

61:03-5/2593-X

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ  
«ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ  
ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ имени И.П. Бардина»

**ИНЖЕНЕР А.О. НОСОЧЕНКО**

**Исследование влияния углерода на центральную химическую и  
структурную неоднородность и комплекс свойств низколегированных  
трубных сталей**

Специальность 05.16.01 - «Металловедение и термическая обработка  
металлов»

Диссертация на соискание ученой степени кандидата  
технических наук

**Научный руководитель:  
д.т.н., Ю.И. МАТРОСОВ**

**Научный консультант:  
к.т.н., О.Б. ИСАЕВ**

**Москва - 2003**

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
Глава I. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР.....	14
1.1. Формирование макроструктуры непрерывнолитых слябов и методы воздействия на процессы ликвации, протекающие в них при затвердевании.....	14
1.1.1. Формирование структурных зон непрерывнолитого сляба и химической неоднородности.....	14
1.1.2. Факторы, оказывающие влияние на центральную химическую и структурную неоднородность.....	19
1.1.3. Методы и способы уменьшения интенсивности центральной химической и структурной неоднородности.....	24
1.2. Структурные факторы, оказывающие влияние на стойкость малоуглеродистых низколегированных сталей против растрескивания в сероводородсодержащих средах.....	34
1.2.1. Механизм инициируемого водородом растрескивания.....	36
1.2.2. Адсорбция водорода.....	36
1.2.3. Контроль образования неметаллических включений.....	37
1.2.4. Предотвращение образования ликвации.....	38
1.3. Влияние базового состава и микролегирующих элементов на свариваемость малоуглеродистых низколегированных сталей.....	41
Заключение по главе.....	44
Глава II. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	46
2.1. Обоснование выбора исследуемых сталей.....	46
2.2. Методы лабораторных и промышленных исследований.....	52
2.2.1. Методы изучения центральной химической и структурной неоднородности металла опытных плавок.....	52
2.2.2. Определение механических свойств готового проката.....	55

2.2.3. Методы испытаний сталей на стойкость против разрушения в сероводородсодержащих средах.....	55
2.2.4. Методы изучения свариваемости опытных сталей.....	62
Глава III. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА НА ЦЕНТРАЛЬНУЮ ХИМИЧЕСКУЮ И СТРУКТУРНУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ В НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СЛЯБАХ И ЛИСТАХ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ.....	67
3.1. Влияние содержания углерода на макроструктуру слябов и готовых листов из низколегированных трубных сталей.....	67
3.2. Зависимость центральной химической неоднородности базовых элементов в слябах и листах от общего содержания углерода в стали.....	72
3.3. Изучение структуры и свойств зоны центральной сегрегационной химической неоднородности в зависимости от содержания углерода.....	79
Выводы по главе.....	88
Глава IV. СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ СТОЙКОСТИ ПРОТИВ РАСТРЕСКИВАНИЯ В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ, С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА.....	89
4.1. Исследование стойкости против водородного растрескивания (в.р.)...	90
4.2. Изучение сопротивления сероводородному растрескиванию под напряжением (с.р.н.).....	92
Выводы по главе.....	101
Глава V. ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ УЛУЧШЕНИЯ СВАРИВАЕМОСТИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ЗА СЧЕТ СНИЖЕНИЯ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА.....	102
5.1. Построение термокинетических диаграмм превращения аустенита при охлаждении после сварочного нагрева, сопоставление микроструктур	

ОШЗ, изучение сопротивления разрушению ОШЗ низколегированных трубных сталей с различным содержанием углерода .....	105
Выводы по главе.....	119
Глава VI. РАЗРАБОТКА СТАЛИ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ К52 (Х60) С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА, МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ НИОБИЕМ, ИЗГОТАВЛИВАЕМОЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ, КАК АЛЬТЕРНАТИВЫ ТРАДИЦИОННОЙ СТАЛИ 17Г1С-У.....	120
6.1. Разработка химического состава.....	120
6.2. Разработка технологии производства, в частности термомеханической прокатки, на толстолистовом стане 3600.....	124
6.3. Исследование комплекса свойств, микроструктуры и центральной химической неоднородности трубной стали 08Г1Б.....	130
6.4. Исследование свойств металла газопроводных труб диаметром 720 мм, изготовленных на ОАО «ВМЗ».....	149
Выводы по главе.....	153
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ.....	154
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	157

## ВВЕДЕНИЕ

Одним из наиболее перспективных направлений в развитии черной металлургии является производство толстолистого проката для электросварных газопроводных труб большого диаметра. На протяжении многих лет наблюдается постоянный рост требований газовой и трубной промышленности к комплексу механических и технологических свойств газопроводных труб большого диаметра и листовой стали для их изготовления. Некоторые из ранее разработанных сталей не в полной мере удовлетворяют современным требованиям в отношении величины ударной вязкости при температурах эксплуатации трубопроводов, сопротивления хрупкому разрушению, сегрегационной химической и структурной однородности. В новых требованиях большая роль отводится также улучшению свариваемости металла в заводских и полевых условиях.

Общая тенденция совершенствования низколегированных сталей для труб магистральных газопроводов включает в себя ряд металлургических и технологических принципов, таких как создание мелкозернистой структуры готового проката, использование эффекта дисперсионного упрочнения, создание структуры с повышенной плотностью дислокаций, использование в качестве микролегирующей добавки ниобия, применение термомеханической прокатки, снижение содержания вредных примесей.

Большой вклад в создание высокопрочных низколегированных сталей для изготовления газопроводов внесли труды Д.А. Литвиненко, С.А. Голованенко, В.Н. Зикеева, П.Д. Одесского, Л.И. Эфрона, Ю.Д. Морозова и др. ученых.

Одним из наиболее перспективных и до настоящего времени недостаточно использованных путей совершенствования отечественных трубных сталей представляется снижение содержания в них углерода и замена упрочнения за счет перлита на более прогрессивные механизмы повышения прочности, прежде всего измельчение зерна и дисперсионное упрочнение, позволяющие

в комплексе с другими мерами обеспечивать одновременное повышение ударной вязкости, пластичности, сопротивления хрупкому разрушению и свариваемости. Снижение содержания углерода в трубных сталях должно способствовать уменьшению сегрегационной химической и структурной неоднородности, требования в отношении которой в последнее время вводят в спецификации на поставку стальных листов для изготовления труб наиболее ответственных магистральных газопроводов.

Целью настоящей работы является установление закономерностей влияния снижения содержания углерода на сегрегационную химическую и структурную неоднородность, структуру и свойства непрерывнолитых, микролегированных ниобием сталей, изготавливаемых с применением термомеханической прокатки и предназначенных для изготовления газопроводных труб большого диаметра.

*Актуальность* исследований, проведенных в работе, обусловлена большой научной и практической значимостью проблемы снижения центральной сегрегационной неоднородности толстолистового проката, предназначенного для изготовления электросварных газопроводных труб большого диаметра.

Для достижения поставленной цели решали следующие задачи:

- исследовать влияние углерода на центральную химическую и структурную неоднородность непрерывнолитых слябов и листов из трубных сталей различных систем легирования;
- оценить влияние снижения содержания углерода и повышения при этом сегрегационной однородности проката на показатели стойкости против растрескивания в сероводородсодержащих средах;
- оценить поведение и свойства околошовной зоны (ОШЗ) при сварке трубных сталей в зависимости от содержания углерода;
- на основе концепции, предусматривающей снижение содержания углерода и замену перлитного упрочнения на более прогрессивные механизмы повышения прочности, создать новую высокоэффективную

трубную сталь категории прочности K52, предназначенную для замены морально устаревшей стали 17Г1С-У.

*Объектом* исследований служили низколегированные стали для электросварных газопроводных труб большого диаметра, производимые на «МК Азовсталь». Для решения поставленной в диссертационной работе задачи в качестве материала исследования были выбраны стали, существенно отличающиеся между собой содержанием углерода: от 0,19% С в стали 17Г1С-У до 0,03% С в стали 03Г1Б. Опытные стали относятся к двум группам: 1 – углеродмарганцовистые стали 17Г1С-У и 13Г1С-У; 2 – микролегированные добавками ниобия, ванадия и титана стали 10Г2ФБ, 08Г2ФБ и 03Г1Б. Исследованные стали дополнительно можно классифицировать как изготавливаемые с применением термической обработки (нормализации) – сталь 17Г1С-У, и изготавливаемые без применения термической обработки, прокатываемые по технологии термомеханической (контролируемой) прокатки – стали, 13Г1С-У, 10Г2ФБ, 08Г2ФБ и 03Г1Б.

*Предметом* исследования служило установление химической и структурной неоднородности в слябах и листах опытных сталей, изготавливаемых с применением непрерывной разливки, обусловленной центральной сегрегацией углерода, марганца, серы, фосфора, ниобия и ванадия. В процессе выполнения работы использовали широкий спектр современных методов исследования, включая различные методы оценки макроструктуры непрерывнолитых слябов, химической неоднородности, металлографической оценки макро- и микроструктуры сегрегационной зоны, определения коэффициентов сегрегации химических элементов.

Испытания механических свойств опытных сталей предусматривали оценку временного сопротивления, ударной вязкости, сопротивления хрупкому разрушению, измерение микротвердости структурных составляющих.

Изучали влияние химического состава опытных сталей с различным содержанием углерода на сопротивление растрескиванию в сероводородсодержащих средах.

Значительное внимание было уделено исследованию влияния содержания углерода на характеристики свариваемости трубных сталей.

Диссертация содержит шесть глав и основные выводы.

*Первая* глава представляет собой литературный обзор, посвященный вопросу формирования макроструктуры непрерывнолитых слэбов и методов снижения химической неоднородности. Рассмотрены различные методы уменьшения интенсивности центральной химической и структурной неоднородности, используемые на современных металлургических предприятиях, такие как электромагнитное перемешивание расплава в зоне вторичного охлаждения, импульсное воздействие ультразвуком, ударным импульсом или механической вибрацией на кристаллизующийся металл, введение в расплав микро- и макрохолодильников, «мягкое» обжатие. В тоже время отмечено недостаточное использование эффекта снижения содержания углерода до уровня  $\leq 0,09\%$ , при котором не наблюдается перитектическая реакция, на уменьшение ликвационной неоднородности непрерывнолитого металла.

*Вторая* глава посвящена обоснованию выбора исследуемых сталей, обоснованию и описанию методов лабораторных и промышленных исследований, проведенных автором при выполнении настоящей диссертационной работы, в том числе методов:

- изучения центральной химической и структурной неоднородности металла опытных плавок;
- испытаний на стойкость против разрушения в сероводородсодержащих средах;
- изучения свариваемости.



*В третьей* главе изложены результаты исследований влияния углерода на центральную химическую и структурную неоднородность в непрерывнолитых слябах и листах из низколегированных трубных сталей.

При этом изучали:

- влияние содержания углерода на макроструктуру слябов и готовых листов из низколегированных сталей;
- зависимость центральной химической неоднородности базовых элементов в слябах и листах от общего содержания углерода в стали;
- структуру и свойства зоны сегрегационной химической неоднородности в зависимости от содержания углерода.

Установлено возрастание склонности к сегрегации в осевой зоне слябов отдельных химических элементов в последовательности: **Mn** → **V** → **C** → **Nb** → **P** → **S**. По сравнению с неметаллами серой и фосфором – склонность к центральной сегрегации исследованных элементов, относящихся к металлам, значительно ниже и убывает по мере снижения разницы в величине атомных радиусов **Fe** и соответствующих химических элементов.

Показано, что интенсивность центральной сегрегации химических элементов в слябах и листах существенно снижается при уменьшении содержания углерода.

При снижении содержания углерода уменьшается различие в строении и микротвердости основного металла и осевой зоны листового проката, для характеристики которой введен коэффициент структурной неоднородности  $K(H)$ .

*Четвертая* глава содержит результаты сравнительного изучения стойкости против растрескивания в сероводородсодержащих средах низколегированных трубных сталей, различающихся содержанием углерода.

Испытание на стойкость против растрескивания в  $H_2S$  – содержащих средах проводили двумя методами:

- по методике стандарта NACE TM 02-84 на стойкость против водородного растрескивания (HIC) (**hydrogen induced cracking**) с определением параметра длины трещины CLR;
- по методике стандарта NACE TM 01-77 (96) на стойкость против сероводородного растрескивания под напряжением (SSCC) (**sulfur stress corrosion cracking**) с определением показателя порогового напряжения ( $\sigma_n^{720}$ ).

Показано существенное влияние уменьшения содержания углерода на увеличение стойкости трубных сталей против сероводородного разрушения. На основании этого сделан вывод о том, что одной из важных предпосылок создания трубных сталей стойких в H<sub>2</sub>S – содержащих средах является низкое содержание углерода ( $\leq 0,08\%$ ) и серы ( $\leq 0,002\%$ ).

В *пятой* главе изложены результаты изучения возможности улучшения свариваемости трубных сталей за счет снижения содержания углерода. Изучение свариваемости основывалось на моделировании физических процессов, протекающих в околошовной зоне (ОШЗ) при сварке. За основу принята взаимосвязь скорости охлаждения (тепловложения при сварке) со структурой и свойствами металла ОШЗ.

Представляемые результаты получены на основе комплексного анализа:

- кинетики фазовых превращений аустенита в условиях различных термических циклов сварки и связанных с ними изменений микроструктуры;
- механических свойств металла имитированной зоны термического влияния, включая хладостойкость локальных участков перегрева металла околошовной зоны;
- склонности стали к образованию холодных трещин с учетом воздействия мартенситных превращений.

При проведении сравнительных исследований свариваемости листов из сталей 17Г1С-У, 08Г1Б и 03Г1Б, установлено, что снижение содержания углерода от 0,19 до 0,03% в низколегированных трубных сталях расширяет температурный интервал скоростей охлаждения при сварке, при которых

твердость имитированной ОШЗ не достигает критической величины  $H_{кр} = 350HV$ , выше которой наблюдается образование сварочных трещин и водородное охрупчивание: для стали 17Г1С-У - от 2 до 15°С/с, для стали 08Г1Б - от 15 до 100°С/с, для стали 03Г1Б без - ограничения. Одновременно с этим происходит расширение в сторону пониженных температур области гарантированного вязкого разрушения металла имитированной ОШЗ после охлаждения по режиму автоматической дуговой сварки (в скобках – по режиму ручной дуговой сварки): для стали 17Г1С-У  $> +20^{\circ}C$  ( $+20^{\circ}C$ ), для 08Г1Б  $\geq 0^{\circ}C$  ( $- 5^{\circ}C$ ), для 03Г1Б  $\geq - 30^{\circ}C$  ( $- 40^{\circ}C$ ).

В главе *шестой* изложены результаты разработки стали 08Г1Б категории прочности К52 (Х60) с пониженным содержанием углерода, микролегированной ниобием и изготавливаемой с применением термомеханической прокатки, как альтернативы традиционной стали 17Г1С-У, и широкого ее промышленного опробования в металлургическом и трубном переделах. Новая сталь 08Г1Б значительно превосходит применяемую в настоящее время сталь 17Г1С-У в отношении ударной вязкости, сопротивления хрупкому разрушению, свариваемости, сегрегационной химической и структурной неоднородности, стойкости против растрескивания в сероводородсодержащей среде. Сталь 08Г1Б рекомендована в качестве материала для изготовления электросварных газопроводных труб категории прочности К52. Оформлены постоянно действующие технические условия на поставку стали 08Г1Б ТУ 14-1-5443-2002, «Прокат толстолистовой категории прочности К52 из низколегированной стали марки 08Г1Б для сварных прямошовных труб магистральных газонефтепроводов».

Автор выражает глубокую благодарность и признательность научному руководителю доктору технических наук Ю.И. Матросову за большую помощь оказанную при определении направлений исследований, обобщении полученных данных, написании и оформлении диссертации, а также научному консультанту кандидату технических наук О.Б. Исаеву за ценные

теоретические и методические советы в области способов снижения центральной сегрегационной неоднородности непрерывнолитых слябов.

Диссертант благодарит научных сотрудников Центра Трубных Сталей ЦНИИЧермета им. И.П. Бардина Ю.Д. Морозова, Л.И. Эфрона, О.Н. Чевскую, Т.С. Кирееву, А.В. Назарова и других коллег за товарищеское содействие и советы, полученные при выполнении настоящей диссертационной работы.

Автор выражает признательность сотрудникам Центральной Лаборатории «МК Азовсталь» за помощь в проведении экспериментов и исследований по диссертационной работе.

Автор выражает благодарность докторам Ф. Хайстеркампу и К. Хулке (Niobium Products Company, Германия) и Д.М. Грею (Microalloying International, США) за содействие в выполнении работы и ценные замечания по содержанию диссертации.

По представленной работе на защиту выносятся:

1. Количественная оценка интенсивности центральной сегрегации химических элементов (**C, Mn, V, Nb, S, P**) в слябах и листах и структурной неоднородности листов из непрерывнолитых низколегированных сталей различных систем легирования в зависимости от содержания углерода.
2. Эффект ослабления центральной сегрегационной химической и структурной неоднородности непрерывнолитого металла при снижении содержания углерода, особенно ниже концентрации, необходимой для протекания перитектической реакции при охлаждении из жидкой фазы.
3. Зависимость стойкости непрерывнолитых трубных сталей различных систем легирования производства меткомбината «Азовсталь» против водородного растрескивания (**НИС**) и сероводородного растрескивания под напряжением (**SSCC**) от содержания углерода и серы.
4. Механизм влияния снижения содержания углерода на поведение околосварочной зоны (ОШЗ) опытных сталей в условиях охлаждения после сварочного нагрева.

5. Новая малоуглеродистая сталь марки 08Г1Б для газопроводных труб категории прочности К52 с повышенными характеристиками вязкости, сопротивления хрупкому разрушению, свариваемости и стойкости против разрушения в H<sub>2</sub>S-содержащих средах.

На основании результатов исследования создана и внедрена в металлургическое и трубное производство новая высокоэффективная малоуглеродистая сталь марки 08Г1Б для электросварных газопроводных труб большого диаметра категории прочности К52, характеризующаяся значениями вязкости, пластичности, сопротивления хрупкому разрушению, свариваемости и сегрегационной однородности, значительно превышающими соответствующие показатели ранее применявшихся листовых сталей для труб аналогичного уровня прочности. Сталь 08Г1Б прошла широкое промышленное опробование на металлургическом комбинате «Азовсталь» и на Выксунском металлургическом заводе при изготовлении промышленной партии газопроводных труб.

## **Глава I. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР**

### **1.1. Формирование макроструктуры непрерывнолитых слябов и методы воздействия на процессы ликвации, протекающие в них при затвердевании**

#### **1.1.1. Формирование структурных зон непрерывнолитого сляба и химической неоднородности**

Процессы затвердевания и кристаллизации металлов играют важнейшую роль в формировании их свойств. Они влияют на зарождение центров кристаллизации, форму и распределение кристаллов в отливке, ликвацию примесей и развитие дендритной неоднородности, конвективное движение в объеме затвердевающего расплава и возникновение в нем зональной структурной и химической неоднородности. Разработке этих вопросов посвящены работы отечественных и зарубежных ученых, в первую очередь работы В.А. Ефимова, Г.П. Иванцова, В.Т. Борисова, В.С. Рутеса, Д.П. Евтеева, Ю.А. Самойловича, Д.А. Дюдкина, Д.М. Грея, М. Флемингса, Б. Чалмерса, В. Тиллера, А. Оно и многих других.

Формирование различных структурных зон слитков и развитие ликвационных процессов определяется следующими параметрами [1]:

- интенсивностью охлаждения жидкой стали на всех участках от периферии к оси слитка и соответствующим температурным градиентом в расплаве на фронте затвердевания;
- развитием перед фронтом кристаллизации широкого ликвационного слоя с большой концентрацией примесей и низкой температурой затвердевания, способствующего зарождению эндогенных центров кристаллизации, или целенаправленным введением экзогенных центров кристаллизации;
- темпом развития конвективных и гравитационных потоков опускающихся кристаллов и вызываемой ими неравномерной кристаллизации.

При затвердевании жидкого металла образуются различные типы литых структур в зависимости от химического состава металла, температуры и технологии разлива [2,3]. В стальных слитках можно выделить 3 основные зоны: наружная корковая зона мелких разориентированных «замороженных» кристаллов; столбчатая зона (зона ориентированных кристаллов, транскристаллитная зона); зона разориентированных равноосных кристаллов.

Во многих работах, посвященных строению непрерывнолитого слитка, авторы наряду с зоной разориентированных кристаллов выделяют зону глобулярных кристаллов – мелких кристаллов, в которых не просматривается четкое дендритное строение.

Наружная зона мелких разориентированных кристаллов со случайной ориентацией образуется в первоначальные моменты кристаллизации. Резкоохлажденный слой становится неотчетливым при увеличении температуры заливаемого металла.

Вайнгард и Чалмерс [4] предложили теорию, которая утверждает, что равноосные кристаллы начинают зарождаться в расплаве перед поверхностью раздела жидкой и твердой фаз. Авторы объясняют это тем, что по их мнению центральная жидкая область может быть концентрационно переохлаждена вследствие ликвации растворенного вещества у растущей поверхности раздела фаз так, что в переохлажденной зоне могут зарождаться частицы, вызывающие образование равноосных кристаллов.

Согласно теории Чалмерса центральная равноосная зона формируется с помощью резкоохлажденных кристаллов, зарождающихся в переохлажденной зоне, существующей в расплаве на стенке формы во время заливки металла. Некоторые из свободных кристаллов «выживают» в условиях перегрева и переносятся в центр отливки, где они в конце концов дорастают до окончательного размера.

В соответствии с идеей Папапетру [5], равноосные кристаллы создаются из частично переплавленных дендритов при пульсации температуры расплава во время роста столбчатой зоны.

В теории, описанной в работе [6], отмечается, что при высоких перегревах имеются благоприятные условия для образования изолированных кристаллов за счет подплавления и обламывания ветвей дендритов.

А. Оно предлагает теорию [2], согласно которой кристаллы зарождаются на стенке формы или охлажденной поверхности расплава и растут с образованием шеек. Затем эти шейкообразные кристаллы отделяются от места зарождения до того, как успеет сформироваться твердая оболочка, окончательно осаждаются и накапливаются с образованием равноосной структурной зоны.

По вопросу о том, какой же из указанных механизмов имеет преимущественное развитие, пока нет единого мнения. Поэтому авторы работы [7] подчеркивают, что, учитывая большое разнообразие условий, в которых происходит затвердевание, возможны различные способы зарождения равноосной зоны, в каждом конкретном случае при соответствующих условиях доминирует тот или иной механизм.

В работах многих авторов, в первую очередь, В.А. Ефимова [1], В.Т. Борисова [8] рассматриваются вопросы управления процессами кристаллизации.

Все приведенные выше высказывания, теории и закономерности приведены для разливки стали и сплавов в формы и изложницы. В целом, структурные зоны, качественные закономерности перехода от одного вида структуры к другой могут быть отнесены и к случаю непрерывной разливки. Особенностью макроструктуры непрерывнолитого сляба является развитая зона транскристаллизации. Это положение отмечается всеми без исключения исследователями. Изучение влияния теплофизических параметров на соотношение структурных зон необходимо ввиду прямой связи между структурой литого металла и дефектами внутреннего строения, а значит качеством металлопродукции.

Главной особенностью макроструктуры криволинейного слитка является его асимметричность [9,10]. Различная протяженность зоны столбчатых



дендритов по противоположным криволинейным сторонам является результатом действия определенных физико–химических закономерностей и устранить эту разницу полностью невозможно. В известных пределах ее можно уменьшить, снижая температуру металла и скорость разливки.

