

ної кристалічної фази, що розпадається при температурі вище 350°C на суміш рівноважних фаз Ni + Ni₃P.

2. У покритті Ni₉₅P₅ виявлено нанокристали (D ~ 11,5 нм) твердого розчину фосфіду Ni₃P в ГЦК-решітці Ni, який зберігає стійкість до температури 250° С. При T > 350°C розвиваються процеси розпаду твердого розчину і укрупнення структури.

3. Максимальні значення мікротвердості покриття складу Ni₉₅P₅ досягаються при розмірі нанокристалітів D ~ 39.5 нм після ізохронних відпалів при T = 350°C. Для покриття складу Ni₈₈P₁₂ найвищі значення H_μ відповідають відпалам при T = 580°C.

ЛІТЕРАТУРА

1. Гусев А.И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства / Гусев А.И. // Екатеринбург. – 1998. – 198с.
2. Вишенков С.А. Химические и электрохимические способы осаждения металлопокрытий / Вишенков С.А. – М.: Машиностроение, 1975. – 312с.
3. Каган А.С. Метод моментов в рентгенографии / Каган А.С. // Заводская лаборатория. – 1980. – № 5. – С.81-89.
4. Абросимова Г.Е. Влияние размера на совершенство структуры нанокристаллов на основе Al и Ni / Абросимова Г.Е., А.С. Аронин // Физика твердого тела. – 2008. – Том 50, вып. 1. – С.154-158.
5. Гуткин М.Ю. Физическая механика деформируемых наноструктур / Гуткин М.Ю., Овидько И.А. // СПб: Янус. – Т.1, 2003. – 194с.; Т.2, 2005. – 352с.
6. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / Гусев А.И. // М.: Физматлит, 2007. – 416с.
7. Золотухин В.И. Нанокристаллические металлические материалы / Золотухин В.И. // Соросовский Образовательный журнал. – 1998. – № 8. – С.62-67.
8. Черепанов В.А. Учебно-методический комплекс дисциплины по теме « Рентгеновские и нейтронные методы исследования наноматериалов» / Черепанов В.А. // Екатеринбург, 2007. – 104с.

Надійшла до редколегії 01.04.2013.

УДК 612.791

СУХОМЛИН В.И., к.т.н., доцент
 ЧЕРЕДНИК Е.А., ст. преподаватель
 РЕЙДЕРМАН Ю.И., к.т.н., доцент
 ЛАУХИН Д.В.*, д.т.н., профессор
 МАКОВСКАЯ А.В.*, к.т.н., м.н.с.

Днепродзержинский государственный технический университет
 *Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры,
 г. Днепропетровск

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 10Г2ФБ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ. ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ (ЧАСТЬ III)

Введение. *Электронная микроскопия.* Первые микроскопы появились благодаря работам Роберта Гука (1635-1703 г.г.) и Антони ван Левенгука (1632-1723 г.г.), которые не только изготовили оригинальные микроскопы, но и успешно применили их для исследований. С этого момента берет свое начало микроскопия – методика наблюдения и исследования объектов и их деталей, неразличимых невооруженным глазом.

Изготовленные в 1824 г. французской фирмой Шевалье объективы из нескольких ахроматических линз значительно снизили оптические aberrации и повысили увеличение микроскопов до 1000, а разрешающую способность довели до 1000 нм. (10000 ангстрем). Такие же параметры увеличения и разрешения имеют и современные оптические микроскопы.

Предельное разрешение оптических микроскопов не может быть улучшено из-за волновой природы видимого света. В 1874 году немецкий физик Эрнст Карл Аббе (1840-1905 г.г.) опубликовал работу, в которой приведена формула расчета предельного разрешения любого микроскопа. Физический смысл ее сводится к тому, что предельное (теоретическое) разрешение микроскопа не может быть меньше, чем половина длины волны излучения, в котором формируется увеличенное изображение объекта.

Открытие в 1924 г. французским ученым Луи де Бройлем (1892-1987 г.г.) волновой природы электрона подтолкнуло физиков к попытке использовать способности электронов к отклонению и фокусировке. Учитывая, что уже при ускоряющем напряжении в 50000 В можно получить волны в 100000 раз короче световых, и, исходя из формулы Аббе, появилась заманчивая перспектива повысить разрешающую способность микроскопов на пять порядков.

