

И. Ю. Пышминцев¹, С. М. Битюков¹, В. И. Пастухов², С. В. Данилов²,
Л. В. Ведерникова², М. Л. Лобанов²

¹ОАО «РосНИТИ», д. 30, ул. Новороссийская, г. Челябинск, Россия

²УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, д. 19, ул. Мира, г. Екатеринбург, Россия

Аннотация. Методом сканирующей электронной микроскопии с использованием ориентационного анализа (EBSD) исследованы микроструктуры и текстуры, сформировавшиеся в стали 10X13H3MФБ на технологических стадиях изготовления бесшовных труб: после горячей деформации; после закалки от различных температур и последующего высокого отпуска. Показано, что мартенситная структура, сформированная как после горячей деформации, так и после закалки характеризуется наличием выраженной ограниченной кристаллографической текстурой, предопределенной деформационной текстурой аустенита. Проанализировано влияние термической обработки на выделения карбидных фаз и характеристики разрушения.

ВВЕДЕНИЕ

Освоение нефте- и газовых месторождений в прибрежных зонах и открытом море, где возможно одновременное воздействие на эксплуатируемые материалы морской воды и углекислого газа предполагает использование труб из высокохромистых коррозионноустойчивых сталей типа «13Cr» и «супер-хром». Высокое легирование данного класса материалов обеспечивает в изделии при деформации и термических обработках дисперсную, преимущественно мартенситную, структуру, дополнительно упрочненную карбидными фазами, с уникальным комплексом химических и механических свойств.

Настоящая работа посвящена особенностям формирования структуры бесшовных труб из высокохромистой стали мартенситного класса на промышленных стадиях изготовления изделия: горячей деформации и закалки с высоким отпуском для дальнейшей оптимизации технологии производства изделий.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования послужили образцы 130×70×6 мм, отобранные от бесшовных горячедеформированных труб, изготовленных из низкоуглеродистой стали марки 10X13H3MФБ. После горячей прокатки (ГП) образцы подвергали термическим обработкам по двум режимам: 1) нагрев до 950-960 °С, выдержка 15 минут с последующим охлаждением на воздухе (закалка - 3), отпуск при температуре 620±5 °С в течение 45 минут – ТО-960; 2) после приведенный выше закалки повторный нагрев до 870±5 °С, выдержка 15 минут с последующим охлаждением на воздухе и высоким отпуском – ТО-960-870. На образцах готовились металлографические шлифы на плоскости RD-ND (где RD – направление при ГП, ND – направление нормали к образующей трубы). Электронно-микроскопическое исследование структуры проводилось на растровом микроскопе ZEISS CrossBeam AURIGA при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Исследование текстуры проводилось с использованием построения функций распределения ориентировок (ФРО). После окончательной ТО на образцах, вырезанных вдоль RD, проводились испытания на ударный изгиб по ГОСТ 9454-78 при температуре - 60 °С. V-образный надрез наносился параллельно образующей трубы. Расчеты фазовых термодинамических равновесий проводились с использованием программы ThermoCalc.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

