

PACS: 61.46.-w

Ф.З. Утяшев

КИНЕМАТИКА ТЕЧЕНИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МЕТАЛЛА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
ул. С. Халтурина, 39, г. Уфа, 450001, Россия

Статья поступила в редакцию 30 января 2013 года

На примере равноканального углового прессования (РКУП) рассмотрено влияние кинематики течения металла при интенсивной пластической деформации (ИПД) на величину деформации и особенности структурных изменений. Показана роль сдвиговой и поворотной деформаций в формировании ультрамелкозернистых структур, определен вклад этих составляющих в общую деформацию.

Ключевые слова: материальная точка, траектория и степень деформации, поворотная (ротационная) и сдвиговая составляющие деформации, немонотонная (меняющая направление вытяжки) деформация, дисторсия, полосовые структуры, микрополосы

На прикладі рівноканального кутового пресування розглянуто вплив кінематики плинності металу при інтенсивній пластичній деформації (ИПД) на величину деформації та особливості структурних змін. Показано роль зсувної та поворотної деформації у формуванні ультрадрібнозернистих структур і визначено вклад цих складових у загальну деформацію.

Ключові слова: матеріальна точка, траєкторія і ступінь деформації, поворотна (ротатійна) і зсувна складові деформації, немонотонна (яка змінює напрям витягнення) деформація, дисторсія, смугові структури, мікросмуги

Введение

Для получения ультрамелкозернистых и, в частности, нанокристаллических объемных материалов, включая металлы, применяют методы ИПД [1]. Такая деформация соответствует общеупотребительному толкованию слова «интенсивность» [2] – не только как напряженного, усиленного процесса, но и высокопроизводительного процесса формирования мелких зерен в металлах (несмотря на то, что эти методы осуществляют с небольшими скоростями деформирования). Высокие скорости деформирования неприемлемы для измельчения зерен в металлах, поскольку возникающее в этом случае интенсивное тепловыделение в зонах локализации деформации [3] приводит к за-

метному росту зерен и, более того, может стать причиной оплавления границ зерен и разрушения образцов [4]. Сравнительно небольшие скорости деформирования важны для прохождения релаксационных процессов и повышения пластических свойств металлов при ИПД [5].

Эффективность деформационного измельчения зерен методами ИПД обусловлена их кинематическими особенностями, влияющими на необходимые для наноструктурирования металлов величины и моды деформации. Следует отметить, что работ, посвященных изучению влияния механики обработки металлов давлением (ОМД) на происходящие в них структурные изменения, мало. Недостаточное освещение связи между деформированным и структурным состояниями металла является причиной недооценки роли различных составляющих деформации в методах ИПД. В статье на примере РКУП показана роль сдвиговой и поворотной составляющих деформации в структурообразовании и выполнена оценка их вклада в степень деформации образца.

Кинематика и деформированное состояние

В механике сплошной среды [6] скорость движения материальной точки, заданной радиус-вектором \mathbf{R} , можно определить как

$$\mathbf{V} = \frac{d\mathbf{R}}{dt} = \frac{d\mathbf{R}}{dL} \frac{dL}{dt} = \boldsymbol{\tau} \frac{dL}{dt} = \boldsymbol{\tau} |V|, \quad (1)$$

где $\boldsymbol{\tau}$ – единичный вектор, направленный по касательной к траектории движения; L – длина траектории движения; t – время деформации; $|V|$ – модуль скорости движения материальной точки.

Степень деформации материальной точки при ее движении за время t от начала до окончания процесса определяется как

$$e = \int_0^t \frac{V}{L} dt = \int_0^t \frac{dL}{L}. \quad (2)$$

Вычислим степень деформации материальной точки, перемещающейся по линиям, которые обычно рассматривают как траекторию движения при РКУП.

Вариант 1. Допустим, что при РКУП согласно [7] реализуется простой сдвиг и траектория представляет собой ломаную линию, состоящую из двух прямых отрезков, стыкующихся на биссектрисе угла пересечения каналов (рис. 1).

