

## **Образование метастабильных фаз в сплавах на основе алюминидов титана и никеля при экстремальном воздействии и их влияние на механические свойства**

**Н. В. Казанцева**

---

Представлены данные по формированию метастабильных фаз в сплавах на основе алюминидов титана ( $(\text{Ti}, \text{Nb})_3\text{Al}$ ,  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$ ,  $\text{Ti}(\text{Al}, \text{Nb})$ ) и алюминидов никеля ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ,  $\text{NiAl}$ ) при экстремальных воздействиях. Проанализирована роль метастабильных состояний в процессе деформации жаропрочных сплавов.

**Ключевые слова:** алюминиды титана и никеля, метастабильные фазы, экстремальные воздействия.

---

The results of the metastable phase formation in titanium aluminides and nickel aluminides under extreme effects were presented. The role of the metastable conditions at the deformation of the high temperature strength materials was analyzed.

**Keywords:** titanium and nickel aluminides, metastable phase, extreme effects.

---

### **Введение**

Экстремальные воздействия могут вызывать не только структурные, но и фазовые превращения. При этом наиболее интересны метастабильные фазы. Эти фазы, несуществующие на равновесной диаграмме состояний и возникающие в процессе развитой пластической деформации, когда возможно включение дополнительных систем скольжения, появление двойникования, могут в значительной мере менять механические свойства материала. Сложнолегированные жаропрочные никелевые сплавы на основе алюминидов никеля  $\text{Ni}_3\text{Al}$  имеют широкое применение в авиакосмической и газотурбинной промышленности. Сплавы на основе алюминидов титана:  $\text{TiAl/T}_3\text{Al}$  и  $\text{Ti}_2\text{AlNb}$  много лет сохраняют свою позицию в разряде перспективных материалов для авиакосмической и автомобильной промышленности благодаря уникальному комплексу физических и механических свойств: высокой прочности, низкой плотности, жаростойкости, высоким антикоррозионным свойствам, хорошему сопротивлению усталостному разрушению и ползучести. Промышленному применению алюминидов титана препятствует

недостаточная пластичность и вязкость, а также плохая обрабатываемость при комнатной температуре. С этой точки зрения использование метастабильных состояний, улучшающих механические характеристики труднодеформируемых сплавов, могло бы оказаться полезным. С другой стороны, необходимо знать также возможность и механизм появления метастабильных состояний в конструкционных сплавах, ухудшающих их механические характеристики. Метастабильные фазы в сплавах на основе алюминидов никеля и титана могут возникать при получении слитка за счет скорости направленной кристаллизации, при термической или термо-механической обработке, в результате длительных циклических нагрузок и экстремальных воздействий в процессе эксплуатации.

Особый интерес представляет исследование изменения структуры и свойств сплавов на основе алюминидов никеля и титана под воздействием ударно-волнового нагружения. Проведение опытов по ударному воздействию является очень важным для материалов, предлагаемых к использованию в авиакосмической промышленности. В первую очередь это связано с защитой лопастей турбин

самолетов от ударов птиц, а также защитой деталей аэрокосмических аппаратов от метеоритных ударов. Кроме того, такие знания необходимы для реальной оценки остаточного ресурса лопастей турбин ТЭЦ, что позволило бы избежать аварийных ситуаций.

Цель работы — изучение метастабильных и неравновесных фазовых состояний, возникающих в алюминидов титана и никеля при экстремальных воздействиях, определение возможности использования метастабильных и неравновесных состояний алюминидов никеля и титана для создания новых высокопрочных конструкционных сплавов, отвечающих требованиям современной техники.

### Метастабильные фазы в сплавах на основе алюминидов титана

Одной из метастабильных фаз, возникающих в сплавах на основе алюминидов титана, является  $\omega$ -фаза. В отличие от титановых сплавов в интерметаллидных сплавах системы Ti – Al – Nb  $\omega$ -фаза образуется из упорядоченной кубической сверхрешетки B2 и имеет также упорядоченную структуру, которая может меняться в зависимости от внешних условий (закалки, температуры и времени выдержки) [1]. В сплавах, близких к Ti – 25 ат.% Al – 25 ат.% Nb обнаружено образование двух  $\omega$ -фаз, кристаллические решетки которых принадлежат к одной и той

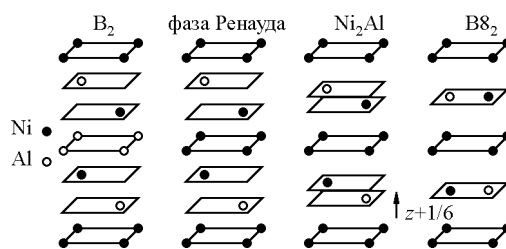


Рис. 1. Перестройка атомных плоскостей в переходе от кристаллической решетки сверхструктуры B2 к B82 [1].

же нижней тригональной сингонии, но отличаются расстоянием между плоскостями, заполненными атомами разного сорта. Первая  $\omega$ -фаза, называемая в одних работах Renaud's  $\omega$  [1], а в других —  $\omega''$  [2], образуется из  $\beta_0$ (B2) фазы непосредственно во время закалки сплава, другая фаза, называемая тригональной  $\omega'$  [1] или  $\omega$  [2], образуется из первой  $\omega$ -фазы во время изотермических выдержек (рис. 1). При этом переход из одной  $\omega$ -фазы в другую происходит достаточно быстро. Кристаллическая структура второй, более равновесной,  $\omega$ -фазы определена как: B82,  $P6_3/mmc$ , Ni<sub>2</sub>In,  $a = 0,458$  нм,  $c = 0,552$  нм [1]. На рис. 2 приведена микроструктура сплава Ti – 34 Al – 1,6 Nb – 0,5 Mo – 0,3 C (в ат. %), полученного с помощью экспериментальной установки, использующей унифицированный метод литья под давлением

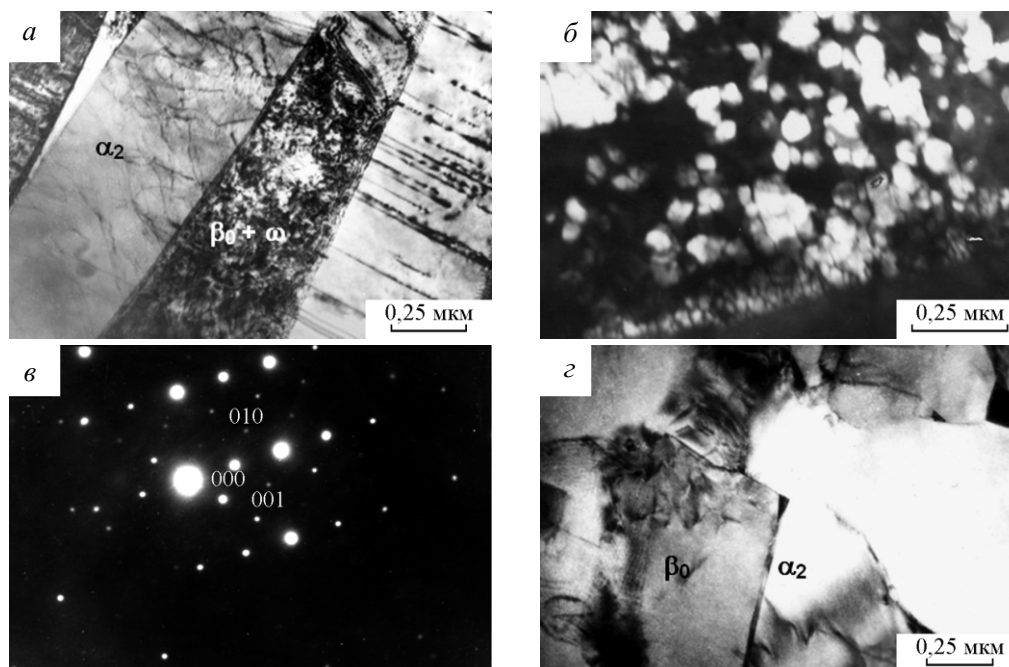


Рис. 2. Ti – 34 ат.% Al – 1,6 ат.% Nb – 0,5 ат.% Mo – 0,3% C, ПЭМ: а – светлопольное изображение; б – темное поле в рефлексе  $(0\bar{1}1)\omega$ , в – микроэлектроннограмма к б, ось зоны  $[111]\beta_0 \parallel [0001]\alpha$ ; г – светлопольное изображение после отжига 900°С, 5 ч.

