент анизотропии ферритного зерна связан с процентом вытянутых зерен в исследуемой структуре следующим соотношением (рис.5).

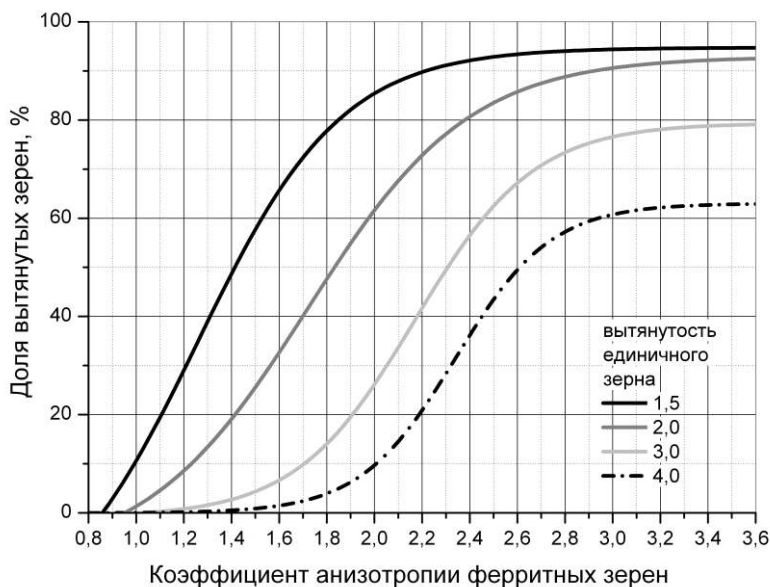


Рис. 5. Влияние доли вытянутых зерен на коэффициент анизотропии ферритных зерен (для разных определений «вытянутого зерна»).

Переназначение балла производят, если в исследуемой структуре коэффициент анизотропии ферритного зерна превышает предельное значение, допустимое для соответствующего балла (некоторые такие структуры на рис. 4 обозначены звездочками):

$$k8 > \frac{\overline{N_{L\perp}}}{\overline{N_{L\parallel}}}(1) \geq k7 \quad - 3 \text{ балл}$$

$$k9 > \frac{\overline{N_{L\perp}}}{\overline{N_{L\parallel}}}(1) \geq k8 \quad - 4 \text{ балл}$$

$$\frac{\overline{N_{L\perp}}}{\overline{N_{L\parallel}}}(1) \geq k9 \quad - 5 \text{ балл}$$

Предельные значения коэффициентов полосчатости, а также анизотропии ферритного зерна и второй фазы для

соответствующих баллов от нулевого до пятого получены методом экспертных оценок.

2.3 Подготовка образцов к исследованиям

Пробоотбор производят в соответствии с ГОСТ 5640-68. Для выявления микроструктуры рекомендуется применять реактив Маршалла. Реактив состоит из двух частей. Часть А: 5мл концентрированной H_2SO_4 + 8 граммов кристаллов щавелевой кислоты +100 мл H_2O ; часть В: 30% раствор перекиси водорода H_2O_2 . Эти части перемешиваются в соотношении А:В=1:1 непосредственно перед травлением. Реактив наносят на поверхность шлифа, протирая его поверхность ватным тампоном в течение нескольких секунд. После этого остатки реактива и продукты взаимодействия смывают потоком воды и просушивают под феном. Использование свежеприготовленного реактива допускается только в течение одного рабочего дня. Такая методика обеспечивает надежный и воспроизводимый результат травления границ ферритного зерна наряду с травлением карбидов (цементита) второй фазы на образцах с разной структурой, в том числе с разной степенью деформации ферритного зерна. После такого травления распознавание структуры с помощью анализатора изображений не представляет затруднений.

2.4 Реализация методики с помощью анализатора изображения Thixomet

Разработанная методика реализована в анализаторе изображения Thixomet и используется на десятках предприятий.

Весь цикл измерений состоит из следующих действий:

- визуальный поиск участка шлифа с наибольшим баллом через окуляры микроскопа при увеличении $\times 100$ и установка объектива с более высоким увеличением;
- изготовление панорамы участка шлифа с наибольшим баллом, найденным при визуальном поиске;
- детектирование второй фазы и границ ферритного зерна;

- тонкая настройка распознавания границ второй фазы и ферритного зерна;
- расчет коэффициентов полосчатости и коэффициентов анизотропии;
- назначение балла полосчатости в соответствии с деревом решений (рис.4).

Далее снова устанавливается объектив $\times 10$, предметный столик микроскопа переводится на следующий участок шлифа с максимальным баллом и вышеназванный цикл измерений при повышенном увеличении микроскопа повторяется. Как только в трех местах образца, характеризующих наибольшую структурную полосчатость, будет найдено одинаковое значение максимального балла, измерения прекращаются и назначается установленный в этих трех местах балл полосчатости исследуемого образца.

Поиск максимального балла, встречающегося не менее, чем в трех участках шлифа, производится оператором визуально в окулярах микроскопа при увеличении $\times 100$. Для правильной идентификации второй фазы и границ ферритного зерна измерения проводят при увеличении в 4-5 раза больше, чем $\times 100$, поэтому программное обеспечение обеспечивает построение квадратной или прямоугольной панорамы площадью не менее $0,5 \text{ мм}^2$ на участках шлифа с максимальным баллом.

Шлиф следует установить на предметном столике так, чтобы направление линии прокатки на экране монитора было бы горизонтально. В противном случае следует задать это направление с помощью специального инструмента, имеющегося в анализаторе изображений. При задании линии прокатки необходимо учитывать направление полос или вытянутость отдельных элементов структуры для структур, не содержащих полос.

Если на панораме имеются «растравы» вокруг неметаллических включений или другие дефекты подготовки поверхности шлифа, не относящиеся к полосчатости структуры, то допускается их вырезать из панорамы с помощью специального инструмента, имеющегося в анализаторе

изображений, при этом оставшаяся для измерений площадь панорамы не должна быть меньше $0,5 \text{ мм}^2$.

Для точной установки порога дискриминации, позволяющей правильно распознать структуру, следует использовать фликер-метод, состоящий в попеременном переключении между реальным и распознанным изображением с детектированной второй фазой и границами ферритных зерен. При этом допускаются такие настройки, при которых вторая фаза детектируется наилучшим образом даже при частичном окрашивании границ ферритного зерна. Алгоритм распознавания учитывает возможность такого окрашивания и не принимает во внимание частично окрашенные границы ферритного зерна при распознавании границ второй фазы. Анализатор изображения имеет возможность одновременной работы с несколькими порогами дискриминации для одновременного раздельного детектирования в одном и том же поле зрения второй фазы и границ ферритных зерен.

2.5 Погрешность измерений

Неправильная вырезка образца, приводящая к отклонению плоскости шлифа от оси деформации приведет к ошибкам измерений. Необходимо исключить разориентировки более, чем на 5° .

Для классификации структур между баллами 0-м и 1-м используется параметр анизотропии второй фазы $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}(2)$, а

правильность определения этого параметра зависит от того, насколько верно установлены пороги диапазонов дискриминации при детектировании второй фазы на гистограмме по грациям серого. Например, при передетектировании второй фазы из-за слияния соседних частиц вытянутость увеличивается, что может привести к назначению завышенного балла.

Для правильной оценки параметра анизотропии $\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}}(2)$

необходимо правильно указать направление линии прокатки, при

этом рекомендуется выбирать для анализа такие места на шлифе, где направление полос сохраняло бы плоско-параллельный характер на всей исследуемой панораме. Необходимо избегать оценку расходящихся или сходящихся полос.

Для оценки доли деформированных зерен в ферритных полосах используется параметр анизотропии ферритного зерна

$$\frac{\overline{N}_{L\perp}}{\overline{N}_{L\parallel}} \quad (1),$$
 а правильность расчета этого параметра определяется

тем, насколько верно распознаны границы ферритного зерна, что зависит от соответствующих установок порогов дискриминации, а также настроек алгоритма восстановления плохо протравленных границ. Следует использовать такие установки вышеназванных инструментов анализа изображений, при которых большинство плохо протравленных границ ферритного зерна восстановлено и распознано, но при этом не появились артефакты, приводящие к необоснованному искусственному делению зерен.

Метрологические характеристики анализатора изображения Thixomet, оцененные относительной погрешностью измерений соответствующих коэффициентов при доверительной вероятности $P=0,95$, составляют:

для полосчатости	не более 8%.
для анизотропии второй фазы	не более 2%.
для анизотропии ферритного зерна	не более 2%.

Эти характеристики получены оценкой 60 различных структур, относящихся к разным баллам структурной полосчатости, при всех возможных сочетаниях параметров настройки методики: установок порогов дискриминации второй фазы и границ ферритного зерна, настроек алгоритма восстановления плохо протравленных границ и наклона линии прокатки.

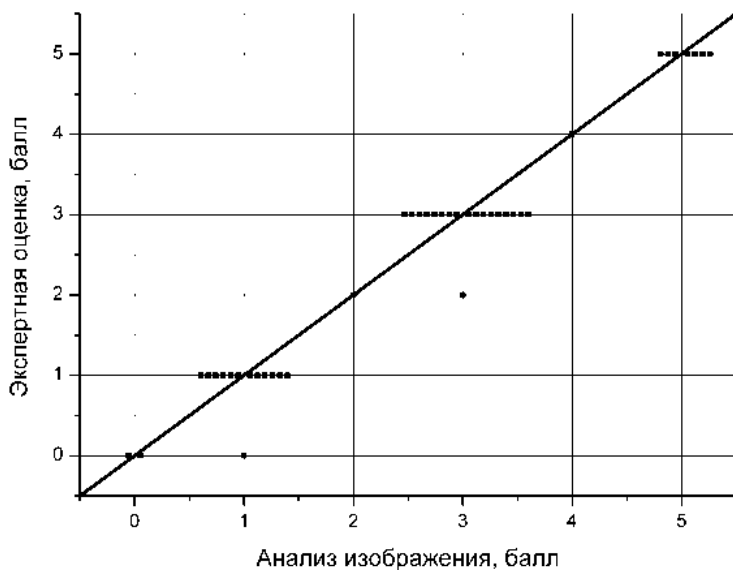


Рис. 6. Результаты сличения балла полосчатости, полученного анализатором изображения Thixomet PRO и методом экспертных оценок.

Результаты сличения балла полосчатости, полученного методом экспертных оценок, и результатов измерений, произведенных с помощью анализатора изображения Thixomet, показывают их хорошую сходимость (рис.6). На рис. 7 приведен внешний вид интерфейса анализатора изображения Thixomet при оценке микроструктурной полосчатости.

