

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И
МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ
КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

Г.Г. Майер¹, Е.В. Мельников¹, В.А. Москвина²

Научный руководитель: доцент, д.ф.-м.н. Е.Г. Астафурова¹

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,

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

E-mail: galinazg@yandex.ru

**INFLUENCE OF THE VANADIUM ALLOYING ON STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND
MICROHARDNESS OF AUSTENITIC HIGH-NITROGEN STEEL PROCESSED BY
HIGH PRESSURE TORSION**

G.G. Maier¹, E.V. Melnikov¹, V.A. Moskvina²

Scientific Supervisor: assistant professor, Dr. E.G. Astafurova¹

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,

Russia, Tomsk, pr. Akademicheskyy, 2/4, 634055

²Tomsk Polytechnic University, Russia, Tomsk, Lenin str., 30, 634050

E-mail: galinazg@yandex.ru

***Abstract.** The influence of V-alloying on microstructure, phase composition and microhardness of high-nitrogen austenitic steels processed by high-pressure torsion (HPT) was investigated. HPT leads to fragmentation of steel structure and increases steel microhardness by ~1.5 times after one revolution of HPT. The different evolution of microhardness of steels investigated with increasing strain was observed. The V-alloying of steel promotes change of the mechanism of deformation under high-pressure torsion: from slip and twinning in V-free steel to slip and formation of localized deformation microbands and precipitation hardening in V-containing steel.*

Аустенитные стали, упрочненные атомами внедрения азотом и углеродом, дисперсными частицами вторичных фаз (карбидами и нитридами) представляют собой важный класс современных конструкционных материалов. Для получения высокой прочности в этих сталях используют не только твердорастворное упрочнение и дисперсионное твердение, но и интенсивную пластическую деформацию (ИПД). Работ по деформированию методами ИПД аустенитных сталей с высокой концентрацией атомов внедрения очень мало, так как аустенитные стали испытывают сильный наклеп при деформации и вызывают разрушение оснастки. Введение в аустенитную матрицу ванадия приводит еще к большим эффектам деформационного упрочнения за счет дисперсионного твердения и эволюции дисперсных частиц в условиях интенсивного деформирования. Поэтому изучение структурно-фазового состояния, установление механизмов деформации при интенсивной пластической деформации высокоазотистых сталей, легированных ванадием, является важным направлением современного материаловедения.

Проведено исследование влияния ИПД кручением под высоким давлением на структуру, фазовый состав и микротвердость аустенитных высокоазотистых сталей Fe-23Cr-20Mn-0,2C-0,5N-0,06V, мас.% (X23AG20) и Fe-20Cr-20Mn-0,3C-0,9N-1,34V (X20AG20Ф). Стали в исходном состоянии (диски диаметром 10 мм и толщиной 0,7 мм) закаливали в воду после часовой выдержки при 1200 °С. Деформацию образцов проводили методом кручения под высоким давлением (КВД, P=6 ГПа) на наковальнях Бриджмена при комнатной температуре на N=0, ¼, ½, 1 оборот.

Микроструктуру сталей исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, Technai G2 FEI, 200 кВ). Микротвердость до и после КВД измеряли на микротвердомере Duramin 5 с нагрузкой P=200 г. Среднее значение микротвердости вычисляли по измерениям, проведенным на середине радиуса дисков. Рентгеновские исследования выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 с использованием Cu Kα излучения.

В исходном состоянии исследуемые стали имеют структуру аустенита со средним размером зерна 100 мкм. Плотность дислокаций, рассчитанная на основе анализа уширения рентгеновских линий, составляла $\rho \sim 10^9$ см⁻². Параметр решетки (a) аустенита составлял 0,3646 нм для стали X23AG20 и 0,3637 нм для стали X20ФГ20Ф, что свидетельствует о высокой концентрации атомов азота и углерода в твердом растворе после закалки. На рентгенограмме, соответствующей исходному состоянию стали X23AG20, наблюдали рефлексы от аустенита и α -железа (5 %), в стали X20ФГ20Ф помимо аустенита и α -железа обнаружены рефлексы с межплоскостными расстояниями близкими к V(C, N) (a=0,41 нм) (рис.1). Сильные линии для α -Fe и нитрида VN расположены на близких углах и разделить их сложно, присутствие α -Fe в структуре стали до и после КВД дополнительно подтверждено методом магнитофазового анализа.

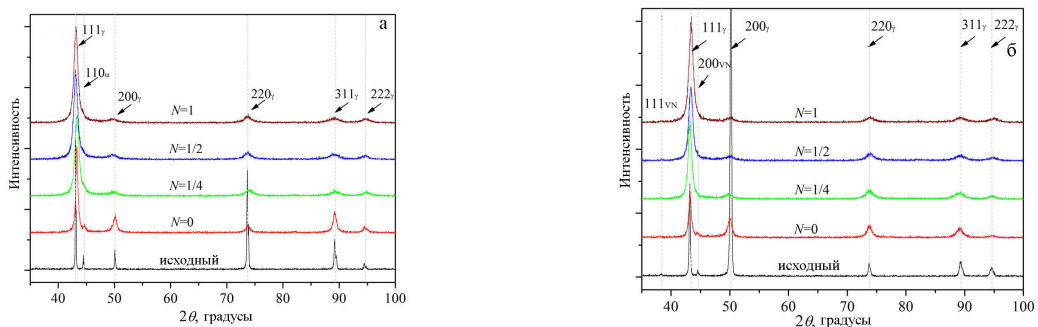


Рис. 1. Рентгенограммы для сталей X23AG20 (а) и X20AG20Ф (б) в исходных состояниях и после КВД

После деформации происходит фрагментация структуры, наблюдали уменьшение интенсивности и уширение рентгеновских линий. Значения микродеформации кристаллической решетки ($\Delta d/d$) возрастают на порядок от $\sim 10^{-4}$ в исходных состояниях до $4,8 \times 10^{-3}$ (X23AG20) и $4,0 \times 10^{-3}$ (X20AG20Ф), а размеры областей когерентного рассеяния уменьшаются от ~ 80 нм в исходных состояниях до 15 нм после КВД на один полный оборот. Параметр решетки стали после КВД изменяется слабо, это свидетельствует о постоянстве концентрации атомов внедрения в твердом растворе при деформации.