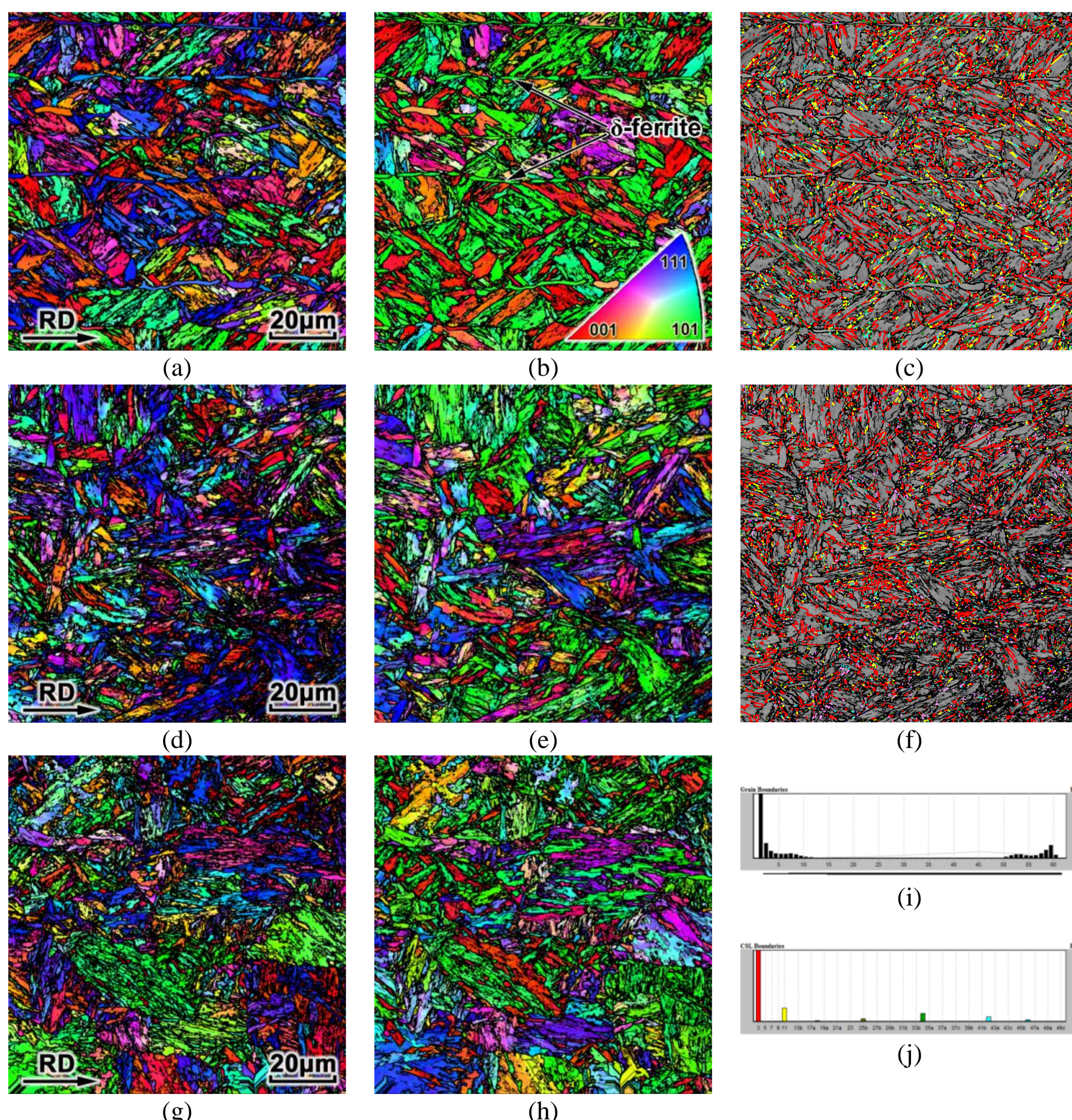


Рисунок 1 – Микроструктура стали 10X13H3MФБ после горячей прокатки и термической обработки в виде ориентационных карт (EBSD): а, б, с – горячая деформация; д, е, ф – закалка от 960 °С, отпуск при 620 °С; г, х, и, j – закалка от 960 °С, закалка от 870 °С, отпуск при 620 °С; а, д, г – ориентационные карты в раскраске с направления нормального к образующей трубы (ND); б, е, х – ориентационные карты в раскраске с направления деформации (RD); с, ф, – ориентационные карты с нанесением границ, включая PCY-границы; и – распределение межкристаллитных границ по углам разориентации (g–h); j – распределение PCY-границ (g–h)

