Math-Net.Ru

Общероссийский математический портал

В. В. Грачев, А. В. Громова, В. Я. Целлермаер, М. П. Ивахин, Э. В. Козлов,
Эволюция дислокационных субструктур в мало- и среднеуглеродистых сталях
при волочении, *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*, 2004,
выпуск 27, 123–129

DOI: <https://doi.org/10.14498/vsgtu288>

Использование Общероссийского математического портала Math-Net.Ru подразумевает, что вы прочитали и
согласны с пользовательским соглашением

<http://www.mathnet.ru/rus/agreement>

Параметры загрузки:

IP: 54.198.55.26

26 апреля 2023 г., 14:29:50

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Habraken L., Gaspard C.* // Metallurgie 1975. Vol.15. №4. P. 204-221.
2. *Gleiter H.* // Mat.Sci. and Eng. 1982. Vol.52. P. 91-131.
3. *Копецкий И.В., Фионова Л.К.* Границы зерен //Итоги науки и техники ВИНТИ. Металловедение и термическая обработка. 1986. Вып.20. С. 53-97.
4. *Ганн В.В., Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Юдин О.В.* // ВАНТ.Сер:Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 1979. Вып.3(11). С. 36-41.
5. *Зеленский В.Ф., Кирюхин Н.М., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Пархоменко А.А.* Высокотемпературное радиационное охрупчивание материалов. Харьков 1983. 322 с.
6. *Bose S.K., Mishra R., Bhattacharya D.L.* // Acta Met. 1972. Vol.20. №3. P. 469-471.
7. *Гриник Э.У., Карасев В.Ф., Палиоха И.И.* // ВАНТ.Сер:Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 1978. Вып.1(6). С. 28-31.
8. Метод внутреннего трения в металловедческих исследованиях. Справочник. М.: Металлургия, 1991. 560 с.
9. *Гребский М.В.* Структура границ зерен в металлах. М.: Металлургия, 1972. 352 с.
10. *Глейтер Г., Чалмерс Б.* Большиеугловые границы зерен. М.: Мир, 1975. 425 с.
11. *Паришин А.М., Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В. и др.* Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение. М.: Наука. 1998. 378 с.
12. *Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С. и др.* Некоторые проблемы физики радиационных повреждений. - Киев: Наукова думка, 1979. 282 с.
13. *Гуревич М.Е., Журавлев А.Ф., Ларионов Л.Н., Рясный А.В.* Кинетический и диффузионный этапы проникновения гелия в металлы из низкотемпературной газоразрядной He-H плазмы. // ВАНТ.Сер.:ФРПИРМ. 1988. Вып.4. С. 53-56.
14. *Черников В.Н., Захаров А.П., Казанский П.П.* // ВАНТ. Сер.:ФРП и РМ. 1989. Вып. 2. С.83-94
15. *Wilson W.D.* // Rad. Eff. 1983/ Vol. 78. P.11-24/
16. *Lojowski W., Wyzykowski J.* // Scripta Met. V.22. №1. 1988. P. 57-59.
17. *Кайбышев О.А., Валиев Р.З.* Границы зерен и свойства металлов М.: Металлургия, 1987. 214 с.
18. *Герасименко В.И., Михайлевский И.М.* // ВАНТ. Сер.ФРП и РМ. Вып.51. 1989. С.53.
19. *Бойко В.С., Мазилова Т.И., Сидоренко И.И.* Компьютерное моделирование на атомном уровне взаимодействия точечных, линейных и поверхностных дефектов. //Радиационное материаловедение. Т.5. Харьков: Наукова Думка. 1990. С. 134-141.

УДК 669.14:621.317:539.4

В.В. Грачев, А.В. Громова, В.Я. Целлермаер, М.П. Ивахин, Э.В. Козлов

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В МАЛО- И СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ

Выполненные в данной работе исследования методами электронной дифракционной микроскопии позволяют проследить эволюцию дислокационной субструктуры ряда углеродистых феррито-перлитных сталей, которая имеет место в процессе волочения. Определены количественные параметры субструктур и установлены связывающие их зависимости.