Направление поля скоростей течения любой материальной точки, например \mathbf{V}_1 , до пересечения с биссектрисой совпадает с осью входного канала, а после пересечения с биссектрисой скорость \mathbf{V}_2 направлена по оси выходного канала. Из условия несжимаемости металла и совместности деформации справедливо равенство модулей скоростей $|V_1| = |V_2|$ и наличие скачка скорости $\Delta\mathbf{V}$ на биссектрисе:

$$\Delta\mathbf{V} = \mathbf{V}_1 + \mathbf{V}_2. \quad (3)$$

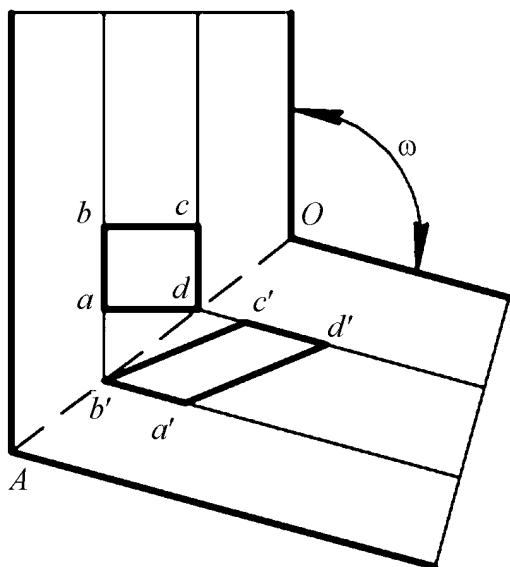


Рис. 1. Схема деформации при РКУП по варианту 1. Материальная точка до сдвига показана в виде квадрата $abcd$, а после сдвига – в виде параллелограмма $a'b'c'd'$

Очевидно, что вычисление степени деформации для рассматриваемого варианта по формуле $e = \xi dt$ связано с разрешением неопределенности вида $\infty \cdot 0$. Поэтому воспользуемся известной формулой, приведенной в работе [7], в которой степень деформации при простом сдвиге определяется в зависимости от угла пересечения каналов ω :

$$e = 2 \operatorname{ctg}(0.5\omega) / \sqrt{3}.$$

Для $\omega = 90^\circ$ получим $e = 1.15$. Близкие значения степеней деформации дают и другие известные формулы, приведенные, например, в [1,5] для РКУП в предположении о реализации в этом методе схемы простого сдвига.

Вариант 2. Допустим, что очаг деформации охватывает область OAB (рис. 2). Перемещению металла в очаге деформации препятствуют: реактивная составляющая силы нижней части канала, силы трения стенок и противодавление, оказываемое предыдущей заготовкой. В результате часть металла отрывается от заготовки, образуя застойную зону. В качестве материальной точки, как и в первом варианте, выделим элемент « $abcd$ », а в качестве траектории возьмем линию тока – дугу окружности, центр которой совпадает с вершиной внутреннего угла пересечения каналов ω . Длина траектории $L = \omega R$, где R – радиус дуги. Скорость материальной точки определится в виде $V = dL/dt = \dot{\omega} R$, а скорость деформации

$$e = \int_0^t \frac{V}{L} dt = \int_{\omega_0}^{\omega_f} \frac{d\omega}{\omega} = \ln \omega_f - \ln \omega_0. \quad (5)$$

Как и любая геометрическая линия, биссектриса не имеет толщины ($\delta = 0$). Поэтому скачкообразное изменение скорости деформирования на ней независимо приводит к неограниченному росту скорости деформации $\xi = e/dt$:

$$\xi = \lim_{\delta \rightarrow 0} \frac{\Delta V}{\delta} \rightarrow \infty. \quad (4)$$

Соответственно сингулярный рост должен быть присущ всем термомеханическим параметрам процесса, зависящим от скорости деформации, например температуре. Отметим, что никакие структурные и/или фазовые превращения, характерные для столь существенного роста температуры металла в очаге деформации, в экспериментах по РКУП не отмечается.

