

06

Особенности строения разориентированных структур в бислойной пластине медь—медь, полученной сваркой взрывом

© В.В. Рыбин,¹ Э.А. Ушанова,² Н.Ю. Золоторевский¹

¹ Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, 195251 Санкт-Петербург, Россия

² Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов „Прометей“, 191015 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: rybin.spb@gmail.com

(Поступило в Редакцию 19 ноября 2012 г.)

Проведено систематическое исследование структур деформационного происхождения на микро-, мезо и макро- структурно-масштабных уровнях в узкой приконтактной зоне соединения, полученного методом сварки взрывом, двух медных пластин. На участках, непосредственно прилегающих к поверхности контакта пластин, обнаружено существование пластических струй — участков аномальной локализации пластического течения металла. Методами просвечивающей электронной микроскопии и EBSD-анализа исследовано дефектное строение пластических струй. Показано, что на мезоуровне пластические струи представляют собой области сильно фрагментированной структуры. Изучена статистика распределения фрагментов по разориентировкам и поперечным размерам.

Введение

Недавно были опубликованы предварительные результаты изучения структур деформационного происхождения (СДП), характерных для зон, непосредственно примыкающих к волнообразной поверхности контакта (ПК) металлических пластин, соединенных между собой методом сварки взрывом [1,2]. Исследования проводили тремя различающимися по характеристикам локальности методами структурного анализа: оптической металлографии, растровой и высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии. Особенностью цитированных работ явилось то, что в них, по-видимому, впервые удалось совместно использовать три столь разномасштабных метода для анализа структур деформационного происхождения на одном и том же специально выбранном участке приконтактной зоны сварного шва. В результате было сделано несколько оригинальных наблюдений. Удалось показать, в частности, что при формировании волнообразной ПК пластическое течение металла в узкой, непосредственно примыкающей к поверхности контакта зоне представляет собой процесс, одновременно развивающийся на трех иерархически сопряженных структурно-масштабных уровнях — микро, мезо и макро.

На наиболее глубоком из них — микроуровне, т.е. в монокристаллических областях с характерным размером $L_{\text{микро}}$ меньше $1\ \mu\text{м}$, пластическая деформация осуществляется посредством классического механизма зарождения и скопления решеточных дислокаций, а типичными наблюдаемыми СДП являются одиночные дислокации и их простейшие комбинации [3,4], рис. 1, *a*.

На следующем по масштабности — мезоуровне, т.е. в кристаллических областях с характерным размером $L_{\text{мез}}$ от $0.2\ \mu\text{м}$ до нескольких десятков $\mu\text{м}$, пластическое течение в полном соответствии с основными положениями физики развитой пластической деформации [5]

приводит к фрагментации деформируемого кристалла, т.е. к разбиению его на сильно разориентированные монокристаллические области (фрагменты), объединенные в те или иные пространственные конфигурации. На продольно-поперечных сечениях приконтактных зон типичные конфигурации, в которые объединяются фрагменты, представляют собой вытянутые вдоль ПК слегка изогнутые полосы (мезополосы), плотно заполненные

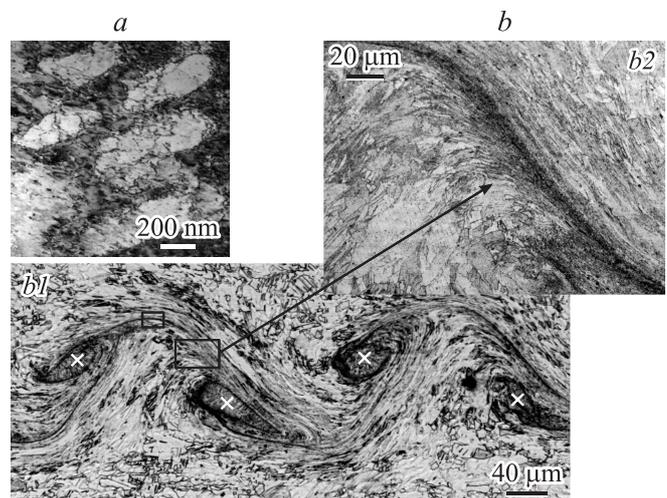


Рис. 1. Общий вид макро и микроуровней деформации проанализированного участка узкой приконтактной зоны сварного соединения при разных масштабах увеличения: *a* — микроуровень пластической деформации (типичная фрагментированная структура), *b1* — макроуровень пластической струи (участок волнообразной поверхности контакта, на котором видны пластические струи, начинающиеся над вершиной волны), *b2* — участок пластической струи при большем увеличении (видно, что формирование пластической струи происходит за счет объединения множества изогнутых полос деформации). Крестиком отмечены области расплава.

