

Субмикроструктурная структура и свойства низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ после интенсивной тепловой прокатки

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

[†]semen@imsp.ru

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

Submicrocrystalline structure and properties of 05G2MFB low carbon steel processed by severe warm rolling

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

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

Исследовано формирование субмикроструктурной структуры в низкоуглеродистой малолегированной стали 05Г2МФБ после интенсивной тепловой прокатки. Методами электронно-микроскопических исследований и дифракции обратно рассеянных электронов установлено, что полученное субмикроструктурное состояние представляет собой структуру волокнистого типа с характерной текстурой прокатки. Показано, что в таком субмикроструктурном состоянии стали сочетают высокую прочность и удовлетворительную пластичность.

Ключевые слова: субмикроструктурная структура, низкоуглеродистая сталь, прокатка.

Formation of submicrocrystalline structure in 05G2MFB low carbon steel by severe warm rolling is investigated. By the transmission electron microscopy methods and electron backscatter diffraction it was established that the ultra-fine grained steel has fibrous structure and rolling texture. It was also shown that the submicrocrystalline steel combines high strength with satisfactory plasticity.

Keywords: submicrocrystalline structure, low carbon steel, rolling.

1. Введение

Применение тепловой прокатки с целью формирования субмикроструктурной (СМК) структуры в низкоуглеродистых сталях [1,2] позволило получить высокий уровень механических свойств, недостижимый традиционными методами термической обработки. Для сталей данного класса это направление является перспективным, поскольку они широко используются при строительстве магистральных нефте- и газопроводов, работающих в сложных климатических условиях и при высоком давлении [3], то есть к ним предъявляются повышенные требования по уровню механических свойств. Таким образом, получение низкоуглеродистых сталей с СМК структурой является весьма актуальной задачей современного материаловедения [4].

В работе проведен анализ СМК структуры в низкоуглеродистой трубной стали, полученной интенсивной тепловой прокаткой.

2. Материал и методики эксперимента

В качестве материала исследования была выбрана низкоуглеродистая 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), широко применяемая в магистральных трубопроводах [3].

Для получения большой пластической деформации использовали метод интенсивной тепловой прокатки. Слитки, из которых изготавливали заготовки для прокатки размером 22×22×100 мм, выплавляли в индукционной печи, отжигали при температуре 1000 °С и проковывали в интервале температур 1100 – 950 °С.

Прокатку проводили за несколько проходов до конечного сечения прутков 8×8 мм с относительным сужением $\psi = 10-15\%$ 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 пло-

щади поперечного сечения прутка в каждом проходе прокатки [5]. Накопленная степень деформации рассчитывалась как сумма истинных относительных сужений и составила $\varphi = 2,7$.

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 к минимуму каждая электронограмма автоматически индизировалась по шести Кикучи-линиям. Доля индизированных электронограмм составляла ~99,5 % 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.

Механические испытания растяжением плоских образцов проводили на универсальном динамометре «INSTRON-1185» при комнатной температуре со скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

3. Результаты и их обсуждение

Исходная структура стали 05Г2МФБ состояла из зерен феррита и 7 об.% перлита в виде колоний. Средний размер зерен феррита в стали составлял 7 мкм. На EBSD-картах (рис. 1) видно, что микроструктура состоит из незначительно вытянутых зерен, преимущественно с большеугловыми границами.

Проведение теплой прокатки со степенью деформации $\varphi = 2,7$ приводит к образованию структуры, вытянутой в направлении прокатки (рис. 2). В поперечном сечении фрагменты имели равноосную форму с размером фрагментов около 0,6 - 0,8 мкм. Вблизи границ фрагментов наблюдалась высокая плотность дислокаций. Электронограмма, снятая с участка диаметром 4 мкм, представляла систему рефлексов, расположенных на концентрических окружностях, что характерно для

