

Волокнистая ультрамелкозернистая структура и свойства прокатанной низкоуглеродистой стали 12ГБА

Сафаров И.М.^{1,†}, Сергеев С.Н.¹, Корзников А.В.¹, Галеев Р.М.¹,
Гладковский С.В.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Халтурина 39, 450001 Уфа

²Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская 34, 620049 Екатеринбург

[†]ilfat@anrb.ru

The fibrous ultrafine-grained structure and properties of rolled 12GBA low carbon steel

I.M. Safarov¹, S.N. Sergeev¹, A.V.Korznikov¹, R.M. Galeyev¹,
S.V. Gladkovsky²

¹Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Khalturin St. 39, 450001 Ufa

²Institute of Engineering Science of the Urals Branch RAS, Komsomolskaya St. 34, 620049 Yekaterinburg

Показано, что интенсивная теплая прокатка низкоуглеродистой стали 12ГБА приводит к формированию волокнистой ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры со средним поперечным размером зерен 0,5 мкм и повышению прочности в 2 раза относительно исходного крупнозернистого (КЗ) состояния. Ударные испытания показали, что сталь с УМЗ волокнистой структурой отличается более высоким сопротивлением хрупкому разрушению при отрицательных температурах и сохраняет вязкое состояние до -80 °С, тогда как КЗ состояние при этих температурах разрушается хрупко.

Ключевые слова: ультрамелкозернистая структура, ударная вязкость, низкоуглеродистая сталь.

It is shown that the intensive warm rolling of 12GBA low carbon steel leads to the formation of ultrafine-grained (UFG) structure with an average grain size of 0.5 μm in transverse section and to two times increase in strength by comparison to the initial coarse-grained (CG) state. Impact tests have shown an increase of fracture strength in fibrous UFG structure at negative temperatures. It was also established that the type of fracture in UFG state remains ductile down to -80 °C, whereas in CG steel material a brittle rupture is observed at this temperature.

Keywords: Ultrafine-grained structure, impact strength, low carbon steel.

1. Введение

Создание материалов с ультрамелкозернистой структурой различными методами интенсивной пластической деформации позволяет решать различные проблемы современного машиностроения [1-3]. Одной из таких проблем является улучшения комплекса механических свойств в низкоуглеродистых малолегированных сталях, которую невозможно решить традиционными методами термической обработки [4-7]. Эти стали широко используется при строительстве магистральных нефте- и газопроводов, сварных конструкциях различного назначения, работающих в сложных климатических условиях и при высоком давлении [8]. Для данных сталей до сих пор остается актуальной задача повышения прочностных свойств при сохранении достаточной пластичности и ударной вязкости.

В работе было исследовано влияние теплой прокатки на структуру и механические свойства малоуглеродистой стали 12ГБА.

2. Материал и методики эксперимента

Материал исследования низкоуглеродистую сталь 12ГБА (Fe-1,2%Mn-0,35%Cu-0,25%Si-0,11%C-0,05%Nb-0,012%P-0,005%S), подвергали пластической деформаций методом интенсивной теплой прокатки. Прокатку проводили за несколько проходов до конечного сечения прутков 8 мм x 8 мм с относительным сужением $\varphi = 10-15\%$ в каждом проходе и ступенчатом понижении температуры с 750 °С до 550 °С. Суммарная степень деформации оценивалась по истинному относительному сужению, рассчитанному по формуле: $\varphi = \sum \ln(F_{i-1}/F_i)$, где F_{i-1} и F_i – начальная и конечная площади поперечного

сечения прутка в каждом проходе прокатки [9]. Накопленная степень деформации рассчитывалась как сумма истинных относительных сужений и составила $\varphi = 2,7$.

Структурные исследования стали проводились методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии (ПЭМ и РЭМ). Тонкую структуру стали исследовали в просвечивающем электронном микроскопе «JEOL 2000EX».

Микроструктура изучалась с помощью автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ). Анализ проводился с помощью программного обеспечения CHANNEL 5 на растровом электронном микроскопе «TESCAN MIRA 3LMH». Шаг сканирования варьировался от 50 до 300 нм. Индицирование в каждой точке проводилось по шести Кикучи-линиям. Доля проиндицированных дифракционных картин составляла не менее 80% от общего числа измеренных точек. Критерием разделения границ на малоугловые и большеугловые (МУГ и БУГ) служила разориентировка 15° . При этом не учитывались границы с разориентировкой менее 2° из-за недостаточной точности их определения [10].

