

Вл.И.Большаков, Д.В.Лаухин, Г.Д.Сухомлин, В.И.Куксенко

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ АУСТЕНИТИЗАЦИИ И ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ 09Г2С И 10Г2ФБ

Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры

Исследовано влияние различных условий гомогенизации, степени горячей деформации и скорости охлаждения на структуру и свойства сталей 10Г2ФБ и 09Г2С. Показано, что горячая пластическая деформация перед ускоренным охлаждением в масло способствует измельчению аустенитного зерна и сопровождается снижением количества игольчатого феррита за счет увеличения доли доэвтектоидного феррита.

На сегодняшний день существует целый ряд разработок по использованию высокопрочного толстолистового металлопроката при строительстве многоэтажных зданий и сооружений, когда из такого металла изготавливается металлический каркас (основа здания) на базе которого формируется вся конструкция. При этом удельный объем используемого металла значительно сокращается по сравнению с использованием традиционных железобетонных конструкций. Кроме того, технологичность строительства, металлоемкость, объем строительно-монтажных работ, архитектурный вид, комфортабельность и прочие параметры строительства жилья существенным образом улучшаются. На основании анализа приведенной ситуации в металлургической и строительной отраслях было предложено (проф. М.М. Жербиным КИСИ и В.И. Большаковым ПГАСиА) расширить сферу использования высокопрочного металлопроката, изготовленного Украиной и применения его при строительстве жилых зданий и сооружений. Суть проблемы состоит в реконструкции жилого фонда, построенного в 60...80 года минувшего столетия, так называемых «Хрущовок», которые состоят из 4...5 этажных зданий, и требуют либо демонтажа, либо коренного улучшения.

Металлургические заводы Украины освоили и выпускают в достаточном количестве малоуглеродистые низколегированные стали с добавками микролегирующих элементов (ванадий, ниобий, титан и др.), которые нашли широкое применение при производстве труб и соединительных деталей для нефте- и газопроводов. Эти стали имеют уникальное сочетание высокой прочности с низким порогом хладноломкости. Более 30 лет тому низкоуглеродистые стали, микролегированные ниобием и ванадием, были применены при строительстве нефтепровода на Аляске. На сегодняшний день мировое

производство и применение этих сталей достигает десятков миллионов тонн. За границей эти стали интенсивно внедряются в строительную индустрию при строительстве ответственных сварных металлических конструкций: большепролетных мостов, каркасов зданий повышенной этажности и др.

Анализ экспериментальных и литературных данных показывает резервные возможности и целесообразность дальнейшего усовершенствования технологии производства сталей этого класса с целью получения оптимального структурного состояния и комплекса механических и эксплуатационных свойств малоуглеродистых сталей, микролегированных ниобием и ванадием, с учетом перспективности использования их в строительстве.

Целью работы является поиск механизмов повышения механических и эксплуатационных свойств стали 10Г2ФБ для сварных металлических конструкций ответственного назначения. Для достижения указанной цели поставлены следующие основные задачи:

- установить параметры термической и термомеханической обработки, способные обеспечить в листовом прокате из стали 10Г2ФБ повышение прочности при сохранении высокого уровня пластичности.
- определить параметры термомеханической и термомеханической обработки листового проката малоуглеродистых сталей 09Г2С и 10Г2ФБ, позволяющие получить содержание игольчатого феррита около 80%;

Исследовались малоуглеродистые низколегированные стали, микролегированные ниобием и ванадием (типа 10Г2ФБ), изучались особенности их структурообразования и возможность использования в сварных строительных металлических конструкциях ответственного назначения. Получены следующие новые научные результаты:

- показано влияние распределения легирующих элементов, а также углерода перед термомеханической обработкой на конечную структуру малоуглеродистых микролегированных сталей;
- установлен характер влияния температуры и продолжительности предварительного нагрева, температуры аустенитизации и последующей деформации на размер зерна аустенита и количество игольчатого феррита в структурах сталей 09Г2С и 10Г2ФБ. Впервые в структуре стали 10Г2ФБ за счет гомогенизирующей термической обработки, направленной на достижение однородного распределения легирующих элементов и углерода, и последующего охлаждения проката с оптимальной скоростью было получено более 80% игольчатого феррита.