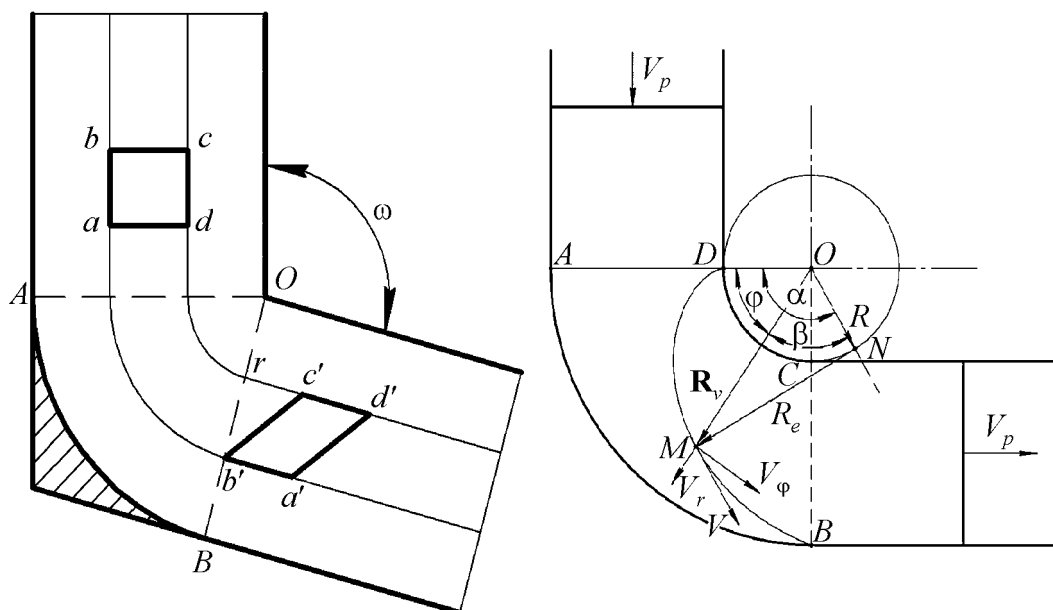


Рис. 2. Схема деформации при РКУП по варианту 2. Заштрихованная часть – застойная зона

Рис. 3. Схема деформации при РКУП по варианту 3. Поле скоростей материальной точки M в очаге деформации $ABCD$: DMB – эвольвента, $OM = R_v$ – радиус-вектор, $OD = ON = R$ – параметр эвольвенты (радиус круга, вокруг которого изгибается заготовка), R_e – радиус кривизны эвольвенты

Пределы интегрирования ω_0 и ω_f здесь взяты с учетом разрывов производной в точках сопряжения дуги с прямыми линиями. Примем $\omega_0 = 0.1 \text{ rad}$, а $\omega_f = 3.14/2 = 1.57 \text{ rad}$, если угол пересечения каналов $\omega = \pi/2$. Вычисление степени деформации по формуле (5) при РКУП в ортогонально пересекающихся каналах даст значение $e \approx 0.45$.

Вариант 3. В работах [5,8,9] рассмотрен более развитый очаг деформации при РКУП, учитывающий, что острая вершина внутреннего угла в оснастке под действием сравнительно небольшого давления прессования сминается, образуется галтель с радиусом R (рис. 3). Металл в очаге деформации $ABCD$ перемещается вокруг центра O с окружной (тангенциальной) скоростью V_ϕ , задаваемой скоростью движения пуансона $V_p = V_\phi$.

В сильноизогнутой заготовке неизбежно возникает массоперенос: атомы из области сжатия перемещаются в область растяжения, а вакансии двигаются в противоположном направлении. Кратчайшей траекторией массопереноса при изгибе согласно Ж. Фриделю [10] является эвольвента окружности, по которой в противоположные стороны перемещаются разные по знаку краевые сегменты петель дислокаций, перенося в зону растяжения атомы, а в зону сжатия – вакансии. Семейства таких кривых являются физически обоснованными траекториями перемещения материальных точек при РКУП вследствие их избытка в зоне пластического сжатия заготовки и недостатка в зоне растяжения.

