

Легирование системы Ni-Mn алюминием методом замещения марганца понижает температуру мартенситного превращения (МП). Например, сплав 18 ат. % Al ($M_f = 465$ К) при комнатной температуре находится в мартенситном состоянии (кристаллическая решетка типа 14M), а сплав с 20 ат. % Al ($M_s \sim 290$ К) в предмартенситном состоянии (кристаллическая решетка типа B2) при комнатной температуре. В преддверии МП происходят непрерывные и обратимые изменения ряда физических свойств, устойчивости и тонкой структуры исходной аустенитной фазы [1]. Установлено, что возрастает интенсивность и регулярность твидового контраста (рис. 1, а). Диффузные эффекты в виде сателлитов особенно интенсивны при наблюдении аустенитной фазы непосредственно при температуре близкой M_s и расположены на тяжах типа $\langle 110 \rangle^*$ и $\langle 112 \rangle^*$ в положениях близких $1/3 \langle 110 \rangle^*$, $1/2 \langle 110 \rangle^*$, $1/3 \langle 112 \rangle^*$, $1/6 \langle 110 \rangle^*$ аустенитной B2-фазы (например, на рис. 1, б, г, д).

Профили интенсивности тяжей (рис. 1, в, е) были построены при обработке микроэлектроннограммы от выбранного участка с помощью программы SIAMS 800. Анализ показал, что типичные особенности наблюдаемых дифракционных эффектов, таких как периодическое их «повторение», регулярное затухание и усиление, можно описать определенными спектрами поперечных и продольных волн колебаний в k-пространстве обратной решетки, которые характеризуются волновым (k) и поляризационным ($e^{(k)}$) векторами и, соответственно, отождествить их с локализованными волнами атомных смещений в пространстве кристалла, которые периодически искажают исходную кристаллическую решетку.

Квазистатические смещения образуют ближний порядок смещений (БПС) атомов. Структура сплавов в состоянии БПС определяется спектром коротковолновых смещений атомов. На электронно-микроскопических изображениях обнаруживается контраст типа твида от высокодисперстных образований или доменов размером $\sim 3-5$ нм. Полосы твида, как правило, ориентированы вдоль различных кристаллографических направлений – следов пересечения кристаллографических плоскостей типа $\{110\}$ с плоскостью фольги. С ростом пространственных корреляций динамических смещений образуются локальные состояния в виде несовершенных длиннопериодных соизмеримых с исходной решеткой наноструктур [1]. Нанодомены, сформировавшиеся в предмартенситном состоянии в процессе МП формируют пластины, упорядоченные по типу NM с ориентационными соотношениями близкими $\{110\}_A // \{001\}_M \langle 110 \rangle_A // \langle 001 \rangle_M$. Показано, что ширина пластин сравнима с размерами предшествующих нанокластеров в предмартенситном состоянии, а длина на порядок больше и ограничивается границами пакета (рис. 3).

Формированию мартенситных кристаллов предшествует перестройка нанодоменной структуры ПСС: происходит рост и смыкание тонкопластинчатых нанодоменов, параллельных одной из плоскостей $\{110\}$. В таком случае на электронограммах усиливаются сателлиты типа $1/6 \langle 110 \rangle^*$, отвечающего действующей системе сдвига $\{110\} \langle 110 \rangle$. Поскольку диффузные сателлиты $1/6 \langle 110 \rangle^*$ близки $1/7$ и $1/5 \langle 110 \rangle^*$, их наследственно можно соотнести как с 14M, так и с 10M-мартенситными длиннопериодными фазами, соответственно.

Образование кристаллических решеток 10M и 14M можно рассматривать как результат закономерного смещения плоскостей $\{110\}$, относительно друг друга в направлении вектора поляризации $\langle 110 \rangle$ статической волны [1]. Кристаллогеометрические схемы перестройки иллюстрирует рис. 3, на котором представлены разные кристаллографические варианты трансформации ОЦК-решетки в длиннопериодные перетасовочные модулированные решетки с длиной модуляции $\lambda = Nd \langle 110 \rangle$ (где $N = 4, 6, 10, 12$ и 14). Образование кристаллических решеток 10M и 14M можно описать как результат закономерного смещения плоскостей $\{110\}$, относительно друг друга в направлении вектора поляризации $\langle 110 \rangle$ статической волны