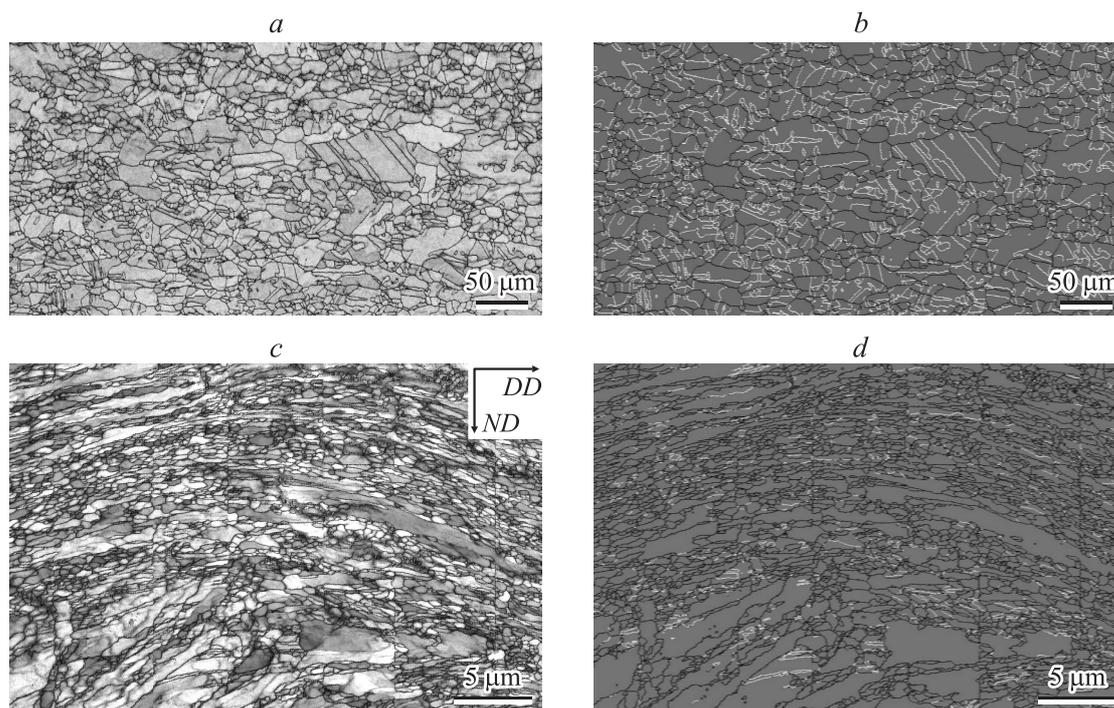


Рис. 2. Характерные участки референтной структуры (*a, b*) и фрагментированной структуры пластической струи (*c, d*). *a, c* — обычное изображение соответствующих структурных состояний, полученных методом EBSD-анализа (image quality maps); *b, d* — изображение тех же участков структур с выделенными (осветленными) двойниковыми границами. *DD* — направление детонации, *ND* — направление, перпендикулярное направлению детонации.

разориентированными фрагментами. Поперечные размеры фрагментов составляют $\sim 0.2\text{--}0.4\ \mu\text{m}$. Ширина мезополос колеблется в диапазоне $2\text{--}5\ \mu\text{m}$, а совокупность мезополос и наполняющих их фрагментов представляет собой мезоструктуру деформационного происхождения, типичную для приконтактной зоны сварного соединения, рис. 2, *c*.

Структуры деформационного происхождения макроуровня выявляются методами оптической металлографии на участках, размеры которых $L_{\text{макро}}$ варьируют от нескольких μm до нескольких сот μm . Наиболее характерными для СДП этого уровня являются элементы, впервые идентифицированные в работах [1,2] и названные там пластическими струями. На металлографических шлифах пластические струи представляют собой непосредственно примыкающие к ПК структурно выделенные области, внутри которых локализуется наиболее интенсивное пластическое течение металла. Их ширина колеблется от ~ 30 до $\sim 60\ \mu\text{m}$, а длина примерно равна длине λ волны рельефа поверхности контакта, рис. 1, *b*.

Пластические струи представляют собой регулярные, закономерно повторяющиеся и жестко привязанные к особенностям рельефа ПК элементы структур деформационного происхождения макроуровня. Например, в падающей (верхней) пластине каждая пластическая струя зарождается в объеме деформируемого металла, расположенного непосредственно над вершиной волны рельефа ПК. Распространяясь далее вдоль ПК в направлении

распространения волны детонации, пластическая струя развивается, усиливается и сужается. Пройдя впадину волны рельефа ПК, но не доходя до следующей ее вершины, пластическая струя преобразуется в более или менее развитый вихрь, внутри которого обычно происходит локальное расплавление металла, рис. 1, *b*. На этом жизненный цикл данной пластической струи прекращается. Одновременно над следующей вершиной волны рельефа ПК зарождается новая пластическая волна и ее развитие повторяется в той же последовательности.

При травлении металлографического шлифа пластическая струя обнаруживает собственную структуру — совокупность тонких, изогнутых, примерно параллельных ПК и друг другу полос различной степени протравленности. Их длина неодинакова и колеблется в интервале $10\text{--}50\ \mu\text{m}$. По толщине пластической струи таких полос обычно насчитывается от 10 до 20 штук, при этом их собственная толщина составляет $2\text{--}5\ \mu\text{m}$, рис. 1, *b*. Очевидно, что эти полосы выделяют высокодефектные области металла, внутри которых произошла элементарная для макроуровня (т.е. наименьшая из различимых методами оптической металлографии) порция интенсивной пластической деформации. Сопоставляя между собой морфологические характеристики элементарных порций интенсивной пластической деформации макроуровня и фрагментированных мезополос, нетрудно прийти к заключению, что в обоих случаях речь идет об

одном и том же элементе структуры деформационного происхождения, выявляем, однако, различными по своей локальности методическими приемами.

Этот вывод имеет важное значение, поскольку позволяет связать воедино процессы, происходящие на мезо- и макроуровнях и, наконец-то, замкнуть иерархическую цепочку связей между тремя структурно-масштабными уровнями деформации. Теперь эта цепочка выглядит следующим образом: эволюция классических дислокационных структур на микроуровне приводит к появлению мезоуровня и развитию на нем качественно новых структурных состояний, в частности фрагментов и мезополос, и лишь те, развиваясь и усложняясь, формируют специфические структуры деформационного происхождения макроуровня, такие как макрополосы деформации и пластические струи. Иными словами, в условиях интенсивной пластической деформации нет, как это молчаливо предполагалось ранее, прямой взаимосвязи между микро- и макроуровнями пластической деформации — между ними всегда лежит мезоуровень. Введение в рассмотрение понятия мезоуровня имеет не терминологическое, а глубоко принципиальное значение, ибо при анализе интенсивной пластической деформации только обращение к нему позволяет логично и в полном соответствии с экспериментальными наблюдениями связать между собой классические представления дислокационной физики пластичности и механики деформируемого твердого тела.

По этой причине информация о морфологии и кристаллогеометрии дефектных структур, развивающихся в пластических струях на микро-, мезо- и макроуровнях, становится фактором критического значения на пути правильного истолкования закономерностей пластической деформации при сварке взрывом. К сожалению, до последнего времени данные такого рода полностью отсутствовали. В настоящей работе мы постараемся частично восполнить этот пробел на примере анализа разориентированных структур в модельном соединении пластин технической чистой меди М1.