Натуральное уравнение эвольвенты, определяющее ее длину от начала в точке D до текущего положения точки M , можно определить рядом соотношений: $L = R\alpha^2/2 = R_e\alpha/2 = R_v\varphi$, где R – радиус круга (или галтели), вокруг которого изгибается заготовка; R_e – радиус кривизны эвольвенты, направленный от точки на эвольвенте по касательной к радиусу круга; R_v – модуль радиус-вектора от центра круга до текущей точки M на эвольвенте; φ – угол поворота радиус-вектора эвольвенты; α – угол поворота радиуса круга. Отметим, что между указанными радиусами имеет место соотношение: $R_v^2 = R^2 + R_e^2$.

Скорость перемещения материальной точки по эвольвенте определится как $V = dL/dt = d(\varphi R_v)/dt = R_v d\varphi/dt + \varphi dR_v/dt$, а степень деформации – как

$$e = \int_0^t \frac{V}{L} dt = \int_{\varphi_0}^{\varphi_f} \frac{d\varphi}{\varphi} + \int_R^{R_v} \frac{dR_v}{R_v} = \ln \frac{\varphi_f}{\varphi_0} + \ln \frac{R_v}{R}. \quad (6)$$

Для первого интеграла пределы изменения углов примем такими же, как в варианте 1. Для второго интеграла нижний предел, очевидно, равен R , а верхний предел $R_v = R\sqrt{1+\alpha^2}$, в котором угол α связан с углом φ соотношением: $\varphi = \alpha^2 / 2\sqrt{1+\alpha^2}$. Для $\varphi = \pi/2 \approx 1.57$ получим $R_v \approx 3.4R$. Подставляя числовые значения в формулу (6), получаем $e \approx 1.7$.

Анализ решений по трем вариантам рассмотрим ниже. Здесь лишь отметим, что в третьем варианте накопленная степень деформации определена с учетом вкладов поворотной (первый интеграл) и сдвиговой, формоизменяющей (второй интеграл) составляющих деформации.

Учет сдвига между микрополосами. В рассмотренных вариантах расчета во внимание не была принята следующая важная особенность течения кристаллического материала при развитых деформациях, влияющая на ее величину. Известно, что все кристаллические материалы при некоторой величине пластической деформации ($e \geq 0.2-0.3$) начинают фрагментироваться [11], или, другими словами, образовывать полосовую структуру, в частности микрополосы [12,13]. Между микрополосами возникают сдвиги и, как следствие, большеугловые границы. К сдвигам приводят скачки поворотной компоненты деформации. Причина возникновения таких скачков [5] связана с тем, что материальные точки так же, как и атомы в кристаллической решетке, расположенные на разных радиусах в очаге деформации, из условия совместности течения должны перемещаться в окружном направлении с одинаковой скоростью, равной скорости пуансона: $V_p = V_0 = \dot{\omega}R$. Следовательно, угловая скорость вращения указанных частиц должна быть переменной величиной. Однако ни между соседними атомами, расположенными с точностью до малых упругих деформаций на расстоянии параметра кристаллической решетки, ни между материальными точками в сплошном теле расхождение и возникновение пустот по определению сущности пластиче-

