

DOI: [10.7242/1999-6691/2021.14.2.17](https://doi.org/10.7242/1999-6691/2021.14.2.17)

УДК 538.91

РОЛЬ КРИСТОННЫХ ИСТОЧНИКОВ СДВИГА В ФОРМИРОВАНИИ ПОЛОС ЧЕРНОВА–ЛЮДЕРСА

М.П. Кашченко^{1,2}, А.Г. Семеновых², А.В. Нефедов², Н.М. Кашченко¹, В.Г. Чашчина^{1,2}¹Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Российская Федерация²Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Российская Федерация

В процессе пластической деформации часто возникают полосы сдвига. Примером является полоса Чернова–Людера, которая служит индикатором наличия сложной многомасштабной неоднородной структуры. Статья посвящена анализу части экспериментальных данных о формировании (при растяжении) полос Чернова–Людера в текстурированных поликристаллических, предварительно деформированных прокаткой образцах стали с мелким зерном. Основное внимание сосредоточено на кристонном механизме генерирования компонентов текстуры. Суть кристонного подхода, связанного с контактным взаимодействием дислокаций при пересечении плоскостей скольжения, кратко изложена во введении. Далее приведена информация о наблюдаемых типах текстуры и выполнена реконструкция механизма появления нескольких текстурных компонентов при учете взаимодействия основных систем дислокационного скольжения для объемно-центрированной кубической решетки. Показано, что часть реальных направлений сдвигов соответствует взаимодействию более чем двух систем дислокационного скольжения, то есть фактически имеют место кристон–кристонные комбинации. Представлена сводная таблица «состава» кристонов для всех компонентов текстуры с отражением долевого вклада дислокаций, принадлежащих взаимодействующим системам скольжения. Анализ текстуры продемонстрировал, что практически все системы стандартного скольжения по плоскостям семейств $\{110\}$, $\{112\}$, $\{123\}$ играют активную роль в образовании кристонов и, соответственно, появляющейся текстуры. Сделаны краткие обобщающие комментарии. В частности отмечено, что при последовательном кристонном подходе может быть снят вопрос о нешмидовских вариантах скольжения. Подчеркивается роль текстурирования в упорядочении межзеренной среды и возникновении макроконцентраторов в группах контактирующих зерен, важных, как показывает опыт, для формирования полос Чернова–Людера.

Ключевые слова: дислокации, кристоны, полосы сдвига, полоса Чернова–Людера, компоненты текстуры

ROLE OF CRISTON SHEAR SOURCES IN THE FORMATION OF CHERNOV–LUDERS BANDS

M.P. Kashchenko^{1,2}, A.G. Semenovych², A.V. Nefedov², N.M. Kashchenko¹ and V.G. Chashchina^{1,2}¹Ural Federal University, Yekaterinburg, Russian Federation²Ural State Forestry University, Yekaterinburg, Russian Federation

Shear bands often appear during plastic deformation. The Chernov–Luders band is an example of a complex multiscale heterogeneous structure containing shear bands. The article is devoted to the analysis of a part of the experimental data on the formation (under tension) of Chernov–Luders band in textured polycrystalline steel samples with fine grain, pre-deformed by rolling. The main attention is focused on the criston mechanism of formation of the observed texture components. The essence of the criston approach, associated with the contact interaction of dislocations at the intersection of slip planes, is briefly described. Information on the observed types of texture is given and a sufficiently detailed analysis of the reconstruction of the mechanism of the appearance of several texture components is carried out taking into account the interaction of the main dislocation slip systems for a body-centered cubic (bcc) lattice. It is shown that some of the real shear directions correspond to the interaction of more than two dislocation slip systems, that is, in fact, there are criston-cristons combinations. A summary table of the results of the analysis of the "composition" of cristons for all texture components is presented, reflecting the fractional contribution of dislocations belonging to interacting slip systems. The analysis has shown that practically all systems of standard slip along the planes of the $\{110\}$, $\{112\}$, $\{123\}$ families play an active role in the formation of cristons and, accordingly, the observed texture. Brief summary comments are provided. In particular, it was noted that, with a sequential criston approach, the issue of non-Schmid slip variants can be eliminated. The important role of texturing is also noted for the ordering of the intergranular medium and the appearance of macroconcentrators in groups of contacting grains, which, as experience shows, are important in the formation of Chernov–Luders band.

