

PACS: 62.20.Fe

Я.Е. Бейгельзимер

НЕКОТОРЫЕ СООБРАЖЕНИЯ ПО ПОВОДУ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ, ОСНОВАННЫЕ НА ИХ АНАЛОГИИ С ТУРБУЛЕНТНОСТЬЮ

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Обосновывается аналогия большой пластической деформации поликристаллов с турбулентным течением жидкостей. Из этой аналогии вытекает объяснение целого ряда эффектов, проявляющихся при больших деформациях и не получивших пока объяснение в рамках теории пластичности. Предлагается феноменологический критерий, характеризующий турбулентность поликристаллов.

Введение

В настоящее время имеется ряд интересных вопросов, лежащих на стыке механики больших пластических деформаций и материаловедения, которые пока не получили окончательных ответов. Например, почему для многих металлов при относительно малых деформациях характерна «единая кривая течения» для осадки и кручения, а при больших деформациях эти кривые резко расходятся? Почему происходит насыщение в упрочнении металлов после нескольких циклов обработки равноканальным угловым прессованием (РКУП) или винтовой экструзией (ВЭ), а последующая обработка этих материалов прокаткой или прямой экструзией позволяет повысить их предел текучести? Почему после нескольких циклов обработки РКУП или ВЭ пластичность металлов перестает снижаться или даже возрастает? Почему в субмикроструктурных материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД), не находят микронесплошностей, хотя после таких же деформаций другими методами они имеются?

С нашей точки зрения, возможные ответы на эти и другие вопросы позволяет дать аналогия большой пластической деформации поликристаллов с турбулентностью жидкостей. Об этом данная статья.

1. Суть аналогии

Теоретически [1,2] и экспериментально [3,4] показано, что во время пластической деформации поликристаллического агрегата в нем возникают внутренние напряжения, приводящие к изгибам и поворотам кристаллической решетки, что может быть описано случайным вихревым полем смещений. При определенном значении кривизны решетки энергетически выгодным становится образование границы разориентации, приводящей к снижению упругой энергии кристалла. Последняя частично переходит в упругую энергию образовавшихся более мелких фрагментов и поверхностную энергию границ раздела между ними, а частично диссипируется при аккомодации упомянутых фрагментов друг к другу и к окружению. При этом относительные развороты элементов поликристалла постепенно проникают на более низкие масштабные уровни, что вызывает появление все более мелких пульсаций в случайном вихревом поле смещений. Возможность проскальзывания по границам деформационного происхождения приводит к тому, что при достаточно малых размерах фрагментов процесс их деления прекращается [5]. Минимальный размер фрагментов для данного материала определяется условиями деформирования (схемой и скоростью деформации, температурой, гидростатическим давлением).

Описанная картина напоминает развитие турбулентности в жидкостях, когда вихри большего масштаба теряют устойчивость, образуя вихри меньшего масштаба, отдавая им при этом кинетическую энергию. В результате последняя переходит от верхних уровней к нижним до тех пор, пока не достигнет вихрей минимального размера, где и рассеивается из-за вязкости [6]. Отличие процесса фрагментации от турбулентности состоит в том, что в случае поликристалла вместо кинетической энергии фигурирует потенциальная энергия его упругой деформации.

Сказанное выше позволяет рассматривать процесс фрагментации поликристаллов как аналог турбулентности жидкости. На это указывал еще Дж. Тейлор [7], отмечая, что как в первом, так и во втором случаях возникают стохастические поля напряжений и смещений, которые характеризуются наличием пульсаций различных масштабов. Об этом свидетельствуют и микроструктуры поликристаллов [8,9], которые своим случайным строением напоминают картины турбулентного течения жидкостей [10].

Указанная аналогия является конструктивной и позволяет применить некоторые идеи, оправдавшие себя при исследовании турбулентности, для описания пластических деформаций и разрушения. Прежде всего это касается представлений о самоподобной структуре случайных полей напряжений и смещений. Так, в работе [11] для описания процесса множественного разрушения твердых тел применена гипотеза самоподобного развития ансамбля микротрещин. В работе [5] в основу модели фрагментации и разрушения металлов положены гипотезы о самоподобном развитии сети высокоугловых границ и о предельном размере фрагментов.