Согласно современным представлениям, процесс пластической деформации является многоуровневым. На стадии развитой пластической деформации, наблюдающейся при обработке металлов давлением, для корректного описания процессов формоизменения необходимо знание характера и закономерностей эволюции дефектной структуры. В ходе технологических процессов исходные металлические заготовки претерпевают значительные пластические деформации различного вида и степени интенсивности. В условиях сложной деформации в металлическом материале формируются различного типа дислокационные субструктуры. Это обстоятельство оказывает существенное влияние на сопротивление материала деформированию и разрушению [1]. Однако до настоящего времени изучение дислокационных субструктур проводилось, главным образом, в условиях сравнительно простого напряженно-деформированного состояния (однородной деформации) для моно- и поликристаллических образцов (например, Ni_3Fe), по своему химическому составу достаточно далеких от сталей и сплавов промышленного применения [2]. Поэтому задача исследования эволюции дислокационных субструктур сталей в условиях неоднородной пластической деформации, в широком интервале значений ее степени, несомненно актуальна и представляет интерес как в теоретическом, так и в практическом аспектах.

Холодное волочение проволоки относится к числу наиболее распространенных технологических операций обработки металлов давлением и отличается значительной неоднородностью деформации материала. Выполненный в данной работе анализ экспериментальных результатов

позволяет проследить эволюцию дислокационной субструктуры ряда углеродистых феррито-перлитных сталей, которая имеет место в ходе такой обработки.

Материалы и методика исследования. Исследования проводили на низко- и среднеуглеродистых сталях марок 1кп, 2кп, 3кп, Ст10, Ст20 конвертерной выплавки, химический состав которых соответствовал требованиям ГОСТ 380-94, ГОСТ 1050-74, ГОСТ 4543-71 и ТУ 14-1-4486. Все стали имели феррито-перлитную структуру. Слитки прокатывались на непрерывно-заготовочном стане 850/730/580 на заготовку квадрат сечением 100x100 мм, а затем на проволочном стане 250 – на катанку диаметром 6,5 мм. Последняя перед смоткой в бунты подвергалась ускоренному охлаждению водой до температур 920, 840 и 760 °С. После удаления окалины катанку волочили на проволоку различного диаметра с варьируемыми степенями обжатия ε : 0...80 %, скоростями волочения 0,03-3,0 м/с, величинами угла раскрытия фильеры 12 и 16 град. Исследования дислокационной субструктуры и определение ее количественных параметров проводили методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг на просвет, подробно описанными в работах [1, 2].

Результаты и их обсуждение. Предварительными металлографическими исследованиями установлено, что структура всех сталей после волочения является неоднородной по сечению образца, что связано с неоднородными условиями деформации. В случае резко выраженного градиентного строения поперечное сечение образца разбивается на три зоны: 1) тонкая поверхностная зона; 2) промежуточная зона, занимающая основной объем материала; 3) центральная зона, имеющая объем меньше зоны 2, но больше зоны 1. Такой характер неоднородного строения материала, подвергнутого волочению, выявленный ранее в [1], делает необходимым изучение дислокационной структуры по зонам. Вместе с тем, представляется целесообразным, принимая во внимание различие марок сталей и режимов технологического процесса, провести некоторое «усреднение» с целью получения, на основе большого объема экспериментального ма-

териала, возможно более полной картины эволюции дефектной субструктуры феррито-перлитной стали в процессе развития деформации при волочении.

Показано, что, в целом, по мере увеличения степени деформации, в исследуемых сталях основная цепочка структурных превращений в дислокационном ансамбле такова: хаос → сетки → ячейки → фрагменты (рис. 1). При этом фрагменты, как более крупные образования, могут либо содержать, либо не содержать дислокационные субструктуры (сетчатую или ячеистую). В исходном состоянии сталей, при низкой скалярной плотности дислокаций наблюдается хаотическая дислокационная субструктура. Рост плотности дислокаций приводит к образованию сетчатой субструктуры (рис. 1, а), затем ячеистой (рис. 1, б) и, наконец, фрагментированной (рис. 1, в, г). При этом можно выделить два вида

Р и с. 1. Электронно-микроскопические изображения дислокационных субструктур, наблюдающихся в стали 20 после волочения ($\varepsilon = 17\%$): а – сетчатая; б – ячеисто-сетчатая; в, г – фрагментированная (в – изотропные, г – анизотропные фрагменты); а', б', в', г' – схемы соответствующих субструктур.