1. Материал и методика исследований

На макро-, мезо- и микроуровнях исследовали морфологические и кристаллогеометрические характеристики структур деформационного происхождения в приконтактной зоне сварного соединения двух листов технической чистой меди (М1–М1). Для аттестации референтной структуры те же исследования проводили на участках, максимально удаленных от поверхности контакта. Сварку взрывом осуществляли при следующих значениях основных технологических параметров: угол соударения $\gamma = 13.4^\circ = 0.23 \text{ rad}$, скорость детонации равнялась 2120 м/с. Толщина свариваемых листов составляла 3 мм.

Металлографический анализ проводили на оптическом металлографическом Axio Observer A1m (Carl Zeiss).

Статистику распределения кристаллитов различной природы по размерам, степени их вытянутости и разориентировкам на участках референтной структуры, а также внутри пластических струй изучали на сканирующем электронном микроскопе Quanta 200 3D FEG, используя стандартные методики EBSD-анализа. Определяли площади зерен S_i , из них вычисляли диаметры равновеликих кругов $D_i = 1.13(S_i)^{1/2}$ и, принимая D_i за характеристику размера i -го кристаллита, получали гистограмму распределения по размерам. Такое описание структуры хорошо работает, если зерна примерно равноосны. Если же зерна заметно вытянуты, то более ценной становится информация о поперечных размерах кристаллитов d_i . В качестве характеристики поперечных размеров принимали величину малой оси эллипса, вписанного в i -й кристаллит. Для более полного описания структур с учетом их возможной разнотерности целесообразно рассматривать гистограммы двух типов. Во-первых, это гистограммы распределения долей $(\Delta n)_i/N$ числа $(\Delta n)_i$ разориентировок, размеров или поперечных размеров по значениям соответствующих величин (θ_i , D_i или d_i). В дальнейшем такие распределения будем называть частотными или распределениями N -типа. Во-вторых, это гистограммы распределения долей $(\Delta S)_i/S$ площади $(\Delta S)_i$, занятой кристаллитами, зернами или фрагментами, от значений их размеров D_i или поперечных размеров d_i . Такие распределения будем называть распределениями S -типа. Здесь $i = 1, 2, 3, \dots, N$; N — общее число интересующих нас структурных элементов, а S — общая площадь участка анализируемой структуры.

Соответствующие этим двум типам описания усредненные характеристики структуры, например средние размеры кристаллитов D , будут равны: $D_s = \sum_i D_i (\Delta S)_i / S$ и $D_n = \sum_i D_i (\Delta n)_i / n$.

Необходимо иметь в виду, что в разнотерных материалах усредненные характеристики структуры для S - и N -представлений могут заметно различаться.

Зная площадь и поперечный размер вытянутого кристаллита и моделируя его прямоугольником, можно найти длину i -го кристаллита

$$l_i = \frac{\pi D_i^2}{4d_i}. \quad (1)$$

Усредненные характеристики формы зерна d , D и l будем использовать для нахождения удельной длины большеугловых границ L на анализируемом участке структуры

$$L = \frac{1 + d/l}{d} = \frac{1 + 1.27(d/D)^2}{d} \quad (2)$$

и удельной длины L_Σ границ, близких к специальным,

$$L_\Sigma = \delta_\Sigma^g L, \quad (3)$$

где δ_Σ^g — доля границ, близких к специальным с обратной плотностью совпадающих узлов Σ .

Таблица 1. Экспериментальные данные, характеризующие референтную структуру и структуру деформационного происхождения

Структура	D_s	D_m	d_s	Σ	Допустимые углы отклонения, grad	Доля двойниковых разориентировок, %	Число границ	Длина границ, mm
	μm							
Референтная	16.7	6.37	5.2	3	8.66	45	57 323	19.9
				9	5	4.7	5980	2.07
Деформационного происхождения	0.73	0.31	0.27	3	8.66	6.6	13 063	0.38
				9	5	0.8	1630	0.05

Дислокационные структуры внутри зерен, двойников и фрагментов исследовали на высокоразрешающем просвечивающем электронном микроскопе Tescan S-Twin G2 30 с использованием метода одиночных рефлексов [6]. Методика прицельного приготовления образцов для подобных исследований описана в [7].

2. Морфологические и кристаллогеометрические характеристики референтной структуры

2.1. Распределение кристаллитов по форме и размерам

Для того, чтобы правильно понимать, как эволюционирует дефектная структура металла при сварке взрывом, проходя путь от исходной до реальной структуры приконтактной зоны, необходимо детально представлять себе, как была устроена эта исходная структура. Поскольку мы не располагали исходным металлом, то в качестве референтной исследовали структуру области, расположенной на расстоянии 1.5 mm от ПК. На таком расстоянии исходный металл подвергался однородной по объему и взрывной по кинетике пластической деформации. Она состояла из двух противоположного знака изгибов с амплитудой

$$\epsilon y = 0.23. \quad (4)$$

Предполагалось, что в силу однородности, малости и знакопеременности такая деформация не могла радикально изменить исходную структуру листовой заготовки.

Действительно, как показал эксперимент, на удалении 1.5 mm от ПК выявляется структура, типичная для горячекатаных и хорошо отожженных листов технической чистой меди, рис. 2, а. Видно, что структура отличается разноразмерностью. В ней наряду с большим количеством кристаллитов примерно одинаковых размеров имеется много гораздо более крупных. То же можно сказать и о степени вытянутости кристаллитов. Более конкретно референтную структуру можно проанализировать с помощью N - и S -гистограмм распределения

кристаллитов по размеру D_i , рис. 3, а и б, и по поперечному размеру d , рис. 3, с. Не вдаваясь в детали анализа, отметим главное.

1. S -гистограммы дают более развернутое представление о характере распределения кристаллитов по размерам, чем N -гистограммы.

2. Величина среднего размера кристаллитов в S -представлении ($D_s = 16.7 \mu\text{m}$) оказывается в 2.62 раза больше соответствующей величины в N -представлении ($D_n = 6.7 \mu\text{m}$), т. е. в частотном представлении недооценивается вклад крупных кристаллитов.

