УДК 621.778 https://doi.org/10.18503/1995-2732-2019-17-1-64-75

ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ С РАЗЛИЧНЫМИ ТИПАМИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ

Рааб Г.И.[1], Кодиров И.С.[1], Алешин Г.Н.[1], Рааб А.Г.[1], Ценев Н.К.[2]

[1]Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
[2]Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия

Аннотация. **Постановка задачи (актуальность работы):** В статье описаны особенности и потенциальные преимущества деформации методами волочения со сдвигом (ВсС) и интенсивной пластической деформации (ИПДК) в температурном интервале эффекта динамического деформационного старения (ДДС), которые позволяют получать высокий комплекс физико-механических свойств. **Цель работы:** Исследование и анализ особенностей структурообразования при совместном действии ИПД и эффекта ДДС при деформировании методами волочения со сдвигом и интенсивной пластической деформации кручением, установление закономерностей при образовании градиентной структуры. **Используемые методы:** 1. Компьютерное моделирование в программной среде Deform 3D с целью выявления напряженно-деформированного состояния на материалах с разными типами кристаллических решеток: медь М1 (ГЦК), сталь 10 (ОЦК) и титан ВТ1-0 (ГПУ) и дальнейшего сопоставления с экспериментальными данными. 2. Измерение микротвердости 3. Растровая и просвечивающая электронная микроскопия. **Новизна:** К элементам новизны относится исследование совместного действия ИПД и эффекта ДДС на формирование градиентной структуры и механические свойства металлов с различными кристаллическими решетками. **Результат:** В статье приведены результаты исследований по формированию структуры в процессе немонотонной пластической деформации сплавов (сталь 10, медь, титан) с различными типами кристаллической решётки методом ВсС, а также РКУП и ИПДК низкоуглеродистой стали в условиях действия эффекта ДДС. Проанализированы механизмы деформации и особенности деформационного поведения на мезоуровне при различных режимах деформационной обработки. Установлены температурные интервалы проявления эффекта ДДС при деформации стали 10 при РКУП и факт формирования градиентной структуры при ИПДК в этих условиях. **Практическая значимость:** Результаты исследования могут быть использованы для получения данных при выборе оптимального режима деформационной обработки с эффектом ДДС.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, интенсивная пластическая деформация кручением, волочение со сдвигом, динамическое деформационное старение, сталь 10, медь М1, титан ВТ1-0, компьютерное моделирование, напряженно-деформированное состояние, микроструктура.

Введение

Требования к свойствам конструкционных материалов в современных условиях становятся более высокими и дифференцированными. В первую очередь, это относится к ответственным металлическим изделиям, работающим в экстремальных условиях эксплуатации в аэрокосмической, химической, медицинской и других отраслях промышленности. Один из методов повышения прочности материалов состоит в уменьшении размеров кристаллитов от микронных до наноразмеров. Полученные таким образом материалы, например наноструктурный алюминий или медь, могут стать тверже высокопрочной стали, но эти материалы будут очень хрупкими и разрушаться при растяжении, очевидно, вследствие локализации деформации.

Одним из приемов, позволяющих повысить эксплуатационные характеристики изделий, является использование металлических материалов с градиентной структурой [1–5]. Как было установлено, градиентные микроструктуры, в которых размер зерна возрастает от наноразмеров на поверхности до крупнозернистого состояния в центре [заготовки], являются эффективным подходом к повышению пластичности изделия в целом [4-6].

В последние годы исследование градиентных структурных состояний в металлических материалах сформировалось в новое научное направление [6-8]. В этих рамках представляет интерес исследование формирования градиентных структур в длинномерных металлических изделиях (прутках, полосах). Сочетание более твердых поверхностных слоев с относительно «мягкой»

© Рааб Г.И., Кодиров И.С., Алешин Г.Н., Рааб А.Г., Ценев Н.К., 2019

сердцевиной в таких изделиях позволяет увеличить износостойкость, распределять нагрузки, релаксировать концентраторам напряжений и повысить пластичность изделия в целом. В качестве примера следует указать использование немонотонной сдвиговой деформации волочением со сдвигом прутков низкоуглеродистой стали, приводящей к образованию градиентной структуры вплоть до формирования наноструктурных поверхностных слоёв со сверхвысокой микротвёрдостью (HV ~ 7 ГПа) и к заметному повышению износостойкости [9, 10].

Сочетание структурной градиентности и проявления других эффектов, например динамического деформационного старения (ДДС [11, 12]), может представлять интерес для управления локальными свойствами изделий. Учитывая, что эффект ДДС проявляется при формировании ультрамелкозернистых и наноструктурных состояний [13] с заметным повышением прочности, создание градиентных структур размерностью от нанодиапазона до крупнозернистого в условиях ДДС имеет перспективу локального управления свойствами изделий и полуфабрикатов.

С учётом вышеизложенного, в настоящей работе поставлена задача исследования особенностей структурных изменений и механического поведения сплавов с различными типами кристаллической структуры в процессе немонотонной пластической деформации методом волочения со сдвигом, а также кручения под высоким гидростатическим давлением низкоуглеродистой стали в условиях действия эффекта динамического деформационного старения.

Для решения поставленной задачи было исследовано деформированное состояние методов ВсС и ИПДК с использованием компьютерного моделирования и проведены физические эксперименты.

Материал и методики исследований

В настоящей работе исследовали материалы с различными типами кристаллической структуры – с ОЦК (сталь 10), ГЦК (сплав М1-0) и ГПУ (сплав ВТ1-0) кристаллическими решётками стандартного химического состава [14].

Перед проведением физических экспериментов по деформационной обработке исследуемых сплавов было проведено компьютерное моделирование процессов волочения со сдвигом, традиционного волочения и кручения под высоким давлением.

1. Волочение со сдвигом длинномерных образцов сплавов железа, меди и титана

1.1. Компьютерное моделирование процесса волочения со сдвигом

Компьютерное моделирование процесса волочения со сдвигом, а также традиционного волочения провели на примере прутков низкоуглеродистой стали 10, реологические свойства которой были заложены при разработке численной модели, согласно [14, 15]. Для реализации процедуры моделирования использовали стандартный пакет прикладных программ (ППП) «DEFORM-3D». С этой целью были созданы объемные модели фильер **(рис. 1)** в программном продукте «Компас-3D» с различными углами рабочей части.