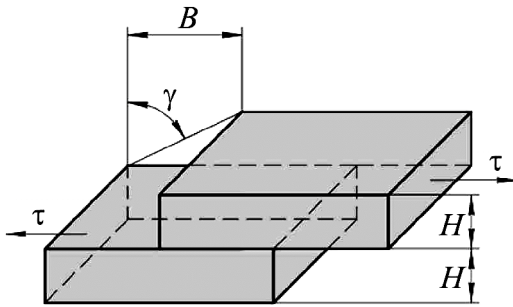


Рис. 4. Схема к определению деформации вследствие сдвига между микрополосами

Каждая микрополоса и каждая частица в ней поворачиваются на дуге радиусом R_i с одной и той же угловой скоростью $\dot{\omega}_i$, такой, что $V = \dot{\omega}_i R_i = V_p$. При этом между микрополосами возникают скачки угловых скоростей $\Delta\dot{\omega}$ и соответствующие повороты – углы разориентировки на границах полос, равные $\theta = \Delta\dot{\omega} t$ (где t – время перемещения микрополосы в очаге деформации). Эти скачки вызывают между полосами пластические мезосдвиги. Определим в первом приближении деформацию, обусловленную этими сдвигами, следующим образом. Пусть на рис. 4 изображены два фрагмента соседних микрополос каждая толщиной H .

Между полосами вследствие разрыва тангенциальной скорости деформации возникает смещение на величину B . На мезоуровне абсолютное смещение между полосами будет небольшим, поэтому небольшим будет и угол сдвига γ :

$$\gamma \approx \operatorname{tg} \gamma = \frac{B}{H}. \quad (7)$$

К полосообразованию, как известно, приводит перемещение диполей дисклинаций (в объеме – петель дисклинаций). При этом абсолютную величину сдвига, вызванного перемещением диполя дисклинации, согласно [11] можно определить как

$$B = N\mathbf{b} = N(\mathbf{\Omega}l), \quad (8)$$

где $N = \theta/\Omega$ – число диполей; \mathbf{b} – вектор Бюргера супердислокации, обусловленный перемещением одного диполя дисклинаций; $\mathbf{\Omega}$ – вектор Франка дисклинации; $l = H$ – расстояние между частичными дисклинациями диполя.

Степень деформации при сдвиге по границе двух микрополос в результате прохождения N диполей вычислим по выражению

$$e_g = \frac{g}{\sqrt{3}} = \frac{N(\mathbf{\Omega}l)}{\sqrt{3}H} = \frac{\theta}{\sqrt{3}}. \quad (9)$$

Угол разориентировки границ полос $\theta = 30\text{--}50^\circ$ [14,15]. Для среднего значения $\theta_{\text{ав}} = 45^\circ$ получим $e = 0.45$.

ской деформации недопустимы в принципе. Поэтому эти частицы не могут поворачиваться в очаге деформации с собственной угловой скоростью, отличной от угловой скорости соседних частиц.

Противоречие между движением частиц металла, задаваемым инструментом в канале, и указанным ограничением в их относительных перемещениях разрешается путем разбиения металла на микрополосы.

В итоге суммарная деформация полосы определится путем сложения составляющих внутри и на границе полосы:

$$e_{av} = e + e_g = 1.7 + 0.45 = 2.15. \quad (10)$$

Таким образом, для случая однопроходного РКУП заготовки в ортогональных каналах степень деформации в каждой микрополосе, включая одну границу, составит $e \approx 2.15$. Поскольку течение металла заготовки диаметром от нескольких единиц до десятков миллиметров в очаге деформации разбивается на большое множество (10^5 раз) микрополос [5], имеющих поперечный размер по порядку величины $0.1 \mu\text{m}$, то можно принять, что полученная величина представляет собой среднее значение степени деформации заготовки при РКУП.

Отметим, что этот результат почти в два раза больше значения, которое получается при расчете для рассмотренного случая РКУП (в оснастке с ортогональными каналами) по известной формуле: $e = 2\text{ctg}(0.5\omega) / 2\sqrt{3} \approx 1.15$ или по ее вариациям [5].

Обсуждение результатов

Результаты расчета степени деформации заготовки при РКУП заметно отличаются от значений, приводимых во многих работах, посвященных этому методу. Поэтому полученные результаты нуждаются в обосновании корректности использованной методики оценки деформированного состояния по сравнению с традиционно применяемой в ОМД практикой.