фрагментации: первичная и вторичная. При первичной фрагментации структура перлитных колоний в основном сохраняется и на фоне возросшей плотности дислокаций наблюдается образование достаточно четких дислокационных сеток, ориентированных, в основном, поперек направления пластин α -фазы. Возникшие с боковых сторон фрагменты ограничены пластинами цементита. При этом фрагментированной оказывается как α -фаза, так и пластины цементита. Фрагменты имеют четко выраженную анизотропную форму (рис. 1, з). При вторичной фрагментации происходит образование дислокационных стенок как поперек, так и вдоль пластин α -фазы. Вторичная фрагментация разрушает перлитные колонии, создав в структуре цементита хаос. Образуются изотропные фрагменты α -фазы, границы которых частично окаймлены цементитом (рис. 1, в). Наиболее интенсивно фрагментация перлита происходит в стыках зерен или перлитных колониях. Фрагментированная субструктура является весьма важной для исследуемых сталей, во-первых, потому, что она замыкает цепочку субструктурных превращений и далее может лишь происходить измельчение фрагментов. Подобное наблюдалось и другими авторами на других материалах [2-4]. Согласно классификации субструктурных превращений [2,3] в данном случае реализуются низкоэнергетические последовательности превращений. Это свидетельствует о том, что в ходе субструктурных превращений система стремится к некоторому локальному минимуму энергии. При снижении энергии в процессе структурной релаксации при сохранении фрагментированной субструктуры включаются новые механизмы и на границах фрагментов зарождаются трещины. Особенностью фрагментированной субструктуры является уменьшение скалярной плотности свободно распределенных дислокаций по мере ее совершенствования. Независимо от параметров режима обработки (скорости волочения и т.д.) формирующиеся типы дислокационных субструктур возникают примерно в одном и том же интервале плотности дислокаций и сменяют друг друга с возрастанием плотности дислокаций в одинаковой последовательности.

Таким образом, установлено, что увеличение суммарной степени деформации сопровождается развитием процесса фрагментации и завершается превращением нефрагментированной субструктуры во фрагментированную. Объемная доля фрагментированной субструктуры практически линейно возрастает с увеличением истинной деформации, а доля нефрагментированной субструктуры – «симметрично» снижается (рис. 2, а). Размеры фрагментов уменьшаются при волочении и в дальнейшем не изменяются (рис. 2, б).

Процесс фрагментирования, в основном, обусловлен релаксацией дальнедействующих полей напряжений и самоорганизацией дислокационной субструктуры. При этом накапливается избыточная плотность дислокаций, которая переходит на границы фрагментов и обеспечивает рост разориентировок. Изменение вида напряженного состояния влияет на характер анизотропии фрагментированной субструктуры и может вызвать разрушение части старых субграниц и образование новых. Эти процессы обусловили немонотонное изменение скалярной плотности дислокаций с ростом степени деформации. Фрагментация является стартовым процессом для динамической рекристаллизации и текстурообразования.

Рассмотрим более подробно дислокационную структуру, сформировавшуюся в объеме материала проволоки в процессе волочения. После интенсивной деформации, произведенной в процессе волочения, в ферритных зернах исследуемых сталей накопилась высокая скалярная плотность дислокаций. При таких плотностях дислокаций формируются классические дислокационные структуры [5,6]. Субструктурами, образующимися в процессе деформирования, являются субструктуры с непрерывными и дискретными разориентировками - сетчатая, ячеисто-сетчатая и фрагментированная. Сетчатая структура достаточно хаотична. В ней присутствуют непрерывные разориентировки. Наряду с отдельными дислокациями и их пересечениями она содержит дислокационные клубки, которые могут вводить дискретные разориентировки и являться зародышами ячеисто-сетчатой субструктуры. Ячеисто-сетчатая субструктура отличается большей или меньшей незавершенностью строения ячеек и, соответственно, наличием или отсутствием, наряду с непрерывными разориентировками, дискретных разориентировок. Фрагментированная структура также встречается в нескольких разновидностях: изотропные фрагменты и анизотропные фрагменты. Сетчатая структура организована небольшим числом систем скольжения. В ней отсутствуют дислокационные барьеры. Кривизна дислокационных линий и наличие экстинкционных контуров свидетельствует о полях внутренних напряжений. Ячеисто-сетчатую субструктуру характеризуют достаточно рыхлые сгущения, размеры которых несколько не меньше разреженных участков. В этой субструктуре присутствуют локальные дальнедействующие поля напряжений, о чем свидетельствует изгиб дислокационных линий, отдельные сгущения начинают характеризоваться наличием достаточно дискретных разо-

