

УДК 669.35:539.214

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН, ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ И СОСТАВА СПЛАВОВ Cu – Al НА ПАРАМЕТР МЕЖДИСЛОКАЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СООТНОШЕНИИ ТЕЙЛОРА

Н.В. Черкасов, Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, Н.А. Конева

E-mail: cherkasova_tv@mail.ru

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Аннотация. Исследовано упрочнение металлических материалов на основе известного соотношения Тейлора: взаимосвязи плотности дислокаций и напряжения течения. Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии изучена структура образцов при различных температурах испытания в деформированных растяжением поликристаллических ГЦК твердых растворах Cu – Al в интервале концентраций алюминия от 0,5 до 14,0 % (атом.) со средним размером зерна 10 – 240 мкм. В соотношении Тейлора параметр α характеризует междислокационное взаимодействие. Величину этого параметра в основном рассчитывают теоретически. На основе экспериментальных данных рассчитаны значения α в целом по образцу и для различных типов субструктур. Приведены количественные значения параметров. Проведен анализ значений параметра в зависимости от концентрации алюминия, температуры испытания для фиксированных значений размера зерна. Исследовано влияние типа субструктуры на значение параметра в конкретной субструктуре.

Ключевые слова: соотношение Тейлора, параметр междислокационного взаимодействия, поликристаллы, температура испытания, тип дислокационной субструктуры.

INFLUENCE OF THE GRAIN SIZE, DEFORMATION TEMPERATURE AND Cu – Al ALLOYS COMPOSITION ON THE PARAMETER OF INTERDISLOCATION INTERACTION IN THE TAYLOR RATIO

N.V. Cherkasov, L.I. Trishkina, T.V. Cherkasova, N.A. Koneva

E-mail: cherkasova_tv@mail.ru

Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia

Abstract. The hardening of metallic materials was studied on the basis of the well-known Taylor relation: the relationship between dislocation density and flow stress. The method of transmission electron diffraction microscopy was used to study the structure of samples at various test temperatures in tensile-deformed polycrystalline FCC of solid solutions Cu – Al in the range of aluminum concentrations from 0.5 to 14.0 % (atom.) with an average grain size of 10 – 240 μm . In the Taylor relation, the parameter α characterizes the interdislocation interaction. The magnitude of this parameter is mainly calculated theoretically. Based on experimental data, the values of α were calculated for the whole sample and for various types of substructures. The quantitative values of the parameters are given. The analysis of the parameters depending on the concentration of aluminum, the test temperature for fixed values of grain size. The influence of the type of substructure on the parameter value in a particular substructure is investigated.

Keywords: the Taylor ratio, interdislocation interaction parameter, polycrystals, test temperature, type of dislocation substructure.

Введение

Параметр междислокационного взаимодействия α в соотношении Тейлора связан с упрочнением материала, обусловленным накоплением дислокаций и их взаимодействием. Напряжение

течения σ прямо пропорционально скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle^{1/2}$. Для поликристаллов удобно пользоваться величиной $m\alpha$ (где $m = 3,1$ – ориентационный множитель). В основном параметр α рассчитывается теоретически [1, 2].