Далее представлены некоторые новые соображения по поводу большой пластической деформации, основанные на указанной аналогии.

2. Феноменологический параметр, характеризующий «турбулентность» поликристаллов

Введем безразмерный параметр, который был бы аналогичен, в определенном смысле, числу Рейнольдса и характеризовал «турбулентность» поликристаллов. Число Рейнольдса, по сути, является отношением кинетической энергии единицы объема жидкости к удельной энергии диссипации. Тем самым оно характеризует жидкость в плане эффективности рассеивания подводимой энергии. Аналогичный параметр для поликристалла имеет вид

$$R' = \frac{\text{Работа деформации}}{\text{Энергия диссипации}}. \quad (1)$$

Рассматривая соотношение (1) на бесконечно малом промежутке времени dt , в случае одноосного растяжения получаем

$$R' = \frac{\sigma_{\text{act}} (\dot{\epsilon}_{\text{el}} + \dot{\epsilon}_{\text{pl}}) dt}{\sigma_{\text{act}} \dot{\epsilon}_{\text{pl}} dt} = 1 + \frac{1}{E} \frac{d\sigma_{\text{act}}}{de_{\text{pl}}}, \quad (2)$$

где σ_{act} – истинное напряжение; $\dot{\epsilon}_{\text{el}}$ и $\dot{\epsilon}_{\text{pl}}$ – скорость соответственно упругой и пластической деформации; E – модуль Юнга.

С нашей точки зрения, выражение (2) следует рассматривать как эвристическую подсказку, указывающую на то, что коэффициент деформационного упрочнения $d\sigma_{\text{act}}/de_{\text{pl}}$, который в настоящее время успешно используется для выявления стадий деформационного упрочнения [12,13], может характеризовать развитие «турбулентности» поликристалла.

Согласно работе [5] на стадии интенсивной фрагментации происходит автотомельный рост сети высокоугловых границ, что обуславливает степенную зависимость

$$\sigma_{\text{act}} \sim e_{\text{pl}}^n. \quad (3)$$

Это показывает, что в качестве безразмерного параметра, характеризующего «турбулентность» поликристалла (т.е. интенсивность образования высокоугловых границ), можно было бы принять

$$R = \left(\frac{1}{\sigma_{\text{act}}} \frac{d\sigma_{\text{act}}}{de_{\text{pl}}} \right)^{-1}. \quad (4)$$

Действительно, учитывая (3) в (4), получаем, что при интенсивном образовании высокоугловых границ параметр R имеет промежуточную асимптотику

$$R \sim \frac{1}{n} e_{\text{pl}}. \quad (5)$$

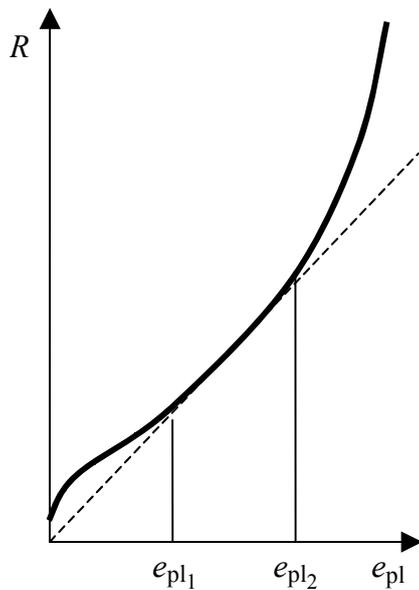


Рис. 1. Схема, иллюстрирующая характер зависимости $R(e_{pl})$. Участок между e_{pl1} и e_{pl2} отвечает интенсивному образованию высокоугловых границ

Характерная зависимость $R(e_{pl})$ представлена на рис. 1. Согласно сказанному выше диапазон $[e_{pl1}, e_{pl2}]$ (где $R(e_{pl})$ имеет промежуточную асимптотику (5)) соответствует стадии интенсивной фрагментации. Увеличение R при $e_{pl} > e_{pl2}$, с отходом от прямой пропорциональности, согласно работе [5] указывает на то, что ввиду проскальзывания по высокоугловым границам процесс фрагментации затухает.

