

A. S. Mashekova

K. I. Satpaev Kazakh National Research Technical University, Almaty, Kazakhstan.
E-mail: mashekovaagerim@mail.ru

THE METHOD OF SSS DETERMINATION IN THE PLANE OF THE CRYSTAL SLIP AND PREDICTION OF THE STRUCTURE WHILE ROLLING METALS AND ALLOYS IN THE HELICAL ROLLS

Abstract. In this paper a formula to determine the intensity of the shear stress at the octahedral crystal lattice site, under the condition that the values of shear stress intensity of the deformation zone were developed. It is proved, that the grinding of the structure during rolling in the helical rolls has been achieved not only by the additional slip systems, but also by the creation of the conditions of dislocation unlocking and increasing their mobility under the circumstances of the stress state in these rolls. It is proved that the compressive stresses occur at the initial stage of the rolling in the helical rolls, which contribute to the creation of the dislocation structure with the helical orientation dominant, subsequent rolling in the helical rolls leads to the formation of significant by the values internal shear stresses and shear strains which favorably influence the mobility screw dislocation component. It is found that the use of the deformation schemes with the shift during rolling in the helical rolls provides the plastic deformation at the initial stage by the movement of the edge dislocations, and further development of plastic deformation is due to the motion of screw dislocations. This leads to a rapid passage of the softening processes in a deformable metal, and producing sheets with ultrafine structure.

Keywords: rolling, helical rolls, shearing stress, submicrocrystal states, grain size, draft.

УДК 539.13

A. С. Машекова

Казахский национальный исследовательский технический университет им. К. И. Сатпаева,
Алматы, Казахстан

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ НДС В ПЛОСКОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В ВИНТООБРАЗНЫХ ВАЛКАХ

Аннотация. В статье выведена формула, позволяющая при известных величинах интенсивности напряжения по очагу деформации определить касательное напряжения на октаэдрической площадке кристаллической решетки. Доказано, что измельчение структуры при прокатке в винтообразных валках происходит не только включением дополнительных систем скольжения, но и тем, что в условиях напряженного состояния прокатки в данных валках создаются благоприятные условия для разблокировки дислокаций и повышения их подвижности. Доказано, что при прокатке в винтообразных валках в начальном этапе возникают сжимающие напряжения, которые способствуют созданию дислокационной структуры с преобладанием винтовой ориентации, а в последующем этапе прокатки в винтообразных валках возникают значительные по величине касательные напряжения и сдвиговые деформации, которые благоприятным образом оказывают влияние на подвижность винтовых компонент дислокаций. Установлено, что использование при прокатке винтообразных валках схем деформации со сдвигом обеспечивает в начальный момент пластическую деформацию в основ-

ном движением краевых дислокаций, а в дальнейшем развитие пластической деформации идет за счет движения винтовых дислокаций. Это приводит к быстрому прохождению в деформируемом металле разупрочняющих процессов и получению листов с ультрамелкозернистой структурой.

Ключевые слова: прокатка, волнистые валки, касательное напряжение, субмикроструктурные состояния, размер зерен, единичное обжатие.

Введение. Положительное влияние интенсивных пластических деформаций (ИПД) на свойства конструкционных металлов и сплавов отмечено многими современными исследователями [1-5]. Оно заключается в измельчении внутренней структуры материалов до ультрамелкозернистого (УМЗ) и наноразмерного состояний, и, как следствие, изменения их физико-механических свойств, что заключается в эффекте упрочнения.

К настоящему времени накоплен большой объем экспериментальных данных о параметрах микроструктуры металлов и сплавов различного класса, подвергнутых интенсивной пластической деформации [1-5]. В результате воздействия ИПД в материалах формируются субмикроструктурные и нанокристаллические состояния, сопровождающиеся изменением их физико-механических свойств. Однако в настоящее время нет единого подхода к описанию взаимосвязи изменения микроструктуры и свойств таких материалов. Вследствие чего необходимо проведение комплексных теоретических и экспериментальных исследований как структурных параметров, так и уровня свойств в зависимости от условий деформации.

Хорошо известно [6-12], что основным механизмом пластической деформации металлов и сплавов является скольжение и двойникование вдоль некоторых кристаллографических плоскостей, определяемых геометрией структуры, и в некоторых направлениях, лежащих в этих плоскостях. Несмотря на значительное количество однотипных систем скольжения (или двойникования), в каждый момент деформации действует преимущественно одна система, но на разных стадиях деформации могут действовать и разные системы скольжения. При этом внутризеренное сдвиговое перемещение одних частей кристалла (кристаллита) относительно других осуществляются с помощью многочисленных видов движения дислокаций.

При температурах $T \geq 0,5T_{пл}$ (где $T_{пл}$ – температура плавления) до 20 % от общей пластической деформации может быть связано с проскальзыванием по границам зерен [7]. Немаловажную роль здесь играют диффузионные процессы, существенно облегчающие как внутризеренную, так и межзеренную пластическую деформацию. Становится возможным диффузионное перемещение (проскальзывание) отдельных кристаллов, облегчаемое вакансиями, концентрация и подвижность которых при таких температурах существенно возрастают.

Температура равной прочности границ и тела зерен – эквивалентная температура – составляет примерно $0,4T_{пл}$. При $T < 0,4T_{пл}$ границы зерен несколько прочнее их тела, при $T > 0,4T_{пл}$ – наоборот [7, 8]. Из этого следует, что силы межатомной связи в границах (следовательно, и межатомные расстояния) должны быть величинами того же порядка, что и в теле зерна. В связи с этим современная теория зернограницной пластической деформации основана на современных представлениях о строении межзеренных границ, согласующихся с экспериментальными данными.

Часто в процессах пластического деформирования металлов и сплавов одновременно реализуется несколько механизмов [7,8]. Конкретный вклад того или иного механизма определяется многими факторами, в том числе типом кристаллической решетки, химическим и фазовым составом, структурой металла (сплава), степенью, скоростью, видом, температурой деформации.

Следует отметить, что в выше указанных работах не анализируется влияние ИПД на механизм пластической деформации поликристаллов.

На основании анализа результатов различных исследований произведем сравнение механизма пластической деформации при различных видах нагружения испытываемого образца.

Прерывистый характер процесса ползучести при растяжении или сжатии дает основание предполагать, что движение по границам зерен осуществляется вследствие двух процессов: сдвига по островкам хорошего соответствия и самодиффузии, упорядочивающей области больших нарушений [7].

В поликристалле границы зерен не плоские, а проскальзывание осуществляется по шероховатой поверхности [6-11]. Наличие выступов даже атомного масштаба делает невозможным

непосредственное скольжение по границам, так как для этого требуются высокие напряжения среза выступов. Поэтому зернограницное проскальзывание не является элементарным актом пластической деформации, поскольку его реализация зависит от возможности развития аккомодационных процессов, в результате чего граница становится плоской, и от возможности скольжения по границе зерна, как по кристаллографической плоскости скольжения.

При малых напряжениях и низкой температуре наблюдается лишь упругая аккомодация проскальзывания, которая может происходить до тех пор, пока внутренние напряжения не уравновесят внешние [6-11]. При малых напряжениях и высокой температуре аккомодация может быть диффузионной: напряжения на границе вызывают диффузионное течение, в результате которого граница становится плоской. При высоких напряжениях аккомодация может происходить в результате пластической деформации: движения дислокаций по обе стороны границы осуществляется скольжением и переползанием, что обеспечивает удаление материала из одних частей границы – выступов, и прибавление его к другим – впадинам.

Рассмотренная выше модель зернограницного проскальзывания опирается на реально установленные факты, как, например, существование зернограницных дислокаций и ступенек [7]. Однако это не единственная модель зернограницного проскальзывания. В других моделях зернограницное проскальзывание связывается с процессами переползания дислокаций в приграницной области и развитием диффузионной ползучести [8, 9].

