

## ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В РАЗУПОРЯДОЧЕННОМ И УПОРЯДОЧЕННОМ СОСТОЯНИЯХ СПЛАВЕ Fe<sub>3</sub>Pd

Л.И. Тришкина<sup>1</sup>, М.В. Федорищева<sup>2</sup>, А.И. Потекаев<sup>3</sup>, А.А. Клопотов<sup>1,3</sup>,  
Е.С. Марченко<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск;

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск;

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

E-mail: [Fed\\_mv@mail.ru](mailto:Fed_mv@mail.ru)

## EVOLUTION OF DISLOCATION SUBSTRUCTURE UNDER DEFORMATION IN THE DISORDERED AND ORDERED CONDITIONS IN THE Fe<sub>3</sub>Pd ALLOY

L.I. Trishkina<sup>1</sup>, M.V. Fedorishcheva<sup>2</sup>, A.I. Potekaev<sup>3</sup>, A.A. Klopotov<sup>1,3</sup>,  
E.S. Marchenko<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk;

<sup>2</sup>Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk;

<sup>3</sup>National Research Tomsk State University, 634050, Tomsk,

E-mail: [Fed\\_mv@mail.ru](mailto:Fed_mv@mail.ru)

Представлены результаты исследования методом электронной микроскопии эволюции дислокационной структуры поликристаллического сплава Pd<sub>3</sub>Fe в упорядоченном и разупорядоченном состояниях. Построена схема перестройки дислокационных субструктур при переходе от стадии к стадии, выделенных на деформационных кривых в зависимости от степени деформации в разупорядоченных и упорядоченных сплавах Pd<sub>3</sub>Fe.

The investigation results for the evolution of the dislocation structure of the Pd<sub>3</sub>Fe polycrystalline alloy in an ordered and disordered states obtained via the electron microscopy method are presented. A scheme of the dislocation substructures' rearranging during the transition from stage to stage selected on deformation curves in the dependence on deformation degree in disordered and ordered Pd<sub>3</sub>Fe alloys is constructed.

Существуют разные способы упрочнения металлических сплавов. Это перевод сплава в упорядоченное состояние при помощи соответствующих термообработок, когда в результате фазового перехода из разупорядоченного твердого раствора образуется упорядоченная фаза. Другим способом упрочнения металлических сплавов является повышение плотности дислокаций. Как правило, наилучшего сочетания прочности и пластичности можно получить при сочетании перевода сплавов в упорядоченное состояние и термомеханических обработок. Коэффициент деформационного упрочнения  $\theta$  упорядочивающихся сплавов очень сильно зависит от степени атомного дальнего порядка. Так в [1] показано, что при установлении дальнего атомного порядка за счет усложнения механизма деформации численное значение коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$  возрастает. Перспективным является подход, основанный на применение этого эффекта для увеличения прочностных свойств упорядочивающихся сплавов при их деформации. Деформационное воздействие на сплавы в упорядоченном состоянии приводит к разрушению атомного дальнего порядка [2]. Это процесс происходит за счет увеличения плотности антифазных границ (АФГ) и сопровождается увеличением коэффициента деформационного упрочнения  $\theta$ . Эта задача по оптимальному сочетанию этих двух видов упрочнения с целью увеличением коэффициента упрочнения  $\theta$  от упорядочения и пластической деформации для каждого конкретного металлического сплава может быть решена только в результате структурных исследований и изучения физико-механических свойств.

В данной работе представлены результаты изучения деформационного упрочнения и дислокационной структуры поликристаллического сплава Pd<sub>3</sub>Fe в упорядоченном и разупорядоченном состояниях.

### Материал и методика эксперимента

Сплав Pd<sub>3</sub>Fe стехиометрического состава был выплавлен дуговой плавкой с не расходуемым электродом в атмосфере гелия. Гомогенизацию слитка проводили при температуре T=1100° C (t= 20 ч.). Для исследований образцы были приготовлены из слитка до пластин толщиной 0.1÷ 0.15 мм. Разупорядоченное состояние фиксировали закалкой в воду. Размер зерна в закаленных сплавах составлял ~65 мкм. Упорядоченное состояние было получено в результате ступенчатого понижения температуры от 650 до 500° C с шагом 5° в сутки.

Структурно-фазовое состояние определяли на дифрактометре ДРОН-1,5. Рентгеноструктурным методом установлено, что после отжига сплав Pd<sub>3</sub>Fe находился в однофазном состоянии со сверхструктурой L1<sub>2</sub>. Степень атомного дальнего порядка η в упорядоченном сплаве равна 0.83±0.02. Размер антифазных доменов определяли рентгеноструктурным методом и по электронно-микроскопическим темнопольным изображениям термических антифазных границ в сверхструктурных отражениях. Средний размер доменов, определенный этими двумя методами практически совпал и оказался равным 30±5 нм.

