

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ СТАЛИ 10Г2ФБ ЗА СЧЕТ РЕАЛИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ПРОКАТКИ TRIP-СТАЛЕЙ

Н. Г. КОЛБАСНИКОВ, О. Г. ЗОТОВ, В. В. МИШИН,
А. А. НЕМТИНОВ, А. В. ГОЛОВАНОВ, С. В. СОСИН*

В лабораторных условиях были реализованы TRIP-режимы обработки стали 10Г2ФБ, включающие прокатку по различным режимам на лабораторном стане и термическую обработку. Особенность термообработки заключалась в медленном охлаждении образцов на воздухе после прокатки до температуры 690–700 °С для обеспечения ферритного превращения и изотермической выдержке при температуре 400 °С для протекания бейнитного превращения. Проведены механические испытания и количественный металлографический анализ.

Ключевые слова: штрипс, TRIP-стали, остаточный аустенит, бейнитное превращение, ультрамелкое зерно, количественное соотношение фаз.

Одним из направлений исследований по получению сталей для магистральных трубопроводов с более высокими свойствами является использование TRIP-сталей [1]. Преимуществом этих сталей по сравнению с высокопрочными автомобильными является то, что за счет технологических режимов прокатки в сталях сохраняется до 15–20 % остаточного метастабильного аустенита. Основными структурными составляющими являются феррит (40–50 %) и бейнит (35–40 %). При приложении внешних напряжений в экстремальных условиях эксплуатации автомобиля или трубопровода, например, при ударных воздействиях, остаточный аустенит превращается в мартенсит. Само мартенситное превращение (МП) может быть представлено как дополнительный механизм деформации, обеспечивающей большую пластичность материала [2–4].

Наличие метастабильного аустенита может благотворно сказаться в экстремальных условиях работы трубы, например при резком росте давлений (во время взрыва): под действием напряжений происходит МП, которое представляет собой один из наиболее эффективных механизмов демпфирования внешних воздействий, что приводит к поглощению энергии удара. Особенностью обработки TRIP-сталей является необходимость обеспечения следующих двух регламентированных выдержек:

— при T_1 в межкритическом интервале температур для полного выделения феррита и первичного обогащения углеродом остаточного аустенита;

— при $T_2 \approx 400$ °С для протекания бейнитного превращения и дополнительного обогащения оста-

точного аустенита углеродом и обеспечения его метастабильности при комнатной температуре.

Для предотвращения выделения карбидов при обогащении аустенита углеродом TRIP-стали содержат ~1,5 % кремния и ~1,5 % марганца при 0,14–0,3 % углерода. Поскольку высокое содержание в первую очередь углерода ухудшает свариваемость TRIP-сталей, то было решено исследовать режимы обработки этих сталей для трубной стали 10Г2ФБ. В данной статье рассмотрено исследование формирования структуры и свойств трубной стали 10Г2ФБ, обработанной по TRIP-режимам, в связи с требованиями повышения уровня свойств и их стабильности для трубных сталей.

Химический состав исследуемой стали представлен в **табл. 1**. Исходными заготовками для изготовления образцов были фрагменты штрипса размерами (17±21)×75×160 мм, поступившие с ЛМИ ЛПЦ-3 после испытаний падающим грузом. В качестве образцов для прокатки использовали заготовки размерами (17±21)×30×75 мм.

Прокатку выполняли на стане с диаметром рабочих валков 210 мм со скоростью прокатки 0,3 м/с. Исследование механических свойств обработанных образцов проводили на разрывной машине Zwick/Roel усилием до 100 кН.

Было исследовано несколько режимов деформации и термической обработки. Далее рассмотрены два варианта режимов прокатки и термообработки образцов (**табл. 2–4**).

По первому варианту прокатку проводили за два этапа. После нагрева до температуры 1150 °С и выдержки в течение 10 мин образцы прокатывали за два прохода: в первом проходе — с толщины 17 до 12 мм, во втором проходе — с 12 до 8 мм. Затем образцы нагревали до температуры 1150 °С, подсуживали на воздухе до температуры прокатки

* Н. Г. Колбасников, О. Г. Зотов, В. В. Мишин, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет; А. А. Немтинов, А. В. Голованов, С. В. Сосин, Череповецкий металлургический комбинат ОАО «Северсталь»; plast-ftim@mail.ru

Таблица 1.

Химический состав прокатываемой стали 10Г2ФБ, %

C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Nb	V	Ti	Al	N	Cr	Mo
0,09	1,65	0,008	0,002	0,27	0,04	0,02	0,038	0,072	0,012	0,03	0,008	0,03	0,002

Таблица 2.

