

Н. Т. ТРАВИНА, А. А. НИКИТИН

ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni_3Al ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ И СТЕПЕНЯХ ДЕФОРМАЦИИ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 7 VI 1974)

Известно, что в интерметаллиде Ni_3Al деформация протекает довольно сложным образом: наблюдается аномальная температурная и скоростная зависимость предела текучести и характеристик деформационного упрочнения (¹⁻⁴).

В то же время в литературе весьма ограничены сообщения (^{2, 5}) об экспериментальных работах, в которых бы параллельно исследовались и характеристики деформации, и дислокационная структура на монокристаллических образцах, когда процессы формирования дислокационной структуры не осложнены влиянием границ зерен и многих ориентировок. Дислокационная структура наблюдалась главным образом для образцов, деформированных при комнатной и более низких температурах.

Представляло интерес провести систематическое исследование дислокационной структуры в монокристаллах, деформированных растяжением при различных температурах и разных степенях деформации.

Для исследования были выбраны монокристаллы интерметаллида Ni_3Al стехиометрического состава (25,4 ат. % Al) и интерметаллида, легированного небольшим количеством хрома (2 ат. %). Деформация монокристаллов проводилась на машине «Zwick» при температурах от -196 до 600° . Дислокационные структуры исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии в тонких фольгах на микроскопе «Тесла BS-613» как при деформациях, близких к пределу текучести (2–3%), так и деформациях, соответствующих концу II линейной стадии упрочнения (близких к разрушению). В зависимости от ориентировки образцов указанные степени деформации соответствовали 25–40%.

Рассмотрим коротко основные особенности дислокационных картин, наблюдаемых при различных степенях и температурах деформации.

Прежде всего следует отметить, что в монокристаллах деформированных растяжением при -196° на 2–3% мы наблюдали деформацию двойникованием, которая ранее в интерметаллиде Ni_3Al при деформации поликристаллов или монокристаллов сжатием не наблюдалась, причем особенно хорошо двойникование развито в интерметаллиде, легированном хромом (рис. 1). Двойники в этом случае более совершенные, чем в чистом Ni_3Al , т. е. введение хрома, снижающего энергию дефектов упаковки (⁶), значительно облегчает процесс двойникования. Исходная ориентировка оси растяжения монокристалла, с которого получена электронная микрофотография двойников, приведенная на рис. 1, близка к границе $[100]$ – $[110]$ кристаллографического треугольника, поэтому уже на пределе текучести возможно действие не только первичной системы скольжения $(111)[10\bar{1}]$, но и критической $(\bar{1}\bar{1}1)[101]$. Анализ приведенной на рис. 1 электронной микрофотографии совместно с электронной микродифракцией показывает, что плоскостью двойникования служит плоскость $(\bar{1}\bar{1}1)$, критической системы скольжения, направление двойникования $[\bar{1}12]$, ось зоны двойников $[\bar{1}\bar{1}0]$.

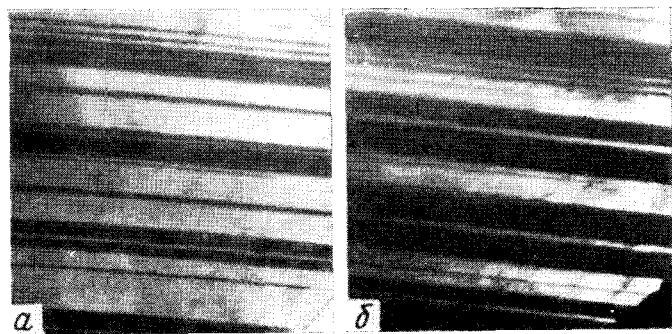


Рис. 1

Рис. 1. Двойники в интерметаллиде Ni_3Al , легированном 2% хрома: *a* – светлопольное изображение; *b* – темнопольное, снятое в двойниковом рефлексе. Ориентировка фольги $[110]$, $18\,000\times$

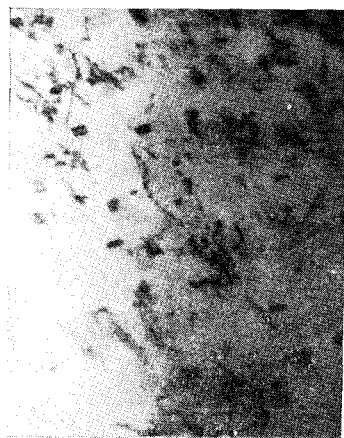


Рис. 2

Рис. 2. Дислокационная структура Ni_3Al , деформированного при -196° на пределе текучести. Светлопольное изображение, $28\,000\times$