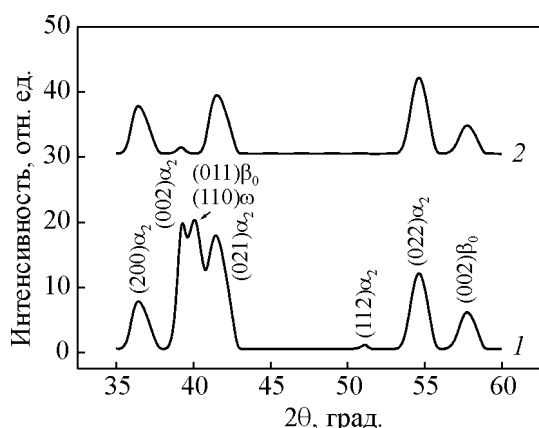


Рис. 3. Дифрактограммы сплава Ti – 34 ат.% Al – 1,6 ат.% Nb – 0,5 ат.% Mo – 0,3% Cr: 1 – полученного экспериментальным методом; 2 – после отпуска 900°С, 5 ч.

[3]. В структуре сплава присутствуют короткие пластины  $\alpha_2$ -фазы, расположенные под углом друг к другу с небольшими прослойками  $\beta_0$ -фазы между ними. Средняя ширина пластин  $\alpha_2$ -фазы составляет 0,6 мкм. Округлая форма пластин свидетельствует об участии диффузии в процессе образования. В исходной матрице  $\beta_0$ -фазы, заполняющей пространство между пластинами  $\alpha_2$ -фазы, обнаружены мелкие частицы упорядоченной  $\omega$ -фазы. Между фазами выполняются следующие ориентационные соотношения  $\{111\}\beta_0 \parallel (0001)\omega$  и  $\langle 1\bar{1}0\rangle\beta_0 \parallel \langle 11\bar{2}0\rangle\omega$ . Размер частиц упорядоченной  $\omega$ -фазы  $\approx 40$  нм. Так

Таблица

Результаты механических испытаний сплава  
Ti – 34 ат.% Al – 1,6 ат.% Nb – 0,5 ат.% Mo – 0,3 ат.% Cr

	$\sigma_B^{сж}$ , МПа, $t = 20^\circ\text{C}$	$\sigma_{0,2}^{сж}$ , МПа, $t = 20^\circ\text{C}$	$\epsilon$ , %, $t = 20^\circ\text{C}$	HV <sub>100</sub>
После плавки	1920	1314	10	512
После отжига	1700	872	19	367

же как и в титановых сплавах,  $\omega$ -фаза в интерметаллидных сплавах на основе алюминидов титана, является термически нестабильной. После проведения дополнительного отпуска сплава выше температурной области существования  $\omega$ -фазы ( $> 450 - 500^\circ\text{C}$ ) можно видеть изменение контраста внутри прослоек  $\beta_0$ -фазы и уменьшение плотности дислокаций внутри пластин  $\alpha_2$ -фазы. На микроэлектроннограммах, полученных с участков содержащих  $\beta_0$ -фазу, исчезли рефлексы  $\omega$ -фазы. При проведении рентгеноструктурного анализа после дополнительного отжига на дифрактограмме сплава отсутствуют общие линии  $\beta_0$ - и  $\omega$ -фаз. Линии, принадлежащие только  $\beta_0$ -фазе, стали более узкими, при этом, как показал расчет, изменились параметры решетки  $\beta_0$ -фазы. Форма линий  $\alpha_2$ -фазы практически не изменилась, и параметры решетки этой фазы остались те же (рис. 3). Так же как и в случае титановых сплавов, появление  $\omega$ -фазы повышает твердость и охрупчивает интерметаллидные сплавы системы Ti – Al – Nb. Результаты механических испытаний сплава приведены в

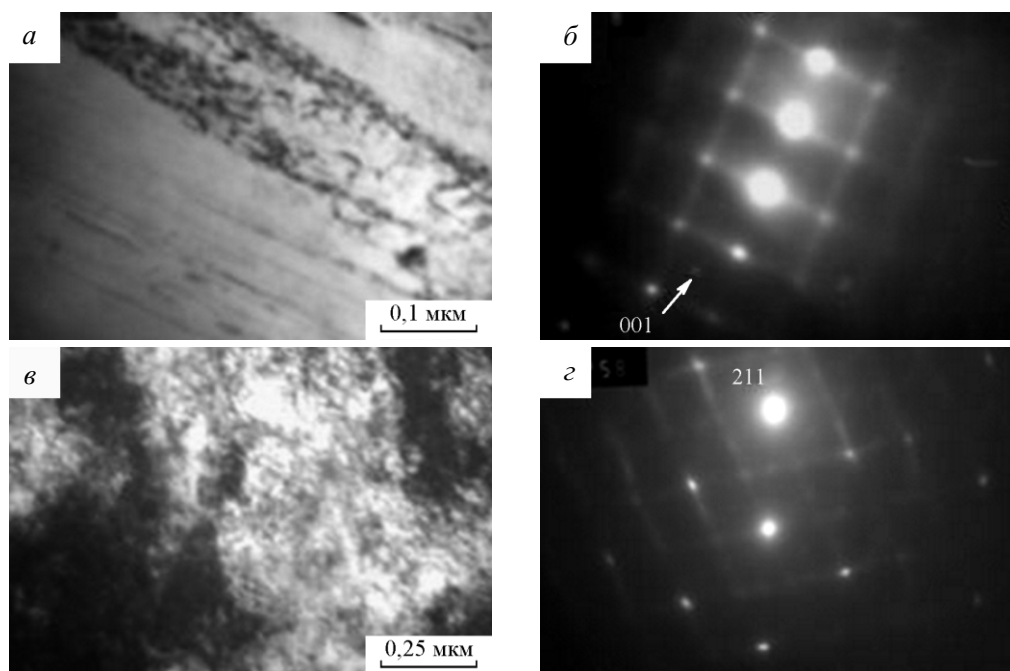


Рис. 4. Ti – 25,6 ат. % Al – 13,9 ат.% Nb (Zr,Mo), ПЭМ: а, б – исходное изображение; в, г – после пластической деформации,  $e=4,3$ , темное поле в рефлексе фазы B19.

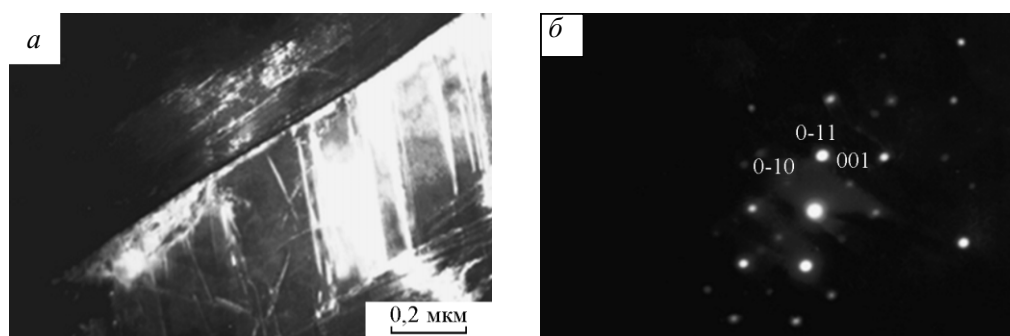


Рис. 5. Ti – 22 ат. % Al – 26,6 ат.% Nb после закалки: *a* – пластина с двойниками, темное поле в рефлексе  $(020)_{B19}$ ; *б* – микроэлектронограмма с области на рис. *б*, ось зоны  $[100]_{B19}$ .

таблице. Как можно видеть из таблицы, появление этой метастабильной фазы значительно увеличивает прочность и снижает пластичность сплава. Но, в отличие от титановых сплавов, в алюминиды титана “дефектная” упорядоченная  $\omega$ -фаза нестабильна в условиях больших пластических деформаций. На рис. 4 представлены структуры сплава Ti – 25,6 Al – 13,9 Nb (Zr, Mo) после интенсивной деформации кручением под давлением [4]. На микроэлектронограммах сплава можно видеть точечные рефлекссы на  $2/3$  расстояния от плоскости  $(112)_{B2}$ , характерные для  $\omega$ -фазы (рис. 4б), при дальнейшем увеличении степени деформации количество этой фазы в сплаве становится незначительным, и на микроэлектронограммах можно видеть рефлекссы от другой метастабильной фазы, имеющей сверхструктуру B19 (рис. 4в – з). Возможность образования метастабильной фазы со сверхструктурой B19 в сплавах на основе алюминиды титана  $Ti_2AlNb$  была впервые теоретически предсказана в работе [5] на основании анализа изменения элементов симметрии при переходе  $\beta_0(B2) \rightarrow O$ . Экспериментально эта фаза обнаружена при проведении электронно-микроскопического анализа типа доменных границ в фазе с орторомбической решеткой, образованной из  $\beta_0$ -фазы при изотермической выдержке сплава в двухфазной  $\alpha_2 + O$ -области [6]. Также как и в сверхструктуре B2, атомы алюминия и титана в орторомбической сверхструктуре B19 ( $Pm\bar{m}a$ , MgCd,) занимают строго упорядоченные положения [7]. При последующем отжиге фаза со сверхструктурой B19 превращается в равновесную упорядоченную по трем элементам (Ti, Al, Nb) O-фазу ( $Ti_2AlNb$ ). Кристаллические решетки этих двух орторомбических фаз ориентированы по базису. На дифрактограммах сплава присутствие фазы со сверхструктурой B19 можно определить по количеству Брегговских отражений, поскольку появление упорядоченной O-фазы характеризуется увеличением количества линий