3. Поперечный размер кристаллита d примерно в 3 раза меньше D как в N -, так и в S -представлениях ($d_s/d_n \approx D_s/D_n \approx 3$). Последнее означает, что в среднем кристаллиты вне зависимости от их размеров заметно вытянуты (табл. 1).

2.2. Двойники отжига

О том, что в референтной структуре среди границ кристаллитов много двойниковых, можно судить по наличию в ней большого количества прямолинейных и фасетированных границ, типичных для когерентных двойников отжига. Внутри особо крупных кристаллитов можно наблюдать несколько параллельных, прямолинейных и даже пересекающих их насквозь границ подобного рода. Для того чтобы разобраться, какие из представленных в референтной структуре границ являются границами исходных зерен, а какие границами двойников, обратимся к рис. 2, б. На нем выявленные методом EBSD-границы, близкие по критерию Брэндона к двойниковым (первого, второго и третьего порядков), выделены осветлением, а границы исходных зерен оставлены в виде темных линий. Видно, что в референтной структуре двойниковых границ примерно столько же, сколько и границ зерен. Все они находятся внутри зерен и не пересекают межзеренных границ, т. е. возникли после того, как в процессе прокатки сформировалась обычная зеренная структура. Иными словами, выявленные на макроуровне референтной структуры двойники являются двойниками отжига и достались ей в наследство от исходной.

Возникает вопрос — есть ли в референтной структуре не наследственные, а новые двойники, возникшие в ней уже на стадии взрывной деформации. Чтобы ответить на

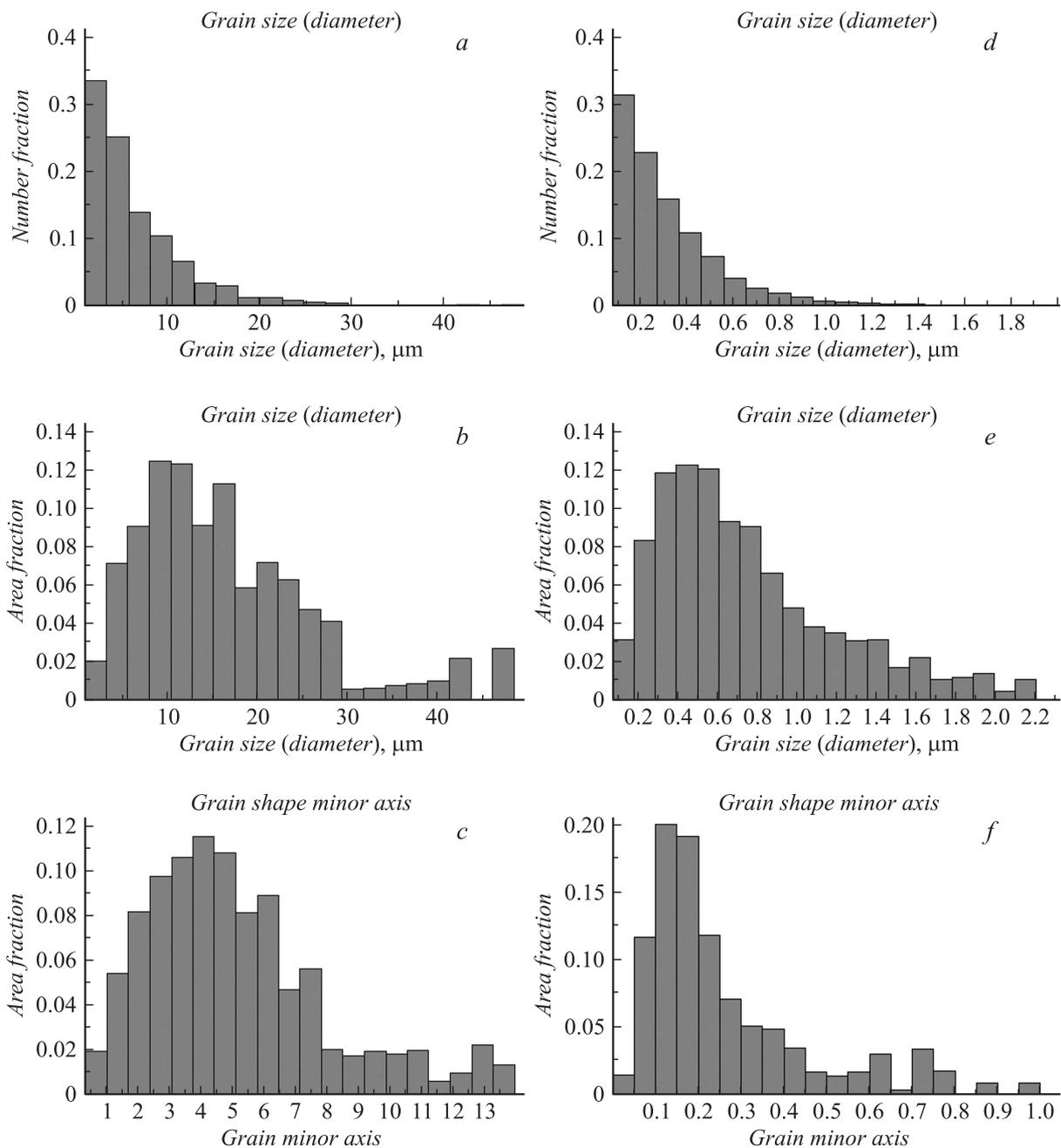


Рис. 3. Распределение кристаллитов по размерам для референтной (*a-c*) и фрагментированной (*d-f*) структур: *a, d* — *N*-распределение по размеру D_s ; *b, e* — распределение по размеру D_n ; *c, f* — распределение по размеру d .