В непрерывнолитых слябах наиболее проявляется центральная сегрегация и пористость. Осевая сегрегация располагается как правило по тепловому центру сляба, отклонение составляет от 0,5 до 4 мм от геометрической оси.

Исследования центральной химической неоднородности показывают, что в непрерывнолитом слитке сегрегация может иметь существенное развитие, соизмеримое с сегрегацией в обычном слитке. Содержание примесей в сегрегационных зонах может в 4–5 раз превышать их содержание в исходном металле.

Большие колебания интенсивности сегрегации в слитках одной и той же толщины, определяющей время затвердевания, доказывают, что избирательный характер кристаллизации не может считаться единственной и определяющей причиной химической неоднородности слитка в целом. Важным фактором, определяющим развитие зональной неоднородности, является перераспределение ликватов, концентрация их в локальных зонах вследствие процессов массопереноса, вынужденного и естественного движения металла, вызванного гидродинамическими и конвективными потоками, силами капиллярного массопереноса, явлением выпучивания–обжатия оболочки слитка.

Непрерывнолитая заготовка в процессе формирования проходит ряд стадий, существенно отличающихся по теплофизическим и физико–химическим условиям затвердевания.

Основным фактором, определяющим развитие процессов затвердевания и неоднородности слитка в кристаллизаторе, являются интенсивные струйно–циркуляционные потоки, вызванные гидродинамическим воздействием струи металла из промежуточного ковша. При последующем движении твердая

оболочка попадает в зону затухания гидродинамических потоков и формирования еще слабых конвективных потоков в условиях повышенной концентрации примесей в жидком расплаве перед фронтом затвердевания. Естественные потоки, судя по характеру распределения примесей, начинают формироваться к концу зоны положительной ликвации, когда толщина корки в условиях исследований составляет 35–40 мм. Как только кристаллы взаимосхватываются и образуют неподвижный «скелет», на фронте затвердевания возникает сеть каналов, жидкий металл в которых обогащен ликвирующими примесями.

При развитой зоне разориентированных дендритов и ограниченной протяженности зоны транскристаллов естественные конвективные потоки имеют меньшее развитие и скорость. Снижается эффективность обогащения остаточного расплава примесями и их концентрации вследствие механического воздействия на оболочку заготовки. Ликваты распределяются в большом объеме, зональная неоднородность менее ярко выражена. С уменьшением зоны столбчатых дендритов в 2-3 раза, осевая сегрегация снижается в 1,8–2,0 раза.

Основной вывод о механизме возникновения химической неоднородности непрерывнолитой плоской заготовки: ликвационные явления обусловлены развитием вынужденных и естественных конвективных потоков, обогащающих остаточный расплав примесями, морфологией затвердевания, фильтрационными процессами, которые усиливаются механическим воздействием на оболочку заготовки и способствуют концентрации примесей в осевой зоне.

В осевой зоне слитка наблюдается максимальное количество неметаллических включений, главным образом сульфидов, которые располагаются по границам зерен. В некоторых слитках в осевой зоне наряду с сульфидами, расположенными по границам зерен, встречается большое количество глобульсиликатов.

Для сравнительной оценки химической неоднородности подсчитываются коэффициенты сегрегации углерода, марганца, серы и фосфора по длине и поперечному сечению слитков:

$$K_c = \frac{C_T - C_k}{C_k} 100\%,$$

где  $K_c$  – коэффициент сегрегации;

$C_T$  – содержание элемента в данной пробе;

$C_k$  – среднее содержание элемента в слитке.

### **1.1.2. Факторы оказывающие влияние на центральную химическую и структурную неоднородность**

На формирование структуры непрерывнолитых слябов влияет целый ряд технологических факторов, среди которых наибольшее воздействие оказывают следующие:

- перегрев жидкой стали;
- скорость разливки стали;
- химический состав разливаемого металла;
- режим и конструктивное оформление зоны вторичного охлаждения;
- размер сечения кристаллизатора.

*Перегрев* является одним из существенных факторов, определяющих характер макроструктуры, поэтому исследований, посвященных влиянию перегрева на процессы кристаллизации и затвердевания достаточно много [9,11,12]. Исследователи оценивали соотношение структурных зон в непрерывнолитом слитке, развитие осевой ликвации в зависимости от перегрева стали [13]. Известно, что с ростом перегрева увеличивается зона столбчатых кристаллов [11,13], ухудшается качество литого металла [9]. Уменьшение температуры с 1545 °С до 1515 - 1520°С снижает количество темплетов с осевой сегрегацией выше 2-х баллов, более чем в 2 раза [12]. Рост осевой ликвации с ростом температуры отмечают авторы работы [14], подчеркивая, что желательно, чтобы перегрев не превышал 15°С. В этом случае отсутствуют внутренние дефекты, наблюдается мелкозернистая

равноосная структура, высокое качество проката, равномерное распределение неметаллических включений, меньшая центральная пористость. Однако, в работе [15] подчеркивается, что сегрегация не зависит от перегрева. Авторами работы [16] отмечается рост количества дефектов поверхности, внутренних трещин с ростом перегрева. Количество дефектов возрастает в 1,5–2 раза при увеличении перегрева с 0 - 20 °С до 25 °С и выше. Однако разливка с низкими значениями перегревов приводит к осложнениям в процессе разливки, в том числе к затягиванию каналов разливочных стаканов в промежуточном ковше [11], образованию «коржей» на поверхности жидкого металла в кристаллизаторе и т.д..

Связь перегрева со структурной и осевой ликвацией подробно изучены в работах [17,18], где исследовали зависимость осевой сегрегации, соотношения структурных зон с перегревом жидкой стали. Авторы работы [17] отмечают, что при малом перегреве и, соответственно, низком градиенте температур формируется, в основном, равноосная структура, при высоком – столбчатая. В результате экспериментов обнаружено, что при росте перегрева с 2°С до 20°С доля зоны равноосных кристаллов сокращается с 40% до 15%. Отмечена пропорциональная зависимость между перегревом стали и шириной равноосной зоны. Наличие равноосной зоны существенно снижает уровень осевой сегрегации элементов [19]. В работе [20] отмечена линейная зависимость между длиной столбчатых кристаллов и перегревом расплава для сплавов «железо–углерод». Четкая корреляционная связь между долей равноосной структуры и степенью развития центральной сегрегации в слябах отмечена в работе [18], где подчеркивается, что с ростом перегрева сокращается доля равноосной структуры и прогрессирующе растет осевая ликвация. Низкий перегрев способствует расширению зоны разноориентированных кристаллов, рассредоточению усадочных и ликвационных явлений, считают авторы работ [13,21]. Изучению соотношения размера зоны равноосных кристаллов и развитием осевой

ликвации посвящена работа [22]. Наиболее полное изучение влияния различных факторов на формирование литой структуры представлено авторами работы [23]. Сделан вывод, о том, что влияние перегрева особенно проявляется при небольших его значениях. При очень малом перегреве неориентированная структура образуется во всем объеме слитка. Краевая зона слитка имеет неориентированную дендритную структуру, а осевая зона – глобулярную. С увеличением перегрева неориентированная структура резко сужается, а зона ориентированной структуры, соответственно, расширяется. В работе [22] отмечено, что зона ориентированной структуры образуется при перегреве более 3–7°С. При перегреве свыше 30°С изменения структуры незначительны. При малом перегреве концентрация зародышей в расплаве настолько велика, что уже у поверхности слитка появляется зона неориентированной структуры. Особое влияние температуры разливаемой стали на формирование направленной и ненаправленной структуры отмечают авторы работы [24]. Ими установлена зависимость предельной скорости транскристаллического затвердевания от температуры разливки. С увеличением перегрева предельная скорость транскристаллического затвердевания гиперболически снижается. С повышением температуры литья размер зоны столбчатых дендритов возрастает. Для низколегированных сталей рост столбчатых кристаллов особенно заметен при невысоких перегревах. При дальнейшем росте температуры увеличение ширины столбчатых кристаллов замедляется.

В настоящее время сталь разливают практически на нижнем пределе температуры, при котором еще не нарушается технология разливки. Так, для низколегированных сталей оптимальной температурой разливки слябов сечением 250×1650 и 300×1650 мм считается интервал температур металла в промковше от 1534 до 1545°С [25].

Таким образом, температура разливки стали или ее перегрев играет существенную роль в формировании структуры непрерывнолитого сляба и качества его внутреннего строения. Разливка стали с возможно более низкой

температурой с одновременным исключением недостатков, присущих разливке при малых перегревах, это один из основных путей улучшения качества литого и катаного металла.

Определенное влияние на развитие осевой сегрегации элементов оказывает *настройка* роликовой проводки МНЛЗ [26,27], а также система настройки вторичного охлаждения слябов.

Исследованию влияния *скорости разливки* стали ( $V_p$ ) на формирование структурных зон и развитие внутренних дефектов посвящен ряд работ [28-36], причем однозначной оценки такого влияния нет. Авторы едины лишь в том, что скачкообразное изменение скорости разливки отрицательно сказывается на качестве литого металла [28]. В работе [29] подчеркивается, что кратковременное снижение скорости разливки приводит к образованию гнездообразных трещин. Рост внутренних трещин с ростом скорости разливки ( $V_p$ ) отмечают и исследователи работы [30]. Рост  $V_p$  с 0,7 до 0,9 м/мин увеличивает средний балл по трещинам, среднюю продолжительность внутренних трещин в 2,5 раза [31]. Рост скорости разливки сказывается на осевой сегрегации химических элементов, которая имеет явную тенденцию к росту [32], рост  $V_p$  с 0,6 – 0,8 м/мин до 1–1,2 м/мин приводит к увеличению осевой сегрегации с 1–2 баллов до 3,5 балла [11]. Рост осевой сегрегации с ростом скорости разливки подчеркивают авторы работы [14], а о росте осевой пористости на 1 балл – при переходе с  $V_p = 0,7$  м/мин до 0,9 м/мин [31]. Авторами работы [32,33] показано, что улучшение макроструктуры при снижении скорости разливки связано с увеличением угла стыка фронтов кристаллизации, уменьшением отношения глубины жидкой лунки к толщине сляба, увеличением доли двухфазной области, усреднением температуры по объему, уменьшением температурного градиента. Все это приводит к тому, что в слябах сечениями 240×1850 мм, 240×1550 мм, 240×1710 мм для сталей 3сп, 10сп и 09Г2 при снижении  $V_p$  с 0,4 до 0,1 м/мин резко падает пораженность сляба продольными трещинами, уменьшается осевая

химическая неоднородность [34]. В то же время авторами работы [35] особо подчеркивается снижение абсолютной неравномерности фронта кристаллизации при росте скорости разливки. В работе [36] отмечено, что для легированных марок сталей (20X, 45X, 65X) при росте  $V_p$  растет и осевая ликвация, происходит укрупнение структуры металла. Для стали 3сп наблюдается обратная зависимость, т.е. с ростом  $V_p$  осевая сегрегация снижается. Аналогичные результаты получены в работе [37]. Наконец, авторы работы [16] считают, что скорость вытягивания оказывает лишь косвенное влияние на качество, т.к. скорость определяет отчасти сопротивление корочки силам выпучивания. Значительной зависимости протяженности зоны равноосных кристаллов от  $V_p$  исследователи не обнаружили. Из анализа литературы следует, что отсутствует единое мнение о влиянии скорости разливки на макроструктуру. Отдельное исследование влияния скорости разливки при наличии системы «мягкого» обжатия описано в работе [38], где отмечена неоднозначная зависимость развития осевой сегрегации и пористости от величины скорости разливки при различных вариантах применения «мягкого» обжатия. Существенное снижение на 1,0-1,5 балла осевой сегрегации отмечено авторами работы [39,40].

Воздействие *размеров непрерывнолитого сляба*, в первую очередь его толщины на дефекты литого металла, его структуру, вызывают разноречивые отзывы у различных коллективов исследователей. Авторы работы [41] констатируют, что степень ликвации в осевой зоне уменьшается с увеличением поперечного сечения заготовки. Аналогичные взгляды выражены в работе [42], где утверждается, что путем увеличения толщины сляба с 250 до 300 мм удалось снизить осевую сегрегацию и увеличить зону равноосных кристаллов, снизить количество таких дефектов, как внутренние трещины и осевая рыхлость.

С другой стороны, в работе [43] предлагается уменьшить толщину сляба с 250 до 220 мм, что позволит сократить длину жидкой лунки, а за счет этого уменьшить количество дефектов на единицу длины. Уменьшение толщины заготовки из сталей 3сп, 17Г1С-У, 09Г2С и др. позволило сократить количество заготовок с осевыми трещинами на 39%, сегрегацию углерода в осевой зоне с 1,65 до 1,30, серы с 2,1 до 0,8. Ухудшение макроструктуры, выражающееся в росте зоны направленной кристаллизации, с ростом размера слитка обнаружено авторами работы [24]. Это явление авторы объясняют повышением скорости затвердевания и интенсивности охлаждения. В целом, пока отсутствует единое мнение о зависимости качества непрерывнолитого сляба от его толщины. Этот вопрос требует дальнейшего исследования.

Существенно меньшее внимание исследователей было отдано вопросу взаимосвязи *химического состава* стали и центральной сегрегации. Определенное внимание этим вопросам посвящены отдельные высказывания в работах [44]. Отмечается существенный рост осевой ликвации элементов при увеличении содержания серы в металле [45], в работе [46] отмечено увеличение индекса осевой сегрегации на 0,3 единицы при росте содержания серы в металле со 140 до 240ppm. Вопросам влияния углерода на развитие ликвационных процессов в общем виде посвящена часть работ [47,48]. Авторами отмечается, что массовая доля углерода существенно влияет на развитие осевой сегрегации перитектических марок стали, авторы отмечают определенные трудности при производстве стали с содержанием углерода в пределах от 0,095 до 0,115% (масс). Взаимосвязь «мягкого» обжата и снижения фактора сегрегации углерода с 0,12-0,14 до 0,03-0,04 отмечена авторами [49].

### **1.1.3. Методы и способы уменьшения интенсивности центральной химической и структурной неоднородности**

Учитывая решающее влияние развития сегрегации на качественные показатели листового проката, в первую очередь на величину пластических свойств, ударную вязкость, свариваемость и склонность к образованию



дефектов сплошности, разработан целый комплекс мер, направленных на снижение фактора сегрегации. К наиболее распространенным и внедренным в поточное производство относятся технологии:

- электромагнитное перемешивание расплава в зоне вторичного охлаждения;
- импульсное воздействие на кристаллизующийся металл:
  - а) виброобработка металла;
  - б) наложение ультразвука и ударных импульсов.
- введение в расплав микро- и макрохолодильников;
- «мягкое» обжатие.

Все эти процессы в той или иной степени влияют на тепломассоперенос, уменьшают химическую неоднородность металла, измельчают первичное зерно макроструктуры и т.п.

*Электромагнитное перемешивание (ЭМП)* является одним из наиболее широко применяемых методов, позволяющих эффективно воздействовать на макроструктуру слитка и в целом на его качество [50]. В процессе промышленного освоения ЭМП наряду с его преимуществами были обнаружены и определенные недостатки метода [51], в том числе при отливке не всегда удавалось ликвидировать осевую сегрегацию, что требует использования нескольких индукторов и соответственно удорожает процесс.

Исследование ЭМП на слябовых МНЛЗ проводили целый ряд исследователей, которые отмечают снижение сегрегации в слябах. Отличие методов различных фирм состояло в выборе несколько отличающихся систем расположения ЭМП [52-55].

Процесс ЭМП улучшает качество как подповерхностной [56], так и осевой зон непрерывнолитых заготовок, т.к. влияет на содержание неметаллических включений, химическую сегрегацию и содержание газов [51]. Одним из наиболее существенных преимуществ ЭМП является то, что этот процесс обеспечивает образование равноосных кристаллов, при затвердевании непрерывнолитого слитка [57-59]. Исследователями отмечается более

равномерное распределение неметаллических включений вдоль осевой части слитка [60], увеличение чистоты слитка при помощи ЭМП в случаях разливки без шлакообразующей смеси [61]. Неоднозначно оценивается возможность устранения накопления неметаллических включений на криволинейных МНЛЗ по малому радиусу. Наряду с положительными отзывами [61,62] есть и мнения противоположного характера [63]. Надо отметить, что при однозначно положительных оценках воздействия ЭМП при разливке мелкосортных заготовок и блюмов, при разливке слябов крупных сечений встречаются исследования, не подтверждающие ощутимого влияния ЭМП на структурообразование [64]. Это связано с недостаточной мощностью ЭМП и нереальностью существенного его увеличения [51]. Но в целом ЭМП позволяет получить расширенную зону равноосных кристаллов для сталей различного марочного состава [60].

Все способы ЭМП за счет создания обширной зоны равноосных кристаллов в значительной мере уменьшают осевую сегрегацию. Отмечается меньший разброс в показаниях ультразвуковых колебаний. Толстые листы, отлитые с применением ЭМП, благодаря пониженной центральной сегрегации, имеют меньшую отбраковку в процессе ультразвуковой дефектоскопии [65]. В целом, метод электромагнитного перемешивания успешно развивается за рубежом, однако ему присущ целый ряд недостатков, в том числе высокая стоимость устройств, высокое энергопотребление, недостаточная эффективность воздействия на слябы крупных сечений.

Методы *виброобработки, обработки ультразвуком и гидроимпульсного воздействия* ставят своей целью наложение колебаний на кристаллизующийся слиток.

*Метод виброобработки* жидкой стали включает в себя вибратор, создающий направленные колебания в вертикальной плоскости [66] или же наложение низкочастотной вибрации перпендикулярно широким граням заготовки [67]. При оптимальных режимах вибрации качество литого металла

улучшается, в том числе снижается степень центральной сегрегации, развитие осевой пористости [67], более равномерно формируется оболочка непрерывнолитого слитка, за счет роста теплового потока на 10-35% [68]. Виброобработка позволяет уменьшить величину столбчатой зоны и резко увеличить глобулярную зону [2,23]. Применение ультразвуковой обработки струи жидкого металла представляет собой установку теплообменника между ковшем и кристаллизатором МНЛЗ [69]. Авторы отмечают увеличение скорости кристаллизации при ультразвуковой обработке на 35-50%, сокращение длины жидкой лунки на 25%, некоторое сокращение ширины зоны столбчатых дендритов с одновременным расширением зоны равноосных кристаллов с 32 до 70% площади слитка.

Недостатками перечисленных выше способов является их невысокая надежность и высокий расход энергии [70,71]. Кроме того довольно трудно избежать воздействия вибрации на оборудование [72].

*Метод электрогидроимпульсной* обработки пригоден для обработки больших масс металла, т.к. удельный расход электроэнергии не слишком велик [71].

Этот метод довольно сложен, намного сложнее вибрационных устройств, которые являются наиболее простыми [72]. Применение электрогидроимпульсного воздействия значительно улучшает качество непрерывнолитого металла. Так в опытном металле центральная сегрегация снизилась на 1-1,5 балла, осевая рыхлость на 0,5-1 балла, дисперсность дендритной структуры возросла на 25-30% [70], количество первичных дендритов на площади темплета в  $1\text{см}^2$  увеличилось с 18 до 36, глобулярных кристаллов с 24 до 42 [71], уменьшился коэффициент сегрегации элементов, улучшились качественные показатели проката [70,71].

Перспективным можно считать метод газоимпульсной обработки, позволяющий обеспечить объемный характер затвердевания, получить в слитке мелкое зерно [72].

Однако все эти методы до настоящего времени не нашли широкого практического применения и находятся на стадии опытно-промышленных разработок.

*Метод введения в расплав микро- и макрохолодильников.* Можно разделить на два метода:

- ввод в расплав микрохолодильников (дисперсных инокуляторов);
- ввод в жидкий металл расходуемых макрохолодильников.

Использование ввода в расплав *дисперсных инокуляторов* наиболее широко применяемый в настоящее время способ разлива с вводом в расплав твердой фазы. Методы ввода инокуляторов в расплав можно разделить на следующие [73]:

- ввод частиц с помощью вихревых смесителей;
- ввод под струю самотеком;
- ввод с помощью различных метательных установок (механических, пневматических, электромагнитных).

Такой интерес к микрохолодильникам вызван тем, что применение дисперсных инокуляторов приводит к уменьшению химической и структурной неоднородности, измельчению структуры, повышению механических свойств слитков и готового проката [1].

Общее снижение температуры в объеме расплава, а также в локальных макро- и микрообъемах до температуры ликвидус способствует интенсификации процесса кристаллизации расплава вследствие уменьшения критических размеров зародышей и увеличения линейной скорости их роста [74]. Нерасплавленные частицы выступают инициаторами появления в расплаве второй фазы, представляя собой готовые зародыши или подложки.

Дисперсные инокуляторы благоприятно влияют на структуру металла, уменьшая протяженность зоны транскристаллизации и расширяя зону равноосных и глобулярных кристаллов. При определенном соотношении температуры разливаемого металла, скорости охлаждения расплава и количества микрохолодильников возможно формирование

мелкокристаллической структуры по всему сечению слитка. Ввод инокуляторов приводит к изменению ряда таких параметров, как:

- снижение перегрева жидкой стали;
- уменьшение температурного градиента по сечению;
- увеличение числа гетерогенных зародышей–центров кристаллизации [73].

*Микрохолодильники* весьма существенно влияют на процессы затвердевания и структурообразования непрерывнолитых заготовок. Исследователями отмечается снижение неравномерности роста корочки слитка сечением 100x100мм и 150x150мм [75], уменьшение ширины столбчатых кристаллов и повышение однородности структуры [73,76], снижение центральной сегрегации с 2,5-3 баллов до 1,5-2,0 баллов [73,77], поперечных периферийных и продольных трещин, устранение осевой рыхлости [73,78,79]. Отмечено, что наиболее благоприятное воздействие на процесс структурообразования непрерывного слитка оказывает совместное введение дисперсных инокуляторов и модификаторов [80].

Исследователи отмечают повышение качественных показателей катанной продукции, полученной с непрерывнолитых слитков с вводом дисперсных инокуляторов, в том числе отмечают рост пластических свойств в 1,5-2 раза [73,78], ударной вязкости, в некоторой степени даже увеличение прочностных свойств [73,79]. Авторы Наве и Марик разрабатывают технологию ввода металлической дроби и ферросплавов в тело слитка через погружаемый стакан [81].

Однако наряду со всеми положительными сторонами технологии с использованием дисперсных инокуляторов при непрерывной разливке, часть исследователей отмечают ряд существенных недостатков способа. Среди недостатков отмечается резкий рост неметаллических включений в стали [82, 83] и содержания кислорода [76,82], но с этим утверждением не согласны другие исследователи [73,79], отмечающие отсутствие увеличения

содержания неметаллических включений. Пока отсутствуют надежные устройства для ввода частиц в расплав [83]. Также остается проблемой равномерное распределение частиц по объему слитка, что подчеркивается разработчиками данного метода [73,84]. Некоторые авторы отмечают снижение ударной вязкости в непрерывнолитых слитках, отлитых с применением инокуляторов [82], но это положение спорно, учитывая результаты других работ [73,79].

В целом данный метод успешно развивается при разливке крупных слитков. В области непрерывной разливки стали этот метод в настоящее время находится в стадии опытных разработок и не нашел широкого применения в промышленности из-за ряда перечисленных выше недостатков, а также из-за множества проблем производства инокуляторов.

Использование при разливке *расходуемых макрохолодильников*, к которым относятся различного рода ленты, листы и проволоки, другое разрабатываемое за рубежом и в СНГ направление усовершенствования процесса непрерывной разливки стали с вводом твердой фазы. Способ, в общих чертах, осуществляется путем ввода различных лент или проволок в жидкую лунку кристаллизатора МНЛЗ.