(появлением сверхструктуры). Но это различие определяется достаточно хорошо только на малых углах, на больших углах практически все линии этих фаз совпадают или накладываются. На малых углах,  $2\theta < 30^\circ$  (излучение Cu  $K\alpha$ ), на дифрактограмме должны присутствовать  $\sim 6$  линий O-фазы, в случае фазы B19 должны появиться только 3 линии. Диффузионный процесс фазового перехода  $B19 \rightarrow O$  можно наблюдать по смещению рентгеновских линий орторомбической фазы. При закалке от высоких температур ( $\geq 1150^\circ C$ ) эта фаза практически не образуется и, проводя закалку от  $1200^\circ C$  и выше, сплавы некоторых составов можно закалить на метастабильную  $\beta_0$ -фазу. На рис. 5 приведены электронно-микроскопические снимки интерметаллидного сплава Ti – 22 Al – 26,6 Nb после закалки, имеющего в составе метастабильную фазу со сверхструктурой B19 [8]. Близость расположения рефлекссов равновесной  $\alpha_2$ -фазы и метастабильной фазы со сверхструктурой B19, которую иногда еще называют в литературе искаженной  $\alpha_2$ -фазой, затрудняет расшифровку микроэлектронограмм и может приводить к возникновению разногласий в определении значений температур фазовых превращений в системе Ti – Al – Nb.

Метастабильная фаза со сверхструктурой B19 играет особую роль в процессах фазовых переходов между равновесными фазами в алюминиды титана системы Ti – Al – Nb. Детальные исследования, выполненные в работе [9] показали, что, фазовое превращение между равновесными фазами  $\beta_0(B2) \rightarrow O$  в алюминиды титана системы Ti – Al – Nb протекает многостадийно, включая образование промежуточной метастабильной фазы:  $\beta_0(B2) \rightarrow B19 \rightarrow O$ . Двойники, образующиеся в результате превращения  $\beta_0(B2) \rightarrow O$  — метастабильные псевдодвойники  $\beta_0$ -фазы, имеют структуру орторомбической фазы со сверхструктурой B19. Равновесная орторомбическая O-фаза образуется в процессе упорядочения

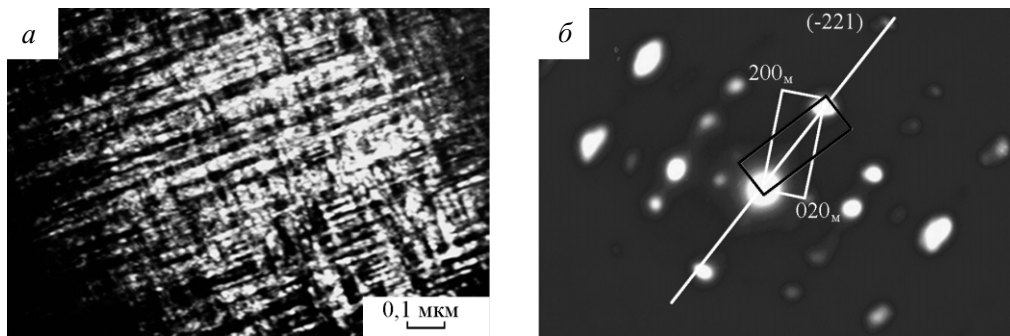


Рис. 6. Ti – 25,6 ат.% Al – 13,9 ат. %Nb (Zr, Mo) после отжига 700°С, 1 ч, ПЭМ: *a* – темное поле в рефлексе (200)<sub>О</sub>; *б* – микроэлектроннограмма с области на рис. *a*, ось зоны [001]<sub>О</sub>.

внутри двойников фазы со сверхструктурой В19, сохраняя их границы. Таким образом, никакого двойникования непосредственно О-фазы при фазовом превращении  $\beta_0 \rightarrow O$  не происходит. Наблюдаемые плоскости сопряжения кристаллитов О-фазы соответствуют плоскостям двойникования кубической фазы  $\beta_0$  и ее псевдодвойника — промежуточной фазы со сверхструктурой В19. Плоскости двойникования {110} фазы В19 соответствуют плоскостям двойникования разупорядоченной ОЦК (211}. Две другие плоскости двойникования фазы В19:  $(001)_{B19} \leftrightarrow (011)_{B2}$  и  $\{111\}_{B19} \leftrightarrow \{101\}_{B2}$  соответствуют самым плотноупакованным плоскостям кубической В2-фазы и, таким образом, с одной стороны являются плоскостями

легкого скольжения в В2 и плоскостями порядка в В19, с другой. Именно такой подход позволяет объяснить появление специфической полидоменной структуры О-фазы, состоящей из двойниковых доменов, развернутых под углом 90° по отношению друг к другу (рис. 6). В условиях большой пластической деформации алюминидов титана системы Ti – Al – Nb метастабильная фаза со сверхструктурой В19 выступает как промежуточная фаза в превращениях типа порядок-беспорядок. При этом с помощью интенсивной деформации кручением под давлением удается достичь в материале более высоких степеней деформации, чем при ударно-волновом нагружении [10]. Появление метастабильных фаз:

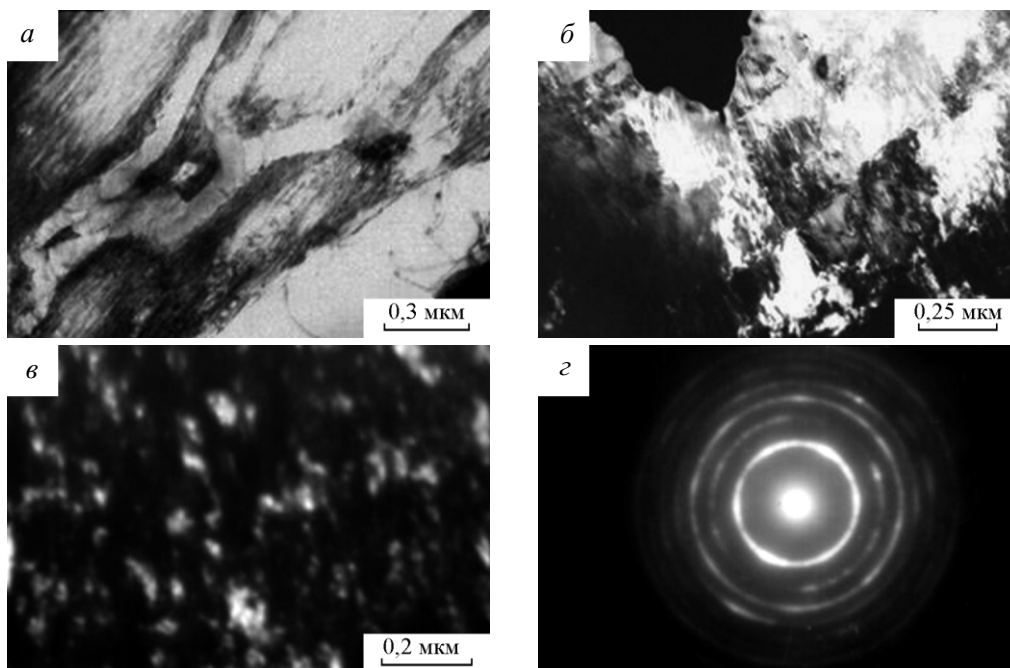


Рис. 7. Ti – 22 ат. % Al – 26,6 ат. % Nb, ПЭМ: *a* – исходное состояние; *б* – после пластической деформации,  $e = 0,9$ , фрагменты внутри пластины О-фазы, темное поле в в рефлексе О-фазы; *в*, *z* – после пластической деформации,  $e = 7,6$ , наноструктура разупорядоченной фазы А20.

упорядоченной по двум элементам фазы со сверхструктурой В19 или полностью разупорядоченной фазы со структурой А20 приводит к повышению пластичности алюминидов титана и сохраняет от разрушения при больших процентах деформации.