риентировок. Анизотропные фрагменты менее хаотичны, чем предшествующие две субструктуры. Границы достаточно четко выделяются на фоне разреженных внутренних областей фрагментов. Наряду с дискретными разориентациями, вводимыми субграницами, присутствуют значительные непрерывные разориентации, источниками которых являются стыки межфазных границ или границ зерен и частичных дисклинаций. Амплитуда кривизны-кручения в этой субструктуре значительно выше, чем в двух предыдущих. Нередко встречаются участки, являющиеся смесью субструктур, т.е. отвечающие переходной стадии их перестройки.

Р и с. 2. Зависимость от величины истинной деформации ε объемной доли P_v фрагментированной (1) и нефраgmentированной (2) субструктур в стали 2кп после волочения; продольных размеров фрагментов $L_{фр}$ (3) и коэффициента анизотропии k фрагментов (4); скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$ (5) и амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки α -фазы χ (6)

Различные условия формирования дислокационной субструктуры реализуются в различных зонах образца. Поэтому, несмотря на то, что принципиально все типы субструктур встречаются во всех зонах, объемная доля каждой из них по зонам неодинакова [1]. В первой зоне, в условиях интенсивной миграции границ зерен, субструктура менее хаотична. Наиболее выражена в этой зоне сетчатая и ячеисто-сетчатая субструктуры. Напротив, в третьей зоне чаще всего встречаются анизотропные фрагменты. Вторая зона представляет собой промежуточное состояние с примерно одинаковым количеством различных дислокационных субструктур, в частности, в ней хорошо выражены анизотропные фрагменты. Изменение скорости волочения в интервале 0,03...1,30 м/с практически не меняет соотношения структур в первой и третьей зонах и слабо воздействует на субструктуру промежуточной зоны. Несколько более заметно влияние угла раскрытия фильеры на распределение дислокационных субструктур по сечению прутка: увеличение угла раскрытия фильеры с 12 до 16 градусов заметно увеличивает долю фрагментированной субструктуры в третьей зоне и снижает ее содержание в первой. Очевидно, что мигрирующие в первой зоне границы при своем движении преобразуют участки материала с наиболее высокой плотностью дислокаций. Поэтому наиболее упорядоченные дислокационные субструктуры здесь либо исчезают за мигрирующими границами, либо вообще не успевают образовываться. Вследствие этого в первой зоне преобладают хаотические дислокационные субструктуры. В третьей зоне структура зерен более стационарна, здесь дислокации могут исчезать только вследствие аннигиляции. Тем не менее, в процессе деформирования успевает пройти перераспределение дислокаций, поэтому здесь образуются анизотропные фрагменты.

Данные закономерности подтверждаются результатами анализа средних значений скалярной плотности дислокаций и кривизны-кручения кристаллической решетки по зонам.

Рассмотрим количественные параметры дислокационной структуры подробнее. Скалярная плотность дислокаций наименьшая в первой зоне и достигает максимума в третьей. Также меняется и кривизна-кручение кристаллической решетки. Эти закономерности могут быть поняты в связи с поведением границ зерен. По-видимому, в первой зоне процесс динамической рекристаллизации протекает одновременно с процессом накопления дефектов. Поэтому искажение решетки и плотность дефектов в первой зоне ниже. Волочение приводит к резкому возрастанию (примерно, на порядок) скалярной плотности дислокаций. Практически при всех режимах волочения в первой зоне скалярная плотность дислокаций в 1,5...2,0 раза ниже, чем в третьей. Если учесть, что деформация при волочении во внешней зоне образца, во-первых, больше, во-вторых, однороднее, то полученные данные подтверждают протекание процессов возврата в первой зоне. Скорее всего, они связаны с миграцией границ зерен. Средняя плотность дислокаций с ростом скорости волочения подрастает. Это хорошо видно для угла раскрытия фильеры 12 град. Кривизна-кручение кристаллической решетки напротив несколько снижается с ростом скорости волочения. Процесс возврата в первой зоне способствует относительному уменьшению кривизны кручения кристаллической решетки по сравнению с третьей зоной.

