ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2019, том 120, № 2, с. 198–204

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.56:539.25

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНОЙ КОВКИ

© 2019 г. Д. О. Панов[a], *, А. И. Смирнов[b], А. С. Перцев[c]

[a] *Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 614990 Россия, Пермь, Комсомольский проспект, 29*

[b] *Новосибирский государственный технический университет, 630073 Россия, Новосибирск, проспект Карла Маркса, 20*

[c] *Пермский научно-исследовательский технологический институт, 614600 Россия, Пермь, ул. Героев Хасана, 41*

**e-mail: panovdmitriy85@gmail.com*

Поступила в редакцию 02.03.2018 г.
После доработки 01.08.2018 г.

Работа посвящена исследованию структурообразования промышленной метастабильной аустенитной стали 08Х18Н10Т-Ш в процессе холодной пластической деформации методом радиальной ковки. По результатам выполненных исследований установлено, что формирование структуры при деформации состоит из трех стадий. На первой стадии наблюдается увеличение плотности двойников деформации и дислокаций, возникают полосы локализации деформации. На двойниках деформации появляются зародыши α-мартенсита. На второй стадии происходит образование пакетов α-мартенсита, при этом снижается плотность двойников деформации, а плотность дислокаций продолжает непрерывно возрастать. На третьей стадии образуется преимущественно глобулярная субзеренная структура в поперечном сечении прутка, а в продольном сечении наблюдается двухфазная аустенитно-мартенситная полосовая (ламельная) структура.

Ключевые слова: метастабильная аустенитная сталь, радиальная ковка, структурообразование, мартенситное превращение, локализация пластической деформации

DOI: 10.1134/S0015323019020141

ВВЕДЕНИЕ

Современные технологии деформации позволяют получать новые структурные состояния металлических материалов с уникальным комплексом механических характеристик. Это в особенности актуально для хромоникелевых сталей со структурой метастабильного аустенита, которые недостаточно упрочняются традиционными технологиями термической обработки [1].

Существует большое количество научных работ [2–11], в которых рассматриваются процессы эволюции структуры и свойств метастабильных аустенитных сталей при деформации различными методами. Известно [2], что закономерности структурообразования материала во многом определяются степенью, схемой и режимом деформации. В процессе холодной пластической деформации сталей со структурой метастабильного аустенита с большими степенями наблюдается широкий спектр структурных явлений. Так при исследовании холодной прокатки метастабильной аустенитной стали Fe–18Cr–8Ni–Ti [8] авторы определили многостадийность эволюции дефектной структуры и фазового состава исследуемой стали, исходя из характера изменения содержания мартенсита деформации, эволюции дефектов исходного аустенита и мартенсита деформации, а также возникновения явления динамической рекристаллизации в этих фазах.

Пластическая деформация с высокими степенями, как правило, сопровождается процессами ее локализации с образованием полос деформации [12–14]. При исследовании стабильных аустенитных сталей в работах [15, 16] в качестве механизма локализации деформации предложено прямое плюс обратное мартенситное превращение $\gamma \to \alpha \to \gamma$, при этом обратное превращение происходит по альтернативным системам. В доказательство этого в работе [17] вблизи полос локализации деформации обнаружены следы α-мартенсита.

Таким образом, существует большое количество экспериментальных данных о влиянии холодной деформации на структурное состояние метастабильных аустенитных сталей. Однако на текущий момент эволюция структуры промышленной метастабильной стали 08Х18Н10Т-Ш при холодной радиальной ковке исследована недостаточно. Как известно [18, 19], при радиальной ковке в процессе обжатия цилиндрической заготовки в очаге динамической деформации реализуется напряженное состояние, близкое к трехосному сжатию, что позволяет получать большие степени деформации заготовок при динамическом воздействии без образования трещин.