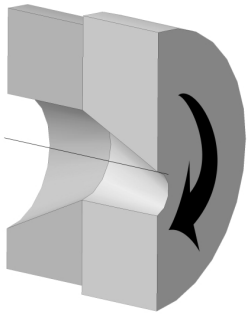


Рис. 1. Трехмерная модель фильер для волочения со сдвигом. Вращается эксцентриковая волока

Перед моделированием были приняты следующие допущения к моделям традиционного волочения и волочения со сдвигом:

1. Материал заготовки в исходном состоянии является пластичным и изотропным, в нем отсутствуют начальные напряжения и деформации.
2. Температуру среды деформирования принимали равной 20ºС.
3. Инструмент является абсолютно жестким, и учет геометрии инструмента производится автоматически.
4. Для моделирования волочения и волочения со сдвигом было выбрано 150 шагов, учитывающих полное прохождение заготовки в фильерах и получение стабильного результата.
5. Заготовка разбита на 55000 трапецеидальных элементов.
6. Коэффициент трения между заготовкой и инструментом по Зибелю 0,12.

7. Скорость волочения 0,95 мм/с.

8. Степень деформации после одного прохода 15%.

9. Скорость вращения подвижной фильеры 500 мин$^{-1}$.

По результатам моделирования также определяли изменения интенсивности накопленной пластической деформации Λ_m вдоль диаметра поперечного сечения прутков после деформационной обработки. Следует отметить, что наиболее значимыми факторами, влияющими на интенсивность деформации при волочении со сдвигом при комнатной температуре, являются угол фильеры, скорость волочения, скорость вращения фильеры вокруг оси и трибологические параметры контакта заготовки с инструментом.

Для сравнения схем волочения и волочения со сдвигом эти процессы были промоделированы в среде «DEFORM-3D», результаты компьютерного моделирования процессов традиционного волочения и волочения со сдвигом представлены на **рис. 2 и 3**.

Как показало компьютерное моделирование, после 5 проходов традиционного волочения величина Λ_m достигает значения лишь ~ 0,95 при сравнительно однородном распределении деформации по объёму прутка **(рис. 2)**. В то же время после одного прохода волочения со сдвигом наблюдается явно неоднородное распределение интенсивности деформации Λ_m, которая возрастает от центра к периферии прутка и в приповерхностной области достигает величины $\Lambda_m > 2$ **(рис. 3)**. Этот факт свидетельствует о более интенсивном деформационном воздействии на заготовку при волочении со сдвигом. Столь интенсивная деформация металла при такой обработке связана с геометрией фильер и условиями их вращения относительно оси волочения. Таким образом, за один цикл обработки методом волочения со сдвигом возможно получение существенно больших значений интенсивности деформации и, следовательно, повышение производительности процесса изготовления высокопрочной длинномерной продукции. При этом наблюдается снижение сил волочения почти в 2 раза и нормальных сил на инструменте в 1,8 раза, по сравнению с традиционным волочением [15–17].

Результаты компьютерного моделирования свидетельствуют о том, что при волочении со сдвигом в прутках сплавов формируется градиентная структура, в которой периферийные области прутков подвергаются более интенсивному деформационному воздействию по сравнению с центральными областями прутков.

Моделирование волочения со сдвигом, проведённое для прутков сплавов титана (ГПУ) и меди (ГЦК), показало, что картина распределения интенсивности накопленной пластической деформации идентична наблюдаемой на стали 10. Очевидно, такая идентичность обусловлена особенностями моделирования в среде DEFORM-3D и принятыми допущениями, которые не учитывают различий кристаллической структуры сплавов. Изучение влияния этих различий на характер распределения интенсивности накопленной пластической деформации является предметом дальнейших исследований.

Процессы, происходящие в приповерхностной области прутков при волочении со сдвигом, представляют собой интенсивную пластическую деформацию, в которой максимально воздействие сдвиговой деформации под влиянием силы трения со стороны эксцентриковых фильер.

1.2. Физический эксперимент: волочение со сдвигом длинномерных образцов сплавов железа, меди и титана

Волочение со сдвигом включает операции редукционной обработки, совмещенной со сдвигом. Реализация метода происходила по схеме волочения за счет приложения тянущей силы через две последовательно расположенные конические волоки с одновременным вращением одной из волок [7, 9, 16, 17]. Проведение деформационного процесса обеспечивается за счет того, что вращением эксцентриковой волоки обеспечивают дополнительную деформацию сдвига посредством заданного относительно оси вращения эксцентриситета, образованного конусным каналом волок **(см. рис. 1)**.

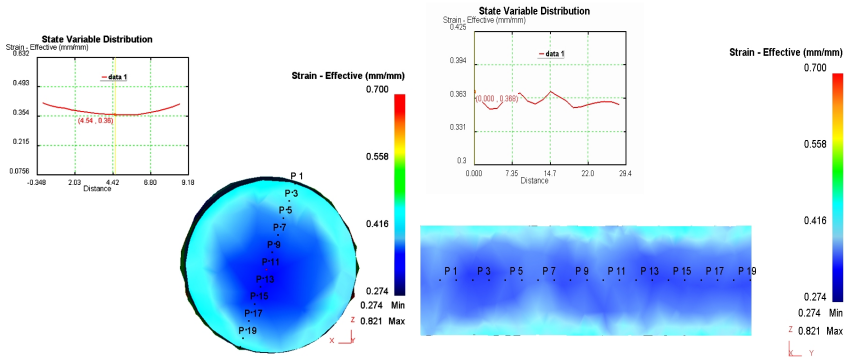
Волочение со сдвигом (один проход) проводили на волочильном стане с приставкой для вращения фильер. При этом за один проход диаметр прутков уменьшился с 10 до 9,2 мм.

С целью выявления особенностей сформированной градиентной структуры деформированных волочением со сдвигом сплавов проводили исследования микроструктуры методами световой и электронной микроскопии, а также измерения микротвёрдости HV по диаметру поперечного сечения прутков.