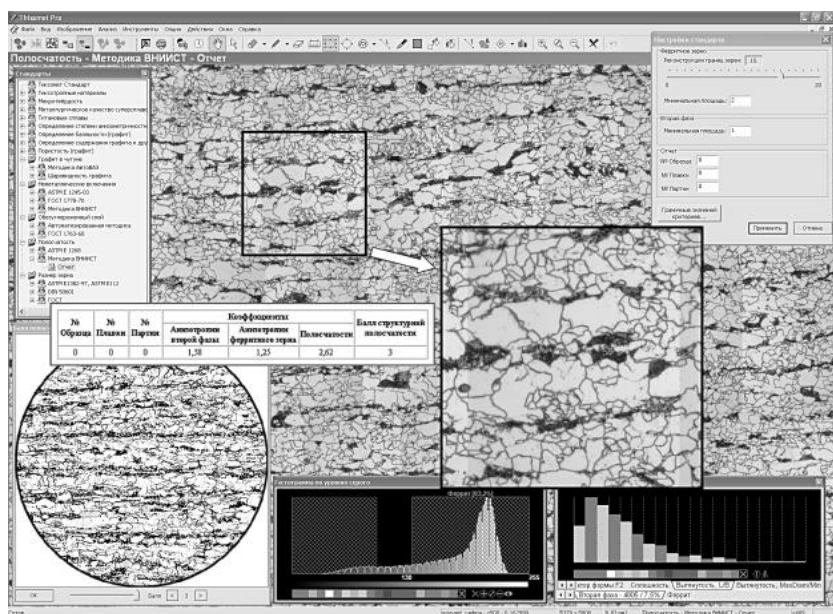


Рис. 7. Внешний вид интерфейса программного обеспечения Thixomet PRO при оценке полосчатости

3. Метод количественной оценки анизотропии структуры

Современные трубные стали получают с использованием технологии термомеханической обработки, которая предусматривает применение в конце чистовой прокатки эффективных систем ускоренного охлаждения. Листовой прокат в этом случае имеет практически полностью бейнитную структуру, и микроструктурная полосчатость в них отсутствует. Тем не менее, в таких сталях можно наблюдать анизотропию собственно бейнитной структуры. Стереологические методы, которые использовали для оценки феррито-перлитных и феррито-бейнитных структур, неприменимы для описания сложной морфологии бейнита, поэтому для этого случая был разработан метод оценки анизотропии бейнита, основанный на текстурном анализе изображений [7].

Текстурный анализ заключается в выделении количественных признаков, которые полностью или частично характеризуют данное изображение или его фрагмент. Найдем такой признак, который однозначно бы характеризовал анизотропию микроструктуры, то есть наличие и выраженность приоритетного направления микроструктуры. Для поиска текстурных признаков изображения рассчитаем матрицы совместной встречаемости уровней серого $P_{d,\alpha}$, элементы которых представляют собой условную вероятность $P(i|j)$ возникновения пикселя с уровнем яркости i на расстоянии d в направлении α от пикселя с уровнем яркости j . Далее вычисляются количественные параметры, описывающие вид этих матриц. Одним из таких параметров является “обратная разность” или гомогенность [7]:

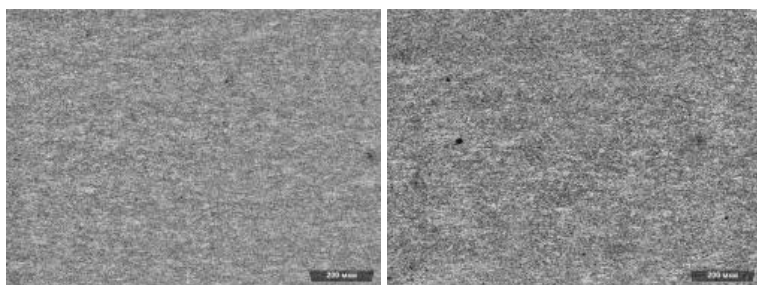
$$H_{d,\alpha} = \sum_i \sum_j \frac{P_{d,\alpha}(i, j)}{1 + |i - j|} \quad (1)$$

Данный параметр характеризует рассеяние матрицы $P(i,j)$ относительно главной диагонали, которое в свою очередь отражает размер зерна или грубость текстуры. Очевидно, что для изображений анизотропных структур грубость текстуры сильно отличается в одном из направлений, а, значит, отличается и признак гомогенности.

Итак, вычисление коэффициента анизотропии состоит в следующем. Строят несколько матриц P для разных направлений α , на основе каждой матрицы вычисляется признак гомогенности. Коэффициент анизотропии вычисляется, как среднеквадратичное отклонение значений $H_{d,\alpha}$ вычисленных для разных направлений:

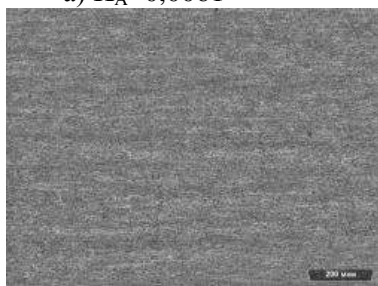
$$K_A = \sigma_{H_{d,\alpha}} \quad (2)$$

При использовании методов текстурного анализа нет необходимости в выделении элементов микроструктуры, что позволяет оценивать микроструктуры сложной морфологии и повышает объективность оценки. Определенный с помощью этого метода коэффициент однозначно характеризует анизотропию микроструктуры сталей бейнитного класса. На рис.1 представлены изображения микроструктур с различными значениями коэффициента анизотропии.

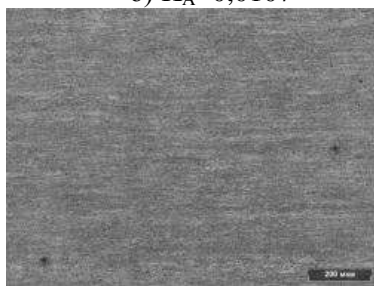


а) $K_A=0,0061$

б) $K_A=0,0107$



в) $K_A=0,0161$



г) $K_A=0,0202$

Рис. 8. Микроструктуры с различными значениями коэффициента анизотропии:

а),б) – поперечное направление; в),г) – продольное направление

4. Методика количественной оценки бейнита речной морфологии

Как показали исследования, среди разнообразных морфологических форм наличие областей бейнита речной морфологии, вытянутых в направлении прокатки, понижает уровень механических свойств листовой стали в поперечном направлении [8]. Разработана и защищена патентом РФ методика пленочного травления с последующим анализом в поляризованном свете [9], позволяющая с помощью анализатора изображений однозначно выделять блоки бейнита такой морфологии и проводить измерения их объемного содержания и протяженности продольных межфазных границ, во многом определяющих механические свойства трубных сталей этого класса. Данная методика состоит из следующих этапов:

1. Подготовка поверхности шлифа по методике шлифоподготовки горячекатаного листа из сталей феррито-бейнитного и бейнитного классов для количественных металлографических исследований [10]:

Шлифование и полирование образцов производилось на станке Buehler Phoenix 4000 с использованием следующих расходных материалов: шлифовальные бумаги – Buehler CarbiMet № 320 и 600, алмазные пасты – Metadi2, суспензии – Metadi и MasterMet2.

- мокрая шлифовка на абразивной бумаге №320 в течение 30-40 секунд при скорости вращения круга 150 об/мин с нагрузкой 16-20 кг;

- мокрая шлифовка на абразивной бумаге №600 в течение 30-40 секунд при скорости вращения круга 150 об/мин с нагрузкой 16-20 кг;

- грубая полировка на ткани UltraPad с использованием алмазных паст Metadi 6 или 9 мкм; параметры полирования: скорость 100-125 об/мин, нагрузка 14-16кг при вращении головы и барабана в одном направлении, время 3 мин.

- промежуточная полировка на круге из нетканого материала TexMet с использованием алмазных паст Metadi2 (3 мкм) и добавлением в процессе полирования жидкости Metadi Fluid; параметры полирования: скорость 100 об/мин, нагрузка 12-15кг, при вращении головы и барабана в разных направлениях, время 3,5 мин.

- окончательная полировка на ворсистой ткани MicroCloth с использованием суспензии окиси алюминия Micropolish II с размером частиц 0,05 мкм; параметры полирования: скорость 50 об/мин, нагрузка 11-14кг при вращении головы и барабана в разных направлениях, время 4-4,5 мин.

2. Цветное пленочное травление для получения оптического эффекта при использовании поляризованного света [9]. Шлиф после полирования слегка подтравливают 3% раствором азотной кислоты, хорошо обезжиривают поверхность спиртом, высушивают и травят 10% водным раствором тиосульфата натрия методом погружения в течение приблизительно 20

секунд. Продолжительность травления зависит от свойств образца. Стали с низким содержанием углерода требуют более длительного травления, чем стали с повышенным содержанием углерода. После установления оптимального времени травления лучше не прерывать процесс для наблюдения промежуточного результата: при непрерывном травлении получается лучший результат. После промывки в спирте образцы высушиваются в умеренно сильном потоке холодного воздуха.

3. Анализ изображений феррито-бейнитной микроструктуры. Количественный анализ структурных составляющих проводили на моторизованном оптическом микроскопе Axiovert 200 MAT, оснащённом анализатором изображений Thixomet. Разработана методика автоматического количественного анализа феррито-бейнитных микроструктур. Суть этой методики состоит в следующем:

3.1 Построение панорамного изображения необходимой площади при требуемом увеличении травленной структуры с использованием поляризованного света (рис.9 а, б). Оптимальными являются увеличения от $\times 100$ до $\times 500$, при этом следует учитывать, что контрастность изображения в поляризованном свете падает с повышением увеличения;

3.2 Проведение количественного анализа выделяющихся при предложенном способе травления областей верхнего бейнита реечной морфологии в режиме «автоматических измерений» с использованием соответствующего модуля анализатора изображений Thixomet (рис.10 а,б).

3.3 Количественные параметры элементов структуры, оцененные количеством и размером бейнитных областей реечной морфологией, вытянутых в направлении прокатки (рис.12), можно использовать для оценки их влияния на свойства штрипса.



а)



б)

Рис. 9. Панорамное изображение структуры после цветного травления при увеличении $\times 100$ в светлом поле (а) и в поляризованном свете (б).