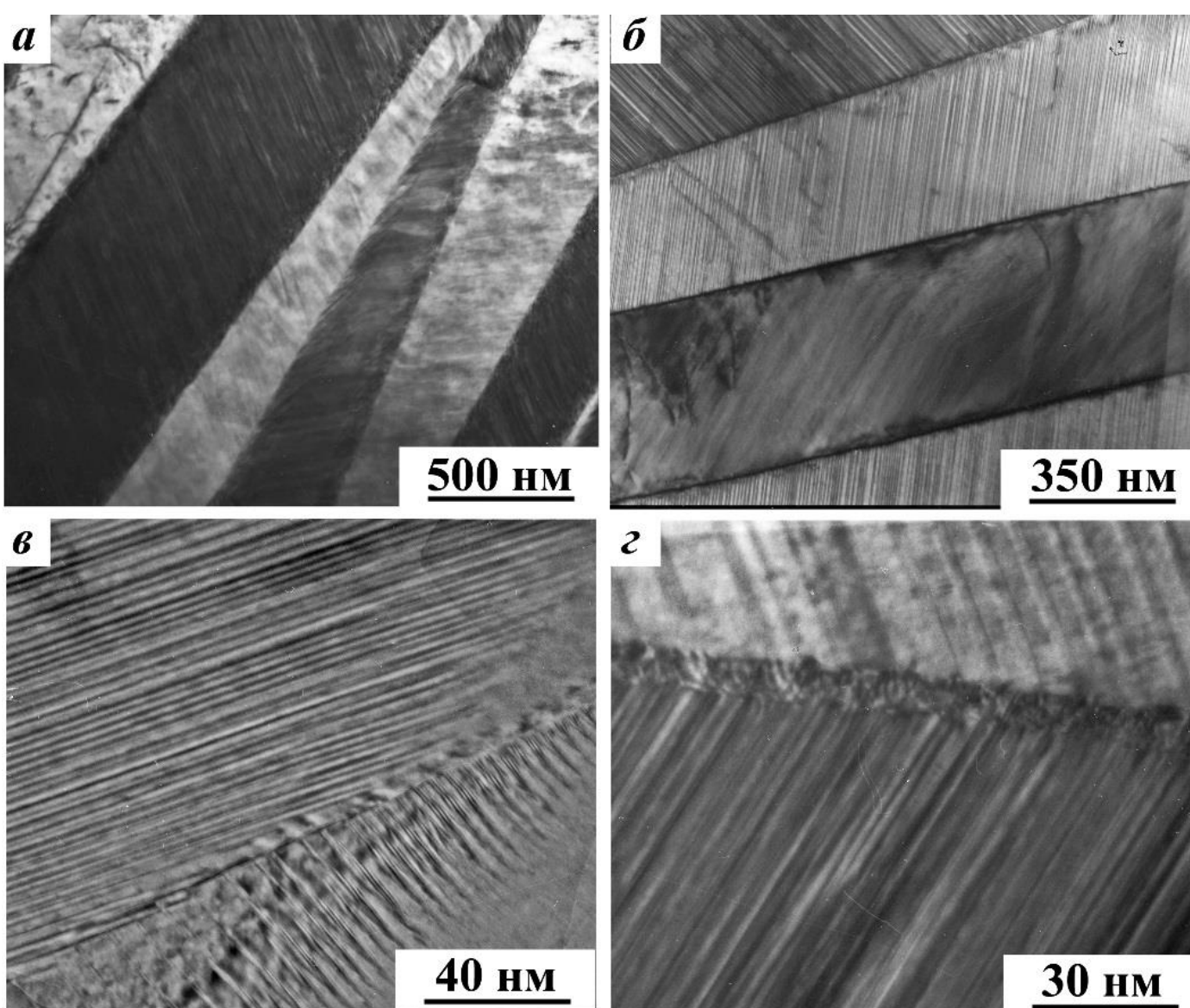


Рис. 4. Светлопольные изображения структуры 14M-мартенсита в сплаве $Ni_{50}Mn_{40}Al_{10}$

Рис. 3 – Схема описания перестройки кристаллической решетки B2-аустенита в длиннопериодную кристаллическую решетку NM с учетом модулированных перетасовочных сдвигов по системе $\{110\} \langle 110 \rangle$ с длиной модуляции $\lambda = Nd \langle 110 \rangle$

1. Пушин, В.Г. Предпереходные явления и мартенситные превращения / В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев, В.Н. Хачин. – Екатеринбург: УрО РАН, 1998. – 368 с.

Использовали оборудование отдела электронной микроскопии ЦКП "Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов" ИФМ УрО РАН

Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Структура») г.р. № «Структура» Г.р. №122021000033-2 при технической поддержке ООО «СИАМС».