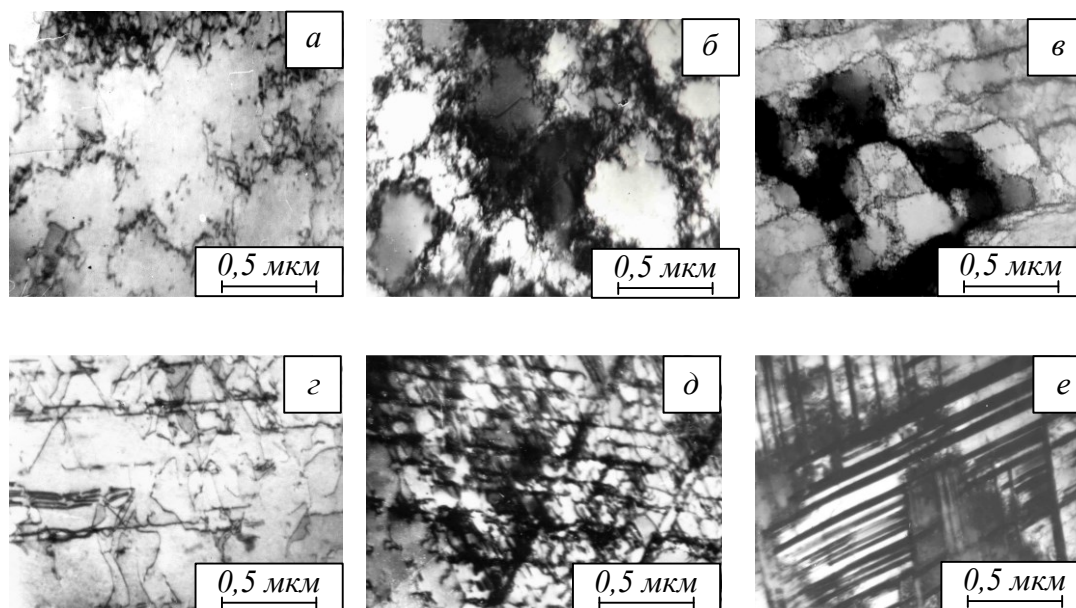


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение субструктур в сплаве Cu + 5 % Al (атом.) (клубковая и неразориентированная ячеистая (а), разориентированная ячеистая (б), фрагментированная (в)) и в сплаве Cu + 14 % Al (сетчатая (г), сетчатая с разориентировками (д), микродвойниковая (е)) ($T = 293$ К) после деформации с различной степенью деформации:
 $a, г - \varepsilon_{ист} = 0,05$; $б, д - \varepsilon_{ист} = 0,20$; $в, е - \varepsilon_{ист} = 0,40$

Экспериментальную оценку проводили чаще всего для чистой меди. Эти значения или близкие к ним часто применяют при оценке дислокационного вклада в упрочнение и для других материалов [3].

Основываясь на большом количестве экспериментальных данных, в настоящей работе были получены значения α и $\alpha_{сост}$ для поликристаллических ГЦК сплавов Cu – Al. Измерения параметров α и $\alpha_{сост}$ при разных температурах испытания T , концентраций алюминия и различных размерах зерен $\langle d \rangle$ комплексно были выполнены впервые в этой работе. Значения параметра α определяли из зависимостей $\sigma = f(\langle \rho \rangle^{1/2})$ (где $\langle \rho \rangle$ – средняя скалярная плотность дислокаций в целом по образцу). Для определения параметра $\alpha_{сост}$ использовали зависимости $\sigma = f(\langle \rho_{сост} \rangle^{1/2})$, при этом учитывали значения плотности $\rho_{сост}$ дислокаций в каждом типе дислокационных субструктур (ДСС). Определения типов ДСС представлены в работе [4].

Материалы и методика исследования

Материалами исследования являлись поликристаллические ГЦК твердые растворы Cu – Al в интервале концентраций алюминия от 0,5 до 14,0 % (атом.). Средние размеры зерен $\langle d \rangle$ в сплавах варьировали от 10 до 240 мкм. Образцы деформировали растяжением на машине Instron со скоростью $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при температуре 293 К. Структуру деформированных образцов изучали методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на электронных

микроскопах с ускоряющим напряжением 125 кВ, снабженных гониометром. Плотность дислокаций определяли методом секущей [5].

Результаты

В слабоконцентрированных сплавах системы Cu – Al с ростом степени деформации и разных температурах испытания наблюдается следующая последовательность формирования ДСС: клубки из дислокаций, неразориентированная ячеистая ДСС, разориентированная ячеистая и фрагментированная ДСС. В высококонцентрированных сплавах системы Cu – Al с ростом степени деформации и разных температурах (T) испытания реализуется другая цепочка превращений типов ДСС: дислокационные скопления, сетчатая ДСС, неразориентированная ячеисто-сетчатая, разориентированная ячеисто-сетчатая, микрополосовая и микродвойниковая ДСС. Электронно-микроскопические изображения типов субструктур при разных степенях деформации (ε) при комнатной температуре представлены на рис. 1.

