

## Влияние всесторонней изотермической ковки на структуру и свойства низкоуглеродистой стали 12ГБА

Сергеев С.Н.<sup>1,†</sup>, Сафаров И.М.<sup>1</sup>, Корзников А.В.<sup>1</sup>,  
Галеев Р.М.<sup>1</sup>, Гладковский С.В.<sup>2</sup>, Бородин Е.М.<sup>2</sup>

†semen@imsp.ru

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Халтурина 39, 450001 Уфа

<sup>2</sup>Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская 34, Екатеринбург

## The effect of multi-axis isothermal forging on structure and properties of 12GBA low carbon steel

S.N. Sergeev<sup>1</sup>, I.M. Safarov<sup>1</sup>, A.V. Korznikov<sup>1</sup>, R.M. Galeyev<sup>1</sup>,  
S.V. Gladkovsky<sup>2</sup>, E.M. Borodin<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Khalturin St. 39, 450001 Ufa

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

Методом всесторонней изотермической ковки в стали 12ГБА была получена субмикроструктурная (СМК) структура со средним размером кристаллитов 0,3 мкм. В полученном СМК состоянии прочность стали была в 3 раза выше относительно исходного крупнокристаллического состояния при достаточном уровне пластичности и ударной вязкости. После дополнительного отжига СМК стали наблюдали резкое повышение пластичности при незначительном снижении прочности. Ударные испытания при отрицательных температурах показали значительное преимущество СМК состояния стали в хладостойкости по сравнению с крупнозернистым.

**Ключевые слова:** субмикроструктурные материалы, низкоуглеродистая сталь, ударная вязкость, хладостойкость.

The submicrocrystalline structure of the 12GBA low carbon steel was processed by multi-axis isothermal forging. The average grain size was about of 0.3  $\mu\text{m}$ . The submicrocrystalline steel has three times higher strength than the coarse-grained steel and sufficiently high ductility and impact strength. Subsequent annealing leads to a slight lowering of strength and considerable rising of ductility. It is shown that at negative temperatures the submicrocrystalline 12GBA steel has higher impact strength than the coarse-grained steel.

**Keywords:** submicrocrystalline materials, low carbon steel, impact strength, low-temperature brittleness.

### 1. Введение

Методы интенсивной пластической деформации, широко развиваемые в последние десятилетия, позволяют формировать в материалах нанокристаллическую (НК) и субмикроструктурную (СМК) структуру [1]. Получением НК и СМК структуры удается достигнуть такого уровня прочностных свойств в материалах и сплавах, который невозможно получить традиционными методами термической обработки [2]. Одним из таких классов материалов являются низкоуглеродистые стали. Эти стали широко используются при строительстве магистральных нефте- и газопроводов, работающих в сложных климатических условиях и при высоком давлении [3].

Для этих сталей весьма актуальным является повышение механических свойств, хладостойкости и коррозионной стойкости.

В работе рассмотрено влияние всесторонней изотермической ковки на структуру и механические свойства малоуглеродистой стали 12ГБА.

### 2. Материал и методики эксперимента

В качестве материала исследования была выбрана низкоуглеродистая сталь 12ГБА (Fe-1,2%Mn-0,35%Cu-0,25%Si-0,11%C-0,05%Nb-0,012%P-0,005%S), широко применяемая в магистральных трубопроводах [4].

Для получения больших пластических деформаций использовали метод всесторонней изотермическойковки (ВИК) по схеме, описанной в [3]. Слитки, из которых изготавливали заготовки для прокатки размером  $22 \times 22 \times 100$  мм, выплавляли в индукционной печи, отжигали при температуре  $1000^\circ\text{C}$  и проковывали в интервале температур  $1100 - 950^\circ\text{C}$ .

Ковка проводилась с поэтапным понижением температуры с  $700$  до  $500^\circ\text{C}$ . 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 поковки в каждом проходе осадки. [5]. Накопленная степень деформации рассчитывалась как сумма истинных относительных сужений и составила  $\varphi = 6,2$ .