Получая соотношения (2) и (4), мы предполагали простейшую одноосную деформацию образца. В общем случае произвольного напряженно-деформированного состояния в этих соотношениях необходимо принять в качестве σ_{act} интенсивность девиатора напряжений, а в качестве e_{pl} – эквивалентную деформацию. Таким образом, согласно (4) для вычисления показателя R в произвольном процессе деформации

необходимо иметь функцию $\sigma_{act}(e_{pl})$, найденную экспериментально. С этой целью после каждого цикла деформации в указанном процессе (с известной e_{pl}) необходимо определять значения σ_{act} . Это можно сделать по величине либо предела текучести YS , либо твердости по Виккерсу (HV) образца. Первый способ основан на условии пластичности Мизеса, согласно которому $\sigma_{act} = YS$. Второй – на единой для всех напряженных состояний зависимости $\sigma_{act}-HV$ [14] и тарифовочной кривой, построенной, например, по результатам испытаний на сжатие. С достаточно хорошей точностью для металлов, подвергнутых деформации $e_{pl} > 0.3-0.4$, имеется прямая пропорциональная зависимость между σ_{act} и HV [14]. В этом случае можно принять

$$R = \left(\frac{1}{HV} \frac{d(HV)}{de_{pl}} \right)^{-1}. \quad (6)$$

На рис. 2,б приведен график $R(e_{pl})$ для титана ВТ1-0, построенный на основании экспериментальной зависимости его предела текучести YS от величины деформации в процессе ВЭ (рис. 2,а). Температура деформации составляла 400°C , противодействие – 200 МПа . При ВЭ использовали матрицы с поперечным сечением $28 \times 18 \text{ мм}$ и углами ската винтовой линии 45 и 55° , деформацию при ВЭ определяли по методике [15]. В соответствии с условием пластичности Мизеса предполагалось, что $\sigma_{act} = YS$. Эквивалентная деформация e_{pl} при ВЭ определялась экспериментально-расчетным методом [15].

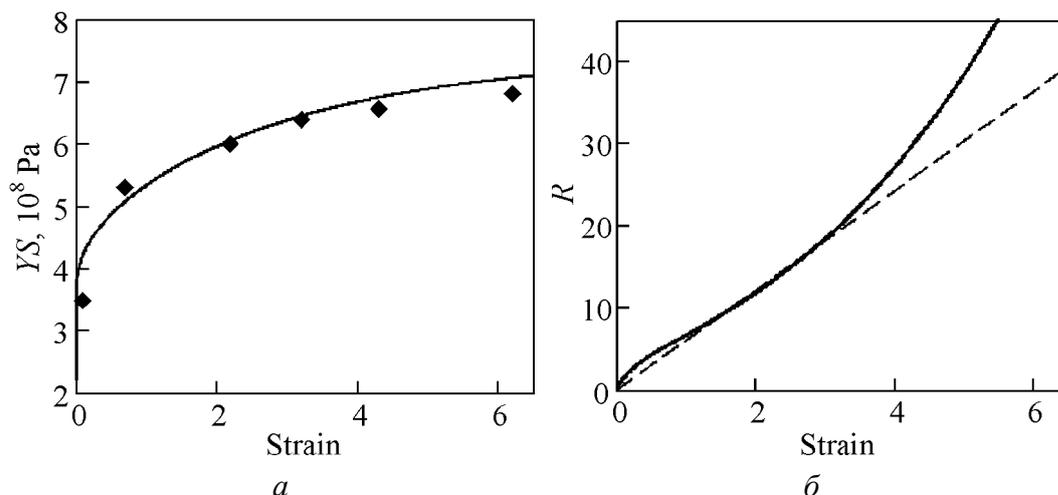


Рис. 2. Зависимости предела текучести (а) и показателя R (б) при деформации титана ВТ1-0 методом ВЭ

Зависимость, представленная на рис. 2,б, показывает, что наиболее интенсивное образование высокоугловых границ при ВЭ происходит в диапазоне эквивалентных деформаций 1.5–3.5, что соответствует второму–четвертому проходам.