Экспериментальные значения параметров α и $\alpha_{сост}$ для сплавов системы Cu – Al с размером зерен 10 и 200 мкм и разных температурах деформации представлены в табл. 1 и 2. Степень деформации, при которой формируется данный тип ДСС, и плотность дислокаций также указаны в табл. 1, 2. Проведем анализ зависимостей параметра α и $\alpha_{сост}$ от температуры испытания, концентрации алюминия и размера зерен.

Значения параметров α и $\alpha_{сост}$ для сплавов 0,5 и

Т а б л и ц а 1

Значения параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ для слабоконцентрированных сплавов Cu – Al

Тип субструктуры	$\epsilon_{\text{ист}}$	T, K	Cu – 0,5 % Al			Cu – 5 % Al		
			$\langle \rho \rangle \cdot 10^{13},$ м ⁻²	$\alpha_{\text{сост}}$ (разный тип ДСС)	α	$\langle \rho \rangle 10^{13},$ м ⁻²	$\alpha_{\text{сост}}$ (разный тип ДСС)	α
$d = 10 \text{ мкм}$								
Хаос, неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	293	9 10 – 12 13	0,66 0,33 0,18	0,39	8 10 – 13 14	0,65 0,33 0,20	0,39
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	473	9 11 – 12 13	0,69 0,35 0,23	0,42	9 11 – 12 14	0,66 0,33 0,28	0,42
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	573	10 11 – 13 14	0,65 0,39 0,26	0,43	10 11 – 13 15	0,65 0,39 0,26	0,43
$d = 200 \text{ мкм}$								
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	293	3,5 4 – 6 7	0,79 0,59 0,40	0,59	3 4 – 6 7	0,85 0,50 0,26	0,59
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	523	2,5 3 – 6 7	0,88 0,61 0,34	0,61	4 5 – 7 9	0,78 0,57 0,47	0,61
Неразориентированная ячеистая, разориентированная ячеистая, фрагментированная	0,05 – 0,10 0,10 – 0,30 0,30 – 0,60	573	4 5 – 6 9	0,71 0,59 0,53	0,61	5 6 – 7 8	0,75 0,62 0,45	0,61

5,0 % Al (атом.) представлены в табл. 1. Для рассматриваемых сплавов при комнатной температуре испытания и фиксированном (10 мкм) значении размера зерен параметр $\alpha_{\text{сост}}$ изменяется в три раза, а для $\langle d \rangle = 200 \text{ мкм}$ – в два раза. Рост разориентировок в субструктуре сопровождается уменьшением значения $\alpha_{\text{сост}}$ при всех температурах испытания и размерах зерен. В слаболегированных сплавах при фиксированных значениях размера зерен и температуры деформации изменения величины параметра α с увеличением концентрации не наблюдается. Увеличение температуры испытания приводит к незначительному росту параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ при размерах зерен 10 и 200 мкм.

Экспериментальные данные α и $\alpha_{\text{сост}}$ для концентрированных сплавов, содержащих 10 и 14 % Al (атом.), представлены в табл. 2.

Проведен анализ влияния температуры испытания на величину параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ при фиксированных размерах зерен в сплавах с алюминием. Значения α и $\alpha_{\text{сост}}$ увеличиваются с ростом

температуры испытания для обоих сплавов. С ростом размера зерен при фиксированных температурах испытания значения параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ увеличиваются (табл. 2). Различие в содержании алюминия в этих двух высококонцентрированных сплавах практически не влияет на значения α и $\alpha_{\text{сост}}$.