а)

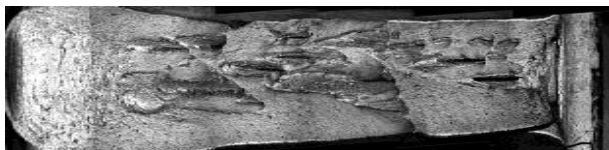


б)

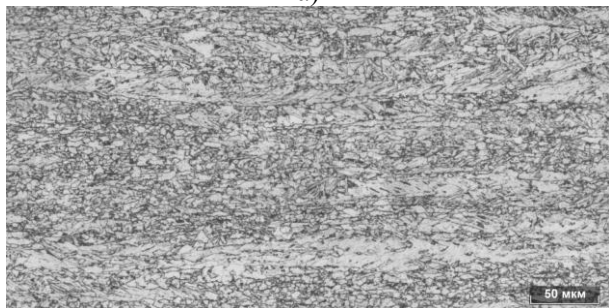
Рис. 10. Панорамное изображение структуры после цветного травления при увеличении $\times 200$ в поляризованном свете (а) и распознанная структура на анализаторе изображения Thixomet (б).

Исследования показали, что неоднородность структуры и протяженность продольных межфазных границ оказывают негативное влияние на характер разрушения при ИПГ, а именно приводит к образованию расслоев. В феррито-перлитных сталях такими границами являются границы между ферритом и протяженными перлитными колониями, вытянутыми в направлении прокатки, а в бейнитных сталях – границы между вытянутыми кристаллами бейнита реечной морфологии и другими структурными составляющими [8].

Расслоения на изломе образцов после ИПГ практически отсутствуют, если структура однородна и не содержит протяженных межфазных границ (Рис.12). Чем больше коэффициент анизотропии и протяженнее межфазные границы, тем больше расслоев образуется на изломе образцов после ИПГ (Рис.11).



а)



б)

Рис. 11. Поверхность излома образца после ИПГ (а) и соответствующая ему микроструктура бейнита (б) (продольное сечение)



а)



б)

Рис 12. Поверхность излома образца после ИПГ (а) и соответствующая ему микроструктура бейнита (б) (поперечное сечение).

5. Методика количественной оценки ликвационной полосы

Большинство известных стандартов оценки качества проката предусматривают исследование образцов, отобранных от четверти толщины листа, не принимая во внимание центральную

область. В этой области, как правило, содержатся грубые следы зональной ликвации, которые достаточно трудно проработать при прокатке и которые оказывают негативное влияние на механические свойства листа.

На данный момент ликвационная полоса определяется по нескольким методикам, например методика Dillinger предусматривает визуальную оценку всей толщины листа, включая центральную зону. Назначение одного из шести классов производится при изучении темплетов листа невооруженным глазом. Эта методика не подразумевает какой-либо детальной оценки структуры ликвационной полосы при ее изучении на травленном шлифе в оптическом микроскопе, поэтому не учитывает ни размера и количества полос, ни неметаллических включений, декорирующих полосу. Вместе с тем, как известно, именно эти параметры ликвационной полосы являются решающими при формировании механических и коррозионных свойств металла в целом. Методика GB/T 13298 предусматривает назначение класса структуры горячекатаного листа, исходя из исследования его центральной зоны при увеличении $\times 200$. Дополнительно структура оценивается при увеличении $\times 500$, чтобы достоверно оценить неметаллические включения, декорирующие полосу. Такие включения либо широкая одиночная полоса являются основанием для назначения дополнительно штрафных 0,5 класса. Класс 1 присуждается структуре со слабо различимыми прерывистыми полосами в поле зрения, класс 2, когда таких полос не более трех; класс 3, когда таких полос более трех; класс 4, когда таких полос более 3, но они расположены близко друг к другу и равномерно.

Как показано выше, назначение балла (класса) структуры, в основном, производится качественно, при помощи визуальной оценки, в том числе невооруженным глазом, поэтому такие оценки развития ликвационной полосы неточны и субъективны.

Для повышения объективности оценки разработана методика количественной оценки развития ликвационной полосы в листовом прокате с помощью коэффициента микроструктурной неоднородности (КМН) [11], который рассчитывается по локальному удельному превышению микротвердости в осевой зоне. Показано, что КМН является однозначной характеристикой

сегрегации всех основных легирующих и примесных элементов стали, поэтому может служить объективной количественной характеристикой развития ликвационной полосы.

Однако разработанная методика, ввиду своей трудоемкости, применима только для исследовательских целей, поэтому для рутинного контроля была разработана методика количественной оценки ликвационной полосы с помощью анализа изображений.

За основу были взяты эталоны методики GB/T 13298.

При разработке методики оценки микроструктурной полосчатости феррито-перлитных и феррито-бейнитных сталей использовали метод направленных секущих [4,5]. Однако данный метод требует выделения по уровню серого темной структурной составляющей (перлита или карбидов в бейните). Современные трубные стали получают с использованием технологии термомеханической обработки, которая предусматривает применение в конце чистовой прокатки эффективных систем ускоренного охлаждения. Листовой прокат в этом случае имеет практически полностью бейнитную структуру и выделение какой-либо составляющей не представляется возможным, ввиду сложной морфологии бейнита. Более того, ликвационные полосы являются следствием зональной ликвации, наследуются от осевой химической неоднородности сляба и локализуются в центре листа, поэтому не подлежат оценке стереологическими методами.

Можно заметить, что изображение ликвационной полосы, по сути, является периодическим сигналом, для оценки параметров которого предлагается использовать спектральный анализ с использованием преобразования Фурье.

Для изображения микроструктуры центральной зоны, полученного при увеличении 200х, вычисляются средние значения уровня серого на секущих, параллельных линии прокатки ($M(y)$), колебания которых отражают наличие темных полос на изображении. С помощью дискретного преобразования Фурье рассчитывается спектр функции $M(y)$.

На рис.13 приведены изображения микроструктур осевой зоны с ликвационной полосой 1 и 4 баллов, а на рис. 14 их спектры.

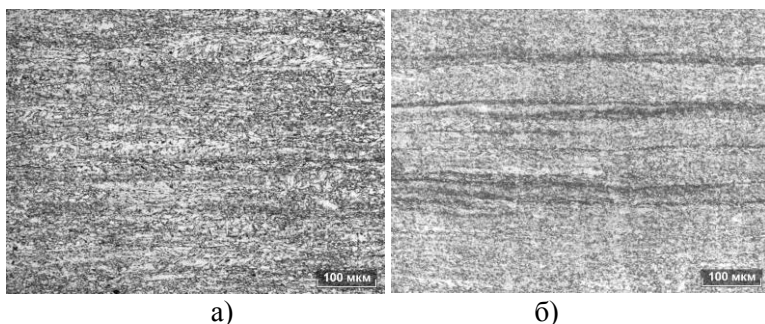


Рис. 13. Изображения микроструктуры осевой зоны. а) 1 балл, б) 4 балл

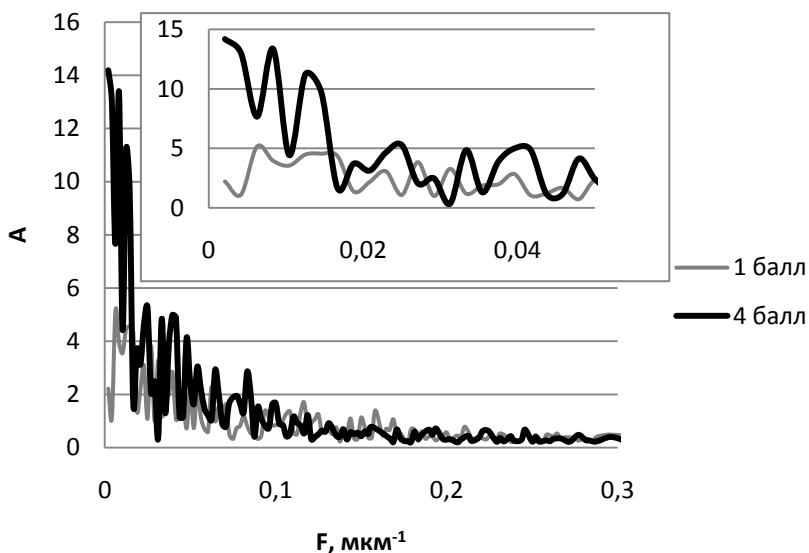


Рис. 14. Спектры функции $M(y)$ для изображений ликвационной полосы 1 и 4 баллов.

Методом экспертных оценок установлено, что амплитуда гармоник в диапазоне частот от 0 до $0,05 \text{ мкм}^{-1}$ наилучшим образом описывает степень развития ликвационной полосы в соответствии с эталонными шкалами. Таким образом, рассчитывается сумма амплитуд гармоник в данном диапазоне частот(L).

Уравнение регрессии, используемое для назначения балла, имеет следующий вид:

$$B = -3,56 + 0,08 * L \quad (1)$$

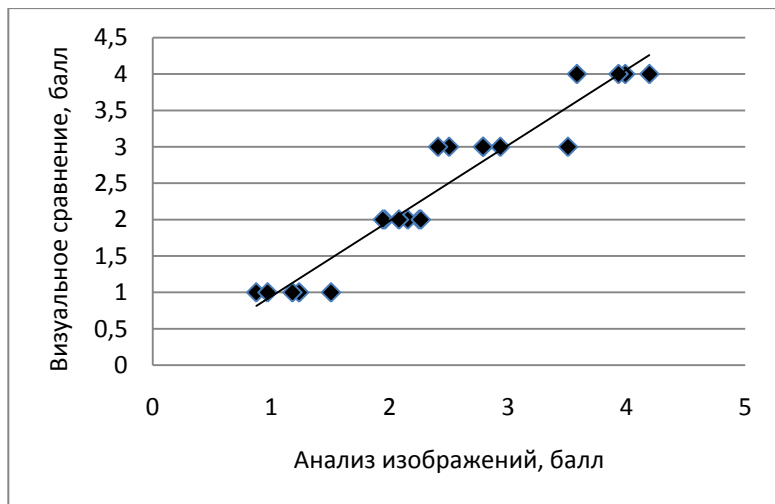


Рис.15. Результаты сличения баллов ликвационной полосы полученных методом сравнения с эталонами и с помощью анализа изображений.

Соответствие баллов полученных с помощью анализа изображений экспертным оценкам, приведенное на рис.15, говорит об адекватности разработанной методики. Балл, назначаемый таким образом, объективен, так как алгоритм анализа изображения не требует вмешательства оператора.

6. Методика количественной оценки загрязненности стали неметаллическими включениями.