Однако, только в 1931 г. немецкими учеными М.Кноллем и Э.Руска был сконструирован первый прообраз электронного микроскопа. Но уже в 1933 г. теми же авторами был сконструирован электронный микроскоп для исследования объектов в проходящем пучке электронов. Этот прибор уже имел все узлы и схемные решения современных электронных микроскопов.

Постановка задачи. Предлагается решить проблему исследования структурных сталей с мелкодисперсными продуктами превращения переохлажденного аустенита с использованием методик электронной микроскопии.

Результаты работы. *Материал и методика исследования.* В качестве материала исследований выбраны две низкоуглеродистые стали: 09Г2С и 10Г2ФБ, химический состав которых приведен в табл.1.

Таблица 1 – Химический состав сталей 10Г2ФБ и 09Г2С

Сталь	Содержание элементов, (масс.) %							
	С	Mn	Si	S	P	V	Nb	Fe
10Г2ФБ	0,10	1,83	0,18	0,005	0,015	0,088	0,022	Баланс
09Г2С	0,08	1,76	0,22	0,006	0,016	–	–	Баланс

Структуру образцов металла изучали методами световой микроскопии на микроскопе «Неофот-2».

Микроскопические исследования были проведены на сканирующем электронном микроскопе РЭМ-106И и трансмиссионных электронных микроскопах УЭМВ-100К и ЭМ-125.

Приготовление шлифов для исследования в электронном микроскопе растрового типа осуществляли по специально разработанной методике, которая обеспечивала наиболее полное выявление всех границ различных типов, присутствующих на одном и том же участке шлифа. Усовершенствованная методика включает следующие операции:

- механическую полировку по общепринятой методике [1];

- химическую и (или) электролитическую полировку [2] для снятия наклепанного слоя;
- специальное химическое жидкостное травление и (или) электролитическое травление для выявления тонкой структуры стали [3, 4].

При полировке шлифов и окончательного утонения тонких фольг для исследования микроструктуры на просвет применяли электролит следующего состава:

- хромовый ангидрид – 25 г;
- уксусная кислота – 125 мл;
- вода – 5 мл.

Для низкоуглеродистых сталей выдерживали следующий режим электрополировки:

- напряжение на ячейке – 15...18 В;
- плотность тока – 0,05...0,10 А/см²;
- рабочая температура – 15...20 °С.

Продолжительность электрополировки шлифов составляла от 2,5 до 7 минут в зависимости от качества предварительной механической полировки. Необходимость выдержки в процессе электрополировки указанного температурного режима связана с тем, что охлаждение ниже 16°С может привести к кристаллизации уксусной кислоты и резкому снижению работоспособности электролита, а повышение температуры выше 20°С – к питтинговым и язвенным растратам и ухудшению качества шлифов.

Исследовали структуру стали 09Г2С, близкую по химическому составу к стали 10Г2ФБ, но без сильных карбидообразующих элементов. Для идентификации всех возможных морфологических особенностей структур распада аустенита были проведены изотермические выдержки образцов. Предварительно нагретые в аустенитную область образцы стали переносились в печь, нагретую до различных температур в диапазоне от 700 до 200°С с шагом 50°С. После выдержки при конкретной температуре продукты распада аустенита фиксировались закалкой в воде. После изотермического превращения образцы стали подвергались дополнительному отпуску в течение 1 часа при той же температуре. Таким образом, моделировался технологический процесс ускоренного охлаждения толстых листов [6]. Металлографические исследования полученных в температурном диапазоне 700...550°С структур не вызывали затруднений. Но начиная с температур превращения от 500°С и ниже, структура становилась настолько дисперсной (рис.1, а), что идентифицировать ее не представлялось возможным. Дальнейшие исследования металлографических шлифов на растровом микроскопе при увеличении $\times 5000$ показали, что в структуре стали после изотермического распада при 500°С, наряду с полиэдрическим ферритом, начинают формироваться пакеты игольчатого феррита, и присутствуют отдельные участки мартенсита закалки (рис.1, б). На фольге, полученной из этого же образца, было проведено исследование тонкой структуры стали на просвет в электронном микроскопе. В доэвтектоидном феррите наблюдается низкая плотность дислокаций $5 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$, в игольчатом феррите плотность дислокаций выше - $5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, и присутствуют полигональные дислокационные стенки (отмечены стрелками), которые разделяют малоугловыми границами отдельные иглы на блоки (рис.1, в).