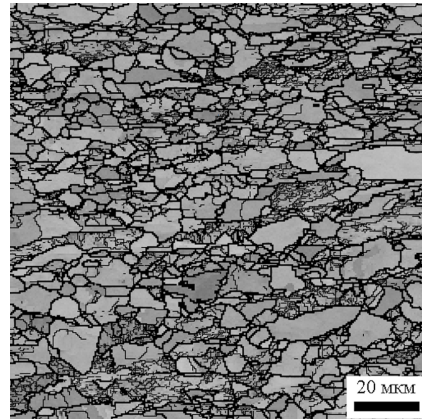


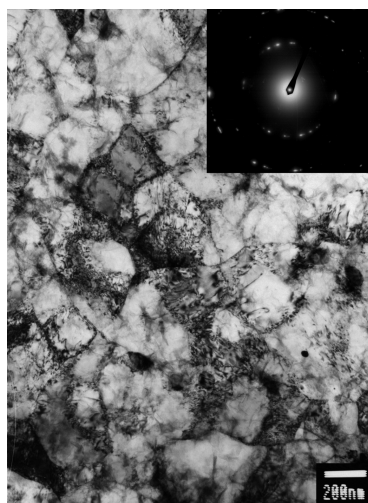
Рис. 1. EBSD-карта микроструктуры стали 05Г2МФБ в исходном горячедеформированном состоянии с шагом сканирования 0,3 мкм. МУГ изображены тонкими серыми линиями, а большеугловые границы (БУГ) – толстыми черными линиями.

поликристаллических материалов. В продольном направлении длина фрагментов составляла более 15 мкм. Таким образом, полученная структура была классифицирована как СМК волокнистого типа.

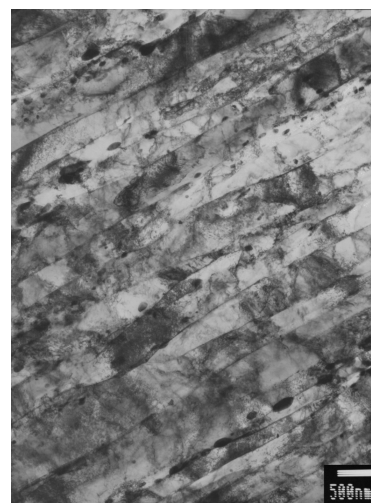
В незначительном количестве присутствуют карбиды сферической формы, расположенные неравномерно по объему стали. Области с карбидами вытянуты вдоль направления прокатки. Размер карбидов составлял от 20 до 50 нм. Размер колоний близок к размеру фрагментов. Предположительно это колонии сфероидизированного троостита.

Для более детального исследования микроструктуры был проведен EBSD-анализ, который позволил определить разориентировку между границами кристаллитов, долю малоугловых границ и определить текстуру.

На EBSD-картах микроструктуры стали (рис. 3) видно, что в поперечном сечении наблюдается неоднородная структура. В ней присутствуют как рекристаллизованные участки с мелкокристаллической структурой, так и участки с крупнокристаллической структурой. В теле крупных зерен наблюдается ячеисто-субзеренная структура. Это свидетельствует об одновременном про-



а)



б)

Рис. 2. Структура стали 05Г2МФБ после теплой деформации прокаткой: а) поперечное сечение; б) продольное сечение.

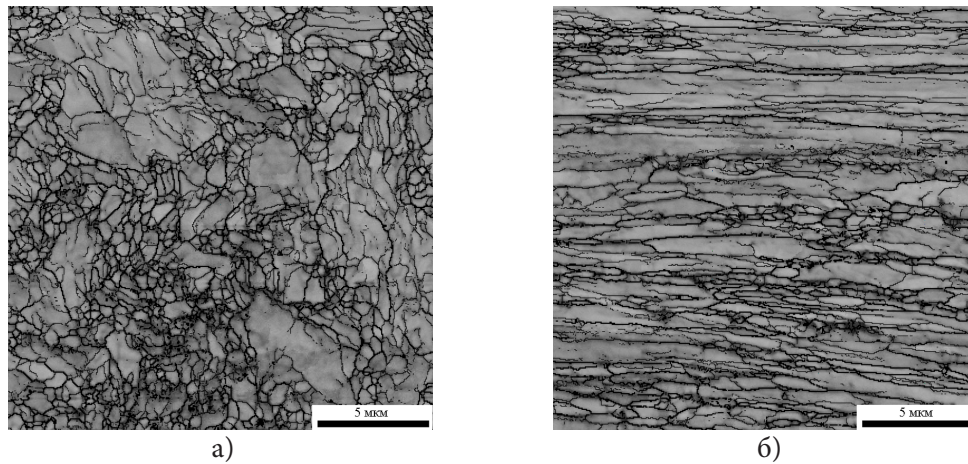


Рис. 3. EBSD-карта микроструктуры стали 05Г2МФБ после прокатки со степенью деформации $\varphi = 2,7$: а) поперечное сечение; б) продольное сечение.