Одновременное движение всех дислокаций границы в своей плоскости скольжения и движений дислокаций нормально к плоскости скольжения (переползания), связанное с диффузионными перемещениями и «вязким» поведением границ, приводят к перемещению границы как единое целое параллельно своему первоначальному положению [7, 10]. Итогом перемещения является макроскопическая деформация $\gamma = \theta$ (рисунок 1, а), однако первый механизм – атермический, а второй осуществляется при высоких температурах. При этом критическое напряжение с увеличением θ возрастает. Если в плоскости скольжения и в направлении скольжения дислокации действует напряжение τ , то сила, действующая на единицу дислокации, равна $\tau \bar{b}$ (где $\bar{b}$ – вектор Бюргерса). Эта сила направлена по нормали к границе. Суммированием всех сил получают давление P на границу, равное произведению $\tau \bar{b}$ на плоскость дислокации $\theta/\bar{b}$. Давление $P = \tau \theta$ стремится сдвинуть границу посредством чистого скольжения. Работа, производимая напряжением τ на единицу объема, описываемого границей в ее движении, также равна $\tau \theta$. Направление движения границ меняется при изменении знака напряжений, причем величина критического напряжения уменьшается при изменении знака действующего напряжения. Это явление связано с тем, что обратное движение дислокаций по пройденному пути осуществляется легче, чем прямое. При постоянном напряжении скорость движения границ тем больше, чем меньше угол разориентации границы.

Результаты измерений [7,10] дают основание считать, что доля скольжения по границам зерен мала и составляет приблизительно 10 % от полной деформации ($E_{тр}/E_{\Sigma} \approx 0,1$, где $E_{тр}$ – деформация границ зерен; E_{Σ} – общая деформация). Эта величина зависит от угла разориентации θ , температуры, скорости деформации, приложенного напряжения, величины зерна. Например, величина

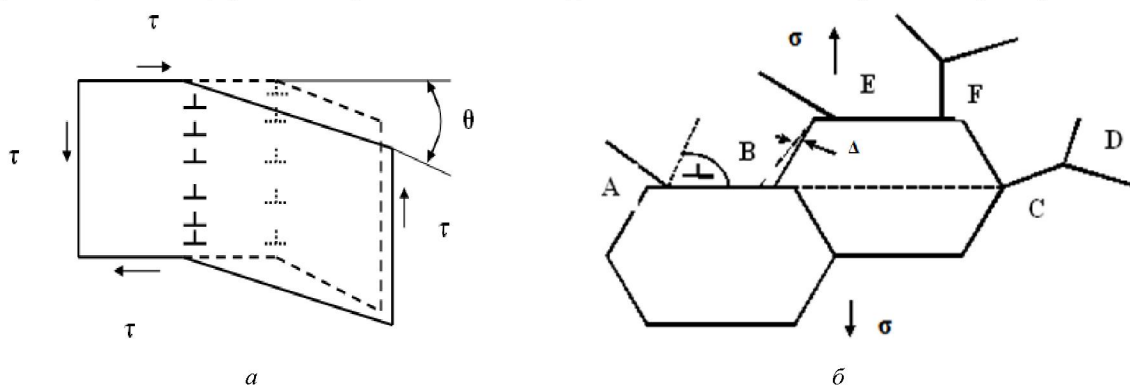


Рисунок 1 – Схема движения малоугловой границы зерна с одной степенью свободы под действием напряжения τ (а) и совместной пластической деформации зернограницного проскальзывания и внутризеренного скольжения (б)

смещения, а, следовательно, и $E_{\text{гп}}/E_{\Sigma}$ увеличивается с уменьшением величины зерна и возрастанием напряжения при данной температуре. С повышением температуры отношение $E_{\text{гп}}/E_{\Sigma}$, благодаря диффузионным процессам, возрастает до 0,3. Д. Мак Лин теоретически доказал, что вклад в общую деформацию от межзеренных смещений не может быть выше 33 % от общей деформации [12]. Доля зернограницной деформации может быть выше лишь в случае, когда процесс деформирования сопровождается миграцией границ. Повышение напряжений ползучести сначала приводит к увеличению отношения $E_{\text{гп}}/E_{\Sigma}$, а затем к его уменьшению. Это свидетельствует о том, что при высоких температурах существуют, по крайней мере, два механизма, приводящие к относительному смещению зерен по границам.

Следует отметить, что зернограницное проскальзывание, вне зависимости от его конкретного микромеханизма, не является элементарным процессом пластической деформации. Данное проскальзывание выступает как результат действия некоторой комбинации элементарных процессов [6-9]: пластической аккомодации; скольжения по границе и внутри зерна, осуществляемого путем движения и переползания дислокаций; диффузионная ползучесть и т.д. Из этого следует, что механизм межзеренной деформации не может быть совершенно самостоятельным.

Из соображений необходимости непрерывной и согласованной деформации отдельных зерен в поликристалле наряду с зернограницным проскальзыванием должны действовать другие механизмы деформации [7-9]. Предположим, что приложенные напряжения вызывают проскальзывание вдоль границы зерен AB на расстоянии Δ (рисунок 1,б). Проскальзывание внесет вклад в зернограницную деформацию ($E_{\text{гп}}$), вызвав при этом концентрацию напряжений в точке B . Для релаксации этого напряжения необходимо развитие пластического течения в соседнем зерне вдоль BC (E_3). Реально это означает, что дислокация, достигнув точки B , должна вызвать скольжение в соседнем зерне по направлению к C , а затем вдоль CD . Такое движение возможно, если дислокация способна не только скользить, но и переползать, поскольку BC и CD не обязательно параллельны.

Известно [7], что при возрастающем действии на поликристалл растягивающего напряжения σ вначале пластическая деформация происходит в наиболее благоприятно ориентированных зернах, т.е. по одной из систем скольжения с наибольшими приведенными касательными напряжениями. В остальных зернах деформация не выходит за пределы упругой. Возникает неравномерность распределения деформаций – одни зерна деформированы только упруго, а в других наблюдаются локальные микродеформации порядка $E_{\text{м}} = 10^{-4} - 10^{-5}$.

Границы зерен, препятствуя развитию легкого скольжения, повышают микроскопический предел упругости поликристалла $\sigma_{\text{м}}$ (где $\sigma_{\text{м}}$ – напряжение, по достижении которого пластически деформируются все зерна) по сравнению с критическим напряжением монокристалла, при этом увеличивается коэффициент деформационного упрочнения [7]. При напряжениях, меньших $\sigma_{\text{м}}$, наблюдаются локальные пластические микродеформации с постоянным вовлечением отдельных зерен в процесс пластической деформации.

При деформациях $E > E_{\text{м}}$ контакт по границам зерен сохраняется [7, 8, 10]. Отсюда следует, что соседние кристаллиты деформируются при совместном взаимодействии, при этом должны удовлетворяться условия микроскопической сплошности.

Первое условие непрерывности, а именно микроскопической сплошности, заключается в том, что под действием внешних сил дислокация не может (если речь идет о невысоких температурах) выйти из кристаллита путем образования ступеньки, так как этому мешает соседнее зерно [7, 10]. Дислокации могут лишь приближаться к границам зерна. Таким образом, дислокации от активных источников B зерна I (рисунок 2) подступают к границе зерна II, благоприятно ориентированного для скольжения, и задерживаются у границы, создавая внутри зерна I и в соседних зернах напряжения, противодействующие приложенному напряжению, и, тем самым, эффективно упрочняя металл.

По мере того, как приложенное напряжение растет, и все больше дислокаций достигает границы p , созданные ими локальные напряжения возрастают и становятся достаточными для приведения в действие источника A дислокаций в соседнем зерне (см., например, зерно II на рисунок 2). Первыми начинают действовать источники, дислокации от которых выходят к границе примерно в том же месте, где и группа дислокаций кристалла I.