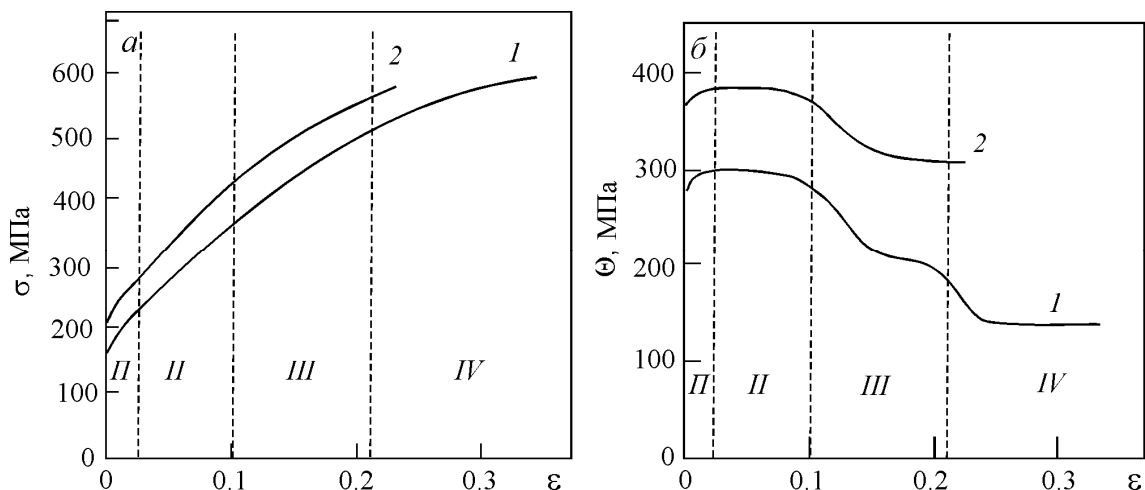
Деформирование образцов в виде пластин проводилось растяжением при скорости движения подвижного захвата 18 мм/мин (0.0021 с<sup>-1</sup>).

Электронно-микроскопическое исследование структуры деформированного материала на фольгах проводилось на электронном микроскопе УЭМВ-100К при различных степенях деформации.

### Результаты и обсуждение

#### Деформационные кривые в сплаве Pd<sub>3</sub>Fe

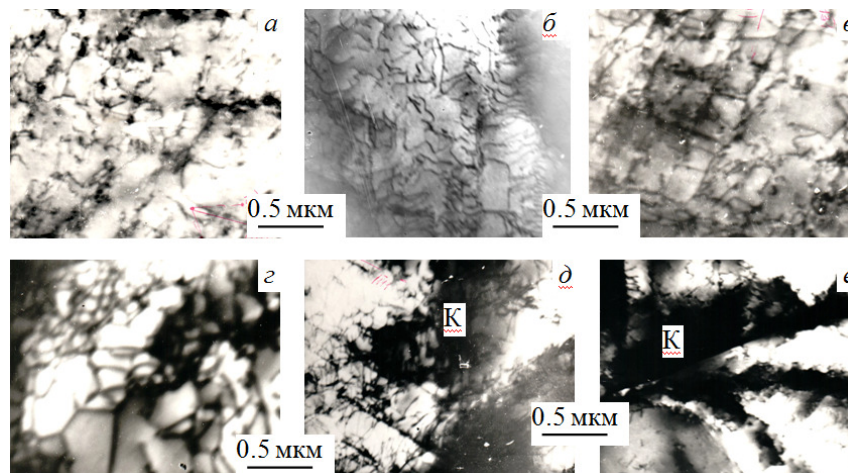
На рис. 1, а представлены кривые деформации сплава в упорядоченном и разупорядоченном состояниях. Как видно на рис. 1, а, упорядочение приводит к обычному для сплавов со сверхструктурой L1<sub>2</sub> (Cu<sub>3</sub>Au, Ni<sub>3</sub>Fe, Ni<sub>3</sub>Mn) изменению характера кривой деформации [3] с увеличением коэффициента деформационного упрочнения θ по сравнению в разупорядоченных сплавах (стадия II). Этой стадии предшествует переходная стадия (II), следующая за пределом текучести (рис. 1, б). При этом увеличение коэффициента θ в упорядоченном сплаве Pd<sub>3</sub>Fe оказывается даже более значительным, чем в названных выше сплавах.