текании при интенсивной теплой прокатке процессов динамической рекристаллизации и процессов динамического возврата [6]. По всей видимости, неоднородность процесса динамической рекристаллизации по сечению образцов связана с локализацией пластической деформации при прокатке стали в результате неравномерного распределения карбидов железа, ниобия и ванадия, типичных для сталей данного класса по объему образца.

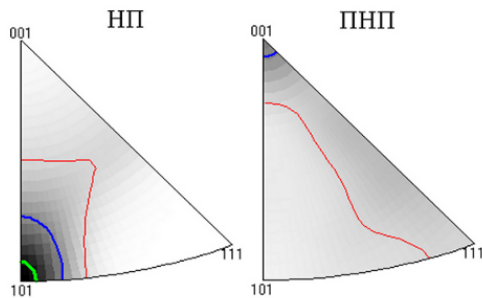


Рис. 4. Обратные полюсные фигуры. НП - направление прокатки, ПНП – перпендикулярно направлению прокатки.

Локализация пластической деформации приводит к неравномерному распределению плотности дислокаций по объему образца. И в тех областях, где она достаточно высока, развиваются процессы рекристаллизации и образуются новые зерна с высокоугловыми границами. Там же, где плотность дислокаций недостаточна для активации динамической рекристаллизации, протекает процесс динамического возврата и формируется субзеренная структура с малоугловыми границами дислокационного типа.

В продольном сечении стали 05Г2МФБ формируется многокомпонентная текстура $\{112\}\langle 101\rangle$, $\{111\}\langle 101\rangle$ и $\{111\}\langle 112\rangle$, что отчетливо видно на обратных (рис. 4) и прямых полюсных фигурах (рис. 5).

Формирование такой структуры обусловлено тем, что в направлении вдоль оси прокатки действуют растягивающие напряжения, а в направлении, перпендикулярном поверхности образца – сжимающие напряжения [6]. При этом в ОЦК материалах направление $\langle 110\rangle$ должно устанавливаться параллельно направлению про-

катки, приводя к развороту зерен вдоль направления прокатки.

В сечении, поперечном направлению прокатки, зерна преимущественно ориентированы по направлениям $\langle 100\rangle$ и $\langle 111\rangle$ (рис. 4,6). Это связано с тем, что при сжатии в силу симметрии кубической решетки в скольжении участвуют пары равноправных взаимно перпендикулярных плоскостей из семейства $\{110\}$ [6]. Скольжение в них идет вдоль направлений $\langle 111\rangle$, результирующим для которых служат направления $\langle 100\rangle$.

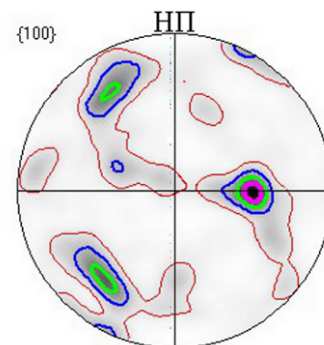


Рис. 5. Прямая полюсная фигура. НП - направление прокатки.

Были построены распределения границ зерен по углам разориентировок в различных сечениях деформированных образцов стали (рис. 6). В сечении, перпендикулярном направлению прокатки, доля малоугловых границ составила 52%, в продольном сечении – 42%. Отличие в доле малоугловых границ обусловлено вытягиванием зерен в направлении прокатки в результате действия сжимающих напряжений. В результате разворот одних областей структуры относительно других идет эффективнее в продольном направлении прокатки сечения по сравнению с перпендикулярным сечением.