К сожалению, в России сегодня нет ни одного отечественного стандарта, регламентирующего качество структуры материалов и основанного на стереологических измерениях с помощью автоматического анализа изображений. Вместо этого, как и десятки лет назад, для оценки структуры сталей и сплавов в большинстве российских стандартов

используются визуальные методы сравнения с помощью эталонных шкал. В этом смысле ГОСТ 1778-70 «Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений» является классическим примером такого стандарта, где, как например в методе Ш6, используется визуальная оценка сравнением наиболее загрязненного неметаллическими включениями поля зрения диаметром 1,2 мм с соответствующими эталонными шкалами.

Методика количественной оценки загрязненности стали неметаллическими включениями с помощью анализа изображений разработана и внедрена на десятках предприятий[12]. Методика предназначена для оценки загрязненности неметаллическими включениями листового и рулонного проката, используемого для производства нефтепроводных труб, а также при контроле качества труб и деталей трубопроводов в процессе их изготовления и последующей эксплуатации. Она описывает процедуру стереологических измерений, результатом которых является полученный с помощью автоматического анализа изображений балл, эквивалентный баллу ГОСТ 1778-70 и назначенный с помощью измеренных значений объемного содержания с учетом максимального размера неметаллических включений, обнаруженных на поле с максимальной загрязненностью.

В ГОСТ 1778-70 сравнение с эталонными шкалами производится при увеличении $\times 100$, однако при таком увеличении трудно или невозможно отличить оксиды от сульфидов, а также определить их точные метрические характеристики, поэтому для исследования неметаллических включений в стали, как и рекомендуется в ASTM E 1245, следует использовать более высокие увеличения вплоть до $\times 500$ и выше. Иными словами, чтобы «взглянуть» на ГОСТ 1778-70 «глазами» ASTM E 1245 следует иметь высокое разрешение, соответствующее увеличению $\times 500$, но при этом оценивать поле

зрения, видимое в окуляры микроскопа при увеличении $\times 100$. Это задача неразрешима в рамках классической металлографии, так как в микроскоп невозможно видеть много, но с хорошим разрешением, поэтому всегда нужно искать компромисс между изучаемой площадью и разрешением. Напротив, современными методами количественной металлографии с использованием анализатора изображения Thixomet[®] можно преодолеть эти ограничения, проводя измерения при высоком увеличении, например $\times 500$, а необходимую площадь, соответствующую размеру поля зрения, видимого в окуляры микроскопа при увеличении $\times 100$, собрать последовательной прецизионной склейкой «на лету» смежных полей зрения: пока предметный столик перемещается на соседнее поле зрения, предыдущее поле «пиксель в пиксель» стыкуется к полю, захваченному накануне. Так формируется панорамное изображение структуры сколь угодно большой площади, но с высоким разрешением.

6.1 Разделение включений по типам

Как показывают наши исследования, выполненные с помощью термодинамического моделирования и микрорентгеноспектрального анализа, основными продуктами раскисления трубных сталей являются алюминаты кальция различного состава от гексаалюминатов до эквимольных соединений $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaO}$, соединения на основе герцинита $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{FeO}$, магнезиальная шпинель $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$ и другие. Эти разнообразные по составу включения имеют весьма схожие внешние признаки с силикатами недеформирующимися (СН) и силикатами хрупкими (СХ), силикатами пластичными (СП) или оксидами строчечными (ОС). Поэтому, основываясь только на внешнем сходстве, а не на составе будем оценивать вышеперечисленные неметаллические включения-продукты раскисления трубных сталей алюминием и силикокальцием в

соответствии с теми типами включений, которые предусмотрены ГОСТ 1778-70. Описание алгоритма идентификации включений разных типов, основанного на различии их внешних признаков, приведено ниже.

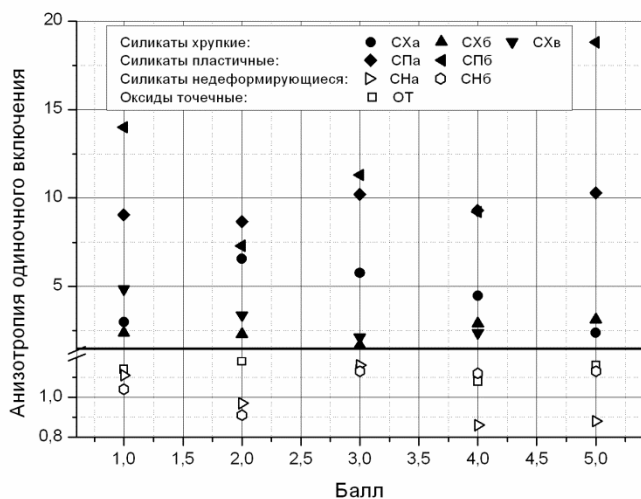


Рис.16. Выделение строчечных включений по анизотропии отдельного включения

Оценим эталонные шкалы ГОСТ 1778-70 с помощью стереологических измерений, предусмотренных ASTM E 1245, измерив на сканированных копиях изображений этих шкал: объемный процент неметаллических включений в поле зрения эталона, а также их количество в поле зрения, метрические характеристики и характер взаимного расположения. Эти данные будем использовать для разделения включений по типам, предусмотренным ГОСТ.

Вначале, сравнивая включения по уровню серого между собой и в сравнении с нетравленной матрицей, отделим сульфиды от включений кислородной группы, отнеся к последним все

кислородсодержащие включения (оксиды и силикаты). Это разделение произведем, подобрав соответствующие диапазоны порогов дискриминации для сульфидов и включений кислородной группы. Затем включения кислородной группы разделим по типам.

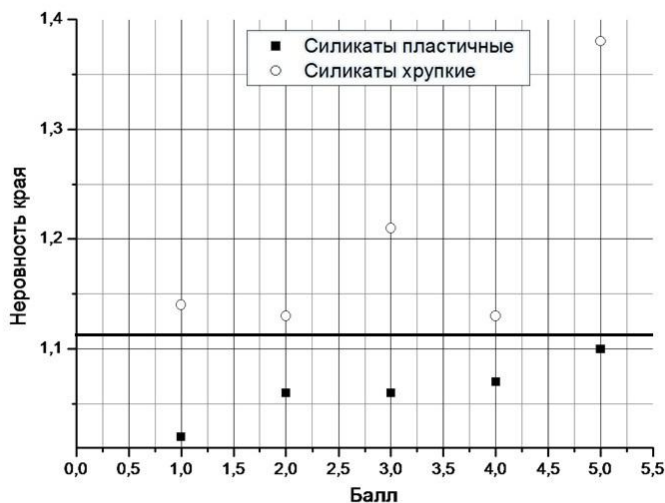


Рис.17. Разделение силикатов пластичных от силикатов хрупких по неровности края

Из всех включений выделим все строчечные включения, объединив их в группы по характеру взаимного расположения отдельных включений с учетом вытянутости группы включений в строчке. Присоединим к этим включениям другие, но теперь уже единичные строчечные включения (силикаты хрупкие и силикаты пластичные), выделив их по признаку анизотропии отдельных включений (рис. 16).

Из всех строчечных включений выделим оксиды строчечные (ОС) – это строчки включений, содержащие только глобулярные включения (анизотропия менее 2). Оставшиеся строчечные

включения разделим на силикаты хрупкие и силикаты пластичные по параметру неровности края (отношение периметра включения к периметру его выпуклой оболочки) (рис.17).

Из оставшихся включений выделим крупные включения размером более 30 мкм (рис. 18) или более мелкие, но такие, которых в поле зрения не более 8 штук (рис. 19). Эти включения отнесем к силикатам недеформирующимся, тогда остальные включения будут оксидами точечными.

Максимальный размер силикатов недеформирующихся (шкала б) для баллов 1-2 практически совпадает с размером оксидов точечных выше 3 балла, поэтому эти включения могут быть разделены только по их количеству в поле зрения, если они встречаются на шлифе раздельно. Если в одном поле зрения присутствуют и силикаты недеформирующиеся балла 1-2 и оксиды точечные балла 4-5, то разделить их невозможно, и все они будут оценены, как оксиды точечные. Эти же проблемы имеются и при визуальном сравнении с эталонными шкалами, так как различить силикаты недеформирующиеся от оксидов точечных, имеющих одинаковый размер, практически невозможно.

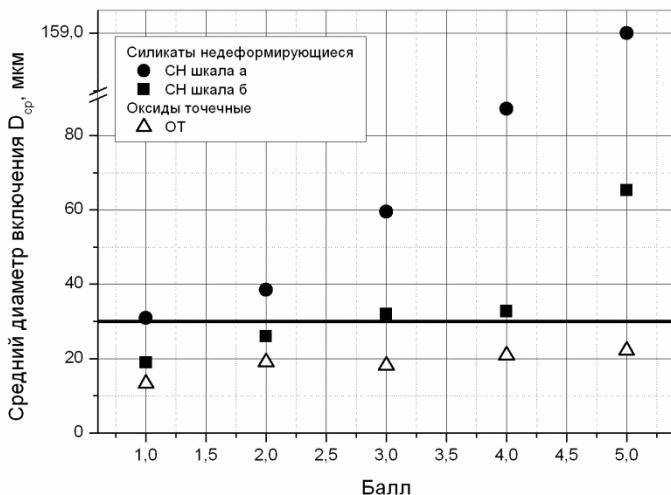


Рис. 18. Разделение силикатов недеформирующихся и оксидов точечных по их размеру (для балла 3–5)

Таким образом, разделены все включения в соответствии с требованиями ГОСТа, поэтому следующий этап - назначение балла на основе стереологических измерений объемного процента включений и максимального размера для каждого из найденных типов неметаллических включений.

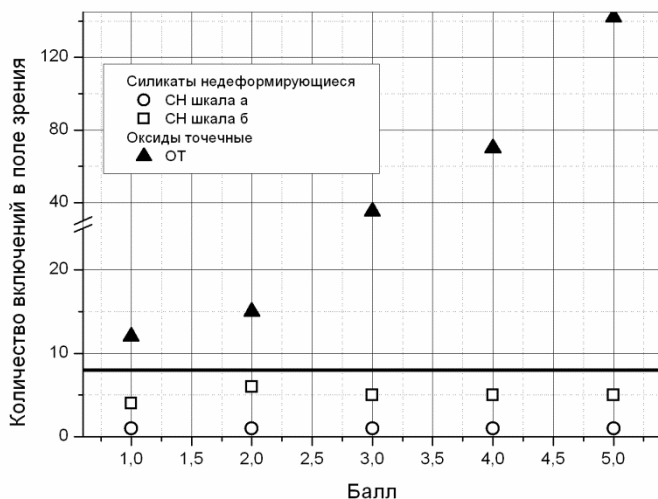


Рис. 19. Разделение силикатов недеформирующихся и оксидов точечных по их количеству в поле зрения (для балла 1–2)

6.2 Градуировочные кривые для назначения балла

Чтобы определить градуировочную кривую, связывающую баллы ГОСТ 1778-70 с объемным процентом включений по ASTM E 1245, рассмотрим зависимости, построенные на основе результатов «оцифровки» сканированных копий эталонных шкал, а также примем во внимание зависимости, положенные в основу создания этих шкал [13].