Среди наиболее значительных работ, посвященных данной теме, можно отметить работу [85], исследующую влияние различных технологических параметров на поведение расходуемых холодильников в расплаве кристаллизатора лабораторной МНЛЗ (заготовки диаметром 200-230 мм). Использовали холодильники аналогичного разливаемой стали состава с различной начальной температурой и геометрическими размерами. Исследователями определены 5 возможных видов взаимодействия расходуемых холодильников с расплавом [85,86].

Характер взаимодействия макрохолодильников зависит в основном от исходной температуры холодильника, температуры перегрева жидкой стали над ликвидусом, соотношения размеров холодильника и кристаллизатора [86]. Математическая модель взаимодействия ленты с расплавом в

кристаллизаторе МНЛЗ, взаимозависимость скорости ввода ленты и скорости разливки стали, влияние перегрева, формы ленты подробно освещается в работе [87]. Ввод ленты в промежуточный ковш при высокой температуре разливки во избежание снижения скорости разливки и прорывов металла под кристаллизатором предлагается авторами [88].

Перспективно также применение расходуемых холодильников при их плавлении в жидком металле. В этом случае в непрерывных слитках растет плотность, улучшается химическая однородность металла [89,90]. Плиты из низколегированной стали приближаются по физико-механическим свойствам к металлу ЭШП [91]. Авторы [87] отмечают значительный рост зоны равноосных кристаллов при вводе макрохолодильников в расплав. Ввод расходуемых холодильников в расплав резко сокращает зону столбчатых кристаллов, расширяет зону равноосных кристаллов, улучшает макроструктуру стали, наблюдается меньший разброс значений степени дендритной ликвации [92]. Еще более обнадеживающие результаты получены при вводе 0,6% твердой фазы с наложением на ленту УЗК или вибрации [92]. В целом, данное направление успешно развивается и имеет реальные перспективы в области непрерывной разливки стали. Среди недостатков можно выделить рост неметаллических включений в опытном металле и расход готовой металлопродукции (листы, ленты, плиты).

*Система «мягкого» обжатия* нашла широкое применение в 90-х годах после внедрения новых конструкций роликовой проводки МНЛЗ. Система предполагает обжатие непрерывнолитой заготовки в ручье при ее производстве. Одной из наиболее известных систем является система «SMART» проекта фирмы VAI [93-95]. Секции нового поколения предполагают автоматическую в процессе непрерывной разливки стали поднастройку с очень быстрым изменением толщины сляба. Обжатие сляба производится на горизонтальном участке роликовой проводки перед окончательным затвердеванием отливки при наличии двухфазной зоны в осевой части сляба. Система автоматически отслеживает температуру

металла в промежуточном ковше, скорость разливки и на основе этих данных рассчитывает участок на котором завершается процесс кристаллизации заготовки [96,97]. На основе расчетов доли твердой фазы в осевой части сляба по длине роликовой проводки определяется место начала и окончания зоны «мягкого» обжатия. Величина обжатия обычно составляет от 2 до 6мм [96] или до 1,5мм/м [98]. Величина обжатия до настоящего времени является дискуссионной и на каждом предприятии практически определяется по результатам промышленных экспериментов [99,100]. Применение данной системы требует высокого уровня автоматизации и компьютеризации процесса разливки и очень скрупулезного исполнения технологии. Тем не менее кардинального решения вопроса центральной сегрегации данный метод не предлагает. Определенное снижение осевой сегрегации химических элементов имеется, например индекс осевой ликвации был снижен с 0,54 до 0,34 [93]. Имеется ряд работ отмечающих низкую эффективность системы «мягкого» обжатия даже при оптимальных режимах процесса – точный расчет места, величины и характера (линейный или нелинейный) обжатия [96]. В целом стоит отметить, что данный вариант технологии существенно усложняет процесс разливки стали и не гарантирует стабильного улучшения качества осевой зоны слитка.

Протекание ликвационных процессов при затвердевании непрерывнолитой заготовки оказывает решающее влияние на качество как литой заготовки так и на качество катаной продукции. Наличие развитой центральной сегрегации влечет за собой развитие внутренних дефектов литой заготовки – осевых трещин, несплошностей, пористости. Наличие такого рода дефектов литой заготовки в ряде случаев, в частности при производстве высокопрочных микролегированных марок стали трубного сортамента, может стать браковочным параметром листового проката. Отбраковка продукции может быть произведена после ультразвукового контроля листа или готовой трубы.

Наличие центральной химической неоднородности непрерывнолитой заготовки определено самой сущностью протекающих процессов



затвердевания и кристаллизации непрерывнолитого слитка. Как было сказано выше, развитие процессов центральной сегрегации определяется суммой разнообразных факторов – перегревом стали над температурой ликвидуса, скоростью разливки стали, конструкцией кристаллизатора и системой вторичного охлаждения и т.д. В течение последних 30 лет усилия научных работников и технических специалистов были направлены на разработку технологических решений, позволяющих минимизировать негативное воздействие центральной сегрегации химических элементов на потребительские свойства листового проката. Был разработан и достаточно успешно внедрен в поточное производство ряд передовых технических решений:

- электромагнитное перемешивание стали под кристаллизатором и в зоне вторичного охлаждения;
- система «мягкого» обжатия литой заготовки в зоне смыкания двух фронтов кристаллизации.

Целый ряд направлений воздействия на процессы кристаллизации находятся в стадии опытно-промышленного опробования – методы различного вибрационного воздействия на расплав, ввод в жидкую лунку слитка макро- и микрохолодильников. Все вышеперечисленные методы в той или иной степени позволяют уменьшить степень развития осевой сегрегации за счет воздействия на процесс кристаллизации – замену последовательной кристаллизации на объемную. Тем не менее необходимо отметить, что наряду с положительными моментами каждая из предлагаемых технологий имеет ряд существенных недостатков. Так, например, электромагнитное перемешивание стали при разливке слябов «тяжелых» сечений дает весьма относительный эффект с одновременным существенным увеличением расхода электроэнергии. Система «мягкого» обжатия требует прецизионной настройки роликовой проводки, четкой стабилизации температурно-скоростного режима разливки, полной компьютеризации технологического процесса. Методы вибрационного воздействия на расплав, различных

методов ввода твердой фазы в расплав на данном моменте развития металлургической технологии не гарантируют стабильности результатов.

В последние годы ряд зарубежных исследователей обратили внимание на то, что развитие ликвационных процессов в определенной степени зависит от химического состава производимой стали [101,102,103]. В то же время в литературе с нашей точки зрения не достаточно широко обсужден вопрос влияния химического состава низколегированных трубных сталей на состояние сегрегационной зоны непрерывнолитых слябов и готовых листов.

## **1.2. Структурные факторы, оказывающие влияние на стойкость малоуглеродистых низколегированных сталей против растрескивания в сероводородсодержащих средах**

По мере ввода в эксплуатацию новых нефтяных и газовых месторождений, в продуктах, подлежащих транспортированию могут присутствовать более высокие концентрации  $H_2S$  и  $CO_2$ . В водном растворе эти газы образуют коррозионную среду: так называемый «кислый газ». В свариваемых высокопрочных низколегированных сталях, таких как стали для газопроводных труб, «кислый газ» может вызывать растрескивание, инициированное водородом (НИС). Такое растрескивание возникает без приложения внешнего напряжения. Разрушение, которое ассоциируется с НИС в литературе иногда обозначается также такими терминами как: растрескивание от давления водорода, блистеринг или ступенчатое растрескивание. Растрескивание, инициированное водородом (НИС) отличается от сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением (SSCC), называемого также инициированным водородом коррозионным растрескиванием под напряжением (HSCC). Этот вид разрушения наблюдается в основном в высокопрочных сталях под воздействием внешних напряжений. Необходимо принимать во внимание возможность

возникновения растрескивания, инициированного водородом в сталях для магистральных трубопроводов.

Исследования, предпринятые рядом авторов показали, что они не могут воспроизвести опубликованные другими авторами результаты испытаний на водородное растрескивание (НВС). Поэтому комитет NACE подготовил и опубликовал стандартный метод испытаний [104], который представляет собой выдержку стального образца без напряжения в течении определенного установленного времени, а именно 96 часов в искусственной морской воде, насыщенной сероводородом (условия испытательной среды соответствуют величине рН примерно равной 5). Образец после выдержки оценивается с помощью металлографического исследования, которое позволяет определить различные показатели развития ступенчатого растрескивания.

Аналогичные методы испытаний подробно описаны и включены в соответствующие спецификации на трубы магистральных трубопроводов. Однако, испытание часто проводится в более жестких условиях при более низком значении рН, равном приблизительно 3, с использованием раствора, описанного в другом стандарте NACE [105]. В этом стандартизованном испытании стальной образец выдерживается в растворе таким образом, что подвергаются воздействию обе поверхности образца. В результате адсорбированный водород не может диффундировать через стальной образец и будет насыщать центральную часть образца (листа). Эти условия значительно более жесткие, чем те которые имеют место в реальном трубопроводе, когда воздействию подвергается только одна (внутренняя) поверхность трубы, вызывая градиент концентраций водорода между поверхностью, подвергающейся воздействию среды, и противоположной поверхностью, что позволяет водороду выходить наружу. Так как наиболее слабым местом часто является центральная часть листа, критическое давление водорода для образования трещины может быть достигнуто во время проведения такого испытания, но не обязательно на практике [106]. В

дополнение к этому, было установлено, что классификация НИС с помощью ультразвукового контроля дает более представительные результаты [107].

### 1.2.1. Механизм инициируемого водородом растрескивания

Агрессивная среда «кислый газ» вызывает анодное растворение железа:  $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}$ . В результате катодной реакции  $\text{H}^+ + \text{e} \rightarrow \text{H}$  образуется атомарный водород, который может в результате адгезии скапливаться на поверхности стали. Затем атомарный водород будет адсорбирован и перераспределится внутри стальной матрицы диффузионным путем. Атомы водорода присутствуют в металле в виде примеси внедрения, находясь между атомами железа в кристаллической решетке или скапливаются в «ловушках» или «коллекторах», в качестве которых служат обычно межфазовые поверхности между неметаллическими включениями и матрицей и другие дефекты строения металла. Атомарный водород может перейти в молекулярную форму  $\text{H}_2$  в местах неоднородностей стальной матрицы, преимущественно на межфазной поверхности между включениями и матрицей. Так как образующийся газообразный водород занимает значительный объем, процесс перехода водорода из атомарного в молекулярное состояние приводит к возникновению внутреннего давления газа. Особенно высокие напряжения могут возникнуть на вытянутых включениях, таких как сульфиды марганца ( $\text{MnS}$ ) или скопления оксидов. Эти напряжения служат причиной возникновения трещин, зарождающихся обычно на границах неметаллических включений. После стадии зарождения трещина, инициированная водородом, формируется по механизму слияния (объединения) нескольких пор. Образовавшиеся трещины распространяются преимущественно через твердые и хрупкие составляющие микроструктуры.

### 1.2.2. Адсорбция водорода

Авторы работы [108] изучали влияние различных легирующих элементов на способность водорода проникать в сталь под влиянием влажной среды, содержащей  $\text{H}_2\text{S}$ . Целый ряд химических элементов способны замедлять

адсорбцию водорода, например золото или палладий. Однако для практики большой интерес представляет влияние обычных легирующих элементов, таких как медь, хром или никель, которые также обладают способностью замедлять адсорбцию водорода в стали. При средней кислотности среды очень эффективным является легирование медью. Уровень содержания меди выше 0,35% при величине  $pH=5,2$  среды практически останавливает коррозионный процесс. Однако, защитный поверхностный слой, образующийся благодаря легированию медью, растворяется в средах с более низкими значениями  $pH$  вследствие чего его влияние на адсорбцию водорода становится пренебрежимо малым.

Авторами [108], было отмечено, что добавки других элементов, таких как молибден или никель, уменьшают положительную роль меди.

### **1.2.3. Контроль образования неметаллических включений**

Поскольку рекомбинация атомарного водорода происходит на включениях, особенно если они плоские ( $MnS$ ) или вытянутые в линию (оксиды), то при выплавке стали необходимо уделять внимание мероприятиям, препятствующим образованию таких включений. Контроль образования оксидных включений проводится в процессе внепечной обработки.

С целью облегчения отделения алюминий-содержащих частиц в жидкой стали обычно используют мягкую продувку аргоном, предварительно убедившись в том, что верхний слой шлака не поврежден и не происходит вторичного окисления. Использование погружных разливочных стаканов между разливочным ковшом и промежуточным ковшом, также как между промежуточным ковшом и кристаллизатором, препятствует возможным контактам металла с воздухом во время процесса непрерывной разливки. Основной ковшевой шлак при прохождении металла через перегородки в промежуточном ковше способствует дальнейшему отделению включений.

Все эти меры обеспечивают содержание кислорода в конечном продукте обычно ниже 20 ppm, со средним значением порядка 11 ppm [109].

Для того, чтобы получить высокую стойкость против водородного растрескивания необходимо предварительно обеспечить низкое содержание серы. Авторы работы [110] показали зависимость водородного растрескивания от содержания серы в трубе с низкой прочностью, что при pH = 5 среды содержание серы должно быть ниже 0,0020%, а для среды с pH = 3 даже ниже уровня 0,0010%.

Технологический процесс получения низкого содержания серы (ниже 10ppm) включает в себя десульфурацию чугуна и стали [111]. Кроме того, стали с высоким сопротивлением водородному растрескиванию подвергаются обработке SiCa-проволокой в конечной стадии ковшевой обработки для того, чтобы избежать образования сульфидов марганца. Эти добавки кальция не только модифицируют сульфиды, но также придают оксидам более глобулярную форму. Для более эффективного воздействия содержание кальция должно удовлетворять стехиометрическому соотношению Ca/S, т.е. 1,25. Однако слишком большое содержание Ca не желательно. Типичное соотношение Ca/S на практике приблизительно равно 2. Авторы работы [112] подчеркивают необходимость обработки кальцием для того, чтобы обеспечить стойкость к водородному растрескиванию, даже при очень низком начальном содержании серы в стали.

#### **1.2.4. Предотвращение образования ликвации**

Как было отмечено выше, ступенчатое растрескивание распространяется в основном по твердым и хрупким составляющим микроструктуры. Поэтому, водородного растрескивания можно избежать, если микротвердость в сегрегационной полосе будет ниже, чем HV 330 [113].

Необходимо свести к минимуму как макроликвацию так и дендритную ликвацию. Для того, чтобы ограничить образование таких сегрегаций необходимо избегать какого либо смещения роликов во вторичной секции

охлаждения, так как это сразу же приводит к локальному обогащению остатков жидкой фазы, легирующими и примесными элементами. Пример приведен в работе [114], где периодически наблюдаемый высокий уровень НС косвенно является результатом биения ролика, вызывавшего вспучивание сляба в том месте, где контакт с роликом был потерян.

Кроме требований, предъявляемых к машине непрерывной разливки, химический состав стали также оказывает влияние на сегрегационную неоднородность, в частности, на образование дендритной ликвации. Основной причиной образования сегрегации в данном случае является углерод, если посмотреть на двойную диаграмму железо-углерод. Жидкий металл, который кристаллизуется в первую очередь, обеднен углеродом и другими легирующими элементами. По мере процесса затвердевания, последующие слои кристалла в возрастающей степени обогащаются легирующими элементами. Когда интервал между температурами ликвидус и солидус уменьшается, уменьшается и ликвация, что особенно характерно для сталей с более низким содержанием углерода. Кроме дендритной ликвации, в результате того, что процесс затвердевания происходит путем перитектической реакции, наблюдается заполнение междендритного пространства жидкой фазой. Помимо усадки сляба по мере охлаждения, наблюдается дополнительное уменьшение объема в течение перитектической реакции, которое вызвано частичным превращением первичного  $\delta$ -феррита в аустенит, характеризуемым уменьшением параметров кристаллической решетки. Дендритная ликвация, формирующаяся в процессе затвердевания, может быть уменьшена путем диффузии. В этом случае низкое содержание углерода является полезным, расширяя температурную область существования  $\delta$ -феррита. Так как коэффициент диффузии растворимых элементов в феррите примерно в 10 раз больше, чем в аустените, происходит улучшенная гомогенизация структуры. Кроме того, было предложено уменьшить сегрегацию в кристаллах путем дополнительной термообработки в аустенитной области. Однако, это приводит только к незначительным

улучшениям, и только тогда, когда применяется дорогостоящий процесс с нагревом до  $T=1250^{\circ}\text{C}$  в течение более 20 часов [114].

Как уже упоминалось, углерод является элементом, управляющим образованием первичной сегрегации, но остальные легирующие элементы также совместно участвуют в образовании сегрегации. Наиболее существенное влияние на этот процесс оказывает фосфор, благодаря его высокому коэффициенту сегрегации. Следовательно, содержание фосфора следует поддерживать на низком уровне, обычно менее 0,012% [114].

Можно предположить, что углерод, благодаря относительно небольшим размерам атомов, равномерно распределен в аустените при температуре окончательной прокатки. В результате его низкой растворимости в феррите, углерод будет обогащать аустенитную фазу в процессе превращения. Так как марганец будет понижать температуру  $\gamma$ - $\alpha$  превращения, области с повышенным содержанием марганца будут подвержены превращению в последнюю очередь и поэтому будут захватывать большее количество углерода. Эта вторичная сегрегация углерода отвечает за феррито-перлитную полосчатость структуры, где перлитные колонии соответствуют областям, обогащенным марганцем, образовавшимся ранее в процессе кристаллизации.

Для того, чтобы избежать формирования таких перлитных полос и «островков» мартенсита, которые наряду с включениями могут действовать как центры зарождения трещин, в сталях, стойких к водородному растрескиванию, применяется ускоренное охлаждение после термомеханической прокатки. В результате увеличенной скорости охлаждения, диффузия углерода в аустенит во время превращения уменьшается и если окончательная температура охлаждения выше, чем температура начала мартенситного превращения, микроструктура становится достаточно гомогенной, и состоит из феррита и низкоуглеродистого бейнита. Авторы работы [115] изучали влияние скорости охлаждения на стойкость стали к водородному растрескиванию. С увеличением скорости охлаждения



от 0,5 до 30°С/сек, происходит уменьшение полосчатости и образуется феррито-бейнитная структура, что способствует более лучшему сопротивлению стали водородному растрескиванию.

### **1.3. Влияние базового состава и микролегирующих элементов на свариваемость малоуглеродистых низколегированных сталей**

В большинстве современных сталей при изготовлении электросварных труб зона наименьших значений вязкости непосредственно примыкает к границе шва и, как показано в работе [116], низкие ее значения наблюдаются, главным образом (при отсутствии в стали других дефектов), при содержании углерода более 0,09 %. Формирование локальных хрупких фаз при содержании углерода выше 0,09 % связано с более существенной сегрегацией в микроструктуре, образующейся при перитектической реакции в процессе затвердевания. Отмечено, что такие отдельные области обогащаются легирующими элементами, что приводит к увеличению прокаливаемости. Приведены данные, показывающие, что низкие значения величины критического раскрытия трещины коррелируют с областями повышенной сегрегации. Таким образом, локальный химический состав этих зон ответственен за низкие значения вязкости. Для получения гомогенного состояния необходим более узкий интервал кристаллизации жидкой стали и более высокая диффузионная подвижность элементов в  $\delta$ -феррите, что наблюдается в сталях с содержанием углерода менее 0,09 %.

Оптимальной микроструктурой, обеспечивающей в зоне термического влияния высокую вязкость, является структура низкоуглеродистого игольчатого бейнита, которая может быть получена при сбалансированном выборе условий сварки и содержания легирующих элементов, что в итоге позволит даже при сварке с высоким тепловложением обеспечить хорошие значения вязкости. Как следует из приведенных в работе [116] данных, температура превращения, определяемая химическим составом стали, будет управлять процессами формирования микроструктуры. При низком

содержании легирующих элементов в результате превращения при температуре выше 500 °С в микроструктуре образцов рассматриваемой стали наблюдаются участки верхнего бейнита, что приводит к резкому снижению вязкости. В более легированных сталях с низкими температурами превращения в диапазоне от 400 до 480°С верхний бейнит полностью заменен нижним игольчатым бейнитом и самоотпущенным мартенситом – структурами, которые способствуют повышению вязкости. В случае избыточного легирования наблюдаются очень низкие значения температуры превращения, в результате образуются участки неотпущенного мартенсита, что снижает вязкость стали. Оптимальное содержание легирующих элементов выше в низкоуглеродистых сталях, которые обычно имеют лучшую вязкость [116].

Кроме низкой объемной доли неметаллических включений и оптимизированной микроструктуры, не содержащей вредных локально хрупких фаз, для обеспечения высоких значений вязкости необходима хорошая межзеренная когезия. Охрупчивание границ зерен может способствовать образованию интеркристаллитного хрупкого разрушения. Этот вид разрушения часто связывают с содержанием фосфора в стали. Фосфор имеет тенденцию сегрегировать к границам зерна, что особенно опасно, когда используется термическая обработка сварного шва для уменьшения внутренних напряжений, созданных в процессе изготовления сварной конструкции. Критический уровень фосфора составляет 0,013 % [118, 119], что фактически соответствует нижнему уровню его содержания в современных сталях.

Хотя в большинстве высокопрочных низколегированных сталей самый нижний уровень вязкости отмечается в зоне термического влияния сварного шва вблизи границы сплавления, неблагоприятное формирование островков хрупкого неотпущенного мартенсита может возникать в микролегированных сталях, содержащих большое количество ванадия при нагреве в межкритическую область. В интервале температур двухфазной  $\alpha$ - $\gamma$  области

этот элемент находится обычно в твердом растворе, что способствует увеличению прокаливаемости аустенита и формированию мартенсита при охлаждении.

Авторы работы [116] показывают, что для обеспечения необходимого уровня требований безопасности и прочности современные конструкционные стали должны содержать низкое количество углерода, малое количество неметаллических включений и должны иметь мелкое зерно. Такие стали также обладают улучшенными характеристиками свариваемости, что позволяет устранить расслоения. Используя рассматриваемые современные стали для изготовления конструкций, можно получить существенный экономический эффект, так как они обеспечивают возможность получения сварных швов без трещин, даже не применяя предварительного нагрева.

С точки зрения влияния ниобия на свариваемость, важнейшим фактором является его способность понижать температуру  $\gamma$ - $\alpha$  превращения и увеличивать количество игольчатых продуктов распада в случае, если он находится в твердом растворе аустенита.

Как показано в работе [120,121], высокая хладостойкость металла околошовной зоны (ОШЗ) сварных соединений труб получается при сочетании следующих технологических приемов при сварке:

- применения ускоренного охлаждения после сварки, что создает оптимальные условия превращения аустенита в металле ОШЗ без образования полигонального феррита и мартенсита;
- уменьшения тепловложений при сварке до 35 кДж/см, влияющее аналогично на фазовые превращения.

Микролегирующие элементы – ванадий и ниобий – повышают устойчивость аустенита, сдерживая ферритные превращения в металле ОШЗ и способствуя в условиях действующей технологии заводской сварки труб переходу к перлито-бейнитной структуре. Титан в количестве до 0,030 % также необходим, так как положительно влияет на свойства зоны термического влияния (ЗТВ) [122].

## Заключение по главе

Из приведенных в настоящей главе данных видно, что проблема снижения центральной сегрегационной неоднородности химических элементов в слябах и листах из непрерывнолитых сталей является весьма актуальной. В металлургической практике для решения этой задачи используют ряд технологических приемов – электромагнитное перемешивание металла в зоне вторичного охлаждения, импульсное воздействие на кристаллизующийся металл, введение в расплав микро- и макрохолодильников, «мягкое обжатие» и др..

