

И. В. ЛЯСОЦКИЙ, Ю. Д. ТЯПКИН, Н. Б. ДЬЯКОНОВА

**Г. П. У.-КОНФИГУРАЦИЯ АТОМОВ В СПЛАВАХ Ti — Nb  
С БЛИЖНИМ ПОРЯДКОМ СМЕЩЕНИЙ**

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 24 VI 1974)

В сплавах Ti, Zr, Hf с переходными элементами, стабилизирующими высокотемпературную фазу с о.ц.к.-решеткой, при определенных концентрациях и температурах образуется метастабильная  $\omega$ -фаза (<sup>1</sup>). В этих сплавах в широкой области концентраций наблюдается диффузное рассеяние, связанное с ближним порядком смещений, полное упорядочение которых соответствует образованию  $\omega$ -структуры (<sup>2-4</sup>). Сложный вид спектров воли смещений, соответствующих наблюдаемому диффузному рассеянию (<sup>4</sup>), позволяет предположить наличие в структуре сплавов конфигураций атомов, связанных не только с  $\omega$ -образными смещениями, но и со смещениями, характерными для других структур, встречающихся в подобных сплавах. Для выяснения таких вопросов в настоящей работе проводилось исследование диффузного рассеяния электронов и рентгеновских лучей для ряда сплавов Ti—Nb (22—33 ат.% Nb) с добавками Zr и Al.

Состав сплавов, способ выплавки и термическая обработка приведены в табл. 1. Сплавы, выплавленные в условиях, обеспечивающих минимальное количество примесей (№№ 6, 7), исследовались непосредственно после

Таблица 1

№ сплава	Состав сплава	Способ выплавки	Термообработка сплавов
1	Ti — 22 ат.% Nb	Дуговой	1300°, 50 час.; охлаждение с печью; 800°, 15 мин.; закалка в воду
2	Ti — 3% Zr — 22 ат.% Nb	»	То же
3	Ti — 27 ат.% Nb	»	» »
4	Ti — 30 ат.% Nb	»	» »
5	Ti — 33 ат.% Nb	»	» »
6	Ti — 27 ат.% Nb	Во взвешенном состоянии	Термообработка не проводилась
7	Ti — 33 ат.% Nb	То же	То же
8	Ti — 40% Nb — 10% Al	Дуговой	1300°, 50 час.; охлаждение с печью; 800°, 15 мин.; закалка в воду

выплавки с целью исключения загрязнения при высокотемпературной термической обработке. Методики термической обработки, приготовления образцов для исследований и работы на микроскопе АЕИ-ЕМ-6G аналогичны описанным в (<sup>4</sup>). Интенсивность диффузного рассеяния рентгеновских лучей измерялась на дифрактометре ДРОН-1 вдоль направления  $[11\bar{2}]$  между узлами 002 и 110 обратной решетки; статистическая ошибка результирующей кривой около 5%.

На рис. 1 приводятся микродифракционные картины сплавов Nb—Ti, соответствующие плоскости (110) обратной решетки (рис. 1 см. вкл. к стр. 1305).

Микродифракционная картина для сплава Ti — 22 ат. % Nb (рис. 1а) характеризуется наличием довольно острых рефлексов в положениях  $\omega$ -фазы (типа  $1/3 \ 1/3 \ 2/3$ ), вытянутых в направлениях  $\langle 211 \rangle$ . Между соседними максимумами  $\omega$ -фазы в направлениях  $\langle 211 \rangle$  в положениях типа  $1/2 \ 1/2 \ 1$  наблюдаются сильно размытые слабые максимумы.

Следующий тип дифракционной картины (рис. 1б) характеризуется также острыми рефлексами в положениях типа  $1/3 \ 1/3 \ 2/3$ , несколько более размытыми в направлениях  $\langle 211 \rangle$ , и более четкими диффузными максимумами в положениях  $1/2 \ 1/2 \ 1$ .