Механические испытания растяжением плоских образцов проводили на универсальном динамометре «INSTRON-1185» при комнатной температуре с начальной скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} .

Испытания ударных образцов стандартного размера с V-образным надрезом глубиной 1,5 мм проводили на инструментированном маятниковом копре «Tinius Olsen IT542M» в интервале температур $+20-80^\circ\text{C}$.

3. Результаты и их обсуждение

Микроструктурный анализ показал, что в процессе прокатки в интервале температур с 750°C до 550°C исходная структура со средним размером зерен 20 мкм (Рис. 1) преобразуется в волокнистую УМЗ структуру.

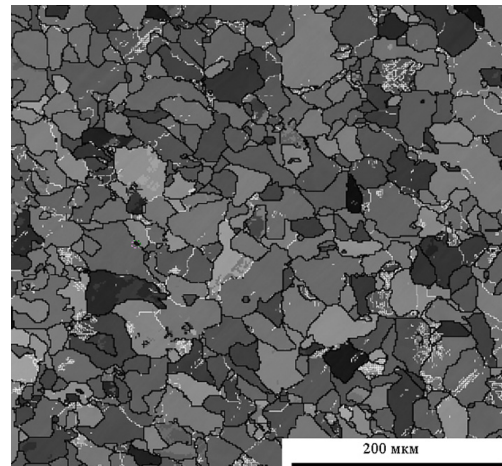


Рис. 1. EBSD-карта микроструктуры стали 12ГБА в исходном горячедеформированном состоянии с шагом сканирования 0,3 мкм. МУГ изображены тонкими белыми линиями, а большеугловые границы – толстыми черными линиями.

На рисунке 2 представлена структура стали 12ГБА после прокатки в поперечном и продольном сечении. Средний поперечный размер фрагментов составил 0,5 мкм, в продольном направлении длина фрагментов составляла 15-20 мкм.

Электроннограмма, снятая с участка, также представляет собой систему рефлексов, расположенных на концентрических окружностях, то есть характерна для поликристаллических материалов с произвольными границами зерен [4].

В структуре присутствовали в незначительном количестве колонии карбидов сферической формы, расположенные равномерно по объему стали. Размер колоний близок к размеру фрагментов. Диаметр карбидов в колониях составлял 20-50 нм. По-видимому, это исходные перлитные колонии, которые при деформации претерпели дробление и сфероидизировались [11-12].

EBSD-анализ стали после деформации в обоих сечениях показал, что микроструктура сильно неоднородна и разнотерниста, наблюдается присутствие, как зерен