Однако в литературе практически отсутствуют сведения о возможности снижения или практически полного устранения центральной сегрегации химических элементов за счет существенного снижения содержания в стали углерода.

Практически отсутствуют данные по влиянию снижения центральной сегрегационной химической неоднородности на поведение стали в сероводородсодержащих средах и свариваемость.

Исходя из этого целью диссертационной работы являлось установление закономерностей влияния снижения содержания углерода на сегрегационную химическую и структурную неоднородность, структуру и свойства микролегированных ниобием трубных сталей, изготавливаемых с применением непрерывной разливки и термомеханической прокатки.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Исследовать влияние углерода на центральную химическую и структурную неоднородность непрерывнолитых слябов и листов из трубных сталей различных систем легирования.
2. Оценить влияние снижения содержания углерода и повышения при этом сегрегационной однородности проката на показатели стойкости против растрескивания в сероводородсодержащих средах низколегированных трубных сталей.

3. Оценить поведение и свойства околошовной зоны (ОШЗ) при сварке трубных сталей в зависимости от содержания углерода.
4. На основе концепции, предусматривающей снижение содержания углерода и замену перлитного упрочнения на более прогрессивные механизмы повышения прочности, создать высокоэффективную толстолистовую трубную сталь категории прочности K52, предназначенную для замены морально устаревшей стали 17Г1С-У.

## Глава II. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

### 2.1. Обоснование выбора исследуемых сталей

Выбор материала осуществляли исходя из основной цели настоящего исследования, заключающейся в изучении возможности улучшения сегрегационной химической и структурной однородности, комплекса механических свойств, стойкости против растрескивания в сероводородсодержащей среде и свариваемости за счет снижения содержания углерода. Опытные стали различались в первую очередь содержанием углерода, от 0,19%С в стали 17Г1С-У до 0,03%С в стали 03Г1Б и системами легирования (табл. 1).

Плавки 1 и 2 (сталь 17Г1С-У) представляли собой С-Мн стали с повышенным содержанием углерода 0,19%, марганца 1,43 и 1,47 соответственно и серы 0,012 и 0,005%, и имели углеродный эквивалент  $S_{\Sigma} = 0,44$  и параметр трещиностойкости против растрескивания  $PCM = 0,28$ .

Плавки 3 и 4 (сталь 13Г1С-У) представляли собой С-Мн сталь с содержанием углерода 0,15 и 0,14%, марганца 1,6 и 1,41, серы 0,005 и 0,007 и имели  $S_{\Sigma} = 0,42$  и 0,37 и  $PCM = 0,22$ .

Плавка 5 представляла собой сталь 10Г2ФБ текущего производства МК «Азовсталь», содержала 0,11%С, 1,69%Мн, 0,004%S, и была микролегирована ниобием в количестве 0,029%. Углеродный эквивалент плавки 4 был равен 0,41%,  $PCM = 0,22\%$ .

Плавки 6 и 7 (стали 08Г2ФБ и 08Г1ФБ) имели пониженное содержание углерода равное 0,08%, марганца 1,66 и 1,32%, серы 0,004 и 0,003, и были микролегированы ниобием в количестве 0,046 и 0,032. Углеродный эквивалент был равен  $S_{\Sigma} 0,38$  и 0,32 и  $PCM 0,18$  и 0,16 соответственно.

Плавка 8 (сталь 08Г1Б) имела содержание углерода равное 0,09%, марганца 1,33%, серы 0,005% и была микролегирована ниобием в количестве 0,034%.  $S_{\Sigma} = 0,31$ ,  $PCM = 0,17$ .

Таблица 1

Массовая доля химических элементов, (% вес).

№ плавки	Сталь	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	V	Nb	Ti	Ca	N	Cэ	PCM	Центр. сегрегация	H <sub>2</sub> S-стойкость	Свариваемость
1	17Г1СУ	0,19	1,43	0,48	0,012	0,019	0,04	0,03	0,04	0,026	-	-	0,008	0,0005	0,006	0,44	0,28	+	-	+
2		0,19	1,47	0,53	0,005	0,015	0,04	0,03	0,02	0,030	-	-	0,006	0,0012	0,007	0,44	0,28	-	+	-
3	13Г1С-У	0,15	1,6	0,6	0,005	0,017	0,02	0,02	0,03	0,037	-	-	0,019	0,0044	0,008	0,42	0,25	+	-	-
4		0,14	1,41	0,45	0,007	0,017	0,04	0,03	0,03	0,031	-	-	-	0,0015	0,006	0,37	0,23	-	+	-
5	10Г2ФБ	0,11	1,69	0,29	0,004	0,015	0,03	0,03	0,02	0,034	0,099	0,029	0,015	0,0021	0,008	0,41	0,22	+	+	-
6	08Г2ФБ	0,08	1,66	0,29	0,004	0,013	0,03	0,02	0,02	0,039	0,081	0,046	0,017	0,0014	0,006	0,38	0,18	+	-	-
7	08Г1ФБ	0,08	1,32	0,40	0,003	0,010	0,08	0,15	0,02	0,037	0,067	0,032	0,026	0,0011	0,008	0,32	0,17	-	+	-
8	08Г1Б	0,09	1,33	0,25	0,005	0,016	0,03	0,01	0,02	0,038	-	0,034	0,023	0,0029	0,006	0,31	0,17	-	-	+
9	03Г1Б	0,03	1,49	0,16	0,001	0,013	0,27	0,16	0,25	0,024	-	0,086	0,011	0,0005	0,005	0,38	0,14	+	+	+

Углеродный эквивалент (Cэ) и параметр трещиностойкости против растрескивания (PCM) рассчитывали по формулам:

$$Cэ = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo}{5} + \frac{V+Nb+Ti}{15} + \frac{Ni+Cu}{15}, \%$$

$$PCM = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Cr}{60} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{15} + \frac{5B}{10}, \%$$

Плавка 9 (сталь 03Г1Б) отличалась наиболее низким содержанием углерода равным 0,03%, марганца 1,49%, серы 0,001% и микролегирована ниобием в количестве (0,086%).  $S_z = 0,38$  и  $PCM = 0,14$ .

Исследование влияние углерода на центральную сегрегационную неоднородность слябов и листов проводили на сталях 17Г1С-У (плавка 1), 10Г2ФБ (плавка 5), 08Г2ФБ (плавка 6) и 03Г1Б (плавка 9). Выбор плавки обусловлен значительным различием в содержании углерода, находившимся на четырех уровнях: 0,19%С, 0,11%С, 0,08%С, 0,03%С. Сегрегацию химических элементов в центральной зоне, в том числе и самого углерода, определяли как функцию от общего уровня содержания углерода в опытных плавках.

Для исследования стойкости против водородного и сероводородного растрескивания были выбраны стали 17Г1С-У (плавка 2), 13Г1С-У (плавка 4), 10Г2ФБ (плавка 5), 08Г1ФБ (плавка 7), 03Г1Б (плавка 9). При этом стремились к обеспечению следующих исходных условий в отношении химического состава и свойств листов, выбранных в качестве материала исследования:

- близкое содержание серы и марганца в опробованных сталях;
- одинаковый или достаточно близкий уровень прочностных свойств во всех плавках;
- значительное различие между плавками по содержанию углерода.

Изучение влияния углерода на свариваемость проводили на сталях 17Г1С-У (плавка 1), 08Г1Б (плавка 8), 03Г1Б (плавка 9). Выбор этих сталей обусловлен их различием по содержанию углерода.

Все стали были изготовлены из непрерывнолитых слябов. Готовые листы были прокатаны по режимам термомеханической (контролируемой) прокатки.

**Выплавка.** Выплавку опытных сталей осуществляли на МК «Азовсталь» в кислородных конвертерах емкостью 350т.



Во время выпуска плавки производили раскисление и легирование металла в разливочном ковше, а также десульфурацию металла путем присадки в ковш твердой шлакообразующей смеси (ТШС). После выпуска плавки из конвертера на установке доводки металла (УДМ) производили корректировку химического состава и температуры, микролегирование и рафинирование стали порошкообразными реагентами.

Усреднение химического состава и температуры металла по объему ковша производили путем продувки его аргоном в течение 7 мин с объемным расходом 35-45 м<sup>3</sup>/ч. После этого корректировали химический состав стали по содержанию углерода, марганца, кремния, алюминия, хрома, никеля, меди, а также микролегировали ниобием, ванадием и титаном.

После внепечной обработки металл разливали на двухручьеваой машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) криволинейного типа с базовым радиусом 10000 мм в кристаллизаторы сечением 250-300×1550-1850мм. Температуру металла перед началом разливки выдерживали в интервале 1520-1540°С. Перегрев металла относительно линии ликвидус составлял около 20°С ( $\Delta T$ ). Скорость разливки составляла 0,7-0,8 м/мин. Вторичное охлаждение слябов осуществляли водо-воздушной смесью. Перед разливкой опытных плавков проводили настройку технологической оси МНЛЗ. После непрерывной разливки и порезки слябы охлаждали в штабеле в защищенном от сквозняков помещении в течение 96 часов.

Опытный сляб из стали 03Г1Б, предоставленный компанией NPC (Дюссельдорф, Германия), был изготовлен компанией **Imexsa** (Мексика). Металл выплавляли в электродуговой печи емкостью 200 тн. Перед разливкой металл вакуумировали и подвергали внепечной обработке, в частности дополнительно продували кислородом с целью снижения содержания углерода до 0,03%. При этом выполняли операции по снижению содержания серы и глобуляризации остаточных сульфидов, вводили добавки ниобия, проводили продувку аргоном. Условия непрерывной разливки металла на заводе **Imexsa** были близки к условиям непрерывной разливки на

ОАО «МК Азовсталь». Разливку осуществляли на двухручьевой машине Mannesmann-Demag, криволинейного типа со скоростью 0,8м/мин. Вторичное охлаждение осуществляли водо-воздушной смесью. Перегрев относительно линии ликвидуса составлял 25-30°С ( $\Delta T$ ). Вторичное охлаждение проводили водо-воздушной смесью. Сляб имел сечение 250 ×1725 мм.

**Прокатка.** Прокатку опытных плавок проводили на толстолистовом реверсивном стане 3600. Температуру нагрева слябов контролировали с помощью прибора фирмы RAITEC.

Слябы из опытных плавок имели размеры 250-300×1550-1850мм. Прокатку слябов на стане 3600 проводили на листы толщиной от 10 до 19мм в составе промышленных партий текущего производства (табл. 2). Нагрев слябов в методических печах осуществляли до температуры 1150-1180°С, время нагрева составляло 4,5 – 5,5 часа. Толщина подката составляла 36-67мм. Температура начала чистовой прокатки составляла 750-980°С. После прокатки в чистовой клети раскаты толщиной более 11мм транспортировали на участок противоблоксной обработки, где укладывали в стопу. Температура укладки в стопу составляла около 500-350°С, время пребывания в стопе составляло 48 часов. Температура съема листов из стопы была 100-150°С. После охлаждения в стопе листы снова задавали в поток стана с целью проведения ультразвукового контролю на установке ДУЭТ 5-АЗС и окончательной порезки.

Слябы из стали 17Г1С-У прокатывали по режиму нормализующей прокатки. Листы некоторых плавок (08Г1ФБ и 03Г1Б) после завершения деформации в чистовой клети подвергали дополнительно ускоренному охлаждению до температуры 550–600°С. Скорость охлаждения при этом составляла 8-10°С/с.

Опытный сляб из стали 03Г1Б имел размеры 250×1725×2286мм. Прокатку опытного сляба на стане 3600 проводили на лист размерами 13,2×3168×21000 мм. Нагрев сляба в методической печи осуществляли до температуры 1180°С,

Таблица 2

## Режимы прокатки опытных сталей.

№ плавки	Сталь	Тем-ра нагрева, °С	Время нагрева, ч-мин	Тем-ра черновой прокатки, °С		Толщина подката, мм	Тем-ра чистой прокатки, °С		Толщина готового листа, мм	Способ охлаждения
				начала	окончания		начала	окончания		
1	17Г1СУ	1170	5-30	1180-1160	1000-1050	36	960-980	850-860	10	На воздухе
2	17Г1СУ	1170	5-30	1180-1160	1000-1050	36	960-980	850-860	10	На воздухе
3	13Г1СУ	1170	4-30	1150-1180	1000-1050	40	940-980	700-730	11,4	в стопе
4	13Г1СУ	1170	4-30	1150-1180	1000-1050	41	940-980	700-7300	12	в стопе
5	10Г2ФБ	1180	5-30	1150-1180	1000-1080	55	800-750	680-690	15,7	в стопе
6	08Г2ФБ	1180	5-30	1150-1180	1000-1080	62	800-870	670-690	18,7	в стопе
7	08Г1ФБ	1180	5-30	1150-1180	1000-1080	55	800-810	715-725	15,7	У.О. до 590°С+ в стопе
8	08Г1Б	1170	5-30	1150-1180	1020-1100	67	800-810	725-735	19	в стопе
9	03Г1Б	1180	4-30	1150-1180	1000-1050	42	940-960	750-770	13,2	У.О. до 615°С+ в стопе

в течение 4,5 часов. Толщина подката перед чистовой клетью была равна 42 мм, т.е. в 3,2 раза больше конечной толщины листа. После черновой прокатки подкат охлаждали на рольганге между клетями при температуре цеха на спокойном воздухе. Температура начала чистовой прокатки составляла 940-960°C. После прокатки в чистовой клетке раскат охлаждали в установке ускоренного охлаждения до 615°C со скоростью 10°C/с, после чего транспортировали на участок противоблоксной обработки, где он был уложен в стопу вместе с листами промышленной партии трубной стали текущего производства.

## **2.2. Методы лабораторных и промышленных исследований**

### **2.2.1. Методы изучения центральной химической и структурной неоднородности металла опытных плавок**

Изучение центральной химической и структурной сегрегационной неоднородности металла опытных плавок проводили следующими методами:

- оценки макроструктуры слябов по ОСТ 14-4-73 («Сталь. Метод контроля макроструктуры литой заготовки (слитки), полученной методом непрерывной разливки») после теплового травления в 1:1 водном растворе концентрированной соляной кислоты HCl при температуре 60-80°C;
- оценки макроструктуры слябов по методике фирмы Маннесманн («Система классификации внутренних дефектов непрерывнолитых слябов») после холодного травления в водном растворе персульфата аммония  $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ ;
- методом атомно-эмиссионного спектрального анализа содержания химических элементов по сечению слябов и листов с помощью спектрометра «Спектролаб-С» по ГОСТ 18895-97. На рис. 2.1 показана схема отбора проб для проведения спектрального анализа данным методом. Предварительно от средней части поперечного сечения слябов отбирали темплеты размером

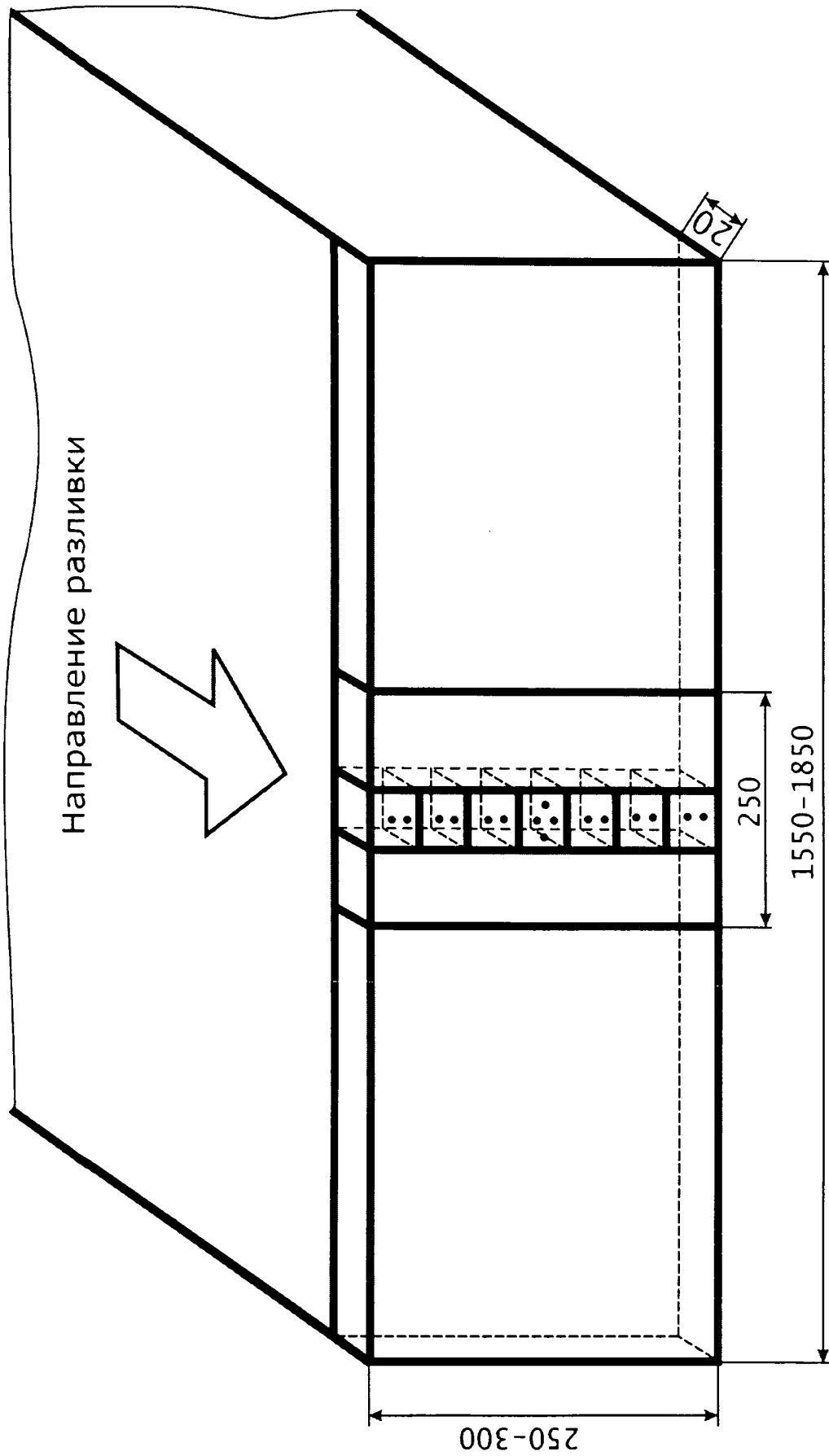


Рис. 2.1. Схема отбора проб для проведения спектрального анализа атомно-эмиссионным методом на приборе «Спектролаб – С» по ГОСТ 18895-97.

(250-300мм)×250×20мм, из средней части которых вырезали пробы размерами 20×40×40, расположенные вдоль оси, вертикально к поверхности сляба. Рабочая поверхность образцов подвергалась шлифовке. Результаты измерения химического состава на каждом уровне по толщине сляба подсчитывали по двум замерам. Расстояние между уровнями замера составляло 50мм;

- микрорентгеноспектральным методом на растровом электронном микроскопе JSM-T300 (фирмы JEOL, Япония) с использованием энергодисперсионного спектрометра Link 860-500 фирмы «Линк-Аналит» (Англия) при ускоряющем напряжении 20 кВ, силе тока  $(3,3-3,6) \times 10^{-10}$  А, при увеличениях 35-5000х с применением стандартных эталонов и стандартных программ ZAF4/FLS и DIGI-MAP. Обработку полученных результатов и изображений проводили на компьютере с использованием как стандартных программ Microsoft (Word и Excel), Adobe Illustrator, так и нестандартных Skion и SIA. Исследование степени обогащения металла химическими элементами по толщине листа проводили в поперечном направлении по всей толщине листа с шагом 0,5 мм, отступив при этом от края шлифа 0,3-0,5 мм. В зоне, близкой к осевой (~2,5-3 мм) длина шага составляла 0,1 мм. Для получения статистически значимых результатов при смещении в поперечном направлении по толщине листа на шаг 0,1 или 0,5 мм на каждом «горизонте» проводили по 3-5 измерений, смещаясь при этом в продольном направлении. Сканирование проводили с площади 135×100 мкм в течение 100 секунд. Таким образом, на каждом шаге после получения необходимых данных по каждому из исследуемых элементов результат усредняли на площади 0,04-0,06 мм<sup>2</sup>;

- металлографической оценки макро - и микроструктуры сегрегационной полосы и основного металла листов с применением микроскопов NEOPHOT

и EPIQUANT, работающих по принципу отраженного света при увеличениях  $\times 200$  и  $\times 400$ ;

- измерением микротвердости сегрегационной зоны и основного металла готового проката по ГОСТ 9450–76 на приборе ПМТ–3 при нагрузках 200 и 50 гр.;
- с помощью коэффициентов сегрегации химических элементов, определяемых как отношение содержания данного элемента в центре слябов и листов к его содержанию в металле по ковшевой пробе.

### **2.2.2. Определение механических свойств готового проката**

Испытания механических свойств включали в себя:

- испытания на растяжение на образцах ASTM A370 с длиной расчетной части 2 дюйма (рис.2.2);
- испытания на растяжение по ГОСТ 7564 – 97 на плоских пятикратных образцах;
- испытания на ударную вязкость по ГОСТ 9454-78 на образцах 1 и 11 типов (Шарпи и Менаже) при температурах от + 20 до - 80°C;
- испытания падающим грузом (ИПГ) по ГОСТ 30456-97 в интервале температур от +20 до -20°C на полнотолщинных стандартных образцах с прессованным надрезом (рис. 2.3).

По результатам испытания образцов тип 11 при температурах от +20 до - 80°C строили сериальные кривые ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломах.

### **2.2.3. Методы испытаний сталей на стойкость против разрушения в сероводородсодержащих средах**

Испытания сталей против разрушения в H<sub>2</sub>S–содержащих средах проводили по двум методикам:

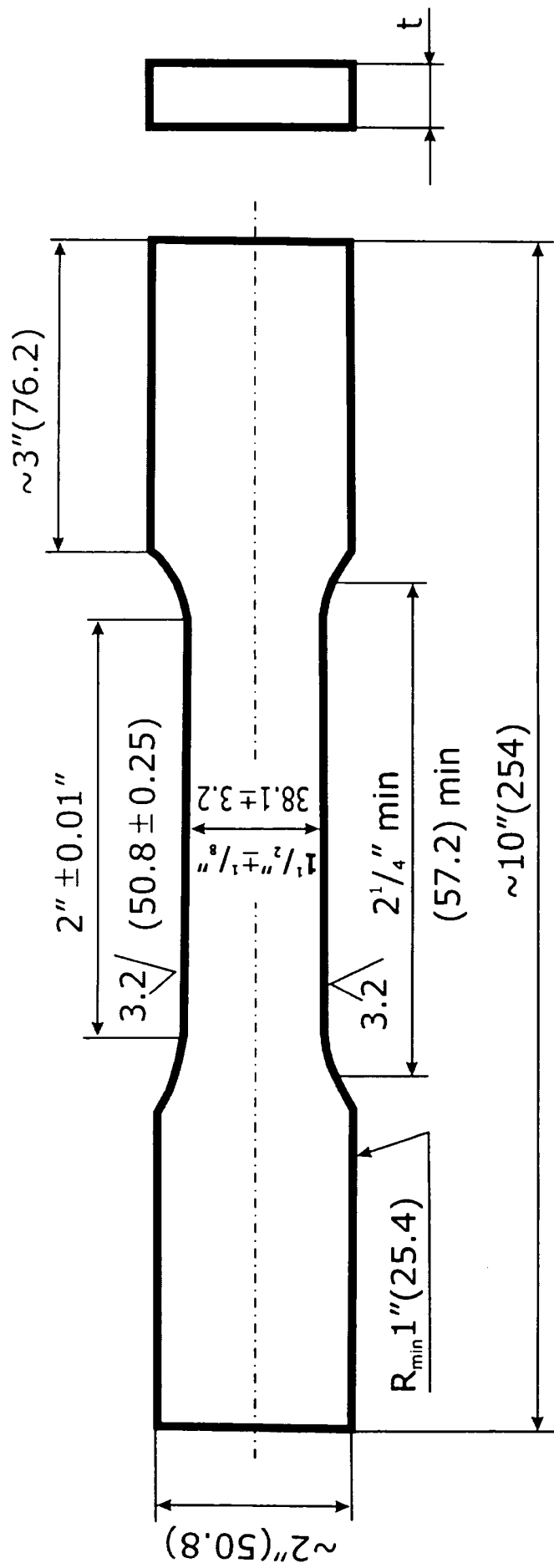


Рис. 2.2. Образец для испытаний на растяжение по стандарту ASTM A 370.