На **рис. 4** представлены снимки микроструктуры стали 10 в исходном и деформиро-

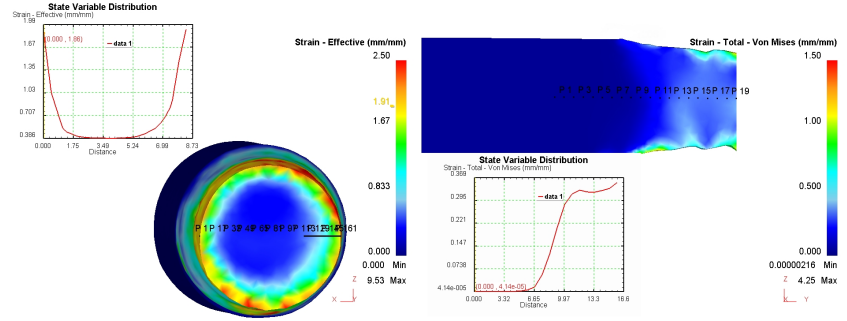
ванном состояниях.

В исходном состоянии сталь 10 представляет собой ферритно-перлитную структуру со средним размером зёрен феррита и перлита соответственно 12 и 5 мкм. Если в исходном состоянии структура стали 10 по всей поверхности сечения в основном однородна, а границы зёрен феррита сравнительно прямолинейны, то после деформации в центральной части прутка границы зёрен нередко искривлены и деформированы, однако размер зёрен изменился несущественно (dср..≈ 11 мкм). В то же время вдоль узкой приповерхностной зоны шириной ~ от 10 до 100 мкм на протяжении большей части длины окружности прутка структура кардинально отличается от таковой в остальной части поперечного сечения прутка **(см. рис. 4)**. Как видно на снимках **(рис. 4,б)**, приповерхностный слой прутка (область **II**) представляет собой зону интенсивной деформации, которая выглядит как волокнистая структура с волокнами, вытянутыми в направлении касательной к боковой поверхности прутков. Границы зёрен в приповерхностном слое не выявляются вследствие сильной измельчённости структуры.



а б

Рис. 2. Компьютерное моделирование процесса традиционного волочения. Распределение интенсивности накопленной деформации в поперечном (а) и продольном (б) сечении прутка стали 10 после традиционного волочения

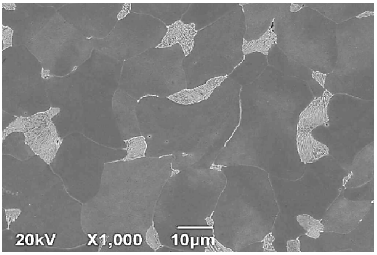


а б

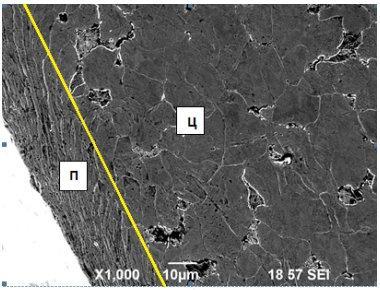
Рис. 3. Компьютерное моделирование процесса волочения со сдвигом. Распределение интенсивности накопленной пластической деформации в прутках стали 10 после волочения со сдвигом: а – поперечное сечение; б – продольное сечение

Определение микротвёрдости боковой поверхности прутка стали 10 после ВсС также свидетельствует о высокой неоднородности значений HV. Измерения величины HV на боковой поверхности вдоль оси прутка показали, что значения HV изменяются в диапазоне ~ 3600–7000 МПа. При этом увеличение количества проходов волочения со сдвигом приводит к повышению нижней границы этого диапазона до величины более 5200 МПа. Столь высокие значения микротвёрдости приповерхностного слоя способствуют увеличению износостойкости стальных прутков ~ на 25% [18].

Такая структура, представляющая собой сочетание слабодеформированной центральной области прутков с размером зёрен d ~ 8–10 мкм и сильнодеформированной приповерхностной области, размеры структурных элементов в которой не превышают 0,1 мкм, по сути, является градиентной [10].



а



б

Рис. 4. Микроструктура стали 10 в исходном состоянии (а) и после волочения со сдвигом (б) при 20оС. **Ц** – центральная область прутков, **П** – периферия. РЭМ. Условная линия отделяет сильно деформированный участок **П** от центральной слабо деформированной области **Ц**

На **рис. 5** представлен снимок микроструктуры прутка сплава М1 после волочения со сдвигом. Микроструктура характеризуется сильной неоднородностью по всему поперечному сечению прутков, и, соответственно, неоднородностью значений микротвёрдости – величина HV изменяется от 800 до 1300 МПа. Определение микротвёрдости вдоль боковой поверхности показало, что она изменяется от 2000 до 3500 МПа. Ширина сильно деформированной приповерхностной области **П** неоднородна вдоль боковой поверхности прутка и достигает величины ~ 160 мкм, что заметно превышает аналогичные значения для стали 10 после волочения со сдвигом **(см. рис. 4)**. Образование более широкой, по сравнению со сталью 10 (с ОЦК решёткой), сильно деформированной приповерхностной зоны в сплаве М1 (с ГЦК решёткой), очевидно, связано с меньшей твёрдостью и большей пластичностью медного сплава М1. В целом, структура в прутках меди М1 после волочения со сдвигом, также является градиентной.

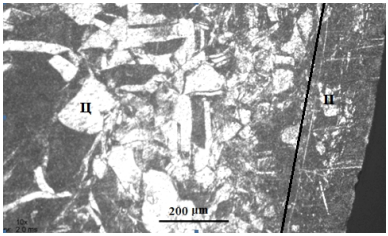


Рис. 5. Микроструктура сплава М1 после 1 прохода ВсС – поперечное сечение прутков: **Ц** – центральная область и **П** – периферийная сильно деформированная область (отделена условной линией). Световая микроскопия

На **рис. 6** приведен снимок микроструктуры сплава ВТ1-0 в поперечном сечении прутка после волочения со сдвигом. Условная линия на снимке разделяет центральную (**Ц**) и сильно деформированную приповерхностную (**П**) области. Ширина сильно деформированной приповерхностной области в прутках данного сплава (с решёткой ГПУ) не превышает 25 мкм, что значительно ниже, чем в сплавах Ст. 10 и М1 с кубической решёткой (ОЦК и ГЦК). Вероятно, это обстоятельство обусловлено значительно меньшим числом систем скольжения N в сплаве с гексагональной плотноупакованной решёткой (N=3), по сравнению с кубическими решётками (N=12) сплавов Ст. 10 и М1, а также с более высокой пластичностью последних. Структура сплава ВТ1-0 после волочения со сдвигом также является градиентной.