Целью данной работы является исследование процесса структурообразования промышленной метастабильной аустенитной стали 08Х18Н10Т-Ш при холодной пластической деформации методом радиальной ковки.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования выбрана сталь 08Х18Н10Т-Ш следующего химического состава (мас. %): C = 0.07; Si = 0.39; Mn = 0.69; Cr = 18.75; Ni = 9.20; Ti = 0.59; S = 0.005; P = 0.019. В исходном состоянии сталь 08Х18Н10Т-Ш обработана по режиму закалки согласно ГОСТ 5949-75: нагрев до 1050°С, выдержка 30 мин и последующее охлаждение в воде комнатной температуры. В металлографической микроструктуре поперечного сечения прутка наблюдаются вытянутые волокна δ-феррита, содержание которого не превышает 1%, и крупные первичные карбонитриды титана, а средний размер зерна аустенита составляет 10 ± 1 мкм.

Исследуемую сталь подвергали холодной пластической деформации со степенями 20, 40, 60, 80 и 90% при комнатной температуре на радиально-ковочной машине с круга ∅33 мм на круг ∅11.3 мм. Радиальную ковку осуществляли по режиму: скорость подачи 180 мм/мин, скорость ударов бойков 1000 уд./мин и скорость вращения заготовки 25 об./мин. Очаг деформации в процессе ковки охлаждали водой комнатной температуры.

Тонкую структуру сталей изучали на фольгах, вырезанных из сердцевины прутка в продольном и поперечном сечении, с использованием трансмиссионного электронного микроскопа FEI Tecnai 20 G2 TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ. Электрополировку фольг проводили с помощью стандартных методик. Определение плотности двойников деформации и плотности дислокаций проводили методом секущих [20]. Результаты измерений подвергали статистической обработке.

Для определения содержания магнитной α-фазы в исследуемой стали применяли многофункциональный вихретоковый прибор МВП-2М с датчиком преобразователя Ф010. Измерения проводили на микрошлифах в продольном и поперечном направлениях относительно оси прутка в центре сечения. За значение содержания α-фазы принимали среднее значение десяти измерений для каждого образца.

Дюрометрические испытания проводили в центральной части поперечного сечения прутка на твердомере Виккерса ИТ 5010 по методу восстановленного отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием при нагрузке 50 г в соответствии с требованиями ГОСТ 2999-75. Проводили не менее 4-х измерений на точку с последующей статистической обработкой результатов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ОБСУЖДЕНИЕ

Исследуемая сталь в исходном состоянии, т.е. после закалки от температуры 1050°С, обладает преимущественно аустенитной структурой (рис. 1а). В пределах аустенитных зерен присутствуют широкие двойники отжига, равномерно распределенные дислокации и дисперсные частицы избыточной фазы – преимущественно карбиды типа TiC, которые выделились в большинстве случаев на дислокациях.

Деформация со степенью 20% ($e = 0.26$) вызывает появление ячеистой субструктуры, где дислокации образуют широкие дислокационные границы (рис. 1б). Помимо формирования ячеек деформации в структуре возникают тонкие двойники деформации (рис. 1в), которые пересекают дислокационные границы ячеек и располагаются в пределах исходных аустенитных зерен. Также на некоторых полях ячейки деформации дополнительно фрагментируют микрообъемы, ограниченные двойниками деформации, т.е. указанные процессы развиваются одновременно. В большинстве зерен наблюдается формирование ламельной двойниковой структуры аустенита с двойникованием преимущественно по одной системе. Перерезание одних двойников другими в данных условиях встречается редко.

Увеличение степени пластической деформации до 40% ($e = 0.55$) вызывает развитие процесса двойникования по вторичным системам, т.е. в пределах одного микрообъема наблюдается перерезание двойников одной системы двойниками другой системы, что приводит к более интенсивному фрагментированию структуры (рис. 1г, 1д). В результате в поперечном сечении деформированной заготовки структура состоит преимуще-