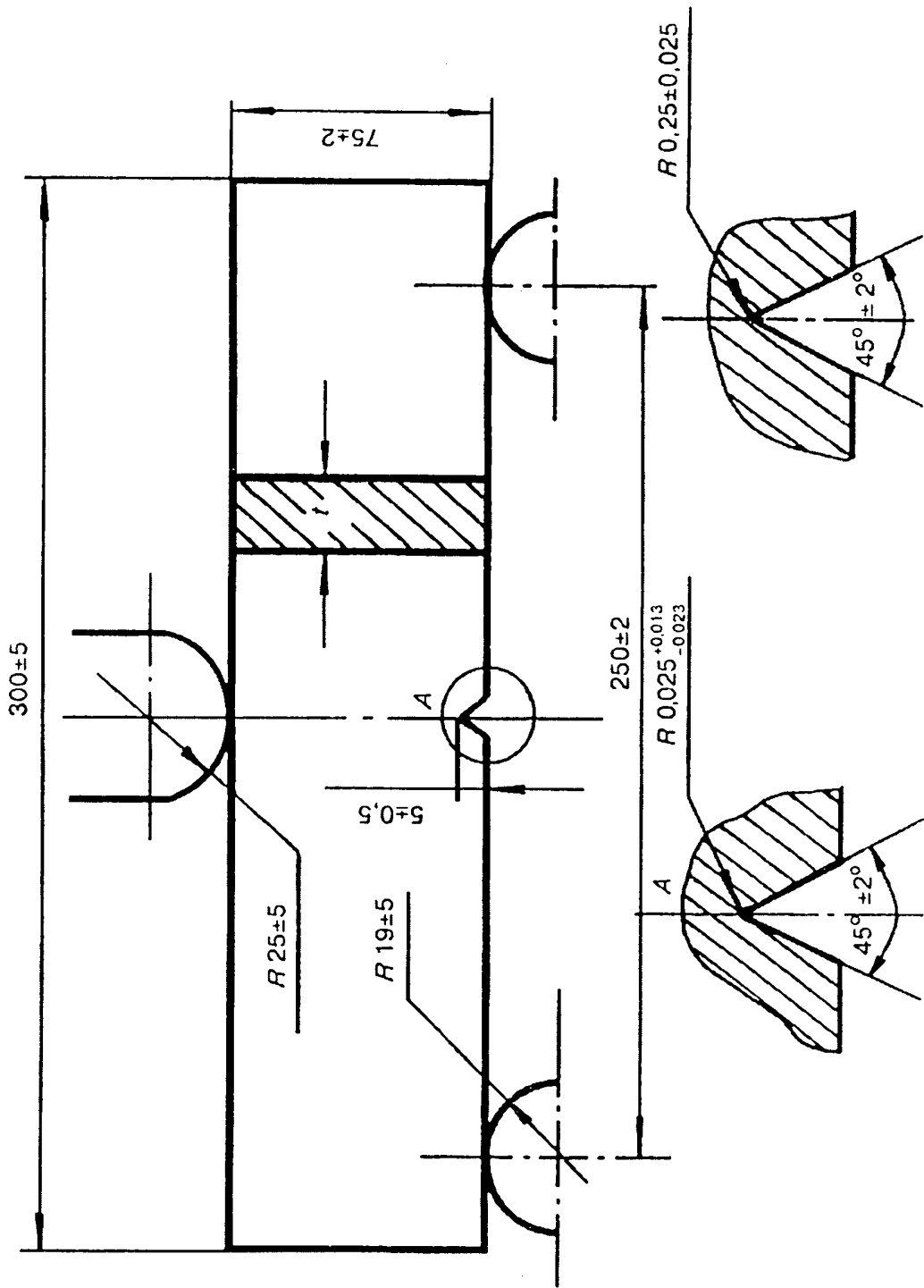


Рис. 2.3. Образец для испытаний падающим грузом (ИПГ) по ГОСТ 30456-97.

1. Испытания на стойкость против *водородного растрескивания (в.р.)*, согласно международной терминологии **HIC (hydrogen induced cracking)**, проводили по методике стандарта **NACE TM-02-84** в водном растворе NACE, (5% NaCl + 0,5% CH<sub>3</sub>COOH).
2. Испытания на стойкость против *сероводородного растрескивания под напряжением (с.р.н.)*, согласно международной терминологии **SSCC (sulfur stress corrosion cracking)**, проводили по методике ВНИИГАЗа **МСКР-01-85** соответствующей стандарту **NACE TM-01-77(96)**, метод А с применением испытательного раствора аналогичного используемому при испытании на водородное растрескивание (в.р.).

***Испытания на стойкость против водородного растрескивания (в.р.)***

Испытуемые образцы (рис. 2.4) помещали в герметичный сосуд (автоклав), который продували нейтральным газом для удаления содержащего кислород воздуха, в сосуд заливали испытательный раствор, продували сероводородом для равновесного насыщения при температуре испытаний ( $20 \pm 3^\circ\text{C}$ ) и атмосферном давлении в течение 0,5 часа, после чего подача сероводорода уменьшали до нескольких пузырьков в минуту для поддержания насыщенности сероводородом испытательного раствора.

Этот режим испытания продолжали в течение 96 часов, после чего подачу сероводорода прекращали, автоклав продували нейтральным газом (азотом) для удаления сероводорода. Затем автоклав вскрывали, образцы извлекали, промывали, просушивали и разрезали поперечно на 4 части одинаковой длины (три поперечными резами). Поверхности поперечных резов шлифовали, и разрезанные образцы подвергали травлению для усиления видимости возможных трещин.

После травления образцы вновь промывали, просушивали и подвергали осмотру на наличие трещин. Осмотру подвергали все 4 сечения образца. Осмотр осуществляли с применением инструментального микроскопа,

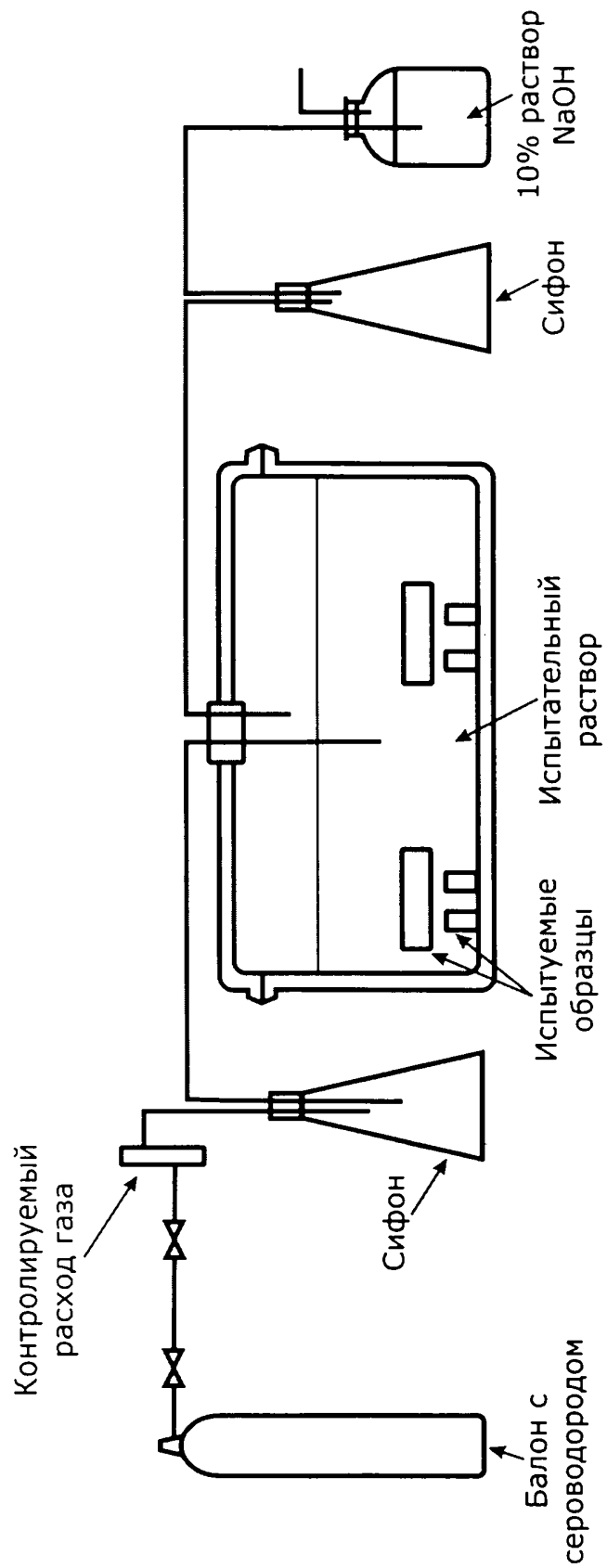


Рис. 2.4. Схема испытаний образцов на стойкость против водородного растрескивания (в.р.) по стандарту NACE TM-02-

84.

имеющего вертикальную и горизонтальную шкалы, позволяющие измерить длины трещин и их удалённость друг от друга.

Трещины, расположенные в одной и той же горизонтальной плоскости и удалённые друг от друга на расстояние не более 0,5 мм, принимали за одну непрерывную трещину, длина которой равна сумме длин близкорасположенных трещин. Если две или несколько трещин располагались в разных плоскостях и соединены вертикальной трещиной, образуя ступеньку, то расстояние по вертикали между такими трещинами принимали как толщину трещины, учитываемую при определении показателя толщины трещины (CTR). Если имелось несколько горизонтальных трещин, расположенных близко друг над другом (не более 0,5 мм), не соединённых вертикальными трещинами, образующими ступени, то такие трещины учитывали при определении показателя CTR, и величину учитываемого порога определяли расстоянием по вертикали от самой нижней до самой верхней из серии таких близко расположенных трещин.

Показатель длины трещин (CLR) определяли по формуле:

$$CLR = \frac{\sum Li}{B} \times 100, \%,$$

где  $\sum Li$  - суммарная длина трещин, обнаруженных на всех обследованных плоскостях (резов) испытываемых образцов;

$B$  - суммарная ширина обследованных образцов, равная в данной работе ширине плоского образца (20мм), умноженной на количество обследованных образцов (3 реза  $\times$  3 образца = 9 обследованных сечений на 3 образцах основного металла).

***Испытания на стойкость против сероводородного растрескивания под напряжением (с.р.н.)***

Испытания на с.р.н. (SSCC) проводили на цилиндрических образцах с резьбовыми головками (рис. 2.5).

Обезжиренный образец помещали в стеклянную ячейку и подсоединяли

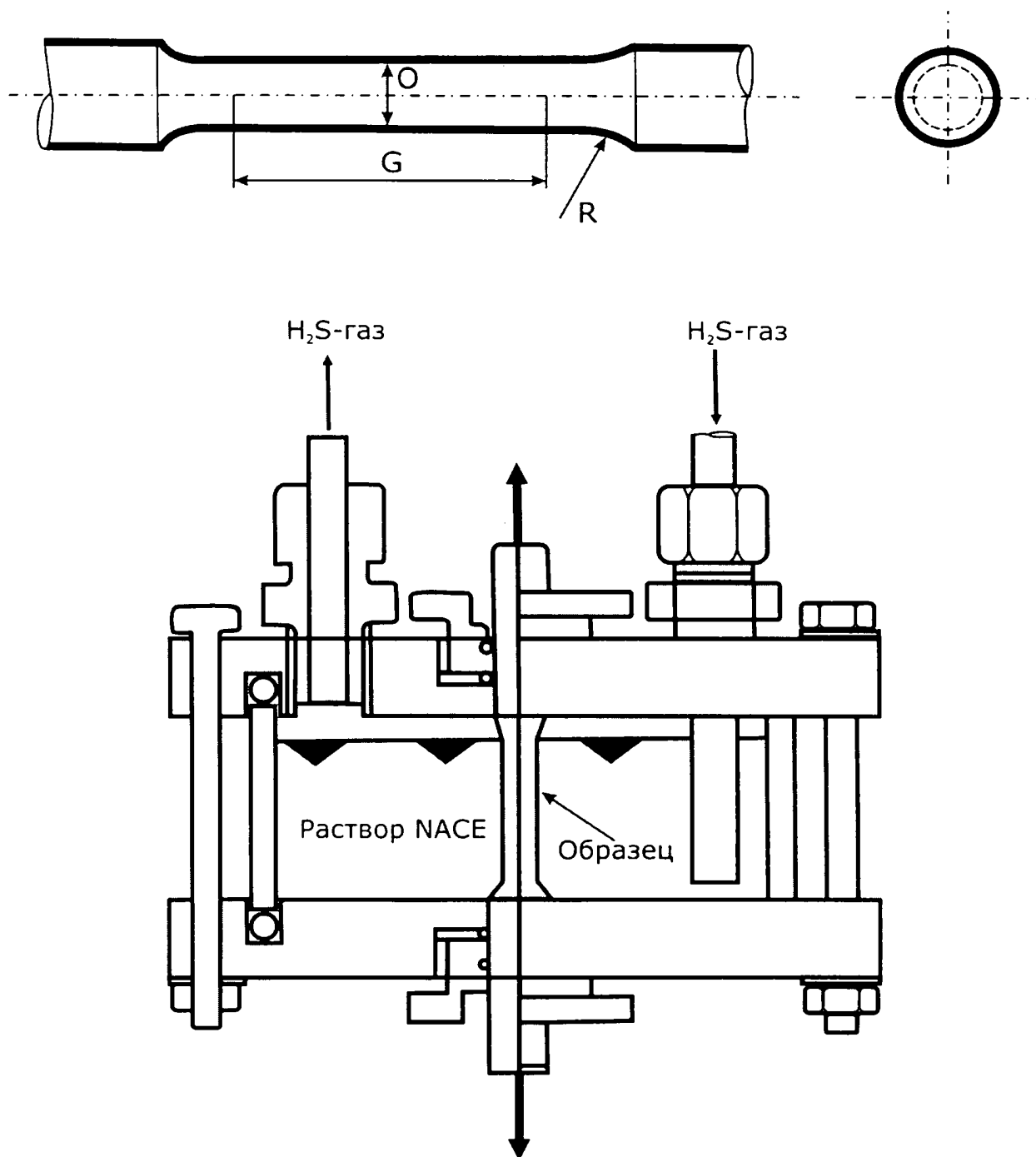


Рис. 2.5. Схема испытаний образцов на сероводородное растрескивание под напряжением по стандарту NACE TM 01-77 (96), метод А.

резьбовыми головками к тугам в стальной рамке, в которой через стандартный пружинный динамометр, рассчитанный на максимальную нагрузку 3 или 5 тонн (ДОСМ-3 или ДОСМ-5), может создаваться расчётное растягивающее усилие. Ячейку продували азотом для удаления содержащего кислород воздуха, затем заполняли испытательным сероводородсодержащим раствором, после чего продувалась сероводородом в течение 30 мин. для насыщения раствора сероводородом. Образец нагружали натяжением туги до расчётной нагрузки по динамометру.

После интенсивной продувки раствора сероводородом дальнейшая подача сероводорода для поддержания его содержания в растворе происходила с малой интенсивностью (несколько пузырьков в минуту).

В течение всего срока испытаний заданная нагрузка на образец, которая может снижаться вследствие локального смятия металла в резьбовых соединениях или других зонах системы нагружения, а также вследствие релаксации в металле испытываемых образцов при высоких испытательных напряжениях, близких к пределу текучести, корректировалась по динамометру. Если в течение 720 часов испытаний не происходило разрушения образца, то такой образец считался выдержавшим испытание.

Величина нагрузки выражалась десятиными долями от номинального (гарантированного) предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . На каждую применяемую при испытании величину нагрузки испытывали три образца. Если ни один из трёх испытывавшихся образцов не разрушался, то считали, что испытываемый металл стоек против с.р.н. при такой нагрузке. Максимальное напряжение, при котором образцы не разрушались, считалось условным пороговым напряжением испытанной стали ( $\sigma_{\text{пор}}$ ), например  $\sigma_{\text{пор}} = 0,8 \sigma_{0,2}$ .

#### **2.2.4. Методы изучения свариваемости опытных сталей**

Исследование свариваемости проводили на основе имитации термических условий сварки и их влияния на свойства сварных соединений.

Изучение фазовых превращений аустенита в основном металле при термической обработке и в металле околошовной зоны при сварке, проводили путем построения термокинетических диаграмм превращения аустенита. Исследование проводили на быстродействующем dilatометре ИМЕТ-ДБ, с использованием трубчатых образцов размерами 6×6мм, с внутренним диаметром 4мм. В этом приборе трубчатый образец нагревался токами высокой частоты (585-715кГц) от лампового генератора типа ГЛ-15М. Высокая частота тока и малая толщина стенки образца (1мм) обеспечивали равномерный нагрев металла с различными скоростями до высоких температур. Последующее охлаждение происходило также равномерно и регулировалось расходом пропускаемого внутри образца инертного газа. Скорости охлаждения изменяли в широких пределах от 0,6 до 350°С/сек при расходе аргона от 0,1 до 1,5м в час. С целью получения еще более низких скоростей охлаждения (до 1-2°С/сек) применяли дополнительный подогрев образцов малыми токами высокой частоты при весьма малом расходе аргона. Максимальная температура нагрева стального образца при испытаниях составляла 1300°С. При каждой скорости охлаждения испытывали 2 образца. Изменение длины образца регистрировали на двухкоординатном самописце типа ЛКД-4, а термические циклы сварки на электронном самописце КСП-4, обладающим временем быстродействия 0,1сек. Температуру фиксировали хромель-алюмелевой термопарой толщиной 0,15мм. На основе осциллограмм с записью изменения температуры и деформации образцов во времени строили кривые термических циклов и изменения деформации в зависимости от температуры. По кривым термических циклов определяли :

- а) время  $t$  нагрева образца от  $A_{с3}$  до  $T_{max}$ ;
- б) время  $t$  охлаждения от  $T_{max}$  до той же температуры;
- в) скорость охлаждения  $W$  в интервале 800-700°С.

Диаграммы термокинетических превращений аустенита при непрерывном охлаждении строили в системе координат «температура-время» (время в логарифмической шкале). За температуру фазового превращения принимали точку на термокинетической кривой, в которой начиналось отклонение от прямолинейного характера изменения объема образца, соответствующего отсутствию фазовых превращений в стали. Расшифровка фазовых превращений основывалась на изменении коэффициентов теплового расширения в процессе перехода от одной фазы к другой, то есть в процессе изменения параметров кристаллической решетки.

Обработка результатов дилатометрического анализа включала также исследование микроструктуры дилатометрических образцов и измерение твердости по Виккерсу. Поскольку данная система дилатометра позволяет фиксировать изменение объема при фазовых превращениях без применения дифференцирующих устройств, то изменение объема образца соответствует действительному объемному эффекту фазовых превращений, фиксируемых на дилатационной кривой. Поэтому при расшифровке кривых для расчета количества фаз в процентах применяли метод, подобный правилу рычага. Предварительно на опытных сталях (различной степени легированности) установили сопоставимость данных расшифровки с металлографическим анализом. Для этого на перегретом металле с большим зерном аустенита, путем замеров микротвердости, визуальной оценки и с помощью установки «Квантимет» установили процентное соотношение структур различного типа. Результаты сравнения методов оценки количества структурных фаз были достаточно близки. При этом данные количества фаз в структуре, полученные при расшифровке дилатационных кривых, имели значительно меньший разброс. Для оценки количества микроструктурных составляющих на дилатометрической кривой в точках начала превращений (кроме ферритного) проводятся осевые линии (АВ) параллельно координате «деформация» (рис. 2.6).



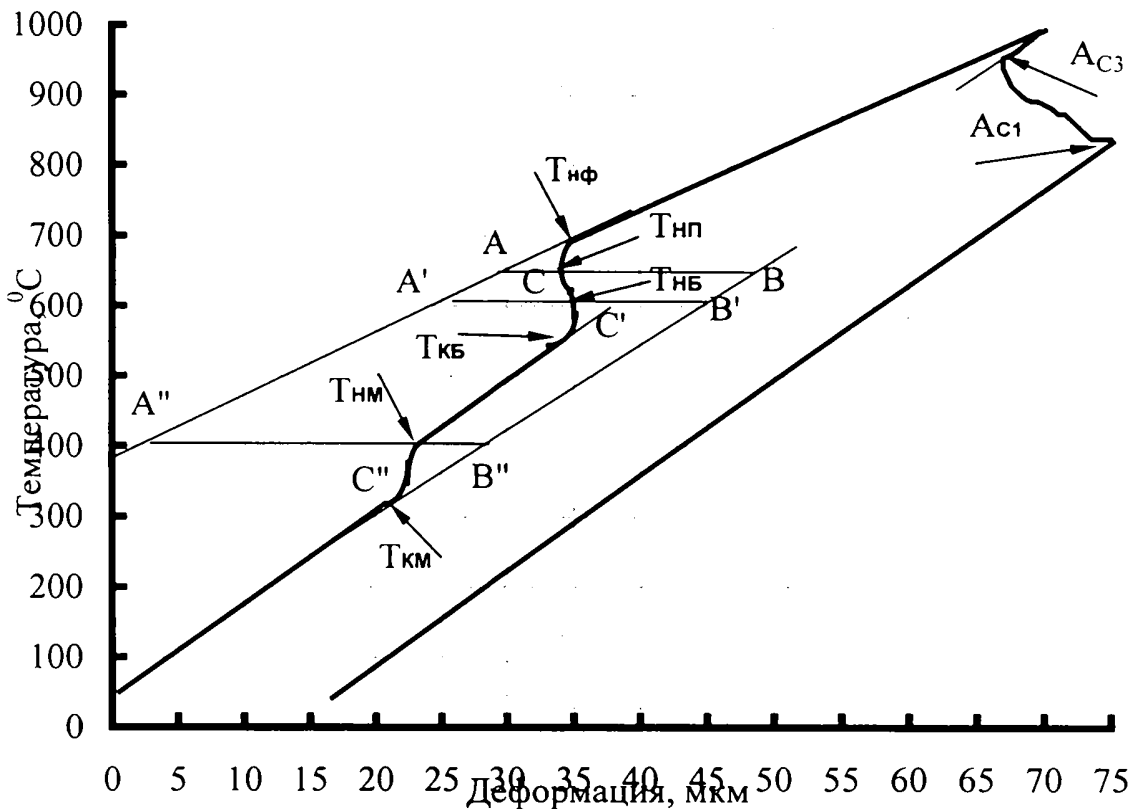


Рис. 2.6. Схема dilatометрической кривой.