Материал и методика эксперимента. Основным исходным материалом служили листы из стали 10Г2ФБ производства Мариупольского металлургического комбината им. Ильича. Для сравнения исследовали сталь 09Г2С, которая является базовой при производстве трубных заготовок и наиболее распространенным в настоящее время материалом

для строительных металлических конструкций. Химический состав сталей 09Г2С и 10Г2ФБ определяли на образцах, взятых от готового проката (табл. 1). Технологический процесс производства листа из стали 10Г2ФБ (группа прочности Х70 по API 5Сt) на ММК им. Ильича в соответствии с ТУ 14–1–52–93 и ТУ 14–1–40–34. Прочностные свойства проката из сталей 10Г2ФБ и 09Г2С определяли при испытании на разрыв, значения ударной вязкости определяли на образцах с V–образным концентратором напряжений (табл. 2).

Таблица 1. Химический состав сталей 10Г2ФБ и 09Г2С

Сталь	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Fe
10Г2ФБ	0,10	1,83	0,18	0,005	0,015	0,088	0,022	Ост
09Г2С	0,08	1,4	0,6	0,029	0,027	–	–	Ост

Для испытаний на растяжение использовали цилиндрические образцы по ГОСТ 1497–84 диаметром 10 мм на универсальной машине FP–100/1.

В лабораторных экспериментах, проводимых для получения в металле различных структурных состояний и уровней прочности, использовали упрочнение с отдельного нагрева. Для этого карточки из стали 10Г2ФБ размером 200х300х18,7 мм нагревали до заданной температуры, выдерживали и ускоренно охлаждали в масло или замедленно на спокойном воздухе. Изменение температуры контролировали при помощи хромель–алюмелевых термопар, зачеканенных в центральную часть и в торец исследуемого образца и образца–свидетеля. Запись кривых охлаждения в различных закалочных средах осуществляли при помощи самопишущего потенциометра КСП–4. Эксперименты по термомеханической обработке проводились на прокатном стане ДУО 80 в лаборатории кафедры обработки металлов давлением Национальной металлургической академии Украины. После обработки по соответствующим режимам исследовали комплекс механических свойств и структуру стали.

Таблица 2. Механические свойства листа из сталей 10Г2ФБ и 09Г2С заводского производства

Сталь	Предел текучести σ_T , МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Отн. удлинение δ , %	Отн. сужение ψ , %	Ударная вязкость KCV, Дж/см ²	
					+20°C	–40°C
10Г2ФБ	550	640	21	48	151	139
09Г2С	346	502	30	66	157	35

Вырезку образцов для металлографических исследований осуществляли таким образом, чтобы интересующие детали изображения оказались в плоскости шлифа. При этом учитывали, что поврежденный при вырезке слой должен быть в дальнейшем удален шлифовкой и полировкой. Механическую полировку образцов проводили по известным методикам [5,6]. Для удаления со шлифов наклепанного слоя и для утонения заготовок для тонких фольг применяли химическую полировку в следующем составе: 10% плавиковой кислоты, 90% перекиси водорода при температуре 50⁰С.

После подготовки шлифа обычным методом применяли электрополировку. Основным электролитом, используемым в работе был раствор следующего состава: уксусная кислота (ледяная) – 125 мл; хромовый ангидрид – 25 гр.; вода – 5 мл. Параметры процесса: напряжение на ванне – 17...18 В; плотность тока – 0,1А/см²; температура – 16...18⁰С; время полировки – 3 мин. Травление электрополированных шлифов проводили в два этапа. Сначала погружали шлиф на 5 секунд в 6% раствор азотной кислоты в этаноле для выявления большеугловых границ зерен, после чего переносили без промежуточной промывки в 0,5% раствор азотной кислоты в этаноле и выдерживали в течение 15...30 секунд для выявления малоугловых субзеренных границ. Такое комбинированное травление позволяет четко выявить как большеугловые, так и субзеренные границы в ферритной составляющей структуры малоуглеродистых сталей после горячей деформации.