На основании данных, полученных в работе, были построены зависимости $\alpha = f(C_{\text{Al}})$ и $\alpha_{\text{сост}} = f(C_{\text{Al}})$. На рис. 2 представлены зависимости параметра α от концентрации алюминия C_{Al} для размеров зерен 10 и 200 мкм. С увеличением концентрации алюминия до 6 % (атом.) параметр α практически остается постоянным (рис. 2), а затем его значение возрастает, но незначительно. Напомним [4], что при $C_{\text{Al}} \approx 8 \text{ %}$ (атом.) в сплавах с алюминием происходит переход от ячеистой ДСС к ячеисто-сетчатой. На рис. 3 представлены зависимости $\alpha_{\text{сост}} = f(C_{\text{Al}})$ при тех же размерах зерен, что и на рис. 2. Анализ зависимостей показывает, что в малоконцентрированных сплавах в условиях формирования ячеистой ДСС без

Т а б л и ц а 2

Значения параметров α и $\alpha_{\text{сост}}$ для высококонцентрированных сплавов Cu – Al

Тип субструктуры	$\epsilon_{\text{ист}}$	T, K	Cu – 10 % Al			Cu – 14 % Al		
			$\langle \rho \rangle \cdot 10^{13}, \text{м}^{-2}$	$\alpha_{\text{сост}}$ (разный тип ДСС)	α	$\langle \rho \rangle \cdot 10^{13}, \text{м}^{-2}$	$\alpha_{\text{сост}}$ (разный тип ДСС)	α
$d = 10 \text{ мкм}$								
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,05 – 0,10	293	14	0,36	0,50	14	0,46	0,54
	0,10 – 0,20		16	0,46		16	0,49	
	0,50 – 0,60		20	0,67		20	0,68	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	473	15	0,55	0,60	15	0,58	0,65
	0,30 – 0,40		19	0,75		19	0,80	
	0,50 – 0,60		21	0,85		21	0,85	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	573	17	0,60	0,72	17	0,65	0,72
	0,30 – 0,40		19	0,75		19	0,78	
	0,50 – 0,60		20	0,83		20	0,88	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	673	17	0,65	0,80	18	0,68	0,80
	0,30 – 0,40		19	0,84		10	0,80	
	0,50 – 0,60		21	0,90		21	0,90	
$d = 200 \text{ мкм}$								
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,05 – 0,10	293	5	0,48	0,65	5	0,54	0,68
	0,30 – 0,40		7	0,67		7	0,67	
	0,50 – 0,60		11	0,80		11	0,82	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	473	6	0,55	0,70	6	0,58	0,75
	0,30 – 0,40		8	0,70		8	0,79	
	0,50 – 0,60		12	0,85		12	0,89	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	573	7	0,65	0,85	7	0,66	0,85
	0,30 – 0,40		9	0,80		9	0,83	
	0,50 – 0,60		13	0,98		13	0,90	
Ячеисто-сетчатая без разориентировок, ячеисто-сетчатая с разориентировками, микрополосовая и микродвойниковая	0,10 – 0,20	673	1	1,18	0,92	7	0,69	0,93
	0,30 – 0,40		2	0,92		10	0,88	
	0,50 – 0,60		3	0,67		14	0,98	

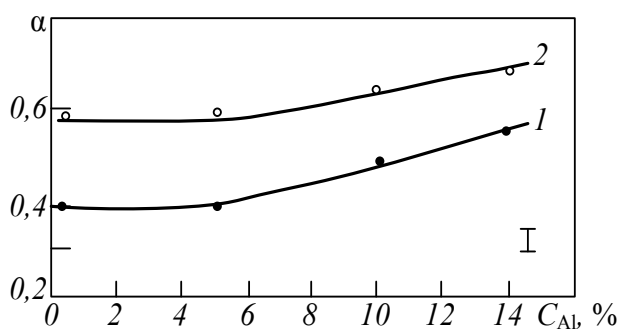


Рис. 2. Изменение параметра α в зависимости от концентрации C_{Al} легирующего элемента при размерах зерен $\langle d \rangle$ ($T = 293\text{ K}$):
1 – 10 мкм; 2 – 200 мкм

разориентировок (небольшие пластические деформации) параметр $\alpha_{\text{сост}}$ выше, чем в ячеистой ДСС с разориентировками (развитая пластическая деформация). При дальнейшем увеличении концентрации легирующего элемента параметр $\alpha_{\text{сост}}$ становится ниже в субструктурах с разориентировками для фиксированного размера зерен.

