

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ  
ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД  
КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

Москвина В.А., Майер Г.Г.\*, Мельников Е.В.\*

Научный руководитель: доцент, д.ф.-м.н. Астафурова Е.Г.\*

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,

Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30, 634050

\*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/4, 634055

E-mail: valya\_moskvina@mail.ru

**PECULIARITIES OF THE STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND STRENGTH PROPERTIES  
OF HIGH-NITROGEN AUSTENITIC STEEL AFTER HIGH-PRESSURE TORSION**

Moskvina V.A., Maier G.G.\*, Melnikov E.V.\*

Scientific supervisor: assistant professor, doctor of sciences (Phys & Math) Astafurova E.G.\*

National Research Tomsk Polytechnic University, Russia, Tomsk, Lenin str., 30, 634050

\*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Russia,

Tomsk, Akademicheskyy pr. 2/4, 634055

E-mail: valya\_moskvina@mail.ru

Улучшение комплекса физико-механических характеристик конструкционных сталей одна из основных задач современного материаловедения, и её традиционно решают с использованием методов термомеханической обработки, легированием, дисперсионным твердением, созданием градиентных структур и покрытий и др. В последние десятилетия активно развивается подход, связанный с достижением в конструкционных материалах высокопрочного ультрамелкозернистого структурного состояния за счет измельчения их структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1–2]. Данная работа направлена на установление механизмов деформации высокоазотистой ванадийсодержащей хромомарганцевой аустенитной стали при интенсивной пластической деформации методом кручения под квазигидростатическим давлением.

В качестве объекта исследования была выбрана сталь Fe-18Cr-23Mn-2,7V-0,2C-0,7N, мас.% (X18AG23F3). Исходные заготовки (диаметром 10 мм и толщиной 0,7 мм) закаливали в воду после часовой выдержки при 1200°C. Деформацию заготовок проводили методом кручения под квазигидростатическим давлением [2] (КГД, 6 ГПа) на наковальнях Бриджмена при комнатной температуре на N=0 (осадка без поворота бойка), N=1/4, N=1/2 и N=1 оборот.

Анализ микроструктуры проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа Technai G2 FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ. Микроструктуру изучали на середине радиуса дисков. Рентгеновские исследования выполнены на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 (с монохроматором). Микротвердость измеряли по методу Виккерса с использованием микротвердомера Duramin 5 при нагрузке на индентор 200 г. Среднее значение микротвердости вычисляли по измерениям, проведенным на середине радиуса дисков.

В исходном состоянии сталь X18AG23F3 имеет структуру преимущественно аустенита (рис. 1) со средним размером зерна 100 мкм. Параметр решетки аустенита до деформации составляет 0,3638 нм, что свидетельствует о высокой концентрации атомов азота и углерода в твердом растворе после закалки. Наряду с аустенитом наблюдали крупные частицы кубической формы с длиной грани 5 мкм (рис. 2а), а

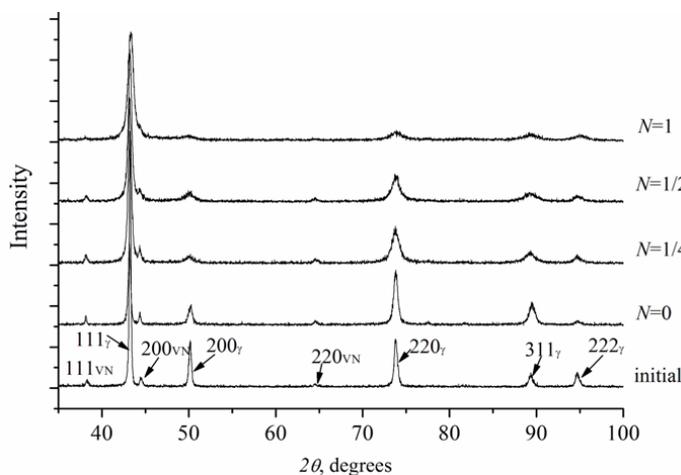


Рис. 1. Рентгенограммы для стали X18AG23F3 в исходном состоянии, после осадки ( $N = 0$ ) и кручения на разное количество оборотов ( $N = 1/4$ ,  $N = 1/2$ ,  $N = 1$ ).

После осадки и кручения на один полный оборот происходит фрагментация структуры, наблюдается уширение рентгеновских линий и формирование текстуры в аустените – преобладание плоскостей типа  $\{111\}$  в плоскости наковален (рис. 1). Несмотря на значительное уширение линий после одного оборота кручением, на рентгенограмме по-прежнему можно выделить отражения, соответствующие частицам и  $\alpha$ -фазе, но их параметры сложно определить из-за размытия линий и их низкой интенсивности (рис. 1). После деформации параметр решетки аустенита изменяется в пределах ошибки измерения, это свидетельствует о том, что концентрация атомов внедрения (азота и углерода) в твердом растворе остается неизменной при деформации кручением под давлением. Скалярная плотность дислокаций ( $\rho$ ), определенная на основе анализа уширения рентгеновских линии, возрастает от  $4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  после осадки до  $2 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$  после кручения на один оборот. Таким образом, накопление дислокаций является одним из механизмов, ответственных за деформацию и фрагментацию структуры и упрочнение стали при КГД.