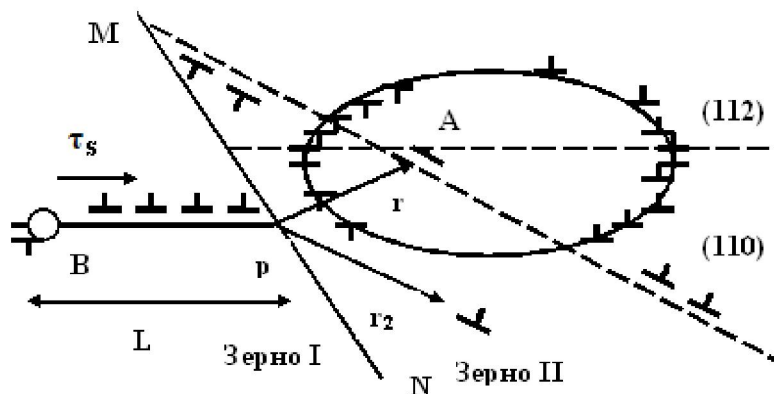


Рисунок 2 – Схема инициирования скольжения в соседнем зерне поликристалла в некоторой точке A , удаленной от вершины плоского нагрождения дислокаций p на расстояние r_1

Таким образом, дислокации не могут непосредственно перейти из одного зерна в другое, поэтому распространение скольжения от одного зерна к другому осуществляется путем возбуждения источников дислокаций в соседнем зерне (II) под действием концентрации напряжений в вершинах полосы скольжения в зерне I (рисунок 2). При достижении такого напряжения сдвиг пересекает границу, поле напряжений около скопившихся ранее дислокаций ослабевает (релаксация напряжений), создаются условия для дальнейшей пластической деформации. Для схемы движения дислокаций на рисунке 2 границы зерен являются своеобразными барьерами, поэтому в данном случае говорят о барьерном воздействии границ зерен или барьерном упрочнении.

Второе условие непрерывности, т.е. макроскопической сплошности, заключается в том, что после деформации соседние кристаллиты должны соприкасаться без нарушения сплошности границы [6-10]. По условию Мизеса, для того, чтобы отдельные зерна поликристалла на границе взаимно соответствовали друг другу по форме, в кристаллите должно действовать до пяти систем скольжения. Наблюдающееся в поликристаллах множественное скольжение приводит к существенному упрочнению.

В работе [13] рассмотрено немонокотное субструктурное упрочнение как следствие периодических структурных превращений при деформации ГЦК-металлов. Показано, что структурные преобразования могут идти двумя качественно различными путями: эволюционным и инволюционным. Первый состоит в постепенном изменении структурных элементов, таких как увеличение угла разориентировки, возрастание плотности дислокаций на границах и внутри элементов структуры. А второй заключается в «рассыпании» ранее существовавших границ предшествующего типа вследствие структурной неустойчивости. В результате при этом происходит частичная аннигиляция образовавшихся дислокаций. Автор работы [13] считает, что инволюционный способ развития структуры представляет собой необходимый этап кардинальной структурной перестройки, предваряющей образование новых границ или структурных элементов, морфологически и ориентационно не связанных с ранее существовавшим типом дефектов (например, образование полосовой структуры в ячеистой).

Следовательно, формирование структуры, помимо двойникования, диффузионного массопереноса, внутризеренного скольжения и зернограницного проскальзывания, может определяться периодическими структурными перестройками, например протекающими в процессе деформации динамическими возвратом, полигонизацией и рекристаллизацией.

По мнению авторов работы [13], для металлов характерны три стадии, отличающиеся механизмом движения и взаимодействия дислокаций: I – стадия легкого скольжения, характеризующаяся очень малым коэффициентом упрочнения; II – быстрого упрочнения с более крутым наклоном кривой деформации к оси деформации; III – параболическая, характеризующаяся протеканием динамического отдыха с постепенно уменьшающимся по мере роста деформации упрочнением.

Из материалов работы [13] видно, что при высоких температурах ($>0,8T_{nl}$) деформация осуществляется преимущественно за счет движения винтовых дислокаций. Поэтому часто в этих металлах не наблюдается трех стадий упрочнения с развитым легким скольжением. При низкой

температуре деформации ($<0,2T_{nl}$) стадия упрочнения (I) отсутствует. В промежуточной области температур ($0,2-0,8T_{nl}$) наблюдаются три стадии упрочнения, где достаточно легко проходят термически активированные процессы, связанные с движением винтовых дислокаций. Их подвижность уже не так сильно отличается от краевых, но особые свойства винтовых дислокаций еще полностью остаются и проявляются при их движении, поперечное скольжение происходит легко и приводит к рождению новых дислокаций.

Известно [13], что краевые дислокации образуют прямолинейные линии скольжения на поверхности кристаллитов. При развитии деформации краевые компоненты дислокаций преодолевают очень длинные расстояния до препятствий, перед которыми они тормозятся. Винтовые дислокации проходят короткие расстояния, после чего протекает поперечное скольжение. При переходе ко второй стадии скольжения появляются линии вторичного скольжения, развивающиеся по мере роста степени деформации, плотность их возрастает. Длина линий, отвечающих за движение краевых дислокаций, становится меньше, а волнистость линий скольжения винтовых дислокаций заметно возрастает. На стадии III структура линий скольжения практически не изменяется.

В работе [13] показано, что для ОЦК-металлов характер каждой кривой критической деформации $e_{кр}$, соответствующей началу перестройки дислокационной структуры, контролируется поведением краевых и винтовых компонент дислокаций, а именно изменяющимся соотношением их скоростей движения в различных условиях одновременного воздействия термического и силового факторов. Факторы, обеспечивающие краевым компонентам главную роль в протекании пластической деформации (снижение энергии дефекта упаковки, увеличение размера зерна, повышение скорости деформации), обуславливают смещение кривых $e_{кр}$ в сторону более высоких деформаций и образование дислокационной ячеистой структуры. Последняя характеризуется вытянутостью, большим размером ячеек и низким углом их разориентировки. И наоборот, факторы, которые ответственны за контролирование протекания пластической деформации с помощью винтовых компонент (высокие значения энергии упаковки, малый размер зерна, низкая скорость деформации), способствуют интенсификации процессов структурообразования, т.е. снижают значения $e_{кр}$, уменьшают размеры температурно-деформационных областей существования структурных состояний, образуют сравнительно равноосную разориентированную структуру.

Это создает предпосылки для использования возможностей термдеформационной обработки варьированием не только плотности и характера распределения дислокаций, но и видом компонент дислокаций, которые принимают преимущественное участие в процессе деформации. Кроме вышеперечисленных факторов, влияющих на данный процесс, представляется целесообразным изменение способа деформации, поскольку хорошо известна различная подвижность краевых и винтовых компонент дислокаций при изменении температуры и схемы деформации [6-13]. Это особенно важно для ОЦК-металлов при их деформации в области низких температур [13]. При такой обработке структура характеризуется преобладанием винтовых дислокаций, а деформирование в области высоких температур приводит к дислокационной структуре с преимуществом краевых дислокаций.

Винтовые дислокации характеризуются высоким барьером Пайерлса и низкой подвижностью, поэтому ввиду их затрудненного поперечного скольжения с понижением температуры пластичность ОЦК-металлов уменьшается [13]. Основное различие между двумя типами дислокаций, винтовой и краевой, состоит в том, что первая может скользить по ряду перпендикулярных плоскостей, осуществляя поперечное скольжение, тогда как вторая – только по одной плоскости, в которой она находится. В реальных кристаллах, обладающих рядом барьеров, затрудняющих распространение деформации, скольжение может идти частично в одной и частично в соседней плоскости скольжения.