3. О простом сдвиге и его имитации

Под простым сдвигом в механике понимают процесс деформации, определяемый полем скоростей:

$$V_1 = kx_2, \quad V_2 = V_3 = 0. \quad (7)$$

Такое поле реализуется, например, при ламинарном течении жидкости между двумя движущимися друг относительно друга параллельными пластинами.

Градиент скорости, соответствующий полю (7), имеет симметричную и несимметричную части, первая из которых характеризует скорость деформаций, а вторая – скорость поворотов элементов среды. Для реализации простого сдвига необходимы обе указанные составляющие градиента скорости. При блокировании поворотов остается лишь первая, симметричная, часть, отвечающая так называемому чистому сдвигу или, что то же самое, плоскому удлинению. С нашей точки зрения, это принципиальное обстоятельство, которое не учитывается в классической теории пластичности, не различающей простой и чистый сдвиги. Пока в представительном объеме твердого тела (каждой его «материальной точке» – на языке механики сплошных сред) повороты структурных элементов не могут осуществляться свободно («материальная точка» не обеспечивает необходимого значения несимметричной части градиента скорости, т.е. «вихря»), твердое тело может лишь имитировать простой сдвиг. Поэтому при малых упруго-пластических деформациях (когда повороты затруднены) попытка осуществить простой сдвиг на самом деле реализует плоское удлинение. По мере развития процесса фрагментации с образованием высокоугловых границ, облегчающих

развороты фрагментов, увеличивается несимметричная часть градиента скорости, и деформация постепенно приближается к схеме простого сдвига. Последний осуществляется лишь при полной свободе поворотов структурных элементов, что, с нашей точки зрения, происходит тогда, когда процесс фрагментации (образование новых границ) прекращается и твердое тело становится идеально пластичным (т.е. теряется деформационное упрочнение).

Возможно, следует ввести специальный термин для обозначения сплошных сред, допускающих ненулевую вихрь в каждой материальной точке. К таким средам относятся модели различных жидкостей, порошков и субмикрористаллических материалов, полученных методами ИПД.

Используя введенный в предыдущем пункте показатель R , делаем вывод, что простой сдвиг осуществляется при $R \rightarrow \infty$. Практически можно полагать, что простой сдвиг реализуется при достаточной свободе поворотов с проскальзыванием фрагментов, когда уже начинает затухать процесс фрагментации. Например, в случае ВЭ титана это происходит при $R > 20$ (см. рис. 2,б).

В пользу отсутствия деформационного упрочнения при простом сдвиге говорит и то, что при постоянном уровне давления его схема инвариантна относительно величины поворота, т.е. деформации (рис. 3). Это означает, что и свойства материала, в котором осуществляется такой сдвиг, не должны зависеть от деформации, т.е. материал должен быть идеально пластичным. При отсутствии еще и скоростного упрочнения он теряет устойчивость, и сдвиг реализуется в тонкой полосе [5].

Сказанное выше объясняет целый ряд эффектов, наблюдаемых при большой пластической деформации по схеме «простого сдвига», в частности:

– «единую кривую течения» при осадке и кручении в области сравнительно небольших деформаций [16], а также резкое расхождение этих кривых при больших деформациях [17] из-за того, что простой сдвиг взаимосвязан с идеальной пластичностью;

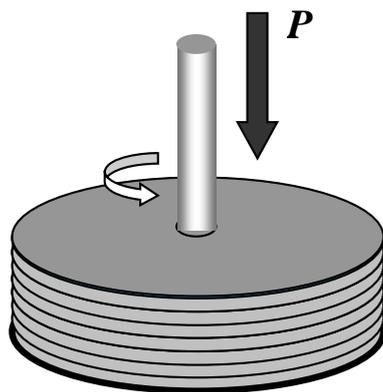


Рис. 3. Схема, показывающая, что простой сдвиг под постоянным давлением P инвариантен относительно поворота (деформации)