Типичные электронно-микроскопические изображения структуры стали X18AG23F3 в деформированном состоянии представлены на рисунке 2 в, г. После осадки и кручения на один оборот в структуре стали наблюдается высокая плотность дислокаций, микрополос локализованной деформации (ширина  $\sim 100$  нм) и двойников (рис. 2 г) с толщиной пластин в десятки нанометров. С увеличением степени деформации число локализованных полос увеличивается. Микродифракционные картины для областей структуры, которые содержат высокую плотность двойниковых границ, близки к точечным – содержат практически неразмытые матричные отражения, рефлексы, возникающие из-за двойного

на электронно-микроскопических изображениях – сферические частицы диаметром 20-30 нм и 100-150 нм (рис 2б). На рентгенограмме, соответствующей исходному состоянию стали, также наблюдали рефлексы, отличные от аустенитной фазы, с межплоскостными расстояниями, соответствующими частицам VM ( $M=N$ , C) и параметром решетки 0,41 нм (рис. 1). Методом магнитофазового анализа установлено присутствие небольшой доли  $\alpha$ -железа в структуре стали.

После осадки и кручения на один

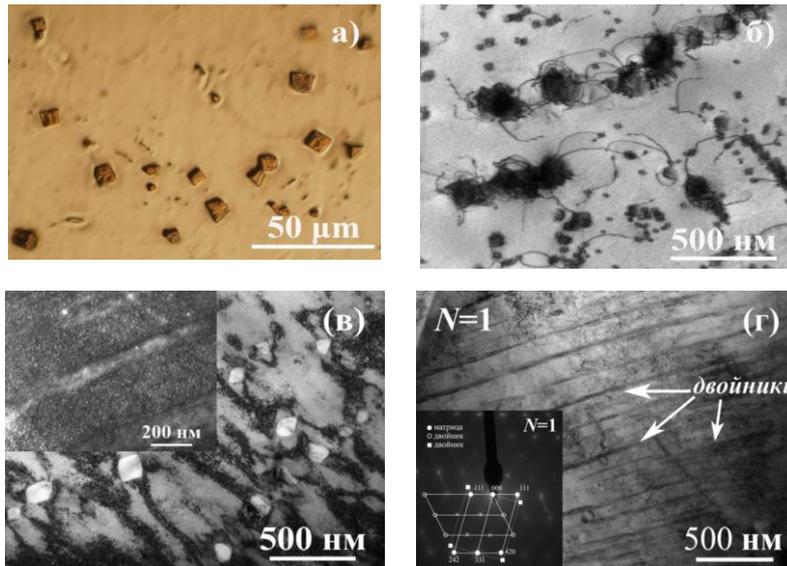


Рис. 2. Металлографическое (а) и электронно-микроскопические (б - г) изображения структуры стали X18AG23Ф3 в исходном состоянии (а, б) и после КГД на один оборот (в, г). Вклейка на (в) – темнопольное изображение в рефлексе нитрида ванадия (VN).

зерен, которые также могут давать весомый вклад в упрочнение стали. Таких частиц не наблюдали в исходном состоянии, после осадки ( $N=0$ ), а также после кручения в четверть ( $N=1/4$ ) и в половину оборота ( $N=1/2$ ), то есть их появление обусловлено интенсивной пластической деформацией. Мелкодисперсная фаза, вероятно, возникла из-за растворения частиц – нитридов и карбидов, которые в исходном состоянии имели размер 20-30 нм (рис. 2 б).

Микротвердость стали возрастает с ростом степени пластической деформации от 4,1 ГПа в исходном состоянии до 5,1 ГПа после осадки, до 6,5 ГПа после  $N=1/4$ , до 6,3 ГПа после  $N=1/2$  и до 6,2 ГПа после кручения на один оборот. Таким образом, микротвердость стали возросла в 1,5 раза после кручения на один оборот по сравнению с исходным состоянием.

Таким образом, в результате деформации микротвердость стали X18AG23Ф3 возрастает от 4,1 ГПа в исходном состоянии до 6,2-6,5 ГПа после кручения (на середине радиуса дисков). Уровень твердорастворного упрочнения в стали сохраняется высоким после деформационных обработок, при этом основными механизмами, определяющими фрагментацию структуры и деформационное упрочнение стали, являются скольжение, двойникование, образование полос локализованной деформации и дисперсионное твердение. Активное развитие механического двойникования способствует деформационному упрочнению за счет создания высокой плотности высокоугловых специальных границ (двойниковых) и препятствует формированию разориентированной зеренно-субзеренной структуры с границами общего типа и, таким образом, способствует однородности структуры и микротвердости по образцу.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Prog. Mater. Sci. 45, 103 (2000).
2. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Prog. in Mat. Sci. 53, 893 (2008).

отражения, и тяжи, обусловленные формированием тонких двойниковых пластин. Наряду с двойникованием на таких участках наблюдали отражения, межплоскостные расстояния для которых соответствовали  $\epsilon$ -мартенситу и аустениту. Помимо отражений от аустенита и  $\epsilon$ -мартенсита наблюдали точечные микродифракционные картины от частиц на основе ванадия, размер которых составлял 100-150 нм. После одного оборота кручением на темнопольных изображениях наблюдали контраст (рис. 2 в, вклейка) от частиц размером 5 нм в теле