Для силикатов недеформирующихся диаметр единичных включений согласно теории, заложенной в создание эталонов, равен: 20, 25, 35, 55 и 90 мкм для 1, 2, 3, 4 и 5 балла [13], соответственно, откуда можно рассчитать объемный процент включений в поле зрения диаметром 800 мкм. Эта зависимость приведена на рис. 20 и описывает только шкалу а. Тем не менее, не станем ее корректировать, а оставим эту кривую в качестве

градуировочной, так как в заводской практике часто для назначения балла вместо стандартной шкалы используют прямые измерения диаметра включений.

Для всех остальных типов включений в соответствии с зависимостями, положенными в основу создания эталонных шкал, суммарная площадь всех включений в поле зрения должна возрастать от балла к баллу в геометрической прогрессии со знаменателем, равным 2.

Введем обозначения:

A_j – площадь j -го включения в поле зрения, мкм^2 ;

N – число включений в поле зрения;

B – балл, эквивалентный баллу ГОСТ 1778-70;

V_v – объемная доля включений в поле зрения;

d – диаметр поля зрения (1,2 мм для метода Ш6 ГОСТ 1778-70);

$A_{\text{макс}}$ – площадь включения максимального размера.

Тогда общий член геометрической прогрессии с первым членом $0,5 \times 10^{-3} \text{ мм}^2$ для сульфидов будет равен:

$$\sum_{j=1}^N A_j = 0,5 \cdot 10^{-3} \cdot 2^{B-1}, \quad (2)$$

С учетом того, что $\sum_{j=1}^N A_j = V_v \cdot \frac{\pi \cdot d^2}{4}$, получаем формулу

пересчета объемного процента сульфидов в соответствующий балл, эквивалентный баллу ГОСТ 1778-70:

$$B = 1 + \log_2 \frac{V_v \cdot \pi \cdot d^2}{0,2} \quad (3)$$

Как следует из рис. 4, теоретическая кривая, построенная по уравнению (3), неудовлетворительно описывает точки, полученные при «оцифровке» эталонных шкал сульфидов, особенно для баллов 3 и 4, поэтому найдем такую функцию,

которая наилучшим образом описывает эти экспериментальные точки и будем ее использовать для расчета балла:

$$B = 0,94 \cdot \ln \frac{V_V - 0,09}{0,008} \quad (4)$$

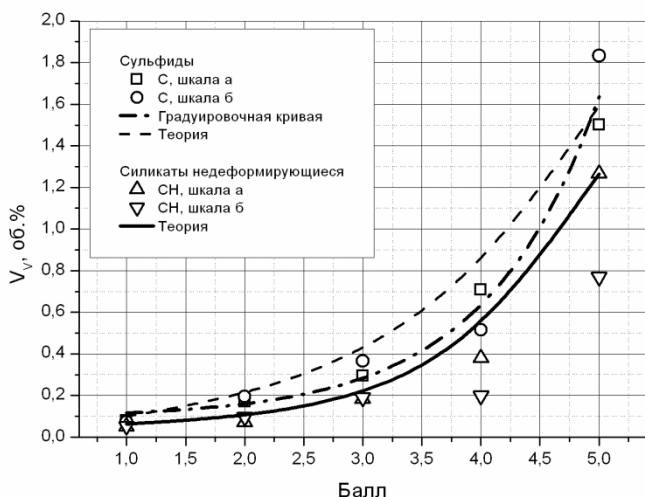


Рис. 20. К обоснованию градуировочной кривой для назначения балла по сульфидам и силикатам недеформирующимся (на основе объемного процента)

Для всех строчечных включений и включений типа «оксиды точечные» формула общего члена геометрической прогрессии с первым членом $0,27 \times 10^{-3} \text{ мм}^2$ будет равна:

$$\sum_{j=1}^N A_j = 0,27 \cdot 10^{-3} \cdot 2^{B-1} \quad (5)$$

Отсюда получаем:

$$B = 1 + \log_2 \frac{V_V \cdot \pi \cdot d^2}{0,108} \quad (6)$$

Как следует из рис. 21, теоретическая кривая проходит лишь по нижней границе экспериментальных точек, поэтому найдем кривую, которая наилучшим образом описывает все точки «оцифрованных» эталонных шкал и будем ее использовать для расчета балла:

$$B = 1,2 \cdot \ln \frac{V_v - 0,04}{0,017}, \quad (7)$$

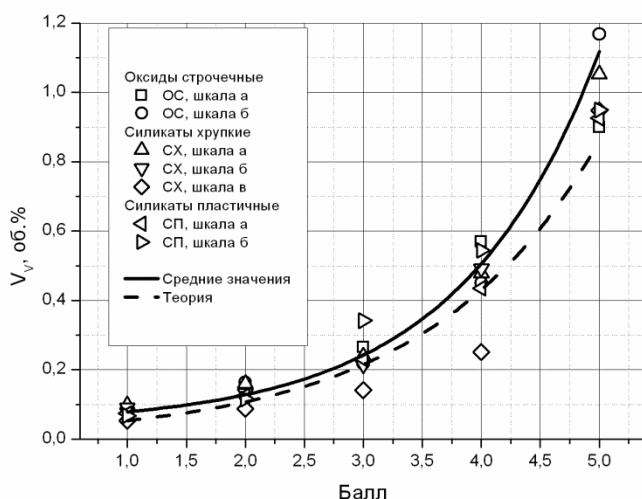


Рис. 21. К обоснованию градуировочной кривой для назначения балла по силикатам хрупким, силикатам пластичным и оксидам строчечным (на основе объемного процента)

Известно, что причиной разрушения металла может стать не только и не столько содержание, сколько максимальный размер отдельных неметаллических включений. В большинстве эталонных шкал ГОСТа максимальный размер значительно увеличивается с увеличением балла (рис. 22,23). Чтобы учесть это обстоятельство при назначении балла, введем проверку соответствия назначенного по объемному содержанию балла

предельной максимальной площади включений, предусмотренной для этого балла (рис.22).

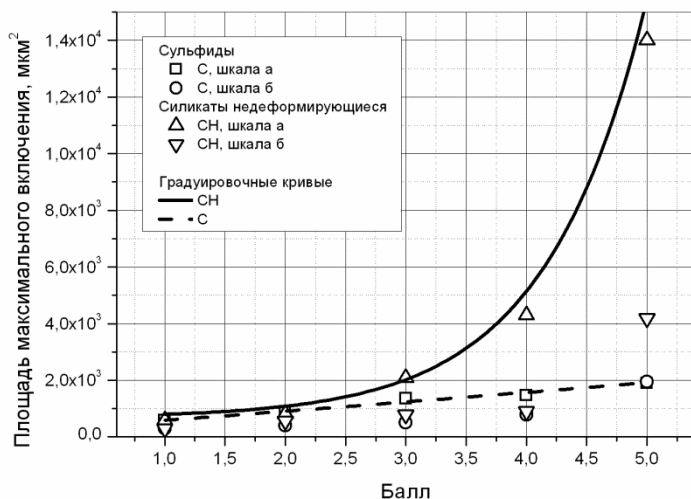


Рис. 22. К обоснованию градуировочной кривой для назначения балла по сульфидам и силикатам недеформирующимся (на основе максимальной площади единичных включений)

Для силикатов недеформирующихся и сульфидов кривые предельной максимальной площади единичных включений рассчитываются, соответственно, по уравнениям (рис.22):

$$B = 37 \cdot \exp \frac{A_{\text{макс}}}{0,83} + 673 \quad (8)$$

$$B = 329 \cdot A_{\text{макс}} + 267 \quad (9)$$

Для силикатов хрупких и силикатов пластичных кривая предельной максимальной площади единичного включения (рис. 23), рассчитывается по уравнению:

$$B = 156 \cdot \exp \frac{A_{\text{макс}}}{1,2} + 657 \quad (10)$$

Не станем принимать во внимание оксиды точечные и оксиды строчечные в переназначении балла по максимальной площади единичного включения, так как эти включения слишком малы и равномерно распределены по полю зрения, чтобы стать причиной разрушения.

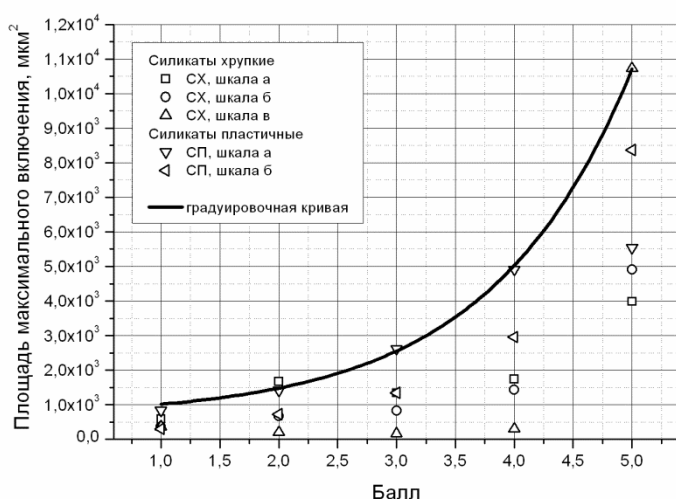


Рис. 23. К обоснованию градуировочной кривой для назначения балла по силикатам хрупким и силикатам пластичным (на основе максимальной площади единичных включений)

Таким образом, на основе результатов стереологических измерений объемного процента и размера включений, используемых в ASTM E 1245-03, можно объективно назначать балл по ГОСТ 1778-70, при этом измерения следует проводить на площади поля зрения, оговоренной ГОСТ, но с разрешением, оговоренным ASTM.

6.3 Подготовка образцов к измерениям

Пробоотбор производят в соответствии с ГОСТ 1778-70. При этом площадь поверхности образцов должна обеспечивать изготовление шлифов площадью не менее 200 мм² каждый.

Процесс приготовления шлифов должен обеспечить высокое качество их поверхности, необходимое для обработки анализатором изображений. Шлифы тщательно промываются водой от остатков полировальных суспензий и протираются спиртом. На поверхности металла не должно оставаться разводов от спирта, частиц бумаги или ваты. Не допускается наличие царапин шириной более чем 1,0 мкм. Оценка включений производится на нетравленных шлифах.