Микроструктура изучалась с помощью автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ). EBSD - анализ проводился при помощи программного обеспечения CHANNEL 5, установленного на растровом электронном микроскопе TESCAN с полевым катодом. Шаг сканирования (размер пикселя) варьировался от  $50$  до  $300$  нм. Для сведения ошибки индирования к минимуму каждая электронограмма автоматически анализировалась по шести Кикучи-линиям. Доля индированных электронограмм составляла  $\sim 99,5\%$  от их общего числа. Разориентировка вычислялась между соседними (смежными) точками сканирования. Малоугловые границы (МУГ) с разориентировкой менее  $2^\circ$  не учитывались в силу недостаточной точности определения. Механические испытания на растяжение плоских образцов проводили на универсальном динамометре "INSTRON-1185" при комнатной температуре с начальной скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Испытания ударных образцов нестандартного размера  $7 \times 7 \times 55$  мм с V-образным надрезом глубиной  $1,5$  мм проводили на инструментированном маятниковом копре «Tinius Olsen IT542M» в интервале температур от  $-196$  до  $20^\circ\text{C}$ .

### 3. Результаты и их обсуждение

В исходном состоянии структура стали состояла из зерен феррита и перлитных колоний (объемная доля перлита  $13,4\%$ ) (рис. 1). Средний размер зерен феррита составлял  $25$  мкм.

Всесторонняя ковка приводит к формированию в стали 12ГБА СМК структуры, состоящий из областей, отделенных нечеткими границами со средним размером  $0,3$  мкм (рис. 2). Вблизи границ наблюдалась более высокая плотность дислокаций.

Следует отметить, что указанные области имеют вытянутую форму, то есть присутствует слабая металлографическая анизотропия структуры. При этом по объему образца структура однородная и разноразмерности в ней не наблюдается. Формирование таких структурных элементов в виде областей связано как с действием различных деформационных мод, так и с протеканием процессов динамического возврата и рекристаллизации. Формирование подобных областей, отделенных границами, имеющими дислокационную природу, возможно

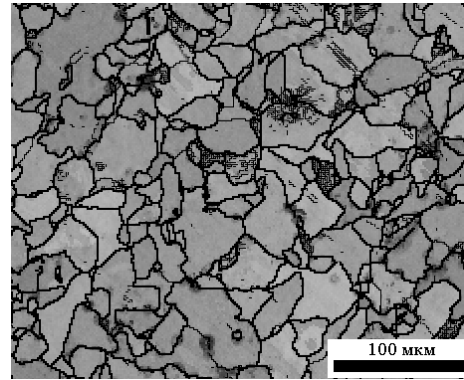


Рис. 1. EBSD-карта микроструктуры стали 12ГБА в исходном горячедеформированном состоянии с шагом сканирования  $1,5$  мкм. МУГ изображены тонкими серыми линиями, а большугловые границы (БУГ) – толстыми черными линиями.

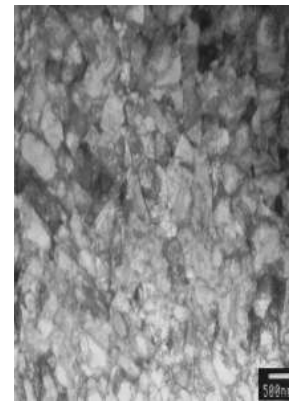


Рис. 2. Микроструктура стали 12ГБА после всесторонней изотермическойковки.

в результате протекания либо процессов полигонизации, статической или динамической [6], либо процессов фрагментации за счет ротационных мод деформации [7]. В первом случае области принято обозначать как субзерна, во втором – как фрагменты. Для случая больших степеней деформации более характерна именно фрагментация, поэтому будем обозначать области, формирующиеся в стали при ВИК как фрагменты, а полученную структуру называть субмикроструктурной.