Электронно-микроскопические изображения структуры исследуемых сталей в исходном состоянии и после КВД представлены на рисунке 2. Характерной дислокационной структурой сталей X23AG20 и X20AG20Ф в исходных состояниях являются плоские скопления, дефекты упаковки и микровдвойники. На

дифракционных картинах стали X20AG20Ф дополнительно к рефлексам аустенита и двойников наблюдали отражения от карбонитридов V(C, N). КВД на один полный оборот стали X23AG20 приводит к образованию сетки двойников. Скалярная плотность дислокаций возрастает до $4,4 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Микродифракционные картины представлены точечными рефлексами от матрицы, двойников и ϵ -мартенсита (рис. 2 б). Кручение на один полный оборот стали X20AG20Ф сопровождается фрагментацией структуры, образованием полос локализованной деформации и двойников, но двойникование развито не так сильно как в стали без V. Рефлексы на дифракционных картинах сильно размыты и располагаются по окружности, это указывает на формирование разориентированной поликристаллической структуры ($\rho = 4,0 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$). Дополнительно к аустениту на микродифракционных картинах наблюдали точечные рефлексы от крупных частиц и сплошные кольца V(C, N) (рис. 2д), размытые в радиальном направлении и свидетельствующие о наличии мелкоразмерных частиц. Появление дисперсной фазы обусловлено частичным растворением крупных частиц и последующим выделением их из твердого раствора при деформации. Легирование стали ванадием приводит к обеднению аустенита по азоту за счет образования карбонитридов, это сопровождается повышением энергии дефекта упаковки и, как следствие, подавляет развитие двойникования и приводит к активации локализации пластического течения в стали X20AG20Ф.

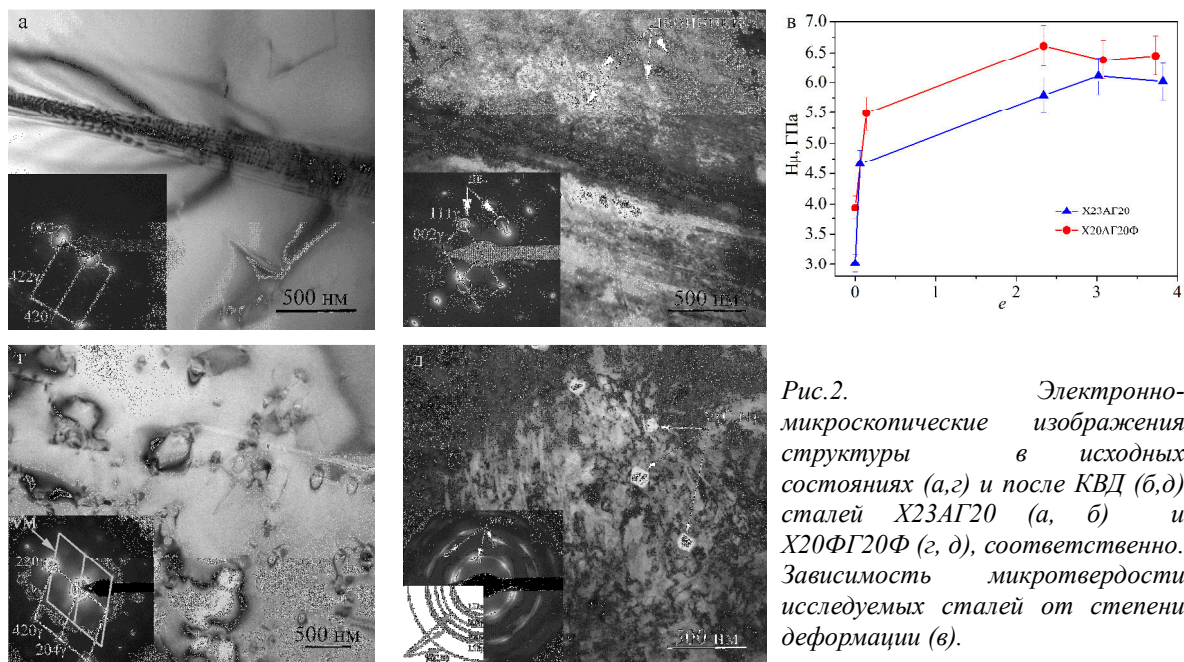


Рис.2. Электронно-микроскопические изображения структуры в исходных состояниях (а, в) и после КВД (б, д) сталей X23AG20 (а, б) и X20AG20Ф (в, д), соответственно. Зависимость микротвердости исследуемых сталей от степени деформации (е).

Данные микроструктурных исследований находятся в полном согласии с исследованиями эволюции микротвердости ($H\mu$) сталей. Наблюдали рост значений $H\mu$ после осадки на 1,5 ГПа в сравнении с исходными значениями (3 ГПа и 4 ГПа соответственно для сталей X23AG20 и X20AG20Ф). Микротвердость стали X23AG20 за счет активного развития двойникования, которое способствует деформационному упрочнению, достигает максимума после $N=1/2$. В стали X20AG20Ф максимальное значение $H\mu$ достигнуто после $N=1/4$, что сопровождается деградацией двойниковых границ и образованием разориентированной зеренно-субзеренной структуры.

Работа выполнена при финансовой стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).