Склонность к хрупкому разрушению, оценивали испытаниями на ударный изгиб образцов с имитированной микроструктурой ЗТВ. Определяли физическую (условную) температуру перехода в хрупкое состояние, диапазон скоростей охлаждения после сварки, обеспечивающий максимальный уровень вязких свойств стали конкретного состава. Этот параметр являлся чувствительной характеристикой при оценке влияния легирования, чистоты и качества стали на стойкость ЗТВ к хрупкому разрушению.

Для исследования были изготовлены ударные образцы размерами 5×10×55мм (поперек проката) в количестве 130 штук на марку стали, 25 образцов на вариант охлаждения. Имитированную микроструктуру ЗТВ получали путем индукционного нагрева ударных образцов на до температуры 1300°С. После нагрева до заданной температуры образцы

охлаждали в различных средах с различными скоростями в диапазоне от 0,1 до 300°С/сек, затем изучали микроструктуру и проводили испытания ударной вязкости на образцах с острым надрезом (KCV) в интервале температур от +20 до -80°С. На каждую точку испытывали не менее трех образцов. Для всех опытных сталей были построены зависимости ударной вязкости от скорости охлаждения и определена температура перехода в хрупкое состояние.

### **Глава III. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА НА ЦЕНТРАЛЬНУЮ ХИМИЧЕСКУЮ И СТРУКТУРНУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ В НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ СЛЯБАХ И ЛИСТАХ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ**

При затвердевании жидкого металла в тепловом центре сляба (слитка) возникает сегрегация химических элементов [123]. В непрерывнолитых низколегированных сталях наибольший интерес представляет сегрегация элементов в зоне, примыкающей к осевой линии сляба, так называемая центральная сегрегация (center line segregation) (рис.3.1), так как с ней связаны нежелательные структурные явления, которые могут вызвать нарушения сплошности в готовом прокате, уменьшение стойкости против растрескивания в средах, содержащих  $H_2S$  и  $CO_2$ , ухудшение свариваемости и другие нежелательные последствия [45,124].

В данной главе рассматривается влияние углерода на центральную сегрегацию в непрерывнолитых слябах и листах из низколегированных трубных сталей разных систем легирования: 17Г1С-У (плавка 1), 10Г2ФБ (плавка 4), 08Г2ФБ (плавка 5) текущего производства ОАО «МК Азовсталь» и из стали 03Г1Б (плавка 9), (см. табл. 1) [125-129].

#### **3.1. Влияние содержания углерода на макроструктуру слябов и готовых листов из низколегированных трубных сталей**

Фотографии макроструктуры слябов опытных сталей (рис. 3.2), получены после травления при 60-80°C в 1:1 водном растворе соляной кислоты. Оценка осевой химической неоднородности слябов показала, что с уменьшением содержания углерода в стали от 0,19 до 0,03% и серы от 0,012 до 0,001% балл центральной сегрегации уменьшается от 4 до 1 при оценке по ОСТ 14-4-73 и от 5 до <2 при оценке по методике фирмы «Маннесманн» (табл. 3).

На рис. 3.3 видно изменение центральной сегрегационной полосы на поперечных макрошлифах листов из опытных сталей в порядке убывания в

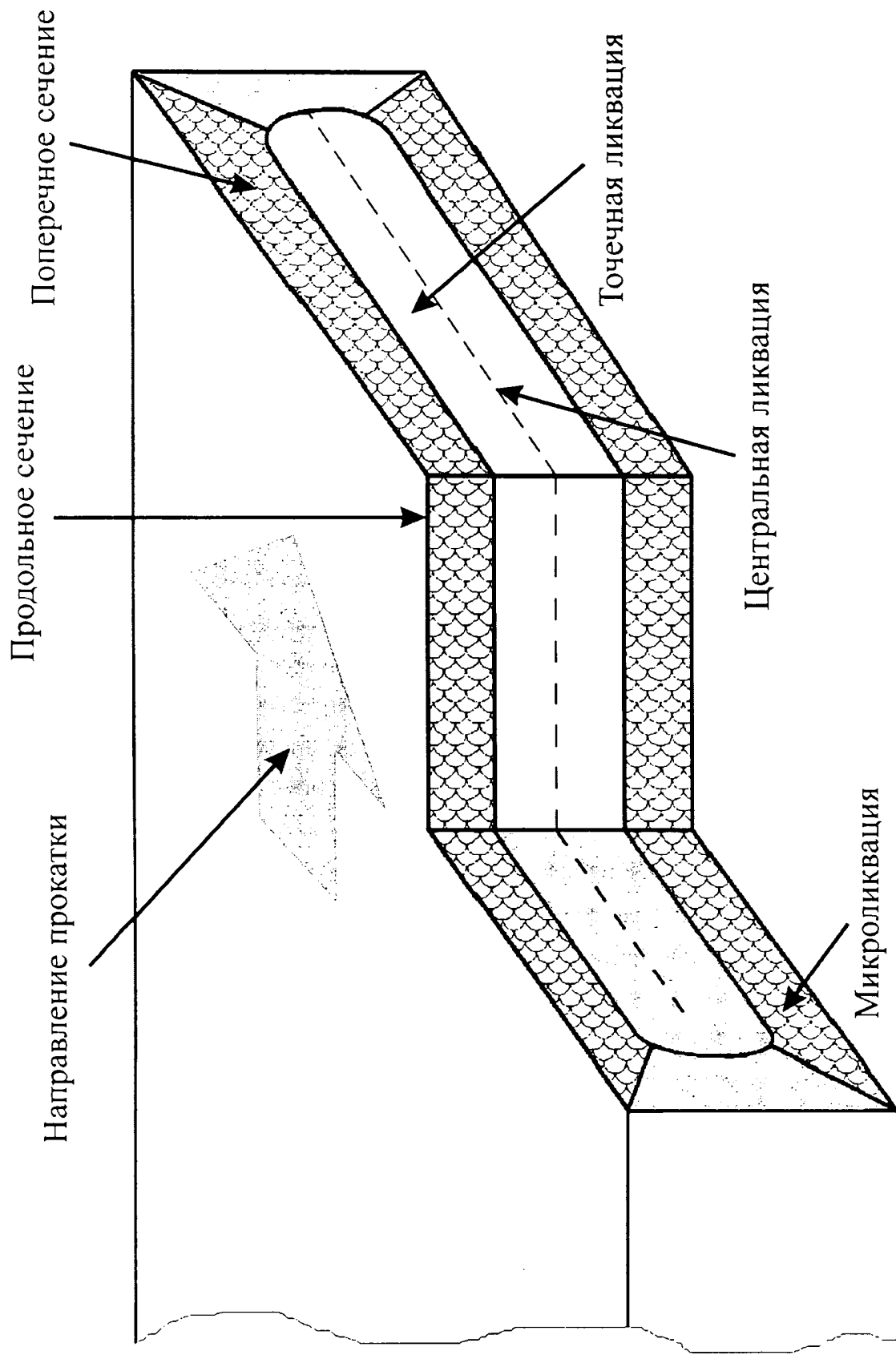
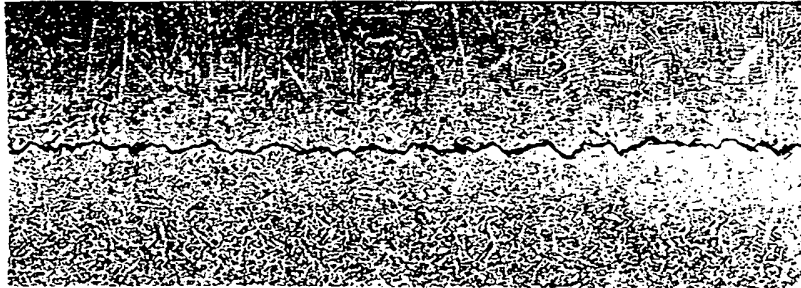


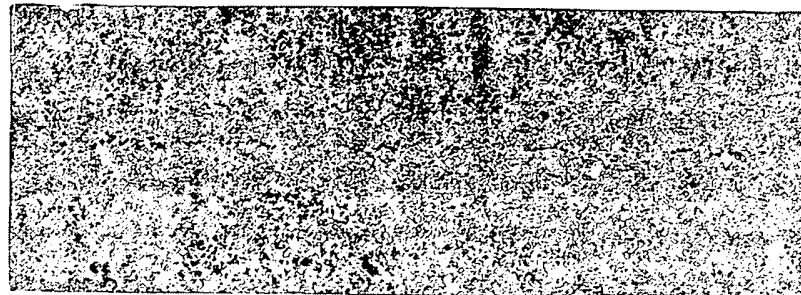
Рис. 3.1. Схематическое представление типичных видов ликвации.



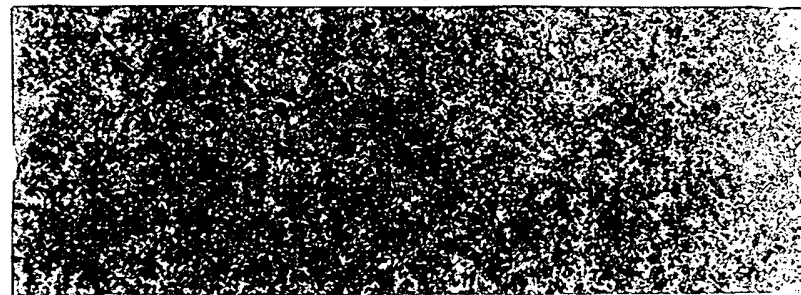
а



б



в



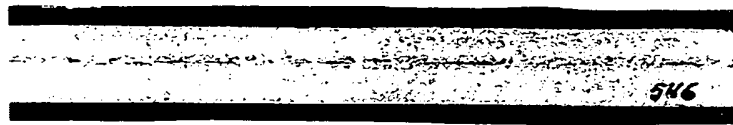
г

Рис. 3.2. Центральная сегрегация в поперечном сечении слябов (x 0,6):  
а - сталь 17Г1С-У; б - сталь 10Г2ФБ; в - сталь 08Г2ФБ; г - сталь 03Г1Б.

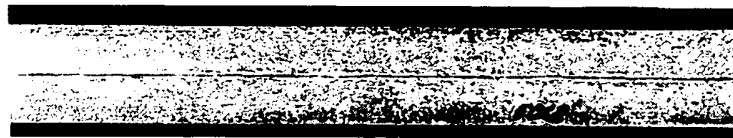
Таблица 3

Бальная оценка химической неоднородности слябов опытных сталей

Сталь	Содержание элементов в ковшевой пробе, %			Балл химической неоднородности	
	C	Mn	S	ОСТ 14-4-73	Методология Маннесманн
17Г1С-У	0,19	1,43	0,012	4	5
10Г2ФБ	0,11	1,69	0,004	2	< 3
08Г2ФБ	0,08	1,66	0,004	< 2	2
03Г1Б	0,03	1,49	0,001	1	< 2



а



б



в



г

Рис. 3.3. Центральная сегрегационная полоса в листах из опытных сталей (1x1):  
а - сталь 17Г1С-У; б - сталь 10Г2ФБ; в - сталь 08Г2ФБ; г - сталь 03Г1Б.

них содержания углерода. Во всех сталях, кроме 03Г1Б, в средней части сечения листов отчетливо видна полоса повышенной травимости, расположенная параллельно поверхности. Интенсивность травимости убывает по мере уменьшения содержания углерода от стали 17Г1С-У к стали 08Г2ФБ. На макрошлифе от листа из стали 03Г1Б сегрегационная полоса не выявляется.

### **3.2. Зависимость центральной химической неоднородности базовых элементов в слябах и листах от общего содержания углерода в стали**

На рис. 3.4 показано распределение химических элементов – углерода, марганца, серы, фосфора, ниобия и ванадия – по толщине сляба, полученное методом спектрального анализа на приборе «Спектролаб–С». Исследования показали всплеск содержаний элементов в центре сляба. При этом выявлена разница между содержанием химических элементов в основной части металла и сегрегационной зоне, убывающая по мере уменьшения в сталях углерода. Из полученных данных следует, что химическая однородность слябов и, следовательно, листов улучшается по мере уменьшения содержания углерода, особенно при его концентрациях менее 0,08%. По мере роста общего содержания углерода прослеживается тенденция к еще большему увеличению сегрегации всех ликвидирующих элементов, включая и сам углерод, в центре сляба (рис. 3.5).

Учитывая различие в химическом составе сталей, объективно оценить влияние содержания углерода (или какого-либо иного фактора) на склонность к сегрегации химических элементов можно с помощью коэффициента сегрегации  $K$ , определяемого как отношение содержания элемента в центре сляба к его плавочному содержанию по ковшевой пробе. На рис. 3.6 показана зависимость коэффициентов сегрегации ( $K$ ) от содержания углерода в стали. Наибольшую склонность к сегрегации в центральной зоне сляба проявляет сера. Так, если при 0,08%С (сталь 08Г2ФБ) коэффициент сегрегации серы  $K(S)$  был равен 1,5, то при 0,19%С



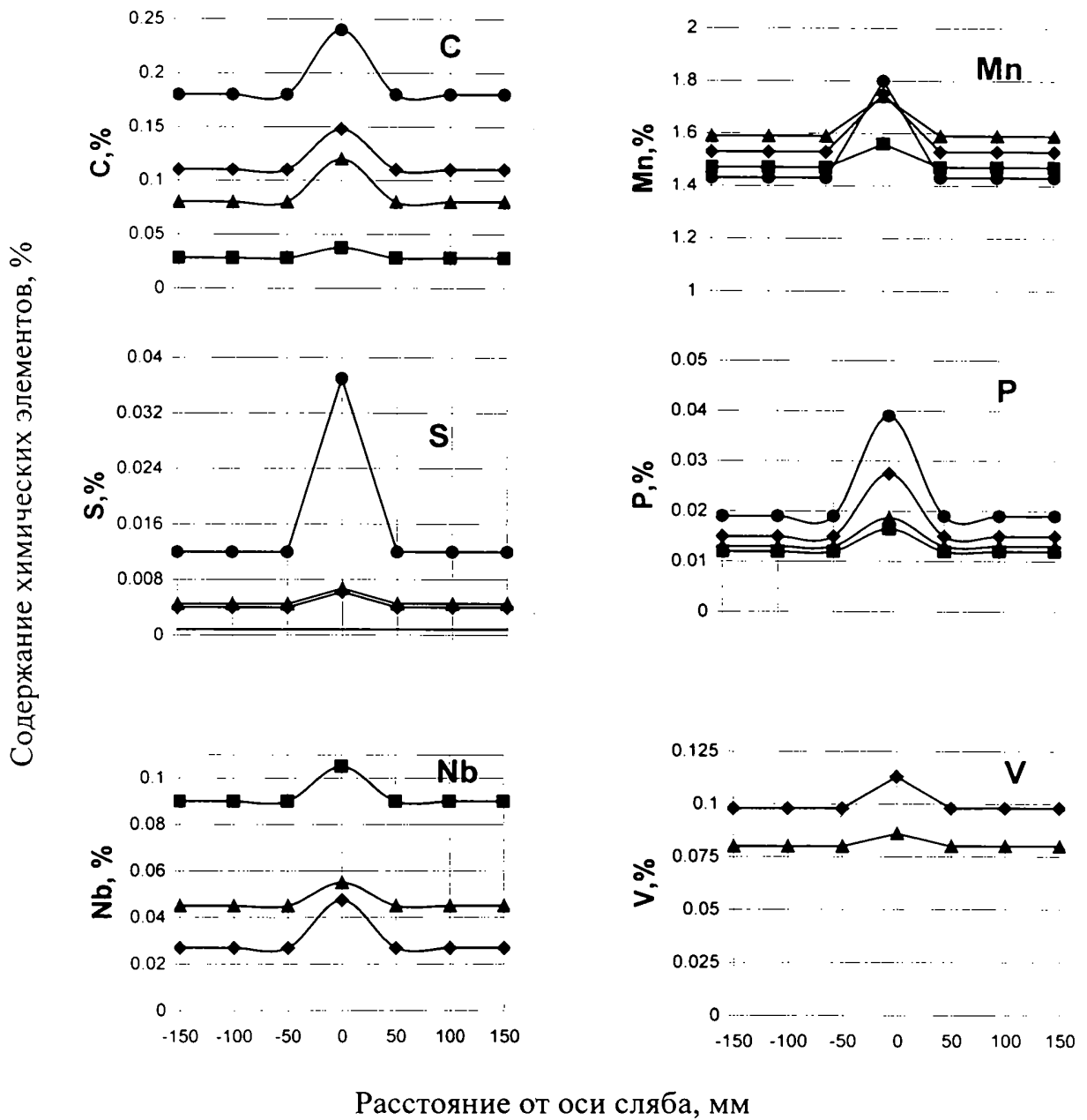
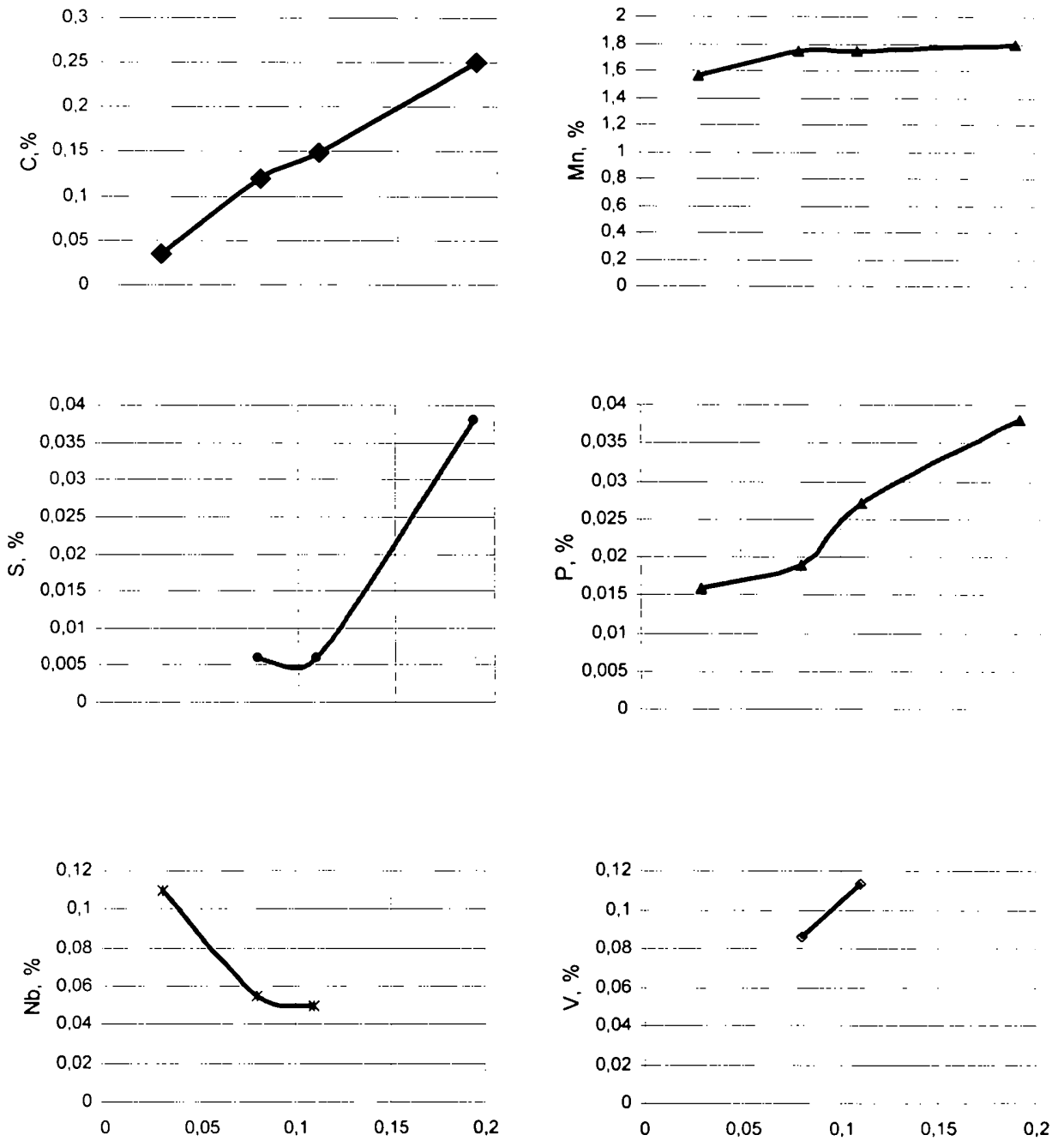


Рис. 3.4. Распределение химических элементов по толщине в поперечном сечении слябов: ●—17Г1СУ ◆—10Г2ФБ ▲—08Г2ФБ ■—03Г1Б

Содержание химических элементов в центральной сегрегационной полосе, %



Содержание углерода в ковшевой пробе, %

Рис. 3.5. Зависимость содержания химических элементов в центре слябов от общего содержания углерода в стали.

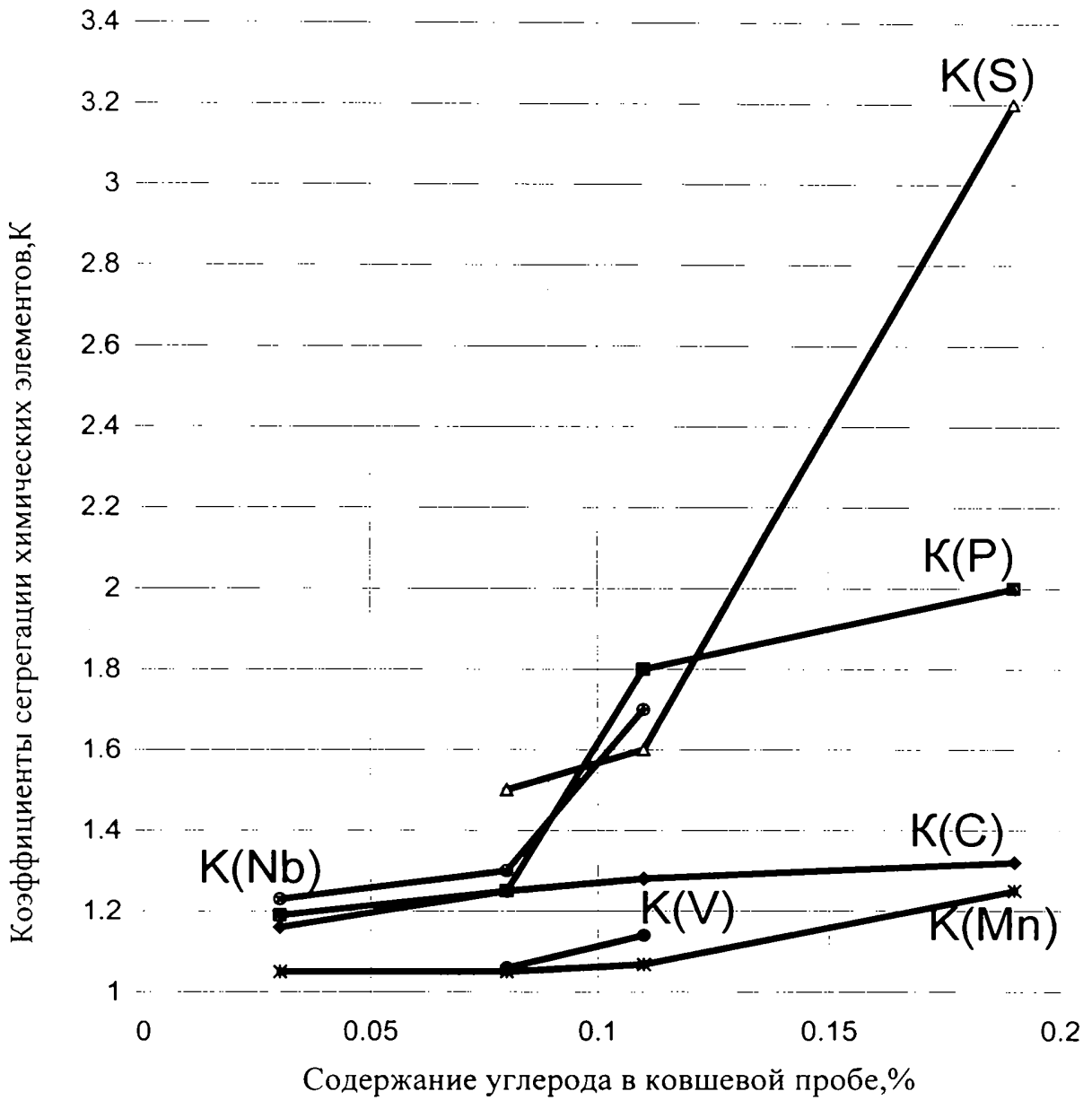


Рис. 3.6. Зависимость коэффициентов сегрегации (K) химических элементов от общего содержания углерода в стали.