Key words: dislocations, cristons, shear bands, Chernoff–Luders band, texture components

1. Введение

Формирование полос Чернова–Людера (ПЧЛ) происходит в ходе пластической деформации и представляет собой сложный иерархический процесс, протекающий согласованным образом на нескольких масштабных уровнях. Эта особенность неоднократно освещалась в литературе (см., например, [1–3]). В частности, образованию ПЧЛ в сплавах с ОЦК-решеткой при макроскопическом описании кривой $(\sigma - \varepsilon)$ (напряжение–деформация) обнаруживается скачкообразное снижение σ с последующим платообразным участком («зубом текучести»), причем само плато (площадка текучести) может состоять из более мелких скачков. Чаще всего ПЧЛ наблюдаются в экспериментах на растяжение поликристаллических образцов. Углы между нормальными к макроразрывам ПЧЛ и направлением растяжения обычно укладываются на отрезке $(45-60^\circ)$. В структурном отношении ПЧЛ не является однородной, обнаруживается ее внутренняя полосчатая структура. Внутренние полосы сдвига имеют границы и не обязательно параллельны друг другу. При возникновении ПЧЛ основная деформация

локализуется именно в полосах сдвига. Решетка внутри ПЧЛ явно испытывает разворот, что дает основание для построения дисклинационных моделей формирования ПЧЛ. В кинетическом плане медленное (со скоростями $\sim 10^{-5}$ м/с) уширение ПЧЛ находит достаточно наглядную интерпретацию в схеме распространения волновых фронтов [3, 4]. По-видимому, значительную роль играет кривизна решетки [5], особенно у высокопрочных материалов [6].

Ранее показано [7–10], что описание кристаллографических ориентаций границ полос сдвига, отличающихся от типичных плоскостей скольжения обычных дислокаций, легко достигается при использовании концепции кристонов. Генерирование кристонов осуществляется обобщенными источниками Франка–Рида (ОИФР), возникающими при сильном (контактном) взаимодействии дислокаций с пересекающимися плоскостями скольжения. При кристонном описании ориентаций границ полос сдвига существует простая связь с долевыми вкладами дислокаций в «состав» кристона. Например, для ГЦК-решетки, обладающей только одним семейством плоскостей скольжения $\{111\}$ и двенадцатью системами скольжения, простейшие стандартные ориентации границ полос сдвига имеют вид:

$$\{hhl\}, \quad h/l = (n-m)/(n+m), \quad (1)$$

где n и m — целые числа, модули которых равны числу дислокаций двух контактно взаимодействующих систем. На рисунке 1 приведена схема образования дислокационного «жгута» двух систем дислокаций вдоль линии пересечения $\Lambda \parallel \langle 1-10 \rangle$ пары плоскостей скольжения. Этот «жгут» играет роль сегмента ОИФР, характеризуемого суперпозиционным вектором Бюргера \mathbf{b} :

$$\mathbf{b} \parallel n\mathbf{b}_1 + m\mathbf{b}_2. \quad (2)$$

При иллюстрации учтено непринципиальное упрощение: принято, что векторы \mathbf{b}_1 и \mathbf{b}_2 имеют чисто краевую ориентацию по отношению к рабочему сегменту ОИФР. Ясно, что выгибание сегмента ОИФР превращает барьер типа Ломера–Коттрелла в источник дислокаций, скользящих по плоскостям (hhl) , которым принадлежит \mathbf{b} .

В случае ОЦК-решетки в скольжении дислокаций могут быть активными три семейства плоскостей: $\{110\}$, $\{112\}$ и $\{123\}$. Ориентации границ полос сдвига типа $\{hhl\}$ присущи и сплавам с ОЦК-решеткой.

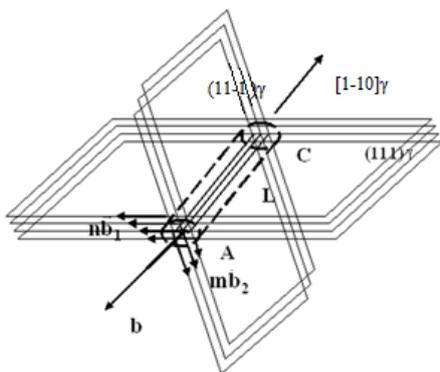


Рис. 1. Формирование рабочего сегмента ОИФР

Если конфигурация ядра кристона соответствует деформации чистого сдвига (см. [8, 9]), то в области сдвига будет иметь место и изменение ориентации решетки. Таким образом, кристонная концепция позволяет понять, как осуществляется переход от уровня трансляционного легкого скольжения отдельных дислокаций к мезоскопическому уровню формирования полос сдвига с измененной ориентацией решетки. Следовательно, имеется возможность использовать кристаллографическую информацию об эволюции полос сдвига для дополнения представлений о механизме формирования ПЧЛ. Далее с этой целью анализируются результаты работы [11], в которой образование ПЧЛ наблюдалось в поликристаллических образцах с ОЦК-решеткой, обладающих выраженной текстурой после прокатки.