По мнению авторов работ [7, 13], вид напряженного состояния и соотношение компонент напряжений в очаге деформации оказывают существенное влияние на поведение материала в области деформации, а также на его конечную структуру и свойства. Изменяя напряженно-деформированное состояние (НДС) и условия деформирования, варьируя степень деформации и температуру, можно обеспечить изменение свойств в нужном направлении. Поэтому по-прежнему важными остаются вопросы, связанные с изучением влияния на структуру и механические свойства

материалов НДС в очаге деформации, способа и величины деформации, вида предварительной и окончательной термической обработки, механизма упрочнения сплавов и т.д.

В работе [13] подчеркивается, что при анализе напряженного состояния тела чрезвычайно важно учитывать касательное напряжение, необходимое для создания остаточного сдвига частиц твердого тела, поскольку влияние относительного сдвига на процесс течения часто превосходит влияние других факторов, таких как нормальные напряжения, анизотропия и др.

В настоящее время накоплен значительное количество фактического материала и проведены фундаментальные теоретические исследования основных закономерностей, определяющих формирование микроструктуры и ее эволюции при пластической деформации в металлических материалах с объемноцентрированной (ОЦК) и гранецентрированной кристаллической (ГЦК) решеткой [6-13]. Однако, имеющие публикаций, косвенно подтверждают влияние НДС на формирование структур.

Следует отметить, что на сегодняшний день не проведены теоретические исследования по изучению влияния НДС в плоскости скольжения на внутризеренное и межзеренное течение металла. Поэтому остается актуальным вопросом изучения влияния НДС в плоскости скольжения на формирование структур в металлах и сплавах.

Целью работы является изучение особенностей структурообразования при прокатке листовых заготовок в винтообразных валках и влияние возникающих в плоскостях скольжения НДС на закономерности формирования структур и свойств.

Материалы и методика эксперимента

В работе используемый инструмент для горячей прокатки стали и сплавов содержит верхний и нижний валки с винтообразными рабочими поверхностями (рисунок 3) [14, 15]. При этом выступы или впадины верхнего валка выполнены по винтовой линии и располагающимся противоположно впадинам и выступам нижнего валка.

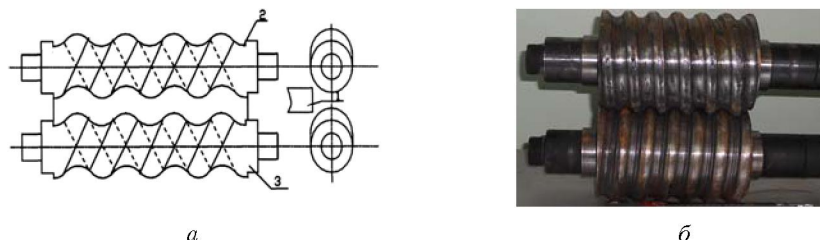


Рисунок 3 – Схема прокатки в валках с винтообразными рабочими поверхностями.
а – схема прокатки в винтообразных валках: 1 – заготовка; 2 – верхний валок; 3 – нижний валок;
б – винтообразные валки

Прокатка осуществляется следующим образом. Заготовка подается в зазор между верхним и нижним валком и деформируется с выступами и впадинами. Прокатку заготовки с двумя проходами в винтообразном инструменте осуществляют с единичными обжатиями:

$$\varepsilon = \Delta h_B / H_o \text{ (первый проход) и } \varepsilon = 2\Delta h_B / H_o \text{ (второй проход),}$$

где Δh_B – высота выступа или глубина впадины винтообразной рабочей поверхности инструмента; H_o – высота заготовки перед прокаткой. В работе изучали НДС в плоскости скольжения стали Ст3сп. Известно [7], что сталь Ст3сп в аустенитной области имеет ГЦК решетку и пластическая деформация преимущественно проходит под действием касательного напряжения по плотноупакованным октаэдрическим плоскостям $\{111\}$. Данные плоскости одинаково наклонены к координатным осям.

Для определения НДС на октаэдрической плоскости кристаллической решетки выделили бесконечно малый тетраэдр $MACB$, так, чтобы три его грани были параллельны, а четвертая была бы наклонена к координатным плоскостям (рисунок 4). Положение этой четвертой, наклонной

грани определится направляющими косинусами нормали $\vec{n}$ наклонной площадки относительно единичных векторов координатных направлений $\vec{e}_x, \vec{e}_y, \vec{e}_z$:

$$n_x = \cos(\vec{n}, \vec{e}_x) = \cos \alpha_x; n_y = \cos(\vec{n}, \vec{e}_y) = \cos \alpha_y; n_z = \cos(\vec{n}, \vec{e}_z) = \cos \alpha_z.$$

Пусть площадь наклонной грани ΔF , тогда площади остальных граней:

$$\Delta F_x = \Delta F \times n_x; \Delta F_y = \Delta F \times n_y; \Delta F_z = \Delta F \times n_z. \quad (1)$$

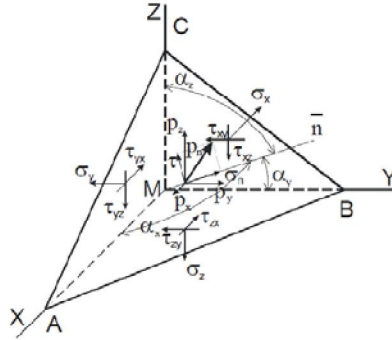


Рисунок 4 – Напряженное состояние кристаллической решетки

В наклонную грань действует полное напряжение $\vec{p}_n$ и три его составляющие, т.е. $\vec{p}_n = \{\vec{p}_x, \vec{p}_y, \vec{p}_z\}$.

Отсюда

$$p_n = \sqrt{p_x^2 + p_y^2 + p_z^2}. \quad (2)$$

Приняли, что напряжения в координатных площадках x, y, z известны. Тогда для равновесия тетраэдра сумма проекций сил на направления координатных осей должны быть равны нулю

$$\sum X = 0; \sum Y = 0; \sum Z = 0.$$

Рассмотрим первое уравнение:

$$-\sigma_x \Delta F_x - \tau_{yx} \Delta F_y - \tau_{zx} \Delta F_z - p_x \Delta F = 0. \quad (3)$$

После подстановки в уравнение (3) выражения для $\Delta F_x, \Delta F_y, \Delta F_z$ и сокращение на ΔF , получим:

$$p_x = \sigma_x n_x + \tau_{yx} n_y + \tau_{zx} n_z. \quad (4)$$

По аналогичному способу можно получить два других уравнения равновесия

$$p_y = \tau_{xy} n_x + \sigma_y n_y + \tau_{zy} n_z; \quad (5)$$

$$p_z = \tau_{xz} n_x + \tau_{yz} n_y + \sigma_z n_z. \quad (6)$$

В сокращенной записи система уравнений (4), (5) и (6) примет вид:

$$p_i = \sigma_{ji} n_j, i, j = x, y, z.$$

Полученные выражения (4), (5) и (6) показывают, если известны девять компонентов напряженного состояния в трех взаимно перпендикулярных плоскостях координатной решетки, то можно определить полное напряжение на любой площадке, проходящей через рассматриваемую координатную решетку. Таким образом, напряженное состояние в кристаллической решетке полностью определяется девятью компонентами напряжений в трех взаимно перпендикулярных площадках, проходящих через эту точку.

Нормальное напряжение в наклонной площадке определяется как сумма проекций компонент $\{p_x, p_y, p_z\}$ на нормаль к площадке $\vec{n}$

$$\sigma_n = p_x n_x + p_y n_y + p_z n_z = p_i n_i = \sigma_{ji} n_j n_i.$$

Касательная составляющая напряжения определится по формуле:

$$\tau = \sqrt{p_n^2 + \sigma_n^2}.$$

Для октаэдрической площадки кристаллической решетки можно применить следующее уравнение: $n_1^2 + n_2^2 + n_3^2 = 1$. Отсюда $n_i = 1/\sqrt{3}$.