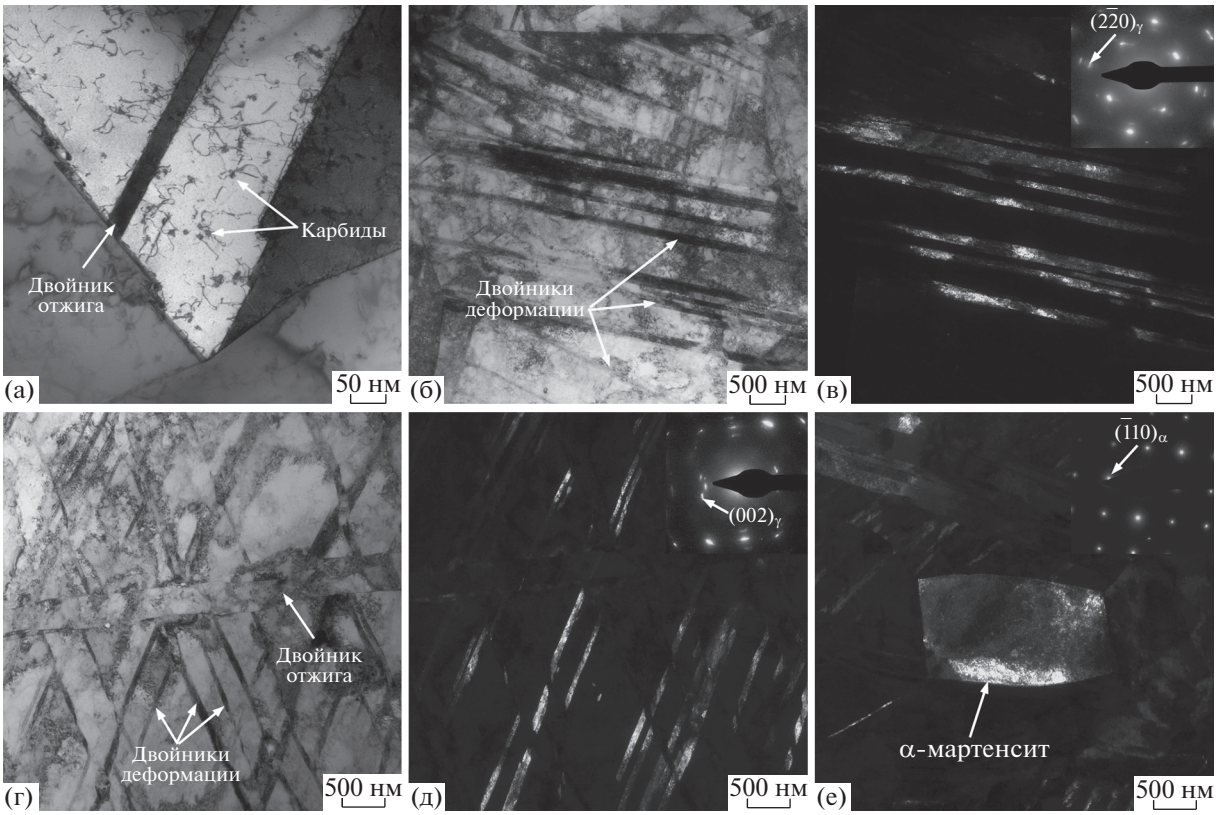

Рис. 1. Тонкая структура стали 08Х18Н10Т в поперечном сечении в исходном состоянии (а) и после деформации со степенями 20 (б, в) и 40% (г–е): а, б, г – светлопольные изображения; в, д – темнопольные изображения в рефлексах $((2\bar{2}0)_\gamma$ и $(002)_\gamma$ с полей б и г соответственно; е – темнопольное изображение в рефлексе $(\bar{1}10)_\alpha$.

ственно из микрообъемов пластинчатой и призмовидной формы, которые ограничены двойниками различных систем. Широкие двойники отжига являются непроницаемыми для двойников деформации, однако исходно прямолинейные границы этих двойников в процессе деформации искривляются, а внутри формируется ячеистая субструктура (рис. 1г). Помимо этого, внутри ламелей, ограниченных двойниками деформации, также продолжается формирование дислокационных ячеек. В структуре встречаются области α-мартенсита, размеры которых достигают нескольких микрон (рис. 1е), однако в большинстве случаев это дисперсные зародыши внутри элементов ламельной структуры, и их общая объемная доля не превышает 4%.