Первый вариант термомеханической обработки образцов из стали 10Г2ФБЮ по TRIP-режиму (размеры и обжатия)

Образец, №	h_0 , мм	b_0 , мм	l_0 , мм	h_1 , мм	h_2 , мм	h_3 , мм	ε_1 , %	ε_2 , %	ε_3 , %
1.1	17	30	75	12	8	4,2	29	33	48
1.2	17	30	75	12	8	4,4	29	33	45
1.3	17	30	75	12	8	4,6	29	33	43
1.4	17	30	75	12	8	4,7	29	33	43
1.5	17	30	75	12	8	4,8	29	33	40

Таблица 3.

Первый вариант термомеханической обработки образцов из стали 10Г2ФБЮ по TRIP-режиму (режимы термической обработки)

Образец, №	Температура конца прокатки, °С	Температура конца медленного охлаждения на воздухе, °С	Температура свинца во время погружения образца, °С	Установившаяся температура свинца, °С	Температура свинца во время извлечения образца, °С	Время изотермической выдержки, мин
1.1	1000	700	360	402	385	5
1.2	900	700	360	420	415	5
1.3	940	700	350	400	390	5
1.4	930	700	340	409	410	5
1.5	870	700	350	400	394	5

Таблица 4.

Механические свойства образцов из стали 10Г2ФБЮ после обработки по первому варианту

Образец, №	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %
1.1	768	640	15,9
1.2	833	748	12,8
1.3	837	721	10,2
1.4	883	766	13,1
1.5	796	655	23,5

1000–1050 °С и прокатывали с толщины 8 до 4,5 мм (см. табл. 2). Температуру конца прокатки контролировали с помощью лазерного пирометра. После окончания прокатки образцы медленно охлаждали на воздухе до температуры 700 °С для протекания ферритного превращения, а затем погружали в расплав свинца, нагретый до температуры 350–360 °С (табл. 3). Из-за повышения температуры расплава после погружения горячего образца температуру свинца снижали на 40–50 °С относительно требуемой для протекания бейнитного превращения температуры ~400 °С. Время изотермической выдержки в свинце составляло 5 мин. Температуру свинца контролировали а помощью хромель-алюмелевой термопары, помещенной в защитный колпачок из кварцевого стекла. Механические свойства образцов, полученные в ходе испытаний на растяжение, представлены в табл. 4.

Образец, обработанный по режиму 1.5 (см. табл. 3), был прокатан без промежуточного нагрева между вторым и третьим проходом. Как видно, именно этот образец имеет наилучший комплекс механических свойств. В связи с этим по второму варианту термо-

механической обработки после нагрева в печи до температуры 1150 °С образцы прокатывали за три прохода без промежуточного нагрева. После последнего прохода фиксировали температуру конца прокатки и температуру начала медленного охлаждения для протекания ферритного превращения. Температура конца медленного охлаждения составляла 690 °С, затем образцы охлаждали до температуры бейнитного превращения. Время изотермической выдержки при бейнитном превращении изменяли в пределах от 5 до 10 мин. После изотермической выдержки образцы охлаждали на воздухе. Режимы термообработки и механические свойства образцов, обработанных по второму варианту, представлены в табл. 5–7.

Для характеристики комплекса свойств TRIP-сталей было введено произведение $\sigma_B \times \delta$, которое для лучших образцов из этих сталей достигает значений 24000–26000 МПа×%, но, как правило, составляет 16000–20000 МПа×%. Как видно из табл. 7, образцы, обработанные по второму варианту термомеханической обработки, приближаются по этому показателю к TRIP-сталям, несмотря на значительно меньшее содержание углерода и кремния. Такое отличие в химическом составе не может обеспечить существования при комнатной температуре метастабильного остаточного аустенита. Диаграмма растяжения образца 2.2, обладающего наилучшим сочетанием свойств, представленная на рис. 1, не имеет участка пилообразного течения, характерного для деформационного мартенситного превращения.

Металлографические исследования проводили на световом оптическом микроскопе Zeiss Axio Observer D1m в диапазоне 50–4000-кратного увеличения.

Таблица 5.

Второй вариант термомеханической обработки образцов из стали 10Г2ФБЮ по TRIP-режиму (размеры и обжатия)

Образец, №	h_0 , мм	b_0 , мм	l_0 , мм	h_1 , мм	h_2 , мм	h_3 , мм	b_3 , мм	l_3 , мм	ϵ_1 , %	ϵ_2 , %	ϵ_3 , %
2.1	21	30	75	14	8	4,5	47	282	33	43	44
2.2	21	30	75	14	8	4,9	45	260	33	43	39
2.3	21	30	75	14	8	5	45	250	33	43	38
2.4	21	30	75	14	8	5	45	251	33	43	38
2.5	21	30	75	14	8	5	44	252	33	43	38
2.6	21	30	75	14	8	5	44	250	33	43	38
2.7	21	30	75	14	8	5	44	252	33	43	38

Таблица 6.