него, референтная структура была исследована методами просвечивающей электронной микроскопии. В качестве примера рассмотрим рис. 4, *a*. На нем представлен участок референтной структуры, включающий в себя тройной стык зерен, перенумерованных числами 1, 2 и 3. Внутри зерен под воздействием однородной пластической деформации сформировалась ячеистая структура. Ячейки приблизительно равноосны. Их диаметр близок к $0.5 \mu\text{m}$. Они образованы типичными для ячеистых структур плотными дислокационными малоугловыми границами и хаотически разориентированы на углы

$\sim 0.1-0.2^\circ$. В зерне 3 вдоль большеугловых границ 2-3 и 2-1 наблюдается область, свободная от ячеек, шириной $\sim 0.7 \mu\text{m}$. По всей вероятности, образование ее связано с локальной активизацией в этой приграничной зоне диффузионных процессов, поскольку именно здесь, на границе зерен 1-3 вблизи тройного стыка 1-2-3 произошла термоактивируемая реакция отщепления, подрастания и последующей миграции участка новой двойниковой границы (рис. 4, *b*). Вакансионные потоки, сопровождающие подрастание микродвойника отжига, должны были дестабилизировать и разрушить

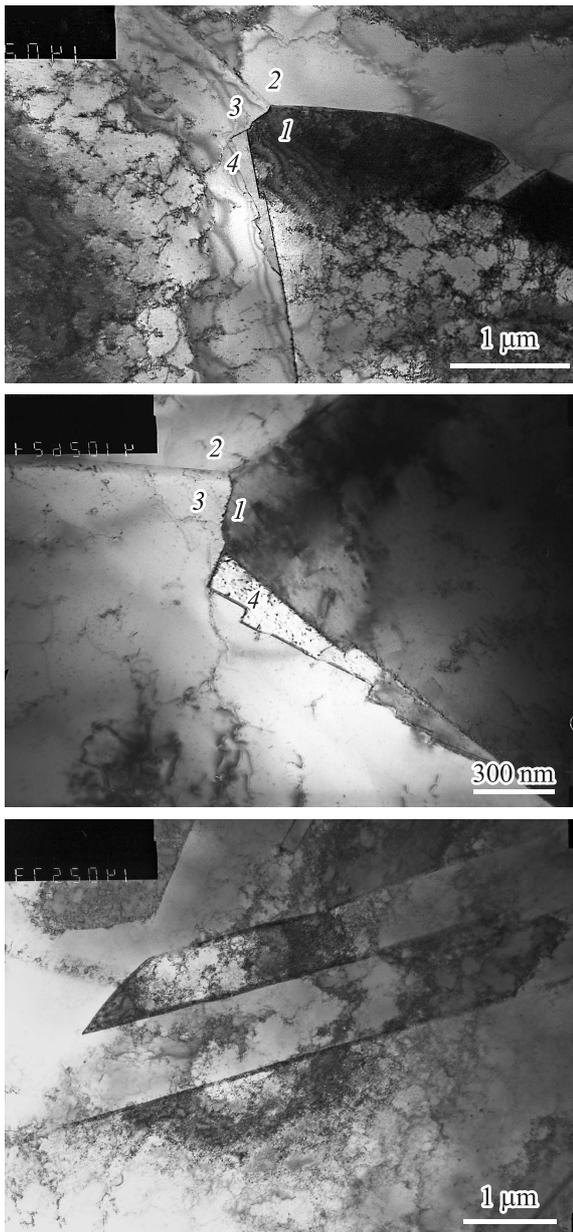


Рис. 4. Участки референтной структуры с микродвойниками: *a, b* — зарождение микродвойника отжига, *c* — деформационные микродвойники.

расположенные поблизости малоугловые дислокационные границы, что и наблюдается экспериментально. Методом одиночных рефлексов с погрешностью измерений, не превышающей 1° , были проанализированы векторы разориентировок $\theta = \theta[p, q, r]$ на всех трех границах, образующих стык. Оказалось, что граница (1–3) является границей, близкой к границе двойника второго порядка (обратная плотность совпадающих узлов $\Sigma = 9$, вектор разориентировки $\theta_{\Sigma 9} = 38.94^\circ [110]$), а вновь образовавшаяся граница (1–4) близка к границе двойника первого порядка ($\Sigma = 3$, $\theta_{\Sigma 3} = 60^\circ [1,1,1]$). Для проанализированных границ модуль разности $|\Delta\theta|_{\Sigma}$ экспериментально измеренного θ и кристаллографически

a точного θ_{Σ} векторов разориентировки рассчитывали по формуле

$$|\Delta\theta|_{\Sigma^2} = |\theta - \theta_{\Sigma}|^2 = (\theta - \theta_0)^2 + 4\theta_0^2 \sin^2 [0.5 \arccos(pp_0 + qq_0 + rr_0)], \quad (5)$$

где векторы $[p, q, r]$ и $[p, q, r]_0$ нормированы на единицу: $p^2 + q^2 + r^2 = p_0^2 + q_0^2 + r_0^2 = 1$.

Экспериментально измеренные углы разориентировок θ_{13} и θ_{14} , а также их отклонения от соответствующих двойниковых разориентировок представлены в табл. 2.

Рассмотренный пример показывает, что вдали от поверхности контакта при сварке взрывом может происходить зарождение микродвойников отжига, которые, правда, успевают подрасти за время взрыва всего до $\sim 1 \mu\text{m}$ в длину и до $\sim 0.2 \mu\text{m}$ в толщину. При этом зарождение новых микродвойников отжига приводит вблизи них к разрушению ранее созданных структур деформационного происхождения.

b

c

2.3. Деформационные двойники

Деформационные микродвойники, напротив, вносят дополнительный вклад в развитие СДП. На рис. 4, *c* приведен пример таких микродвойников. Они имеют стамескообразную форму заостренных плоскопараллельных пластинок толщиной $0.5\text{--}1 \mu\text{m}$. Угол в вершине клина равен $\sin 30^\circ$. Деформационные микродвойники пересекают существующую ячеистую структуру, не разрушая ее, а лишь разворачивая и сдвигая границы ячеек сообразно с особенностями кристаллогеометрии деформационного двойникования. По всей вероятности, деформационное микродвойникование происходит тогда и там, когда и где на фоне уже сформировавшейся ячеистой структуры исчерпываются возможности релаксации взрывообразно нарастающих упругих напряжений за счет развития обычных дислокационных механизмов и природа оказывается вынужденной запускать альтернативный и более динамичный процесс пластической деформации. При этом происходит формирование и накопление дополнительных (по отношению к обычным мало- и большеугловым границам) элементов мезоструктур деформационного происхождения — границ с двойниковыми разориентировками.

