

Таблица 2. Величина удельной поверхности порошков, полученных электроэрозионным измельчением стружки сплава ВК 6.

| № п/п | Образец | Условия измельчения | d, см ² /г |
|-------|------------|---|-----------------------|
| 1 | ВК 6 М | Фракция – 63 мкм из исходной пробы | 0,13 |
| 2 | ВК 6 ЭИД 1 | 400 имп/с. Лёгкая фракция седиментационного разделения порошка | 36,99 |
| 3 | ВК 6 ЭИД 2 | 400 имп/с. Тяжелая фракция седиментационного разделения порошка | 10,8 |
| 4 | ВК 6 ЭИД 3 | 600 имп/с. Валовая проба | 12,9 |
| 5 | ВК 6 ЭИД 4 | 800 имп/с. Валовая проба | 13,8 |

Выводы

1. Установлено, что методом электроискрового диспергирования можно получать тонкодисперсные порошки твердых сплавов с преимущественным размером частиц в диапазоне от 50 до 200 нм.

2. Результаты рентгенофазового анализа продуктов диспергирования твердого сплава соответствуют составу исходного материала.

Список литературы:

1. Курчки Э.У. Современное состояние и перспективы развития электрохимической переработки вольфрамсодержащих отходов твердых сплавов // Ученые записки Крымского инженерно-педагогического университета. – 2006. – № 6. – С. 50–56.

2. Агеев Е.В. Исследование физико-технологических свойств порошков, полученных электроэрозионным диспергированием твердого сплава // Фундаментальные исследования. - 2011 - № 12. – Ч. 2 –С. 336–340.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

В.А. Москвина¹, студент гр. 4Б21

Е.Г. Астафурова², д.ф.-м.н., доцент

¹*Томский политехнический университет, 634050, г.Томск, пр.Ленина, 30,*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055, г.Томск, пр.Академический, 2/4*

тел. (952)-895-98-84

E-mail: valya_moskvina@mail.ru

Улучшение комплекса физико-механических характеристик конструкционных сталей это 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]. Несмотря на большое количество исследований по влиянию ИПД на физико-механические свойства металлических материалов, работ по влиянию глубокого деформирования на структуру и свойства сталей немного из-за того, что существуют технологические трудности формирования субмикроструктурных состояний в них.

Высокоазотистые аустенитные стали также могут быть использованы в качестве перспективных материалов для развития методов ИПД. Азот как легирующий элемент превосходит другие элементы по аустенитообразующей и упрочняющей способности, понижает энергию дефекта упаковки стали и способствует развитию механического двойникования [3]. После кручения под давлением при комнатной температуре в аустенитной стали Fe-18Cr-16Mn-0.99N предел текучести увеличивается в три раза до 1500 МПа за счет наведенных деформацией дефектов – дислокаций, границ зерен, двойниковых границ – и их взаимодействия [4]. Дополнительное легирование таких сталей ванадием, вероятно, будет способствовать еще большим эффектам упрочнения за счет дисперсионного твердения и позволит улучшить термическую стабильность таких систем. 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.% (X20AG20Ф2). 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 Timpol-5 в охлажденном электролите (95% ледяной уксусной (CH₃COOH)+5% хлорной кислоты (H₃ClO₄)) до получения тонких участков, пригодных для электронно-микроскопического анализа. Анализ микроструктуры после КГД проводили на середине радиуса дисков.

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

Рентгеновские исследования выполнены на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 (с монохроматором). Оценку параметров структуры стали – микродеформации и размеров областей когерентного рассеяния проводили с использованием метода аппроксимации.

В исходном состоянии сталь X20AG20Ф2 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 мкм (рис. 1 а), а на электронно-микроскопических изображениях – сферические частицы диаметром 20-30 нм и 100-150 нм (рис 1 б). 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. 2). 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).