При небольших степенях деформации ( $e = 0,9$ ) в интерметаллидном сплаве Ti–22 ат. % Al–26,6 ат. % Nb, имеющем в исходном фазовом составе только О-фазу, сохраняется пластинчатая структура О-фазы, но внутри пластин наблюдается высокая плотность дислокаций. Образования ячеистой структуры не обнаружено. Кроме того, некоторые пластины разбиваются на фрагменты (рис. 7). После увеличения степени деформации до  $e = 4,7$  в сплаве также обнаружены области с различной микроструктурой. В некоторых областях сохранились пластины О-фазы с высокой плотностью дислокаций внутри (выше, чем в случае  $e = 0,9$ ). Рефлексы на микроэлектроннограммах, полученных с таких участков, имеют диффузные тяжи, свидетельствующие о сильных искажениях кристаллической решетки. Кроме того, наблюдается мелкодисперсная структура, состоящая из О-, В19- и А20-фаз. Полученные для такой структуры электроннограммы содержат кольца. Определенный по темнопольным изображениям средний размер фрагментов составляет примерно 30 – 40 нм. При дальнейшем увеличении степени деформации ( $e = 6,3$ ) вся структура сплава становится мелкодисперсной и состоит только из фаз В19 и А20. Средний размер фрагментов, определенный по темнопольным изображениям, составляет 20 – 30 нм. При степени деформации  $e = 7,6$  обнаружено дальнейшее измельчение структуры. Размер фрагментов, определенный по темнопольным изображениям, соответствующим только разупорядоченной фазе А20, составляет около 20 нм (рис. 7в – з). После ударного нагружения другого интерметаллидного сплава Ti–25 ат. % Al–22 ат. % Nb, также имеющего в исходном состоянии только О-фазу, были обнаруже-

ны участки с дислокациями внутри зерен и участки с мелкими выделениями внутри пластин. На электроннограммах, полученных с участков, содержащих мелкие частицы, обнаружены рефлексы, принадлежащие О-фазе и разупорядоченной по ниобию фазе В19, на рис. 8 приведено темнопольное изображение частицы, полученное в рефлексе (111) фазы В19. Между решетками этих фаз выполняются следующие ориентационные соотношения:  $[110]_O \parallel [110]_{B19}$ ,  $(001)_O \parallel (001)_{B19}$ . На рис. 9 схематично представлены разрезы кристаллических решеток интерметаллидных фаз в системе Ti–Al–Nb. Пользуясь этим рисунком, можно проследить все типы фазовых переходов, протекающие в орторомбических сплавах. В отличие от титановых сплавов,  $\omega$ -фаза в орторомбических сплавах имеет упорядоченную кристаллическую решетку и нестабильна в условиях больших деформаций. Образование кристаллической решетки  $\alpha_2$ -фазы из  $\beta_0$  включает перестановку атомов определенного сорта, что становится невозможным при деформации, но возможно при участии температуры. Это объясняет отсутствие мартенситного перехода  $\beta_0 \rightarrow \alpha_2$ . Фазы В19 и А20 метастабильны. Они отсутствуют на равновесных диаграммах состояний исследованных составов сплавов. Из схемы можно видеть, что образование фазы В19 может происходить намного легче как из  $\beta_0$ , так и из О-фазы, чем из разупорядоченной фазы А20. Вероятно поэтому фазу В19 можно обнаружить после закалки из высокотемпературной области В2-фазы.

#### Метастабильные фазы в сплавах на основе алюминидов никеля

Для получения монокристаллических лопаток из никелевых сплавов, применяемых для газовых турбин или турбин двигателей самолетов активно используется метод Бриджмена. Благодаря процессу кристаллизации в условиях высокого градиента темпе-

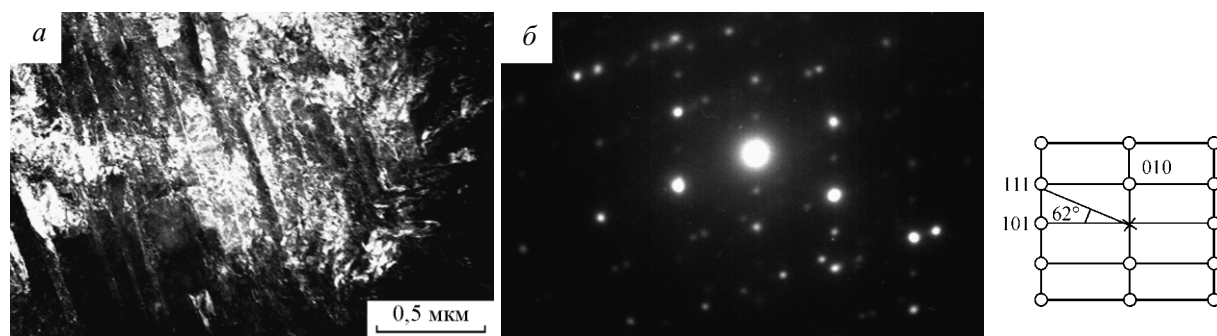


Рис. 8. Ti – 25 ат. % Al – 22 ат. % Nb после удара ( $P = 100$  ГПа), ПЭМ: а – темное поле в  $(111)_{B19}$ ; б – микроэлектроннограмма к а, ось зоны  $[10\bar{1}]_{B19}$ .

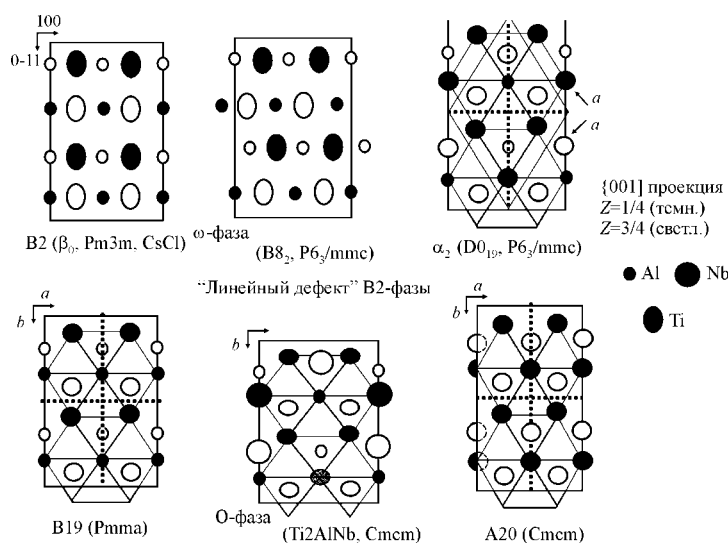


Рис. 9. Схема кристаллических решеток фаз в орторомбических сплавах с учетом ориентационных соотношений [11].

ратуры, в слитке  $Ni_3Al$  обычно присутствует некоторое количество остаточных фаз, принимавших участие в кристаллизации, но при комнатной температуре метастабильных. При этом также обычно наблюдается и отклонение фазового состава от равновесного. Это связано с тем, что в данном случае микроструктура и фазовый состав сплава зависят от скорости кристаллизации, и превращения происходят согласно метастабильной диаграмме состояния [11, 12]. Кристаллизация интерметаллического соединения  $Ni_3Al$  ( $\gamma$ -фаза, сверхструктура  $L1_2$ , структурный тип  $Cu_3Au$ ), которое согласно равновесной диаграмме состояния [13] должно формироваться непосредственно из жидкости, в методе Бриджмена происходит в несколько этапов: захватывая метастабильную  $\beta$ - $\gamma$  эвтектику и формируя ячеисто-дендритную двухфазную структуру (рис. 10). Интерметаллидная  $\gamma$ -фаза образуется в результате перитектоидных  $\gamma \rightarrow \gamma'$ - и эвтектоидных  $\beta \rightarrow \gamma'$ -фазовых переходов уже в твердом состоянии, что способствует появ-

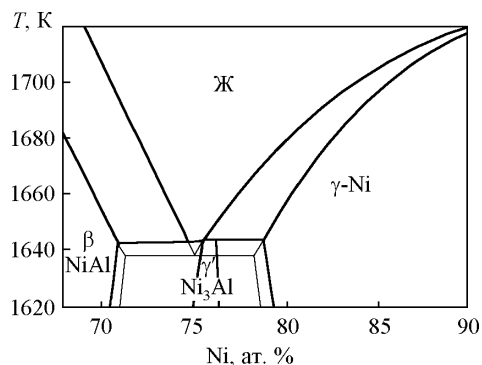


Рис. 10. Часть фазовой диаграммы Ni – Al с метастабильной эвтектикой [13].