Увеличение размера зерна сопровождается увеличением значений этого параметра.

Рассмотрено влияние температуры испытания на параметр $\alpha_{\text{сост}}$. На рис. 4 и 5 представлены зависимости $\alpha_{\text{сост}}$ от температуры испытания для слабokonцентрированных и высококонцентрированных твердых растворов Cu – Al с размерами зерен 10 и 200 мкм для разных типов ДСС.

Проведен анализ зависимостей $\alpha_{\text{сост}} = f(T)$ для слабokonцентрированных сплавов (рис. 4). В основном, значения параметра $\alpha_{\text{сост}}$ несколько увеличиваются с ростом температуры испытания. Отметим также, что значение параметра $\alpha_{\text{сост}}$ выше в неразориентированной ДСС, чем в разориентированной.

Зависимости $\alpha_{\text{сост}} = f(T)$ для высококонцентрированных сплавов системы Cu – Al представлены на рис. 5. Анализ зависимостей показывает, что значения параметра $\alpha_{\text{сост}}$ увеличиваются с ростом температуры во всех исследованных типах ДСС при размере зерен 10 и 200 мкм. Отметим также, что в разориентированных ДСС в сплавах с повышенным содержанием легирующего элемента величина параметра $\alpha_{\text{сост}}$ выше, чем в неразориентированных ДСС для обоих размеров зерен.

Выводы

Установлены зависимости параметра междислокационного взаимодействия α в соотношении Тейлора от содержания алюминия, температуры испытания и размера зерен для поликристаллических сплавов системы Cu – Al. В сплавах при содержании алюминия до 6 % (атом.) значения α не изменяются при увеличении содержания легирующего элемента. При более высоком содержании алюминия значения α увеличиваются. Значения α в сплавах Cu – Al находятся в интервале 0,3 – 0,7. С ростом размера зерен при фиксированной температуре испытания параметр α также возрастает. Увеличение температуры испытания приводит к возрастанию значений α .

Установлено, что параметр $\alpha_{\text{сост}}$ зависит от ряда факторов: размера зерен, температуры испытания и типа ДСС. Повышение температуры испытания приводит к росту $\alpha_{\text{сост}}$ при фиксированных размерах зерен и концентрациях алюминия. Рост размера зерен во всех исследованных сплавах приводит к увеличению $\alpha_{\text{сост}}$. В высококонцентрированных сплавах при переходе от неразориентированных к разориентированным ДСС происходит увеличение параметра $\alpha_{\text{сост}}$, а в слабokonцентрированных сплавах – уменьшение.

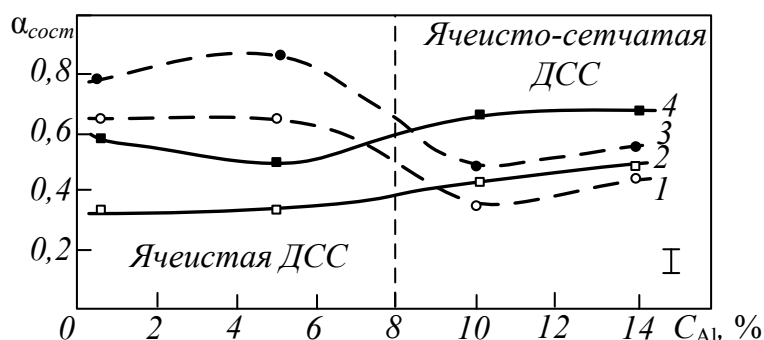


Рис. 3. Изменение параметра $\alpha_{\text{сост}}$ в зависимости от концентрации легирующего элемента C_{Al} ($T = 293\text{ K}$) при $\langle d \rangle = 10\text{ мкм}$ (1, 2) и $\langle d \rangle = 200\text{ мкм}$ (3, 4):