Второй вариант термомеханической обработки образцов стали 10Г2ФБЮ по TRIP-режиму (режимы термической обработки)

Образец, №	Температура конца прокатки, °С	Температура расплава свинца во время погружения образца, °С	Установившаяся температура свинца, °С	Температура свинца во время извлечения образца, °С	Температура конца медленного охлаждения на воздухе, °С	Время изотермической выдержки, мин
2.1	870	346	392	372	690	6
2.2	870	371	416	402	690	6,5
2.3	860	352	392	375	690	8
2.4	890	370	436	420	690	10
2.5	870	370	412	407	690	5
2.6	870	364	402	393	690	5
2.7	890	353	399	403	690	8

Таблица 7.

Механические свойства образцов из стали 10Г2ФБЮ после обработки по второму варианту

Образец, №	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	$\sigma_B \times \delta$
2.1	812	618	19,4	15752,8
2.2	760	630/661	26	19760
2.3	772	531	20,8	16057,6
2.4	819	695	15,6	12776,4
2.5	734	563	22,6	16588,4
2.6	796	581	17,8	14168,8
2.7	792	638	21,6	17107,2

Для выявления структуры использовали метод электрополировки с последующим химическим травлением в 4%-ном спиртовом растворе HNO_3 . Исследование структуры образцов, подвергнутых термомеханической обработке по второму варианту, показало, что все образцы имеют феррито-бейнитную структуру и характеризуются очень мелким размером ферритного зерна. При этом мелкие зерна феррита образуют скопления, между которыми наблюдаются

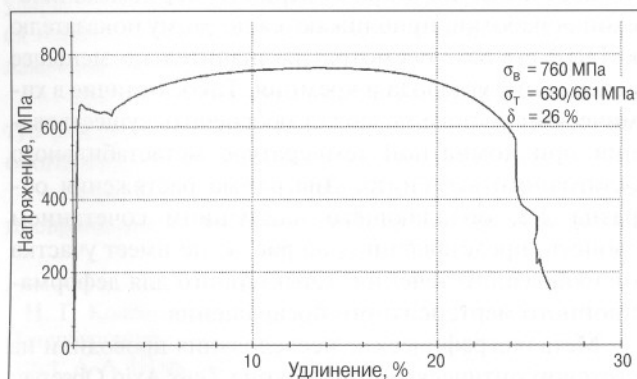


Рис. 1. Диаграмма растяжения образца 2.2

включения зерен бейнита, что отчетливо видно на рис. 2, а, б, где представлена структура образцов 2.2. и 2.7. Следует отметить, что в структуре этих образцов имеются отличия: в образце 2.2 количество бейнита меньше, а размер ферритных зерен мельче, чем в образце 2.7.

Для более точной оценки структуры образцов был выполнен количественный анализ по программам «Thixomet» и «ВидеоТест»: определяли количественное соотношение фаз в структуре и измеряли размер зерен (рис. 2, в, г). В результате были построены гистограммы распределения размеров зерен по баллам. На вставках в диаграммы дано соотношение размеров зерен в баллах и соответствующий им средний размер в микрометрах по ГОСТ 5639–82. За счет наличия в структуре зерен, не подпадающих под классификацию ГОСТа из-за своих мелких размеров, были введены дополнительные баллы, обозначенные как УМЗ-1 (ультрамелкое зерно) и УМЗ-2, с соответствующими им размерами 1,8 мкм и 1 мкм.

В результате проведенных исследований установлено, что образцы № 2.2 и 2.7 имеют средний размер зерна, соответствующий баллу УМЗ 1 с размером 1,8 мкм. При этом в образце № 2.2 количество таких зерен составляет 50,14 %, а в образце № 2.7 — 33,66 %.