Дальнейшее увеличение содержания Nb в сплавах приводит к тому, что эффекты на микродифракционных картинах становятся более диффузными и максимумы вблизи положений  $\omega$ -фазы начинают смещаться навстречу один другому в направлениях  $\langle 111 \rangle$ , однако, если для сплава Ti — 30 ат. % Nb можно еще разделить визуально максимумы вблизи положений  $1/2 \ 1/2 \ 1$  и  $1/2 \ 1/2 \ 2/3$  (рис. 1в), то в сплаве Ti — 33 ат. % Nb эти максимумы практически сливаются.

Спектры волн смещений, соответствующие дифракционным картинам для плоскости (110) в  $K$ -пространстве, изображены на рис. 1 справа. Характерно наличие в спектрах волн смещений компонент  $1/2 \ \langle 110 \rangle$  с поляризационными векторами  $\langle 110 \rangle$ , перпендикулярными соответствующим волновым векторам. Это было установлено из анализа интенсивности диффузного рассеяния вблизи положений типа  $1/2 \ 1/2 \ 0$  и  $1/2 \ 1/2 \ 1$  в различных сечениях обратной решетки (в частности, по отсутствию максимумов в положениях  $1/2 \ 1/2 \ 0$  в плоскости (110)).

Добавление третьего компонента при том же содержании ниобия может менять характер диффузного рассеяния в сплавах Ti—Al. Так, для сплава № 2 (табл. 1) добавка 3% Zr при содержании Nb 22 ат. % приводит к тому, что микродифракционные картины становятся аналогичными картинам для сплава с большим (27 ат. %, рис. 1в) содержанием Nb. Добавка алюминия (сплав № 8) приводит к тому, что области диффузного рассеяния располагаются точно в плоскостях  $\{111\}$  обратной решетки. Более интенсивное рассеяние наблюдается вдоль пересечения плоскостей  $\{111\}$ , т.е. вдоль ребер  $\langle 110 \rangle$  октаэдров. Распределение амплитуд волн смещений, судя по микродифракционным картинам, в первом приближении равномерно как в плоскостях  $\{111\}$ , так и вдоль ребер  $\langle 110 \rangle$ . Направления поляризационных векторов подчиняются той же закономерности, что и для сплавов Nb—Ti. Для областей спектра волн смещения в плоскостях  $\{111\}$  поляризационные векторы направлены перпендикулярно этим плоскостям по направлениям  $\langle 111 \rangle$ , для ребер октаэдров — перпендикулярно ребрам в направлениях  $\langle 110 \rangle$ . Обнаруженные особенности диффузного рассеяния не связаны с присутствием в сплавах газовых примесей. Об этом свидетельствует то, что дифракционные картины сплавов № 6 и № 7 подобны соответственно картинам сплавов № 3 и № 5, отличающихся только содержанием газовых примесей.

Для сплава Ti — 30 ат. % Nb производились измерения интенсивности диффузного рассеяния рентгеновских лучей с целью подтверждения и уточнения данных электронно-микроскопических исследований. На рис. 2 приведена кривая распределения интенсивности диффузного рассеяния в направлении  $[112]$  между узлами 110 и 002 обратной решетки, полученная при съемке на дифрактометре образца сплава Ti — 30 ат. % Nb. Ясно видно наличие максимума в положении  $1/2 \ 1/2 \ 1$  и разделение максимумов в положениях  $1/2 \ 1/2 \ 1$  и  $1/3 \ 1/3 \ 2/3$ .