6.4 Реализация методики с помощью анализатора изображения Thixomet

Разработанная методика реализована в анализаторе изображения Thixomet и в настоящее время проходит апробацию на трубных заводах и в научно-исследовательских институтах с целью последующего использования для оценки загрязненности неметаллическими включениями основного металла листового и рулонного проката, предназначенного для изготовления нефтепроводных труб.

Весь цикл измерений состоит из следующих действий:

- визуальный поиск участка шлифа с наибольшим баллом загрязненности по каждому типу включений через окуляры микроскопа при увеличении $\times 100$ и установка объектива с более высоким увеличением;
- изготовление панорамы участка шлифа с наибольшим баллом загрязненности, найденным при визуальном поиске;
- детектирование включений;
- разделения включений по типам;

- назначение балла для каждого из найденных типов включений в соответствии с градуировочными кривыми.

Далее снова устанавливается объектив $10\times$, предметный столик микроскопа переводится на следующий участок шлифа с максимальным баллом и вышеназванный цикл измерений при повышенном увеличении повторяется.

Образец устанавливают таким образом, чтобы его продольная ось, совпадающая с направлением деформации, располагалась вдоль оси x предметного столика.

Следует проверить центровку источника света в микроскопе и отрегулировать уровень освещенности так, чтобы изучаемое поле зрения освещалось равномерно. Если, несмотря на предпринятые меры, неравномерность освещенности сохраняется, то затемненная часть поля зрения не должна мешать детектированию наиболее светлых неметаллических включений (сульфидов).

Увеличение в системе должно обеспечивать достаточное разрешение, чтобы правильно идентифицировать включения. Необходимо использовать объективы с увеличением от $20\times$ до $50\times$, что соответствует размеру пикселя от 0,6 до 0,2 мкм. Более низкое увеличение для проведения измерений не допускается. Увеличение $\times 100$ используется при наблюдении в окуляры микроскопа только для поиска наиболее загрязненного поля зрения. Следует пользоваться одним и тем же объективом для всех измерений образцов внутри одной и той же плавки.

Установка порогов дискриминации по уровню серого для раздельного детектирования сульфидов и включений кислородной группы производится таким образом, чтобы детектировались все включения, в том числе мелкие, без увеличения размеров крупных включений. Выбранные пороговые установки следует опробовать на включениях по нескольким полям зрения перед началом анализа. Пороговый интервал для включений кислородной группы имеет более

низкие численные значения уровня серого, в то время как интервал для сульфидов несколько выше. Эти установки следует уточнять, используя фликер-метод для нескольких случайно выбранных полей зрения.

Если все-таки не удастся детектировать мелкие включения без передетектирования крупных, то в анализаторе изображения Thixomet имеется возможность ввести второй диапазон порогов дискриминации отдельно для мелких включений того же типа, тогда возникающее при этом передетектирование крупных частиц не будет принято во внимание при расчете границ включений. Так устраняется задача поиска компромисса, оговоренного в ASTM E1245, как неизбежная проблема при измерениях разновеликих включений.

6.5 Измерение стереологических параметров

Для оценки объемной доли неметаллических включений в стали на каждой панораме измеряется площадь всех детектированных включений отдельно для каждого типа: кислородной группы, в том числе строчечных включений (СХ, ОС, СП), крупных единичных включений (СН), мелких точечных включений (ОТ) и сульфидов. При этом измеряются только те включения, которые остаются внутри тестовой окружности диаметром, равным диаметру поля зрения в методе ШБ 1778-70 (1,2 мм). Для минимизации краевого эффекта при измерениях следует избегать попадания включений на границы этой тестовой окружности. При анализе всех панорам, изготовленных на наиболее загрязненных полях зрения, сохраняются только наибольшие значения объемной доли и максимальной площади отдельных включений раздельно по разным типам включений (кислородной группы и сульфидам), в том числе раздельно для всех разновидностей включений кислородной группы (СХ, ОС, СП), СН, ОТ.

Любые стереологические измерения предполагают равномерное распределение «второй» составляющей в металлической матрице, поэтому, строго говоря, экзогенные включения не могут быть оценены так же, как вышерассмотренные эндогенные включения. Тем не менее, учитывая специфику настоящей методики, предназначенной для оценки металла ответственного назначения, будем учитывать экзогенные включения и поры наравне с эндогенными, как включения кислородной группы.

6.6 Обработка результатов с помощью программного обеспечения

На каждой i -ой панораме, изготовленной при увеличении от $\times 200$ до $\times 500$ в форме окружности диаметром, равным диаметру поля зрения в методе Ш6 ГОСТ 1778-70, рассчитывается объемная доля включений каждого типа, которая равна доле включений по площади и вычисляется делением суммы площадей всех детектированных включений данного типа на площадь панорамы:

$$V_{Vi} = A_{Ai} = \frac{\sum_{j=1}^{N_i} A_j}{A_T}, \quad (11)$$

где: A_{Ai} – доля включений по площади в текущей i -ой панораме; V_{Vi} – объемная доля включений в текущей i -ой панораме; N_i – количество включений в текущей i -ой панораме; A_T – площадь панорамы, равная площади поля зрения в методе Ш6 ГОСТ 1778-70 (1,1304 мм²).

Для каждого образца сохраняется в памяти компьютера только максимальное измеренное значение объемной доли, выбранное из всех наиболее загрязненных полей зрения,

найденных при визуальном изучении образца в окуляры микроскопа при увеличении $\times 100$. Среднее значение максимальной загрязненности для плавки рассчитывается по результатам исследования образцов, отобранных от этой плавки:

$$\bar{V}_V = \bar{A}_A = \frac{\sum_{i=1}^n A_{Ai}}{n}, \quad (12)$$

где $\bar{V}_V$ и $\bar{A}_A$ – средние значения содержания включений по объему и по площади, соответственно, рассчитанные по максимально загрязненному полю для всех исследованных образцов; n – число измеренных образцов.

Включения кислородной группы разделяются по типам, а все измеренные значения объемной доли каждого из типов включений кислородной группы и сульфидов пересчитываются в соответствующий балл, эквивалентный баллу ГОСТ 1778-70, контролируя при этом наибольшую площадь единичного включения, которая не должна превышать предельные значения для соответствующего балла.

6.7 Сравнение данных автоматического и визуального анализа

Результаты сличения балла, полученного методом экспертных оценок, и результатов измерений, произведенных с помощью анализатора изображения Thixomet, на примере включений типа силикаты недеформирующиеся (рис. 24) и строчечные включения (рис. 25), показывают их хорошую сходимость.

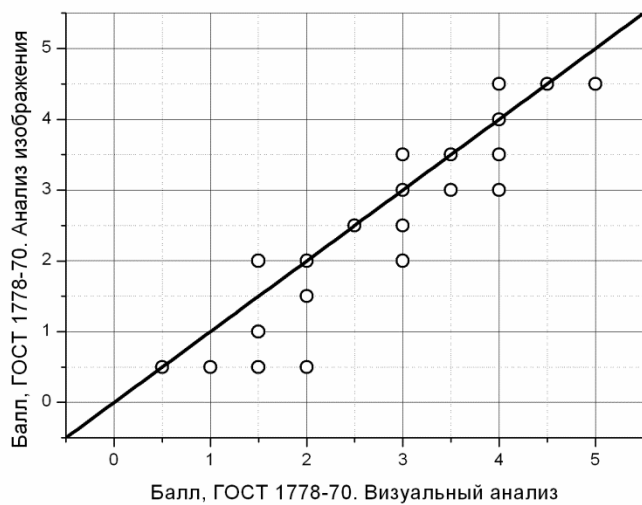


Рис. 24. Сравнение данных визуального и автоматического анализа для силикатов недеформирующихся

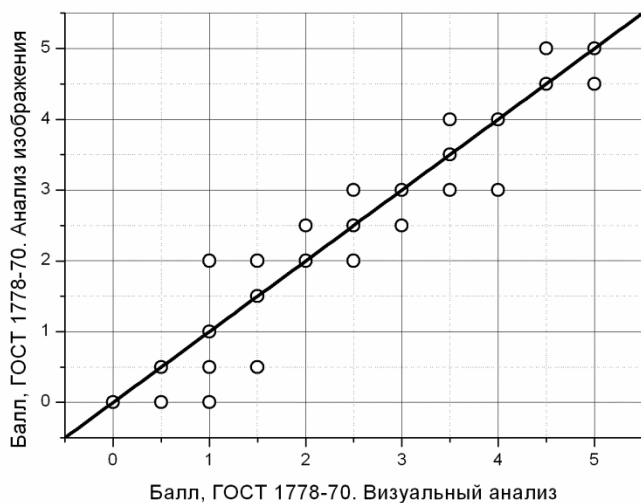


Рис. 25. Сравнение данных визуального и автоматического анализа для строчечных включений

На рисунке 26 приведен внешний вид интерфейса программного обеспечения Thixomet при оценке загрязненности стали неметаллическими включениями.

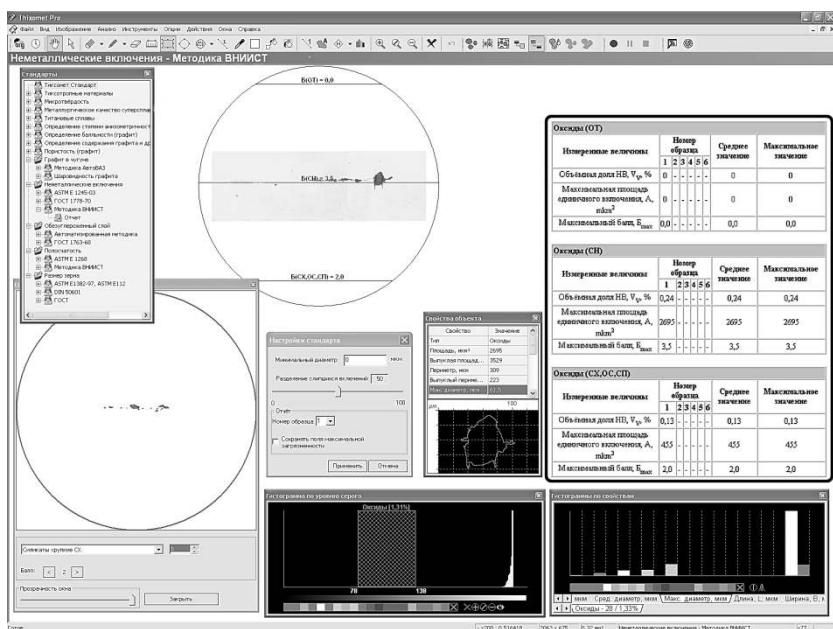


Рис. 26. Внешний вид интерфейса программного обеспечения Thixomet при оценке загрязненности стали неметаллическими включениями

7. Влияние структурной неоднородности в феррито-бейнитных штрипсовых сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств

Определяющее влияние на свойства стали оказывает ее структура, зависящая от уровня и композиции легирования, технологии термической и термомеханической обработки, причем именно особенности внутреннего строения определяют уровень прочностных характеристик и склонность к хрупким разрушениям [14]. Однако, если в более ранних исследованиях с очевидностью было установлено, что по сравнению с углеродистыми сталями с ферритной структурой легированные стали с мартенситной структурой отличаются более высоким сопротивлением хрупким разрушениям, то для

низкоуглеродистых низколегированных сталей со смешанной структурой все еще затруднительно установить наиболее оптимальное структурное состояние, обеспечивающее высокие значения прочностных характеристик в сочетании с высоким уровнем вязкости.