Исследования тонкой структуры стали 10Г2ФБ показали, что в исходном состоянии в перлите наблюдается обычная для эвтектоидного распада структура чередующихся цементитных и ферритных пластин. Среднее межпластиночное расстояние S_0 , определенное по изображениям тех колоний, пластины которых параллельны направлению первичного пучка электронов, равно в среднем 0,14 мкм. В феррите плотность дислокаций составляет около $2 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ (рис.2, а). При контролируемой прокатке горячая деформация тех зерен феррита, которые образовались в процессе распада $\gamma \rightarrow \alpha$,

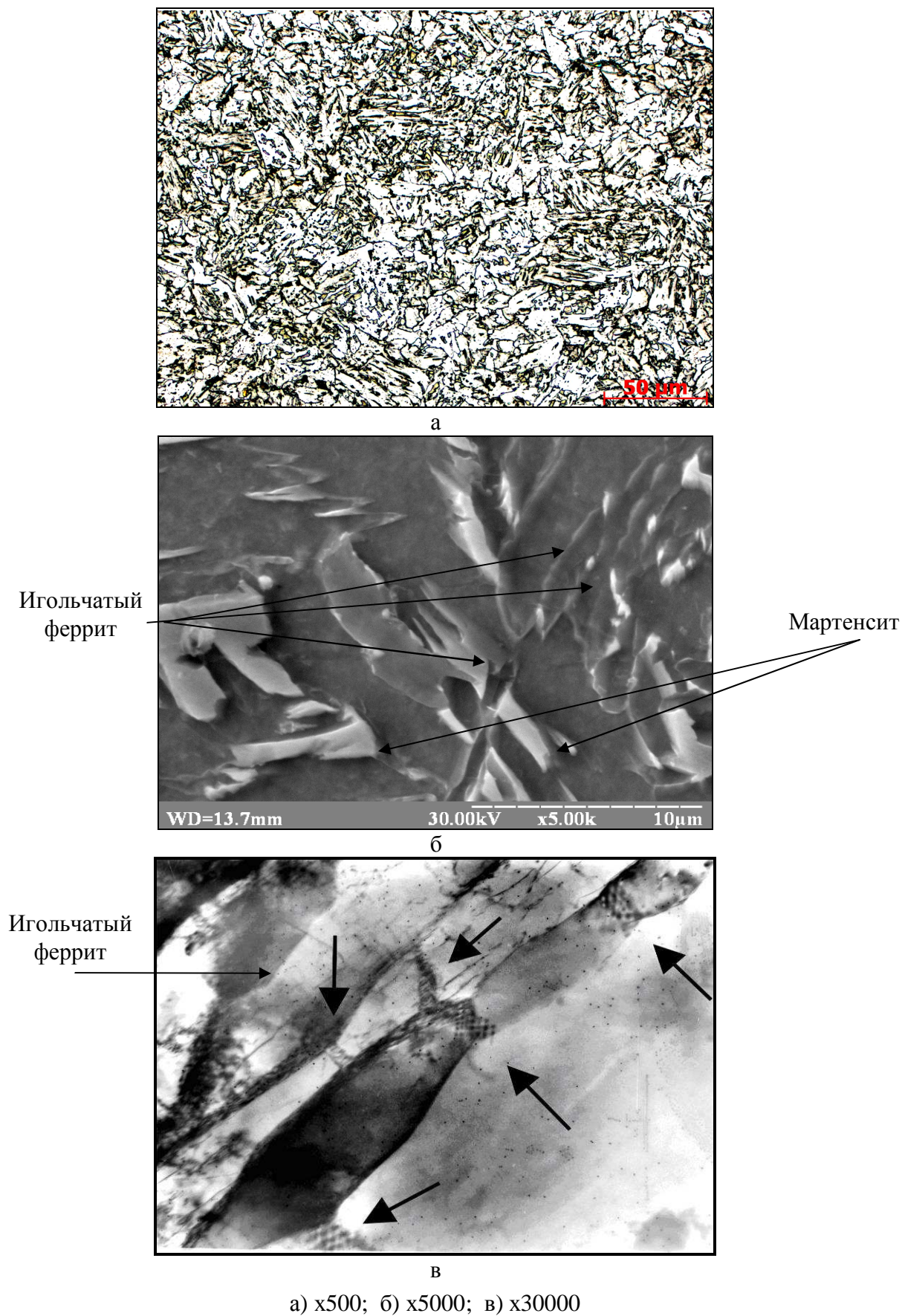
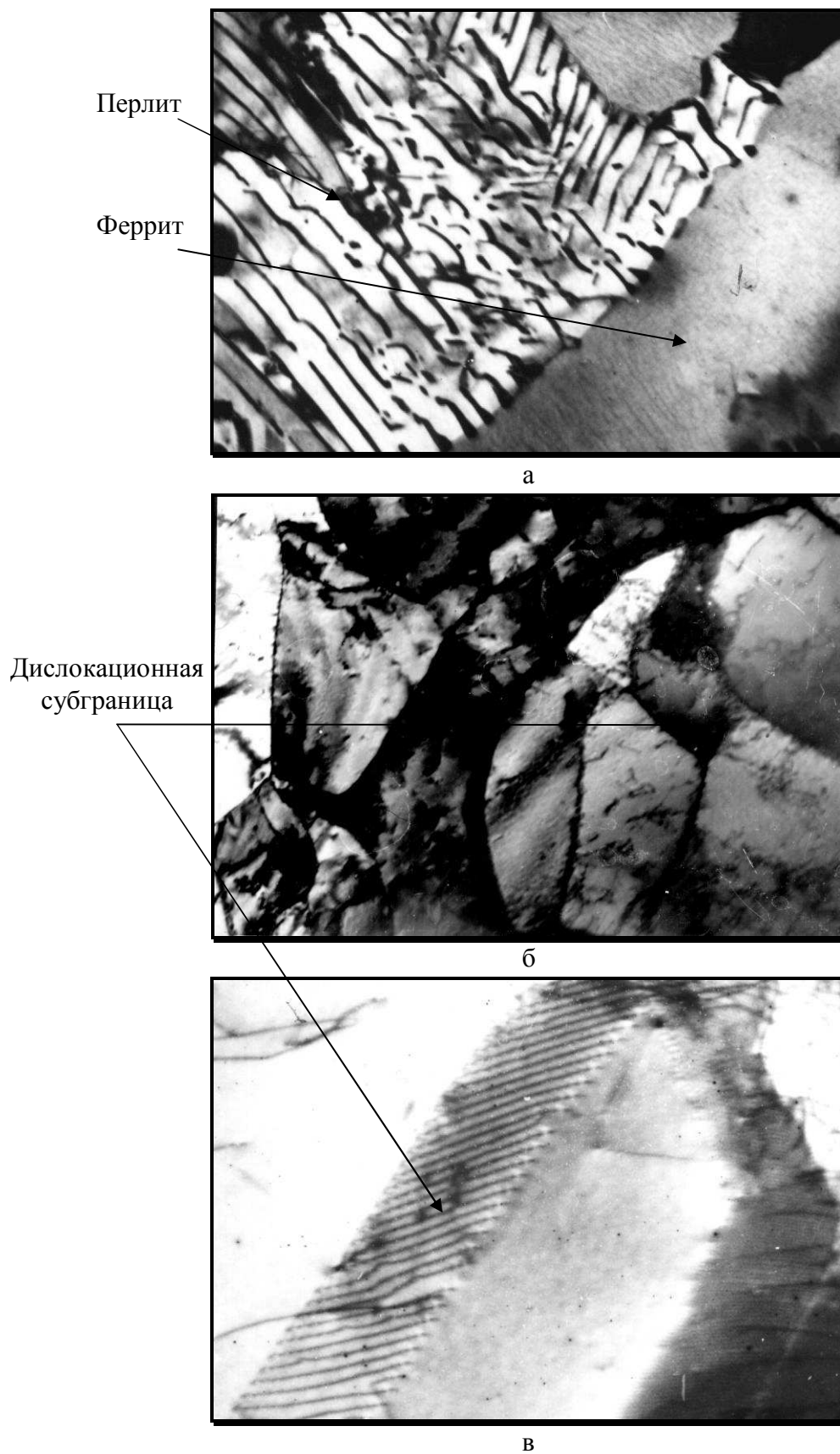