В дислокационной структуре сталей после волочения реализуются различные субструктуры. Оказалось, что скалярная плотность дислокаций в них отличается незначительно. На рис. 3, а представлены данные по всем параметрам волочения. Локальная плотность дислокаций растет по направлению к центру образца. При этом, чем более упорядочен тип субструктуры в ряду: сетчатая, ячеисто-сетчатая, анизотропные и изотропные фрагменты, тем сильнее растет в ней к центру образца локальная плотность дислокаций.

Локальная кривизна-кручение кристаллической решетки, усредненная по всем параметрам волочения, возрастает в каждой субструктуре по направлению к центру образца и в каждой зоне при переходе от менее упорядоченной структуры к более упорядоченной (рис. 3, б). Такой переход происходит в направлении эволюции субструктур: сетчатая, ячеисто-сетчатая, анизотропные, изотропные фрагменты. Следует обратить внимание на то, что в этой последовательности превращений субструктуры каждая следующая субструктура образуется при критической плотности дислокаций (не локальной, но средней по материалу), большей, чем предыдущая.

Р и с. 3. Зависимость скалярной плотности дислокаций (а) и кривизны-кручения кристаллической решетки (б) от расстояния до центра образца (Ст20) в различных типах дислокационных субструктур:

1 – сетчатая, 2 – ячеисто-сетчатая, 3 – анизотропные фрагменты, 4 – изотропные фрагменты. Усреднение проведено по всем параметрам волочения

Необходимо обратить внимание на своеобразный характер полей напряжений и, соответственно, кривизны-кручения в исследованных сталях. Дело в том, что суммарная кривизна-кручение χ состоит из упругой $\chi_{\text{упр}}$ и пластической $\chi_{\text{пласт}}$ компонент: $\chi = \chi_{\text{упр}} + \chi_{\text{пласт}}$ [7-9]. Пластическая компонента обусловлена дислокационным изгибом, создаваемым скалярной плотностью дислокаций. Упругая компонента создает упругое поле, незкранированное дислокациями. Эта компонента связана с несовместностью деформаций различных зерен или фаз. Условия для ее возникновения в исследованных сталях, очевидно, имеют место. Прямые измерения показали, что вклад упругой компоненты возрастает к поверхности образца и при уменьшении скоро-

сти деформации, причем в ячеисто-сетчатой субструктуре он может превосходить пластическую компоненту в несколько раз. Во внутренних слоях образца при больших скоростях волочения преобладает пластическая компонента. Эти результаты еще раз подчеркивают неоднородный характер дефектной структуры в поверхностных слоях образца.

Согласно современным представлениям [10] структура феррито-перлитных сталей после волочения исследовалась на мезоуровне, на подуровне дислокационного ансамбля [1, 2]. Ячейки, полосы, фрагменты также являются подуровнями мезоуровня. Их линейные параметры характеризуют тенденцию дислокационной структуры к самоорганизации и упорядочению. Ячеисто-сетчатая структура характеризуется размерами ячеек $D_{\text{я}}$ и толщиной стенок ячеек $H_{\text{я}}$. Ячеисто-сетчатая структура в исследованных сталях сформирована достаточно хорошо. Об этом свидетельствует, во-первых, четкое изображение этой субструктуры и, во-вторых, отношение $D_{\text{я}}/H_{\text{я}}$, величина которого достаточно велика. В то же время ширина стенок ячеек в 0,1 мкм и более подтверждает, что в материале присутствует именно ячеисто-сетчатая, а не ячеистая структура. В последней ширина стенок ячеек обычно менее 0,05 мкм. С ростом скалярной плотности дислокаций, при смещении от поверхности к центру образца субструктура становится совершеннее, а размер ячеек меньше. При этом, как уже отмечалось выше, более мелким ячейкам в центре образца свойственна большая кривизна-кручение кристаллической решетки (рис. 4, б). С ростом скорости волочения ячеисто-сетчатая структура совершенствуется - $D_{\text{я}}/H_{\text{я}}$ уменьшается.

Р и с. 4. Зависимость толщины стенок ячеек (а) и фрагментов (в), средних размеров ячеек (б) и фрагментов (г) от расстояния до центра образца (Ст20).

Кривая 1 – исходный пруток; 2 – волочение со скоростью 0,03 м/с; 3, 4 – 0,16 м/с, 5, 6 – 1,30 м/с.