2. Экспериментальные данные

В [11] рассматривалась мелкозернистая сталь 08Г2Б (0,08 С, 1,87 Мп, 0,043 (Nb+Ti), 0,49 Сu) с диаметром зерен $d \approx 5$ мкм. Образцы для последующего растяжения вырезались так, чтобы направление растяжения совпадало с направлением прокатки, как показано на рисунке 2.

Метод цифровой корреляции изображений позволял измерять деформации удлинения ε_{yy} и сдвига ε_{xy} . Установлено, что образование ПЧЛ

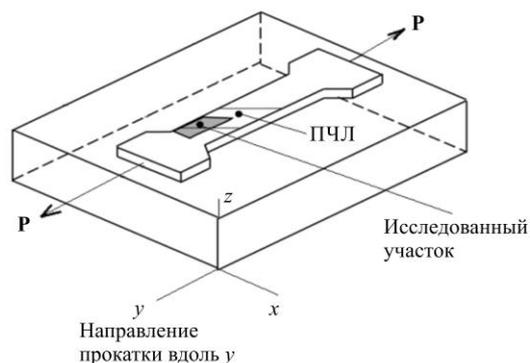


Рис. 2. Схема вырезки образца на растяжение

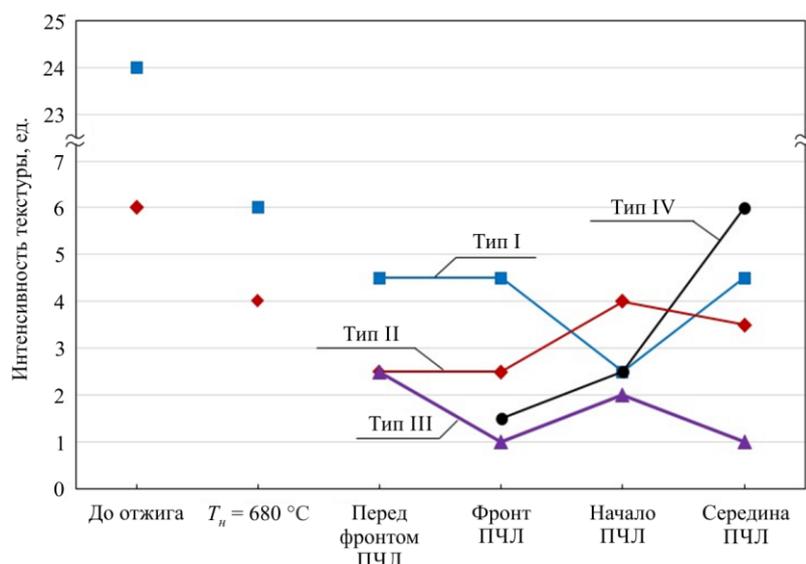


Рис. 3. Плотность текстурных компонентов в различных участках ПЧЛ

распределение интенсивности четырех основных типов текстурных компонентов в различных областях образца.

Конкретизация типов компонентов осуществляется указанием плоскостей и направлений сдвига в плоскостях, приведенных в ортогональном базисе, связанном с ребрами элементарной ячейки ОЦК-решетки:

$$\text{Тип I} — \{112\}\langle -110 \rangle, \{113\}\langle -110 \rangle, \{112\}\langle -311 \rangle; \tag{3}$$

$$\text{Тип II} — \{332\}\langle 02-3 \rangle, \{332\}\langle 1-33 \rangle, \{113\}\langle 3-61 \rangle, \{112\}\langle 3-51 \rangle; \tag{4}$$

$$\text{Тип III} — \text{вдоль плоскости } \{111\}; \tag{5}$$

$$\text{Тип IV} — \{001\}\langle 110 \rangle. \tag{6}$$

Очевидно, что все плоскости, входящие в (3)–(6), относятся к типу $\{hhl\}$, однако, в отличие от ГЦК-решетки с единственным семейством плоскостей октаэдрического скольжения, в ОЦК-решетке кривонные носители сдвига генерируются ОИФР с ориентациями рабочих сегментов Λ , в общем случае не коллинеарными $\langle 1-10 \rangle$ -направлениям. Отметим также, что после прокатки в текстуре доминируют компоненты I и II типов, тогда как приближение к центру ПЧЛ характеризуется нарастанием и преобладанием компонента типа IV.