Рисунок 1 – Микроструктура стали 09Г2С после изотермического превращения при температуре 500°C и отпуска в течение 1 часа при 500°C



а) после обычной прокатки, $\times 25000$; б) после контролируемой прокатки, $\times 40000$;
в) то же, что и б, $\times 75000$

Рисунок 2 – Тонкая структура стали 10Г2ФБ

приводит к формированию разветвленной сети субзеренных границ [5]. Длительное пребывание металла при субкритической температуре в процессе противоблокованной обработки способствует формированию дислокационных регулярных сеток (рис.2, б, в). Период повторяемости в таких сетках определяет угол разориентировки двух субзерен, разделенных дислокационной полигональной субграницей. Средний угол разориентировки субзерен после контролируемой прокатки составляет около 2° , максимальный – не более $3,5^\circ$.

При ускоренном охлаждении стали со скоростями более $15^\circ\text{C}/\text{сек}$ в приповерхностных слоях толстого листа на глубине около 2,5 мм ферритная составляющая приобретает строение, характерное для игольчатого феррита (рис.3, а). А отогрев теплом внутренних слоев приповерхностной зоны толстого листа вызывает процессы полигонизации с образованием поперечных малоугловых границ, отмеченных стрелками на рис.3, а. Ширина реек составляет 0,1...0,5 мкм, их границы имеют протяженный вид в направлении прокатки и взаимно параллельны. На этом же рисунке видно, что плотность дислокаций в полиэдрическом феррите вблизи рейки игольчатого феррита значительно выше, чем в феррите после контролируемой прокатки (сравн. рис.2, а и 3, а), и достигает $3...5 \cdot 10^{10} \text{см}^{-2}$ (рис.3, а).

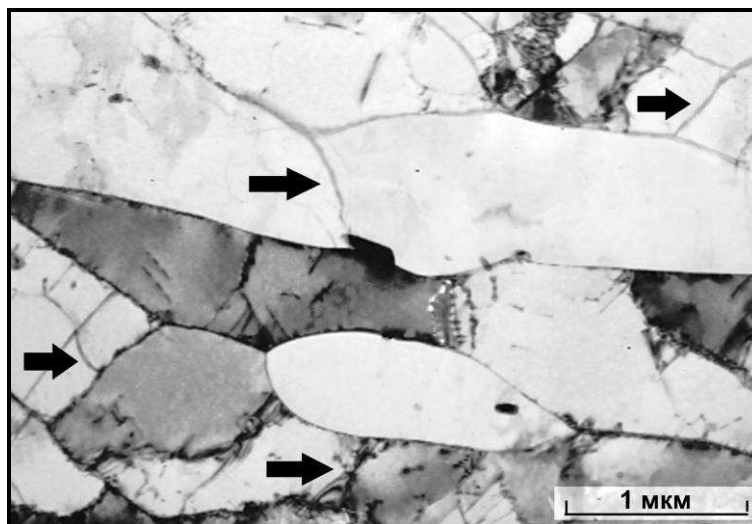
Сравнение морфологических особенностей структур изотермического распада с последующим отпуском (рис.1, в) и структур реального проката с ускоренным охлаждением (рис.3, а) позволяет утверждать, что при ускоренном охлаждении толстого листа на глубине около 2,5 мм выдерживается температурно-временной режим, аналогичный изотермическому распаду при 500°C . Особенностью структуры игольчатого феррита является отсутствие цементитных выделений на границах реек игольчатого феррита, полученного ускоренным охлаждением от температур аустенитизации без отпуска.

Дальнейший анализ структуры показывает, что встречаются случаи, когда между рейками игольчатого феррита располагаются пластины мартенсита с микродвойниками превращения (рис.3, б). Последнее говорит о том, что содержание углерода в нем составляет около 0,5%, что гораздо выше средней концентрации в стали. Это объясняется тем, что при образовании игольчатого феррита не весь углерод остается в рейках игольчатого феррита в виде твердого раствора и атмосфер вокруг дислокаций, а некоторое количество атомов углерода вытесняется по механизму дрейфа [7] на периферию в прилегающий аустенит, который стабилизируется и впоследствии при более низкой температуре превращается в мартенсит. Количество углеродистого мартенсита невелико и не превышает 5%.

Микродифракционные картины от двух соседних реек одного пакета игольчатого феррита часто показывают, что такие кристаллы находятся в двойниковой ориентации относительно друг друга (рис.3, в). Однако, это не микродвойники превращения, которые часто встречаются в углеродистом мартенсите, а следствие образования двух и более кристаллов по нескольким (до шести) вариантам ориентационного зарождения по одной из плоскостей (111) аустенита.

Выводы.

1. При температуре изотермического распада 500°C в структуре низкоуглеродистых низколегированных сталей появляется игольчатый феррит.
2. Контролируемая прокатка стали 10Г2ФБ приводит к полигонизации аустенитных зерен, что в дальнейшем наследуется при распаде аустенита ферритом.
3. Ускоренное охлаждение после черновой клети формирует в приповерхностных зонах толстого листа из стали 10Г2ФБ структуры, аналогичные структурам изотермического распада при 500°C с последующим отпуском при этой же температуре.