Для проведения фазового анализа структурных составляющих образцов было проведено «цветное» травление 10%-ным раствором натрия серноокислого (пиро) ($Na_2S_2O_5$), позволяющее выявить наличие в структуре остаточного аустенита (рис. 3). Как видно, структура стали состоит из трех составляющих: темных (окрашенных) зерен феррита, светлых зерен аустенита остаточного и зерен бейнита. Вероятно, что

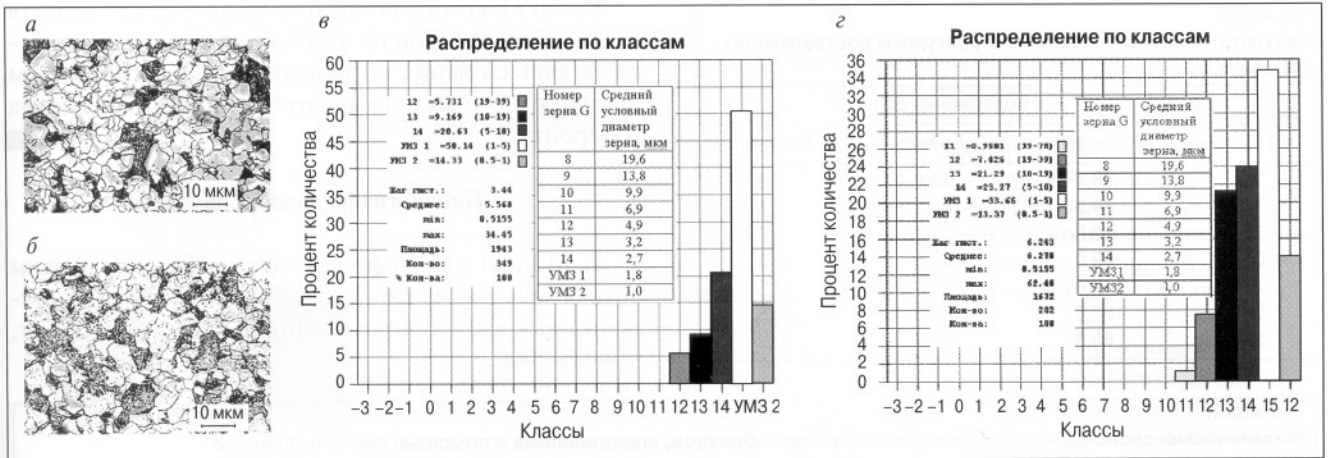


Рис. 2. Структура образцов № 2.2 и 2.7 (а, б), гистограммы распределения размеров зерен, построенные с помощью программы «ВидеоТест» (в, г)

часть крупных светлых зерен представляет собой феррит, но отличной от основной массы зерен кристаллографической ориентации. Дополнительные исследования структуры на сканирующем электронном микроскопе (рис. 3, в) подтвердили полученные результаты и показали наличие в структуре включений остаточного аустенита, который располагается в виде отдельных мелких включений на границах ферритных и бейнитных зерен. По этой причине при фазовом анализе определяли количественное соотношение трех фаз: феррита, бейнита и остаточного аустенита. Результаты фазового анализа структурных составляющих по системе «ВидеоТест» представлены в табл. 8. Для анализа полученных результатов была построена сводная таблица механических свойств и структурных составляющих образцов (табл. 9).

На основании представленных экспериментальных результатов для определения взаимосвязи микроструктуры и механических свойств были построены зависимости, представленные на рис. 4. При этом в качестве характеристики микроструктуры использовали соотношение структурных составляющих бейнита и феррита — Б/Ф. Следует отметить, что, согласно данным табл. 9, средний размер зерна для

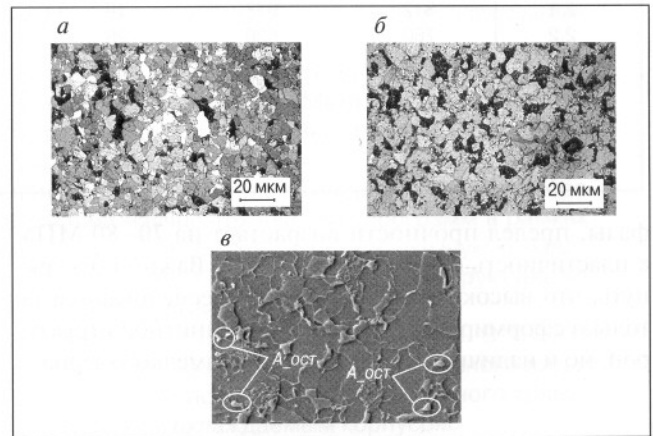


Рис. 3. Структура образцов 2.2 (а) и 2.7 (б), полученных методом цветного травления; структура образца 2.1 (в), полученная на сканирующем микроскопе и иллюстрирующая возможность присутствия незначительного количества остаточного аустенита

металла, обработанного по различным режимам, практически одинаковый, а различие в свойствах образцов может быть обусловлено соотношением бейнита и феррита.

