

## АНАЛИЗ ФРАГМЕНТАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ni_3Ge$

Ю. А. Абзаев, В. А. Старенченко, Ю. В. Соловьева,  
А. И. Потеев, Э. В. Козлов

Томская государственная архитектурно-строительная академия, 634003 Томск

Методом сеток исследовано распределение деформаций на двух гранях монокристаллов  $Ni_3Ge$ , подвергнутых сжатию до деформации  $\epsilon = 14,16\%$  при температуре испытания  $T = 77,673\text{ К}$ . Показано, что температура оказывает существенное влияние на характер распределения деформаций. Методом главных компонент установлена фрагментация локальной деформации, которая связана с формоизменением образцов в процессе активного нагружения.

В процессе пластической деформации монокристаллов формируются макроскопические области, значения деформации в которых существенно отличаются от средних значений. Характерным для этих областей является то, что деформация в них осуществляется системами скольжения, которые отличаются от систем скольжения в других областях кристалла [1]. Поэтому в ряде случаев наблюдается ярко выраженная фрагментация деформации кристаллов, что происходит наиболее отчетливо при грубом скольжении. Такое явление было замечено при изучении макроскопической пластической деформации монокристаллов  $Ni$ ,  $Cu$ ,  $88\%Cu - 12\%Al$  [1–3].

Поляризационными методами были обнаружены домены деформации в щелочно-галогенидных кристаллах монокристаллов. Использование холестерической жидкости позволило обнаружить домены деформации в монокристаллах  $LiF$ . В монокристаллах металлов фрагментированная деформация возникает на фоне образования неоднородных разориентированных субструктур. Особенность монокристаллов  $Ni_3Ge$  состоит в том, что в процессе деформации в них образуется хаотическая однородная дислокационная субструктура, которая сохраняется до весьма высоких значений плотности дислокаций. При этом скольжение оказывается тонким — сдвиг в следе скольжения равен  $\sim 1,0 \div 1,4 \cdot 10^{-8}$  м. Возникает естественный вопрос о том, имеет ли место фрагментированная деформация (образование макроскопических доменов деформации) в случае тонкого скольжения. Прямыми методами наблюдений линий скольжения решить этот вопрос не удастся, поскольку необходимо проводить исследования на больших площадях, что снижает разрешение следов скольжения. Однако возможен анализ макроскопического распределения пластической деформации на поверхности образца с помощью метода сеток. Но использование только метода сеток позволяет лишь судить о степени неоднородности распределения пластической деформации по образцу, оставляя открытым вопрос о фрагментации пластической деформации. Преодолеть эту трудность можно, применяя мощные методы статистического анализа, позволяющие устанавливать корреляцию между различными явлениями и процессами.

Цель настоящей работы — исследование методами сеток и статистического анализа фрагментации пластической деформации в монокристаллах  $Ni_3Ge$  при разных температурах испытания. Статистические методы включают в себя спектральный, корреляционный и факторный анализы.

**Методика и результаты исследования.** В данной работе рассматриваются монокристаллы  $Ni_3Ge$  ориентации  $[111]$  размерами  $3 \times 3 \times 6$  мм, выращенные методом Чохраль-

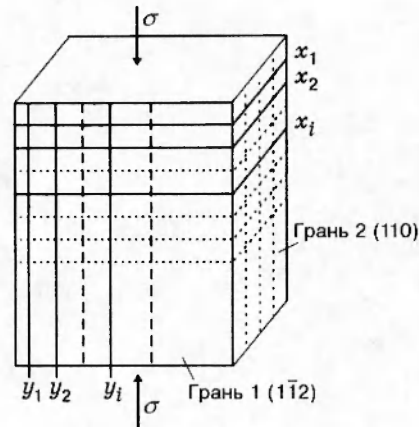


Рис. 1

ского. Они подвергались сжатию со скоростью  $\dot{\epsilon} = 0,002 \text{ с}^{-1}$  до деформаций  $\epsilon = 14\%$  (при  $T = 77 \text{ К}$ ),  $\epsilon = 16\%$  (при  $T = 673 \text{ К}$ ). При таких условиях испытаний кубические и октаэдрические системы скольжения имеют существенно различающиеся факторы Шмидта ( $\chi = 0,471$  и  $\chi = 0,272$  соответственно), доминирующей является либо октаэдрическая ( $T = 77 \text{ К}$ ), либо кубическая ( $T = 673 \text{ К}$ ) система [4]. Грани монокристаллов совпадали с кристаллографическими плоскостями  $(112)$  и  $(110)$ . Ориентация оси деформации и граней кристаллов определялась съемками лауэграмм с ошибкой  $\pm 2^\circ$ . Анализ следов скольжения, проведенный нами, показал, что скольжение осуществляется по октаэдрической  $(111)$  при  $T = 77 \text{ К}$  и кубическим системам  $(100)$   $[011]$ ,  $(010)$   $[101]$  при  $T = 673 \text{ К}$ . Отклонение следов, полученных экспериментально (по торцевым граням), от расчетных составило  $3^\circ$  на грани 1  $(1\bar{1}2)$  и  $0,5^\circ$  на грани 2  $(110)$ .