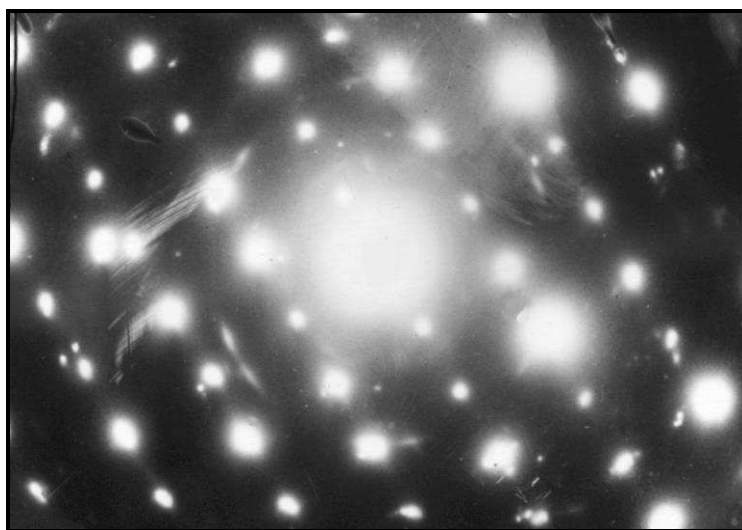
а

Игольчатый
феррит



Мартенсит

б



в

а) приповерхностный слой, $\times 50000$; б) прослойка двойникового дислокационного мартенсита в игольчатом феррите, $\times 40000$; в) микродифракционная картина от двух соседних рядов игольчатого феррита, находящихся в двойниковой ориентации

Рисунок 3 – Структура стали 10Г2ФБ после ускоренного охлаждения

4. Двойниковая ориентация возникает при выполнении между кристаллическими решетками растущих по сдвиговому механизму пластин феррита и решеткой исходного аустенита ориентационного соотношения Курдюмова-Закса. Таким образом, микродифракционные картины подтверждают, что игольчатый феррит образуется в результате действия сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, что подтверждается повышенной плотностью дислокаций.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лаборатория металлографии / [Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И. и др.]. – М.: Металлургия, 1965. – 440с.
2. Беккерт М. Справочник по металлографическому травлению / М.Беккерт, Х.Клемм [пер. с нем]. – М.: Металлургия, 1979. – 336с.
3. Грилихес С.Я. Электрохимическое и химическое полирование / Грилихес С.Я. – Л.: Машиностроение, 1987. – 232с.
4. Чайковский О.А. Методика приготовления образцов для электронно-микроскопического исследования / Олег Чайковский, Александр Бекетов // Строительство, материаловедение, машиностроение. – 2001. – Вып. 12. – С.113-123.
5. Большаков В.И. Полигонизация аустенита при контролируемой прокатке / В.И.Большаков, Д.В.Лаухин. – Днепропетровск: ПГАСА, 2011. – 353с.
6. Большаков В.И. Структура и свойства продуктов распада переохлажденного аустенита / Большаков В.И., Маковская А.В. – Днепропетровск: ПГАСА, 2012. – 160с.
7. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений / Любов Б.Я. – М.: Металлургия, 1969. – 263с.

Поступила в редколлегию 18.01.2013.

УДК 669.18

ПОНОМАР К.С., магістр
ОГУРЦОВ А.П., д.т.н., професор

Дніпродзержинський державний технічний університет

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ПОЗАПІЧНОГО ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ РІДКОЇ СТАЛІ ДЛЯ БЕЗПЕРЕРВНОЇ РОЗЛИВКИ

Вступ. Методи позапичної обробки можуть бути умовно розділені на прості (обробка металу одним способом) і комбіновані (обробка металу декількома способами одночасно).

До простих методів відносяться: обробка металу вакуумом; продування інертним газом; обробка металу синтетичним шлаком в ковші; продування порошкоподібними матеріалами.

Основними недоліками перерахованих простих способів обробки металу є:

- необхідність перегрівання рідкого металу в плавильному агрегаті для компенсації зниження температури металу при обробці в ковші;
- обмеженість дії на метал (тільки десульфурація або тільки дегазація і тому подібне).

Найкращі результати дії на якість металу досягаються при використанні комбінованих або комплексних способів, коли в одному або декількох послідовно розташованих агрегатах здійснюється ряд операцій. Для їх здійснення необхідно ускладнювати конструкцію ковша і використовувати складніше устаткування.