Таким образом, было показано, что после интенсивной теплой прокатки в стали формируется СМК структура волокнистого типа, ориентированная в направлении прокатки. По изображениям микроструктуры в сечении, перпендикулярном направлению прокатки, удалось установить, что после прокатки формируется СМК структура смешанного типа. Это связано с про-

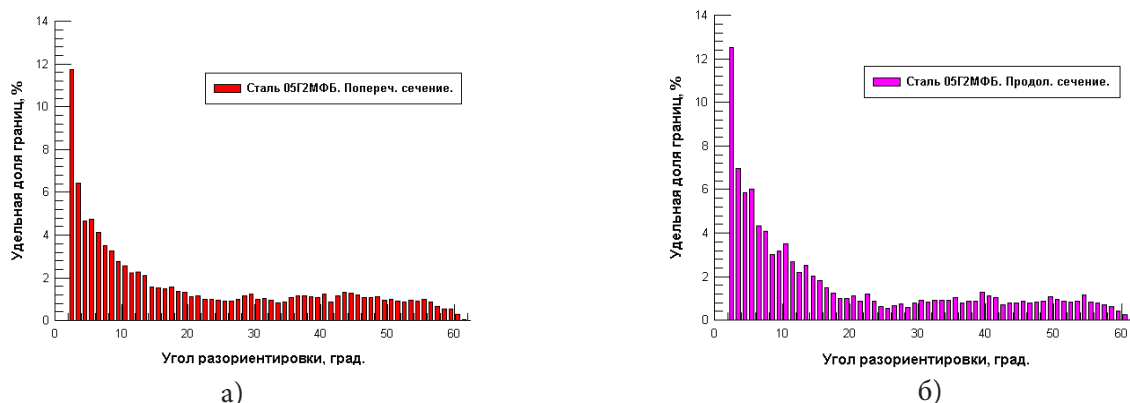


Рис. 6. Распределение границ по углам в стали 05Г2МФБ после прокатки: а) поперечное сечение; б) продольное сечение.

Таблица 1

Механические свойства стали 05Г2МФБ

Режим обработки	d , мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\delta_{\text{равн}}$, %
Исходное состояние	7	520	620	21	9
После прокатки (продольное сечение)	0,7	860	930	16	4

теканием конкурирующих процессов динамической рекристаллизации и динамического возврата.

После интенсивной тепловой деформации в низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ сформировалась многокомпонентная текстура прокатки $\{112\}\langle 101 \rangle$, $\{111\}\langle 101 \rangle$ и $\{111\}\langle 112 \rangle$, типичная для ферритных сталей [6].

Результаты механических испытаний растяжением стали в исходном и СМК состояниях приведены в таблице 1.

Видно, что формирование СМК структуры приводит к резкому повышению прочностных характеристик в обеих сталях почти в 2 раза по сравнению с исходным состоянием. Это обусловлено, в основном, высокой дисперсностью полученной СМК структуры, то есть за счет значительного вклада зернограницного упрочнения. Дополнительный вклад также вносится неравновесным состоянием границ и повышенной плотностью дислокаций.

4. Выводы

1. В результате интенсивной тепловой прокатки в стали 05Г2МФБ формируется СМК структура волокнистого типа со средним размером кристаллитов в поперечном сечении 0,6 - 0,8 мкм; многокомпонентная текстура $\{112\}\langle 101 \rangle$, $\{111\}\langle 101 \rangle$ и $\{111\}\langle 112 \rangle$.

2. Формирование СМК структуры приводит к увеличению прочностных свойств в 1,5 - 2 раза.

Литература

1. I.M. Safarov, A.V. Korznikov, R.Z. Valiev, B.M. Bronfin, A.A. Emel'yanov, D.V. Laptinok. The Physics of Metals and Metallography 73(3), 303 (1992), (in Russian).
2. I.M. Safarov, R.M. Galeev, S.N. Sergeev, A.V. Korznikov.

Journal of Advanced Materials 12, 423 (2011), (in Russian).

3. Y.I. Matrosov, D.A. Litvinenko, S.A. Golovanenko. Steel for pipelines. Moscow. Metallurgy (1989), 288 p, (in Russian).
4. N.I. Noskova, R.R. Mulyukov. Submicrocrystalline and Nanocrystalline Metals and Alloys. Ekaterinburg. Ural Div. RAS (2003) 279 p, (in Russian).
5. V.S. Zolotarevskiy. Mechanical properties of metals. Moscow. Metallurgy (1983) 351 p, (in Russian).
6. S.S. Gorelik, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkin. Recrystallization of metals and alloys. Moscow: MICIC (2005) 432 p, (in Russian).