Для исследования деформации в локальных местах на полированные грани жестко закрепленным лезвием «Нева» при помощи гониометрической головки наносилась сетка взаимно перпендикулярных линий с шагом  $\sim 0,14 \text{ мм}$ . Минимальный размер сетки в соответствии с градуировкой гониометра равен  $0,04 \text{ мм}$ . Ширина линии сетки  $\sim 0,01 \text{ мм}$ . При помощи микротвердомера ПМТ-3М, оборудованного вычислительным устройством ЭВУ с микрометром ФОМ-2, были получены значения деформации сторон ячеек сетки как вдоль направления приложенной нагрузки (деформация сжатия), так и перпендикулярно к ней (деформация растяжения). Через  $x_i, y_i$  обозначим дискретные переменные числовых последовательностей деформаций сжатия и растяжения соответственно (рис. 1), начало сетки на всех гранях совпадает с левым верхним углом грани образца ( $\sigma$  — внешние приложенные напряжения).

Упорядоченность числовых последовательностей деформаций сжатия — растяжения позволила по известным матрицам парных корреляций исследовать многомерные корреляции методом главных компонент [5]. Необходимо отметить, что для анализа фрагментации использовались линии  $x_i, y_i$  (рис. 1), которые пересекали образец в целом. Очевидно, что размер доменов в этом случае соответствует размерам  $x_i, y_i$ . Выделение частичных числовых последовательностей из переменных  $x_i, y_i$  с целью выявления мелкомасштабных доменов (без изменения размеров сеток) не привело бы к успеху, поскольку объем выборки размеров сеток оказался бы мал (максимальный объем для  $x_i, y_i$  около 40 элементов). При достаточной выборке (в нашем случае сетки существенно меньшего размера) данный метод позволяет выявить все домены деформации.