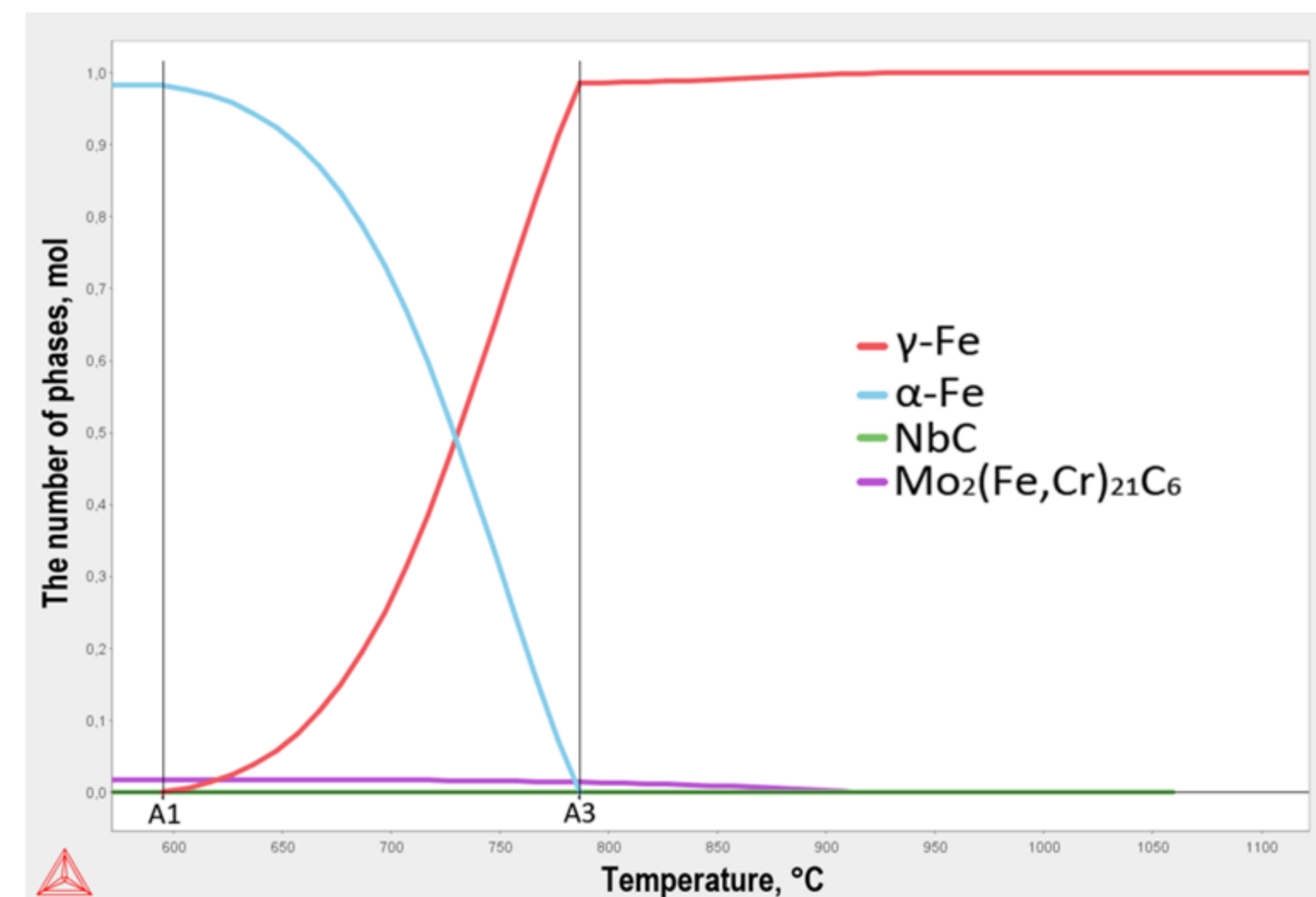


Рисунок 2 – Зависимость от температуры фазового состава стали 10X13H3MФБ в приближении термодинамического равновесия