В исследуемых малоуглеродистых сталях отечественного производства небольшие по площади участки со структурой игольчатого феррита были получены после прокатки при обычно практикуемой температуре Ас₃ +50⁰С и охлаждения со скоростью порядка 18⁰С/сек [7,9,10,11]. Полосы игольчатого феррита располагались между чередующимися полосами доэвтектоидного феррита.

Одним из перспективных направлений получения в исследованных сталях, не содержащих молибдена, игольчатого феррита в количестве свыше 80%, является повышение однородности распределения легирующих элементов в исходном аустените. С этой целью в работе экспериментально исследовали влияние длительности гомогенизирующей выдержки при температурах, близких к температуре начала черновой прокатки, то есть, выравнивания концентрационной неоднородности по сечению листа, на количество, дисперсность и однородность распределения игольчатого феррита.

Образцы исследуемых сталей помещали в предварительно нагретую до температуры 1100⁰С печь, выдерживали при этой температуре из расчета 1 мин на 1 мм сечения и производили технологическую выдержку в интервале от 20⁰ мин до 4 часов, после чего охлаждали со скоростью 18⁰С/сек, которая является наиболее благоприятной для образования игольчатого феррита [8].

Статистические данные показывают, что увеличение продолжительности выдержки при нагреве под закалку способствует росту размера аустенитного зерна от 25 до 70 мкм в стали 10Г2ФБ, а в стали 09Г2С от 32 до 93 мкм соответственно (рис. 1).

Методологически размер аустенитного зерна после ускоренного охлаждения в масло оценивали по прерывистой оторочке из доэвтектоидного феррита по бывшим границам аустенитных зерен. На образцах, охлажденных на воздухе, наблюдается смешанная структура из феррита, небольшого количества перлита и островков округлой формы игольчатого феррита (бейнита). В этом случае величину аустенитных зерен оценивали по среднему размеру этих островков и ширине интервалов доэвтектоидного феррита между ними. При этом исходили из предположения, что доэвтектоидный феррит образовывался по границам аустенитных зерен, а игольчатый феррит – в их центральных участках.

Предложенные приемы оценки аустенитного зерна в образцах, охлажденных в масло или на воздухе, как и другие существующие в практике методы, дают определенный разброс значений. Однако хорошее согласование между данными, полученными обоими методами говорит о том, что значения средних размеров аустенитных зерен при различных обработках обладают хорошей сходимостью результатов.

Тенденция к увеличению количества игольчатого феррита (рис. 2а) с ростом аустенитного зерна (рис. 2б) интенсивно развивается до выдержек около 1 часа, а затем стабилизируется или характеризуется медленным ростом с увеличением продолжительности аустенитизации.

Увеличение доли игольчатого феррита объясняется с одной стороны понижением удельного объема доэвтектоидного феррита, а с другой стороны понижением содержания углерода в нем при более низкой температуре.

Снижение доли доэвтектоидного феррита с ростом аустенитного зерна объясняется тем, что удельная площадь аустенитных границ на единицу объема понижается, следовательно уменьшается количество зародышей доэвтектоидного феррита и его общий объем.

В интервале продолжительности выдержки от одного до четырех часов при температуре 1100°C и ускоренном охлаждении в масло для стали 10Г2ФБ количество игольчатого феррита стабилизируется (80...85%), то же наблюдается и для стали 09Г2С в интервале от 1,5 часа до 4 часов, но на уровне около 75%. (рис. 1д,е, 2а).

Сравнение сталей 09Г2С и 10Г2ФБ показывает, что при увеличении времени выдержки и повышении температуры нагрева под закалку в стали 09Г2С размер зерна аустенита укрупняется, а количество игольчатого феррита уменьшается, хотя ход кривых имеет сходный характер в обеих сталях (рис. 2).