Таким образом, немонотонная пластическая деформация волочением со сдвигом позволяет

сформировать градиентную структуру в длинномерных металлических изделиях с любым типом кристаллической структуры.

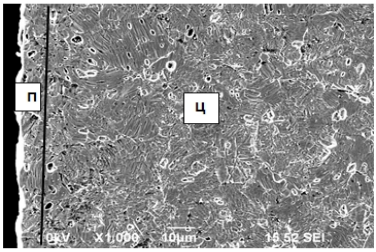


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения прутка титанового сплава ВТ1-0 после 1 прохода волочения со сдвигом: **Ц** – центральная область прутка, **П** – периферия (отделена условной линией). РЭМ

2. Интенсивная пластическая деформация кручением под высоким давлением

2.1. Компьютерное моделирование процесса кручения под высоким давлением

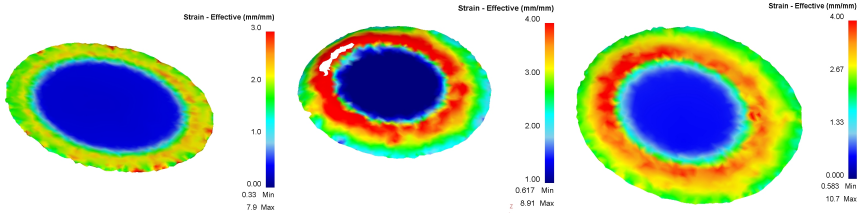
Для более полного выявления механизмов формирования градиентной структуры сплавов в условиях интенсивной сдвиговой деформации во всём объёме материала представляют интерес исследования особенностей формирования такой структуры в сплавах при ИПД кручением под высоким давлением.

На **рис. 7** приведены результаты компьютерного моделирования процесса кручения под высоким давлением сплавов ВТ1-0 (ГПУ решётка), Ст. 10 (ОЦК решётка) и М1 (ГЦК решётка), т.е. картины распределения интенсивности накопленной пластической деформации в образцах-дисках после кручения на три оборота при комнатной температуре. Как видно из рисунка, градиентная структура в образцах-дисках, когда интенсивность деформации в центральных областях значительно ниже, чем в периферийной области, формируется уже после трёх оборотов кручения под давлением во всех типах исследованных сплавов с различными кристаллическими решётками. В картинах распределения интенсивности пластической деформации наблюдаются некоторые различия в силу разных прочностных и пластических характеристик сплавов с разными кристаллическими структурами.

Для оценки результатов, полученных компьютерным моделированием, был проведён физический эксперимент по кручению под давлением с соблюдением режимов обработки, принятых в модели.

2.2. Физические эксперименты: сдвиговая деформация кручением под давлением плоских образцов-дисков низкоуглеродистой стали

Для более полного изучения процессов формирования градиентной структуры в сплавах при интенсивной пластической деформации методом кручения под высоким давлением были проведены исследования на примере низкоуглеродистой стали 10. Предварительные исследования показали, что наиболее эффективно градиентная структура в стали 10 формируется при интенсивной пластической деформации в интервале температур проявления эффекта динамического деформационного старения (ДДС) [13]. В соответствии с этим были проведены эксперименты по кручению стали под высоким давлением (6 ГПа) при различных температурах из интервала проявления эффекта ДДС – 20, 250 и 400°С. Для проведения деформационной обработки стали методом ИПДК были подготовлены образцы в виде дисков диаметром 10 мм, толщиной 0,5 мм. На **рис. 8** приведена схема узла штамповой оснастки для осуществления процесса ИПД методом ИПДК [19, 20].



а б в

Рис. 7. Распределение интенсивности накопленной пластической деформации после ИПД методом ИПДК образцов-шайб сплавов: а – ВТ1-0; б – Ст. 10; в – М1

После деформации на этих образцах измеряли микротвёрдость, а также исследовали структуру на световом и электронном микроскопах. Степень деформации e определяли согласно [19, 20] выражению

$$e = \ln(\vartheta \cdot r / h), \quad (1)$$

где ϑ – угол вращения, рад; r и h – радиус и толщина диска соответственно.

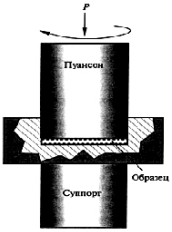
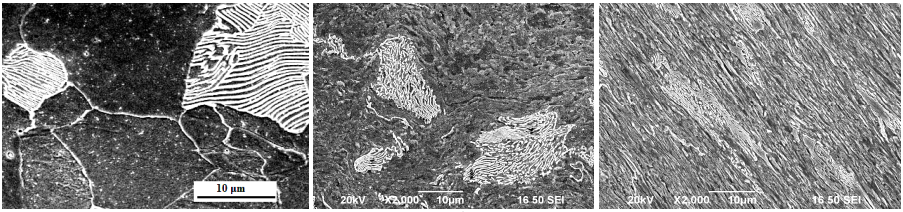


Рис. 8. Схема деформационного узла для интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением

На **рис. 9** представлена микроструктура стали 10 в исходном состоянии и после 5 оборотов кручения под высоким давлением при температуре 20°С. Как видно из рисунка, зёрна перлита в центральной части образцов сохранили глобулярную форму, хотя пластины цементита в этих зёрнах раздроблены и хаотично развёрнуты друг относительно. В то же время в периферийных областях образцов, где происходит наибольшее измельчение структуры, зёрна перлита и феррита сильно вытянуты вдоль полос скольжения. Пластины цементита в зёрнах перлита в периферийных областях образцов, как правило, так же раздроблены, как и в центре образцов.