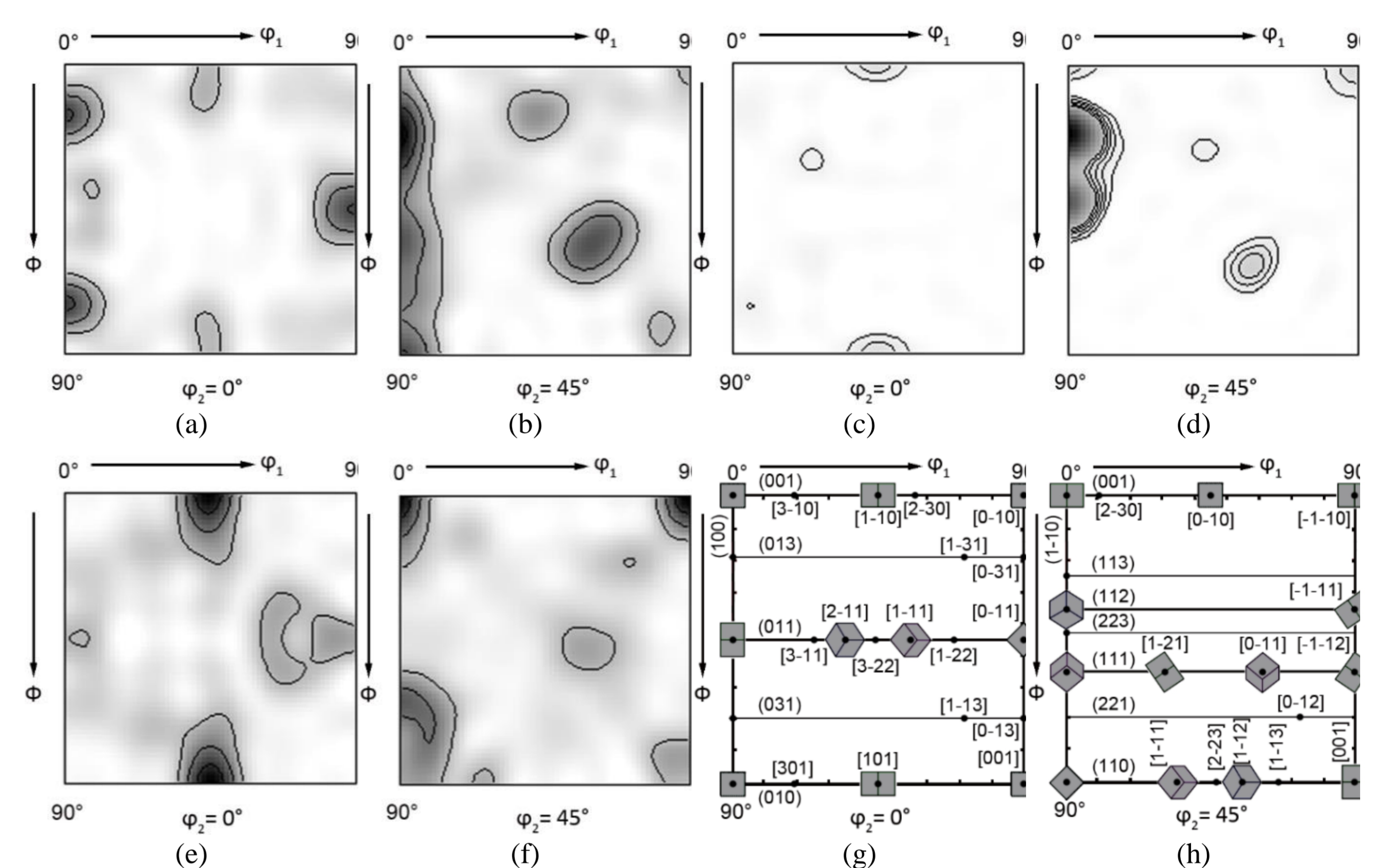


Рисунок 3 – Текстура стали 10X13H3MФБ после горячей прокатки (а-д) и ТО-970-860 (е, ф) в виде сечений ФРО. На «г, х» представлены стандартные сетки для расшифровки текстуры с нанесенными элементарными ячейками – вид с направления перпендикулярного плоскости RD-ND