Спектральный анализ пакетом EVRISTA всех последовательностей показал, что в

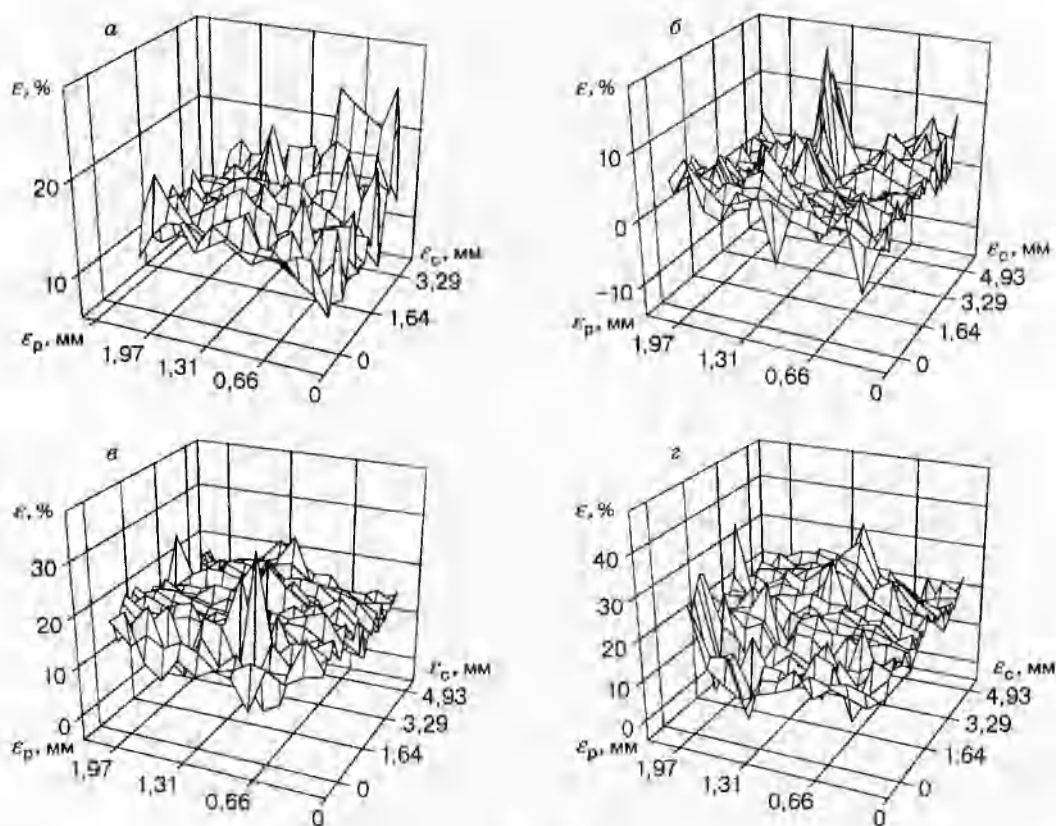


Рис. 2

исследуемом масштабе  $0,14 \div 6$  мм на сглаженных спектрах и спектрах мощности отсутствуют пики, т. е. не наблюдается какого-либо структурирования локальной деформации. На рис. 2, 3 приведены примеры поверхностей деформаций сжатия  $\epsilon_c$  и растяжения  $\epsilon_p$  на грани 1 (а, б) и грани 2 (в, г) (рис. 2 для  $T = 77$  К и рис. 3 для  $T = 673$  К). Детальный анализ локальной деформации показал, что она развивается неоднородно. Выделяются области, имеющие близкие значения деформаций. Разница в значениях локальной деформации при сжатии варьируется в широких пределах: от близких к нулю до значений  $30 \div 35\%$ , существенно отличающихся от средних значений. Наблюдаются участки с отрицательной деформацией. При низкой температуре деформация более однородна по кристаллу, а при  $T = 673$  К — более локализована. На грани 1 локальная деформация хаотичнее при  $T = 77$  К, чем при  $T = 673$  К, поскольку дисперсия деформации сжатия выше. Значительно хаотичнее локальная деформация растяжения  $\epsilon_p$ . В отдельных местах встречаются как сильно растянутые области ( $\epsilon \approx +10\%$ ), так и сильно сжатые ( $\epsilon \approx -10\%$ ). На грани 1 в основном эти ряды стационарны, однако более высокая нерегулярность наблюдается в тех местах, где деформация сжатия  $\epsilon_c$  относительно небольшая.

На грани 2 при  $T = 77$  и  $673$  К деформация неоднородна. В центре грани локальная деформация более чем в 2 раза превышает деформацию вблизи торцов, в начале и в конце грани это различие меньше. Деформация в целом хаотичнее при  $T = 77$  К. Для всех граней и температур испытания локальная деформация характеризуется высокой стохастичностью:  $\sigma_i / \langle x_i \rangle, \sigma_i / \langle y_i \rangle \sim 0,2 \div 1,0$  ( $\langle x_i \rangle, \langle y_i \rangle$  — средние значения для сжатия и растяжения,  $\sigma_i$  — дисперсии), т. е. значения дисперсии переменных сопоставимы со средними значениями.