Для получения высокого комплекса свойств в низкоуглеродистой низколегированной стали необходимо сформировать высокодисперсную субструктуру, обеспечивающую в соответствии с установленными Холлом и Петчем закономерностями и развитыми в дальнейшем представлениями одновременное повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ и понижение температуры хрупко-вязкого перехода $T_{\text{пер}}$:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_i + k_1 d_1^{-1/2} + k_2 d_2^{-1} \quad [15, 16]$$

$$T_{\text{пер}} = A - B \ln d_1^{-1/2} \quad [17]$$

где σ_i – напряжение трения решетки, k_1, k_2 – постоянные, d_1, d_2 – размер зерна или субзерна, A, B – постоянные металла.

При производстве высокопрочных штрипсовых сталей, поставляемых с ограниченным уровнем легирования ($C_{\text{экв}} = 0,38 - 0,44\%$ ¹) вследствие высокой металлоемкости магистральных трубопроводов и большого объема сварочных работ, для формирования мелкозернистой структуры используют термомеханическую обработку (ТМО). В связи с этим крайне важным является получение в низкоуглеродистых низколегированных сталях квазиизотропной структуры с заданным соотношением составляющих и их морфологическое подобие (размер зерен и субзерен, плотность дислокаций, доля и размер включений) [18-20], при этом существенное значение имеет размер зерна аустенита.

В процессе и по окончании горячей пластической деформации или при междеформационных паузах основными процессами, которые оказывают влияние на формирование аустенитной структуры, являются динамическая и метадинамическая рекристаллизация, статический возврат и

¹

$$C_{\text{экв}} = C + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15}, \%$$

статическая рекристаллизация (первичная, вторичная, собирательная), позволяющие измельчить аустенитное зерно. При последующем охлаждении из мелкозернистого рекристаллизованного аустенита формируется феррито-бейнитная структура с бейнитом преимущественно глобулярной морфологии [21], близкой к морфологии квазиполигонального феррита, рис. 26а, в результате чего после превращения происходит дробление аустенитного зерна, исходная фрагментация усиливается [22], что позволяет обеспечить достаточно высокий уровень прочностных характеристик, вязкости и хладостойкости стали.

Однако в штрипсовых сталях вследствие высокого содержания микролегирующих элементов зачастую не удается обеспечить формирования рекристаллизованного аустенита, и при охлаждении из нерекристаллизованных зерен аустенита формируются вытянутые в направлении прокатки крупные области реечного бейнита, при этом разбиения аустенитного зерна не происходит рис. 26 б. Было установлено [23], что наличие таких областей обуславливает снижение сопротивления стали хрупким разрушениям, однако количественная оценка доли таких областей, приводящих к снижению свойств, представлялась затруднительной из-за отсутствия методик выявления реечного бейнита в структуре феррито-бейнитной стали.

Разработка описанной в настоящей главе методика количественной оценки реечного бейнита позволила исследовать взаимосвязь структуры и механических свойств при растяжении и ударном изгибе листового проката штрипсовых сталей с пределом текучести от 485 до 625 Н/мм² для определения количественного критерия оценки структурной анизотропии феррито-бейнитных сталей, обеспечивающего заданные требования к уровню их механических характеристик.

Исследования проводили на марганцевых и марганцево-никелевых штрипсовых сталях классов прочности К56, К60 (Х70), К65 (Х80) с ферритно-бейнитной структурой после контролируемой прокатки. Исследуемые стали отличались различным уровнем прочностных характеристик и работы удара, что позволило найти закономерности влияния структуры на

свойства. В многомерный статистический анализ были вовлечены все характеристики структуры, оцененные по вышеописанным методикам, а также дисперсность структуры и неметаллические включения. Однако все исследованные свойства адекватно описываются только такой характеристикой неоднородности стали, как размер и количество блоков речного бейнита. Именно эта структурная неоднородность сегодня является самым слабым звеном структуры штрипса.



а)



б)

Рис. 27. Феррито-бейнитная структура с гранулярным (а) и речным (б) бейнитом в низкоуглеродистой низколегированной стали

Ниже приведены примеры влияния объемной доли бейнита речной морфологии с блоками длиной более 100 мкм на механические свойства стали.

В результате статистического анализа всех полученных данных по трем категориям прочности было получено уравнение регрессии (13), адекватно описывающее экспериментальные данные с коэффициентом корреляции 0,9:

$$B = 129,68 + 0,99 \times T_{\text{исп}} - 3,71 \times V_{B>100\text{мкм}} \quad (13)$$

где: B – количество вязкой составляющей в изломе ИПГ, %;
 $T_{\text{исп}}$ – температура проведения ИПГ, °C; $V_{B>100\text{мкм}}$ – объемная доля

бейнита речной морфологии с блоками длиной более 100мм, %.

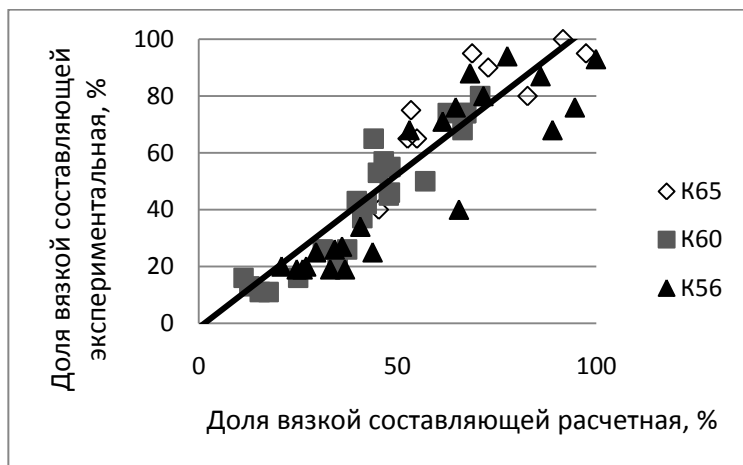


Рис. 28. Соотношение расчетных и экспериментальных значений вязкой составляющей в изломе проб ИПГ

По уравнению (13) построены графики зависимости доли вязкой составляющей от объемной доли бейнита речной морфологии ($D > 100 \text{ мкм}$) при заданных температурах в диапазоне от -20° до -60° .

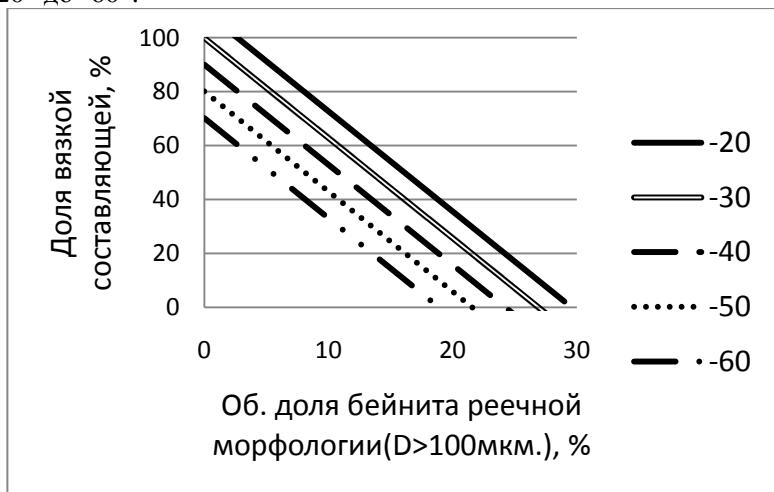


Рис. 29. Расчетные значения вязкой составляющей в изломе проб ИПГ

Для стали категории прочности К65 получено уравнение регрессии, адекватно описывающее предел прочности (σ_B) с объемной долей блоков бейнита речной морфологии размером более 100 мкм:

$$\sigma_B = 698,44 - 3,01 \times V_{B \geq 100 \text{ мкм}} \quad (14)$$

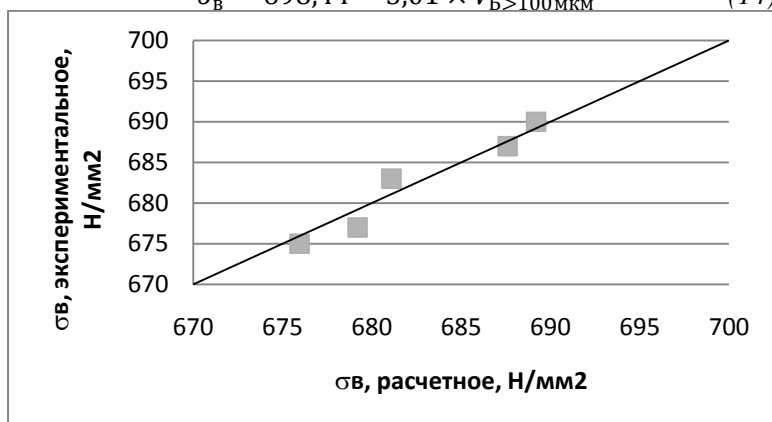


Рис. 30. Соотношение расчетных и экспериментальных значений пределов прочности для сталей категории прочности К65