Исследование сформированной при ВИК структуры на термическую стабильность показало, что незначительный рост фрагментов начинается только после температуры  $550^\circ\text{C}$  (рис. 3).

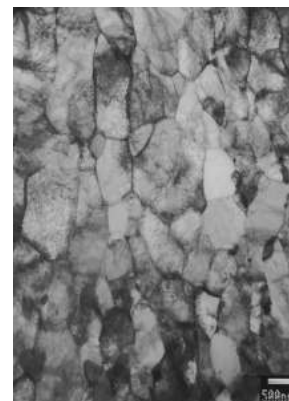


Рис. 3. Микроструктура стали 12ГБА после ВИК и последующего отжига при  $550^\circ\text{C}$ .

Это свидетельствует о том, что рекристаллизация при температуре отжига ниже температуры последнего этапа деформации еще не начинается, то есть структура до этих температур является термически стабильной.

После отжига при 550°C микроструктура становится равновесной в связи с началом протекания процессов статического разупрочнения. Границы кристаллитов становятся более тонкими.

Проведенный EBSD-анализ подтвердил формирование текстуры, перпендикулярный последнему направлению осадки (рис. 4,а). После отжига при 550°C, наблюдается некоторый рост фрагментов до 0,5 мкм (рис. 4,б). Сформировавшаяся текстура после теплой деформации сохраняется. Построенные распределения границ фрагментов по углам разориентировок показали, что в после проведенной пластической деформации формируется значительная доля МУГ - 63% против 16% в исходном состоянии. После отжига при 550°C на распределении границ по углам появляется пик в спектре высокоугловых границ, а доля МУГ снижается до 58%. Это связано с тем, что при отжиге протекают релаксационные процессы и возврат, приводит к развороту фрагментов.

Результаты механических испытаний стали 12ГБА в различном структурном состоянии на одноосное растяжение при комнатной температуре приведены в таблице 1. Видно, что формирование СМК структуры приводит к резкому повышению прочностных характеристик стали

12ГБА более чем в 2 раза по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием.

Проведение дополнительного отжига 550°C приводит к некоторому снижению прочностных свойств, но при этом возрастает пластичность стали, что позволяет достигнуть более оптимального сочетания прочности и пластичности. Значения  $\sigma_{0,2}$  снижается с 960 до 590 МПа, а  $\sigma_B$  – с 1000 до 710 МПа, что выше, чем у исходного крупнокристаллического состояния. Уровень пластических свойств, т.е. относительное удлинение после разрыва  $\delta = 19\%$  и относительное равномерное удлинение  $\delta_{\text{равн}} = 10\%$  при этом сопоставим с исходным состоянием, в котором  $\delta = 20\%$ ,  $\delta_{\text{равн}} = 11\%$ .

Проведенные ударные испытания, представленные на рис. 6, показали, что вязко-хрупкий переход, у образцов после ВИК наблюдается при температурах на 30 - 40°C ниже, чем у образцов в исходном крупнокристаллическом состоянии. При этом отжиг кованого образца при 550°C приводит к еще большему снижению порога хладоломкости.

Таким образом, при всесторонней изотермической ковке удается сформировать в малолегированной низкоуглеродистой стали равноосную субмикрокристаллическую структуру. В полученных субмикрокристаллических состояниях низкоуглеродистая сталь проявляет высокие значения временного сопротивления отрыву ( $\sigma_B = 900-1000$  МПа), что превышает прочностные свой-