Результаты факторного анализа совместных упорядоченных числовых последователь-

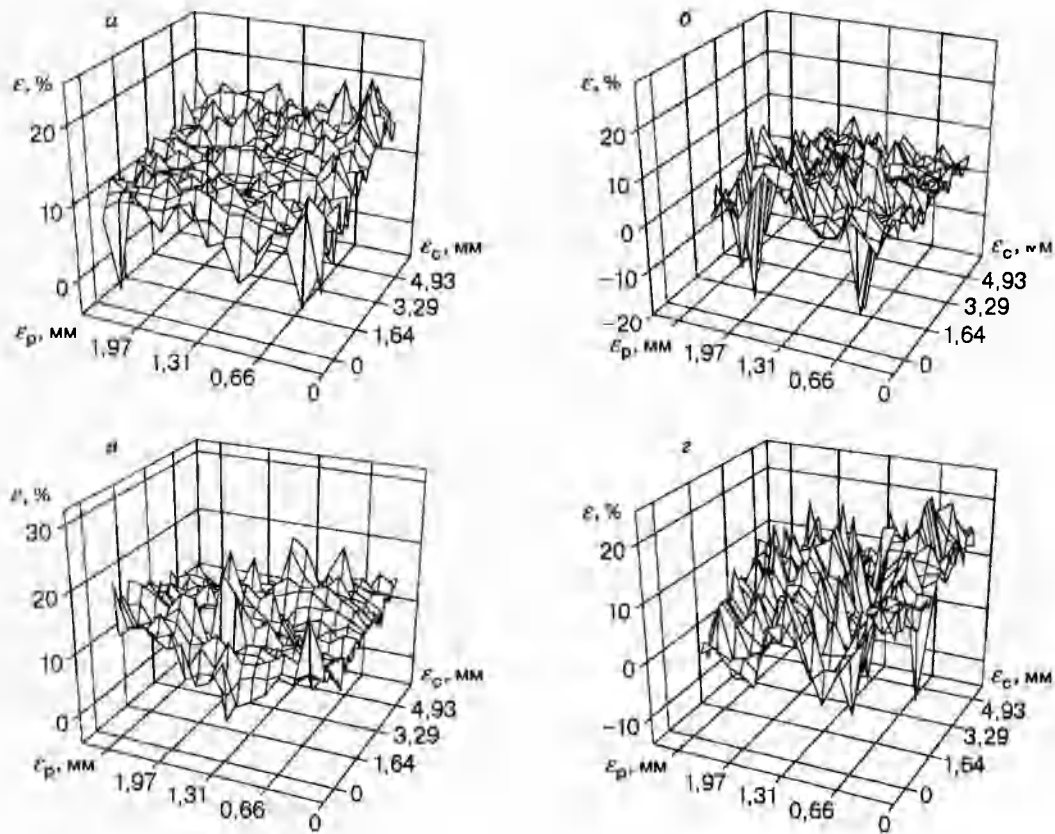


Рис. 3

Грань 1 (T = 77 К)						Грань 1 (T = 673 К)							
N	F	N	F	N	F	N	F	N	F	N	F	N	F
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
x <sub>7</sub>	0,45	x <sub>6</sub>	0,56	x <sub>1</sub>	0,91	y <sub>5</sub>	0,41	x <sub>6</sub>	0,79	x <sub>10</sub>	0,45	x <sub>8</sub>	0,53
x <sub>9</sub>	0,62	x <sub>12</sub>	0,53	x <sub>6</sub>	0,72	y <sub>7</sub>	0,49	x <sub>7</sub>	0,57	y <sub>1</sub>	0,51	x <sub>10</sub>	0,41
y <sub>10</sub>	0,55	y <sub>1</sub>	0,90	x <sub>11</sub>	0,59	y <sub>9</sub>	0,47	x <sub>8</sub>	0,64	y <sub>2</sub>	0,79	x <sub>11</sub>	0,80
y <sub>11</sub>	0,58	y <sub>2</sub>	0,89	x <sub>12</sub>	0,45	y <sub>10</sub>	0,45	x <sub>10</sub>	0,58	y <sub>3</sub>	0,54	x <sub>14</sub>	0,80
y <sub>12</sub>	0,83	y <sub>3</sub>	0,85			y <sub>11</sub>	0,88	x <sub>12</sub>	0,72	y <sub>4</sub>	0,45		
y <sub>13</sub>	0,94	y <sub>4</sub>	0,64			y <sub>12</sub>	0,79	x <sub>13</sub>	0,92	y <sub>5</sub>	0,62		
y <sub>14</sub>	0,83	y <sub>5</sub>	0,60			y <sub>13</sub>	0,44	y <sub>1</sub>	0,45	y <sub>6</sub>	0,87		
										y <sub>7</sub>	0,53		
										y <sub>8</sub>	0,78		
										y <sub>14</sub>	0,86		
										y <sub>15</sub>	0,50		

Грань 2 (T = 77 К)						Грань 2 (T = 673 К)							
N	F	N	F	N	F	N	F	N	F	N	F	N	F
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
x <sub>2</sub>	0,41	y <sub>5</sub>	0,51	y <sub>1</sub>	0,57	x <sub>1</sub>	0,85	x <sub>3</sub>	0,57	x <sub>2</sub>	0,65	x <sub>8</sub>	0,67
x <sub>3</sub>	0,81	y <sub>6</sub>	0,66	y <sub>2</sub>	0,93	x <sub>2</sub>	0,65	x <sub>4</sub>	0,70	x <sub>9</sub>	0,88	y <sub>7</sub>	0,88
x <sub>4</sub>	0,84	y <sub>7</sub>	0,75	y <sub>3</sub>	0,84	x <sub>3</sub>	0,51	x <sub>5</sub>	0,89				
x <sub>5</sub>	0,85	y <sub>8</sub>	0,78			x <sub>10</sub>	0,65	x <sub>6</sub>	0,85				
x <sub>6</sub>	0,85	y <sub>9</sub>	0,73			x <sub>11</sub>	0,78	x <sub>7</sub>	0,71				
x <sub>7</sub>	0,86	y <sub>10</sub>	0,93			x <sub>12</sub>	0,73	y <sub>3</sub>	0,78				
x <sub>8</sub>	0,84	y <sub>11</sub>	0,83			x <sub>14</sub>	0,83	y <sub>4</sub>	0,77				

ностей — деформаций сжатия и растяжения — приведены в таблице, где даны значения факторных нагрузок  $F$  после вращения в факторном пространстве, которые вносят наибольший вклад в «объясненную дисперсию» [5]. В таблице приведены только те факторные нагрузки, которые представительны по числу переменных и имеют наибольшие значения. В таблице также указаны номера переменных  $N$  на разных гранях.