Спектр волн смещений в сплавах Nb—Ti имеет довольно сложный вид описанный нами подробно в (4) для Nb — 50 ат. % Ti. Основная часть спектра, характеризруемая вектором  $\langle 111 \rangle$ , определяется наличием в сплаве ближнего порядка  $\omega$ -образцах смещений. В данной работе основное внимание уделяется части спектра с волновыми векторами, близкими к  $1/2 \ \langle 110 \rangle$ , и поляризационным вектором  $\langle 110 \rangle$ , весьма существенной для

сплава Nb—Ti с малым содержанием Nb. Смещения, соответствующие этой части спектра, характерны для перестройки о.ц.к.-структуры в искаженную г.п.у. Действительно, смещение каждой второй плоскости  $(110)_{\text{о.ц.к.}}$  в направлении  $[1\bar{1}0]$  приводит к образованию г.п.у.-образной упаковки плоскостей  $(110)_{\text{г.п.у.}}$ , параллельных  $(001)_{\text{г.п.у.}}$ . Искажения г.п.у.-структуры связаны с тем, что смещения происходят на базе о.ц.к.-решетки с неизменными размерами и формой элементарной ячейки. Размытые максимумы в положениях типа  $(\frac{1}{2} \frac{1}{2} 0)$  свидетельствуют о присутствии в сплавах Ti—(22—27 ат.%) Nb областей с ближним порядком г.п.у.-образных смещений.

С увеличением содержания Nb (более 30 ат.%) отдельные максимумы типа  $\frac{1}{2} \frac{1}{2} 1$  разделяются, смещаясь внутрь октаэдров, образованных плоскостями  $\{111\}$  (параллельно со смещением максимумов  $\omega$ -фазы внутрь октаэдров), размываются и сливаются с размытыми в направлениях  $\langle 211 \rangle$  ближайшими максимумами  $\omega$ -фазы (рис. 1). Таким образом, начиная с определенных концентраций Nb, происходит параллельная трансформация вида диффузных максимумов  $\omega$ -координации и г.п.у.-координации. Отсюда следует, что структура исследуемых сплавов должна быть связана с определенным взаимным расположением конфигураций атомов, соответствующих  $\omega$ - и г.п.у.-структурам. Модели структуры сплавов с ближним порядком  $\omega$ -образных смещений связывались (<sup>3</sup>, <sup>5</sup>, <sup>6</sup>) с определенными антифазными границами в областях с

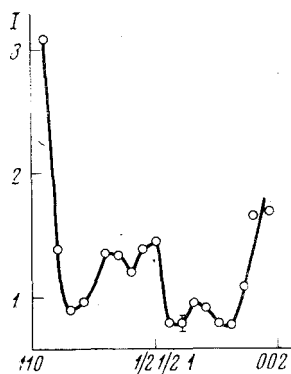


Рис. 2. Распределение интенсивности диффузного рассеяния рентгеновских лучей вдоль  $[112]$  между узлами  $110$  и  $002$  обратной решетки для сплава Ti—30 ат.%) Al

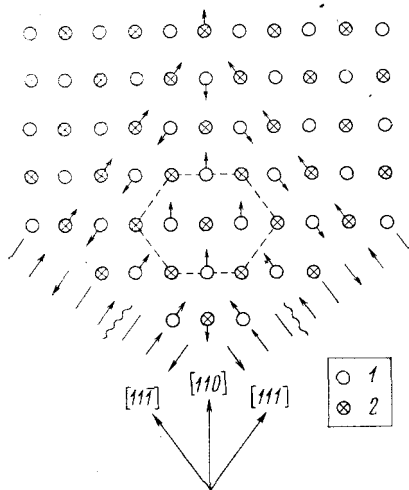


Рис. 3. Схема интерференции смещений атомов в плоскости  $(110)_{\text{о.ц.к.}}$  для двух ориентировок  $\omega$ -фазы с ошибками в расположении плоскостей  $(211)$ . 1 — атомы, лежащие в плоскости рисунка; 2 — атомы, лежащие выше или ниже плоскости рисунка

одной ориентировкой  $\omega$ -фазы или с взаимным расположением областей с различной ориентировкой. Мы полагаем, что структура таких границ (и фазовые соотношения между различными областями с  $\omega$ -образными смещениями) для сплавов Ti—Nb определяется тенденцией к г.п.у.-конфигурации атомов.

