

Влияние комбинированной деформационной обработки на структуру и механические свойства стали 05Г2МФБ

Сафаров И.М.[†], Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В.

[†]ilfat@anrb.ru

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

Исследовано влияние комбинированной деформационной обработки на структуру и механические свойства низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ. Комбинированной деформационной обработкой в низкоуглеродистой стали была получена ультрамелкозернистая (УМЗ) структура со средним размером зерен 0,3 мкм. Формирование УМЗ структуры привело к повышению прочности в 2 раза относительно исходного крупнозернистого состояния при достаточном уровне пластичности.

Ключевые слова: ультрамелкозернистая структура, низкоуглеродистая сталь, комбинированная деформационная обработка.

The effect of complex deformation processing on structure and mechanical properties of steel 05G2MFB

I.M. Safarov, R.M. Galeev, S.N. Sergeev, A.V. Korznikov

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

The complex deformation processing effect on the structure and mechanical properties in the low-carbon steel 05G2MFB is investigated. The complex deformation processing of the low carbon steel was obtained ultrafine-grained (UFG) structure with an average size of grains of 0.4 μm . The formation of UFG structure leads to in to two times increase in strength by comparison to the initial coarse-grained state and allowable ductility.

Keywords: ultrafine-grained structure, low carbon steel, complex deformation processing.

1. Введение

Освоение новых газовых и нефтяных месторождений в районах Вечной мерзлоты и Арктического шельфа ставит перед машиностроением все более жесткие требования к качеству и надежности машин и конструкций, что требует сочетания высоких эксплуатационных и технологических свойств в используемых материалах. Одним из наиболее дешевых и широко применяемых материалов являются низкоуглеродистые стали [1-7]. Для получения требуемого уровня механических свойств этих сталей в последнее время активно используют методы деформационно-термической обработки, так как традиционными методами термической обработки невозможно выполнить поставленную задачу.

Исходя, из этого задачей данной работы было проведение исследования структурных состояний низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ и ее механических свойств после термомеханической обработки.

2. Материал и методики эксперимента

В качестве материала исследования была выбрана низкоуглеродистую сталь 05Г2МФБ (Fe- 1,65%Mn-0,29%Si-0,07%C-0,08%V-0,05%Nb-0,008%P-0,007%S-0,0022%Mo),

активно эксплуатируемая в условиях Крайнего Севера [2].

Комбинированная деформационная обработка состояла из всесторонней изотермическойковки (ВИК) и последующей прокатки. ВИК проводили в три этапа при температурах 700, 600 и 500°C. Суммарная величина истинной деформации осадкой для каждого температурного этапа с одним цикломковки составляла примерно $\epsilon = 2$. Таким образом, накопленная степень деформации при трех температурных этапах ВИК составила $\epsilon = 6$. Последующую прокатку проводили при температуре 450°C за несколько проходов с исходной толщины заготовки 7 мм до конечной толщины 1 мм. Прокатку проводили на лабораторном изотермическом стане ЛИС-6/200. Перед каждым проходом выполняли нагрев заготовки в печи до температуры прокатки. Общая степень деформации (величина истинной деформации) при прокатке составила $\epsilon = 85\%$ ($\varphi = 1,95$).

Структурные исследования полученных образцов стали проводились методами растровой электронной микроскопии (РЭМ). 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