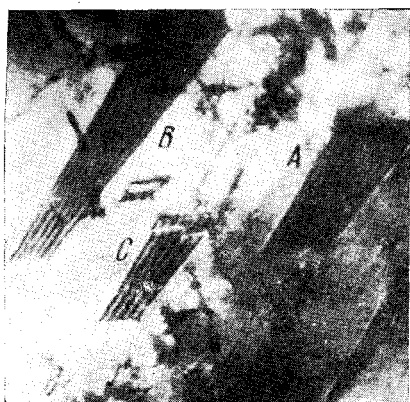


Рис. 3

Рис. 3. Дефекты упаковки различных типов в Ni_3Al , деформированном на пределе текучести при 600° . Светлопольное изображение, $28\,000\times$

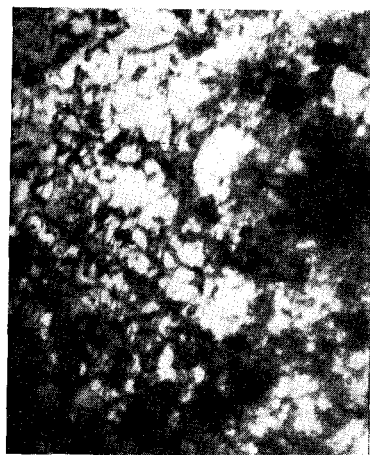


Рис. 4

Рис. 4. Дислокационная структура Ni_3Al , деформированного при 400° до разрушения. Светлопольное изображение, $18\,000\times$

Наряду с двойникованием при -196° на пределе текучести идет также деформация скольжением. Об этом свидетельствует присутствие в других участках тех же фольг, в которых наблюдались двойники, многочисленных дислокаций, ориентированных в направлении скольжения, а также дислокаций, соединенных сравнительно узкими полосками дефектов упаковки (рис. 2).

Анализ светлопольного изображения и темнопольных, снятых в рефлексах 002, 111, $\bar{1}\bar{1}\bar{1}$, 111, 220 (ориентировка фольги [110]), показывает, что все наблюдаемые дефекты упаковки одного типа — вычитания. Ограничивающие дефекты прямые частичные дислокации имеют векторы Бюргера $a/3 [1\bar{2}1]$ и $a/3 [1\bar{2}\bar{1}]$, т. е. образуют диполь. Это совпадает с данными работы (⁷), в которой исследовалась дислокационная структура деформированных сжатием при -196° монокристаллов Ni_3Ga , имеющего аналогичную с Ni_3Al сверхструктуру типа $L1_2$. Оценка энергии дефектов упаковки по ширине полос дает величину 12–18 эрг/см².

С увеличением степени деформации при -196° количество двойников не увеличивается, не меняются и их размеры по сравнению с наблюдаемыми на пределе текучести. Возможно, что двойникование подавляется на сравнительно ранних стадиях и дальнейшая деформация развивается за счет скольжения.

Плотность дефектов упаковки с увеличением степени деформации несколько увеличивается, причем наблюдается разброс в ширине полосок дефектов упаковки, указывающий на то, что эти дефекты образовались и закрепились на разных стадиях деформации (при различном уровне напряжений). Но особенно быстро в процессе деформации растет плотность дислокаций. Так, на микрофотографиях, полученных с образцов, деформированных при -196° до разрушения, наблюдается высокая плотность дислокаций, локализованных в направлениях следов скольжения по первичной системе (111)[10 $\bar{1}$] и сопряженной — ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)[011]. Следует отметить, что дислокации прямые и строго параллельные направлениям скольжения. Это указывает на то, что они при своем движении не выходят из первоначальной плоскости скольжения.

Характерной особенностью дислокационных картин, наблюдаемых в образцах, деформированных на пределе текучести при 600° , является, прежде всего, наличие очень широких дефектов упаковки, ограниченных прямыми дислокациями (рис. 3). Причем, если сравнительно узкие дефекты упаковки, которые мы наблюдали при -196° , были только одного типа — вычитания, то широкие дефекты при 600° встречаются обоих типов — вычитания и внедрения.