лению областей  $\gamma'$ -фазы, сформировавшихся различным путем и имеющих различный химический состав. При этом остаточная (непревращенная) интерметаллидная  $\beta$ -фаза ( $NiAl$ , сверхструктура  $B2$ , структурный тип  $CsCl$ ) во время охлаждения слитка также может испытать фазовый переход, протекающий мартенситным, сдвиговым способом. При резком охлаждении  $NiAl$  сплава нестехиометрического состава (состав обогащенный никелем) из высокотемпературной  $\beta$ -области возможно образование тетрагональной мартенситной фазы со сверхструктурой  $L1_0$  (структурный тип  $CuAu$ , параметры решетки:  $a = 0,378$  нм,  $c = 0,320$  нм,  $c/a = 0,86$ ). Характерной особенностью этой фазы является наличие тонких двойников. В работе [14] была определена плоскость двойниковогоания этой мартенситной фазы —  $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle_{ГЦТ}$ . Однако при анализе приведенных в работе [15] нейтронографических данных, нами было обнаружено, что указанные в этих работах отражения, как принадлежащие мартенситной фазе со сверхструктурой  $L1_0$ , на самом деле запрещены для нее. Более реально отражения от наблюдаемых плоскостей новой мартенситной фазы, приведенные в работе [15], лучше описываются как для тетрагональной решетки, полученной из  $L1_2$  (структурный тип  $Ti_3Cu$ ,  $P4/mmm$ ). Другая метастабильная фаза, образующаяся в никелевых сплавах нестехиометрического состава из фазы со сверхструктурой  $B2$  и также формирующаяся сдвиговым путем, относится к разряду "омега" фаз, имеет состав, близкий к  $Ni_2Al$ , и решетку, меняющуюся от тригональной  $C6 (P\bar{3}m1)$  до  $B8_2 (P6_3/mmc)$  с переходом к более равновесной  $B8_2$  [16]. При этом, как показано в

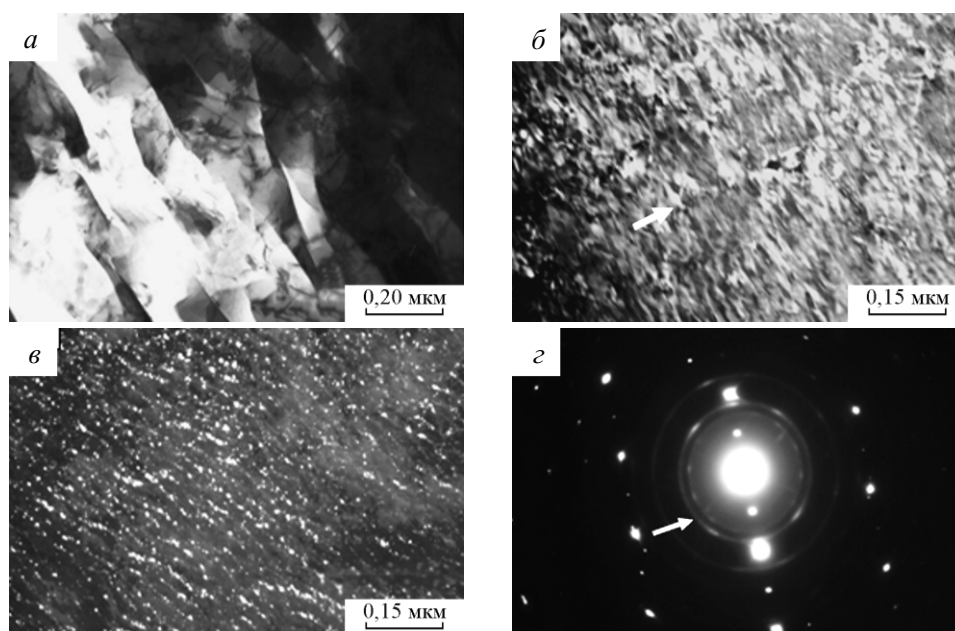


Рис. 11. Ni – 9,6 Al – 6,7 Fe – 1 Cr (в масс.%): а, б – волокнистый рельеф и частицы ω-фазы в сплаве после кратковременного отжига 1000°С, 5 ч; в, з – частицы ω-фазы в сплаве после деформации.

работе [17], проведение высокотемпературного отжига способствует превращению ω-фазы в  $Ni_5Al_3$  или  $Ni_3Al$ . На рис. 11 приведена микроструктура литого монокристаллического сплава Ni – 9,6 масс.% Al – 6,7 масс.% Fe – 1 масс.% Cr после кратковременного отжига 1000°С, 5 ч (рис. 11а – б) и последующей деформации многократным сжатием до 38% при комнатной температуре (рис. 11в – з). В литом состоянии образцы имели ячеисто-дендритную ростовую структуру, свидетельствующую о том, что в результате направленной кристаллизации затвердевание происходило с участием как эвтектоидной, так и перитектоидной реакций. Согласно нейтронографическим данным, литой сплав был неоднороден: кроме интерметаллидной γ-фазы в сплаве сохранилось небольшое количество ( $\leq 1\%$ ) β-фазы [18]. По данным рентгеноструктурного анализа после кратковременного отжига 1000°С, 5 ч сплав имел однофазное состояние (γ-фаза). На рис. 11 можно видеть очень специфический микрорельеф, напоминающий волокна, связанный с неравновесным состоянием материала, возникающим при направленном росте кристалла и сохраняющимся в течение кратковременных выдержек. Наиболее четко этот микрорельеф проявляется вблизи границ бывшего эвтектоида β + γ. По границам волокон можно видеть дисперсные выделения метастабильной ω-фазы, количество которой увеличивается после деформации. В целом наличие этой метастабильной фазы повышает прочность и снижает пластичность сплавов. Длительный

отжиг сплава при 1000°С в течение 100 ч приводит к выравниванию состава сплава и исчезновению волокнистого рельефа и выделений метастабильной ω-фазы.

Основными рабочими фазами никелевых жаропрочных сплавов являются: γ (твердый раствор на основе никеля), γ' ( $Ni_3Al$ ,  $L1_2$ ), γ'' ( $Ni_3(Nb, Al, Ti) D0_{22}$ ), карбиды, топологически плотно упакованные σ, μ, G и фазы Лавеса [19]. Фаза γ'' (gamma double-prime) является основной упрочняющей фазой для сплавов, используемых для изготовления дисков турбин (например сплавы: Inconel 718, Inconel 706, Rene 95, Udimet 630 и др.), работающих при температурах не выше 780°С. Эта дисперсная фаза выделяется в виде округлых дисков или пластин и появляется в сплавах, содержащих в качестве легирующих элементов ниобий или тантал от 3 до 5 ат.% [2]. В структуре γ'-фазы ( $Ni_3Al$ ) ниобий заменяет позиции алюминия, фактически формируя зародыши длиннопериодной γ''-фазы  $Ni_3Nb$  [19, 20]. В сложнoleгированных сплавах в состав γ''-фазы кроме ниобия и тантала могут также входить молибден, титан и вольфрам. Отмечено, что эта фаза легко образуется в сплаве в присутствии кроме ниобия также железа и хрома, которые, как считается, способствуют созданию необходимой электронной концентрации. Ориентационные соотношения между матрицей γ- и γ''-фазой следующие:  $(001)_{\gamma} \parallel \{001\}_{\gamma''}$  и  $[100]_{\gamma} \parallel \langle 100 \rangle_{\gamma''}$ . Когерентная γ''-фаза образуется из γ-твердого раствора во время выдержки в диапазоне средних температур (до 700°С) и является



нестабильной фазой. Длительная эксплуатация упрочненного  $\gamma'$ -фазой сплава при 650–760°C может вызвать превращение  $\gamma' \rightarrow \gamma$  (сверхструктура  $L1_2$ ) или  $\gamma' \rightarrow \delta$  (сверхструктура  $D0_{22}$ ). Существует и переход  $\gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow \delta$ . Переходы из  $\gamma'$  в  $\gamma$  или в  $\delta$ -фазу сопровождаются значительным снижением прочности сплава. Сплавы, содержащие  $\gamma'$ -фазу, обладают высокой прочностью, удовлетворительной пластичностью и хорошим сопротивлением ползучести, успешно используются в сварных соединениях. Кристаллическая решетка  $\gamma'$ -фазы, называемой фазой Курнакова (ГЦТ,  $D0_{22}$ , структурный тип  $Al_3Ti$ ), имеет упорядоченное расположение атомов никеля и ниобия. Параметры кристаллической решетки  $\gamma'$ -фазы в никелевых сплавах приблизительно следующие:  $a = 0,362$  нм и  $c = 0,741$  нм [19]. В литературе также есть данные и о том, что  $\gamma'$ -фаза со сверхструктурой  $D0_{22}$  может образовываться в никелевых сплавах, не содержащих ниобий или тантал [21–27]. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, полученным в работе [7], при изотермических выдержках интерметаллидных сплавов различного состава: Ni–25 ат.% Al, Ni–25 ат.% Al–0,1 ат.% В; Ni–24 ат.% Al; Ni–24 ат.% Al–0,1 ат.% В кубическая решетка  $\gamma'$ -фазы со сверхструктурой  $L1_2$  устойчива только при температурах до 600°C, а выше (вблизи 800°C) на дифрактограммах сплавов обнаружено расщепление линий типа (220), свидетельствующее о тетрагональном искажении исходной кубической решетки. При выдержках сплавов при 1000°C наблюдается также явное расщепление линий типа (200), (110) и искажение линии (111). При этом оценка степени дальнего порядка  $\gamma'$ -фазы ( $L1_2$ ,  $Ni_3Al$ ) соответствует максимальной величине — 1. Как полагают авторы работы [28], при этих температурах сплав становится двухфазным, и вторая фаза имеет более низкую симметрию, чем кубическая  $L1_2$ . Существование двухфазной структуры подтверждено в этой работе при циклических выдержках сплавов в температурном диапазоне между 600 и 1000°C. Образование  $\gamma'$ -фазы со сверхструктурой  $D0_{22}$  обнаружено в работах [23] при деформации холодной прокаткой сплавов  $Ni_3Al(B)$  и  $Ni_3(Al,Zr,B)$ . При исследовании влияния сильной деформации на степень дальнего порядка в работах [23–25] было установлено, что при увеличении степени деформации происходит сильное снижение интенсивности линии (100) при сохранении интенсивности линии (200). Наличие подобного эффекта обычно связывают с уменьшением степени дальнего порядка. Однако, как показано в работе [23], при этом соотношение интенсивностей другой пары линий (110) и (220) практически остается неизменным. Этот факт авторы