В механике сплошных сред (МСС) деформированное состояние материальной точки, как известно, описывается тензором деформации. В общем случае этот тензор не симметричен и учитывает линейные, угловые и поворотные компоненты искажения (дисторсии) металла при деформации. В теории ОМД, построенной на базе МСС с рядом допущений, традиционно во внимание принимают лишь симметричный тензор деформации, хотя кристаллическая решетка металлов при пластической деформации искажается не симметрично, и это искажение должно описываться тензором дисторсии, который можно представить в виде симметричного тензора деформации и антисимметричного тензора поворота. Игнорирование тензора поворота в практике ОМД обусловлено тем, что во многих процессах обработки металлов давлением (прокатка, волочение и др.) повороты малы и практически не влияют на формоизменение заготовки.

Однако при больших ($e \sim 1$) и немонотонных деформациях, т.е. осуществляемых с изменением направления вытяжки заготовки, которые характерны для методов ИПД, поворотную моду необходимо учитывать. Роль поворота можно продемонстрировать на примере известных геометрических образов деформации. Образом симметричного тензора деформации является эллипс, а образом антисимметричного тензора поворота – аксиальный вектор поворота, пронизывающий этот эллипс. Если деформация монотонная,

то вектор поворота мал и его не учитывают. Оси эллипса в этом случае практически не изменяют своего положения в пространстве, заготовка вытягивается в направлении, совпадающем с большим диаметром эллипса. Этот случай соответствует, например, процессу волочения проволоки. Если же вектор поворота большой, деформация немонотонная, тогда эллипс непрерывно изменяет не только форму, но и направление своих осей в соответствии с изменением направления вытяжки заготовки. При этом возможна ситуация, при которой в результате большой деформации форма эллипса приобретает форму, близкую к равноосной сферообразной, и тогда форма и размеры образца в целом изменяются незначительно в сопоставлении с исходным состоянием. Так, например, происходит в случае РКУП и при всесторонней ковке.

Кроме косвенного влияния на формоизменение образца, поворот приводит к формированию границ. Если сферическую область в кристалле умозрительно повернуть вокруг ее центра, то кристалл разделится возникшей границей на две части. Хотя в реальности чистых поворотов не происходит, но, как показано в работах [14–16], они возникают из условия совместности пластической деформации, сопровождают формоизменяющую деформацию и являются ее аккомодационным механизмом [11,17], обеспечивающим дополнительную релаксацию избыточных напряжений.

О степени деформации. На практике деформированное состояние металла в ОМД удобно оценивать не тензорами, а более простой инвариантной скалярной величиной – истинной степенью деформации. В методах ИПД, предназначенных для формирования мелких равноосных зерен, важно учитывать поворотную составляющую деформации. Повторно отметим, что такая деформация ответственна за угловые разориентировки границ и получение зерен с равноосной формой. Собственно наличие значительного вклада поворотной деформации в общую деформацию и отличает методы ИПД от методов большой монотонной деформации, например от прокатки, при которой формируется микрополосовая структура. Соответственно после ИПД металлы приобретают более изотропный и повышенный уровень механических свойств, чем после монотонного деформирования, приводящего к формированию анизотропной микрополосовой структуры.

О вариантах расчета степени деформации. Оценка степени деформации по вариантам 1 и 2 неверна из-за неправильного выбора траекторий движения материальных частиц. Так, в варианте 1 вследствие того, что очаг деформации был принят вырожденным до поперечного размера линии – биссектрисы угла пересечения каналов, траектория движения сузилась до размеров точки на биссектрисе. Направление скорости течения металла в этой точке изменяется скачком, что приводит к абсурдной бесконечно большой величине мгновенной скорости деформации. В варианте 2 в качестве траектории движения взята линия тока. Известно [6], что линия тока

при больших деформациях (нестационарных процессах) не совпадает с траекторией движения. Метод РКУП – это метод, в котором заготовки деформируют с большой степенью, и поэтому он относится к нестационарному процессу, приводящему к существенному изменению свойств материала. В качестве траектории в варианте 3 использована физически обоснованная траектория движения материальных точек, согласующаяся с концепцией Ж. Лагранжа. Движение материальной точки по такой траектории учитывает все составляющие деформации (линейные, угловые и поворотные) посредством изменения длины радиус-вектора, угла его расположения и кривизны траектории деформации по мере ее очерчивания (годографа) концом радиус-вектора.