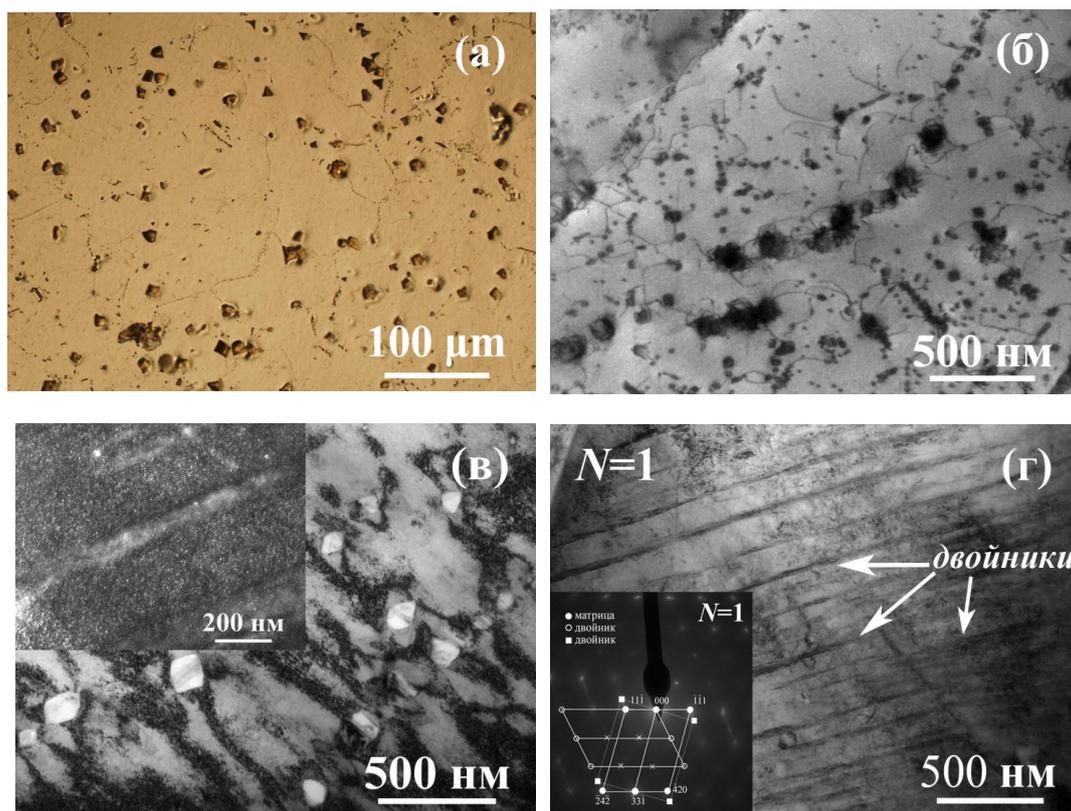


Рис. 1. Металлографическое (а) и электронно-микроскопические (б-г) изображения структуры стали X20AG20Ф2 в исходном состоянии (а, б) и после кручения на один полный оборот (в, г). Вклейка на (в) – темнопольное изображение в рефлексе нитрида ванадия (VN).

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. 2). 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. 2). 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.

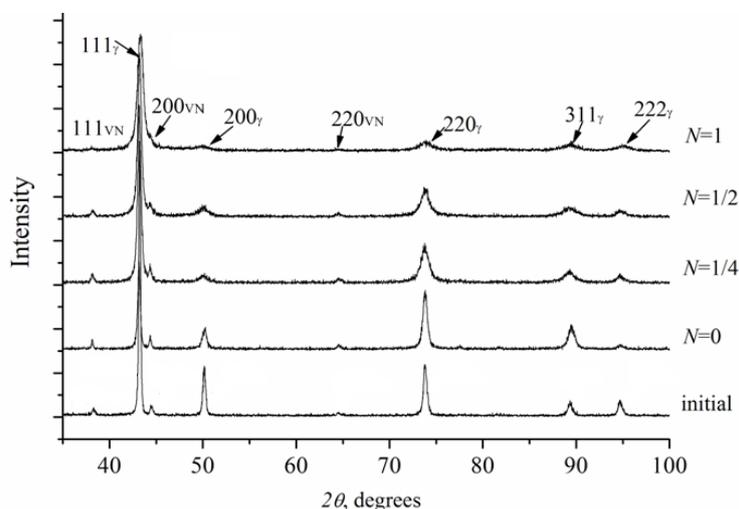


Рис. 2. Рентгенограммы для стали X20AG20Ф2 в исходном состоянии, после осадки ($N = 0$) и кручения на разное количество оборотов ($N = 1/4$, $N = 1/2$, $N = 1$).

Деформация не сопровождается обеднением твердого раствора по азоту и углероду (не образуются новые частицы), как это наблюдали при КГД стали Гадфильда в [5], а превращения в карбидной подсистеме не сопровождаются растворением частиц при интенсивной пластической деформации по выбранным режимам, либо оба этих процесса компенсируют друг друга. Таким образом, на основе анализа рентгенограмм после осадки и кручения можно сделать вывод, что эти деформационные обработки не приводят к заметному изменению фазового состава стали по сравнению с исходным состоянием.

Микротвердость стали в исходном состоянии после закалки составляет 4.1 ГПа. Исходно высокие значения микротвердости стали X20AG20Ф2 после закалки обусловлены, в первую очередь, твердорастворным упрочнением, а также дисперсионным твердением. Степень твердорастворного упрочнения не изменяется при деформации КГД на один оборот при комнатной температуре. Рентгенографически и при электронно-микроскопических исследованиях (центр радиуса образцов) в структуре стали не обнаружено заметного количества мартенсита с ОЦК-кристаллической решеткой. Следовательно, изменение микротвердости при пластической деформации вызвано накоплением деформационных дефектов и превращениями в карбидной подсистеме. Распределение значений микротвердости по диаметру образца является однородным, это обусловлено зависимостью степени деформации от расстояния до центра образца $\epsilon \sim \ln r$.