связывают с появлением тетрагональной  $\gamma'$ -фазы, параметр решетки  $a$  которой близок к параметру решетки кубической структуры  $L1_2$ , но, поскольку в тетрагональной решетке плоскость {100} имеет меньший фактор повторяемости, то интенсивность линии {100} снижается. Отчетливое изменение интенсивности линий в  $Ni_3Al(B)$  начинается при деформации 35%. Изменение степени дальнего порядка было обнаружено в монокристалле сплава ВКНА-4У (90%  $\gamma'$ ), не содержащего ниобий или тантал, после ударно-волнового нагружения [26], причем обнаружено, что низкая степень дальнего порядка сохраняется постоянной по глубине образца. Параметр решетки уменьшается как в центре, так и на половине радиуса. Оценка плотности дислокаций на 1/2 радиуса и в центральной части образца после удара (максимальное давление на поверхности образца 100 ГПа, длительность импульса воздействия 1 мкс) дала значение  $\sim 10^{12}$  см<sup>-2</sup>. Кроме того, согласно полученным данным плотность дислокаций образца меняется из-за затухания ударного фронта в материале от  $\sim 9 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup> на поверхности нагружения — до  $4 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup> на расстоянии 4 мм от нее. Самый маленький радиус кривизны решетки кристалла, то есть самые большие искажения, обнаружены в центре контактной поверхности образца после удара. Наличие высокой кривизны решетки в образце после удара было обнаружено и с помощью метода Шульца, который позволяет определить угловую разориентацию блоков мозаики монокристаллического образца и их размеров с помощью широко расходящегося пучка рентгеновских лучей (“съемка на отражение”). В случае образца после удара с максимальным давлением на поверхности 10 ГПа угловая разориентация блоков в центре составила  $\approx 20^\circ$ ; в образце с максимальным давлением на поверхности 20 ГПа — в центре  $\approx 15^\circ$ , на половине радиуса  $\approx 5^\circ$ ; в образце с максимальным давлением на поверхности 100 ГПа — в центре  $\approx 16^\circ$ , на половине радиуса  $\approx 15^\circ$ . При просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) сплава ВКНА-4У после удара (100 ГПа) не было обнаружено больших областей разупорядоченной  $\gamma'$  ( $Fm\bar{3}m$ ) фазы, существование которых могло бы объяснить такое сильное понижение степени дальнего порядка. В структуре обнаружены полосы разориентации, направление полос, совпадает с выходом плоскостей {111} на микроэлектронограмме. При наклоне фольги можно было видеть одновременно 2 направления полос с чередующимся контрастом и контур исходных кубоидов. Угол разориентации между полосами различного контраста, определенный по наклону гониометра микроскопа, составляет 2–3°. На рис. 12

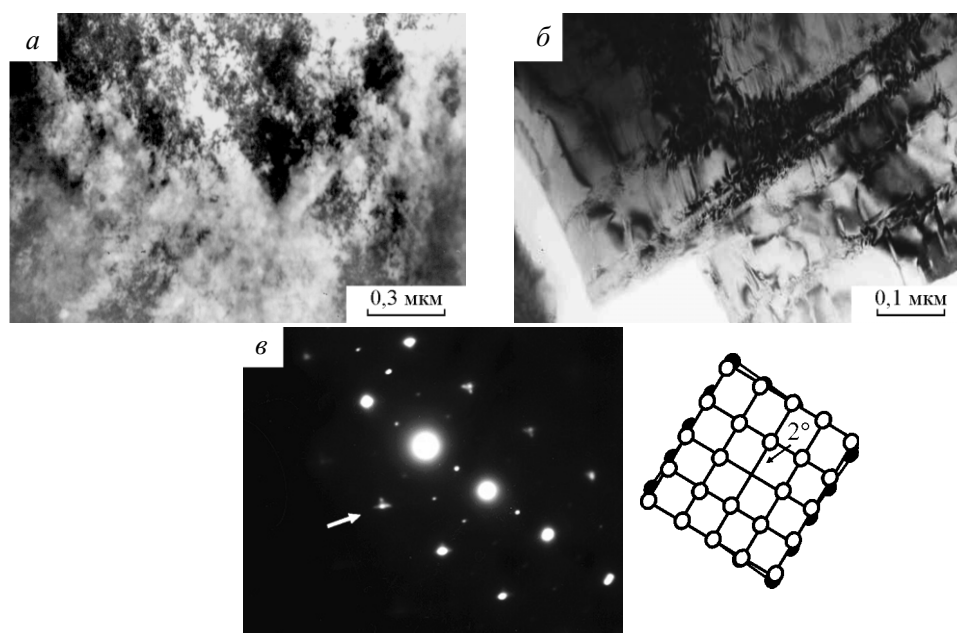


Рис. 12. ВКНА-4У после удара (100 ГПа), ПЭМ: *а* — полосы разориентации; *б* — дефекты на границе полосы; *в* — микроэлектроннограмма, к *б*, ось зоны  $[001]_{\gamma}$ ; угол разориентации полос  $2^\circ$ .

приведена микрофотография двух направлений полос разориентации и дефектной границы такой полосы, полученная с большим увеличением. По границам полос разориентации присутствуют хрупкие трещины. Внутри полос наблюдаются области, свободные от дефектов. Вблизи трещин некоторые из таких областей содержат тонкие двойники  $\gamma'$ -фазы (рис. 13). На рис. 14 приведена нейтронограмма монокристалла сплава ВКНА-4У после ударно-волнового нагружения (100 ГПа). Съемку проводили с использованием приставки для съемки монокристаллов с вращением, позволяющей получать все линии, как если бы это был поликристаллический образец. Монокристалл снимали в различном положении по отношению к оси нагружения  $[001]$ . На нейтронограмме при горизонтальном положении оси  $[001]$  можно видеть появление дополнительных линий, принадлежащих  $\gamma'$ -фазе. При

вертикальном положении никаких дополнительных линий нет, что подтверждает ориентацию кристаллической решетки  $\gamma'$ -фазы по базису кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы. Образование метастабильной  $\gamma'$ -фазы в никелевых сплавах в процессе деформации и при отсутствии легирующих элементов ниобия или тантала, формирующих интерметаллиды  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  и  $\text{Ni}_3\text{Ta}$  со сверхструктурой  $\text{D0}_{22}$ , является более сложным процессом, чем это может показаться на первый взгляд. Длиннопериодные тетрагональные сверхрешетки ( $c/a = 2M$ ) с упорядоченным расположением дефектов упаковки — антифазных границ (АФГ) можно получить, если ввести параллельные АФГ с направлением вектора смещения  $1/2 \langle 110 \rangle$  в каждую  $M$  кубическую плоскость вдоль оси куба  $L1_2$ , где  $M$  — период чередования плоскостей  $(001)$ . Модулированная структура  $\text{D0}_{22}$  образуется при  $M = 1$  [29]. Как

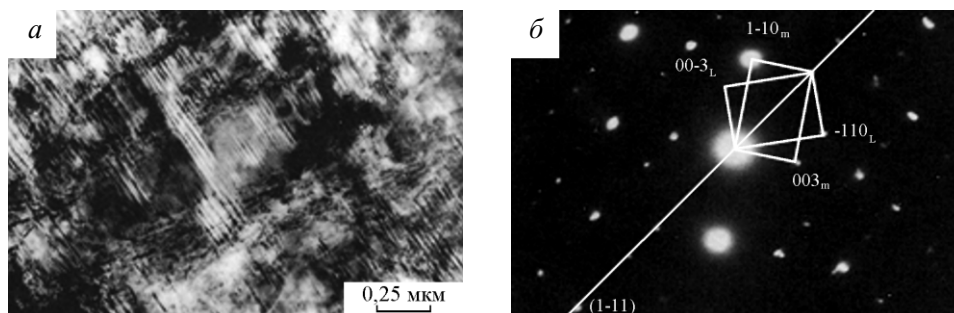


Рис. 13. Микродвойники  $\gamma'$ -фазы в образце ВКНА-4У после удара 100 ГПа.