(сталь 17Г1С-У) он возрос более чем вдвое и составил 3,2. Заметна чувствительность в отношении сегрегации к содержанию углерода в стали у фосфора и ниобия. Величина  $K(P)$  возросла от 1,19 при 0,03%С (сталь 03Г1Б) до 2,0 при 0,19%С (сталь 17Г1С-У). Значительную склонность к повышению сегрегации с ростом содержания углерода в стали проявляет ниобий. В стали 03Г1Б с 0,03%С, сегрегация ниобия в центральной зоне сляба характеризовалась коэффициентом  $K(Nb) = 1,23$ , при содержании ниобия (0,086%), в то время как в стали 10Г2ФБ значение  $K(Nb)$  было равно 1,7 при содержании ниобия (0,029%). Ванadium менее склонен к сегрегации по сравнению с другими элементами в пределах изученных концентраций содержания углерода. В стали 08Г2ФБ (0,08%С) коэффициент сегрегации  $K(V)$  был равен 1,06, в стали 10Г2ФБ (0,11%С) он был равен 1,14. Не выявлено интенсивной зависимости коэффициента сегрегации марганца при росте содержания углерода от 0,03 до 0,11% ( $K(Mn) = 1,05$ ), и лишь при 0,19%С (сталь 17Г1С-У) он возрос до 1,25. Увеличение содержания углерода способствует некоторому, довольно умеренному по сравнению с  $K(S)$ ,  $K(P)$  и  $K(Nb)$  росту его коэффициента сегрегации от 1,16 для стали 03Г1Б до 1,32 для стали 17Г1С-У.

С помощью микрорентгеноспектрального анализа, выполненного на растровом электронном микроскопе JSM-T300 фирмы JEOL, Япония, оснащенный энергодисперсионным спектрометром Link 860-500 фирмы «Линк-Аналит», Англия было проведено тонкое исследование по изучению распределения химических элементов по толщине готовых листов опытных сталей различных систем легирования: 17Г1С-У (плавка 1), 13Г1С-У (плавка 3), 10Г2ФБ (плавка 5) и 08Г2ФБ (плавка 6). (см. табл. 1). Высокая разрешающая способность данного метода позволяет осуществлять сканирование с площади, сопоставимой с площадью одного зерна (3×4 мкм).

Благодаря высокой разрешающей способности этот метод позволяет выявлять флуктуации ликвирующих элементов в узких зонах сегрегационной

полосы. В этих участках концентрация химических элементов может существенно превышать значения, получаемые методом спектрального анализа на приборе «Спектролаб–С», отражающие среднее содержание элементов в сегрегационной полосе слябов, ширина которой составляет 4–6 мм.

На рис. 3.7 показана интенсивность сегрегации химических элементов S, P, Nb, V и Mn, выраженная через коэффициенты их сегрегации в центральной зоне листов, вычисленных на основании результатов, полученных с помощью этого метода. Полученные данные позволяют наглядно судить о склонности к сегрегации химических элементов в низколегированных сталях. Хорошо видно, что по убыванию склонности к сегрегации элементы выстраиваются в таком порядке S, P, Nb, V, Mn, что согласуется с данными, полученными с помощью прибора «Спектролаб–С».

При этом отчетливо проявляется основная закономерность, заключающаяся в снижении склонности к сегрегации в центральной зоне листов по мере снижения содержания в стали углерода. Наиболее ярко это видно на примере серы, коэффициент сегрегации которой в центральной зоне листа составляет 15,5 для стали 17Г1С-У и 3,75 для стали 08Г2ФБ, то есть более чем в три раза меньше. Для фосфора это соотношение  $K(P)^{17Г1С-У} : K(P)^{08Г2ФБ} = 7,36 : 4,92$ .

На гистограммах каждого из элементов нанесены горизонтальные линии, соответствующие коэффициентам сегрегации, вычисленным на основании результатов, полученных на приборе «Спектролаб–С» для слябов (см. рис. 3.7). Более низкие значения коэффициентов сегрегации во втором случае объясняются тем, что они отражают среднюю концентрацию химических элементов в довольно обширном участке сляба, соизмеримом с площадью пятна (4–6 мм) на поверхности изучаемого объекта. Пики концентраций серы в листах из сталей марок 17Г1С-У и 13Г1С-У с повышенным содержанием углерода указывают на обнаружение с помощью

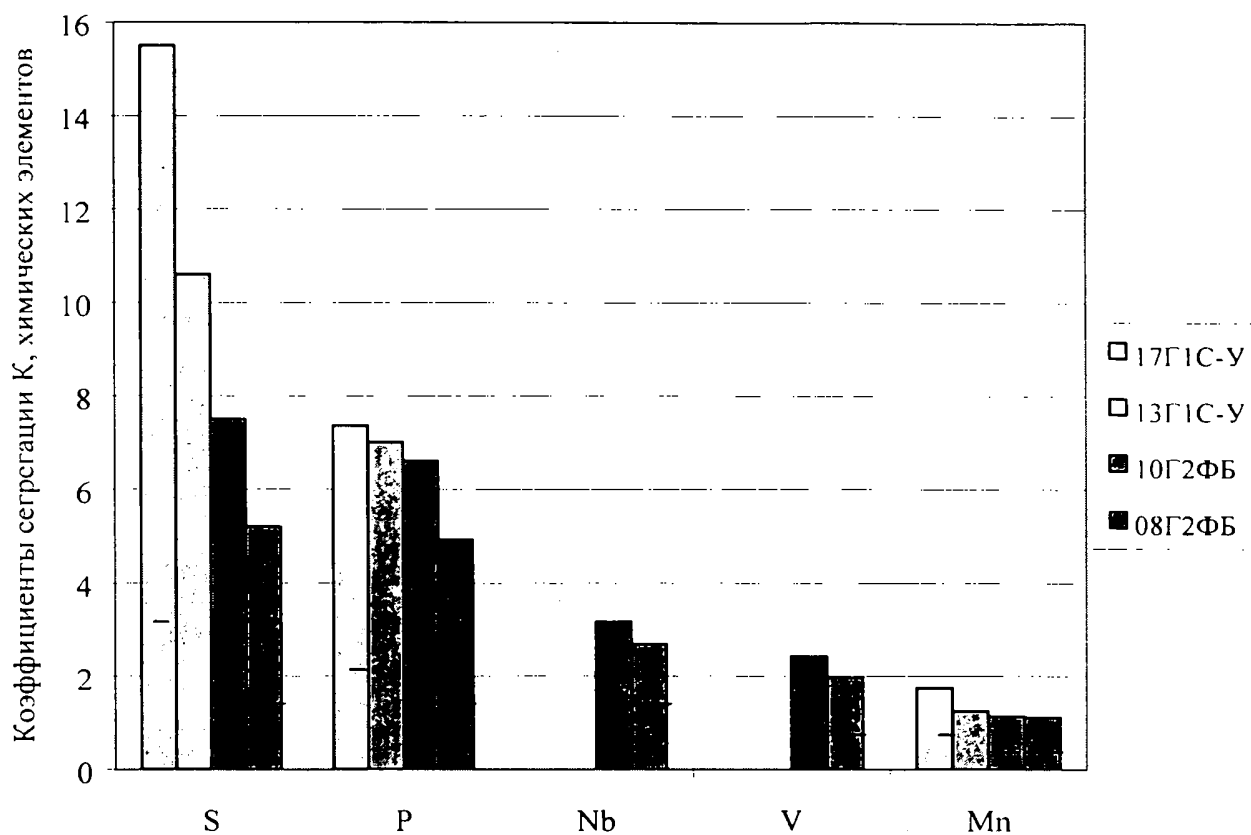


Рис. 3.7. Интенсивность сегрегации химических элементов, выраженная через коэффициенты их сегрегации в центральной сегрегационной зоне листов.

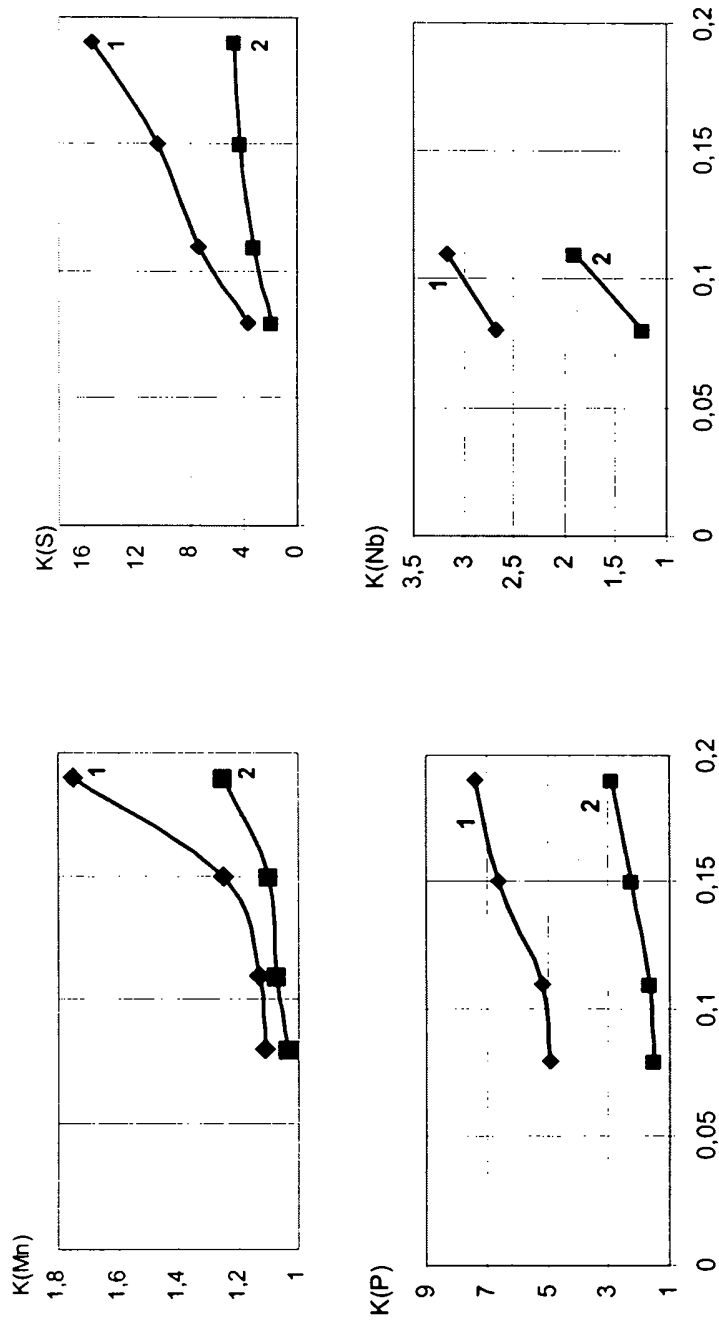
микрорентгеноспектрального анализа частиц химических соединений, вероятнее всего неметаллических включений типа сульфидов марганца MnS, или более сложных соединений на его основе. В случае с фосфором данный метод по-видимому выявляет повышенную концентрацию этого элемента в приграничных зонах микроструктуры сегрегационной полосы.

В то же время результаты микрорентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе, подсчитанные как средние значения для центральной полосы, шириной  $h/60$ , где  $h$  – толщина листа, количественно в значительной степени совпадают с результатами определения содержания химических элементов в сегрегационной зоне, полученными на приборе «Спектролаб–С» (рис. 3.8)

По сравнению с неметаллами серой и фосфором склонность к центральной сегрегации исследованных элементов, относящихся к металлам, значительно ниже, и убывает по мере снижения разницы в величине атомных радиусов Fe и соответствующих химических элементов (табл. 4). Тем не менее повышение концентрации рассматриваемых элементов в узкой центральной полосе в 1,5–3 раза по сравнению с плавочным анализом приводит к существенному изменению структуры и физико–механических свойств этой зоны листа, что влечет за собой значительные последствия в отношении ряда важных технологических и эксплуатационных свойств, например склонности к растрескиванию в H<sub>2</sub>S–содержащих средах, свариваемости и др.

### **3.3. Изучение структуры и свойств зоны центральной сегрегационной химической неоднородности в зависимости от содержания углерода**

Обогащение центральной сегрегационной зоны элементами, оказывающими влияние на кинетику распада аустенита при охлаждении после горячей деформации, приводит к формированию структуры в центре листа, отличающейся по своим параметрам от структуры основного металла. На рис. 3.9 показана микроструктура основного металла и центральной



Содержание углерода, %

Рис. 3.8. Зависимость интенсивности сегрегации K отдельных химических элементов в листах от содержания углерода в опытных сталях:

1 – K = max содержание элемента в зоне сегрегации, отнесенное к его содержанию по ковшевой пробе;

2 – K = среднее содержание элемента в зоне сегрегации шириной h/60, отнесенное к его содержанию по ковшевой пробе.



Таблица 4

Атомные радиусы некоторых химических элементов, нм

Металлы				Неметаллы		
Fe	Mn	V	Nb	C	S	P
0,127	0,131	0,136	0,147	0,171	0,184	0,19

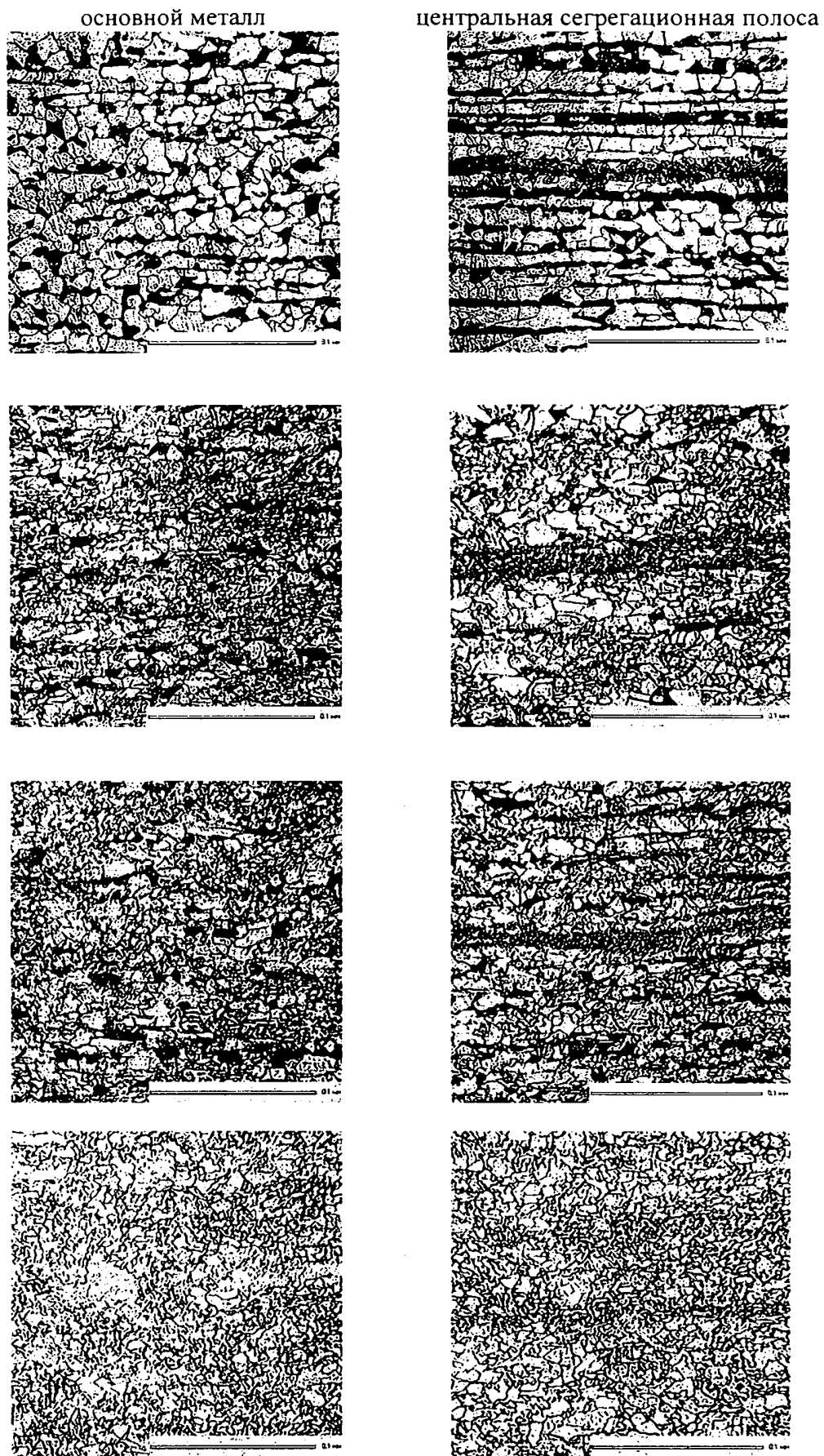


Рис. 3.9. Микроструктура основного металла и центральной сегрегационной полосы листов: (x 400)  
 а – сталь 17Г1СУ; б – сталь 10Г2ФБ; в – сталь 08Г2ФБ; г – сталь 03Г1Б.

сегрегационной зоны листов из опытных сталей, выявленная путем химического травления в 4% спиртовом растворе  $\text{HNO}_3$ .

Для количественной оценки степени структурной неоднородности металла, обусловленной центральной сегрегацией химических элементов, введен показатель  $\Delta H$ , характеризующий разницу между микротвердостью в зоне сегрегации  $H^{u.c.}$  и в основном металле  $H^{o.m.}$  готового листа ( $\Delta H = H^{u.c.} - H^{o.m.}$ ), а также коэффициент  $K(H)$ , характеризующий отношение микротвердости в зоне сегрегации к микротвердости основного металла ( $K(H) = H^{u.c.}/H^{o.m.}$ ). Микротвердость сегрегационной зоны была существенно выше, чем у основного металла, вследствие образования бейнитообразных продуктов распада аустенита. Установлено, что с понижением содержания углерода в исследованных пределах от 0,19%С (сталь 17Г1С-У) до 0,03%С (сталь 03Г1Б) уменьшается разница между величиной средних значений микротвердости структурных составляющих основного металла ( $H^{o.m.}_{1,96}$ ) и зоны центральной сегрегации ( $H^{u.c.}_{1,96}$ ) от 1160 до 100 (табл. 5), а также соответственно снижается коэффициент сегрегационной структурной неоднородности  $K(H)$  от значений 1,79 до 1,06, что свидетельствует о весьма существенном росте однородности структуры металла по толщине проката.

Объяснение положительного влияния уменьшения содержания углерода на центральную сегрегацию исследованных сталей можно дать, обратившись к  $\delta$ -ферритному углу диаграммы состояния Fe-C [130]. Нанесем на эту часть диаграммы вертикальные линии, соответствующие содержанию углерода в исследованных сталях (рис. 3.10). При охлаждении из области  $L$  (из жидкого состояния) сплавов содержащих менее 0,10%С, первичная кристаллизация происходит путем превращения жидкости  $L$  в  $\delta$ -феррит и заканчивается при температурах линии солидус  $A-H$ . Для реальных низколегированных сталей это содержание углерода составляет не более 0,08-0,09% [131]. В нашем случае данное положение справедливо для опытных сталей 03Г1Б и 08Г2ФБ,

Таблица 5

Количественные параметры микроструктуры основного металла и сегрегационной зоны опытных сталей.

Марка стали	Микротвердость $H_{1,96}$ (200Г), Н/мм <sup>2</sup>		$\Delta H_{1,96}$ (Н/мм <sup>2</sup> ) средняя	К ( $H_{1,96}$ )
	Основной металл	Центральная сегрегационная зона		
17Г1СУ	1460	2620	1160	1,79
10Г2ФБ	1780	2870	1090	1,61
08Г2ФБ	1440	1950	510	1,35
03Г1Б	1550	1650	100	1,06

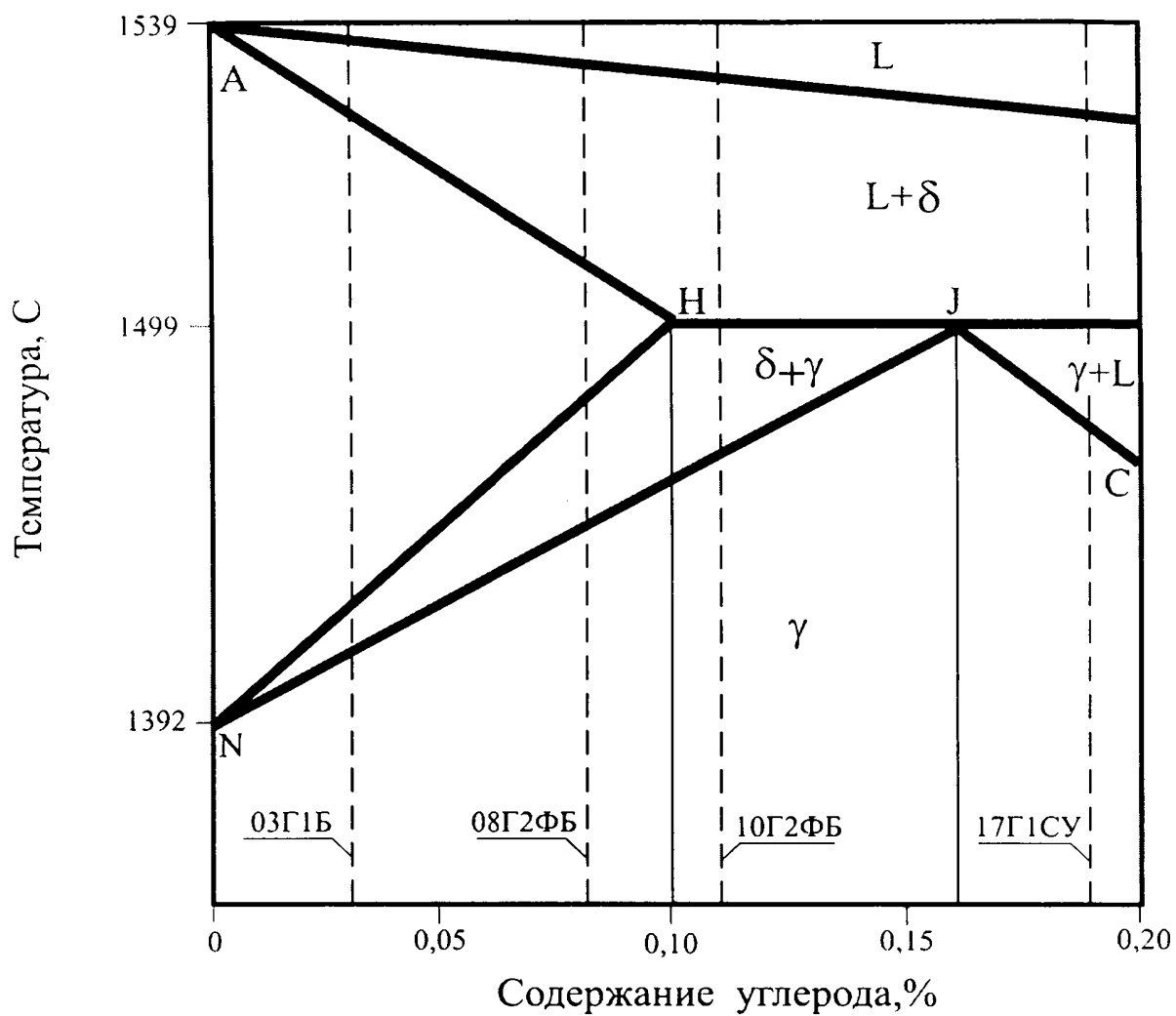


Рис. 3.10. Верхний  $\delta$ -ферритный участок диаграммы Fe-C. Вертикальные штриховые линии соответствуют содержанию углерода в исследованных сталях.