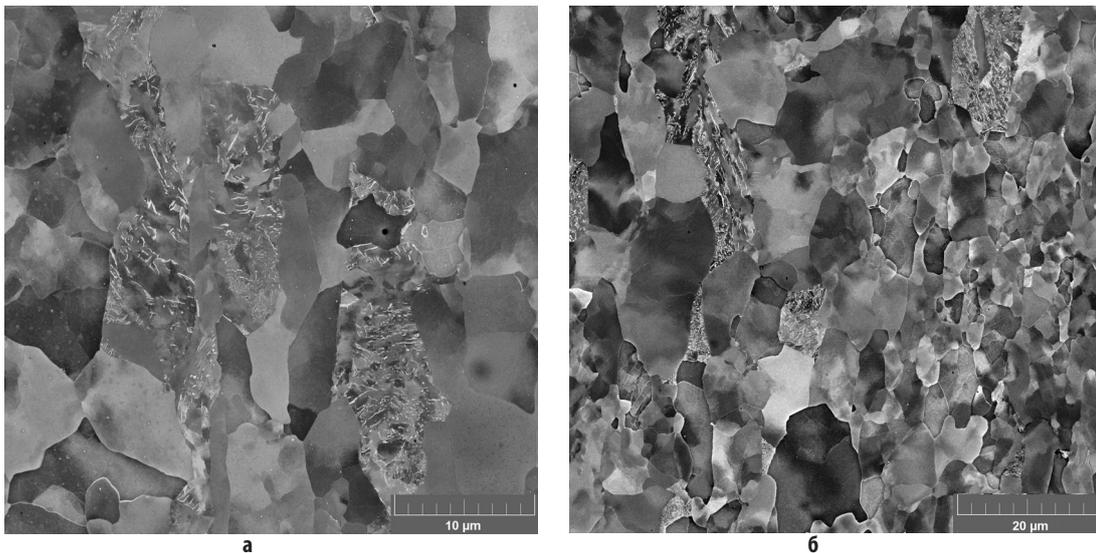


Рис. 1. Микроструктура стали 05Г2МФБ в исходном горячедеформированном состоянии.

микроскопе «TESCAN MIRA 3 LMN» 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 ~80% от их общего числа. Разориентировка вычислялась между соседними (смежными) точками сканирования. Малоугловые границы (МУГ) с разориентировкой менее 2° не учитывались в силу недостаточной точности определения [8].

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

3. Результаты и их обсуждение

Детальная аттестация исходной структуры стали 05Г2МФБ приводилась в работе [9]. Как было показано, структура стали 05Г2МФБ перед деформацией состояла из зерен феррита и 7 об.% перлита в виде колоний (рис.1).

Исследования полученных УМЗ состояний стали методом дифракции обратно-рассеянных электронов (рис.2) показали, что после первого этапа, то есть ВИК, сформировалась смешанная, преимущественно субзеренная с небольшой долей зерен, структура со средним размером структурных элементов $0,4 \pm 0,2$ мкм. Доля малоугловых границ составила 53%. Зерна имели извилистые границы, то есть, по-видимому, сформировались в процессе эволюции дислокационной структуры в субзеренную. По объему образца структура однородная и разнотерности в ней не наблюдается.

После второго этапа комплексной обработки структура стали состояла из зерен и субзерен, отличающихся разориентировкой и степенью совершенства границ. В поперечном сечении доля МУГ составила 35%, а в продольном сечении — 24%. В продольном сечении зерна были сильно вытянуты в направлении прокатки, их средний размер в этом направлении составил 3 мкм. В поперечном сечении также наблюдалась небольшая вытянутость, при этом присутствова-