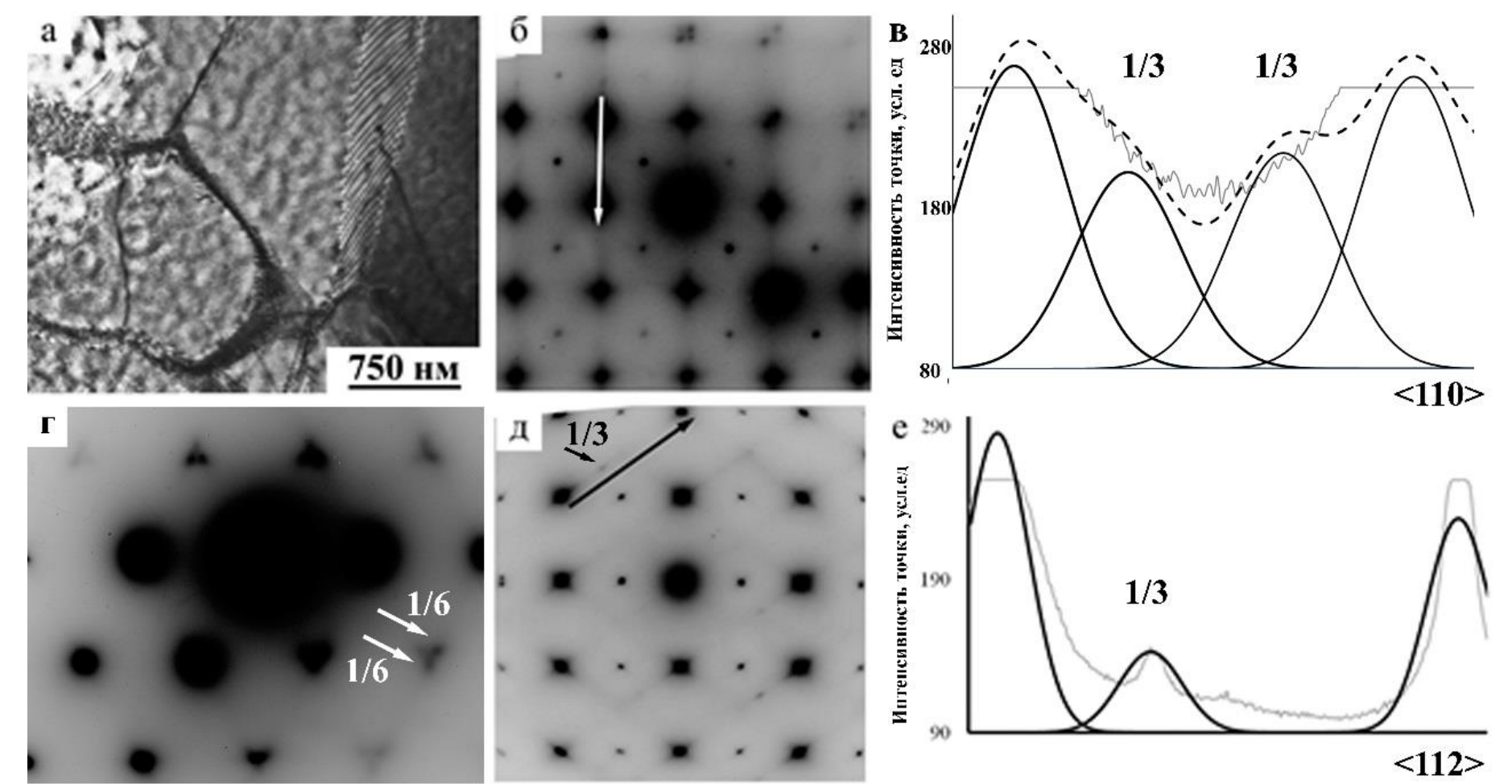


Рис. 1. Светлопольное изображения (а), микроэлектроннограммы (б – 03 [001], з – [111], д – [110]) и графики сканирования интенсивностей диффузного рассеяния электронов (е, ф) сплавов $Ni_{50}Mn_{30}Al_{20}$ (а - б), $Ni_{50}Mn_{25}Al_{25}$ (з) $Ni_{50}Mn_{20}Al_{30}$ (д, е)