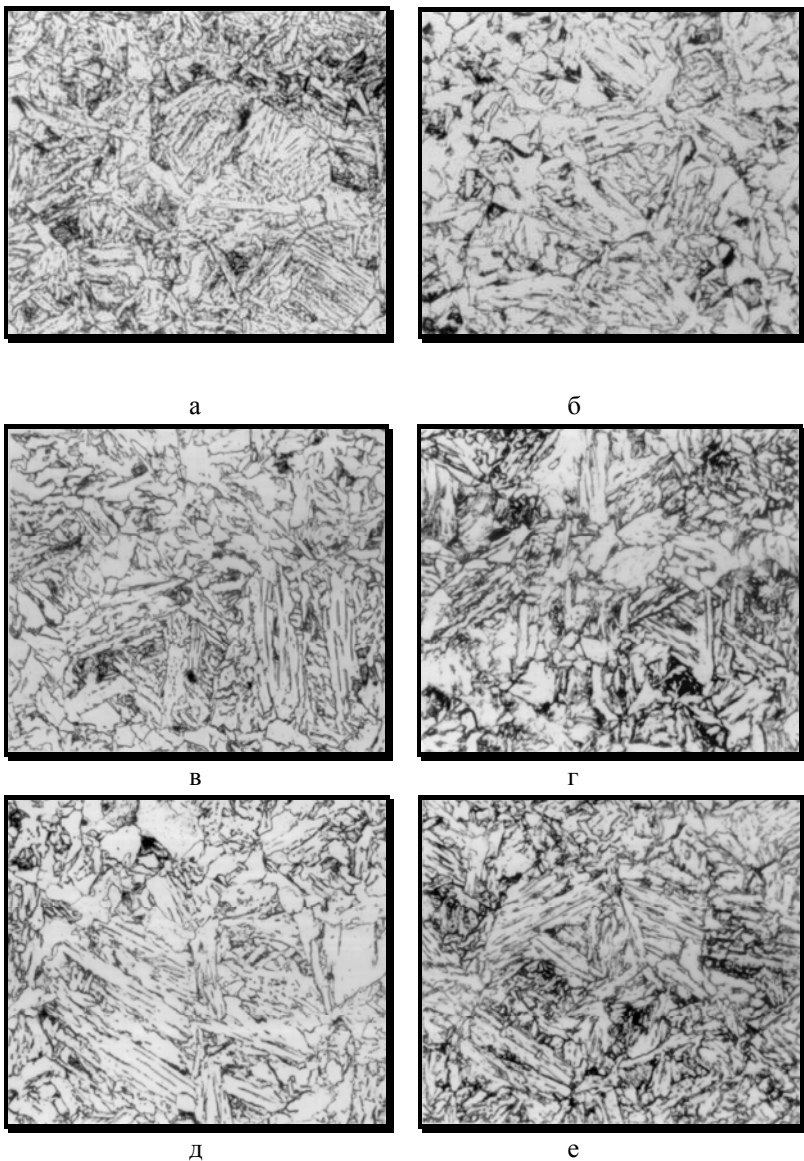
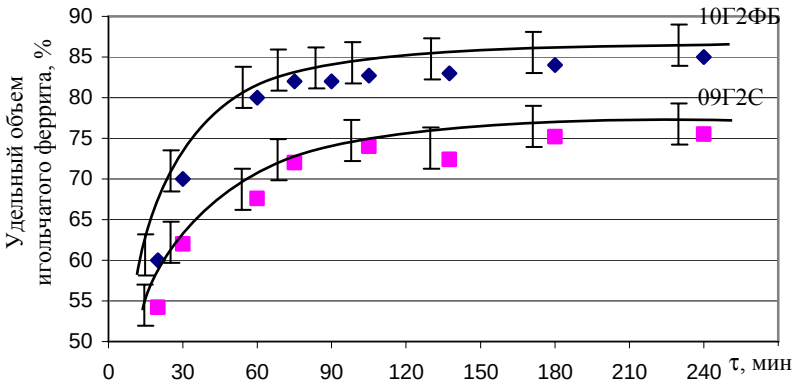
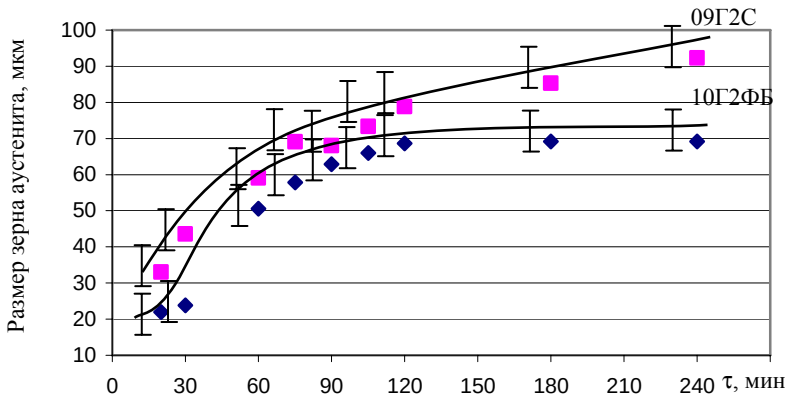