В продольном сечении после деформации со степенью 40% ($e = 0.55$) наблюдаются полосы локализации деформации (рис. 2а), которые ориентированы в направлении оси прутка или под углом 25°–30°. Эти полосы состоят из длинномерных фрагментов шириной в плоскости фольги 240 ± 20 нм. На границах этих полос наблюдается сдвиг элементов субструктуры, в том числе границ дислокационных ячеек. Эти полосы разделяют двойникованные в поперечном направлении микрообъемы зерна шириной 2120 ± 250 нм (рис. 2а, 2б). Зародыши α-мартенсита образуются на двойниках деформации и имеют форму пластин (рис. 2в).

Деформация со степенью 60% ($e = 1$) приводит к дальнейшему фрагментированию субструктуры (рис. 2г) за счет накопления дислокаций и, как следствие, развития ячеистой субструктуры. Дополнительно, в структуре формируются пакеты α-мартенсита (рис. 2д), общее содержание которого достигает 12%.

В результате деформации со степенью 80% ($e = 1.72$) продолжается накопление полос локализации деформации. В поперечном сечении появляются области, где начинается процесс формирования глобулярной субзеренной структуры (рис. 2е). Известно [12], что увеличение степени пластической деформации вызывает утонение границ дислокационных ячеек, что вследствие больших степеней деформации приводит к получению субзеренной структуры [13]. Другими словами, при данной степени деформации