Кривые 2, 3 и 5 – угол раскрытия фильеры 12 град, 4 и 6 – 16 град.

Параметры субструктуры «анизотропные фрагменты» с переходом от первой к третьей зоне меняются слабо (рис. 4, в, г). Эта субструктура следует в ходе пластической деформации и в цепи субструктурных превращений вслед за ячеистой. Об этом свидетельствует, во-первых, более высокая локальная плотность дислокаций во фрагментированной субструктуре, по крайней мере, в третьей зоне. Во-вторых, уменьшение параметров субструктуры. Из рис. 4 видно, что $D_{\text{я}} > D_{\text{фр}}$ и $H_{\text{я}} > H_{\text{фр}}$. Хотя параметры фрагментированной структуры при смещении к центру образца меняются слабо, амплитуда кривизны-кручения в этой субструктуре наибольшая в третьей зоне. Очевидно, что дальнедействующие поля напряжений как в этой, так и в предыдущей субструктуре малорелаксированы и слабо экранированы подвижными дислокациями. Последний факт обусловлен активным торможением дислокаций мелкими частицами карбида железа. Этот же эффект частично объясняет величину упругой компоненты в приповерхностных слоях образца.

Как и в случае ячеисто-сетчатой субструктуры, фрагментированная субструктура оказывается более упорядоченной с ростом скорости волочения. Параметры $D_{\text{фр}}$ и $H_{\text{фр}}$ при этом уменьшаются.

В исследуемых сталях практически при любом характере деформирования обнаруживается линейная корреляция параметров дислокационной субструктуры, обусловленная самоорганизацией [1,4,8]. После волочения имеет место линейная зависимость размера фрагментов $D_{\text{фр}}$ и кривизны-кручения кристаллической решетки χ от скалярной плотности дислокаций. В этом, по-видимому, проявляется самоорганизация во фрагментированной дислокационной субструктуре.

Выводы.

1. Детально проанализированы дислокационные субструктуры, формирующиеся в мало- и среднеуглеродистых сталях и выявлены закономерности их эволюции в ходе технологической операции – волочения. Показано, что доминирующий «вектор» структурной эволюции для исследованных сталей при волочении: дислокационный хаос $\rightarrow$ фрагментированная субструктура (изотропные фрагменты).

2. Увеличение степени деформации, независимо от скорости волочения и других технологических параметров, сопровождается развитием процесса фрагментации и завершается превращением нефрагментированной субструктуры во фрагментированную. Этот процесс обусловлен релаксацией дальнедействующих полей напряжений и самоорганизацией дислокационной субструктуры. При этом накапливается избыточная плотность дислокаций, переходящая на границы фрагментов и обеспечивающая рост разориентировок.

3. Объемные доли дислокационных субструктур меняются по сечению проволоки таким образом, что их эволюция ближе к завершению в центральной зоне. Увеличение скорости волочения уменьшает совершенство субструктуры. Скалярная плотность дислокаций и кривизна-кручение кристаллической решетки возрастают, а размер ячеек и фрагментов уменьшается по мере приближения к центру образца. Увеличение скорости волочения повышает скалярную плотность дислокаций и создает более однородное распределение этой характеристики по поперечному сечению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. Физика и механика волочения и объемной штамповки. М.: Недра, 1997. 293 с.
2. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Известия ВУЗов. Физика. 1996. № 2. С. 89-106.
3. Белоус М.В., Черепин В.Т. // ФММ. 1961. Т.12, вып.5. С. 685-692.
4. Бахарев О.Г., Гаврилюк В.Г., Надутков В.М. ФММ. 1990. № 11. С. 196-198.
5. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали. Киев: Наукова думка, 1974. 231 с.
6. Могутнов Б.М., Томилин И.А., Шварцман Л.А. Термодинамика железоуглеродистых сплавов. М.: Металлургия, 1972. 328 с.
7. Горский В.В., Мешков Ю.Я., Темненко В.П. и др. // Металлофизика. 1990. Т.12, № 2. С. 53-57.
8. Бахарев О.Г., Гаврилюк В.Г., Надутков В.М., Ошкадеров С.П. // Металлофизика. 1990. Т.10, № 6. С. 82-83.
9. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. С-Пб.: Наука, 1991. 471 с.
10. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990. 252 с.