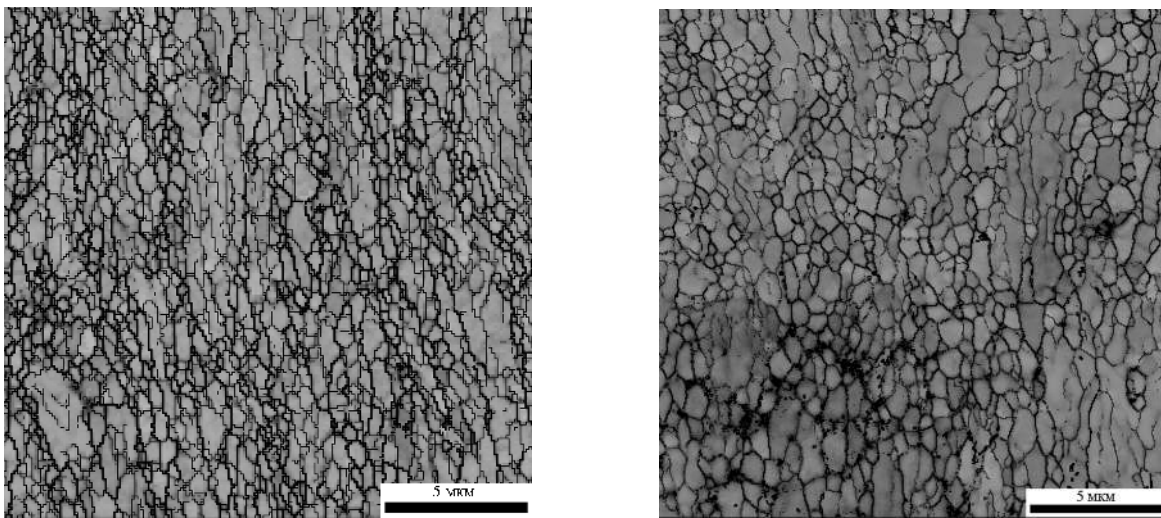


Рис. 4. EBSD-карта микроструктуры стали 12ГБА: а) после ВИК; б) после ВИК и последующего отжига при 550°C.

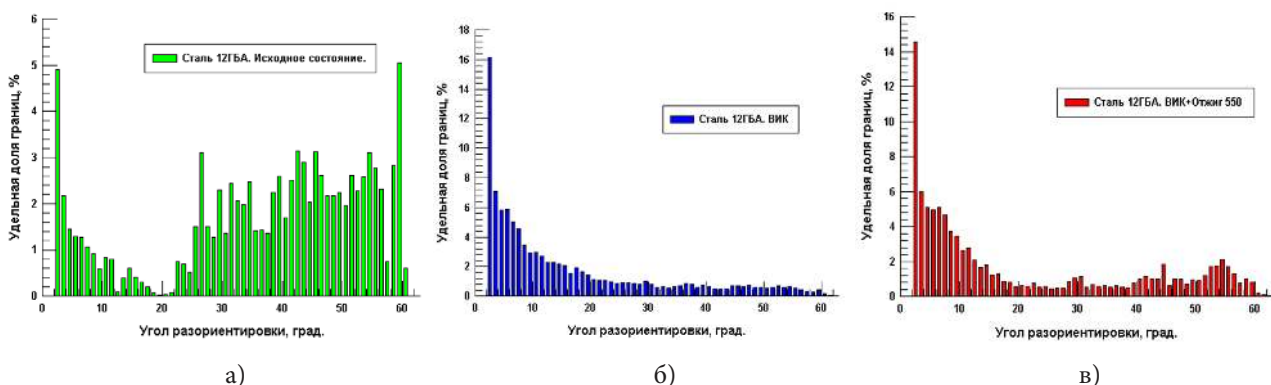


Рис. 5. Распределение границ по углам в стали 12ГБА: а) исходное состояние; б) после ВИК; в) после ВИК и последующего отжига при 550°C.