Значения нормальных и касательных напряжений на плотноупакованной октаэдрической площадке можно определить, подставив значение направляющих косинусов в выражения для нормальных и касательных напряжений в наклонной площадке в главных осях координат.

Нормальное напряжение на октаэдрической плоскости равно среднему главному напряжению: $\sigma_{окт} = \sigma_{ср}$.

Касательное напряжение на октаэдрической плоскости кристаллической решетки можно определить по формуле:

$$\begin{aligned} \tau^2 &= p_n^2 + \sigma_n^2 = \sigma_1^2 n_1^2 + \sigma_2^2 n_2^2 + \sigma_3^2 n_3^2 - (\sigma_1 n_1^2 + \sigma_2 n_2^2 + \sigma_3 n_3^2)^2; \\ \tau^2 &= \frac{1}{3} \sigma_1^2 + \frac{1}{3} \sigma_2^2 + \frac{1}{3} \sigma_3^2 - \left(\frac{1}{3} \sigma_1 + \frac{1}{3} \sigma_2 + \frac{1}{3} \sigma_3 \right)^2 = \\ &= \frac{1}{9} (2\sigma_1^2 + 2\sigma_2^2 + 2\sigma_3^2 - 2\sigma_1\sigma_2 + 2\sigma_2\sigma_3 + 2\sigma_3\sigma_1) = \\ &= \frac{1}{9} [(\sigma_1^2 - 2\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2^2) + (\sigma_2^2 - 2\sigma_2\sigma_3 + \sigma_3^2) + (\sigma_3^2 - 2\sigma_3\sigma_1 + \sigma_1^2)] = \\ &= \frac{1}{9} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \end{aligned}$$

Откуда

$$\begin{aligned} \tau &= \pm \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} = \pm \sqrt{\frac{2}{3} I_2(D_\sigma)}; \\ I_2(D_\sigma) &= -\frac{1}{6} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \end{aligned}$$

Известно [16], что интенсивность касательных напряжений определяют по выражению

$$T = \frac{1}{\sqrt{6}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} = \sqrt{I_2(D_\sigma)}.$$

Тогда касательное напряжение на октаэдрической плоскости кристаллической решетки равно:

$$\tau = \pm \sqrt{\frac{2}{3}} T. \quad (7)$$

Из материалов работ [7] видно, что при деформации возникают сплетения диполей и дислокаций леса, в результате чего с ростом деформации образуется нерегулярная сетка дислокаций. Плотность дислокаций достигает 10^{10} см^{-2} . Зависимость напряжения течения от плотности дислокаций по теории Тейлора выражается формулой [7]:

$$\tau_T = Gb\sqrt{\rho/2\pi K}, \quad (8)$$

где G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; K – коэффициент упрочнения; ρ – плотность дислокаций, лежащих в плоскости скольжения.

Следует отметить, что при пластической деформации металлов с ГЦК решеткой на октаэдрической плоскости возникающая касательное напряжение должно превышать напряжения течения, определяемой по формуле (8).

Для прогнозирования структурообразования необходимо произвести расчет сдвиговой деформации, которая возникает в плотноупакованных плоскостях скольжения. В работе [16] отмечается, что все необходимые формулы теории деформаций можно записать по аналогии с соответствующими формулами теории напряжений. Тогда сдвиговую деформацию на октаэдрической плоскости кристаллической решетки можно определить по формуле:

$$\gamma = \sqrt{\frac{2}{3}} \Gamma, \quad (9)$$

где Γ – интенсивность деформации.

При прокатке заготовок в винтообразных валках для расчета величин касательного напряжения и сдвиговой деформации в октаэдрической плоскости по формуле (7) и (9), соответственно, интенсивности напряжений и деформаций определяли, используя специализированную стандартную программ MSC.Super Forge. При расчете по данной программе трехмерная геометрическая модель прокатываемого листа и деформируемого инструмента была построена в CAD программе Inventor, и импортирована в САЕ программу MSC.Super Forge. При создании конечно-элементной модели исходной заготовки и инструмента, был использован трехмерный объемный элемент CTETRA (четырёхузловой тетраэдр) применяемый для моделирования трехмерных тел.

Следует отметить, что для расчета НДС использовали техническую характеристику лабораторного стана. В MSC.Super Forge инструменты принимаются абсолютно жесткими и обеспечивают только свойства теплопроводности и теплопередачи, а механические свойства игнорируются. Из базы данных материалов назначили материал инструмента ШХ15. Для этого материала плотность и тепловые свойства программа назначила по умолчанию. Процесс прокатки проходит при комнатной температуре, поэтому начальную температуру валков приняли равным 20°C.

Для исследования процесса прокатки в валках с винтообразными рабочими поверхностями использовали заготовку размером 6×150×400 мм из стали Ст3сп (аналог DIN C10). Из базы данных программного комплекса «MSC.SuperForge» задавали реологические свойства стали Ст3сп при температуре 1100 °С. При этом материал заготовки принимали изотропным упругопластическим с нелинейным упрочнением (BISO). Контакт между валком и листом смоделирован трением по Кулону, коэффициент трения был принят 0,3.

Запускали программу «MSC.SuperForge». Шаговым методом рассчитывали компоненты тензора деформации, компоненты тензора скорости деформации, компоненты тензора напряжения, интенсивности деформаций и напряжений, распределение температур по объему заготовки.

Результаты и обсуждение

На основе схемы приложения нагрузки, приведенной на рисунке 5, можно сделать вывод, что при прокатке винтообразных валках большинство объем заготовки деформируется простым сдвигом. При этом в процессе прокатки в данных валках в пределах всего объема очага деформации возникают крутящие моменты. Под действием крутящих моментов внутри зерна и на его границе возникают напряжение сдвига τ , приводящее к внутризеренной и зернограничной пластической деформации.

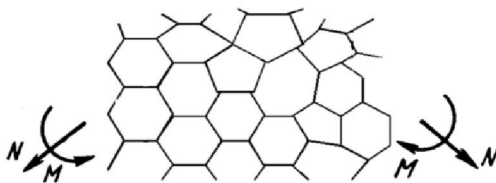


Рисунок 5 – Схема приложения нагрузки на структуру металла при прокатке в винтообразных валках

Необходимо отметить, что при схеме приложение внешней нагрузки, приведенной на рисунке 5, в пластическую деформацию вовлекается большое количество систем скольжения по следующим причинам:

1) во время прокатки в винтообразных валках, из-за изменения ориентации благоприятно ориентированных к направлению действия максимальных касательных напряжений плоскостей, происходит движения дислокации и в других плотноупакованных плоскостях скольжения. Это связано тем, что последние плоскости кристаллической решетки становятся благоприятно ориентированными плоскостями, где действует максимальные касательные напряжения. Следовательно, к деформации и движению привлекаются дислокаций всех плотноупакованных плоскостей;

2) при прокатке в винтообразных валках из-за поворота очага деформации хорошо регулируется соотношение между количеством краевых и винтовых дислокаций плотноупакованных плоскостей. Это позволяет сформировать оптимальное сочетание компонент дислокаций таким образом, чтобы в первый момент прокатки деформация обеспечивалась краевыми дислокациями с низким барьером Пайерлса, а дальнейшее развитие пластической деформации – винтовыми дислокациями;

3) при деформировании в винтообразных валках в начальный момент прокатки возникают средние по величине сжимающие напряжения (рисунки 6 и 7). Известно [13], что данные напряжения способствуют созданию дислокационной структуры с преобладанием винтовой ориентации. При действии больших нормальных сжимающих напряжений на плоскость скольжения уменьшается подвижность винтовых дислокаций. Однако в последующих этапах прокатки в винтообразных валках возникают значительные по величине касательные напряжения и сдвиговые деформации (рисунки 8 и 9). Данные напряжения благоприятным образом оказывают влияние на подвижность винтовых компонент дислокаций. Поскольку позволяют расщепленным дислокациям легче (с энергетической точки зрения) поменять плоскость скольжения, если более благоприятные, с точки зрения закона Шмида, заблокированы. Таким образом, использование при прокатке винтообразных валках схем деформации со сдвигом обеспечивает в начальный момент пластическую деформацию в основном движением краевых дислокаций. Однако дальнейшее развитие пластической деформации идет за счет движения винтовых дислокаций.