– образование волнистости на поверхности образца при кручении, обусловленное тем, что удлинение волокон (под углом 45° к плоскости сдвига) в условиях ограниченных поворотов приводит к удлинению всего образца, в то время как расстояние между захватами остается постоянным;

– образование «роликов» при сдвиге слоя деформационно-упрочняемого материала (например, продуктов износа при трении);

– «рассасывание» плоскости простого сдвига в линзу [18] (это приводит к снижению несимметричной части градиента скорости);

– замедление фрагментации с насыщением в упрочнении металлов после нескольких циклов обработки РКУП или ВЭ и возмож-

ность дальнейшей фрагментации с упрочнением путем последующей обработки материала прокаткой или прямой экструзией [19,20];

– продолжающееся увеличение углов разориентации фрагментов с ростом деформации при ВЭ, при том что размеры фрагментов уже не изменяются [21].

Последние два пункта объясняются тем, что схемы РКУП и ВЭ при достаточно большом числе циклов реализуют простой сдвиг с отсутствием деформационного упрочнения, прекращением фрагментации и свободными поворотами фрагментов. Такие повороты осуществляются не чисто механическим путем (т.е. подобно вращению жестких шариков с одновременным проскальзыванием по границам), а путем создания структуры, все время воспроизводящей себя при деформации (естественно, в статистическом смысле). Как отмечалось выше, основной отличительной чертой этой структуры, с позиций механики, является возможность обеспечения несимметричной части градиента скорости (вихря) в представительном объеме материала. Именно по данной причине материалы с такой структурой могут испытывать большую деформацию без разрушения, т.е. обладают высокой пластичностью (см. следующий пункт).

В заключение этого пункта выскажем некоторые соображения по расчету деформации в схеме кручения под давлением (рис. 3). В настоящее время в литературе используют две формулы [22], первая из которых основана на расчете логарифмической деформации при удлинении волокон, вторая – на рассмотрении этого процесса как простого сдвига. Согласно сказанному выше для определения деформации в этой схеме необходимо использовать выражение, которое бы при малых значениях показателя R совпадало с первой формулой, а с увеличением R – постепенно трансформировалось во вторую.

4. Пластичность и разрушение металлов при ИПД

Как уже отмечалось в начале раздела 1, пластическая деформация поликристаллов приводит к появлению случайного поля микронапряжений. Выше анализировался лишь один из эффектов, связанных с этим, – возникновение случайного вихревого поля смещений. Другой эффект состоит в образовании микронесплошностей, вызывающих снижение пластичности (ductility) металлов, подвергшихся деформации [23–25]. Высокое гидростатическое давление приводит к залечиванию некоторой части микронесплошностей и тем самым позволяет замедлить снижение пластичности (ductility). В работе [5] предложена математическая модель, описывающая этот процесс.

Согласно [5] изменение суммарного объема микронесплошностей при пластической деформации под давлением обусловлено результатом действия конкурирующих между собой процессов их рождения и залечивания. Интенсивность первого убывает с увеличением площади высокоугловых границ, так как последние открывают возможность релаксации микронапряжений путем межзеренного проскальзывания. В пределе, при образовании в

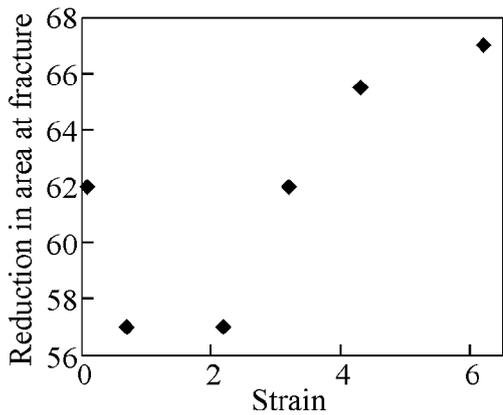


Рис. 4. Зависимость относительного сужения в шейке при разрыве титановых образцов, обработанных винтовой экструзией, от величины деформации при ВЭ

рис. 2,б и 4 свидетельствует в пользу высказанной гипотезы. Отметим, что пластичность (ductility) образцов мы оценивали именно по относительному сужению в шейке при разрыве, а не по относительному удлинению до образования шейки (как это иногда делают). Последняя при отсутствии скоростного упрочнения характеризует интенсивность деформационного упрочнения, которое, естественно, убывает с ростом деформации.