Из рис. 4, а видно, что с увеличением доли бейнита, выступающего в роли более прочной и менее пластичной

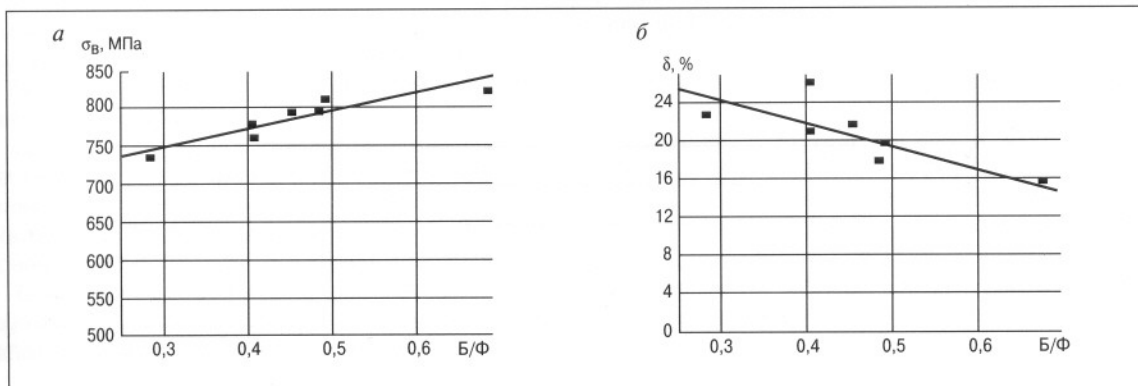


Рис. 4. Зависимость предела прочности (а) и пластичности при растяжении (б) от соотношения содержания бейнита и феррита в образцах из стали 10Г2ФБ после обработки по TRIP-режиму

Таблица 8.
Результаты фазового анализа структурных составляющих образцов

Образец, %	Содержание фазы, %		
	Феррит	Бейнит	Аустенит
2.1	66,1	32,6	1,3
2.2	69,3	28,2	2,5
2.3	70,3	28,4	1,3
2.4	59,0	40,0	1,0
2.5	77,6	22,1	0,3
2.6	67,0	32,5	0,5
2.7	68,6	31,2	0,2

Высокий комплекс физико-механических свойств стали, обработанной по TRIP-режиму, обеспечивается за счет создания сверхмелкого зерна со средним диаметром 2–3 мкм и зависит от содержания бейнита и феррита. ЧМ

Библиографический список

1. Металл для нефтегазовых труб: перспективы сотрудничества и партнерства // Материалы научно-практической конференции. Санкт-Петербург, ноябрь 2006.

Таблица 9.
Механические свойства и характеристики структуры образцов, определенные с помощью системы анализа изображений «ВидеоТест»

Образец, %	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	Содержание фаз, %			Средний диаметр зерна, мкм
				Феррит	Бейнит	Аустенит	
2.1	812	618	19	66,1	32,6	1,3	2,0
2.2	760	630	26	69,3	28,2	2,5	2,2
2.3	772	531	21	70,3	28,4	1,3	2,2
2.4	819	695	16	59,0	40,0	1,0	2,5
2.5	734	563	23	77,6	22,1	0,3	2,2
2.6	796	581	18	67,0	32,5	0,5	3,1
2.7	792	638	22	68,6	31,2	0,2	2,5

фазы, предел прочности возрастает на 70–80 МПа, а пластичность снижается на 8–9 %. Важно подчеркнуть, что высокие свойства стали обеспечиваются не только сформированной феррито-бейнитной структурой, но и наличием в структуре ультрамелкого зерна.

В результате термомеханической обработки стали 10Г2ФБ по TRIP-режимам можно значительно увеличить комплекс физико-механических свойств. Например при высоких значениях предела текучести и временного сопротивления ($\sigma_T = 630$ МПа, $\sigma_B = 760$ МПа) пластичность может достигать 26 %, что превышает требования категории прочности К65.

2. Sourab Chatterjee. Transformation in TRIP-assisted Microstructure and Property. Darwin: University of Cambridge. 2006. — 182 p.

3. Влияние добавок ниобия и молибдена на механические свойства листовой стали с TRIP-эффектом, содержащей 0,2 % С, 1,5 % Мп / С. Хашимото, С. Икеда, К. Сугимото, С. Мияке // Международный семинар «Современные достижения металлургии в технологии производства сталей для автомобильной промышленности». Череповец. 2004. С. 89–103.

4. C. Scott, F. Perrard, P. Barges. Microalloying with Vanadium for Improved Cold Rolled Trip Steel. Исследовательский научный центр компании Arcelor. 2007. — 17 с.