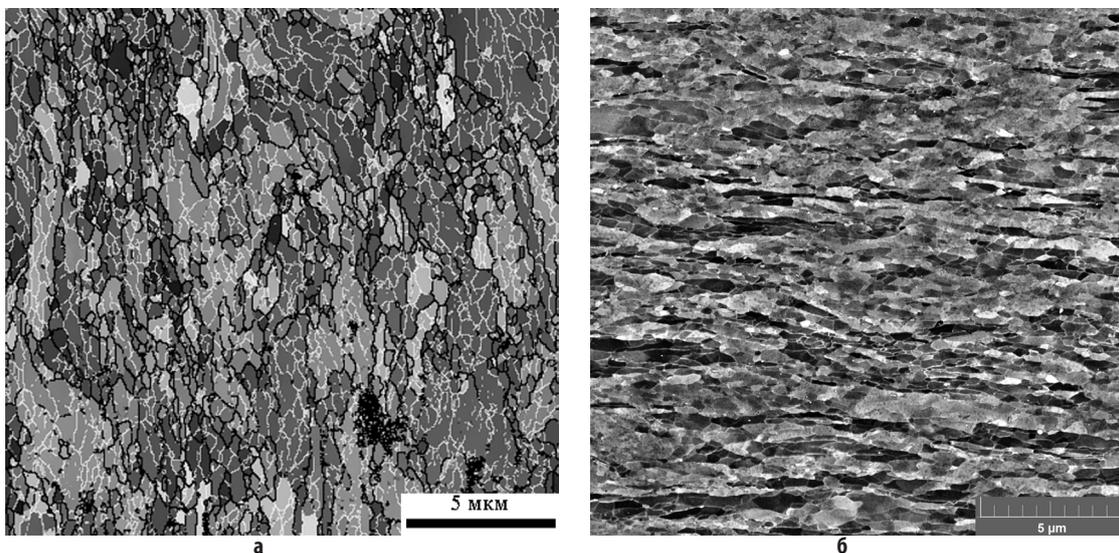


Рис. 2. Микроструктуры стали 05Г2МФБ после ВИК: а) ebsd-карта, б) bse-режим.

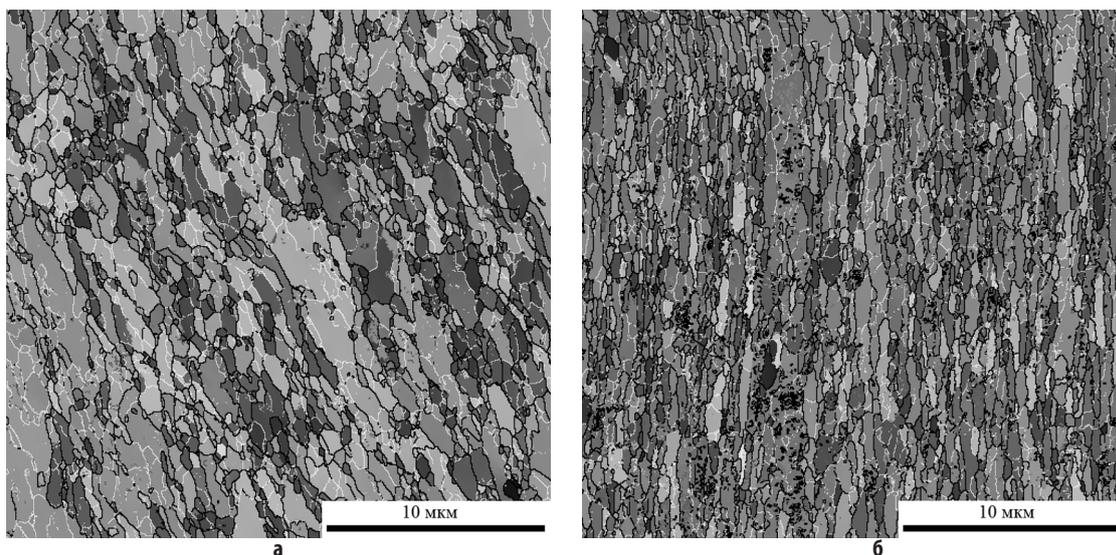


Рис. 3. EBSD-карта микроструктуры стали 05Г2МФБ после комплексной обработки: а) поперечное сечение; б) продольное сечение.

ли области с рекристаллизованной крупнозернистой структурой. Средний размер субзерен и зерен в поперечном сечении составил 0,4 мкм (рис.3).

По построенным распределениям границ по углам разориентировок четко видно, что в состоянии после прокатки удельная доля МУГ значительно уменьшилась по сравнению с состоянием после ВИК (рис.4). На распределение появляются пики на значениях 30° и 60°, которые послековки не наблюдались. Это связано как с увеличением разориентировки субзерен при прокатке при 450°С, так и с образованием новых рекристаллизованных зерен при этом.