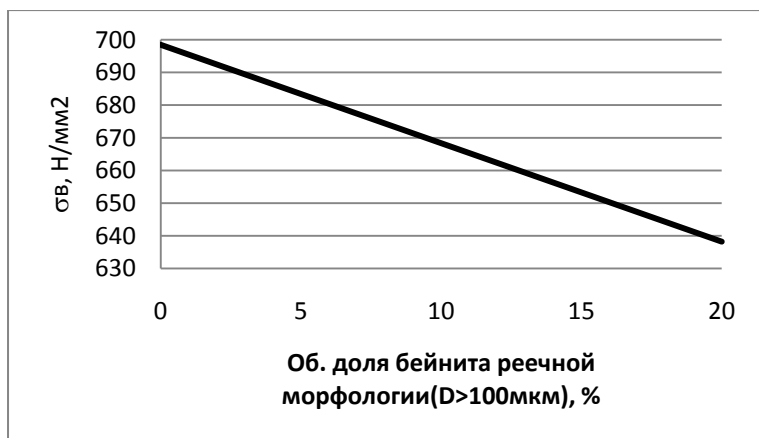


Рис. 31. Расчетные значения предела прочности для К65

Для категории прочности K56 получено уравнение регрессии, связывающее ударную вязкость (KCV) с объемной долей бейнита речной морфологии с блоками длиной более 100 мкм, %:

$$KCV = 675,17 - 85,53 \times V_{B>100\text{мкм}} \quad (15)$$

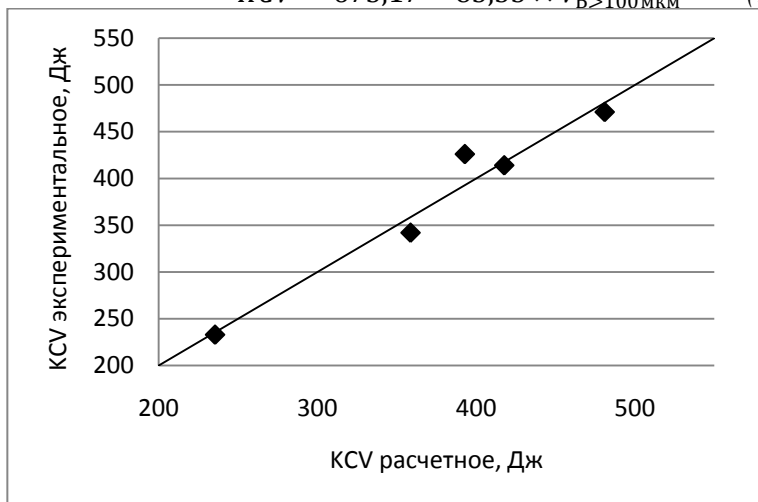


Рис. 32. Соотношение расчетных и экспериментальных значений ударной вязкости для сталей категории прочности K56

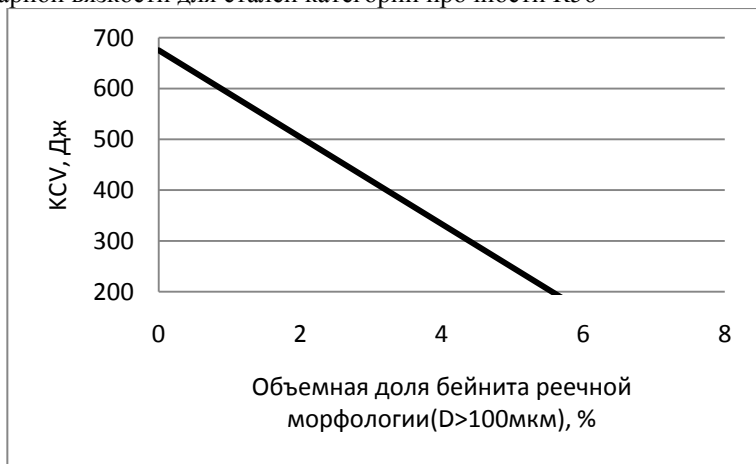


Рис. 33. Расчетные значения ударной вязкости для категории прочности K56

Таким образом, для повышения прочностных характеристик трубных сталей исследованных классов прочности необходимо минимизировать размер бейнитных областей реечной морфологии, причем для каждого класса прочности стали можно найти предельные размеры таких областей и соответствующую им объемную долю (рис. 29,31,33).

8. Заключение

Панорамные методы исследования структуры материалов являются безальтернативным будущим современной металлографии и позволяют гармонизировать старые ГОСТы, основанные на стандартных шкалах, и современные нормы западных стран (главным образом ASTM), основанные на автоматизированных методах анализа изображений.

Рассмотрены в деталях основные положения новых методик, основанных на автоматизированных методах анализа изображений: полосчатости и анизотропии стали, включая оценку блоков реечного бейнита и ликвационную полосу, а также содержание неметаллических включений.

На примере низкоуглеродистых трубных сталей показаны возможности количественной металлографии для прогнозирования механических свойств штрипса.

Контрольные вопросы

1. Почему устарели ГОСТы для оценки качества структуры трубных сталей?
2. Почему структура по сравнению с механическими свойствами является более объективным показателем потребительских свойств стали?
3. Почему нельзя оценить полосчатость, исследуя одно поле зрения при любом фиксированном увеличении?
4. Почему коэффициентом анизотропии нельзя описать полосчатость структуры?
5. В чем существо метода направленных секущих?

6. Почему только коэффициент $\frac{\sigma_{VL\parallel}}{\sigma_{VL\perp}}$ характеризует структурную полосчатость стали?
7. Как работает дерево решений для назначения балла полосчатости?
8. Какова последовательность действий при оценке полосчатости с помощью анализа изображений?
9. В чем существо методов текстурного анализа для оценки микроструктурной анизотропии?
10. Какова физическая идея выявления блоков реечного бейнита методами пленочного травления?
11. Почему блоки одинаковой кристаллографической направленности после пленочного травления шлифа окрашиваются при исследовании в поляризованном свете в одинаковый цвет?
12. Почему размер блоков реечного бейнита оказывает влияние на механические свойства стали?
13. Какова природа образования ликвационной полосы?
14. Почему микротвердость, измеренная поперек ликвационной полосы, может служить коэффициентом микроструктурной неоднородности?
15. Почему для металлографической оценки ликвационной полосы в феррито-бейнитных и бейнитных сталях нельзя использовать классический метод выделения структурной составляющей по уровню серого?
16. Измерения на каких секущих и каких характеристик уровня серого отражает наличие и степень развития ликвационной полосы?
17. Как преодолеть проблему классической металлографии: в оптический микроскоп невозможно видеть много, но с хорошим разрешением?
18. Почему устарел ГОСТ 1778-70?
19. По каким признакам происходит разделение неметаллических включений на типы в соответствии с требованиями ГОСТ 1778-70?
 - a. оксиды от сульфидов
 - b. строчечные включения от точечных

- c. силикаты пластичные от силикатов хрупких
 - d. силикаты недеформирующиеся от оксидов точечных
20. Как можно привести в соответствие измерения по ASTM E 1245 и оценку по ГОСТ 1778-70?
 21. Назовите основные этапы методики оценки неметаллических включений в стали с помощью анализатора изображения.
 22. Что является слабым звеном структуры штрипса при современном уровне его производства.
 23. Какой нижний предел размера блоков бейнита речной морфологии, который оказывает негативное влияние на свойства стали?

Список литературы

1. Shigeaki Ogibayashi, Advances in Technology of Oxide Metallurgy. Nippon steel technical report. No. 61 April 1994. – 76 с.
2. Новости металлургии по странам и регионам. Китай. Новый толстолистовой стан компании Xiangtan. Черные металлы. 2010, №12, с. 10.
3. С. А. Салтыков. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. - 376 с.
4. «Методика количественной оценки структурной полосчатости низколегированных трубных сталей с помощью автоматического анализа изображений» ОАО ВНИИСТ, Москва, 2007 г.
5. Казаков А.А., Киселев Д.В., Андреева С.В., Чигинцев Л.С., Головин С.В., Егоров В.А., Марков С.И. Разработка методики количественной оценки микроструктурной полосчатости низколегированных трубных сталей с помощью автоматического анализа изображений. Черные металлы. №7-8. 2007, с. 31-37.
6. «Методика оценки структурной полосчатости низколегированных трубных сталей с помощью эталонных шкал» ОАО ВНИИСТ, Москва, 2006 г.

7. Прэтт У.К. Цифровая обработка изображений. Пер. с англ. - М.: Мир, 1982. –Кн.1 -312 с. (William K. Pratt. Digital Image Processing. - A Willey - Interscience Publication. John Willey and Sons. 1978.)
8. Малахов Н.В., Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И., Казаков А.А. Структурная неоднородность и методы ее снижения для повышения качества конструкционных сталей. Вопросы материаловедения. №3(59), 2009, с.52-64.
9. Патент РФ №2449055. Способ исследования структуры трубных сталей.
10. А.А.Казаков, Е.И.Казакова, Д.В.Киселев, Г.Д.Мотовилина. Разработка методов оценки микроструктурной неоднородности трубных сталей. Черные металлы. №12. 2009, с. 12-15.
11. Казаков А.А., Чигинцев Л.С., Казакова Е.И., Рябошук С.В., Марков С.И. Методика оценки ликвационной полосы листового проката. Черные металлы. №12. 2009, с.17-22.
12. «Методика определения загрязненности стали неметаллическими включениями с помощью автоматического анализа изображений» ОАО ВНИИСТ, Москва, 2007 г.
13. А.Н. Червяков. Металлографическое определение включений в стали. М.: Металлургиздат, 1962. – 248 с.
14. Анастасиади Г.П., Сильников М.В. Неоднородность и работоспособность стали.- СПб.: ООО « Издательство «Полигон»», 2002, 624с.
15. Козлов Э.В. Параметры мезоструктуры и механические свойства однофазных металлических материалов. Вопросы материаловедения, 2002, № 1 (29), с.50-69.
16. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск, Наука, 1990, 255с.
17. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев, Наукова думка, 1975, 316с.
18. Микляев П.Т., Фридман Я.Б. Анизотропия механических свойств металлов. – М.: Металлургия, 1986, 226с.

19. Кудря А.В. Роль разномасштабных структур в обеспечении пластичности и вязкости структурно-неоднородных сталей. «МиТОМ», 2005, №5, с.18 - 24
20. Хлусова Е.И., Михайлов М.С., Орлов В.В. Особенности формирования структуры толстолистовой низкоуглеродистой стали при термомеханической обработке. //Деформация и разрушение, 2007, № 6, с.18-25.
21. Хлусова Е.И., Круглова А.А., Орлов В.В. Влияние горячей пластической деформации в аустенитной области на формирование структуры низколегированной низкоуглеродистой стали. МиТОМ, 2007, № 12, с. 3-8.
22. Рыбин В.В., Хлусова Е.И., Нестерова Е.В., Михайлов М.С. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением. //Вопросы материаловедения, 2007, № 4(52) с. 329-340.
23. Малахов Н.В., Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И., Казаков А.А. Структурная неоднородность и методы ее снижения для повышения качества конструкционных сталей. //Вопросы материаловедения, 2009, №3 (59), с. 52-64.