На рис. 3 изображена плоскость  $(110)_{\text{о.ц.к.}}$ -структуры со смещениями атомов в направлениях  $\langle 111 \rangle$  (соответственно для двух ориентировок  $\omega$ -фазы, оси с которых лежат в плоскости чертежа) и с ошибками в расположении плоскостей  $\{112\}$  (ошибки такого типа предпочтительны с точки зрения соответствия наблюдаемому диффузному рассеянию (<sup>5</sup>, <sup>6</sup>)). В области ошибки будут наблюдаться г.п.у.-образная последовательность смещенных в направлении  $[111]$  плоскостей  $(110)$ , параллельных плоскости чертежа. Существование областей с г.п.у.-конфигурацией атомов (со смещениями в направлении  $[110]$ ) более естественно связать с взаимным пересечением областей  $\omega$ -фазы

двух ориентировок с ошибками и интерференцией соответствующих смещений. Конфигурация атомов в области, обведенной на рис. 3 пунктиром, близка в этом случае к г.п.у.-структуре, ось с которой перпендикулярна осям с  $\omega$ -фазы двух ориентировок.

Необходимо отметить, что для всех сплавов металлов IV группы (Ti, Zr, Hf) с переходными металлами (Nb, Mo, Fe, V, Cr), где наблюдается диффузное рассеяние вблизи сторон октаэдров, образованных плоскостями  $\{111\}$  обратной решетки, рассеяния вблизи ребер октаэдров, лежащих в плоскостях  $\{110\}$ , проходящих через начало обратной решетки, нет. Следовательно, в этих случаях поляризационные вектора соответствующих областей спектра направлены по  $\langle 110 \rangle$  и для большинства сплавов с ближним порядком  $\omega$ -образных смещений при формировании структуры сплавов существенна тенденция к г.п.у.-образной координации атомов. Для сплавов Ti-Nb такая тенденция выражена особенно четко, что проявляется в наличии при малых содержаниях Nb (22–27 ат.%) отдельных максимумов, соответствующих более определенным областям с г.п.у.-конфигурацией атомов.

Как показано выше, добавление Al и Zr в сплав Ti-Nb по-разному изменяет спектр волн смещений. В то же время во всех случаях существует определенная связь между частями спектра с разными поляризационными векторами. Как видно из рис. 3, корреляция г.п.у.-образных смещений плоскостей  $(110)$ , совпадающих с плоскостью рисунка, связана с корреляцией  $\omega$ -образных смещений в плоскостях  $(112)$ , перпендикулярных плоскости рисунка. Наблюдаемое в сплаве Nb-Ti-Al размытие спектра волн смещений в плоскостях  $\{111\}$  и вдоль ребер  $\langle 110 \rangle$  можно объяснить более слабой корреляцией  $\omega$ -образных смещений рядов  $\langle 111 \rangle$  и связанным с этим ухудшением корреляции между г.п.у.-образными смещениями плоскостей  $(110)$ . В плоскостях  $\{110\}$ , судя по относительно узким тизмам вдоль  $\langle 110 \rangle$ , корреляция смещения высока. Наблюдаемые особенности спектра волн смещений в сплаве Nb-Ti-Al можно связать с тем, что Al является стабилизатором  $\alpha$ -фазы для этих сплавов.

Институт металловедения и физики металлов  
Центрального научно-исследовательского института  
черной металлургии им. И. П. Бардина  
Москва

Поступило  
10 VI 1974

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> Г. И. Носова, Фазовые превращения в сплавах титана, М., 1968. <sup>2</sup> S. Z. Sass, J. Less. Com. Met., v. 28, 157 (1972). <sup>3</sup> D. De Fontaine, N. E. Paton, I. C. Williams, Acta Met., v. 19, 1153 (1971). <sup>4</sup> И. В. Лясоцкий, Ю. Д. Тяпкин, Физ. мет. и металл., т. 36, 1260 (1973). <sup>5</sup> Ю. Д. Тяпкин, И. В. Лясоцкий, Е. И. Маличенко, там же, т. 37, 107 (1974). <sup>6</sup> B. Borie, S. Sass, A. Andreassen, Acta crystallogr., v. A29, 585 (1973).