Типичные электронно-микроскопические изображения структуры стали X20AG20Ф2 в деформированном состоянии представлены на рисунке 1 в, з. После осадки и кручения на один оборот в структуре стали наблюдается высокая плотность дислокаций, микрополос локализованной деформации (ширина ~ 100

мкм) и двойников (рис. 1 з) 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, рефлекссы, возникающие из-за двойного отражения, и тяжи, обусловленные формированием тонких двойниковых пластин. Наряду с двойникованием на таких участках наблюдали отражения, межплоскостные расстояния для которых соответствовали ϵ -мартенситу и аустениту. Помимо отражений от аустенита и ϵ -мартенсита наблюдали точечные микродифракционные картины от частиц на основе ванадия, размер которых составлял 100-150 нм. После одного оборота кручением на темнопольных изображениях также наблюдали крапчатый контраст (рис. 1 в, вклейка) от мелких частиц размером 5 нм в теле 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. Крупные частицы продеформировались, а мелкодисперсная фаза, вероятно, обусловлена растворением частиц – нитридов и карбидов, которые в исходном состоянии имели размер 20-30 нм (рис. 1 б). Скалярную плотность дислокаций (ρ) определяли на основе анализа уширения рентгеновских линии. Значение ρ 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, а его вклад в упрочнение стали является одним из основных при КГД.

Таким образом, высокая микротвердость образцов после кручения под давлением определяется активным развитием механического двойникования, образованием полос локализованной деформации, накоплением дислокаций, дисперсионным твердением при сохранении высокого уровня твердорастворного упрочнения. 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, $\gamma - \epsilon$ превращение, образование полос локализованной деформации и дисперсионное твердение. Активное развитие механического двойникования способствует деформационному упрочнению за счет создания высокой плотности двойниковых границ и препятствует формированию разориентированной зеренно-субзеренной структуры с границами общего типа и, таким образом, способствует однородности структуры и микротвердости по образцу.

Авторы работы выражают благодарность к.ф.-м.н. Тукуевой М.С. за помощь в проведении экспериментальных исследований.

Список литературы:

1. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov // Prog. Mater. Sci. – 2000. – V. 45 (103).
2. A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon // Prog. in Mat. Sci. – 2008. – V. 53 (893).
3. V. Gavriljuk, H. Berns. High nitrogen steels, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, New York, 1999.
4. F.Y. Dong, P. Zhang, J.C. Pang, Y.B. Ren, K. Yang, Z.F. Zhang // Scripta Mater., 2015.
5. V.A. Teplov, L.G. Korshunov, V.A. Shabashov, R.I. Kuznetsov, V.P. Pilyugin, D.I. Tupitsa // Phys. Met. Metall. – 1988. – V. 66 (563).

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ЯДРА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

*Нуренова Г.К., студент гр. 4АМ31
Томский политехнический университет, 634050, г.Томск, пр.Ленина,30,
тел.(3822)-444-555
E-mail: nurenova-gulnara@mail.ru*

Введение. Один из новейших способов сварки – сварка трением с перемешиванием (FSW) – привлекает внимание исследователей к изучению особенностей структуры металла шва и его механических свойств. Основой данной технологии является трение вращающегося цилиндрического инструмента особой формы между двух соединенных торцами или внахлест пластинами металла. В результате трения скольжения осуществляется фрикционный нагрев и массоперенос металла, которые обеспечивают прочное соединение двух пластин металла [1].

Структура сварного соединения, обусловленная спецификой протекания процесса пластического течения материала, не имеет аналогов и является свободной от дефектов, присущих сварным соединениям, полученным плавлением. Так как сварной шов образуется при температурах ниже температуры плавления металла, то можно получать неразъемные соединения даже тех сплавов, которые обычными способами сварки невозможно получить. Из многочисленных исследований известно, что структура FSW соединения является слоистой, получившей свое название «onion ring» из-за характерного кольцеобразного строения. [2] Мелкозернистая структура центральной части сварного шва, наблюдаемая при СТП различных материалов, вызывает определённый интерес исследователей, так как единого мнения о природе её формирования до сих пор не существует. Изучение этой структуры необходимо, для накопления экспериментальных данных по сварке трением с перемешиванием для выявления механизмов структурообразования в зоне сварного соединения.

Материал и методика исследования. В работе было выполнено исследование сварного соединения алюминий-магниевого сплава АМг5М, полученного методом FSW пластин толщиной 5,0 мм на промышленном предприятии «Сеспель». Режимы сварки, принятые на предприятии были следующие: скорость вращения инструмента – 560 об/мин, подача – 500 мм/мин. По данным литературных