Режим обработки	$d$ , мкм	Доля МУГ, %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$\delta_{равн}$ , %
Исходное состояние	25	16	350	500	20	58	11
Изотермическая ковка	0,3	58	960	1000	11	66	2
Изотермическая ковка и дополнительный отжиг при 550°C с выдержкой 1 час	0,5	63	590	710	19	62	10

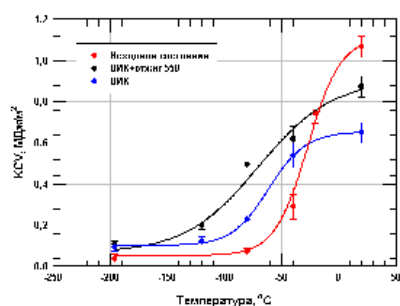


Рис. 6. Зависимость ударной вязкости от температуры.

ства стали в крупнозернистом состоянии более чем в 2 раза, и, в тоже время, обладают достаточно высоким уровнем пластичности. В результате проведения дополнительного отжига в стали удается получить структурное состояние, которое отличается наилучшим сочетанием высокой прочности и пластичности.

Результаты ударных испытаний свидетельствуют о том, что проведение ВИК способствует повышению общего уровня ударной вязкости при температурах испытания от 20 до  $-80^{\circ}\text{C}$ . Ранее такое же повышение ударной вязкости наблюдали на малоуглеродистых сталях 03ХГСФ [8] и 20ГСФ [1] после формирования СМК структуры методом интенсивной теплой прокатки. Полученная в указанных работах структура отличалась сильной вытянутостью зерен вдоль направления прокатки и имела волокнистое строение. То есть полученные образцы отличались структурной анизотропией, имели продольную текстуру, что и привело к более сильному повышению ударной вязкости относительно исходного состояния.

Дополнительный отжиг СМК стали позволил усилить эффект на ударную вязкость. Повышение сопротивления распространению трещины в отожженной стали обусловлено тем, что при отжиге происходит релаксация упругих напряжений и возврат дислокационной структуры в теле зерен и по их границам. Более низкая плотность дислокаций и низкие упругие напряжения приводят к тому, что для развития трещины необходимо приложение к образцу больших напряжений.

#### 4. Выводы

1. В результате всесторонней изотермической ковки в стали 12ГБА формируется СМК структура со средним размером фрагментов 0,3 мкм.

2. Формирование СМК структуры приводит к увеличению прочностных свойств в 1,5-2 раза. Одновременно происходит смещение температуры хрупко-вязкого перехода в область более низких температур на  $30-40^{\circ}\text{C}$ .

Отжиг при  $550^{\circ}\text{C}$  позволяет дополнительно увеличить пластичность и вязкость стали при незначительном снижении прочности.

#### Литература

1. N.I. Noskova, R.R. Mulyukov. Submicrocrystalline and Nanocrystalline Metals and Alloys. Ekaterinburg. Ural Div. RAS (2003), 279 p. (in Russian) [Носкова Н. И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 279 с].
2. I.M. Safarov, A.V. Korznikov, R.Z. Valiev, B.M. Bronfin, A.A. Emel'yanov, D.V. Laptanok. 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., Лаптенко Д.В. ФММ. 3, 123 (1992)].
3. I.M. Safarov, R.M. Galeev, S.N. Sergeev, A.V. Korznikov. Journal of Advanced Materials 12, 423 (2011) (in Russian) [Сафаров И.М., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В. Перспективные материалы. 12, 423 (2011)].
4. 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.: Metallurgy. 1989, 288 с].
5. V.S. Zolotarevskiy. Mechanical properties of metals. Moscow. Metallurgy. (1983), 351 p. (in Russian) [Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. М.: Metallurgy. 1983, 351 с].
6. S.S. Gorelik, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkin. Recrystallization of metals and alloys. Moscow: MISIS. (2005) 423 p. (in Russian) [Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткин Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС (2005) 432 с].
7. V.V. Rybin. The Large Plastic Deformations and Fracture of Metals. Moscow: Metallurgy (1986) 224 p. (in Russian) [Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Metallurgy (1986) 224 с].
8. A.V. Korznikov, I.M. Safarov, A.A. Nazarov, R.Z. Valiev. Mater. Sci. Eng. A 206, 39 (1996).