3. Сопоставление кривонных носителей сдвига с наблюдаемыми текстурными компонентами

Напомним, что появление текстуры прокатки соответствует выделению из первоначального набора хаотических ориентаций кристаллических решеток поликристаллов (зерен) некоторых преимущественных направлений с указанием плоскостей, составляющих после деформации наименьшие углы с поверхностью прокатки. Как известно, при прокатке наибольшей является деформация сжатия, ведущая к развороту плоскостей скольжения в направлении уменьшения угла между плоскостью скольжения и плоскостью прокатки (этот разворот поддерживается и ортогональным к сжатию растяжением). Очевидно, что к большей скорости деформации будут вести процессы сдвига с векторами Бюргерса, превышающими векторы Бюргерса в случае единичных дислокаций. Поэтому наблюдаемые текстурные компоненты естественно сопоставлять с кривонными носителями сдвига, характеризуемыми суперпозиционными векторами Бюргерса \mathbf{b} . Следует иметь в виду, что для определения ориентации нормали \mathbf{N} к плоскости скольжения достаточно найти векторное произведение \mathbf{b} и Λ

$$\mathbf{N} \parallel [\mathbf{b}, \Lambda]. \tag{7}$$

Из (7) следует, что ориентация \mathbf{N} зависит только от краевой (по отношению к Λ) составляющей вектора \mathbf{b} .

Очевидно, что добавление к суперпозиционному вектору \mathbf{b} произвольного по величине вектора \mathbf{b}_{\parallel} , коллинеарного Λ , не сказывается на выполнении условия (7), поскольку вектор \mathbf{b}_{\parallel} ортогонален любому

связано с действием мезоконцентратора напряжений, в области локализации которого достигает максимума компонента ϵ_{yy} , тогда как компонента ϵ_{xy} минимальна. Напротив, компонента ϵ_{xy} становится максимальной на границах полосы сдвига.

Формирование преимущественных ориентаций кристаллов в локальных микрообъемах, то есть установление текстуры, осуществлялось методом дифракции обратно рассеянных электронов (Electron Backscattering Diffraction — EBSD). На рисунке 3 показано

направлению $[hhl]$. Значит, при определении вектора \mathbf{b} , лежащего в (hhl) плоскости, имеется аддитивная неоднозначность:

$$\mathbf{b} \rightarrow \mathbf{b}' = \mathbf{b} + \mathbf{b}_{\parallel}. \quad (8)$$

Остановимся кратко на следствиях, вытекающих из предложенной простейшей модели носителя сдвига. Напомним, что при сдвиге по плоскости с нормалью \mathbf{N} в направлении \mathbf{b} реализуется материальный поворот вокруг оси l :

$$l \parallel [\mathbf{b}, \mathbf{N}], \quad (9)$$

где символ $[\]$ означает операцию векторного умножения. Ясно, что при чисто краевой ориентации вектора \mathbf{b} относительно линии $[1-10]$ сдвиг по (hhl) плоскости будет сопровождаться материальным поворотом вокруг оси $l \parallel [1-10]$, то есть вокруг линии дислокации.

Поскольку начальные ориентации Λ задаются линиями пересечения исходных плоскостей скольжения, то есть векторными произведениями нормалей к пересекающимся плоскостям, имеется чрезвычайно простой алгоритм, позволяющий сопоставлять с наблюдаемыми компонентами текстуры «составы» кристонов, показывающие относительные вклады в результирующий вектор Бюргерса контактно проваимодействовавших дислокаций.

3.1. «Состав» кристонов для текстурных компонентов $\{112\}\langle -110 \rangle$, $\{112\}\langle -311 \rangle$, $\{112\}\langle 3-51 \rangle$, связанный с системами скольжения по плоскостям $\{110\}$