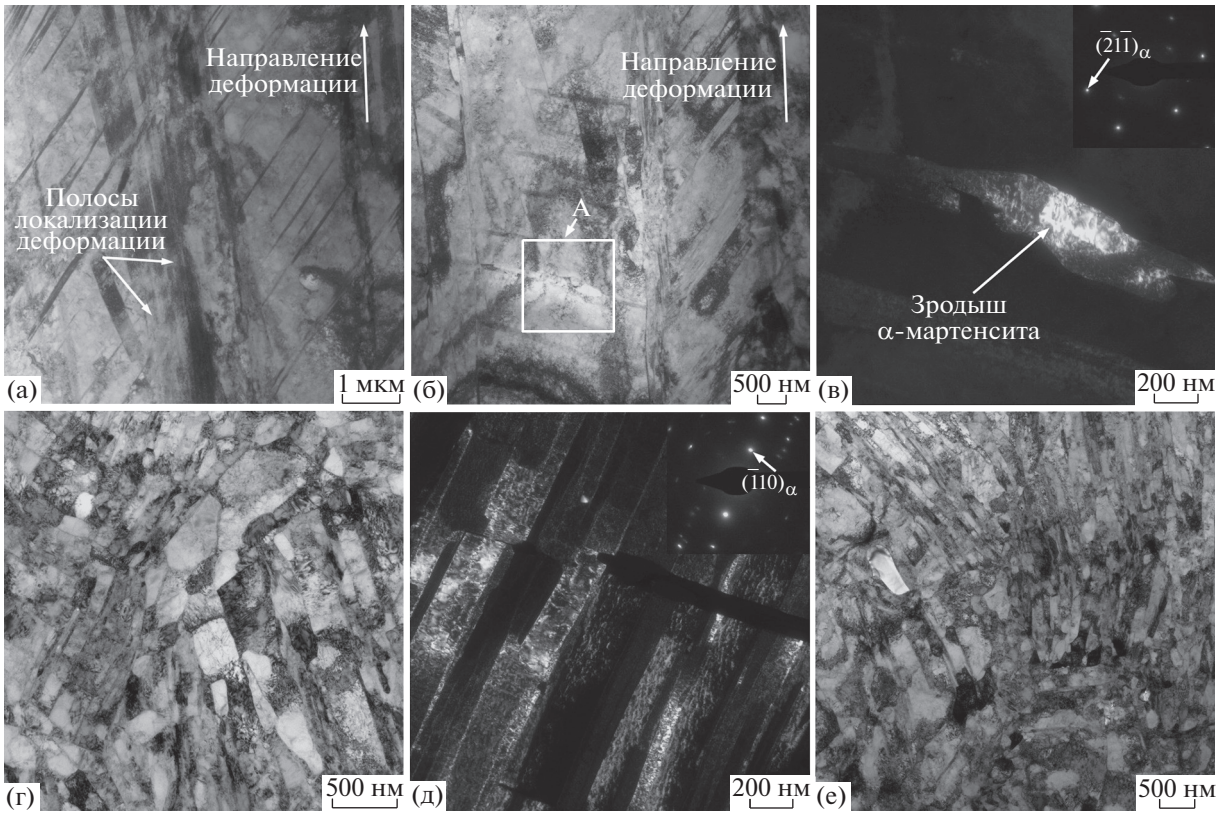

Рис. 2. Тонкая структура стали 08Х18Н10Т в продольном сечении после деформации со степенью 40% (а–б) и в поперечном сечении после деформации со степенями 60 (г и д) и 80% (е): а, б, г – светлопольные изображения; в – темнопольное изображение в рефлексе $(\bar{2}1\bar{1})_\alpha$ участка А на поле б; д – темнопольное изображение в рефлексе $(\bar{1}10)_\alpha$.

в поперечном сечении начинается трансформация ламельной субструктуры в субзеренную. При малых увеличениях видно, что ламельная субструктура приобретает в поперечном направлении ротационную моду (рис. 2е), что обусловлено особенностями пластического течения исследуемой стали при используемой схеме деформации. После данной степени деформации в структуре количество α-мартенсита возрастает до 25%.

После холодной пластической деформации со степенью 90% (e = 2.14) в структуре наблюдаются качественные изменения (рис. 3). В поперечном сечении заготовки формируется преимущественно субмикрокристаллическая структура, с субзернами глобулярной формы (рис. 3а). Границы между субзернами в большинстве случаев становятся тонкими, и появляется диффузный констраст между соседними объемами, что в совокупности с кольцевой микродифракцией свидетельствует о большом количестве кристаллографических ориентировок фрагментов аустенита и α-мартенсита. Содержание двойников деформации в структуре значительно снижается, а внутри субзерен наблюдаются хаотично расположенные дислокации.

В продольном сечении образуется однородная полосовая (ламельная) структура (рис. 3б, 3в). Наблюдается высокая плотность дислокаций, которые формируют дислокационные субграницы и тем самым фрагментируют элементы полосовой (ламельной) структуры в поперечном направлении. Эта структура является двухфазной, при этом наблюдаются ламели как α-мартенсита, так и аустенита. Содержание α-мартенсита в этом случае достигает 30%.

Количественный анализ элементов тонкой структуры исследуемой стали после различных степеней деформации показал, что плотность двойников при увеличении степени деформации до 40% возрастает и достигает максимума, при этом содержание α-мартенсита практически не изменяется и остается на низком уровне (рис. 4а). Другими словами, деформация в этом случае практически не сопровождается мартенситным превращением.

При дальнейшем увеличении степени пластической деформации от 40 до 90% плотность двойников падает, что происходит на фоне увеличения содержания мартенситной α-фазы. Данная тенденция обусловлена преимущественным об-

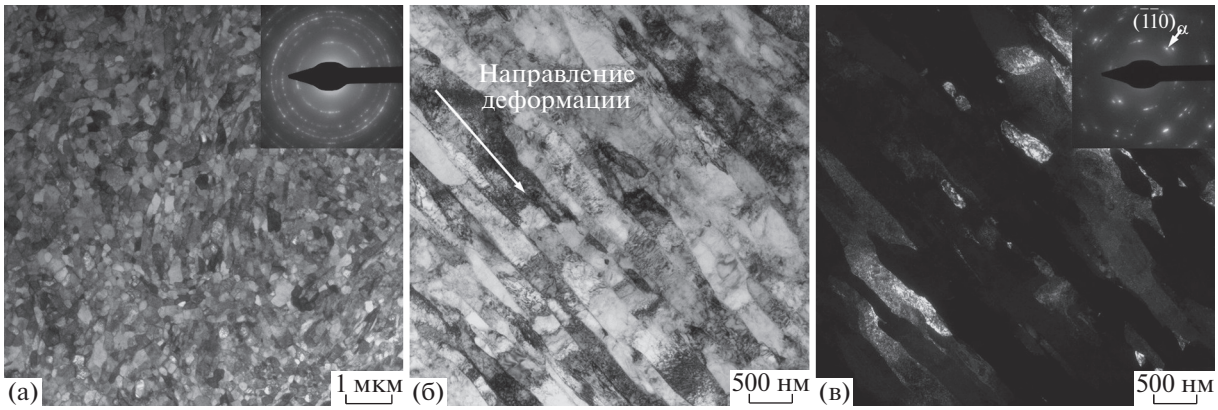

Рис. 3. Тонкая структура стали 08Х18Н10Т-Ш в поперечном (а) и продольном (б и в) сечении после деформации со степенью 90%: а, б – светлопольные изображения; в – темнопольное изображение в рефлексе $(\bar{1}\bar{1}0)_\alpha$ с поля б.