Из анализа таблицы следует, что в факторном пространстве наблюдается сильная кластеризация переменных локальной деформации. Переменные деформации сжатия и растяжения образуют независимые кластеры (или домены деформации в реальном пространстве) при  $T = 77$  К, а при  $T = 673$  К (особенно на грани 2) наблюдается суперпозиция этих видов деформации в двух кластерах. На грани 1 при активизации октаэдра деформация сжатия разделяется на два кластера, характеризующихся независимым поведением на краях грани: первый образован переменными  $y_1 \div y_5$ , а второй —  $y_{10} \div y_{14}$ . Отдельный домен деформации сформирован растяжением ( $x_1, x_6, x_{11}, x_{12}$ ) также на краях грани.

При скольжении по кубическим системам ( $T = 673$  К) характер фрагментации изменился: на краях образца поведение деформаций сжатия стало одинаковым, и они образовали общий домен, второй домен образован центральной частью кристалла. При  $T = 77$  К центральная часть деформировалась хаотично. На грани 2 при  $T = 673$  К наиболее представительными являются кластеры переменных деформаций растяжения и сжатия. В этом случае наблюдаются одинаковые деформации растяжения и сжатия на краях образца (7-я, 8-я графы) и в центральной части (9-я, 10-я графы). Появление отмеченных кластеров вызвано, по всей видимости, формоизменением образца в процессе деформации, т. е. разделением кристалла на однородно и неоднородно деформируемые части [6]. Фрагментация определяется не характером деформации, а местоположением деформируемой части кристалла.

В заключение необходимо отметить следующее. Метод главных компонент применим для поиска любых мелкомасштабных доменов деформации. Данная процедура ограничивается только разрешением гониометрической головки, объемом выборки, а также тем, что выявленные домены оказываются некоррелированными [5], что, видимо, не всегда верно.

Таким образом, установлено, что деформация в монокристаллах  $Ni_3Ge$  осуществляется неоднородно по объему кристалла. Выделяются области, где локальная деформация существенно превышает среднюю, и области, где она ниже средней. При октаэдрическом скольжении ( $T = 77$  К) деформация более однородна, но значительно хаотичнее деформации по кубическим системам ( $T = 673$  К). В монокристаллах  $Ni_3Ge$ , характеризующих устойчивостью хаотического распределения дислокаций, наблюдается фрагментация деформации образца в целом. Установлены три основные области фрагментации, которые определяются местоположением деформируемых областей: центральная часть и края граней. На конкретную реализацию домена деформации влияют характер скольжения, деформация и температура испытания. Не обнаружено какого-либо структурирования локальной деформации на всех исследуемых гранях.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Иванова Н. Ю., Старенченко В. А.** Закономерности развития деформационного рельефа и дислокационной структуры в глубокодеформированных монокристаллах Ni и сплавах на его основе // Физика прочности и пластичности. Куйбышев, 1986. С. 82–83.
2. **Старенченко В. А., Черных Л. Г., Иванова Н. Ю.** Особенности деформационного рельефа глубокодеформированных монокристаллов Cu и Ni // Изв. вузов. Физика. 1989. № 8. С. 116–118.

3. **Куницина Т. С., Старенченко В. А., Конева Н. А.** Закономерности развития дислокационной структуры в глубокодеформированных монокристаллах Cu — 12 ат. %Al // Структура дислокаций и механические свойства металлов и сплавов. Свердловск, 1990.
4. **Pak H.-r., Saburi T., Nenno S.** The effect on the temperature dependence of yield stress in Ni<sub>3</sub>Ge single crystals // Trans. JIM. 1978. V. 19, N 1. P. 35–42.
5. **Иберла К.** Факторный анализ. М.: Статистика, 1980.
6. **Абзаев Ю. А., Соловьева Ю. В., Козлов Э. В. и др.** К расчету сдвиговых напряжений в монокристаллах сплава Ni<sub>3</sub>Ge // Изв. вузов. Физика. 1995. № 6. С. 49–53.

*Поступила в редакцию 29/I 1996 г.,  
в окончательном варианте — 7/V 1996 г.*

---