Проиллюстрируем определение «состава» кристонов для нескольких случаев, учитывая, что исходные векторы Бюргерса в ОЦК-решетке соответствуют половинам пространственных диагоналей элементарной ячейки, то есть $\mathbf{b}_i = \langle 111 \rangle a/2$, где a — параметр решетки. Для дальнейшего анализа величина a не существенна и будет приниматься равной 1. Не важен и множитель 2, поэтому его также можно опустить как общий для всех векторов \mathbf{b}_i . Результирующий вектор Бюргерса зададим, как и в (2), но при векторах $\mathbf{b}_i \parallel \langle 111 \rangle$. Рассмотрим первый вариант текстуры $\{112\}\langle -110 \rangle$. Начнем с систем скольжения (СС) $\{110\}$ с наиболее плотной для ОЦК-решетки упаковкой плоскостей. Очевидно, что паре плоскостей (101) и (011) соответствует $\Lambda \parallel [11-1]$, и плоскость скольжения (112) реализуется при соотношении $n/m = 1/1$ в (2) для векторов $\mathbf{b}_1 \parallel [-111]$ и $\mathbf{b}_2 \parallel [-11-1]$. К текстуре $\{112\}\langle -311 \rangle$, например, $(112)[-311]$, приводит добавление к предшествующему вектору $n(\mathbf{b}_1 + \mathbf{b}_2)$ вектора $\mathbf{b}_3 \parallel n[-1-11]$, кратного вектору Бюргерса единичной дислокации из СС (112) , винтовой ориентации по отношению к Λ ; в случае $\{112\}\langle 3-51 \rangle$, например $(112)[-5-13]$, следует к $n(\mathbf{b}_1 + \mathbf{b}_2)$ прибавить $3n[-1-11]$.

Таким образом, текстуры $\{112\}\langle -311 \rangle$ и $\{112\}\langle 3-51 \rangle$ связаны не только с СС $\{110\}$, порождающими кристоны и задающими плоскость сдвига, но и с большими «винтовыми» вкладами от обычных для ОЦК-решеток дислокаций, принадлежащих СС $\{112\}$.

3.2. «Состав» кристонов для текстурных компонентов $\{112\}\langle -110 \rangle$, $\{112\}\langle -311 \rangle$, $\{112\}\langle 3-51 \rangle$, связанный с системами скольжения по плоскостям $\{123\}$

Имеется и дополнительный кристонный канал для реализации компонентов текстуры $\{112\}\langle -110 \rangle$, $\{112\}\langle -311 \rangle$, $\{112\}\langle 3-51 \rangle$, связанный с СС $\{123\}$. Действительно, выбирая, например, пару плоскостей (123) и $(12-3)$, находим $\Lambda \parallel [-210]$. При $\mathbf{b}_1 \parallel [11-1]$ и $\mathbf{b}_2 \parallel [111]$ получаем

$$\mathbf{b} \parallel [n+m, n+m, m-n], \quad \mathbf{N} \parallel [m-n, 2(m-n), -3(n+m)]. \quad (10)$$

Из (10) следует, что при $n = -2m$ вектор $\mathbf{N} \parallel [121]$, а $\mathbf{b} \parallel [11-3]$. Ясно, что прибавляя к $\mathbf{b} \parallel [11-3]$ векторы \mathbf{b}_{Λ} , коллинеарные $\Lambda \parallel [2-10]$, легко находим и дополнительные наблюдаемые направления сдвига:

$$\mathbf{b} + \mathbf{b}_\Lambda \parallel [11-3] + [2-10] = [30-3] \parallel [10-1], \quad \mathbf{b} + 2\mathbf{b}_\Lambda \parallel [11-3] + 2[2-10] = [5-1-3]. \quad (11)$$

Однако за формальной процедурой (11) теперь стоит не просто добавка имеющихся дислокаций с векторами, кратными $\mathbf{b}_i \parallel \langle 111 \rangle$, а суперпозиционных векторов Бюргерса, возникших при контактном кристон-кристонном взаимодействии. Это нетрудно понять, учитывая, что вектор Бюргерса \mathbf{b}_Λ принадлежит плоскости (001) и, следовательно, может суммироваться с вектором кристона \mathbf{b} , при включении в рабочий сегмент ОИФР участка кристонной петли кубического скольжения, поскольку плоскости (121) и (001) пересекаются вдоль $\Lambda \parallel [2-10]$.

3.3. «Состав» кристонов для текстурного компонента $\{001\} \langle 110 \rangle$, связанного с системами скольжения по плоскостям $\{110\}$ либо $\{112\}$