2.4. Распределение кристаллитов по разориентировкам

Распределение *N*-типа по углам разориентировок кристаллитов, выявляемых на шлифах референтной структуры, представлено на рис. 5, *a*. Ее образуют две составляющие. Одна примерно соответствует хаотическому распределению разориентировок (ХРА), отличаясь от нее лишь расположением максимума: в случае ХРА угол $\theta^{\max} = 45^\circ$, в то время на рис. 5, *a* он лежит в интервале $\theta^{\max} = 35\text{--}38^\circ$. Вторая составляющая соответствует слегка размытому пику двойниковых разориентировок $\theta_{\Sigma 3} = 60\text{--}63^\circ$. Согласно этой гистограмме,

Таблица 2. Данные кристаллографического анализа зарождения микродвойника отжига, изображенного на рис. 4, *a, b*

Пара зерен	Угол разориентировки, grad	Специальный угол, grad	$\langle PQR \rangle$ в кристалле	Кристаллографически точное значение $\langle PQR \rangle$	Отклонение от кристаллографически точной оси, grad
1–2	46.4167	–	[–0.5447 –0.3910 –0.7419]	–	–
1–3	386008 (сигма 9)	38.94	[0.7147 –0.6993 –0.0149]	$[1\bar{1}0]$	0.76
2–3	621602	–	[–0.6799 0.2955 0.6712]	–	–
4–3	54.3724 (сигма 3)	60	[0.5862 0.6012 0.5431]	$[111]$	6
4–1	60.2823 (сигма 3)	60	[0.4975 0.5597 –0.6627]	$[11\bar{1}]$	7

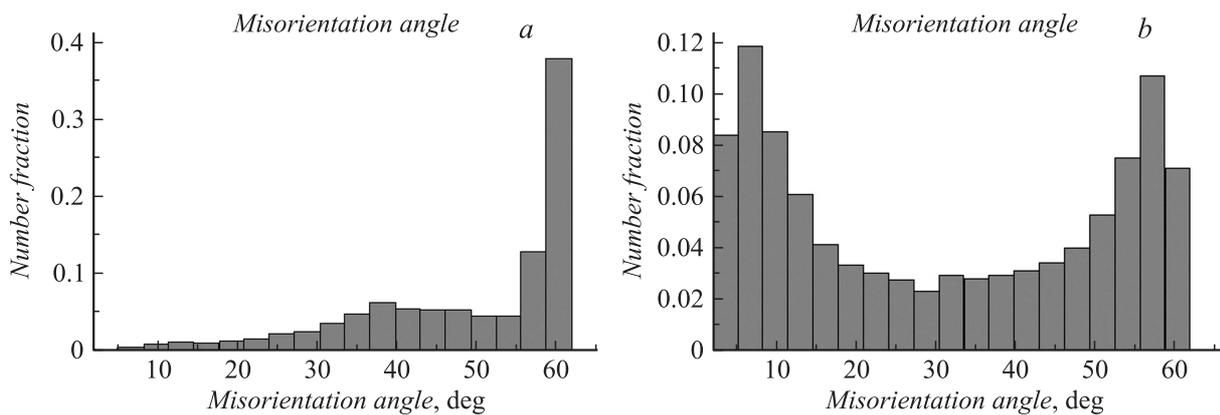


Рис. 5. Распределение кристаллитов по разориентировкам в референтной (*a*) и фрагментированной (*b*) структурах.

доля двойников первого порядка в референтной структуре равна 38%. Средний угол разориентировки $\theta_n = 49^\circ$. Следует отметить также практически полное отсутствие в референтной структуре зерен с малоугловыми разориентировками.

2.5. Большеугловые границы, близкие к двойниковым

Для характеристики структурного состояния интерес представляет не столько доля двойниковых разориентировок, $\delta_{\Sigma 3}^g$, сколько доля двойниковых границ $\delta_{\Sigma 3}^g$. Между ними существует прямое, но не тождественное соответствие, поскольку первая не зависит от формы границ, а вторая зависит. Долю двойниковых границ можно найти напрямую — измерив удельную длину всех существующих в структуре границ L и удельную длину существующих там же двойниковых границ $L_{\Sigma 3}$, см. (2) и (3). В последнем случае речь должна идти о границах,

близких к специальным, которые идентифицируются по критерию Брэндона

$$\Delta\theta_{\Sigma} \leq \frac{15}{\Sigma^{1/2}}. \tag{6}$$

Например, для $\Sigma = 3$ допустимый угол отклонения равен 8.66° , а для $\Sigma = 9$ он не должен превышать 5° . С помощью такого анализа были найдены длины двойниковых границ первого, второго и третьего порядков $L_{\Sigma 3}$, $L_{\Sigma 9}$ и $L_{\Sigma 27}$ на участках структуры, представленной на рис. 2, *a* и *b*. Значения удельных длин, а также вычисленные по формулам (2) и (3) доли δ_{Σ} , $\delta_{\Sigma 3}^g$, $\delta_{\Sigma 9}^g$ и $\delta_{\Sigma 27}^g$, приведены в табл. 1. Доля границ двойников первого порядка оказалась равной 45%, двойников второго порядка — 4.7%. В целом же, доля границ двойникового типа в референтной структуре равна 50.6%. Все они являются двойниками отжига.

3. Структуры деформационного происхождения внутри пластической струи

Структуры деформационного происхождения, характерные для мезо- и макроуровней дефектного строения пластической струи, представлены применительно к области, расположенной непосредственно над вершиной волны рельефа ПК, рис. 1, *b* и рис. 2, *c* соответственно. Т.е. для начальной стадии ее развития.