разованием мартенситных кристаллов на двойниках деформации (рис. 2в). Этот процесс был исследован в работе [10], где авторы доказали двухступенчатость процесса образования мартенсита: сначала в аустенитном зерне образуются двойники одной или двух систем, которые затем выступают в качестве мест образования мартенситных кристаллов.

Уровень твердости исследуемой стали при увеличении степени деформации до 90% непрерывно возрастает от 200 ± 10 до 460 ± 10 *HV* (рис. 4б), при этом на зависимости не наблюдается существенных перегибов. Данная тенденция при деформации до 40% обусловлена увеличением плотности двойников деформации и дислокаций, а при больших степенях деформации – ростом содержания α-мартенсита и увеличением плотности дислокаций.

В данной работе также определили средний размер элементов субструктуры, в качестве которых выступают объемы с малой плотностью дефектов, ограниченные дислокационными и/или двойникованными границами. По результатам измерений установлено, что в поперечном направлении прутка при увеличении степени деформации от 20 до 90% средний размер элемента субструктуры непрерывно снижается от (600 ± 30) нм до уровня 240 ± 10 нм.

Схожий уровень диспергирования структуры достигнут авторами [21] при близких степенях деформации сдвигом под квазигидростатическим давлением. В нашей работе измельчение сопровождается постепенной эволюцией характера субграниц от широких дислокационных и двойникованных до тонких границ глобулярных субзерен в поперечном направлении. При этом происходит уменьшение толщины двойников деформации, что вызвано общим диспергированием структуры и упрочнением стали, так как известно [22], что толщина двойника зависит от его длины и действующих напряжений. В продольном сечении после деформации со степенью 90% формируется полосовая (ламельная) структура, при этом средняя толщина полосы соответствует среднему размеру субзерен в поперечном сечении. При сопоставлении поперечных размеров полос локализации деформации после 40 и 90% деформации установлено, что их ширина находится на одном уровне 220–240 нм.

В работе [23] приведено выражение для определения критического размера зерна (d_C), при котором происходит изменение склонности металлического материала к двойникованию при деформации. Это выражение получено при выполнении условия равенства между критическими напряжениями формирования полной дислокации и частичной дислокации Шокли на границе зерна ГЦК-металла:

$$d_C = \frac{2\alpha\mu(b - b_1)b_1}{\gamma},$$

где μ – модуль сдвига, который составляет 77.4 ГПа [24]; b и b_1 – модуль вектора Бюргерса для полной и частичной дислокации Шокли, которые в данном случае равны 2.54×10^{-10} м и $\frac{\sqrt{3}}{3}b$ соответственно [9]; α – постоянная Тейлора, которую в работах [9, 25] принимают равной 1; γ – энергия дефекта упаковки находится на уровне 9 мДж/м^2 [25].

По результатам расчетов критический размер зерна находится на уровне 280 нм, что несколько первышает средний размер зерна, полученный при деформации 90%. Это объясняет отсутствие новых двойников деформации после деформации с такими степенями.