О величине степени деформации. В отношении оценки степени деформации, полученной по варианту 3, важным остается вопрос о соответствии между рассчитанной величиной степени деформации и величиной степени измельчения структуры в объемных заготовках. Поскольку общепризнанной методики расчета степени деформации при РКУП и размеров формируемой структуры, соответствующей этой степени, не существует, то поставленный вопрос можно оценить лишь в первом приближении на базе сопоставления результатов известных экспериментов по большим деформациям. В работе [17] показано, что холодное волочение армко-железа со степенью деформации $e = 2-3$ вызывает образование микрополос-фрагментов с поперечными размерами 0.1–0.3 μm . К таким же по порядку величинам поперечных размеров микрополос приводит холодная прокатка никеля со степенью деформации 3–4 [18]. Аналогичные размеры микрополос дает и однопроходное равноканальное угловое прессование алюминиевой заготовки в оснастке с ортогональными каналами [19].

При прокатке и волочении направление вытяжки заготовки не меняется, т.е. поворотную моду можно не учитывать. Поэтому для этих методов справедлива единая формула оценки степени деформации – в виде значения натурального логарифма от степени вытяжки заготовки (отношения конечной длины заготовки к исходной длине). Это значение степени деформации (в пределах $e = 2-4$) можно принять за реперную «точку отсчета», которая необходима и достаточна для формирования микрополос. Полученная нами оценка степени деформации с учетом поворотной моды в варианте 3 совпадает с нижним значением степени деформации, необходимой и достаточной для образования микрополос. Что касается больших значений деформации при РКУП, то они обусловлены необходимостью обеспечения многочисленных пересечений микрополос путем изменения ориентации образцов в проходах, что, собственно, и приводит к формированию в них равноосных зерен со средним диаметром, совпадающим с толщиной микрополос. Следует заметить, что при этом дробление микрополос на более тонкие полосы не происходит, поскольку для этого необходимо, как показано в [8,9], уменьшать размеры очага деформации.

Выводы

В работе рассмотрена роль сдвиговой и поворотной составляющих деформации при ИПД. На примере РКУП приведена методика расчета накопленной деформации с учетом поворотной составляющей. Показано, что активно применяемая в немонотонных методах ИПД поворотная деформация и сдвиги между микрополосами обеспечивают значительное приращение деформации металла в проходах, что и является их отличительной особенностью.

1. *Р.З. Валиев, И.В. Александров*, Объемные наноструктурные металлические материалы: структура и свойства, ИКЦ «Академкнига», Москва (2007).
2. *С.И. Ожегов, Н.Ю. Шведова*, Толковый словарь русского языка, ООО ИТИ «Технология», Москва (2006).
3. *Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб*, Металлы № 2, 57 (2004).
4. *В.З. Бенгус, Е.Д. Табачникова, С.Н. Смирнов, К. Чах, Й. Мишкунф, Д.В. Гундеров, В.В. Столяров, Р.З. Валиев*, Металлофиз. новейшие технол. **27**, 1263 (2005).
5. *Ф.З. Утяшев*, Современные методы интенсивной пластической деформации, РИК, УГАТУ, Уфа (2008).
6. *Л.И. Седов*, Механика сплошных сред, Наука, Москва (1976), т. 1.
7. *В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов, Д.А. Павлик, В.Ф. Малышев*, Процессы пластического структурообразования металлов, Наука і тэхніка, Минск (1994).
8. *Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб*, Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением № 11, 13 (2008).
9. *Ф.З. Утяшев, Г.И. Рааб*, ФММ **104**, 605 (2007).
10. *Ж. Фридель*, Дислокации, Мир, Москва (1967) [J. Friedel, Dislocation, Pergamon, Oxford (1964)].
11. *В.В. Рыбин*, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
12. *Рекристаллизация металлических материалов*, Ф. Хесснер (ред.), Металлургия, Москва (1982).
13. *И.И. Новиков*, Теория термической обработки металлов, Металлургия, Москва (1986).
14. *Ф.З. Утяшев*, Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением № 5, 25 (2011); там же, № 6, 33 (2011); там же, № 7, 31 (2011).
15. *F.Z. Utyashev*, Mater. Sci. Forum **667–669**, 45 (2011).
16. *P. de Wit*, Континуальная теория дисклинаций, Мир, Москва (1977).
17. *В.В. Рыбин*, Вопросы материаловедения № 1(29), 11 (2002).
18. *D.A. Hughes, N. Hansen*, Acta Mater. **48**, 2985 (2000).
19. *A.P. Zhilyaev, K. Oh-ishi, G.I. Raab, T.R. McNelley*, Influence of processing parameters texture and microstructure in ECAP'ed aluminum, Ultrafine Grained Material IV, TMS (2006), p. 113.