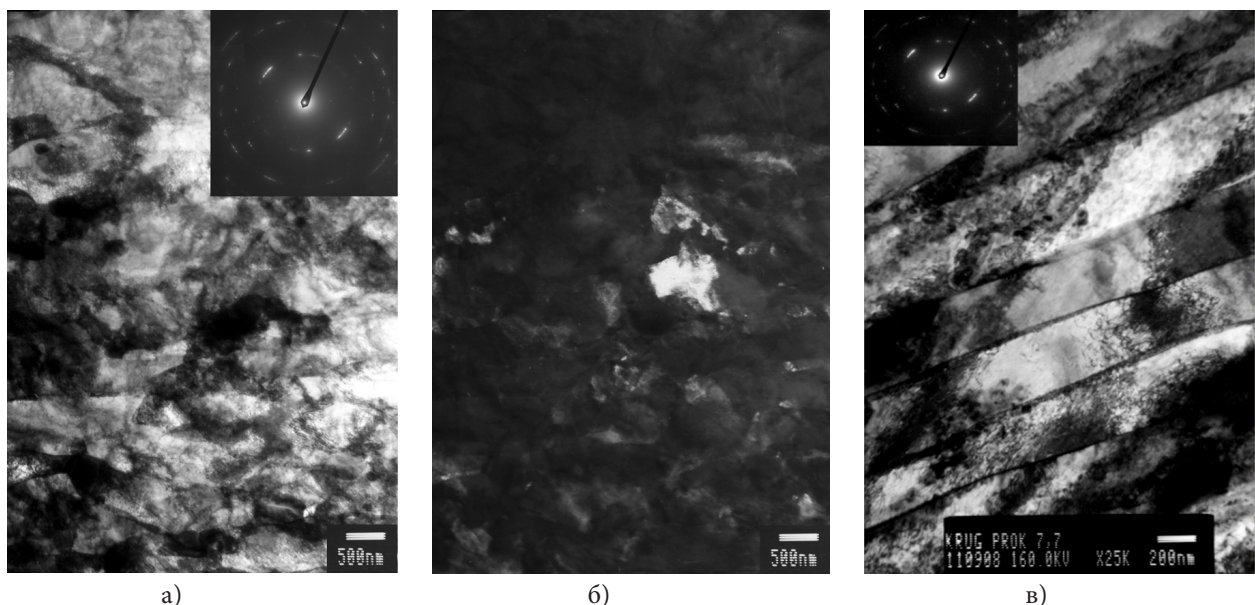


Рис. 2. Структура стали 12ГБА после тепловой деформации прокаткой: а), б), светлопольное и темнопольное изображения поперечного сечения; в) продольное сечение.

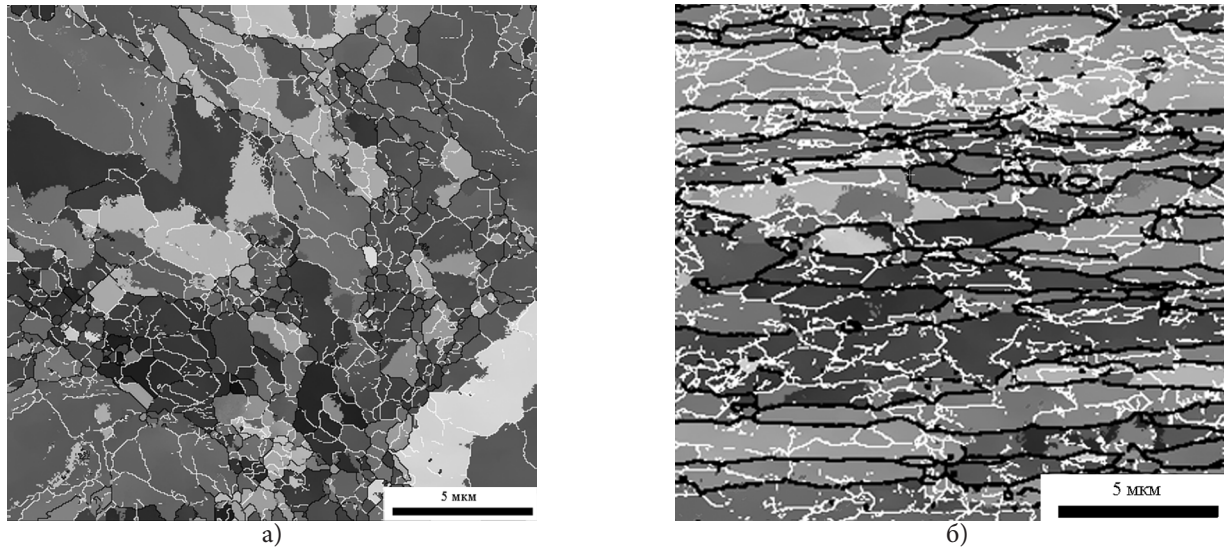


Рис. 3. EBSD-карта микроструктуры стали 12ГБА после прокатки с шагом сканирования 50 нм: а) в поперечном сечении; б) в продольном сечении.