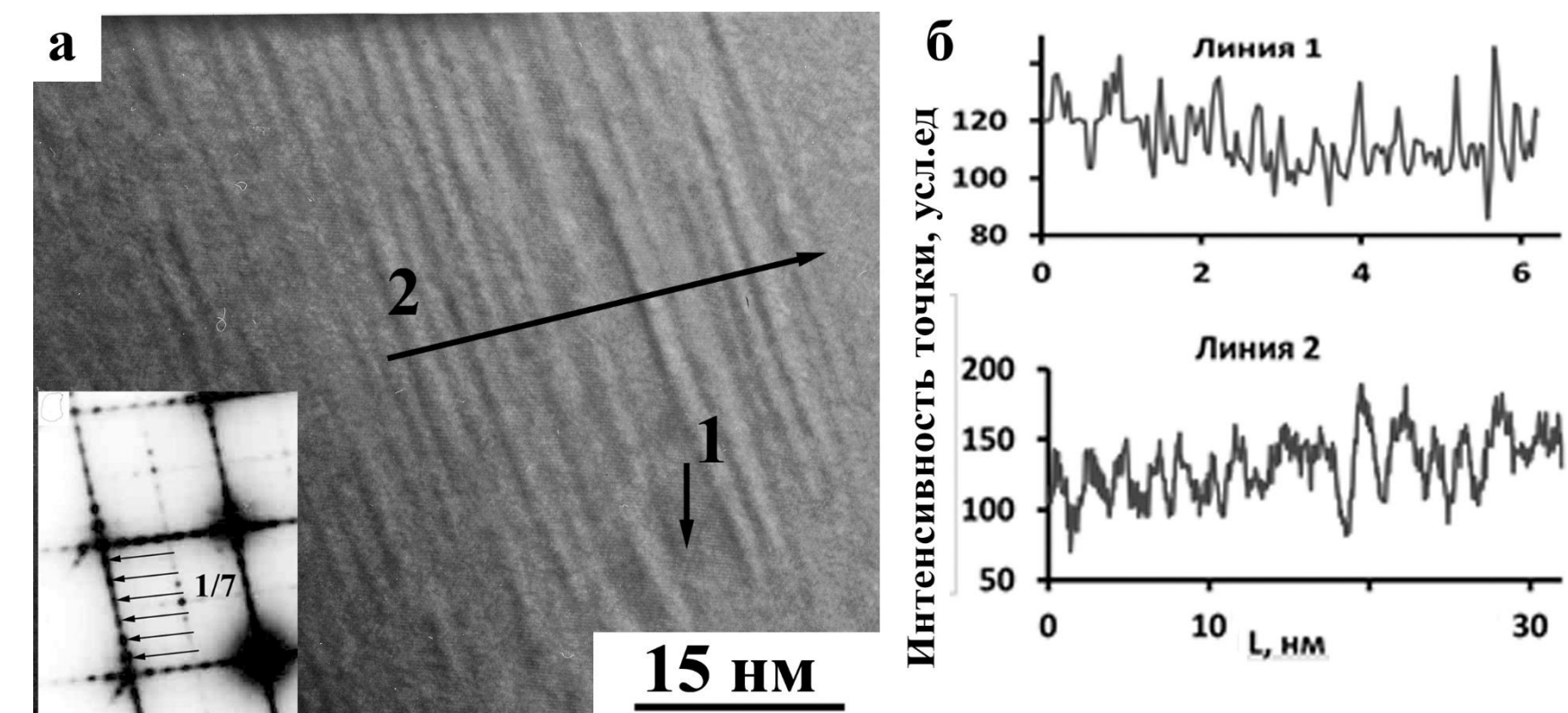
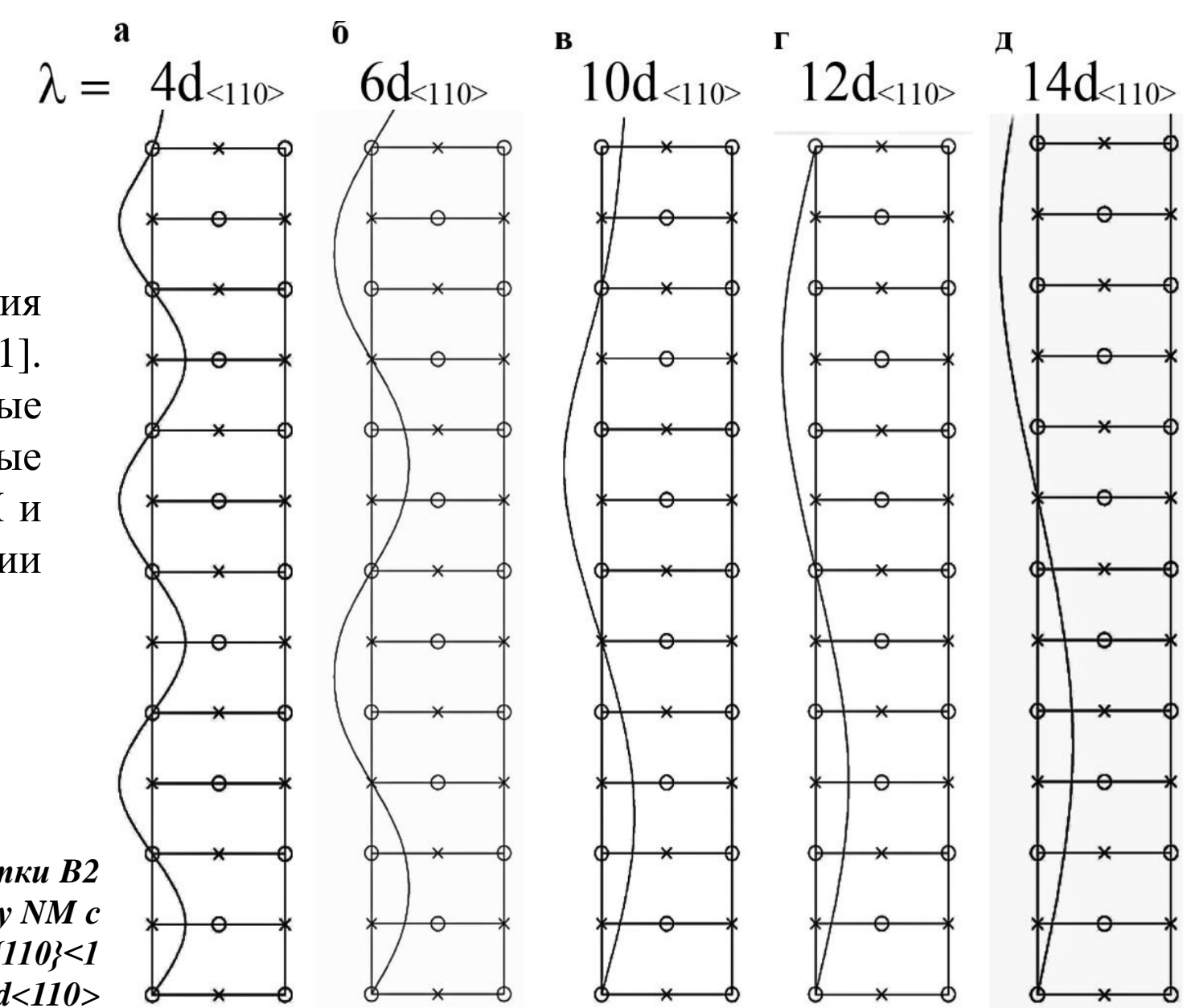