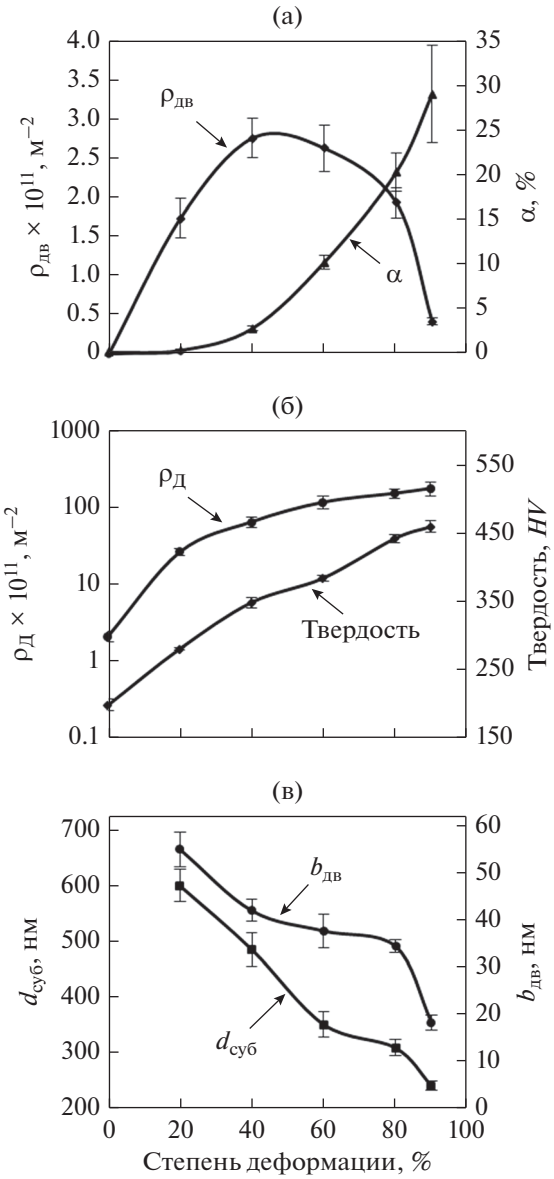

Рис. 4. Зависимости плотности двойников деформации ($\rho_{ДВ}$), содержания α-мартенсита (α), плотности дислокаций ($\rho_Д$), твердости, среднего размера элемента субструктуры ($d_{суб}$) и ширины микродвойников деформации ($b_{дв}$) от степени деформации стали 08Х18Н10Т-Ш.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

По результатам выполненных исследований установлено, что процесс структурообразования метастабильной аустенитной стали 08Х18Н10Т-Ш при холодной пластической деформации методом радиальной ковки состоит из трех стадий. На первой стадии, до 40% (e = 0.55) деформации, увеличивается плотность двойников деформации и дислокаций, а в поперечном направлении возникают полосы локализации деформации – формируется ламельная структура. При этом на двойниках локализации деформации возникают зародыши α-мартенсита. На второй стадии, от 60 (e = 1.00) до 80% (e = 1.72) деформации, образуются пакеты α-мартенсита и сохраняется преимущественно ламельная субструктура аустенита. При этом снижается плотность двойников деформации, а плотность дислокаций продолжает непрерывно увеличиваться. На третьей стадии деформации, после 90% (e = 2.14), происходит формирование глобулярной аустенитно-мартенситной субзеренной структуры в поперечном сечении прутка, а в продольном сечении наблюдается аустенитно-мартенситная полосовая (ламельная) структура.

Работы выполнены по проекту № 11.8213.2017/8.9 в рамках базовой части государственного задания вузам в сфере научной деятельности при финансировании Минобрнауки России.