Кубическое скольжение возникает как результат контактного взаимодействия дислокаций, способных к скольжению в плоскостях $\{110\}$ либо $\{112\}$. Покажем это. Выберем для определенности пару плоскостей скольжения (110) и (1-10). Тогда линия пересечения плоскостей есть $\Lambda \parallel [001]$. При $\mathbf{b}_1 \parallel [1-1-1]$ и $\mathbf{b}_2 \parallel [111]$ имеем:

$$\mathbf{b} \parallel [n + m, m - n, n + m]. \quad (12)$$

Из (12) следует, что при $n = m$ кубическое скольжение по плоскости (010) связано с вектором $\mathbf{b}_1 \parallel [101]$, а при $n = -m$ скольжение возможно по плоскости (100) с вектором $\mathbf{b}_2 \parallel [010]$. Соответственно, для пары плоскостей скольжения (112) и (11-2) находим $\Lambda \parallel [1-10]$. При $\mathbf{b}_1 \parallel [11-1]$ и $\mathbf{b}_2 \parallel [111]$ получаем:

$$\mathbf{b} \parallel [n + m, n + m, m - n]. \quad (13)$$

Из (13) следует, что при $n = m$ кубическое скольжение по плоскости (001) связано с вектором $\mathbf{b}_1 \parallel [110]$, а при $n = -m$ скольжение возможно по плоскости (110) с вектором $\mathbf{b}_2 \parallel [001]$.

3.4. Сводная таблица «состава» кристонов для наблюдаемых текстурных компонентов

Действуя аналогично, нетрудно найти соотношения n и m для всех образующихся компонентов текстуры. Для конкретных вариантов это демонстрируется в сводной Таблице.

Таблица. Определение «составов» кристонов для текстурных компонентов

Типы наблюдаемых компонентов текстуры	Активные системы скольжения	Плоскости скольжения (сдвига) кристонов	Направления сдвига в кристонной модели	Ориентация оси поворота в полосе сдвига	«Состав» n/m
Тип I	(101)[-111] (1-10)[111]	(2-11)	$[022] \parallel [011]$ $[022] + [11-1] = [131]$	[11-1]	1/1
	(123)[11-1] (12-3)[111]	(121)	[11-3]	[-210]	2/-1
	(110)[1-11] (112)[11-1]	(-131)	[4-22] $[4-22] - 2[1-10] = [101]$	[1-10]	3/1
Тип II	(101)[-111] (1-10)[111]	(2-11)	[022] $[022] + 3[11-1] = [35-1]$	[11-1]	1/1
	(112)[11-1] (11-2)[111]	(332)	[11-3] $[11-3] + [1-10] = [20-3]$ $[11-3] + 2[1-10] = [3-1-3] \parallel [-313]$	[1-10]	2/-1
Тип III	(112)[11-1]	(111)	[22-4]	[1-10]	3/-1
Тип IV	(11-2)[111]	(001)	[220]	[1-10]	1/1

Отметим, что для получения полного набора имеющих место в эксперименте направлений сдвига необходимо к начальному вектору Бюргерса кристона прибавить компоненты, коллинеарные направлениям сегментов ОИФР. Так, например, для границы полосы с ориентацией (332) вектор Бюргерса, сопоставляемый с кристоном, описывающим первое наблюдаемое направление сдвига, содержит дополнительный вклад — компонент [1-10] вдоль сегмента ОИФР. Последующее добавление к вектору Бюргерса аналогичного вклада дает второе прослеживаемое направление сдвига.

3.5. Обобщающие комментарии

Анализ текстуры показал, что в ее формировании могут участвовать все исходные системы дислокационного скольжения, типичные для кристаллов с ОЦК-решеткой, и они могут приводить при контактном взаимодействии к появлению ОИФР и кристонных носителей сдвига. Учет возникновения в ходе развивающейся пластической деформации кристонных вариантов сдвига (в том числе и за счет кристон-кристонных взаимодействий) снимает, по мнению авторов данной работы, вопрос о нешмидовском характере скольжения, обсуждаемом в [12] на примере сплава с ГЦК-решеткой. Предварительное текстурирование исходной разориентированной поликристаллической среды и ее насыщение мезоконцентраторами (подобными ОИФР) относятся к факторам, способствующим проявлению коллективных эффектов в ансамблях взаимодействующих дефектов. К таким эффектам относится не только появление иерархических полосовых структур, в том числе ПЧЛ, но и процессы разрушения [13]. Текстурирование благоприятствует упорядочению в межкристаллитной среде, доля которой растет при уменьшении размеров поликристаллов. Формирование ПЧЛ, как показывают данные [11], по существу связано с действием некоторого макроконцентратора напряжений, размеры которого превышают размеры зерна. Представляется вероятным образование такого концентратора в достаточно большой группе контактирующих зерен, обладающих близкой текстурой, за счет процессов взаимодействия имеющихся в зернах ОИФР, включающих процессы переползания кристонных петель вплоть до синтеза макроконцентратора. Межзеренная среда при наличии текстуры и достаточного количества вакансий может сочетать квазикристаллические (анизотропные) свойства со свойствами вязкой жидкости. Таким образом, анализ текстуры в рамках кристонного подхода дает дополнительную информацию для уточнения физических представлений о механизмах образования ПЧЛ.