Так, анализ светлопольного и темнопольного изображений совместно с электропной микродифракцией показывает, что все три дефекта, обозначенные на рис. 3 буквами *A*, *B* и *C*, лежат в первичной плоскости скольжения (111), однако окантовка крайних полос у них разная. Полосы, ограничивающие дефект *A*, черные (белые на отпечатке), у дефекта *B* — белые (черные на отпечатке), а дефект *C* состоит из двух частей: на нижней части дефекта крайние полосы черные, а на верхней — белые. На темнопольных изображениях одна из крайних полос (на нижнем участке фольги) во всех дефектах меняет контраст на взаимно дополнительный. Анализ контраста в соответствии с динамической теорией (⁸) показывает, что дефект *A* — типа внедрения, *B* — типа вычитания, а состоящий из двух частей — внедрения и вычитания — дефект *C* является, по-видимому, примером сверхструктурного комплекса, рассмотренного Киром (⁹).

Помимо описанных выше широких дефектов упаковки, в образцах, деформированных на пределе текучести при 400 и 600° , наблюдаются длинные прямые дислокационные сегменты, винтовой ориентации в направлении скольжения первичной системы [10 $\bar{1}$], напоминающие дислокационные сегменты, наблюдавшиеся в работе (¹⁰) на Cu_3Au .

На темнопольных изображениях при большом увеличении (55 000×) прямые дислокационные сегменты на некоторых участках разрешены как пары. Рассчитанная по расстоянию между дислокациями пары энергии антифазных границ дает величину 170 эрг/см², т. е. эти пары относятся к октаэдрической системе скольжения.

В отдельных участках одновременно на обеих дислокациях пары образуются ступеньки, указывающие на поперечное скольжение в кубическую или другую октаэдрическую плоскость.

О наличии сильно развитого поперечного скольжения при повышенных температурах (400–600°) свидетельствуют и дислокационные картины, наблюдаемые при деформациях большей степени (рис. 4). Дислокации в этом случае уже не локализируются строго в направлениях $\langle 110 \rangle$, а образуют переплетения с большим числом петель. На участках, где разрешаются отдельные дислокации, видно, что они одиночные, волнистой формы. По-видимому, в процессе движения дислокации неоднократно переходят из одной плоскости скольжения в другую.

Таким образом, проведенное краткое рассмотрение дислокационных структур, формирующихся при различных температурах, указывает на существенное различие механизмов деформации. При низких температурах (–196°) деформация в Na₃Al может протекать не только скольжением, но и двойникованием.

Аномальное увеличение механических свойств при повышенных температурах (400–600°) связывают обычно с действием термически активируемых механизмов движения сверхдислокаций^(9, 11, 12). Один из указанных механизмов⁽⁹⁾ наблюдается в нашем случае. Вопрос об условиях проявления механизма, связанного с развитием скольжения в кубической плоскости^(11, 12), требует дальнейшего исследования.

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

Поступило
30 V 1974

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ S. M. Copley, B. H. Kear, Trans. AIME, v. 239, 977 (1967). ² P. H. Thornton, R. G. Davies, T. L. Johnston, Met. Trans., v. 1, № 1, 207 (1970). ³ Н. Т. Травина, А. А. Никитин, Физ. мет. и металловед., т. 30, в. 6, 1291 (1970). ⁴ G. R. Leverant, M. Gell, S. W. Hopkins, Mater. Sci. and Eng., v. 8, № 3, 125 (1971). ⁵ K. Enami, S. Nenno, J. Phys. Soc. Japan, v. 25, 1517 (1968). ⁶ B. E. Beeston, J. K. France, J. Inst. Met., v. 96, № 4, 105 (1968). ⁷ S. Takenchi, E. Kuramoto et al., Japan J. Appl. Phys., v. 12, № 10, 1486 (1973). ⁸ П. В. Хурш, А. Хосе и др., Электронная микроскопия тонких кристаллов, М., 1968. ⁹ B. H. Kear, A. F. Giamei et al., Script. Met., v. 3, № 2, 123 (1969). ¹⁰ B. H. Kear, H. G. F. Wilsdorf, Trans. AIME, v. 224, № 2, 882 (1962). ¹¹ R. G. Davies, N. S. Stoloff, Phil. Mag., v. 12, 297 (1965). ¹² B. H. Kear, Acta Met., v. 12, 555 (1964).