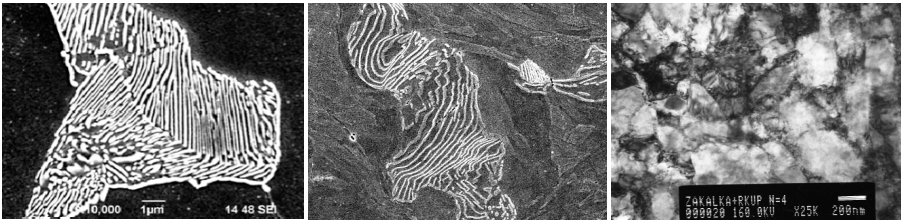
2.3. Интенсивная сдвиговая деформация равноканально угловым прессованием

Как было показано в работе [13], после интенсивной пластической деформации методом равноканально углового прессования (РКУП) в структуре стали 10 наблюдаются явные признаки действия ротационных мод деформации в зёрнах перлита. Так, если в исходном состоянии сплава пластины цементита в зёрнах перлита были относительно прямолинейными и взаимно параллельными **(рис. 9, а)**, то уже после 4 проходов РКУП ($\varepsilon \approx 3{,}3$) при 250°С во многих зёрнах перлита наблюдаются сильно искривлённые пластины цементита **(рис. 9, б)**. Это наглядно свидетельствует о развитии ротационных механизмов деформации в процессе РКУП в зёрнах перлита. Кроме того, поскольку в перлите ячеистая структура эволюционирует медленнее, и ее развитие существенно отстает от эволюции структуры в зернах феррита [21], развитие поворотных мод деформации в последних происходит значительно интенсивнее, что подтверждает наличие измельчённой ячеистой структуры в зёрнах феррита **(рис. 9, в)**.



а б в

Рис. 9. Микроструктура стали 10: а – исходное состояние; б, в – 5 оборотов ИПДК при 20°С: б – центральная область; в – периферия. РЭМ



а б в

Рис. 10. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры стали 10 из статьи [14]: а – исходное состояние; б, в – РКУП при 250°С; $\varepsilon_4 \approx 3{,}3$; а, б – РЭМ; в – ПЭМ

Необходимо отметить следующий немаловажный факт: наблюдаемые в настоящей работе раздробленные и хаотично развёрнутые относительно друг друга пластины цементита после кручения под высоким давлением, так же как и после РКУП, свидетельствуют об активизации внутризёренного дислокационного скольжения и развитии ротационных механизмов деформации даже при комнатной температуре. Выявляемые пластины цементита после кручения образцов стали под высоким давлением, по сути, можно рассматривать как маркеры, находящиеся в объёме стали и позволяющие оценивать характер структурных изменений, а также действующие механизмы деформации.

На **рис. 10** приведены результаты определения микротвёрдости вдоль диаметра образцов-дисков стали 10 после ИПДК при различных температурах. Как следует из графиков, величина микротвёрдости стали после ИПДК при 20°С значительно ниже полученных на образцах после ИПДК при 250 и 400°С. В то же время необходимо отметить, что если значения HV в центральной области образцов после ИПДК при 250°С заметно ниже таковых после ИПДК при 400°С, то в периферийных частях образцов наблюдается обратная картина – после ИПДК при 400°С величина HV существенно ниже таковой по сравнению с ИПДК при 250°С.

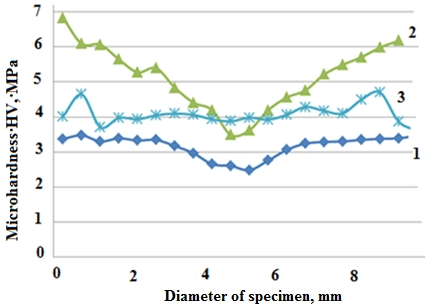


Рис. 11. Микротвёрдость стали 10 вдоль диаметра образцов-дисков после 5 оборотов ИПДК: 1 – 20°С; 2 – 250°С; 3 – 400°С

Наблюдаемое в исследованных образцах-дисках после деформации методом ИПДК сочетание ультрамелкозернистой структуры в периферийных областях образцов и сравнительно крупнозернистой структуры в центральной области, по сути, представляет собой градиентную структуру. Такая структура обладает также и градиентом механических свойств, о чём свидетельствуют графики зависимости HV от радиуса образцов-дисков, полученные после ИПДК при различных температурах деформации – центральная область дисков является более «мягкой» (обладает меньшими значениями HV) в сравнении с периферийными областями (обладающими более высокими значениями микротвёрдости).

3. Обсуждение и анализ проведённых экспериментов по компьютерному моделированию и физического эксперимента по деформационной обработке сплавов

Таким образом, компьютерное моделирование показало, что градиентная структура в длинномерных металлических изделиях формируется уже после одного прохода волочения со сдвигом, соответственно, за один цикл обработки методом волочения со сдвигом возможно получение существенно больших значений интенсивности деформации и, следовательно, повышение производительности процесса изготовления высокопрочной длинномерной продукции. При этом наблюдается снижение сил волочения почти в 2 раза и нормальных сил на инструменте в 1,8 раза, по сравнению с традиционным волочением. В то же время интенсивность деформации в приповерхностной области возрастает и достигает величины $\Lambda_m > 2$. Столь интенсивная деформация металла при данной обработке связана с геометрией фильер и условиями их вращения относительно оси волочения.

В целом проведение физического эксперимента по волочению со сдвигом сплавов с различными типами кристаллической структуры подтвердило результаты компьютерного моделирования и градиентный характер сформировавшейся структуры.

То, что значения микротвёрдости стали после ИПДК при температурах проявления эффекта ДДС значительно превышают таковые после деформации при комнатной температуре, прямо подтверждает факт действия эффекта динамического деформационного старения [22–24] при интенсивной пластической деформации методом ИПДК и формировании градиентной структуры.

При этом необходимо отметить некоторые температурные особенности проявления эффекта ДДС в стали 10. При температуре 400°С действие эффекта ДДС уже заметно ослабевает. Вследствие чего значения микротвёрдости в периферийных частях образцов после ИПДК при 400°С ниже, чем после ИПДК при 250°С. Следовательно, после

ИПДК стали 10 при 250°С структура и характер распределения микротвёрдости более выраженно соответствуют понятию «градиентности», по сравнению с ИПДК при 400°С.

Очевидно, в низкоуглеродистой стали 10 вследствие повышения температуры деформации до 400°С активизируются диффузионные процессы переползания дислокаций и, соответственно, существенно снижается роль динамического деформационного старения при ИПДК, а роль обычного разупрочнения возрастает. Полученные результаты во многом аналогичны данным работы [22], в которой в экспериментах по деформации тонких фольг in situ в колонне электронного микроскопа детально были исследованы особенности проявления эффекта ДДС в различных металлических материалах.