4) При прокатке в винтообразных валках винтовые дислокации имеют большую степень свободы, изменяя плоскость своего скольжения в зависимости от локального поля напряжений в данной области. Следует отметить, что при прокатке в данных валках металл находится в поле сложного нагружения. Поэтому одним из элементов релаксации напряжений является движение винтовых дислокаций.

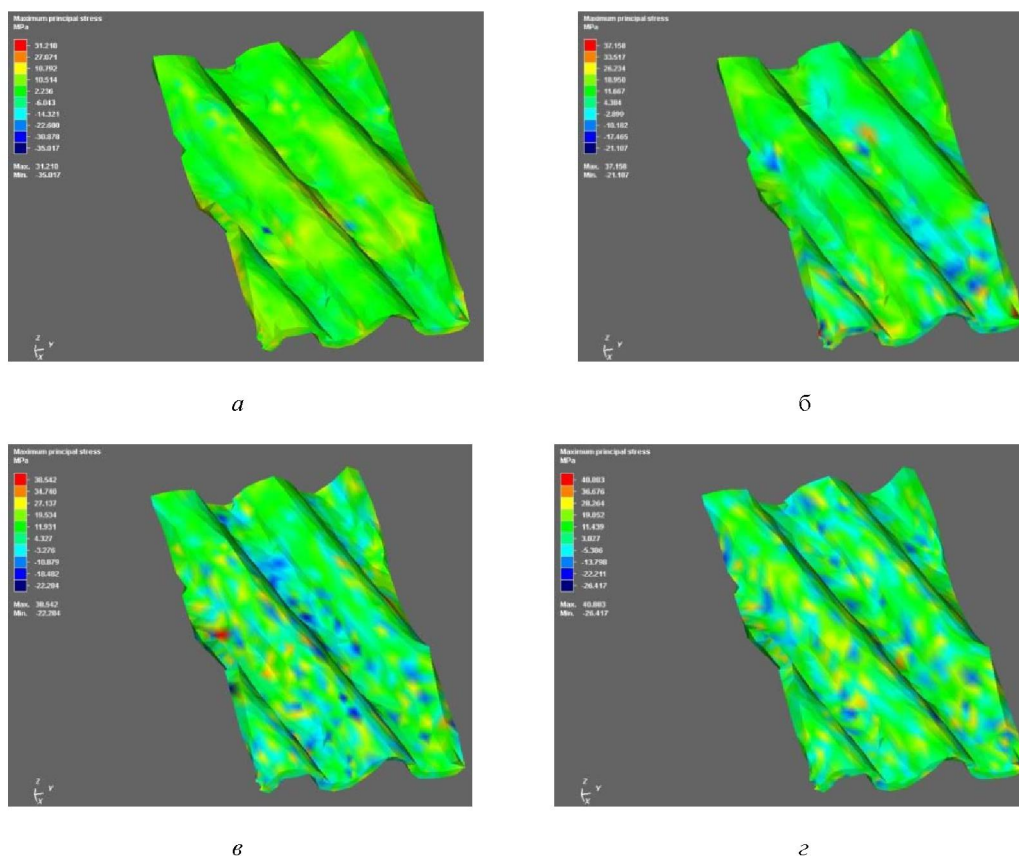


Рисунок 6 – Картина распределения максимальных главных напряжений в заготовке при прокатке в винтообразных валках: а – первый проход, б – второй проход, в – третий проход, г – четвертый проход

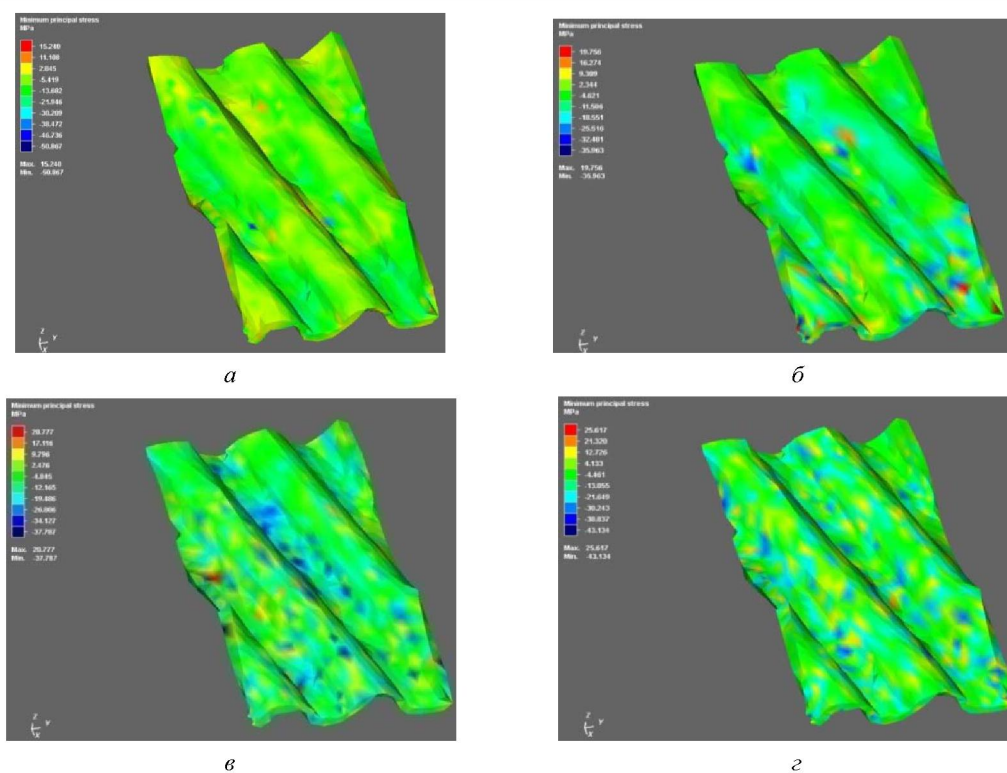


Рисунок 7 – Картина распределения минимальных главных напряжений в заготовке при прокатке в винтообразных валках: а – первый проход; б – второй проход; з – третий проход; д – четвертый проход