В рамках предложенной гипотезы находит свое объяснение и тот факт, что в субмикроструктурных материалах, полученных ИПД, не находят микронесплошностей, хотя в результате таких же деформаций другими методами они наблюдаются. Последнее подтверждается прецизионным измерением плотности, электронной микроскопией и рентгеновскими исследованиями [см., напр., 26,27]. Причина состоит в том, что при затухании процессов рождения микронесплошностей залечивание приводит к их постепенному исчезновению по мере увеличения числа циклов обработки.

Выводы

1. Имеется конструктивная аналогия между большой пластической деформацией поликристаллов и турбулентным течением жидкостей. Субмикро- и наноструктуры, полученные методами ИПД, можно рассматривать как «замороженную турбулентность» поликристаллов, зафиксированную в момент остановки деформации.

2. В качестве безразмерного параметра, характеризующего «турбулентность» поликристаллов, можно принять $R = \left(\frac{1}{\sigma_{act}} \frac{d\sigma_{act}}{de_{pl}} \right)^{-1}$ либо $R = \left(\frac{1}{HV} \frac{d(HV)}{de_{pl}} \right)^{-1}$.

Стадии интенсивной фрагментации соответствует диапазон деформаций, где указанный параметр имеет промежуточную асимптотику $R \sim e_{pl}$. Именно эту

металле структуры, обеспечивающей ему идеальную пластичность, рождение микронесплошностей прекращается, а процесс залечивания приводит к их полному исчезновению.

Используя введенный выше показатель R , делаем вывод, что указанные процессы, вызывающие рост пластичности металла, должны происходить при $e_{pl} > e_{pl2}$ (см. рис. 1). На рис. 4 представлен график зависимости относительного сужения в шейке при разрыве титановых образцов, обработанных ВЭ, от величины деформации при ВЭ (условия обработки те же, что на рис. 2). Сопоставление графиков

стадию естественно было бы приписать ИПД. Увеличение R при больших деформациях, с отходом от этой асимптотики, указывает на то, что в материале начинается проскальзывание по высокоугловым границам и процесс фрагментации затухает. Таким образом, зависимость $R(e_{pl})$, определенная экспериментально, является характеристикой процесса большой пластической деформации в плане его эффективности как метода ИПД.

3. Простой сдвиг возможен лишь в материалах, представительные элементы которых допускают соответствующую ему несимметричную часть градиента скорости. Для поликристаллов это означает возможность свободной ротации фрагментов благодаря проскальзыванию по границам между ними, что приводит к отсутствию фрагментации и деформационного упрочнения. Используя введенный показатель R , делаем вывод, что простой сдвиг осуществляется при $R \rightarrow \infty$. Можно полагать, что простой сдвиг реализуется при достаточной свободе поворотов с проскальзыванием фрагментов, когда уже начинает затухать процесс фрагментации. Например, в случае ВЭ титана это происходит при $R > 20$.

4. Процессы РКУП и ВЭ при достаточно большом числе циклов реализуют простой сдвиг с отсутствием деформационного упрочнения, прекращением фрагментации и свободными поворотами фрагментов.