1, 3 – неразориентированная ячеистая ДСС ($C_{Al} < 8\%$) + неразориентированная ячеисто-сетчатая ДСС ($C_{Al} > 8\%$);
2, 4 – разориентированная ячеистая ДСС ($C_{Al} < 8\%$) + разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС ($C_{Al} > 8\%$)

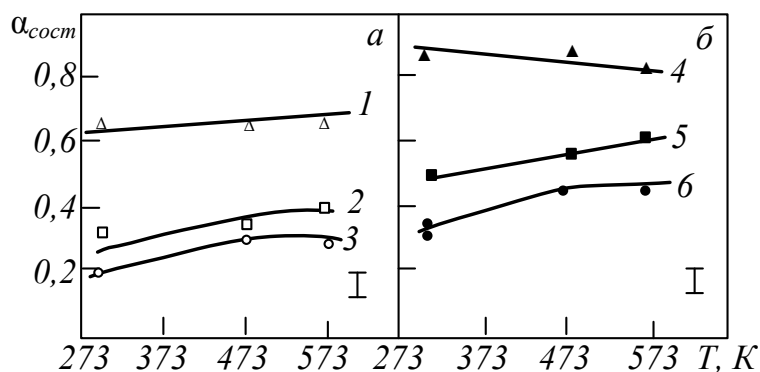


Рис. 4. Изменение параметра α_{cocst} в зависимости от температуры испытания для слабоконцентрированного сплава Cu – 5 % Al при $\langle d \rangle = 10$ мкм (а) и $\langle d \rangle = 200$ мкм (б): 1, 4 – неразориентированная ячейчатая ДСС; 2, 5 – разориентированная ячейчатая ДСС; 3, 6 – фрагментированная ДСС

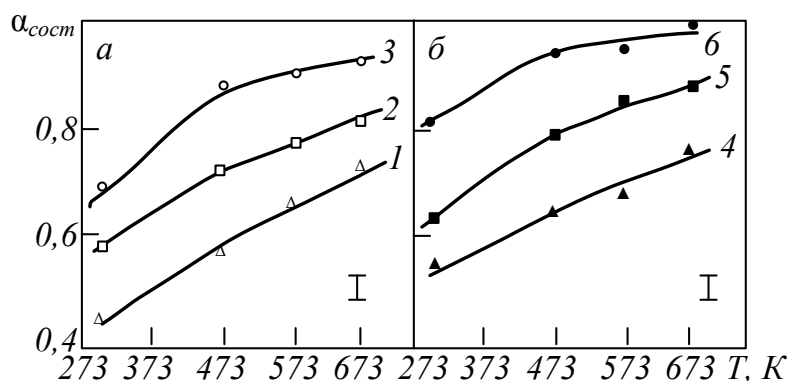


Рис. 5. Изменение параметра α_{cocst} в зависимости от температуры испытания для высококонцентрированного сплава Cu – 14 % Al при $\langle d \rangle = 10$ мкм (а) и $\langle d \rangle = 200$ мкм (б): 1, 4 – неразориентированная ячейчисто-сетчатой ДСС; 2, 5 – разориентированная ячейчисто-сетчатая ДСС; 3, 6 – микрополосовая и микродвойниковая ДСС

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Набарро Ф.Р.Н., Базинский В.С., Холт Д.Б. Пластичность чистых монокристаллов. – М.: Металлургия, 1967. – 214 с.
2. Попов В.Е., Конева Н.А., Терешко И.В. Деформационное упрочнение упорядоченных сплавов. – М.: Металлургия, 1976. – 256 с.
3. Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали / Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов, Н.А. Попова и др. – Новокузнецк: Полиграфист, 2016. – 510 с.
4. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термическом воздействии / Н.А. Конева, Л.И. Тришкина, А.И. Потекаев, Э.В. Козлов. – Томск: Изд-во НТЛ, 2015. – 342 с.
5. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.

© 2020 г. Н.В. Черкасов, Л.И. Тришкина,
Т.В. Черкасова, Н.А. Конева
Поступила 3 февраля 2020 г.