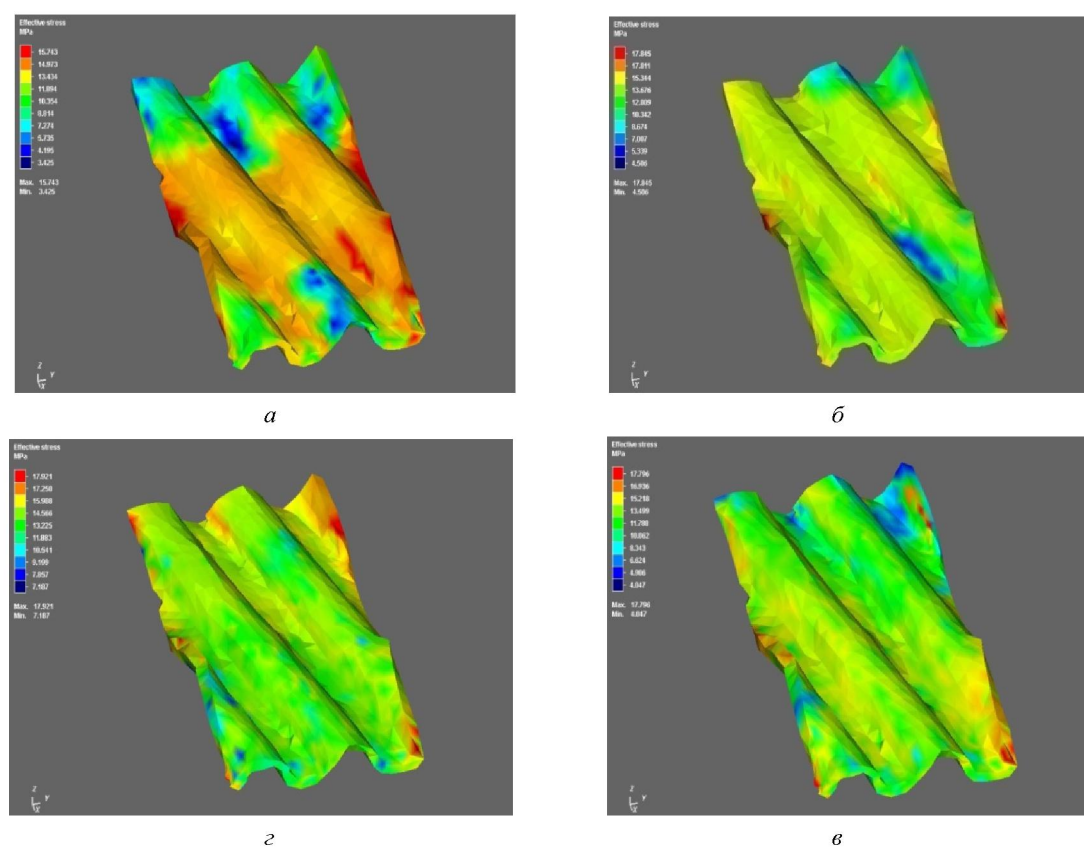


Рисунок 8 – Картина распределения интенсивности напряжений в заготовке при прокатке в винтообразных валках: а – первый проход; б – второй проход; з – третий проход; д – четвертый проход

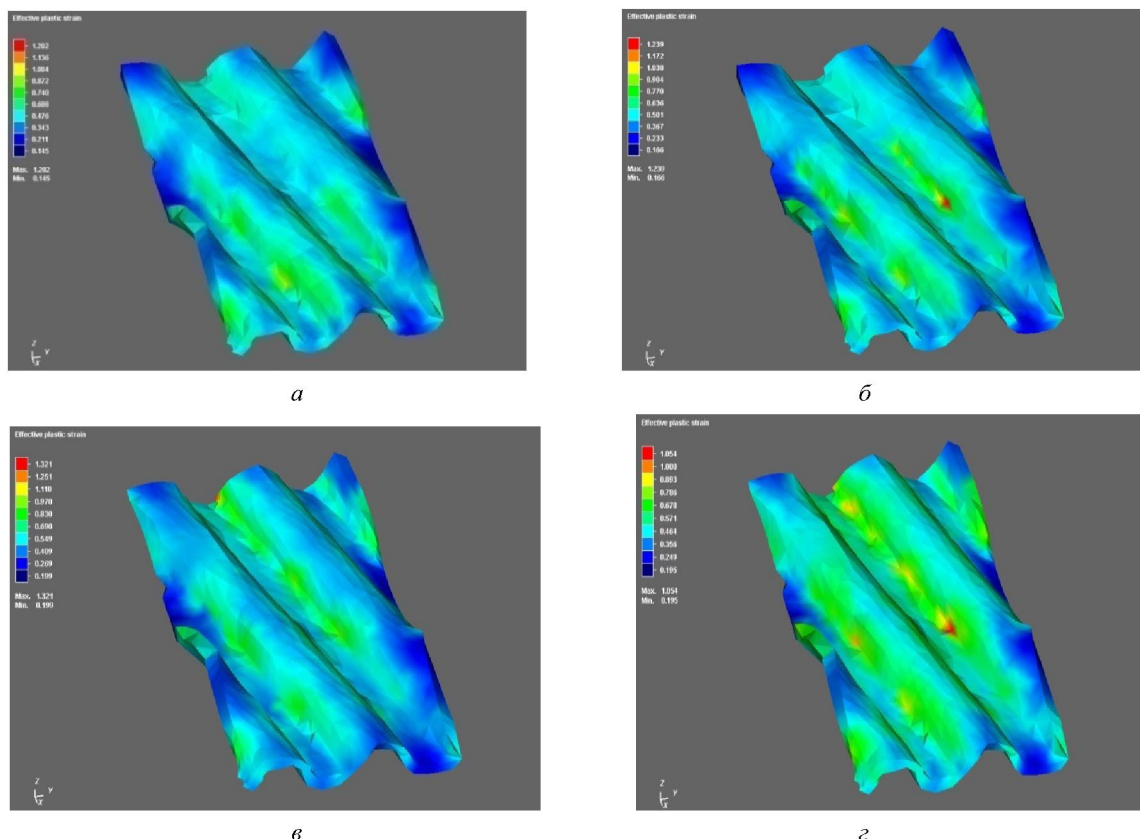


Рисунок 9 – Картина распределения интенсивности деформации в заготовке при прокатке в винтообразных валках:
а – первый проход; *б* – второй проход; *в* – третий проход; *д* – четвертый проход

5) При прокатке винтообразных валках движение именно винтовых дислокаций позволяет металлу диссипировать подводимую энергию. Это означает, что их движение является одним из механизмов рассеяния энергии. Несомненно лишь то, что при определенных условиях он может вносить значительный вклад в процесс деформации наряду с другими механизмами диссипации (двойникованием, фрагментацией, диффузионным массопереносом, внутризерненным скольжением, зерно-границным проскальзыванием и пр.). Все это приводит к быстрому прохождению в деформируемом металле разупрочняющих процессов и быстрому измельчению структуры металла.

Таким образом, при прокатке в винтообразных валках измельчение зерен по сечению заготовки с достаточно большой вероятностью наступает гораздо раньше, чем при обычных процессах обработки металлов давлением.

Выводы:

1. Предложена новая конструкция прокатных валков для прокатки металлов и сплавов.
2. Выведены формулы, позволяющие при известных величинах интенсивности напряжений и деформации определить касательные напряжения и сдвиговые деформации на октаэдрической плоскости кристаллической решетки;
3. Показано, что при прокатке в винтообразных валках реализуется схема деформации по типу простого сдвига, для которой характерно постоянное изменение угла между направлением действия максимальных касательных напряжений и направлением наибольшего удлинения и вертикальной оси заготовки;
4. Доказано, что при прокатке в винтообразных валках в начальном этапе возникают сжимающие напряжения, которые способствуют созданию дислокационной структуры с преобладанием винтовой ориентации, а в последующем этапе прокатки в винтообразных валках возникают значительные по величине касательные напряжения и сдвиговые деформации, которые благоприятным образом оказывают влияние на подвижность винтовых компонент дислокаций.
5. Установлено, что использование при прокатке винтообразных валках схем деформации со сдвигом обеспечивает в начальный момент пластическую деформацию в основном движением