В целом наблюдаемое в настоящей работе более значительное увеличение прочностных характеристик стали после «тёплой» деформации является следствием как измельчения структуры, так и проявления эффекта ДДС. Если повышение прочности стали при измельчении структуры можно объяснить, главным образом, увеличением объёмной доли границ раздела, то повышение прочности вследствие проявления эффекта ДДС вызвано закреплением подвижных дислокаций атмосферами примесных атомов углерода и азота, а также образующимися мелкодисперсными частицами вторых фаз и, как следствие, увеличением плотности дислокаций. В свою очередь эти факторы способствуют также и дополнительному измельчению структуры стали и формированию градиентной структуры.

Известно, что интенсивная сдвиговая деформация характеризуется, в первую очередь, ускорением диффузионных процессов растворения цементита и перераспределения атомов углерода в сталях [7, 10, 21]. Этому активно способствует развитие ротационных мод деформации, явные признаки действия которых наблюдаются не только в зёрнах феррита, но также и в перлите [13].

Как было отмечено выше, в микроструктуре стали 10 наблюдаются раздробленные и хаотично развёрнутые друг относительно друга пластины цементита после ИПДК даже при комнатной температуре **(см. рис. 9)**. Это наглядно свидетельствует как о действии внутризёренного дислокационного скольжения, так и о развитии ротационных механизмов деформации при кручении под высоким давлением, так же как и после РКУП **(см. рис. 10)** [13]. Таким образом, следует подчеркнуть немаловажный впервые отмеченный факт, что выявляемые пластины цементита после кручения образцов стали под высоким давлением, по сути, можно рассматривать как маркеры, находящиеся в объёме стали и позволяющие оценивать характер структурных изменений, а также действующие при ИПД механизмы деформации.

Следовательно, формирование градиентной структуры при интенсивной пластической деформации методом ИПДК происходит в условиях действия эффекта ДДС, что приводит к дополнительному увеличению плотности дислокаций в зёрнах феррита и перлита вследствие торможения их движения атмосферами атомов примесей и дислокациями леса, перемещение которых также затруднено вследствие взаимодействия с атмосферами примесных атомов согласно [10, 21–24]. Следует также отметить роль ДДС и наличие полезных примесей в границах раздела, которые способствуют дополнительному измельчению структуры сплава [13, 25–27] и повышению предела текучести и микротвёрдости.

Выводы

1. Промоделированы процессы немонотонной сдвиговой деформации волочением со сдвигом длинномерных прутков сплавов с различными кристаллическими решётками и кручением под давлением плоских образцов-дисков в среде DEFORM-3D для определения напряжённо-деформированного состояния деформированных образцов и выявления картины распределения накопленной деформации.

2. Проведена предварительная деформационная обработка опытных длинномерных образцов сплавов с различными кристаллическими решётками методом волочения со сдвигом. Установлен градиентный характер сформировавшейся в прутках сплавов с различными решётками гетерогенной структуры.

3. Проведена интенсивная сдвиговая деформация кручением под давлением плоских образцов-дисков низкоуглеродистой стали 10 и определён температурный интервал проявления эффекта ДДС, который составляет 200–400°С.

4. Определение параметров микротвёрдости (HV) в периферийной и центральной частях поперечного сечения вдоль радиуса цилиндрических образцов после интенсивной деформации кручением под давлением позволило установить характер сформировавшейся градиентной структуры и определяющую роль эффекта динамического деформационного старения.

5. Установлено, что интенсивная пластическая деформация методом ИПДК низкоуглеродистой стали в интервале температур динамического деформационного старения приводит к повышению параметров деформационного упрочнения, в первую очередь, благодаря уменьшению размеров структурных элементов, а также дополнительному влиянию частиц второй фазы. Это способствует формированию градиентной структуры и свойств исследованной стали.

6. Проведён анализ механизмов пластической деформации, приводящих к формированию градиентной структуры в процессе кручения под высоким давлением стали 10 – это сдвиговая деформация, приводящая к активизации дислокационного скольжения и взаимодействию дислокаций с атомами примесей, а также к развитию ротационных мод деформации и диффузионных процессов перераспределения атомов углерода.

Результаты настоящего исследования получены при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта № 17-08-00720.

Список литературы

1. Градиентные структуры в перлитной стали / Э.В. Козлов, В.Е. Громов, В.В. Коваленко и др. Новокузнецк: СибГИУ, 2004. 224 с.
2. Градиентные структурно-фазовые состояния в сталях / Ю.Ф. Иванов, В.В. Коваленко, Э.В. Козлов и др. Новосибирск: Наука, 2006. 280 с.
3. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах / В.В. Коваленко, Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов и др. Новокузнецк: Изд-во ООО «Полиграфист», 2009. 557 с.
4. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний на наномасштабном уровне в прокатных валках / Ю.Ф. Иванов, О.Ю. Ефимов, В.В. Коваленко и др. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2008. №4. С. 55–58.
5. Lu K. Making strong nanomaterials ductile with gradients // Science 19 Sep 2014: vol. 345, iss. 6203, pp. 1455–1456.
6. Fang T.H., Li W.L., Tao N.R., Lu K. Revealing Extraordinary Intrinsic Tensile Plasticity in Gra-dient Nano-Grained Copper. // Science 25 Mar 2011: vol. 331, iss. 6024, pp. 1587–1590.
7. Raab G.I., Simonova L.A., Aleshin G.N. Tailoring the gradient ultrafine-grained structure in low-carbon steel during drawing with shear // Metalurgija 55 (2016) 2, 177–180.
8. Структурно-фазовый градиент, индуцированный усталостными испытаниями в условиях промежуточного электростимулирования / Ю.Ф. Иванов, В.В. Коваленко, М.П. Ивахин и др. // Физическая мезомеханика. 2004. Т.3, №7. С.29–34.
9. Raab A.G., Chukin M.V., Aleshin G.N., Raab G.I. Investigation of a new shear deformation method for the production of nanostructures in low-carbon steel // 2014 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 63 012008 doi:10.1088/1757-899X/63/1/012008
10. Raab G.I., Gunderov D.V., Shafigullin L.N., Podrezov Yu.M., Danylenko M.I., Tsenev N.K., Bakhtizin R.N., Aleshin G.N., Raab A.G. Structural variations in low-carbon steel under severe plastic deformation by drawing, free torsion, and drawing with shear // Materials Physics and Mechanics. 2015. No. 3. Vol. 24, 242–252.
11. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. М.: Металлургия, 1972. 320 с.
12. Попов К.В. Динамическое деформационное старение и хрупкость водородного типа. М., 1979. 98 с.
13. Aleshin G.N., Raab G.I., Kodirov I.S. Features of Dynamic Strain Aging of Low-Carbon Steels during Severe Plastic Deformation Processing // Key Engineering Materials. 2017, vol. 743, pp. 191–196.
14. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др. М.: Машиностроение, 1989. 640 с.
15. Применение полного факторного эксперимента в процессе волочения со сдвигом / М.В. Чукин, А.Г. Рааб, В.И. Семенов, И.Р. Асланян, Г.И. Рааб // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. №4. С. 33–37.
16. Пат. 2347633 РФ. Способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением со сдвигом / Рааб Г.И., Рааб А.Г. 2007.
17. Рааб Г.И., Рааб А.Г. Способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением со сдвигом // Изобретатели – машиностроению. 2011. №3. С. 4.
18. Semenov V.I., Aleshin G.A., Raab A.G., Tontchev N., Kamburov V., Yankov E. Scheme of treatment and its effect on the strain heterogeneity and structural changes in billets of low-carbon steel // Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations, V. III/2017, pp. 87–91.
19. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. // Prog. Mater. Sci. 45 (2000) 103–189.
20. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications // Wiley STM, USA 2014, p. 440.
21. Raab G.I., Podrezov Y.M., Aleshin G.N. Structure Evolution during Plastic Deformation of Low-Carbon Steel, Materials Science Forum, 2016, vol. 870, pp. 253–258.
22. Caillard D. Dynamic strain ageing in iron alloys: The shielding effect of carbon // Acta Materialia 112 (2016) 273–284.
23. Трусов П.В., Чечулина Е.А. Прерывистая текучесть: модели, основанные на физических теориях пластичности // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2017. № 1. С. 134–163. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.1.09
24. Трусов П.В., Чечулина Е.А. Прерывистая текучесть: физические механизмы, экспериментальные данные, макрофеноменологические модели // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2014. № 3. С. 186–232. DOI: 10.15593/perm.mech/2014.3.10
25. Danylenko N.I., Kovylayev V.V., Ponomaryov S.S., Firstov S.A. Растворение цементита в процессе интенсивной поверхностной пластической деформации. Lutsk: Inter-University Collection "NAUKOVY NOTATKI", 69–72. (2009).