**Рис. 1** - Деформационные кривые сплава в разупорядоченном (1) и упорядоченном (2) состояниях (а) и коэффициента деформационного упрочнения в разупорядоченном (1) и упорядоченном (2) состояниях (б). На деформационных кривых штриховыми вертикальными линиями выделены стадии

### Эволюция дислокационной субструктуры при деформации разупорядоченного сплава Pd<sub>3</sub>Fe

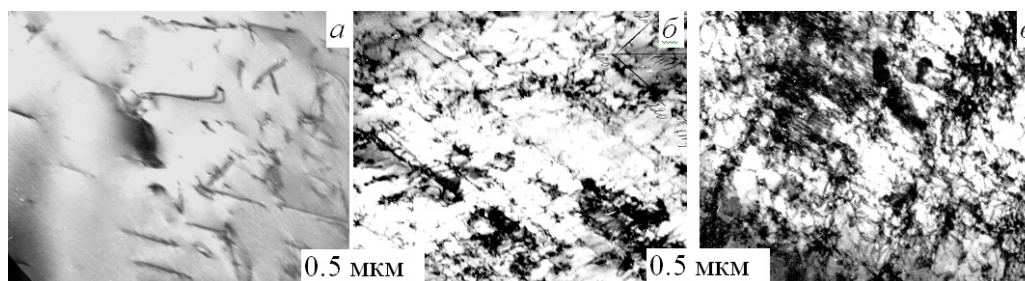
На рис. 2 представлена дислокационная субструктура разупорядоченного сплава Pd<sub>3</sub>Fe при различных степенях деформации. В начале пластической деформации сплава скольжение дислокаций оказывается локализованным, наблюдаются плоские скопления дислокаций (рис. 2, а). Часто скопления разных систем вступают в реакцию. Дислокационная система в целом неоднородна. Неоднородность дислокационной структуры сохраняется и до более высоких степеней деформации (рис. 2, б). Характерной деталью при более высоких степенях деформации является также наличие прямолинейных дислокаций (рис. 2, в), которые при



**Рис. 2** - Типы дислокационных субструктур в разупорядоченном сплаве Pd<sub>3</sub>Fe после различных степеней деформации: а – хаотическое распределение дислокаций ( $\epsilon_{ист}=0.03$ ); б – дислокационные скопления ( $\epsilon_{ист}=0.10$ ); в – неразориентированная сетчатая ( $\epsilon_{ист}=0.10$ ); г – разориентированная ячеистая ( $\epsilon_{ист}=0.20$ ); д – разориентированная ячеисто-сетчатая ( $\epsilon_{ист}=0.30$ ), е – экстинкционные деформационные контура К ( $\epsilon_{ист}=0.35$ )

меньших степенях деформации отсутствовали. С развитием деформации дислокации стремятся образовывать сетчатую структуру, хотя эта сетчатая структура не совсем регулярна (рис. 2, в). Дислокационная структура становится более однородной, однако имеются места, где дислокации практически отсутствуют. Дальнейшее повышение деформации (свыше 20%) не приводит к появлению каких-либо особых черт в структуре. Дислокационная структура меняется в дальнейшем подобным образом. С увеличением степени деформации уменьшается размер дислокационных сеток. Однако необходимо отметить, что с увеличением степени деформации увеличивается число порогов на дислокациях. Сравнение эволюции дислокационной структуры сплава Pd<sub>3</sub>Fe в разупорядоченном состоянии с другими сплавами, например со сплавами Ni<sub>3</sub>Fe [4] и Ni<sub>3</sub>Mn [5], показывает, что эволюция дислокационной структуры происходит сходным образом. В упорядоченном состоянии такой полной аналогии не наблюдается, преобладает локализованное скольжение (рис. 2, а). С увеличением степени деформации локализация скольжения уменьшается, наблюдается интенсивное взаимодействие дислокаций разных систем скольжения (рис. 2, в).