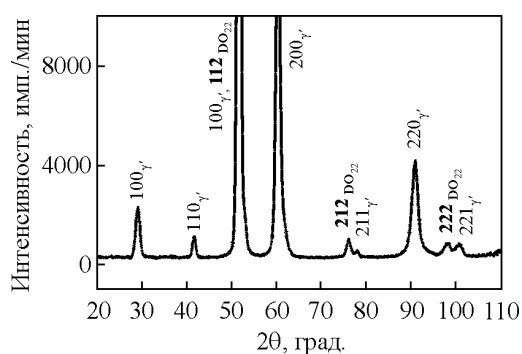


Рис. 14. Нейтронная дифрактограмма сплава ВКНА-4У после ударного нагружения.  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (100 ГПа) с вращением, ось  $[001]$  горизонтально  $\lambda = 0,1805$  нм,  $T = 20^\circ\text{C}$ .

известно, появление дефекта упаковки значительно увеличивает общую энергию кристалла, с этой точки зрения образование АФГ в кристалле термодинамически невыгодно. Равновесному состоянию соответствует хорошо упорядоченное, то есть однодоменное состояние. Поэтому при обычных процессах упорядочения за первичным образованием хаотически расположенных упорядоченных доменов следует процесс поглощения одних доменов другими, уменьшающий количество АФГ между ними. Однако даже в хорошо отожженном кристалле сохраняется небольшое количество АФГ. Поэтому считается, что при наличии определенной электронной концентрации состава возможно еще большее понижение энергии АФГ за счет ее упорядоченного расположения.

Образование упорядоченных АФГ, формирующих длиннопериодные структуры, обычно наблюдаются в сплавах с низкой энергией их образования. Интерметаллид  $\text{Ni}_3\text{Al}$  относится к материалам с высокой энергией образования АФГ. В работе [30] было проведено теоретический расчет изменения энергии кристалла  $\text{Ni}_3\text{Al}$  при введении одной АФГ. Значение энергии АФГ в плоскости куба (001) составило  $80$  мДж/м<sup>2</sup>. Однако согласно экспериментальным данным, минимальное значение энергии АФГ в плоскости куба, рассчитанной экспериментально по ширине АФГ, оказалось в половину меньше  $43$  мДж/м<sup>2</sup> [32]. Значительное снижение величины энергии кристалла можно получить, если допустить возможность появления периодических АФГ. Согласно расчетам, энергия образования структур с упорядоченным расположением АФГ слабо отличается от энергии образования структуры  $L1_2$  ( $-4,486$  эВ). Например, энергия образования длиннопериодной структуры  $D0_{22}$  (период  $M = 1$ ) составляет  $-4,318$  эВ, а энергия образования длиннопериодной  $D0_{23}$  (период  $M = 2$ ) —  $4,401$  эВ [31]. Таким образом, с точки зрения выигрыша энергии, кри-

сталлу  $\text{Ni}_3\text{Al}$  при определенных условиях (например, при отклонении от стехиометрии или при деформации) достаточно выгодно переходить в некоторое новое упорядоченное состояние. Другим возможным вариантом возникновения такой структуры может быть наличие большого числа вакансий в исходном материале и возможность их миграции. Это позволяет дислокациям активно перемещаться, что приводит к частичной аннигиляции большого числа дислокаций и перестройке оставшихся дислокаций и дефектов, возникших в результате дислокационных взаимодействий, в энергетически более выгодные конфигурации. Известно, что при деформации  $\text{Ni}_3\text{Al}$  легко образуются как АФГ, так и трубки АФГ как результат взаимодействия дислокаций. Как показано в работе [32], АФГ являются местами зарождения длиннопериодной модулированной фазы при отжиге. В работе [33] было обнаружено, что трубки АФГ, образующиеся в большом количестве при деформации монокристалла  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (4% деформации), хорошо видны не только в сверхструктурных, но и в структурных рефлексах  $\gamma'$ -фазы. Этот удивительный факт авторы работы объяснили тем, что внутри трубок АФГ существуют некоторые дополнительные смещения атомов.

Таким образом, если считать, что образование длиннопериодной структуры при деформации проходит через процесс зародышеобразования и роста, то зародышем новой фазы могут служить АФГ (или трубки АФГ). Однако образование областей длиннопериодной структуры  $D0_{22}$  в результате деформации невозможно объяснить только при помощи дислокационных смещений, поскольку для образования длиннопериодной решетки  $D0_{22}$  с периодом  $M = 1$ , где  $M$  — период чередования плоскостей (001), данные сдвиги должны проходить с минимальной разрешенной длиной волны в кристалле  $\lambda = 2d$ . При этом известно, что минимальное расстояние между дислокациями разных знаков составляет  $\sim 10^4 b$ ; при плотности дислокаций  $10^{12}$  см<sup>-2</sup> это расстояние уменьшается, но все равно остается достаточно значительным  $\sim 10^2 b$ , где  $b$  — вектор Бюргера, и не может объяснить формирование областей этой длиннопериодной структуры [34].

Образец в условиях воздействия деформации, можно рассматривать как систему из большого количества атомов, которая находится в сильно неравновесных условиях вследствие подвода значительного количества энергии (механической, ударного воздействия). При этом в результате согласованного, взаимозависимого движения отдельных частиц могут возникать упорядоченные диссипативные структуры. В неравновесных диссипативных

системах самопроизвольно формируются регулярные структуры, симметрия которых может качественно отличаться от симметрии начального состояния. Подобное поведение называется самоорганизацией. При этом в сильно неравновесных условиях система может переходить в новое упорядоченное состояние с локализацией деформации и сохранением слабдеформированных фрагментов [35, 36].

С этой точки зрения можно рассматривать процесс образования областей новой метастабильной фазы с длиннопериодной структурой в  $Ni_3Al$  и никелевых сплавах при деформации как процесс релаксационной самоорганизации кристалла, происходящий за счет компенсационных периодических сдвигов не дислокационного происхождения. Хотя вопрос участия дислокаций, как порождающих флуктуации концентрации, в образовании зародыша этой фазы остается открытым, поскольку, как свидетельствует эксперимент, увеличение размеров областей фазы с длиннопериодной структурой напрямую зависит от степени деформации (плотности дислокаций).

### **Заключение**

Изучение метастабильных фаз в алюминиды титана и никеля показывает, что для хрупких и прочных интерметаллидов ( $Ti_3Al$ ,  $Ti_2AlNb$ ,  $Ni_3Al$ ), имеющих недостаточное количество плоскостей скольжения и высокий энергетический барьер для двойникования, фазовое превращение с формированием промежуточных метастабильных состояний в условиях экстремальных воздействий градиента температур или давления является наиболее эффективным способом релаксации напряжений, предохраняющим эти материалы от быстрого разрушения. Фазовые превращения в упорядоченных алюминиды никеля и титана, протекающие в экстремальных условиях, обладают большей длительностью по сравнению с обычными неупорядоченными металлами и сплавами, поскольку в процессе деформации интерметаллидов происходит локальное изменение ближайшего окружения атомов определенного сорта. В процессе большой пластической деформации в кристалле, помещенном в условия, препятствующие его быстрому разрушению, включаются все возможные механизмы релаксации напряжений, в том числе и недислокационного происхождения. Для снижения энергии, связанной с накоплением дефектов, деформированному кристаллу выгоднее произвести также локальную перестройку — создать области с новым порядком чередования атомов разного сорта, то есть области нового метаста-

бильного фазового состояния. И конечными в этом процессе являются фазовые переходы типа порядок-беспорядок, в результате чего кристалл получает все элементы деформации, присущие неупорядоченному состоянию. Учет метастабильных состояний, меняющих механические свойства конструкционных сплавов, к которым относятся алюминиды титана и никеля, позволяет использовать прочностные и пластические характеристики этих состояний для создания новых высокопрочных конструкционных сплавов, отвечающих требованиям современной техники.