F.Z. Utyashev

KINEMATICS OF FLOW AND STRUCTURE FORMATION OF A METAL UNDER SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Methods of severe plastic deformation are applied to processing of ultrafine-grained, in particular, nanocrystalline bulk materials

The efficiency of strain mechanical refinement provided by such methods is attributed to their kinematic features affecting value and modes of deformation important for nanocrystalline materials. The equal-angular channel pressing was considered in order to estimate the role of shear and rotation deformation components of structure transformation and their contribution to the strain value of the samples.

Three versions of evaluation are used to calculate the strain value of a mass point (particle) during its movement along specified strain paths. In the first version, a strain path is selected according to M. Segal and corresponds to the scheme of simple shear. In the second version, it is in the form of current flow in a strongly curved (bent) deformation core. In the third version, physically substantiated path of mass transfer has been selected in accordance with G. Lagrange concept. According to G. Freidel, an involute curve occurs in a bent zone of such a path.

It has been shown that in the case of the first version, there occurs a singular strain rate growth that prevents evaluation of accumulated strain in situ in a mass point at its movement along the strain path. Moreover, such conception does not agree with experiments since after ECAP, no features of structure and phase transformation typical to deformations performed at high strain rates and values are observed in metals. The strain value was evaluated using well known equations derived by comparing geometric characteristics of the initial mass point sample with the transformed mass point image after shear deformation. The value of the accumulated strain in the mass point made by the second version is half of that in the first case.

The value of the accumulated strain calculated by the third version is higher than in the first case by almost twice. In this case, the contribution of both rotation and shear strain components were taken into account as well as interfragment shear contribution.

The analysis of strain values of ECAP calculated by the mentioned three versions allows concluding that the most plausible strain value is determined by the third version. In this case the strain path agreed with notions of continuous systems relating large deformations. Moreover, the kinematics of mass point flow by the third version correlates with the transformation of structure resulting in formation of microbands and the role of linear crystal lattice defects in deformation and structure formation (in particular, disclinations responsible for rotation strain component and the accumulation of angular misorientations of forming areas of disorientation).

Keywords: mass point, strain path and value, rotation and shear strain component, non-monotonic deformation, distortion, banded structures, microbands

Fig. 1. Deformation scheme at ECAP by the variant 1. The material point before the shift is labeled as $abcd$ square, and that after the shift is labeled as $a'b'c'd'$ parallelogram

Fig. 2. Deformation scheme at ECAP by variant 2. Hatched area is the stagnation zone

Fig. 3. Deformation scheme at ECAP by variant 3. The field velocity of material point M in deformation region $ABCD$: DMB – evolvent, $OM = R_v$ – radius vector, $OD = ON - R$ – evolvent parameter (radius of the circle around which the billet is bend), R_e – curvature of the evolvent

Fig. 4. Scheme of deformation caused by shift between microstripes