4. Заключение

1. Кристонные схемы реализации процессов деформации позволили осуществить интерпретацию всех текстурных компонентов, прослеживаемых при растяжении сплава с мелкозернистой структурой после предварительной прокатки.
2. Обогащение центра ПЧЛ компонентом $\{001\}\langle 110 \rangle$ соответствует равным вкладам контактно взаимодействующих дислокаций и приводит к наибольшему отклонению границ полос сдвига от ориентации взятой за отсчет плоскости $\{112\}$. Это согласуется с наблюдаемым в [11] изменением ориентаций полос сдвига при развитии ПЧЛ.
3. В кристонной схеме возникновения ОИФР является универсальным фактором. При наличии поликристаллической структуры размер ОИФР лимитируется размером зерна. Представляется перспективной разработка модели образования макроконцентратора напряжений как следствия взаимодействия ОИФР в группе контактирующих зерен.
4. Известные сценарии процессов формирования ПЧЛ, аналогичные неравновесным фазовым переходам в системе дефектов, в том числе автоволновое описание [3, 14], по-видимому, могут уточняться и дополняться при учете (наряду с дислокациями и дисклинациями) кристонов.

Авторы благодарны А.Н. Морозовой за данные экспериментов, представленные в [11], а также участникам XXII Зимней школы по механике сплошных сред (22-26 марта 2021 г., г. Пермь) за ценные замечания при обсуждении результатов.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00243-20-01 от 26.08.2020 (тема FEUG-2020-0013 «Экологические аспекты рационального природопользования»).

Литература

1. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах. Л.: Наука, 1986. 224 с.
2. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Отв. ред. В.Е. Панин. Новосибирск: Наука, 1990. 255 с.
3. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 328 с.

4. Горбатенко В.В., Данилов В.И., Зуев Л.Е. Неустойчивость пластического течения: полосы Чернова-Людерса и эффект Портевена-Ле Шателье // ЖТФ. 2017. Т. 7, № 3. С. 372-377. <https://doi.org/10.21883/JTF.2017.03.44241.1818>
5. Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластичности и прочности твердых тел // Физ. мезомех. 2014. Т. 17, № 6. С. 7-18. (English version <https://doi.org/10.1134/S1029959915020010>)
6. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Чернов В.М. Закономерности пластической деформации в высокопрочных и нанокристаллических материалах. Новосибирск: Наука, 2018. 256 с. <http://dx.doi.org/10.15372/Deformation2018TAN>
7. Кащенко М.П., Летучев В.В., Теплякова Л.А., Яблонская Т.Н. Модель формирования макрополос сдвига и мартенсита деформации с границами (hhl) // ФММ. 1996. Т. 82, № 4. С. 10-21.
8. Кащенко М.П., Чащина В.Г., Семеновых А.Г. Кристонная модель формирования полос сдвига в кубических кристаллах с кристаллографической ориентировкой общего типа // Физ. мезомех. 2003. Т. 6, № 1. С. 95-122.
9. Кащенко М.П., Чащина В.Г., Семеновых А.Г. Кристонная модель формирования α' -мартенсита деформации в сплавах на основе железа // Физ. мезомех. 2003. Т. 6, № 3. С. 37-56.
10. Kashchenko M.P., Chashchina V.G. Crystons: basic ideas and applications // Lett. Mater. 2015. Vol. 5. P. 82-89. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2015-1-82-89>
11. Фарбер В.М., Морозова А.Н., Хотинов В.А., Карабаналов М.С., Щапов Г.В. Пластическое течение в полосе Чернова-Людерса в ультрамелкозернистой стали 08Г2Б // Физ. мезомех. 2019. Т. 22, № 4. С. 75-82. <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2019-14008>
12. Ranjan D., Narayanan S., Kadau K., Patra A. Crystal plasticity modeling of non-Schmid yield behavior: from Ni₃Al single crystals to Ni-based superalloys // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 2021. Vol. 29. 055005. <https://doi.org/10.1088/1361-651X/abd621>
13. Naimark O., Bayandin Yu., Uvarov S., Bannikova I., Saveleva N. Critical dynamics of damage-failure transition in wide range of load intensity // Acta Mech. 2021. Vol. 232. P. 1943-1959. <https://doi.org/10.1007/s00707-020-02922-1>
14. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука, 2018. 130 с.