краевых дислокаций, а в дальнейшем развитие пластической деформации идет за счет движения винтовых дислокаций. Это приводит к быстрому прохождению в деформируемом металле разупрочняющих процессов и получению листов с ультрамелкозернистой структурой.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, М.: Логос, 2000, 272 с.
- [2] Козлов К.А., Кечин В.А., Стулов В.В. Современные процессы получения направленных заготовок, Литейщик России, 2008, № 7, С. 36-38.
- [3] Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства, М.: ИКЦ «Академкнига», 2007, 398 с.
- [4] Столяров В.В. Деформационные методы измельчения структуры, Вестник научно-технического развития, 2013, №4 (68), С. 29-36.
- [5] Валитов В. А. Формирование нанокристаллической структуры при интенсивной деформационно-термической обработке и ее влияние на сверхпластические свойства никелевых сплавов, Вопросы материаловедения, 2007, № 4(52), С. 311-316.
- [6] Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005, 432 с.
- [7] Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации, М.: Металлургия, 1982, 584 с.
- [8] Николаева Е.А. Сдвиговые механизмы пластической деформации монокристаллов. Пермь: Пермского государственного технического университета, 2011, 50 с.
- [9] Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. Закономерности деформационного измельчения структуры металлов и сплавов. Нижний Новгород: Образовательно-научный центр «Новые многофункциональные материалы и нанотехнологии», 2007, 96 с.
- [10] Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов, М.: Мир, 1972, 408 с.
- [11] Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах, М.: Металлургиздат, 1958, 267 с.
- [12] Мак Лин Д. Механические свойства металлов, М., 1965, 431 с.
- [13] Папинская Е.Г. Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации, Донецк: изд-во «Вебер» (Донецкое отделение), 2009, 352 с.
- [14] А.Т. Турдалиев, Н.К. Смагулова, А.С. Машекова и др. Способ получения листов из титанового сплава, Патент РК № 30451. 15.10.2015. Бюл. №10. 3 с.: ил.
- [15] А.Т. Турдалиев, Н.К. Смагулова, А.С. Машекова и др. Способ получения сверхпластичного листа из алюминиевого сплава, Патент РК № 30450. 15.10.2015. Бюл. №10. 3 с.: ил.
- [16] Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением, М.: Металлургия, 1986, 688 с.

REFERENCES

- [1] Valiyev R.Z., Aleksandrov I.V. Nanostrukturnye materialy, poluchennyye intensivnoi plasticheskoi deformatsiei, M.: Logos, 2000, 272 p. (in Rus.).
- [2] Kozlov. K.A., Kechin V.A., Stulov V.V. Sovremennyye process polucheniya napravlennykh zagotovok, Liteischik Rossii, 2008, № 7, 36-38 p. (in Rus.).
- [3] Valiyev R.Z., Aleksandrov I.V. Ob'emnye nanostrukturnye metallicheskie materialy: poluchenie, struktura i svoistva, M.: IKTs «Akademkniga», 2007, 398 p. (in Rus.).
- [4] Stolyarov V.V. Deformatsionnyye metody izmel'cheniya struktury, Vestnik nauchno-tehnicheskogo razvitiya, 2013, №4 (68), 29-36 p. (in Rus.).
- [5] Valitov V. A. Formirovanie nanokristallicheskoj struktury pri intensivnoi deformatsionno-termicheskoi obrabotke i ee vliyanie na sverhplasticheskie svoistva nikel'evykh splavov, Voprosy materialovedeniya, 2007, № 4(52), 311-316 p. (in Rus.).
- [6] Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Rekristallizatsiya metallov i splavov. M.: MISIS, 2005, 432 p. (in Rus.).
- [7] Poluhin P.I., Gorelik S.S., Vorontsov V.K. Fizicheskie osnovy plasticheskoi deformatsii, M.: Metallurgiya, 1982, 584 p. (in Rus.).
- [8] Nikolayeva E.A. Sdvigovyye mekhanizmy plasticheskoi deformatsii monokristallov. Perm': Permskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta, 2011, 50 p. (in Rus.).
- [9] Sarafanov G.F., Perevezentsev V.N. Zakonomernosti deformatsionnogo izmelcheniya struktury metallov i splavov. Nizhniy Novgorod: Obrazovatelno-nauchnyi tsentr «Novyye mnogofunktsionalnyye materialy i nanotekhnologii», 2007, 96 p. (in Rus.).
- [10] Honikomb R. Plasticheskaya deformatsiya metallov, M.: Mir, 1972, 408 p. (in Rus.).
- [11] Cottrell A.Kh. Dislokatsii i plasticheskoe techenie v kristallakh, M.: Metallurgizdat, 1958, 267 p. (in Rus.).
- [12] Mak Lin D. Mehanicheskie svoistva metallov, M., 1965, 431 p. (in Rus.).
- [13] Pashinskaya E.G. Fiziko-mekhanicheskie osnovy izmel'cheniya struktury pri kombinirovannoi plasticheskoi deformatsii, Donetsk: «Veber» (Donetskoe otdelenie), 2009, 352 p. (in Rus.).
- [14] A.T. Turdaliyev, N.K. Smagulova, A.S. Mashekova i dr. Sposob polucheniya listov iz titanovogo splava, Patent RK № 30451. 15.10.2015. Bull. №10. 3 c.: (in Rus.).

- [15] A.T. Turdaliyev, N.K. Smagulova, A.S. Mashekova i dr. Sposob polucheniya sverhplastichnogo lista iz aluminievogo splava, Patent RK № 30450. 15.10.2015. Bul.№10. 3 p.: (in Rus.).
- [16] Kolmogorov V.L. Mehanika obrabotki metallov davleniem, M.: Metallurgiya, 1986, 688 p. (in Rus.).

А. С. Машекова

Қ. И. Сәтбаев атындағы Қазақ ұлттық техникалық зерттеу университеті, Алматы, Қазақстан

**СЫРҒУ ЖАЗЫҚТЫҒЫНДА КДК АНЫҚТАЙТЫН ЖӘНЕ БҰРАНДАЛЫ ПІШІНБІЛІКПЕН
МЕТАЛ МЕН ҚОРЫТПАНЫ ЖАЙМАЛАҒАН КЕЗДЕ ҚҰРЫЛЫМНЫҢ ҚАЛЫПТАСУЫН
ЖОРАМАЛДАЙТЫН ӘДІСТЕМЕ**

Аннотация. Мақалада, деформация ошағы бойынша кернеу қарқындылығы белгілі болған жағдайда кристалдық тордың октаэдрлік алаңында жанама кернеуді анықтауға мүмкіндік беретін формула шығарылған. Бұрандалы пішінбілікпен дайындаманы жаймалаған кезде құрылымның ұсақталуы, бір жағынан, сырғу жүйесін қосумен іске асырылатындығы, ал екінші жағынан, айтылған пішінбілікпен жаймалағандағы кернеу күйі жағдайында алмасуды босатудың жақсы жағдайын тудырумен және олардың қозғалу жағдайын жақсартумен іске асырылатындығы дәлелденген. Мақалада, бұрандалы пішінбілікпен жаймалаудың бастапқы сатысында қысатын кернеу пайда болып, бұрандалы бағыты басым болатын дислокациялық құрылым пайда болатындығы, ал бұрандалы пішінбілікпен жаймалаудың келесі сатыларында мөлшері бойынша едәуір жанама кернеулер пайда болып ығысу деформациясын тудыратындығы анықталған. Осы ығысу деформациясы бұрандалы дислокацияның қозғалуына жақсы әсер ететіндігі мақалада дәлелденген. Бұрандалы пішінбілікпен жаймалаған кезде ығысуы бар деформация сұлбасын қолдану, жаймалаудың бастапқы уақытысында пластикалық деформацияны шеттік дислокацияның қозғалуымен қамтамасыз ететіндігі, ал кейінгі уақыттарда пластикалық деформацияның дамуы бұрандалы дислокацияның қозғалуымен жүретіндігі табылған. Бұл деформацияланып жатқан металда беріксіздіктің процестердің тез өтуіне және ультраұсақтүйіршікті құрылымы бар қаңылтырды алуға мүмкіндік жасайды.

Түйін сөздер: жаймалау, бұрандалы пішінбіліктер, жанама кернеу, субмикроқұрылымдық күй, түйіршіктер өлшемі, бірлік жаншу.

Сведение об авторе:

Машекова Айгерим Сериковна – докторант, Казахский национальный исследовательский технический университет им. К. И. Сәтбаева, Институт промышленной инженерии, кафедра «Станкостроение, материаловедение и технология машиностроительного производства».