Рассмотрим влияние полученных структурных состояний на механические свойства стали 05Г2МФБ. Результаты механических испытаний приведены в таблице 1. После ВИК наблюдается повышение прочностных характеристик (с $\sigma_{0,2}=330$ МПа до $\sigma_{0,2}=1011$ МПа) при этом пластичность снижается (с $\delta=20\%$ до $\delta=11\%$) 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. Проведение дополнительной прокатки после ВИК приводит к небольшому повышению предела текучести, при сохранении значения предела прочности, с дальнейшим понижением относительного

удлинения. Незначительное изменение прочностных характеристик в стали после комбинированной деформационной обработки по сравнению с ВИК, скорее всего, связано с тем, что с понижением температуры деформации до 450 °С не произошло дальнейшего измельчения зерен и субзерен.

Таким образом, после первого этапа комплексной обработки формируется преимущественно субзеренная структура с малоугловыми границами, которая после второго этапа трансформируется в зеренную с высокоугловыми границами. Формирование субзеренной структуры и ее трансформация в зеренную при комбинированной обработке связано как с действием различных деформационных мод, так и с протеканием процессов динамического возврата и рекристаллизации [10, 11]. Во время комбинированной деформационной обработки эволюция дислокаци-

Таблица 1.

Механические характеристики стали 05Г2МФБ

| Состояние материала | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_b , МПа | δ , % | ψ , % |
|----------------------|----------------------|------------------|--------------|------------|
| Исходное состояние | 330 | 510 | 20 | 58 |
| После ВИК | 1011 | 1220 | 11 | 62,5 |
| После ВИК и прокатки | 1110 | 1215 | 6,7 | 51 |

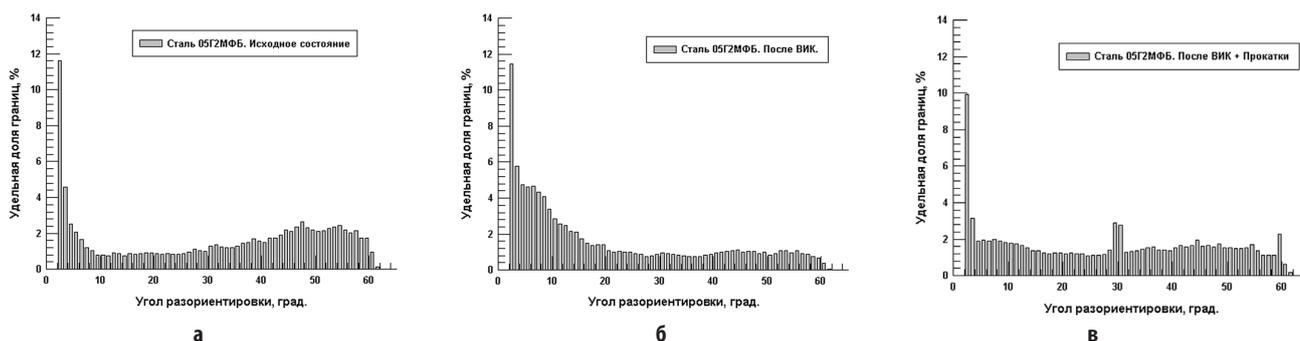


Рис. 4. Распределение границ по углам для стали 05Г2МФБ: а) исходное состояние; б) после ВИК; в) после ВИК + прокатки.

онной структуры приводит к увеличению угла разориентировки между субзернами и трансформации их в зерна. При этом доля МУГ снижается и образуются новые рекристаллизованные зерна, что четко прослеживается на распределениях границ по углам разориентировок (рис.4в).