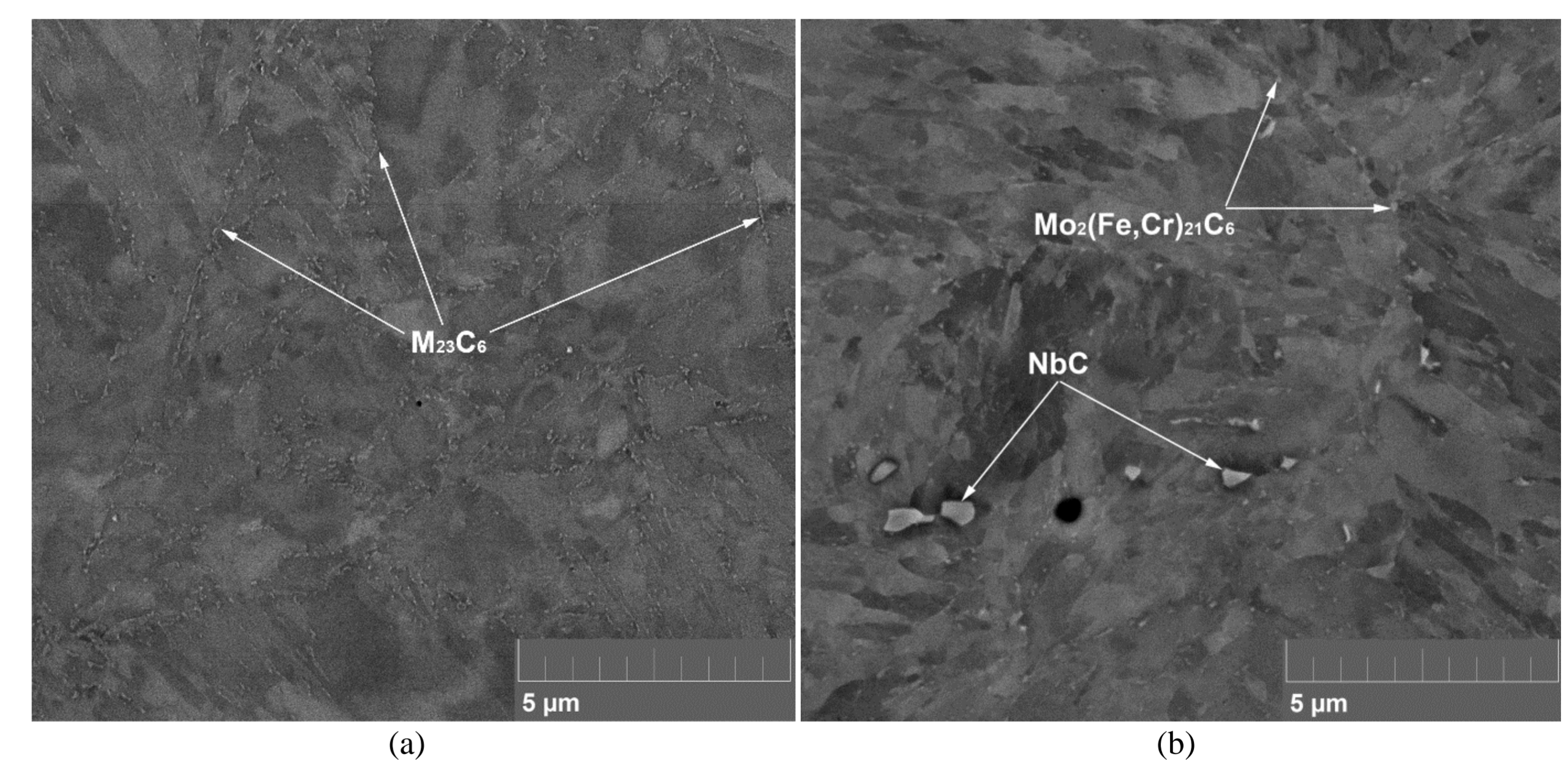


Рисунок 4 – Микроструктура стали 10X13H3MФБ после термических обработок (изображение в отраженных электронах); а – ТО-970; б – ТО-970-860

State	Tensile strength, MPa	Yield strength, MPa	KCV ₋₆₀ , J/cm ²
QT-960	970	863	87
QT-960-870	958	868	99

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что повторная закалка с отпуском (ТО-960-870) приводит к более высоким значениям KCV₋₆₀ по сравнению ТО-960: 0,099±0,004 Дж/м² против 0,087±0,003 Дж/м², соответственно. По-видимому, в основном это связано с более дисперсной структурой мартенситных пакетов.

Таким образом, в работе показаны возможности варьирования структуры высокохромистой стали мартенситного класса за счет параметров деформаций и термических обработок для оптимизации технологии производства или получения изделий с заданным комплексом функциональных свойств.

Работа выполнена с использованием оборудования лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» ЦКП УрФУ. Авторы благодарят ПАО «ТМК» за поддержку и содействие в организации исследования.