26. Firstov S.O., Rogul T.H., Shut O.A. Transition from microstructures to nanostructures and ultimate hardening // Functional Materials. 2009. 16, №4. P. 364–373.
27. Firstov S.O., Rohul T.H., Svechnikov V.I., Dub S.M. Concept of "useful" impurities and me-chanical properties of nanostructured chromium and molybdenum films // Materials Science. 42 (1) (2006) 121–126.

Поступила 02.07.18
Принята в печать 19.10.18

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

https://doi.org/10.18503/1995-2732-2019-17-1-64-75

INFLUENCE OF SPECIAL FEATURES OF THE GRADIENT STRUCTURE FORMATION DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION OF ALLOYS WITH DIFFERENT TYPES OF A CRYSTALLINE LATTICE

Georgy I. Raab – DSc (Eng.)
Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Russia. E-mail: giraab@mail.ru

Ilyas S. Kodirov – Master's student
Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Russia. E-mail: ilyas-kodirov@mail.ru

Gennady N. Aleshin – PhD (Physics and Mathematics)
Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Russia. E-mail: galioshin@mail.ru

Arseniy G. Raab – PhD (Eng.)
Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Russia. E-mail: agraab@mail.ru

Nikolai K. Tsenev – PhD (Physics and Mathematics)
Ufa State Petroleum Technological University, Ufa, Russia. E-mail: nktsenev@yandex.ru

Abstract. **Problem Statement (Relevance):** The paper describes some features and prospective benefits of deformation by methods of drawing with shear (SD) and high pressure torsion (HPT) in a temperature range of dynamic strain aging (DSA) effect, which allow receiving a high complex of physical and mechanical properties. **Objectives:** The study aims to investigate and analyze features of the structure formation with the combined application of severe plastic deformation (SPD) and the DSA effect during deformation by drawing with shear and high pressure torsion, to establish patterns of the gradient structure formation. **Methods Applied:** 1. Computer simulation in Deform 3D software to investigate the stress-strain state on materials with various types of a crystalline lattice: copper grade M1 (FCC), Steel 10 (BCC) and titanium VT1-0 (HCP) and a further comparison with experimental results. 2. Microhardness measurement 3. Scanning and transmission electron microscopy. **Originality:** This research resulted in investigation of the combined effect of the DSA effect and SPD on the gradient structure formation and mechanical properties of metals with various crystalline lattices. **Findings:** the paper presents the results of the study of the structure formation during non-monotonous plastic deformation of the alloys (steel 10, copper and titanium) with various crystalline lattice types by SD, as well as ECAP and HPT of low-carbon steel in the temperature range of the DSA effect. Deformation mechanisms and features of the deformation behavior on a mesoscopic scale under various deformation treatment modes are analyzed. The temperature range of the DSA effect in steel 10 under ECAP and the fact of the gradient structure formation under HPT are established. **Practical Relevance:** The study helped to obtain data that can be used to choose the optimal deformation treatment mode with the DSA effect.

Keywords: Severe plastic deformation, high pressure torsion, drawing with shear, dynamic strain aging, steel 10, copper M1, titanium VT1-0, computer simulation, stress-strain state, microstructure.

The results of the research were obtained with the financial support of the Russian Foundation for Basic Research as part of Project No. 17-08-00720.