References

1. Vladimirov V.I., Romanov A.E. *Disklinatsii v kristallakh* [Disclinations in crystals]. Leningrad, Nauka, 1986. 224 p.
2. Panin V.E. (ed.) *Strukturnyye urovni plasticheskoy deformatsii i razrusheniya* [Structural levels of plastic deformation and destruction]. Novosibirsk, Nauka, 1990. 255 p.
3. Zuyev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. *Fizika makrolokalizatsii plasticheskogo techeniya* [Physics of plastic flow macrolocalization]. Novosibirsk, Nauka, 2008. 328 p.
4. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Plastic flow instability: Chernov–Lüders bands and the Portevin-Le Chatelier effect. *Tech. Phys.*, 2017, vol. 62, pp. 395-400. <https://doi.org/10.1134/S1063784217030082>
5. Panin V.E., Panin A.V., Elsukova T.F., Popkova Yu.F. Fundamental role of crystal structure curvature in plasticity and strength of solids. *Phys. Mesomech.*, 2015, vol. 18, pp. 89-99. <https://doi.org/10.1134/S1029959915020010>
6. Tyumentsev A.N., Korotayev A.D., Ditenberg I.A., Pinzhin Yu.P., Chernov V.M. *Zakonomernosti plasticheskoy deformatsii v vysokoprochnykh i nanokristallicheskikh materialakh* [Regularities of plastic deformation in high-strength and nanocrystalline materials]. Novosibirsk, Nauka, 2018. 256 p. <http://dx.doi.org/10.15372/Deformation2018TAN>
7. Kashchenko M.P., Letuchev V.V., Yablonskaya T.N., Teplyakova L.A. A model of the formation of macroshear bands and strain-induced martensite with (hhl) boundaries. *Phys. Metals Metallogr.*, 1996, vol. 82, pp. 329-336.
8. Kashchenko M.P., Chashchina V.G., Semenovih A.G. Cryston model of shear band formation in cubic crystals with crystallographic orientation of random-type boundaries. *Fiz. mezomekh. – Phys. mesomech.*, 2003, vol. 6, no. 1, pp. 95-122.
9. Kashchenko M.P., Chashchina V.G., Semenoviykh A.G. Cryston model of formation of strain-induced α' -martensite in Fe-based alloys. *Fiz. mezomekh. – Phys. mesomech.*, 2003, vol. 6, no. 3, pp. 37-56.
10. Kashchenko M.P., Chashchina V.G. Crystons: basic ideas and applications. *Lett. Mater.*, 2015, vol. 5, pp. 82-89. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2015-1-82-89>
11. Farber V.M., Morozova A.N., Khotinov V.A., Karabanalov M.S., Schapov G.V. Plastic flow in a Chernov–Lüders band in ultrafine-grained 08G2B steel. *Phys. Mesomech.*, 2020, vol. 23, pp. 340-346. <https://doi.org/10.1134/S1029959920040086>
12. Ranjan D., Narayanan S., Kadau K., Patra A. Crystal plasticity modeling of non-Schmid yield behavior: from Ni₃Al single crystals to Ni-based superalloys. *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, 2021, vol. 29, 055005. <https://doi.org/10.1088/1361-651X/abd621>
13. Naimark O., Bayandin Yu., Uvarov S., Bannikova I., Saveleva N. Critical dynamics of damage-failure transition in wide range of load intensity. *Acta Mech.*, 2021, vol. 232, pp. 1943-1959. <https://doi.org/10.1007/s00707-020-02922-1>
14. Zuyev L.B., Barannikova S.A., Lunev A.G. *Ot makro k mikro. Masshtaby plasticheskoy deformatsii* [From macro to micro. The scale of plastic deformation]. Novosibirsk, Nauka, 2018. 130 p.

Поступила в редакцию 15.04.2021; после доработки 20.05.2021; принята к опубликованию 20.05.2021

Сведения об авторах

Кащенко Михаил Петрович, дфмн, проф., Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ), 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, д. 19; e-mail: mpk46@mail.ru

Семеновых Анна Геннадьевна, кфмн, доц., Уральский государственный лесотехнический университет (УГЛТУ), 620100, г. Екатеринбург, ул. Сибирский тракт, д. 37 (УГЛТУ); e-mail: semenovuyah@m.usfeu.ru

Нефедов Алексей Викторович, кфмн, доц., УГЛТУ; e-mail: nefedov@ugse.ru

Кащенко Надежда Михайловна, студ., УрФУ; e-mail: nad.kashenko@yandex.ru

Чащина Вера Геннадиевна, дфмн, проф., УрФУ; e-mail: vera.chashina.77@mail.ru