4. Выводы

1. В результате комплексной деформационной обработки, состоящей из всесторонней изотермическойковки и прокатки в низкоуглеродистой малолегированной стали 05Г2МФБ формируется анизотропная УМЗ структура типа со средним размером зерен в поперечном сечении 0,4 мкм, в продольном сечении 3 мкм.

2. Формирование УМЗ структуры привело к повышению предела текучести и предела прочности стали 05Г2МФБ до 1110 и 1215 МПа соответственно, что более чем в 2 раза превосходит прочность стали в исходном крупнозернистом состоянии.

3. Проведение теплой прокатки ковальной заготовки с достаточно большой величиной обжатия может применяться для получения листовых заготовок с УМЗ структурой из стали 05Г2МФБ.

Литература

1. I.M. Safarov, R.M. Galeev, A.V. Korznikov. *7*, 286 (2009). (in Russian) [И.М. Сафаров, Р.М. Галеев, А.В. Корзников. Перспективные материалы. *7*, 286 (2009).]
2. Y.I. Matrosov, D.A. Litvinenko, S.A. Golovanenko. *Steel for pipelines*. М.:Metallurgy. (1989) 288 p. (in Russian) [Ю.И. Матросов, Д.А. Литвиненко, С.А. Голованенко. Сталь для магистральных трубопроводов. М.: Металлургия. 1989. 288 с.]
3. S.N. Sergeev, I.M. Safarov, A.V. Korznikov, R.M. Galeev, S.V. Gladkovsky, E.M. Borodin. *2*, 117 (2012). (in Russian) [С.Н. Сергеев, И.М. Сафаров, А.В. Корзников, Р.М. Галеев, С.В. Гладковский, Е.М. Бородин. Письма о материалах. *2*, 117 (2012).]
4. I.M. Safarov, R.M. Galeev, S.N. Sergeev, A.V. Korznikov. *12*, 428 (2011). (in Russian) [И.М. Сафаров, Р.М. Галеев, С.Н. Сергеев, А.В. Корзников. *12*, 428 (2011).]
5. 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) [И.М. Сафаров, А.В. Корзников, С.Н. Сергеев, С.В. Гладковский, Е.М. Бородин. ФММ. *113*, 1 (2012).]
6. M. Safarov, A.V. Korznikov, R.Z. Valiev, B.M. Bronfin, A.A. Emel'yanov, D.V. Laptенок. *The Physics of Metals and Metallography*. *73*, 303 (1992). (in Russian) [И.М. Сафаров, А.В. Корзников, Р.З. Валиев, Б.М. Бронфин, А.А. Емельянов, Д.В. Лаптенко. *73*, 303 (1992).]
7. V.N. Danilenko, S. Mironov, A.N. Belyakov, A.P. Zhilyev. *Factory Laboratory. Diagnostic materials*. *78*, 28 (2012). (in Russian) [В.Н. Даниленко, С.Ю. Миронов, А.Н. Беляков, А.П. Жилиев. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. *78*(2), 28 (2012).]
8. A.V. Korznikov, I.M. Safarov, R.Z. Valiev, B.M. Bronfin. *The Metallurgy and heat treatment of metals*. *2*, 27 (1993). (in Russian) [А.В. Корзников, И.М. Сафаров, Р.З. Валиев, Б.М. Бронфин, А.А. Емельянов. МИТОМ, *2*, 27 (1993).]
9. S.N. Sergeev, I.M. Safarov, A.V. Korznikov. *Letters on Materials*. *2*, 74 (2012). (in Russian) [С.Н. Сергеев, И.М. Сафаров, А.В. Корзников. Письма о материалах. *2*, 74 (2012).]
10. V.V. Rybin. *The Large plastic deformation and fracture of metals*. М.: Metallurgy. (1986) 224 p. (in Russian) [В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.:Металлургия. 1986. 224 с.]
11. S.S. Gorelik, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkin. *Recrystallization of metals and alloys*. М.:МИСИС. (2005) 423 p. (in Russian) [С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткин. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.:МИСИС. 2005. 432 с.]