Электронно-микроскопические исследования выполнены в ЦКП “Структура, механические и физические свойства материалов” Новосибирского государственного технического университета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Химушин Ф.Ф.* Нержавеющие стали. М.: Металлургия, 1967. 800 с.
2. *Сагарадзе В.В., Уваров А.И.* Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
3. *Dobatkin S.V., Rybalchenko O.V., Tokar A.A., Enikeev N.A., Abramova M.M.* Formation of fully austenitic ultrafine-grained high strength state in metastable Cr–Ni–Ti stainless steel by severe plastic deformation // Mater. Letters. 2016. V. 166. P. 276–279.
4. *Salishchev G.A., Zaripova R.G., Zakirova A.A.* Structure and properties of stainless steels subjected to severe plastic deformation // Met. Sci. Heat Treatment. 2006. V. 48. № 1–2. P. 70–75.
5. *Закирова А.А., Зарипова Р.Г.* Структура, свойства и деформационное поведение коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т после равноканального углового прессования // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 7. С. 10–15.
6. *Odnobokova M., Belyakov A., Kipelova A., Kaibyshev R.* Deformation Microstructures and Mechanical Properties of an Austenitic Stainless Steel Subjected to Warm Rolling // Mater. Sci. Forum. 2017. V. 879. P. 1414–1419.
7. *Tikhonova M., Enikeev N., Valiev R.Z., Belyakov A., Kaibyshev R.* Submicrocrystalline Austenitic Stainless Steel Processed by Cold or Warm High Pressure Torsion // Mater. Sci. Forum. 2016. V. 838–839. P. 398–403.
8. *Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Найден Е.П.* Особенности мартенситных превращений и эволюция дефектной структуры в процессе прокатки метастабильной аустенитной стали при комнатной температуре // Физическая мезомеханика. 2014. № 17. С. 31–41.
9. *Lei C., Li X., Deng X., Wang Z., Wang G.* Deformation mechanism and ductile fracture behavior in high strength

high ductility nano/ultrafine grained Fe–17Cr–6Ni austenitic steel // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 709. P. 72–81.

10. *Das Y.B., Forsey A.N., Simm T.H., Perkins K.M., Fitzpatrick M.E., Gungor S., Moat R.J.* In situ observation of strain and phase transformation in plastically deformed 301 austenitic stainless steel // Mater. Design. 2016. V. 112. P. 107–116.
11. *Goikhenberg Y.N.* Complex hardening of metastable stainless austenitic steels // Metal Sci. Heat Treatment. 2015. V. 56. № 9–10. P. 477–482.
12. *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
13. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: "ИКЦ "Академкнига", 2007. 398 с.
14. *Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М.* Рекристаллизация металлов и сплавов: 3-е изд. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
15. *Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Сурикова Н.С., Гирсова С.Л., Нестеренков В.А.* Новый механизм локализации деформации в аустенитных сталях. I. Модель неравновесных фазовых (мартенситных) превращений в полях высоких локальных напряжений // ФММ. 2003. Т. 95. № 2. С. 86–95.
16. *Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д., Гирсова С.Л., Нестеренков В.А.* Новый механизм локализации деформации в аустенитных сталях. II. Влияние двойникования на закономерности переориентации кристаллической решетки в полосах локализации деформации // ФММ. 2003. Т. 95. № 3. С. 88–96.
17. *Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В., Корзников А.В.* Эволюция структурно-фазовых состояний при больших пластических деформациях аустенитной стали 17Cr–14Ni–2Mo // ФММ. 2011. Т. 112. № 4. С. 436–448.
18. *Тюрин В.А., Лазоркин В.А., Поспелов И.А.* Ковка на радиально-обжимных машинах. М.: Машиностроение, 1990. 256 с.
19. *Wu Y., Dong X., Yu Q.* An upper bound solution of axial metal flow in cold radial forging process of rods // International Journal of Mechanical Sciences. 2014. V. 85. P. 120–129.
20. *Хирш П., Хови А., Николсон Р., Пэшли Д., Уэлан М.* Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.
21. *Пацелов А.М., Дегтярев М.В., Пилюгин В.П., Чащухина Т.И., Воронова Л.М., Чернышев Е.Г., Талуц Г.Г.* Особенности стабилизации ε-фазы стали 12Х18Н10Т при сдвиге под давлением // ФММ. 2004. Т. 98. С. 100–107.
22. *Косевич А.М., Бойко В.С.* Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов // Успехи физ. наук. 1971. Т. 104. № 2. С. 201–254.
23. *Chen M., Ma E., Hemker K.J., Sheng H., Wang Y., Cheng X.* Deformation twinning in nanocrystalline aluminum // Science. 2003. V. 300. P. 1275–1277.
24. *Talonen J., Hänninen H.* Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels // Acta Mater. 2007. V. 55. P. 6108–6118.
25. *Бородин И.Н., Атрошенко С.А., Майер А.Е.* Распределение дислокаций и двойников в меди и стали 12Х18Н10Т после ударно-волнового нагружения // Журнал технич. физики. 2014. Т. 84. Вып. 8. С. 59–66.