Первое, что бросается в глаза, это полное отсутствие в пластической струе каких-либо признаков и элементов исходной (референтной) структуры. Нет наследственных большеугловых границ зерен, нет границ двойников отжига, нет даже обрывков этих границ. Очевидно, что сосредоточенная в пределах пластической струи интенсивная пластическая деформация полностью размолотила и переработала исходную структуру, преобразовав ее в принципиально другую — структуру деформационного происхождения. В общих чертах мезо- и макроструктуры этого типа были описаны выше. В настоящем разделе приведена более подробная информация, касающаяся статистики распределения фрагментов по разориентировкам и размерам.

3.1. Распределение фрагментов по размерам

N- и *S*-представления гистограмм распределения фрагментов по размерам D и поперечным размерам d приведены на рис. 3. Частотное распределение диаметра равновеликого круга D_i имеет вид резко и монотонно спадающей функции (рис. 3, *d*). Ее максимальное значение, равное 31%, приходится на интервал $D = 0.03–0.12 \mu\text{m}$. При этом средний размер фрагмента D_n составляет $0.31 \mu\text{m}$, т.е. почти вдвое превышает наиболее часто встречающийся. Причина этого несоответствия — наличие заметных фракций аномально крупных фрагментов, которые, впрочем, ничем иным себя на *N*-распределении не проявляют. Более явно их присутствие сказывается на *S*-представлениях гистограмм распределения D (рис. 3, *e*). Оказывается, что малые фрагменты, число которых, согласно *N*-представлению, явно преобладает, располагаются компактно. Так, фрагменты с размерами $D \leq 0.23 \mu\text{m}$ занимают 11% площади шлифа, а на фрагменты с $D = 0.34–0.45 \mu\text{m}$ приходится 12% его площади. Большие кристаллиты с размерами от 1.5 до $2.1 \mu\text{m}$, число которых исчисляется единицами, занимают тем не менее примерно 8% площади шлифа. По этой причине средний размер кристаллита в *S*-представлении резко смещается в сторону больших значений и становится равным $D_s = 0.73 \mu\text{m}$. Чтобы в *S*-представлении более адекватно описывать распределение поперечных размеров именно в фрагментированной составляющей мезоструктуры, ограничим малую ось d вписанных эллипсов величиной $1 \mu\text{m}$. Модифицированное *S*-представление, характеризующее более реальное распределение фрагментов по их поперечному размеру, приведено на

рис. 3, *f*. Согласно ему, наибольшую долю (20%) площади фрагментированной структуры занимают фрагменты с поперечным размером $d = 0.08–0.13 \mu\text{m}$. Средний поперечный размер фрагмента d_s оказывается равным $0.27 \mu\text{m}$, а группа фрагментов с поперечными размерами $0.13 \leq d \leq 0.43 \mu\text{m}$ занимает уже 50% площади шлифа. Это полностью соответствует визуальным наблюдениям.

3.2. Распределение фрагментов по разориентировкам

N-представление распределения фрагментов по разориентировкам приведено на рис. 5, *b*. Оно представляет собой наложение двух пиков примерно одинаковой формы и площади. Один из них — малоугловой с вершиной, отвечающей углу разориентировки $\theta = 3.6–6.7^\circ$. Второй пик — большеугловой с вершиной, расположенной при $\theta = 54–57.1^\circ$. Минимум распределения соответствует $\theta = 25.6–28.8^\circ$. Пики описывают границы деформационного происхождения разной природы. Малоугловой, поскольку его не было в референтной структуре (рис. 5, *a*), следует отнести к распределению разориентировок фрагментов, появившихся в процессе интенсивной пластической деформации. Возникновение большеуглового пика связано с двойниковыми границами, ранее существовавшими в референтной структуре, либо сформировавшимися непосредственно в ходе интенсивной пластической деформации. Последнее предположение требует экспериментального обоснования, так как во фрагментированной структуре пластической струи отсутствуют морфологические признаки границ двойников. Чтобы визуализировать двойниковые границы на этом участке, необходимо проанализировать все имеющиеся здесь границы на близость к специальным по критерию Брэндона (6) и осветлением выделить те, что удовлетворяют этому критерию. Соответствующая карта границ зерен приведена на рис. 2, *d*.

3.3. Границы двойников во фрагментированной структуре

Из рис. 2, *d* видно, что во фрагментированной структуре пластической волны действительно присутствует много границ, близких к двойниковым. По своим морфологическим признакам они практически неотличимы от прочих границ фрагментов — также ориентированы относительно ПК, также искривлены, также участвуют в формировании мезополос. Часто двойниковые границы являются как бы небольшими кусочками более длинных обычных границ и, наоборот, кусочки обычных границ могут встраиваться в более длинные двойниковые границы. На всем анализируемом участке можно отметить лишь пару примеров классических деформационных двойников: тонких $\sim 0.2–0.3 \mu\text{m}$ прямолинейных пластин, пересекающих наиболее крупные, толщиной $10–15 \mu\text{m}$ нефрагментированные кристаллиты.

В табл. 1 представлены результаты анализа границ, близких к двойниковым для референтной (рис. 2, *b*) и фрагментированной (рис. 2, *d*) структур. В ней приведены сведения о значениях, анализируемых Σ : допустимых углах отклонения, доли двойниковых разориентировок, числа границ и общей длины границ. Видно, что доля двойниковых границ во фрагментированной структуре составляет 6,6%, что в восемь раз меньше, чем в референтной структуре. Однако информация о доле двойниковых границ сама по себе еще недостаточна для правильного понимания сути идущих процессов, ибо в референтной структуре общая длина границ гораздо меньше, чем в фрагментированной. По этой причине при меньшей доле двойниковых границ общая длина их в фрагментированной структуре может оказаться больше, чем в референтной, что стало бы статистически обоснованным доказательством вклада деформационного двойникования в формирование мезоструктуры пластической струи.