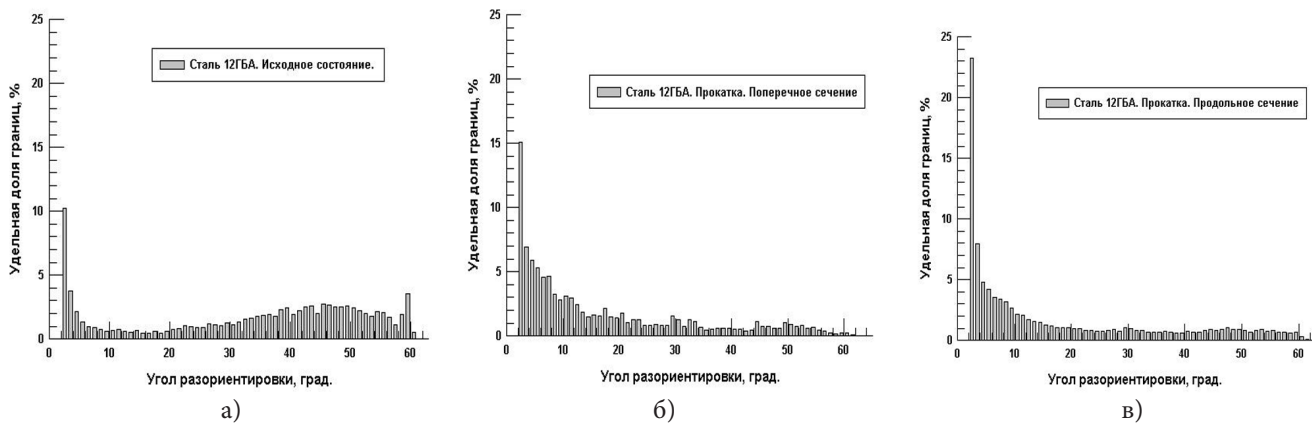


Рис. 4. Распределение границ по углам для стали 12ГБА: а) исходное состояние; б) после прокатки в поперечном сечении; в) после прокатки в продольном сечении.

Механические характеристики стали 12ГБА.

Таблица 1.

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\delta_{\text{равн}}$, %	KCV ²⁰ , МДж/м ²	KCV ⁻⁶⁰ , МДж/м ²	KCV ⁻⁸⁰ , МДж/м ²
Исходное состояние	330	510	20	11	1,07	0,24	0,07
Прокатка	790	910	18	5	1,20	1,07	0,61

(фрагментов) размером меньше 0,5 мкм, так и зерен (фрагментов) размером больше 2 мкм, что свидетельствует о неравномерном протекании деформации (рис. 3а). В продольном сечении наблюдаются вытянутые зерна (субзерна) параллельно направлению прокатки, размеры варьируются от 2-3 мкм до 30-40 мкм (рис. 3б).

По сравнению с исходным состоянием, где доля МУГ составила 22%, в сечении, перпендикулярном направлению прокатки, доля МУГ составила 60%, в продольном сечении - 62%.

Построенные распределения границ по углам (рис. 4) показывают, что как в интервале от 3 и до 7° наблюдается отличие удельной доли границ в поперечном и продольном сечении, так и в интервалах 28° - 34°, 48° - 62°.

Эти отличия свидетельствуют о различии в протекающих процессах при деформации в поперечном и продольном сечении.

Результаты механических испытаний приведены в таблице 1. После теплой прокатки наблюдается повышение прочностных характеристик ($\sigma_{0,2} = 330$ МПа до $\sigma_{0,2} = 797$ МПа) при этом пластичность снижается ($\delta = 20\%$ до $\delta = 18\%$) по сравнению с исходным состоянием. Сравнение результатов механических испытаний в поперечном и продольном сечении показали, что полученные значения предела текучести и предела прочности находятся в интервале погрешностей измерения.

Проведенные ударные испытания показали, что для сталей с волокнистой УМЗ структурой значения ударной вязкости KCV снижаются при отрицательных температурах намного медленнее по сравнению с КЗ состоянием. Значение KCV = 0,61 МДж/м² при - 80°С указывает на достаточно высокий запас вязкости УМЗ стали, тогда как значение KCV = 0,07 МДж/м² для КЗ состояния говорит о повышенной склонности к хрупкому разрушению.

Таким образом, анализ результатов структурных исследований и ударных испытаний свидетельствует о том, что получение ультрамелкозернистой волокнистой структуры в стали 12ГБА после теплой прокатки приводит по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием к повышению ударной вязкости при температурах испытаний от 20°C до -80°C.

4.Выводы:

1. В результате интенсивной теплой прокатки в стали 12ГБА формируется УМЗ структура волокнистого типа со средним размером кристаллитов в поперечном сечении 0,5 мкм, в продольном сечении 20-30 мкм.

2. Формирование УМЗ структуры привело к повышению предела текучести и предела прочности стали 12ГБА до 790 и 910 МПа, соответственно, что в 2 и более раз выше, чем в исходном крупнозернистом состоянии.