References

1. Kozlov E.V., Gromov V.E., Kovalenko V.V. et al. *Gradientnye struktury v perlitnoy stali* [Gradient structures in pearlitic steel]. Novokuznetsk: SibSIU, 2004, 224 p. (In Russ.)
2. Ivanov Yu.F., Kovalenko V.V., Kozlov E.V. et al. *Gradientnye strukturno-fazovye sostoyaniya v stalyakh* [Gradient structural and phase states in steels]. Novosibirsk: Nauka, 2006, 280 p. (In Russ.)
3. Kovalenko V.V., Kozlov E.V., Ivanov Yu.F. et al. *Fizicheskaya priroda formirovaniya i evolyutsii gradientnykh strukturno-fazovykh sostoyaniy v stalyakh i splavakh* [A physical nature of the formation and evolution of gradient structural and phase states in steels and alloys]. Novokuznetsk: LLC Poligrafist Publishing House, 2009, 557 p. (In Russ.)
4. Ivanov Yu.F., Efimov O.Yu., Kovalenko V.V. et al. Forming structural and phase states at a nanoscale level in mill rolls. *Fundamentalnye problemy sovremennogo materialovedenia* [Basic Problems of Material Science], 2008, no. 4, pp. 55–58. (In Russ.)
5. Lu K. Making strong nanomaterials ductile with gradients. Science 19 Sep 2014: vol. 345, no. 6203, pp. 1455–1456.
6. Fang T.H., Li W.L., Tao N.R., Lu K. Revealing extraordi-

nary intrinsic tensile plasticity in gradient nano-grained copper. Science 25 Mar 2011: vol. 331, no. 6024, pp. 1587–1590.
7. Raab G.I., Simonova L.A., Aleshin G.N. Tailoring the gradient ultrafine-grained structure in low-carbon steel during drawing with shear. Metalurgija 55 (2016) 2, pp. 177–180.
8. Ivanov Yu.F., Kovalenko V.V., Ivakhin M.P. et al. A structural and phase gradient induced by fatigue testing in the conditions of intermediate electrostimulation. Fizicheskaya mezomekhanika [Physical mesomechanics], 2004, vol. 3, no. 7, pp. 29–34. (In Russ.)
9. Raab A.G., Chukin M.V., Aleshin G.N., Raab G.I. Investigation of a new shear deformation method for the production of nanostructures in low-carbon steel. 2014 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 63 012008. doi:10.1088/1757-899X/63/1/012008
10. Raab G.I., Gunderov D.V., Shafigullin L.N., Podrezov Yu.M., Danylenko M.I., Tsenev N.K., Bakhtizin R.N., Aleshin G.N., Raab A.G. Structural variations in low-carbon steel under severe plastic deformation by drawing, free torsion, and drawing with shear. Materials Physics and Mechanics, 2015, no. 3, vol. 24, pp. 242–252.
11. Babich V.K., Gul Yu.P., Dolzhenkov I.E. *Deformatsionnoe starenie stali* [Dynamic strain aging]. Moscow: Metallurgiya, 1972, 320 p. (In Russ.)
12. Popov K.V. *Dinamicheskoe deformatsionnoe starenie i khrupkost vodorodnogo tipa* [Dynamic strain aging and hydrogen embrittlement]. Moscow, 1979, 98 p. (In Russ.)
13. Aleshin G.N., Raab G.I., Kodirov I.S. Features of dynamic strain aging of low-carbon steels during severe plastic deformation processing. Key Engineering Materials, 2017, vol. 743, pp. 191–196.
14. Sorokin V.G., Volosnikova A.V., Vyatkin S.A. et al. *Marochnik staley i splavov* [Database of steels and alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 640 p. (In Russ.)
15. Chukin M.V., Raab A.G., Semenov V.I., Aslanyan I.R., Raab G.I. Applying full factorial experiment during drawing with shear. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova* [Vestnik of NMSTU], 2012, no. 4, pp. 33–37. (In Russ.)
16. Raab G.I., Raab A.G. *Sposob polucheniya ultramelkozernistykh polufabrikatov volocheniem so sdvigom* [Method for production of ultrafine-grained semi-finished products by drawing with shift]. Patent RF, no. 2347633, 2007.
17. Raab G.I., Raab A.G. Method of producing ultrafine-grained semi-finished products by drawing with shear. *Izobretateli – mashinostroeniyu* [Inventors for the machine building industry], 2011, no. 3, p. 4. (In Russ.)
18. Semenov V.I., Aleshin G.A., Raab A.G., Tontchev N., Kamburov V., Yankov E. Scheme of treatment and its effect on the strain heterogeneity and structural changes in billets of low-carbon steel. Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations, vol. III/2017, pp. 87–91.
19. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. Prog. Mater. Sci. 45 (2000), pp. 103–189.
20. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications. Wiley STM, USA 2014, p. 440.
21. Raab G.I., Podrezov Y.M., Aleshin G.N. Structure evolution during plastic deformation of low-carbon steel. Materials Science Forum, 2016, vol. 870, pp. 253–258.
22. Caillard D. Dynamic strain ageing in iron alloys: The shielding effect of carbon. Acta Materialia, 112 (2016), pp. 273–284.
23. Trusov P.V., Chechulina E.A. Discontinuous yielding: models based on physical theories of plasticity. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatelskogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika* [Bulletin of Perm National Research Polytechnic University. Mechanics], 2017, no. 1, pp. 134–163. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.1.09 (In Russ.)
24. Trusov P.V., Chechulina E.A. Discontinuous yielding: physical mechanisms, experimental data, macrophenomenological models. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatelskogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika* [Bulletin of Perm National Research Polytechnic University. Mechanics], 2014, no. 3, pp. 186–232. DOI: 10.15593/perm.mech/2014.3.10 (In Russ.)
25. Danylenko N.I., Kovylayev V.V., Ponomaryov S.S., Firstov S.A. Cementite dissolution during surface severe plastic deformation. Lutsk: Inter-University Collection "NAUKOVY NOTATKI", 2009, pp. 69–72. (In Russ.)
26. Firstov S.O., Rogul T.H., Shut O.A. Transition from microstructures to nanostructures and ultimate hardening. Functional Materials, 2009, 16, no. 4, pp. 364–373.
27. Firstov S.O., Rohul T.H., Svechnikov V.I., Dub S.M. Concept of "useful" impurities and mechanical properties of nanostructured chromium and molybdenum films. Materials Science, 2006, 42 (1), pp. 121–126.

Received 02/07/18
Accepted 19/10/18

Образец для цитирования

Влияние особенностей формирования градиентной структуры при интенсивной пластической деформации сплавов с различными типами кристаллической решётки / Рааб Г.И., Кодиров И.С., Алешин Г.Н., Рааб А.Г., Ценев Н.К. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2019. Т.17. №1. С. 64–75. https://doi.org/10.18503/1995-2732-2019-17-1-64-75

For citation

Raab G.I., Kodirov I.S., Aleshin G.N., Raab A.G., Tsenev N.K. Influence of special features of the gradient structure formation during severe plastic deformation of alloys with different types of a crystalline lattice. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2019, vol. 17, no. 1, pp. 64–75. https://doi.org/10.18503/1995-2732-2019-17-1-64-75