Рис. 1. Влияние продолжительности выдержки при 1100°C и охлаждения со скоростью 18°C/сек на структурную неоднородность стали 09Г2С и 10Г2ФБ, $\times 500$: а, б – выдержка 20 мин; в, г – выдержка 60 мин; д, е – выдержка 240 мин; а, в, д – сталь 09Г2С; б, г, е – сталь 10Г2ФБ.



а)



б)

Рис. 2. Влияние продолжительности гомогенизирующей выдержки при 1100°C и охлаждения в масло стали 09Г2С и 10Г2ФБ на:
 а – количество образовавшегося игольчатого феррита;
 б – размер зерна аустенита.

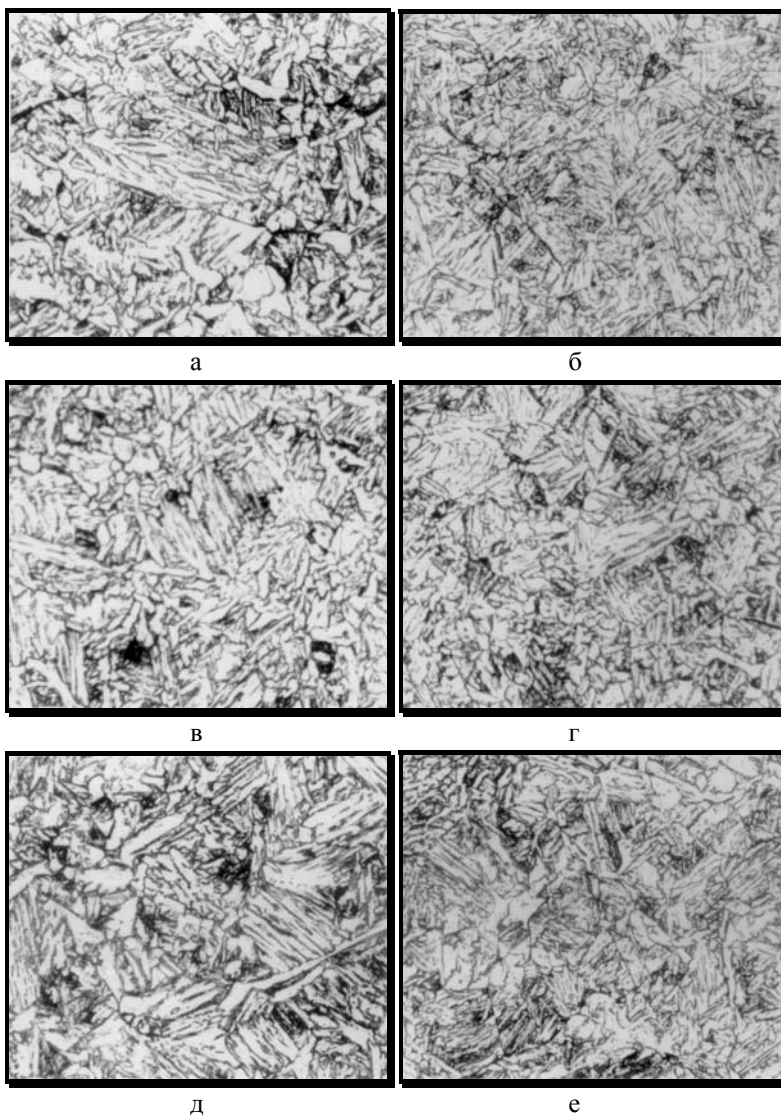


Рис. 3. Влияние продолжительности гомогенизирующей выдержки при 1100°C, деформации $\epsilon=30\%$ и охлаждения со скоростью 18°C/сек на структурную неоднородность стали 09Г2С и 10Г2ФБ, $\times 500$: а, б – выдержка 20 мин; в, г – выдержка 30 мин; д, е – выдержка 60 мин; а, в, д – сталь 09Г2С; б, г, е – сталь 10Г2ФБ.