Рис. 2. Светлопольное изображение (а), микроэлектроннограмма (на вставке) и профили сканирования интенсивностей структурных элементов (б) сплава $Ni_{50}Mn_{32}Al_{18}$



Было установлено, что в каждом пакете происходило самосогласованное аккомодационное чередование двойниковых ориентаций кристаллических решеток таким образом, что каждая следующая находится под углом примерно 87° к предыдущей. При этом постепенно происходит адаптивная термоупругая переориентировка в соседних пакетах мартенситных пластин. Подобная закономерность наблюдается на нескольких масштабных уровнях. В таком случае можно судить о волновых смещениях не только атомных плоскостей, но и ансамблей из нескольких кристаллических решеток или отдельных областей.

Сплавы $Ni_{50}Mn_{40}Al_{10}$ и $Ni_{50}Mn_{32}Al_{18}$ после закалки имели 14M-решетку мартенсита, а их микроэлектроннограммы содержали экстрарефлексы, расположенные эквидистантно на расстоянии $1/7$ между основными отражениями. На микроэлектроннограммах сплавов с 20 – 24 ат % алюминия наблюдались экстрарефлексы на $1/5$, индицируемые в базисе длиннопериодного 10M-мартенсита. Совместный следовой анализ микрофотографий и микродифракций позволил установить, что мартенсит состоит из пакетов попарно двойникованных параллельных пластин с плоскими границами габитусов, близкими $\{110\}_{B2}$ и тонкими вторичными двойниками внутри них, свидетельствуя о действии в каждом случае одной из 24 эквивалентных систем сдвига $\{011\} \langle 011 \rangle_{B2}$ (рис. 4)

Считается, что основной причиной образования хорошо организованной иерархии когерентных кристаллов-двойников в сплавах Ni-Mn являются упругие анизотропные напряжения, возникающие и накапливаемые в процессе термоупругих мартенситных превращений. О термоупругом механизме перехода также свидетельствует практическое отсутствие дислокаций в кристаллах $L1_0$ -мартенсита сплавов, в отличие от нетермоупругого мартенсита, характеризуемого сильным упорядочением за счет высокой плотности дислокаций.