### Эволюция дислокационной субструктуры при деформации упорядоченного сплава Pd<sub>3</sub>Fe

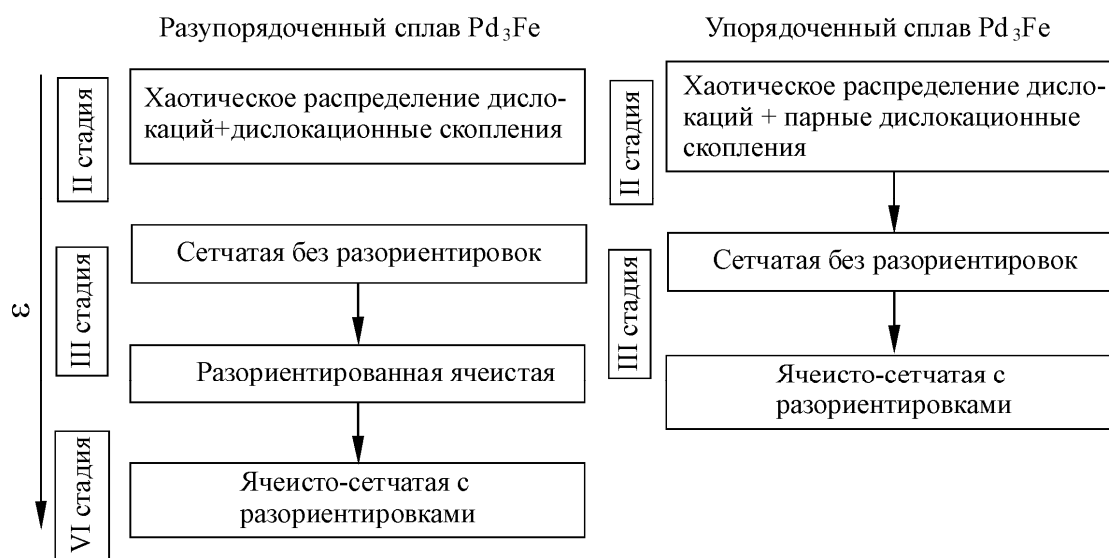


**Рис. 3** -Электронно-микроскопическое изображение типов дислокационных субструктур структуры в сплаве Pd<sub>3</sub>Fe после упорядочения 5°С в сутки после разных степеней деформации: а – хаотическое распределение дислокаций и дислокационные скопления ( $\epsilon_{ист} = 0.05$ ), б – неразориентированная сетчатая ДСС ( $\epsilon_{ист} = 0.11$ ); в – разориентированная сетчатая дислокационная субструктура ( $\epsilon_{ист} = 0.20$ )

На рис. 3 представлена типичная дислокационная структура сплава  $Pd_3Fe$  в упорядоченном состоянии при различных степенях деформации. При умеренной деформации (рис. 3, а) практически все дислокации связаны в пары. Распределение дислокаций по зерну однородное, хотя некоторая тенденция к локализации скольжения имеется (рис. 3, а). Наблюдается стремление дислокаций образовывать дипольные конфигурации. Прямолинейные дислокации практически отсутствуют. Дислокации в ряде мест образуют сетки, как и в разупорядоченном сплаве. Однако с увеличением степени деформации ( $\epsilon=11\%$ ) появляются плотные сгущения. Тем не менее, ячеистая структура развивается слабо. Дальнейшее деформирование приводит к формированию ячеистой структуры (рис. 3). Стенки ячеек представляют собой довольно плотные дислокационные образования, так что выделить, какие дислокации (парные или одиночные) находятся в стенках ячеек, не представляется возможным.

На основе анализа полученных данных по эволюции дислокационных субструктур в зависимости от степени деформации в разупорядоченных и упорядоченных сплавах  $Pd_3Fe$  построена схема перестройки ДСС при переходе от стадии к стадии (рис. 4). Выявлено, что не происходит образования разориентированной ячеистой дислокационной субструктуры на III стадии в упорядоченном сплаве  $Pd_3Fe$ , которая образуется в разупорядоченном сплаве. Выявленная особенность в эволюции ДСС с ростом степени деформации отражает фундаментальные свойства упорядоченных сплавов с высокими значениями атомного дальнего порядка: скольжение в начале пластической деформации осуществляется сверхдислокациями. Затем в процессе деформации появляются одиночные дислокации, доля которых в общей плотности дислокаций увеличивается со степенью деформации, и она зависит от размера антифазных доменов и степени порядка в сплаве.

Как показано в [6] на примере исследования эволюции ДСС с деформацией в твердых растворах в сплавах  $Cu-0.5\text{ат.}\% Al$  и  $Cu-5\text{ат.}\% Al$ , образование ячеистой субструктуры соответствует размытому кинетическому фазовому переходу 1-го рода в ДСС. Для выявления общих закономерностей и различий в эволюции ДСС необходимы исследования как в упорядоченных, так и разупорядоченных сплавах.



**Рис. 4** - Последовательность превращений ДСС в разупорядоченном и упорядоченном сплавах  $Pd_3Fe$  с ростом степени деформации

#### Список использованных источников:

1. Попов Л.Е., Конева Н.А., Терешко И.В. Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. М.: Металлургия. 1979. 256 с.
2. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потеекаев А.И., Козлов Э.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии. Томск. НТЛ. 2015. 344 с.
3. Попов Л. Е., Конева Н. А., Терешко И. В. Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. М.: Металлургия, 1979. 255 с.
4. Конева Н. А., Козлов Э. В., Попов Л. Е. и др. //ФММ. 1973. - Т. 35. - Вып. 5. - С. 1075-1083.
5. Конева Н. А., Петров Г. А., Козлов Э.В., Попов Л. Е. //ФММ. 1976. - Т. 42. - Вып. 3. - С. 624-630.
6. Абзаев Ю.А., Тришкина Л.И., Конева Н.А., Клопотов А.А. //Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. -Т. 8. - №1. - С.36-45.