Чтобы разобраться в этой сложной ситуации, вычислим удельные длины границ, близких к специальным, для референтной и фрагментированной структур и сравним их между собой. Для этого воспользуемся формулами (2) и (3). Они дают следующее выражение для искомых величин:

$$\frac{L_{\Sigma}^{\text{fr}}}{L_{\Sigma}^{\text{ref}}} = \frac{\delta_{\Sigma}^{\text{fr}}}{\delta_{\Sigma}^{\text{ref}}} \frac{d^{\text{ref}}}{d^{\text{fr}}} \frac{1 + 1.27 \left(\frac{d^{\text{fr}}}{D}\right)^2}{1 + 1.27 \left(\frac{d^{\text{ref}}}{D}\right)^2}. \quad (7)$$

Численную оценку произведем для N - и S -представлений соответствующих гистограмм. Подставляя в (7) значения δ , d и D из табл. 1, найдем, что в N -представлении $L_{\Sigma}^{\text{fr}} = 3.06 L_{\Sigma}^{\text{ref}}$, а в S -представлении $L_{\Sigma}^{\text{fr}} = 2.97 L_{\Sigma}^{\text{ref}}$. Таким образом, во фрагментированной структуре пластической струи длина двойниковых границ оказывается в 3 раза больше, чем в исходной. Это доказывает, что в условиях высокоскоростной интенсивной пластической деформации значительную роль в формировании фрагментированной структуры технической чистой меди играет деформационное двойникование. Факт удивительный, поскольку в обычных условиях нагружения деформационное двойникование в меди не наблюдается.

Заключение

В общем виде представление о структурных уровнях пластической деформации твердых тел было сформулировано и разработано в работах академика В.Е. Панина [8,9]. Тогда же в научный обиход было введено понятие мезоуровня и обнаружено явление фрагментации [5,10]. Было предсказано [5], что вне зависимости от способа и скорости пластической деформации, исходной структуры, химического и фазового состава деформируемые при температуре $T \leq T_m$ моно- и поликристаллы при достижении определенного значения

величины пластической деформации ε_{fr} будут фрагментироваться. Первоначально однородно ориентированные кристаллические области (зерна) будут разбиваться на мелкие, разориентированные мезообъемы-фрагменты, поперечные размеры которых d близки к $0.2 \mu\text{m}$, а углы разориентировок θ монотонно увеличиваются с ростом ε . При больших деформациях разориентировки фрагментов достигают значений, характерных для разориентировок зерен в хорошо отожженных поликристаллах. За истекшие годы эти предположения были полностью подтверждены разными авторами в сотнях экспериментальных исследований, проведенных на многочисленных металлах и сплавах, деформируемых в широком температурно-скоростном диапазоне по различным схемам нагружения — одноосное растяжение, сжатие, кручение, прокатка, экструзия, волочение, прессование, различные варианты равноканального углового прессования. В работах последних лет по наличию характерных морфологических признаков было обнаружено явление фрагментации и при сварке взрывом [11–13].

В настоящей работе показано, что все основные закономерности фрагментации сохраняются и в таких экстремальных условиях пластической деформации, как сварка взрывом. Прежде всего это касается общего характера возникновения и эволюции мезоструктуры. Он сводится к разрушению исходной структуры какой бы она ни была и последующему созданию на ее месте принципиально иной по своему происхождению, но качественно одинаковой для всех исходных состояний фрагментированной структуры. Это касается распределений по поперечным размерам и степени вытянутости фрагментов. Распределение по разориентировкам, как оказалось, может иметь свою специфику, поскольку при сварке взрывом меди появляется дополнительная мода деформации — деформационное двойникование. Оно не характерно для обычных режимов нагружения меди и проявляется в данном случае, как отклик на взрывообразный характер деформации. Более детальное изучение природы этих разориентировок и моделирование их распределения, впрочем, должны составить предмет отдельного исследования.

В заключение необходимо обратить внимание на следующее обстоятельство. Многочисленные попытки объяснить характер поведения металла свариваемых пластин в приграничной области, находящегося в экстремальных условиях нагружения, привели к моделям возникновения обратных кумулятивных струй, в которых материал, будучи в квазижидком состоянии, претерпевает необратимое формоизменение [14]. Приведенные в настоящей работе экспериментальные факты показывают, что это не так. Необратимое формоизменение в пределах пластических струй происходит в металле, сохраняющем свое кристаллическое строение.

Работа была выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований. Проект № 13-02-0018 А.

Список литературы

- [1] *Рыбин В.В., Ушанова Э.А., Кузьмин С.В., Лысак В.И.* // Письма в ЖТФ. 2011, Том 37, Вып. 23. С. 26–33.
- [2] *Rybin V.V., Ushanova E.A., Kuzmin S.V., Lysak V.I.* // Rev. Advan. Mater. Sci. 2012. Vol. 31. P. 14–34.
- [3] *Хоником Р.* Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
- [4] *Фридель Ж.* Дислокации. М.: Мир, 1967. 644 с.
- [5] *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
- [6] *Рыбин В.В., Рубцов А.С., Нестерова Е.В.* // Заводская лаборатория. 1982. № 5. С. 21–26.
- [7] *Ушанова Э.А., Нестерова Е.В., Петров С.Н., Рыбин В.В.* // Перспективные материалы: материалы открытой школы-конференции стран СНГ „Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы“. 2011. Спец. вып. 12. С. 516–522.
- [8] *Панин В.Е., Лихачев В.А., Гринчев Ю.В.* Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск: Наука, 1985. 229 с.
- [9] *Панин В.Е.* Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. 256 с.
- [10] *Вергазов А.Н., Лихачев В.А., Рыбин В.В.* // ФММ. 1976. Т. 42. Вып. 6. С. 1241–1246.
- [11] *Рыбин В.В., Семенов В.А., Сидоров И.И., Гринберг Б.А.* и др. // Вопросы материаловедения. 2009. № 3(59). С. 372–386.
- [12] *Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В.* и др. // Сварка и диагностика. 2010. № 6. С. 34–38.
- [13] *Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В.* и др. // ФММ. 2012. Т. 113. № 2. С. 1–14.
- [14] *Лысак В.И., Кузьмин С.В.* Сварка взрывом. М.: Машиностроение, 2005. 544 с.