3. Сталь 12ГБА с УМЗ структурой имеет достаточно высокий уровень ударной вязкости $KCV = 0,44$ МДж/м² при температуре -80°C и, в отличие от крупнозернистого состояния, сохраняет вязкий характер разрушения. В исходном КЗ состоянии данная сталь при температуре -80°C разрушается хрупко и характеризуется низким значением $KCV = 0,07$ МДж/м².

Работа выполнена при частичной поддержке Программы Президиума РАН № 25 и в рамках совместного проекта УрО РАН и СО РАН № 12-С-1-1030.

Литература

1. I.M. Safarov, R.M. Galeev, A.V. Korznikov. 7, 286 (2009). (in Russian) [Сафаров И.М., Галеев Р.М., Корзников А.В. Формирование высокопрочного ультрамелкозернистого состояния в низкоуглеродистых сталях. Перспективные материалы, 7, 286 (2009).]
2. S.N. Sergeev, I.M. Safarov, A.V. Korznikov. 2, 74 (2012). (in Russian) [Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В. Субмикроструктурная структура и свойства низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ после интенсивной теплой прокатки. Письма о материалах. 2, 74 (2012).]
3. S.N. Sergeev, I.M. Safarov, A.V. Korznikov, R.M. Galeev, S.V. Gladkovsky, E.M. Borodin. 2, 117 (2012). (in Russian) [Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние всесторонней изотермическойковки на структуру и свойства низкоуглеродистой стали 12ГБА. Письма о материалах. 2, 117 (2012).]
4. I.M. Safarov, A.V. Korznikov, R.Z. Valiev, B.M. Bronfin, A.A. Emel'yanov, D.V. Laptenok. The Physics of Metals and Metallography. 73, 303 (1992). (in Russian) [Сафаров И.М., Корзников А.В., Валиев Р.З., Бронфин Б.М., Емельянов А.А., Лаптенков Д.В. Влияние субмикроструктурной структуры на механические свойства низкоуглеродистых малоуглеродистых сталей. 73, 303 (1992).]
5. I.M. Safarov, R.M. Galeev, S.N. Sergeev, A.V. Korznikov. 12, 428 (2011). (in Russian) [Сафаров И.М., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В. Особенности субмикроструктурной структуры и механических свойств низкоуглеродистой стали 12ГБА, подвергнутой теплой пластической деформации. 12, 428 (2011).]
6. S.N. Sergeev, I.M. Safarov, A.V. Korznikov, S.V. Gladkovsky, E.M. Borodin. The Physics of Metals and Metallography. 113, 1 (2012). (in Russian) [Сафаров И.М., Корзников А.В., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние субмикроструктурного состояния на прочность и ударную вязкость низкоуглеродистой стали 12ГБА. ФММ. 2012. 113, 1 (2012).]
7. A.V. Korznikov, I.M. Safarov, R.Z. Valiev, B.M. Bronfin. The Metallurgy and heat treatment of metals. 2, 27 (1993). (in Russian) [Корзников А.В., Сафаров И.М., Валиев Р.З., Бронфин Б.М., Емельянов А.А. Влияние субмикроструктурной структуры на механические свойства низкоуглеродистых сталей. Металлургия, 2, 27 (1993).]
8. Y.I. Matrosov, D.A. Litvinenko, S.A. Golovanenko. Steel for pipelines. – Moscow. Metallurgy. (1989), 288 p. (in Russian) [Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989, 288 с.]
9. Zolotarevskiy V.S. Mechanical properties of metals. – Moscow. Metallurgy. (1983), 351 p. (in Russian) [Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1983, 351 с.]
10. V.N. Danilenko, S. Mironov, A.N. Belyakov, A.P. Zhilyev. Application of EBSD analysis of physical materials (review). Factory Laboratory. Diagnostic materials. 78, 28 (2012). (in Russian) [Даниленко В.Н., Миронов С.Ю., Беляков А.Н., Жилев А.П. Применение EBSD анализа в физическом материаловедении (обзор). Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2012, Т. 78, № 2, С.28-46.]
11. V.V. Rybin. The Large plastic deformation and fracture of metals. Moscow: Metallurgy. 1986 p. 224. (in Russian) [Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986, 224 с.]
12. S.S. Gorelik, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkina. Recrystallization of metals and alloys. Moscow: MICIC. 2005 p. 423. (in Russian) [Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 2005. 432с.]