### **Литература**

1. Chang C.P., Loretto M.H. The decomposition process of rapidly solidified Ti-25at.%Al-25at.%Nb. *Phil. Mag. A*, 1991, v. 63, no. 3, p. 389 – 406.
2. Shoemaker C.B., Shoemaker D.P., Bendersky L.A. Structure of  $\omega$ - $Ti_3Al_{2.25}Nb_{0.75}$ . *Acta Cryst.*, 1990, v. 46, p. 374 – 377.
3. Гринберг Б.А., Казанцева Н.В., Волков А.Е. Влияние условий кристаллизации в методе импульсной объемной штамповки на формирование структуры сплавов на основе TiAl и  $Ti_3Al$ . *МиТОМ*, 2006, № 12, т. 618, с. 32 – 36.
4. Казанцева Н.В., Гринберг Б.А., Демаков С.Л., Пилюгин В.П., Пацелов А.М., Брусницына В.Н., Трубина О.Ю. Влияние сильной деформации на фазовые превращения в орторомбических сплавах. *Деформация и разрушение материалов*, 2005, т. 1, с. 34 – 39.
5. Bendersky L.A., Roytburd A., Boettinger W.J. Phase transformations in the (Ti, Al)<sub>3</sub>Nb section of the Ti-Al-Nb system. I. Microstructural predictions based on a subgroup relations between phases. *Acta Metal.Mater.*, 1994, v. 42, no. 7, p. 2323 – 2335.
6. Bendersky L.A. and Boettinger W.J. Phase transformations in the (Ti, Nb)<sub>3</sub>Al section of the Ti-Al-Nb system-II. Experimental TEM study of microstructures. *Acta Metall. Mater.*, 1994, v. 42, no. 7, p. 2337 – 2352.
7. Пушин В.Г., Кондрачев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: ИФМ, 1998, 367 с.
8. Казанцева Н.В., Лепихин С.В. Исследование диаграммы состояния Ti-Al-Nb. *ФММ*, 2006, т. 101, № 5, с. 184 – 195.
9. Казанцева Н.В., Демаков С.Л., Попов А.А. Микроструктура и пластическая деформация орторомбических алюминидов титана  $Ti_2AlNb$ . III Образование двойников превращения при переходе  $\beta_0 \rightarrow \alpha$ . *ФММ*, 2007, т. 103, № 4, с. 395 – 405.
10. Казанцева Н.В., Гринберг Б.А., Гуляева Н.П., Демаков С.Л., Пилюгин В.П., Попов А.А., Романов Е.П., Шорохов Е.В., Рыбин В.В. Микроструктура и пластическая деформация орторомбических  $Ti_2AlNb$  сплавов. II. Структура и фазовые превращения при сильной деформации. *ФММ*, 2003, т. 96, № 4, с. 23 – 32.

11. Koji Nagihara, Tetsunori Tanaka, Takayoshi Nakano, Yukichi Umakoshi. Crystal structure, phase stability and plastic deformation behavior of Ti-rich  $Ni_3(Ti,Nb)$  single crystals with various long-period ordered structures. *Mater.Res.Soc.Symp.Proc. MRS*, 2005, v. 842, S5.26.1 – S5.26.6.
12. Huziker O., Kuz W. Solidification microstructure maps in Ni-Al alloys. *Acta mater.*, 1997, v. 45, no. 12, p. 4981 – 4992.
13. [http://www.crct.polymtl.ca/fact/phase\\_diagram.php](http://www.crct.polymtl.ca/fact/phase_diagram.php)
14. Rosen, Goebel J.A. The crystal structure of nickel-rich NiAl and martensitic NiAl. *Trans. AIME*, 1968, v. 242, no. 4, p. 722 – 724.
15. Степанова Н.Н., Теплоухов С.Г., Дубинин С.Ф., Акшенцев Ю.А., Пархоменко В.Д. Влияние скорости направленной кристаллизации на фазовый состав и структуру модельных сплавов на основе  $Ni_3Al$ . *Перспективные материалы*, 2006, № 5, с. 73 – 78.
16. Sanati M., Albers R.C., and Pinski F.J.  $\omega$ -phase formation in NiAl and  $Ni_2Al$  alloys. *J.Phys.Condens.Matter*, 2001, v. 13, p. 5387 – 5398.
17. Muto S., Schryvers D., Merk N., and Tanner L.E. High-resolution electron microscopy and electron diffraction study of the displacive transformation of the  $Ni_2Al$  phase in a  $Ni_{65}Al_{35}$  alloy and associated with the martensitic transformation. *Acta Metal.Mater.*, 1993, v. 41, no. 8, p. 2377 – 2383.
18. Казанцева Н.В., Виноградова Н.И., Степанова Н.Н., Пирогов А.Н., Голикова Е.О. Образование метастабильных фаз в интерметаллидном сплаве Ni – 9,6 вес.% Al – 6,7 вес.% Fe – 1 вес.% Cr. *ФММ*, 2009, т. 107, № 4, с. 401 – 410.
19. Симс Ч., Хагель В. *Жаропрочные сплавы*. М.: Металлургия, 1976, 566 с.
20. Cozar R. and Pineau A. Morphology of  $\gamma'$  and  $\gamma''$  Precipitates and Thermal Stability of INCONEL alloy 718 Type Alloys. *Metall. Trans.*, 1973, v. 4, p. 47 – 59.
21. Ramesh R., Vasudevan R., Kolster B.H., Pathiraj B. X-Ray Evidence for Structural Transformation in  $Ni_3Al$  Alloys at Higher Temperatures. *Naturwissenschaften*, 1990, v. 77, p. 129 – 130.
22. Ramesh R., Vasudevan R., Pathiraj B, Kolster B.H. Ordering and structural transformations in  $Ni_3Al$  alloys. *J. of Mater. Sci.*, 1992, v. 27, p. 270 – 278.
23. Bhattacharya B., Ray R.K. Deformation behavior of a  $Ni_3Al$  (B, Zr) alloy during cold rolling: Part I. Changes in order and structure. *Metal. Trans. A*, 2000, v. 31 A, p. 3001 – 3010.
24. Bhattacharya B., Ray R.K. Deformation behavior of a  $Ni_3Al$  (B, Zr) alloy during cold rolling: Part II. Microstructural and textural changes. *Metal. Trans. A*, 2000, v. 31 A, p. 3011 – 3021.
25. Sandip Ghosh Chowdhury, Ray R.K., Jena A.K. Structural transformation in  $Ni_3Al$  (B) due to cold rolling. *Scripta Met. Et Mater.*, 1995, v. 32, no. 9, p. 1501 – 1506.
26. Казанцева Н.В., Гринберг Б.А., Шорохов Е.В., Пирогов А.Н., Дорофеев Ю.А. Фазовые превращения в никелевом суперсплаве после ударно-волнового нагружения. *ФММ*, 2005, т. 99, № 5, с. 94 – 103.
27. Казанцева Н.В., Виноградова Н.И., Ригмант М.Б., Пирогов А.Н. Фазовые превращения и магнитные свойства никелевых суперсплавов в условиях больших пластических деформаций. *Деформация и разрушение материалов*, 2009, № 9, с. 33 – 38.
28. Ramesh R., Vasudevan R., Kolster B.H. X-ray evidence for structural transformation in  $Ni_3Al$  alloys at higher temperatures. *Naturwissenschaften*, 1990, v. 77, p. 129 – 130.
29. Yamaguchi M., Umakoshi Y. The deformation behavior of intermetallic superlattice compounds. *Progress in Materials Science*, 1990, v. 34, no. 1, p. 60 – 73.
30. Mishin Y. Atomistic modeling of the  $\gamma$  and  $\gamma'$ -phases of the Ni-Al system. *Acta Mater.*, 2004, v. 52, p. 1451 – 1467.
31. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Горностырев Ю.А., Яковенкова Л.И. Аномалии температурной зависимости деформационных характеристик упорядоченных сплавов со структурой типа  $L1_2$ . *ФММ*, 1978, т. 46, вып. 4, с. 813 – 830.
32. Tanimura Makoto, Koyama Yasumasa. The role of antiphase boundaries in the kinetic process of the  $L1_2$ - $D0_{22}$  structural change of an  $Ni_3Al_{0.45}V_{0.50}$  alloy. *Acta Materialia*, 2006, v. 54, p. 4385 – 4391.
33. Rentenberger Christian, Waitz Thomas, Karnthaler H. Peter TEM investigation of the structure of deformation-induced antiphase boundary faults in  $Ni_3Al$ . *Physical Review B*, 2003, v. 67, p. 094109-1 – 094109-5.
34. Хирт Дж., Лоте И. *Теория дислокаций*. М.: Атомиздат, 1972, 599 с.
35. Теплов В.А., Пилюгин В.П., Талуц Г.Г. Образование диссипативной структуры и фазовые переходы в сплавах железа при сдвиге. *Металлы*, 1992, № 2, с. 109 – 115.
36. Карлов Н.В., Кириченко Н.А. *Колебания, волны, структуры*. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2003, 496 с.

*Казанцева Наталья Васильевна — Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург), кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области фазовых превращений в металлах и сплавах. E-mail: kazantseva@imp.uran.ru.*