

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД
КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ
ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ Х20АГ20Ф2**

В.А. Москвина, Е.Г. Астафурова*, Н.К. Гальченко*

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

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

**THE EFFECT OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION BY HIGH-PRESSURE TORSION ON
STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF HIGH-NITROGEN AUSTENITIC STEEL**

V.A. Moskvina, E.G. Astafurova*, N.K. Galchenko*

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

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

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

Tomsk, Akademicheskoy pr. 2/4, 634055

E-mail: valya_moskvina@mail.ru

Annotation. We investigate the microstructure and microhardness of high-nitrogen austenitic steel Fe-20Cr-20Mn-2.6V-0.3C-0.8N (in wt. %) after upset and high-pressure torsion (HPT) (6GPa) for $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$, and 1 revolutions at room temperature. As the result of deformation, steel microhardness increases by 1.5 times after HPT. Slip, twinning, formation of localized deformation microbands, and precipitation hardening are the main deformation mechanisms under HPT, and the level of solid solution strengthening of steel remains high after deformation.

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. Данная работа направлена на установление основных закономерностей и механизмов деформации высокоазотистой ванадийсодержащей хромомарганцевой аустенитной стали при интенсивной пластической деформации методом кручения под квазигидростатическим давлением.

В качестве объекта исследования была выбрана сталь Fe-20Cr-20Mn-2.6V-0.3C-0.8N, мас.% (Х20АГ20Ф2). 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 (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. Образцы, вырезанные в виде дисков диаметром ≈ 3 мм,

утоняли механически до толщины ≈ 100 мкм и далее электролитически струйной полировкой на приборе Tipupol-5 в охлажденном электролите (95% ледяной уксусной (CH_3COOH)+5% хлорной кислоты (H_3ClO_4)) до получения тонких участков, пригодных для электронно-микроскопического анализа. Анализ микроструктуры после КГД проводили на середине радиуса диска.

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 диска. Для анализа однородности структуры стали после КГД также проводили измерение микротвердости вдоль диаметра образцов.

Рентгеновские исследования выполнены на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 (с монохроматором). В исходном состоянии сталь X20AG20F2 имеет структуру преимущественно аустенита 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 5-10 мкм (оптическая металлография), а на электронно-микроскопических изображениях – сферические частицы диаметром 20-30 нм и 100-150 нм. На рентгенограмме, соответствующей исходному состоянию стали X20AG20, также наблюдали рефлексы, отличные от аустенитной фазы, с межплоскостными расстояниями, соответствующими частицам VM ($M=N$, C) и параметром решетки 0,41 нм (рис. 1). Рентгеновские линии (200) таких частиц находятся на углах отражения, близких к линии (110) для α -железа, так что разделить эти фазы сложно. О том, что небольшая доля феррита все-таки присутствует в структуре стали после закалки свидетельствует тот факт, что образцы стали магнитные (из возможных фаз только феррит является ферромагнетиком). Микротвердость стали в исходном состоянии после закалки составляет 4,1 ГПа. Исходно высокие значения микротвердости стали X20AG20F2 после закалки обусловлены, в первую очередь, твердорастворным упрочнением, а также дисперсионным твердением.

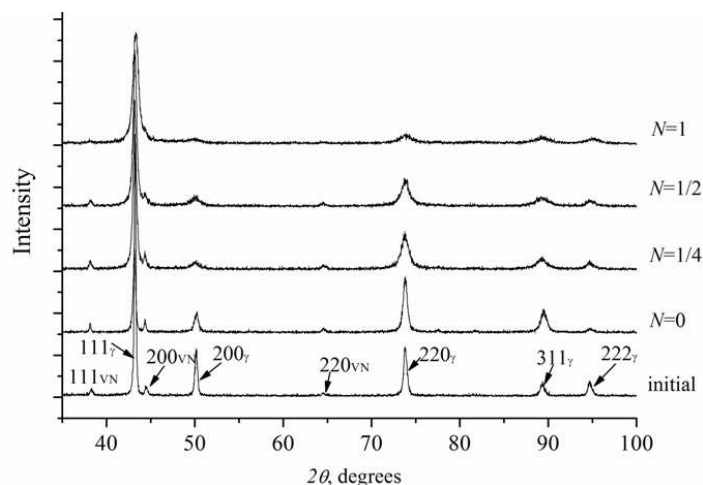


Рис. 1. Рентгенограммы для стали X20AG20F2 в исходном состоянии (initial), после осадки ($N=0$), кручения в четверть оборота ($N=1/4$), кручения в половину оборота ($N=1/2$) и кручения на один оборот ($N=1$)

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 (эти данные соответствуют середине радиуса дисков). Таким образом,

микротвердость стали возросла в 1,5 раза после кручения на один оборот по сравнению с исходным состоянием. После осадки распределение микротвердости неоднородно, наблюдается небольшой «провал» в центре дисков. Это связано с особенностями напряженного состояния образца при осадке с высокими давлениями – в центре заготовки преобладают нормальные напряжения, а на периферии добавляется сдвиг материала в радиальных направлениях. После одного оборота кручением под давлением распределение микротвердости становится квазиоднородным по образцу, что не типично для деформации методом КГД. В низкопрочных металлах и сплавах, часто деформация кручением способствует формированию неоднородного распределения микротвердости и микроструктуры по образцу. Такое поведение обусловлено зависимостью степени деформации от расстояния до центра образца $e \sim \ln r$.

Рентгенографически и при электронно-микроскопических исследованиях (центр радиуса образцов) в структуре стали X20AG20F2 не обнаружено заметного количества мартенсита с ОЦК-кристаллической решеткой. Размеры областей когерентного рассеяния становятся меньше с ростом степени деформации и составляют ≈ 70 нм после осадки и ≈ 25 нм после кручения. Микродеформация кристаллической решетки, напротив, становится высокой после деформационной обработки и составляет $(2-5) \times 10^{-3}$. Несмотря на значительное уширение линии после одного оборота кручением, на рентгенограмме по-прежнему можно выделить отражения, соответствующие частицам и α -фазе, но их параметры сложно определить из-за размытия линий и их низкой интенсивности (рис. 1). Изменение микротвердости стали при пластической деформации вызвано накоплением деформационных дефектов и превращениями в карбидной подсистеме. Высокая микротвердость образцов после кручения определяется активным развитием механического двойникования, образованием полос локализованной деформации, накоплением дислокаций, дисперсионным твердением при сохранении высокого уровня твердорастворного упрочнения. Высокая концентрация азота в твердом растворе аустенита способствует развитию механического двойникования и стабильности структуры к γ - α -превращению.

На основе анализа данных по деформационному упрочнению аустенитной высокоазотистой стали X20AG20F2 при осадке и кручении под квазигидростатическим давлением при комнатной температуре можно сделать следующие выводы:

- в результате деформации микротвердость стали возрастает от 4,1 ГПа в исходном состоянии до 6,2-6,5 ГПа после кручения (на середине радиуса дисков). Распределение микротвердости по диаметру дисков остается квазиоднородным после пластической деформации, и степень однородности увеличивается с ростом степени деформации.
- 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.