1. *G.I. Taylor*, J. Inst. Metals **62**, 307 (1938).
2. *R.J. Asaro*, Trans. ASME, Ser. E, J. Appl. Mech. **50**, 921 (1983).
3. *T.E. Konstantinova, V.B. Primisler, A.A. Dobrikov*, Met. Phys. Adv. Tech. **16**, 1191 (1997).
4. *A.N. Tyumentsev, Yu.P. Pinzhin, M.V. Tretjak, A.D. Korotaev, I.A. Ditenberg, R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, A.V. Korznikov*, Theoretical and Applied Fracture Mechanics **35**, 155 (2001).
5. *Y. Beygelzimer*, Mechanics of Materials **37**, 753 (2005).
6. *А.С. Монин, А.М. Яглом*, Статистическая гидромеханика. Т.1, Гидрометеиздат, Санкт-Петербург (1992).
7. *G.I. Taylor*, in: Proc. of the Colloquium on Deformation and Flow of Solids (Madrid, 1955), Springer, Berlin (1956), p. 3–12.
8. *R.Z. Valiev, T.G. Langdon*, Prog. Mater. Sci. **51**, 881 (2006).
9. *Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, S. Synkov, D. Orlov*, Mater. Sci. Eng. (2008), doi:10.1016/j.msea.2007.12.055.
10. *Album of Fluid Motion* (Paperback), Milton Van Dyke (ed.), The Parabolic Press, Stanford, Californiya (1982).
11. *G.I. Barenblatt*, Scaling, selfsimilarity, and intermediate asymptotics, University Press, Cambridge (1996).
12. *W.D. Nix, J.C. Gibeling, D.F. Hugher*, Metall. Trans. **A16**, 2215 (1985).
13. *Ю.Н. Подрезов*, ФТВД **14**, № 4, 42 (2004).
14. *Г.Д. Дель*, Определение напряжений в пластической области по распределению твердости, Машиностроение, Москва (1971).
15. *Y. Beygelzimer, A. Reshetov, S. Synkov, O. Prokofeva, R. Kulagin*, J. Mater. Proc. Tech. DOI 10.1016/j.jmatprotec.2008.08.022.

16. П. Людвик, в сб.: Расчеты на прочность в машиностроении, Машиностроение, Москва (1970), вып. 15, с. 130–166.
17. П.В. Бриджмен, Исследование больших пластических деформаций и разрыва, Изд-во иностр. лит., Москва (1955).
18. В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов, Д.А. Павлик, В.Ф. Малышев, Процессы пластического структурообразования металлов, Наука и техника, Минск (1994).
19. V.V. Stolyarov, Y.T. Zhu, I.V. Alexandrov, T.C. Lowe, R.Z. Valiev, Mater. Sci. Eng. **A343**, 43 (2003).
20. V. Stolyarov, Y. Beygelzimer, D. Orlov, R. Valiev, The Physics of Metals and Metallography **99**, 204 (2005).
21. D. Orlov, Y. Beygelzimer, S. Synkov, V. Varyukhin, Z. Horita, Materials Transactions **49**, № 1, 2 (2008).
22. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства, ИКЦ «Академкнига», Москва (2007).
23. F.A. McClintock, Trans. ASME, J. Appl. Mech. **17**, 363 (1968).
24. V.L. Kolmogorov, J. Materials Processing Technology **70**, 190 (1997).
25. Y.E. Beygelzimer, B.M. Efros, V.N. Varyukhin, A.V. Khokhlov, Engineering Fracture Mechanics **48**, 629 (1994).
26. S.V. Smirnov, V.I. Levit, A.A. Bogatov, V.L. Kolmogorov, A.V. Shalimova, Russ. Metall. N 2, 147 (1987).
27. П.Г. Черемской, В.В. Слезов, В.И. Бетехтин, Поры в твердом теле, Энергоатомиздат, Москва (1990).

Ya.E. Beygelzimer

REASONING ON THE ANALOGY BETWEEN HIGH PLASTIC DEFORMATIONS AND TURBULENCE

The analogy between high plastic deformation of polycrystals and turbulent flow of liquids is grounded. Numerous effects developing under high deformations, which have not been yet explained within the theory of plasticity, arise from the analogy. A phenomenological criterion is proposed to characterize the turbulence of polycrystals.

Fig. 1. Diagram showing the character of dependence $R(e_{pl})$. Section between e_{pl_1} and e_{pl_2} responds to the intensive formation of large-angle grain boundaries

Fig. 2. Dependences of yield strength (a) and index R (b) under deformation of titanium BT1-0 by twist extrusion

Fig. 3. Scheme showing that simple shear at constant pressure \mathbf{P} is invariant with respect to rotation (deformation)

Fig. 4. Dependence of the reduction in necking area at fracture of titanium specimens processed by twist extrusion on value of deformation under TE