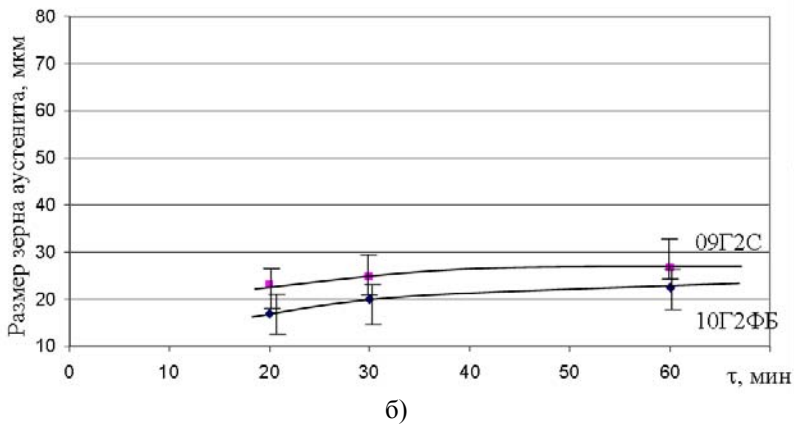
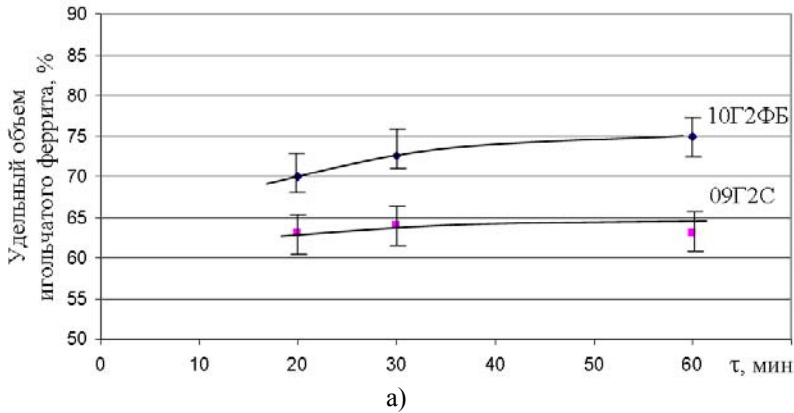


Рис. 4. Влияние длительности гомогенизирующей выдержки при 1100°C, деформации 30% и охлаждения в масло сталей 09Г2С и 10Г2ФБ на: а – количество образовавшегося игольчатого феррита; б – размер зерна аустенита.

Для оценки влияния высокотемпературной деформации на образование игольчатого феррита образцы сталей 09Г2С и 10Г2ФБ обрабатывали следующим образом: после гомогенизации различной длительности их однократно деформировали 30% при температуре нагрева 1100°C ударным нагружением и ускоренно охлаждали в масло с двухсекундным интервалом задержки между концом деформации и моментом погружения образца в масло. Сравнение микроструктур (рис. 1 и 2) показывает, что горячая пластическая деформация перед ускоренным

охлаждением в масло способствует измельчению аустенитного зерна (рис. 4б), что сопровождается снижением количества игольчатого феррита за счет увеличения доли доэвтектоидного феррита (рис. 4а). Последнее связано с тем, что горячая деформация увеличивает количество дефектов в аустените, являющихся центрами зарождения доэвтектоидного феррита. Механические свойства после термических и термомеханических обработок сталей 09Г2С и 10Г2ФБ приведены в табл. 3.

Таблица 3. Механические свойства сталей 09Г2С и 10Г2ФБ после контролируемой прокатки и упрочняющих термических обработок.

Образец	Режим обработки	Предел текучести, σ_T , МПа	Предел прочности, σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %
10Г2ФБ	Контролируемая прокатка	535	625	29
	Аустенизация 1 час 1100°C + ускоренное охлаждение в масло	640	730	18
	Аустенизация 1 час 1100°C + закалка в воду	775	975	13
09Г2С	Аустенизация 1 час 1100°C + ускоренное охлаждение в масло	560	620	19
	Аустенизация 1 час 1100°C + закалка в воду	580	735	16

Эти данные показывают, что охлаждение стали 10Г2ФБ в масло обеспечивает получение сравнительно высоких прочностных и пластических показателей ($\sigma_T=640$ МПа; $\sigma_B=730$ МПа; $\delta=18\%$), в то время как закалка в воду резко повышает прочность ($\sigma_T=775$ МПа; $\sigma_B=975$ МПа) и значительно снижает пластичность ($\delta=13\%$), что требует дополнительной операции отпуска.

Эксперименты показали, что сталь 09Г2С имеет более низкие показатели по прочности и по содержанию игольчатого феррита после всех исследуемых температурно-деформационных условий. В производственных условиях, например, на станах 3000 и 3600 МК им.Ильича и “Азовсталь”, повышение прочности производимого листа наиболее целесообразно и возможно за счет более эффективного использования принудительного охлаждения горячего проката на различных промежуточных и конечных стадиях его производства.

Таким образом, для строительных металлических конструкций ответственного назначения следует стали типа 10Г2ФБ, как наиболее перспективной из рассматриваемых вариантов. Применение сталей такого

класса прочности позволит сэкономить денежные средства не только на материале, но и при транспортировке к месту строительства, монтаже, снизит затраты на проведение сварочных работ.

Выводы. Определены параметры, обеспечивающие в структуре повышенное количество игольчатого феррита при термической обработке с отдельного нагрева. Показано, что после аустенитизации при температуре 940...960°C в течение 15 мин и ускоренного охлаждения в масло со скоростью около 18°C/с, содержание игольчатого феррита составляет около 70%. Исследовано влияние различных условий гомогенизации, а также степени горячей деформации и скорости последующего охлаждения на структуру и свойства сталей 10Г2ФБ и 09Г2С. Найдено, что продолжительность выдержки при температуре 1100°C можно ограничить 1 часом. Это обеспечивает при ускоренном охлаждении в масло получение оптимальной структуры игольчатого феррита в количестве до 85% общего объема. Показано, что горячая пластическая деформация перед ускоренным охлаждением в масло способствует измельчению аустенитного зерна, что сопровождается снижением количества игольчатого феррита за счет увеличения доли доэвтектоидного феррита. Механические свойства при этом составляют: $\sigma_T = 640\text{МПа}$, $\sigma_B = 730\text{МПа}$, $\delta = 18\%$.

1. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М. Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 238 с.
2. Ниобийсодержащие низколегированные стали. / Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И. и др. – М.: “СП ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ”, 1999. – 94 с.
3. Большаков В.И., Стародубов К.Ф.; Тылкин М.А. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с.
4. Контролируемая прокатка / В.И. Погоржельский, Д.А. Литвиненко, Ю.А. Матросов, А.В. Иваницкий. – М.: Металлургия, 1979. – 183 с.
5. Лаборатория металлографии / Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И. и др. – М.: Металлургия, 1965. – 439 с.
6. Электронная микроскопия тонких кристаллов / Хирш П., Хови А., Николсон Р., Пэшли Д., Уэлан М. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
7. Большаков В.И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. – 2е издание, доп. и перераб. – Канада, 1998. – 320с.
8. Структура и свойства микролегированной стали 10Г2ФБ/ В.И.Большаков, Г.М.Воробьев, Д.В.Лаухин, И.Г.Саркиц, Ю.И.Хоменко // Сб. научных трудов „строительство, материаловедение, машиностроение”. – Вып. 12 "Стародубовские чтения 2001". – Днепропетровск, ПГАСиА. 2001. – С. 202 – 206.
9. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
10. H.K.D.H. Bhadeshia, J.W. Christian. Bainite in steel // Metall. Trans. – V.21A. – 1990. – P. 767 – 797
11. M.Stragwood, H.K.D.H.Bhadeshia. Proc. Int. Conf. Solid Phase Transformation, G.W. Lorimer, ed., Institute of Metals, London, 1988. – P. 466 – 470.