содержащих 0,03 и 0,08%С соответственно. При последующем охлаждении  $\delta$ -феррит превращается в фазу  $\gamma$  (аустенит) в интервале температур, ограничиваемом линиями  $NH$  и  $HJ$  (начало и окончание  $\delta \rightarrow \gamma$  превращения). Чем меньше содержание углерода, тем шире температурный диапазон существования  $\delta$ -феррита и больше продолжительность пребывания металла в этой области (рис. 3.11). С учетом того, что диффузионная подвижность атомов углерода и примесей в  $\delta$ -феррите на несколько порядков превышает скорость их диффузии в аустените [132], увеличение продолжительности пребывания металла в области  $\delta$ -феррита приводит к более гомогенному перераспределению атомов примесей из зон их сегрегации (из междендритных областей) по всему объему. Таким представляется механизм положительного влияния уменьшения содержания углерода на уменьшение центральной сегрегации в непрерывнолитых слябах и изготовленных из них листах.

При концентрациях углерода больших, чем в точке  $H$  ( $>0,10\%C$ ) в условиях охлаждения из жидкого состояния при  $1499^\circ C$  (в низколегированных сталях при  $1495-1510^\circ C$  [131]) протекает изотермическая перитектическая реакция  $L + \delta \rightarrow \gamma$  с образованием аустенита, концентрация которого соответствует точке  $J$ . При содержании углерода в пределах от 0,10 до 0,16% (сталь 10Г2ФБ) избыточная фаза  $\delta$  превращается в фазу  $\gamma$  в интервале температур ниже  $1499^\circ C$  до температур, ограничиваемых линией  $JN$ .

При большем содержании углерода ( $>0,16\%$ , сталь 17Г1С-У) после окончания перитектической реакции избыточная жидкая фаза превращается в фазу  $\gamma$  в интервале температур ниже  $1499^\circ C$  до температур, ограничиваемых линией  $JS$ . Отсутствие в последнем случае фазы  $\delta$  во всем температурном интервале ниже линии перитектического превращения ( $<1499^\circ C$ ) особо

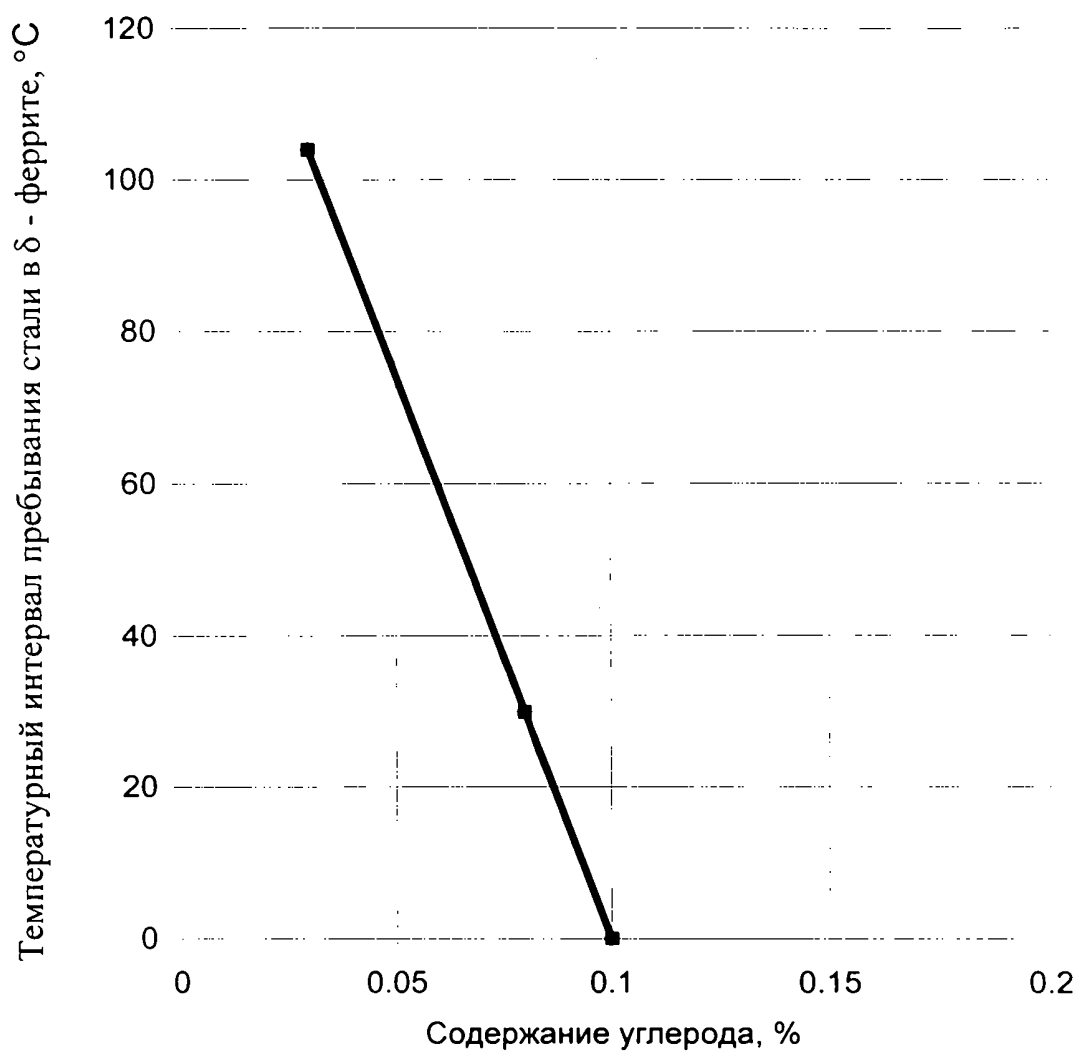


Рис. 3.11. Зависимость между температурным интервалом пребывания металла в  $\delta$ -ферритной области и содержанием углерода в исследованных сталях.

негативно отражается на однородности литого металла и готового проката, что видно на примере данных, полученных для стали 17Г1С-У.

### Выводы по главе

1. Значительное ослабление центральной сегрегации в слябах и листах из непрерывнолитых низколегированных сталей разных систем легирования (17Г1С-У, 10Г2ФБ, 08Г2ФБ и 03Г1Б) наблюдается при меньшем содержании углерода. Балл осевой ликвации в исследованных сталях снижается от 4 до 1 при оценке по ОСТ 14-4-73 и от 5 до < 2 при оценке по методике фирмы «Маннесманн» (количество серы в пределах 0,012-0,001%).
2. Для характеристики структурной неоднородности толстолистого проката, изготовленного из непрерывнолитых слябов, введен коэффициент  $K(H) = H^{цс}/H^{ом}$ , где  $H^{цс}$  – микротвердость центральной сегрегационной зоны,  $H^{ом}$  – микротвердость основного металла. Коэффициент  $K(H)$  тесно связан с содержанием углерода в стали в пределах изученных концентраций от 0,03 до 0,19%.
3. По возрастанию склонности к центральной сегрегации химические элементы в низколегированных сталях располагаются в последовательности: **Mn → V → C → Nb → P → S**.
4. Ослабление интенсивности сегрегации химических элементов в непрерывнолитом металле по мере уменьшения содержания углерода (особенно <0,08%) связано с расширением температурной области существования  $\delta$ -феррита на диаграмме превращения Fe-C при охлаждении после первичной кристаллизации и с усилением благодаря этому процессов гомогенизации, протекающих в  $\delta$ -феррите со скоростями на несколько порядков большими, чем в аустените.



#### Глава IV. СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ СТОЙКОСТИ ПРОТИВ РАСТРЕСКИВАНИЯ В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ, С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Способность трубопроводов оказывать сопротивление вредному воздействию  $H_2S$ -содержащего природного газа зависит от параметров самого газа (рН, парциальное давление  $H_2S$ ), а также от характеристик металла трубопроводов, таких как уровень внутренних напряжений, твердость, загрязненность протяженными частицами  $MnS$  и другими неметаллическими включениями, характера, типа и морфологии избыточных фаз и однородности микроструктуры.

В последние годы, благодаря микролегированию ниобием, а также развитию способов контролируемой прокатки (КП) и термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением (ТМПУО), совершенствование состава низколегированных высокопрочных сталей для газопроводных труб большого диаметра происходит в направлении все большего снижения содержания углерода: от 0,15–0,20% в устаревших сталях типа 17Г1С-У до 0,03% в современных трубных сталях [133].

В настоящей главе рассмотрены результаты исследования влияния содержания углерода и интенсивности сегрегации низколегированных трубных сталей различных систем легирования на сопротивление растрескиванию в  $H_2S$ -содержащей среде [125,126,128,134].

Для проведения опытов в настоящей работе отобраны листы от 4 плавков непрерывнолитых трубных сталей текущего производства меткомбината «Азовсталь» и прокатан один лист из сляба производства компании «Imexsa». При этом стремились к обеспечению следующих исходных условий в отношении химического состава и свойств листов, выбранных в качестве материала исследования:

- близкое содержание серы и марганца в опробованных сталях;
- одинаковый или достаточно близкий уровень прочностных свойств во всех плавках;
- значительное различие между плавками по содержанию углерода.

В табл. 1 приведен химический состав исследованных плавков.

Слябы всех плавков были прокатаны на листы толщиной от 12 до 18,7мм на двухклетьевом реверсивном стане 3600. Листы от плавки 1 (сталь 17Г1С-У) прокатаны по режиму нормализующей прокатки (НП), листы от плавков 2 и 3 – по режимам контролируемой прокатки (КП), листы от плавков 4 и 5 – по режимам термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением (ТМПУО). В табл. 6 приведены режимы прокатки, толщины и механические свойства (средние значения) листов опытных сталей.

#### **4.1. Исследование стойкости против водородного растрескивания (в.р.)**

Испытания на водородное растрескивание НИС проводили по методике стандарта NACE TM 02–84 в среде водного раствора, содержащего 5% NaCl+0,5% CH<sub>3</sub>COOH (так называемый раствор NACE). Значения pH среды было равно 3. Испытуемые образцы размерами h–20x100 мм, где h–толщина листа после снятия черных слоев, помещали в герметичный сосуд (автоклав), который продували нейтральным газом (азотом) для удаления кислорода, содержащегося в воздухе. После этого сосуд заливали раствором, продували в течение 30 мин сероводородом для равновесного насыщения при температуре испытания 20±3°C, после чего подачу сероводорода уменьшали до нескольких пузырьков в минуту для поддержания насыщенности испытательного раствора.

Показатель длины трещины CLR определяли по формуле:

$$CLR = \frac{\sum L_i}{B} \times 100, \%,$$

где  $\sum L_i$  – суммарная длина трещин, обнаруженных на всех обследованных плоскостях (резах) испытанных образцов;

Таблица 6

Режимы прокатки, толщины и механические свойства (средние значения) листов опытных сталей

№ плавков	Сталь	Режимы прокатки	Толщина листа	б <sub>в</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	б <sub>г</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	δ (2"), %	КСV, Дж/см <sup>2</sup> , при тем-ре, °С	ИПГ (DWTT), % при тем-ре, °С
1	17Г1С-У	НП	15,6	550	410	δ <sub>5</sub> = 29	(0°C) 75	(0°C) 50
2	13Г1С-У	КП	15,6	560	440	32	(-15°C) 80	(-15°C) 80
3	10Г2ФБ	КП	15,7	605	510	32	(-20°C) 155	(-20°C) 100
4	08Г1ФБ	ТМПУО	18,7	630	530	35	(-20°C) 249	(-20°C) 100
5	03Г1Б	ТМПУО	13,2	593	510	38	(-20°C) 372	(-20°C) 100

НП – нормализующая прокатка

КП – контролируемая прокатка

ТМПУО – термомеханическая прокатка с ускоренным охлаждением

В–суммарная ширина обследованных образцов, равная в данном случае ширине плоского образца (20мм), умноженной на количество обследованных образцов (2 реза x 3 образца = 6 обследованных сечений на 3 образцах).

#### **4.2. Изучение сопротивления сероводородному растрескиванию под напряжением (с.р.н.)**

Испытания на стойкость против сероводородного растрескивания под напряжением SSCC проводили по методике, соответствующей стандарту NACE TM 01–77 (96), метод А, при постоянной нагрузке образцов в течение 720 ч в растворе NACE, описание которого и подготовка среды даны выше. Цилиндрические образцы с резьбовыми головками помещали в стеклянную ячейку и с помощью специального устройства нагружали растяжением до расчетного напряжения. Если в течение 720 ч не происходит разрушения образца, то такой образец считают выдержавшим испытание при заданной величине напряжений, выраженной десятными долями от номинального предела текучести. На каждую величину напряжения испытывали не менее 3–х образцов. Если ни один из трех испытываемых образцов не разрушился, то считается, что металл стоек против SSCC при таком напряжении. В табл. 7 приведены результаты испытаний на HIC и SSCC опытных сталей.

Для количественной оценки структурной сегрегационной неоднородности листов опытных сталей проводили замер микротвердости  $H_{1,96}$  (нагрузка 200 г) основного металла и центральной сегрегационной зоны.

В качестве показателя структурной неоднородности листов введен коэффициент  $K(H)$ , представляющий собой отношение микротвердости центральной сегрегационной зоны ( $H_{1,96}^{sc}$ ) к микротвердости основного металла ( $H_{1,96}^{om}$ ).

На рис. 4.1 показана зависимость микротвердости основного металла, центральной сегрегационной зоны и коэффициента  $K(H)$  от содержания углерода в опытных сталях. Видно, что микротвердость основного металла в

Таблица 7

Результаты испытания на стойкость против водородного (НІС) и сероводородного растрескивания под напряжением (SSCC)

№ плавки	Сталь	CLR, % (средние знач.)	Время до разрушения, ч, при нагрузке в долях от $\sigma_{\text{т}}$			Пороговое напряжение $\sigma_{\text{пор}}^{720}$
			0,6	0,7	0,8	
1	17Г1С-У	36	190	150	-	< 0,6 бт
			142	125		
			455	149		
2	13Г1С-У	20	720	300	-	0,6 бт
			720	290		
			720	140		
3	10Г2ФБ	13	720	720	720	$\geq 0,6$ бт
			720	555	720	
			720	300	550	
4	08Г1ФБ	5,5	-	720	720	$\geq 0,7$ бт
				720	720	
				720	502	
5	03Г1Б	0	-	720	720	0,8 бт
				720	720	
				720	720	

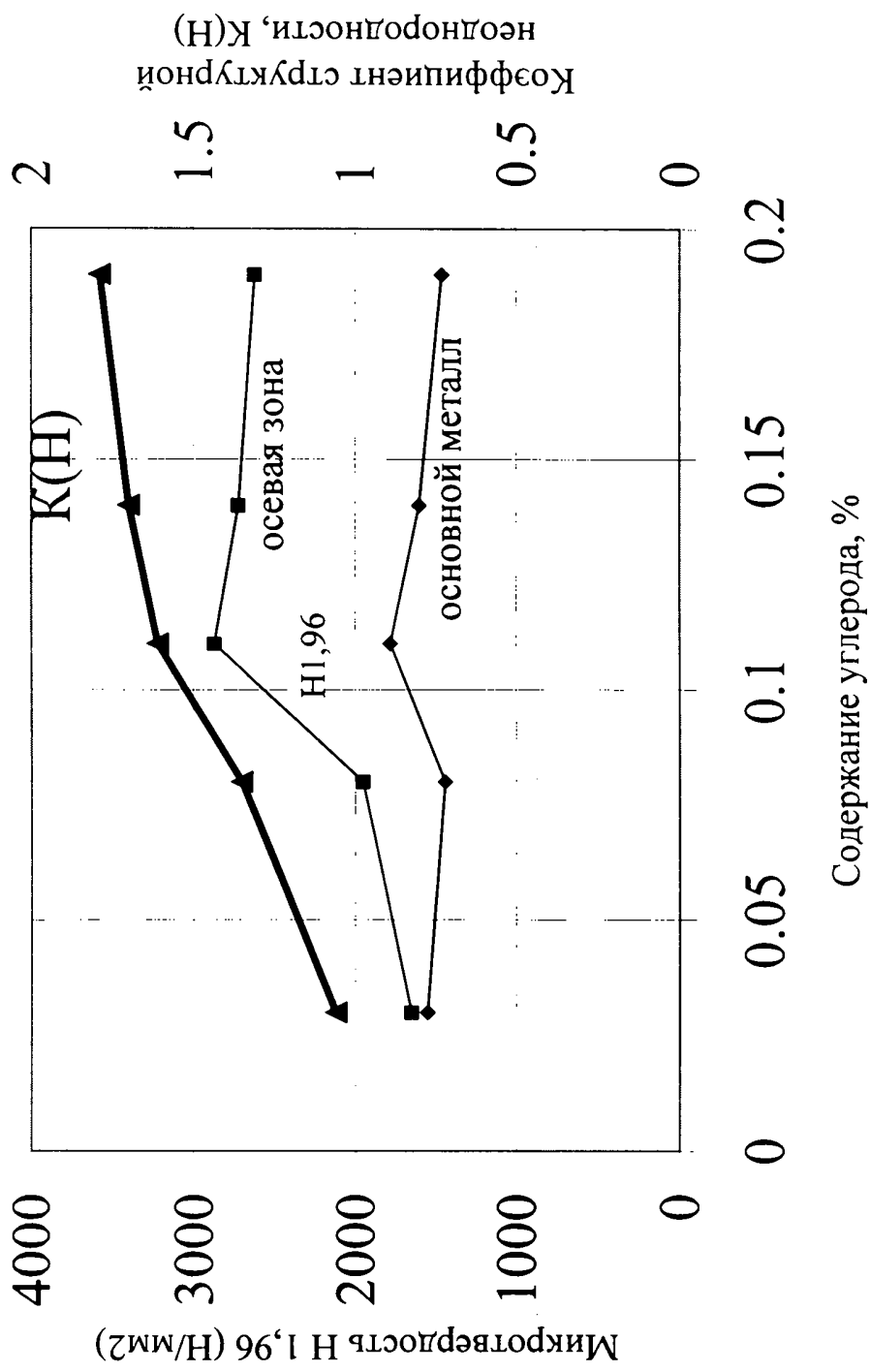


Рис. 4.1. Зависимость микротвердости основного металла Н1,96, осевой зоны и коэффициента структурной неоднородности К(Н) от содержания углерода в листах из исследованных сталей.

стали с различным содержанием углерода имеет весьма близкие величины, что соответствует тому факту, что все исследуемые стали имели сопоставимый уровень прочностных свойств при растяжении (см. табл. 6), хотя механизмы их упрочнения в каждом случае имели существенные отличия.

Микротвердость центральной сегрегационной зоны, напротив, заметно зависит от содержания углерода в стали, что объясняется сильным влиянием углерода на центральную сегрегацию химических элементов, главным образом самого углерода и марганца, которая приводит к обогащению ими ликвационной зоны листа и появлению в ней структур бейнитно-мартенситного типа. Особенно заметно это проявляется при общем содержании углерода в стали  $>0,08\%$  [129] (рис. 4.2). В табл. 8 приведен химический состав центральной сегрегационной зоны обследованных слябов, который определяли методом спектрального анализа с помощью спектрометра «Спектролаб-С».

Зависимость коэффициента  $K$  ( $H$ ) от содержания углерода близка к линейной. Это означает, что в пределах каждой системы легирования влияние углерода на соотношение микротвердости центральной сегрегационной зоны и основного металла пропорционально его общему содержанию.

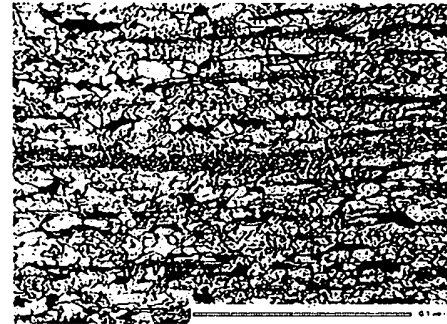
В стали 03Г1Б, где сегрегация химических элементов наименее выражена (см. табл. 8), разница абсолютных значений микротвердости сегрегационной зоны и основного металла  $= H_{1,96}^{сп} - H_{1,96}^{ом}$  минимальная. При увеличении содержания углерода величина  $\Delta H$  растет, что особенно заметно при переходе от стали 08Г1ФБ с содержанием углерода 0,08% к стали 10Г2ФБ с содержанием углерода 0,11%. Последующий переход к стали 17Г1С-У с содержанием углерода 0,19% не сопровождается дополнительным ростом  $\Delta H$ , что обусловлено отсутствием в ней ниобия и ванадия, вносящих



а



б



в



г



д

Рис. 4.2. Микроструктура центральной сегрегационной зоны листов (x 400):  
а – 17Г1С-У; б – 13Г1С-У; в – 10Г2ФБ; г – 08Г1ФБ; д – 03Г1Б.



Таблица 8

## Сегрегационная химическая неоднородность в слябах исследованных сталей

№ плавки	Сталь	Содержание химических элементов, %											
		C		Mn		S		P		Nb		V	
		ковш. проба	сегрег. зона	ковш. проба	сегрег. зона	ковш. проба	сегрег. зона	ковш. проба	сегрег. зона	ковш. проба	сегрег. зона	ковш. проба	сегрег. зона
1	17Г1С-У	0,19	0,26	1,47	1,56	0,005	0,031	0,015	0,034	-	-	-	-
2	13Г1С-У	0,14	0,19	1,41	1,49	0,007	0,019	0,017	0,032	-	-	-	-
3	10Г2ФБ	0,11	0,15	1,69	1,81	0,004	0,006	0,015	0,027	0,029	0,049	0,099	0,113
4	08Г1ФБ	0,08	0,11	1,32	1,39	0,003	0,005	0,010	0,014	0,032	0,049	0,067	0,071
5	03Г1Б	0,03	0,035	1,49	1,50	0,001	-	0,013	0,014	0,086	0,095	-	-

существенный вклад в формирование микроструктуры сегрегационной зоны с участками повышенной прочности в сталях 08Г1ФБ и 10Г2ФБ. В то же время, при переходе к стали 17Г1С-У наблюдается дальнейший рост коэффициента  $K(H)$ , что указывает на то, что в рамках системы легирования С-Mn стали увеличение содержания углерода до 0,19% продолжает оказывать сильное влияние на упрочнение сегрегационной полосы благодаря увеличению содержания углерода до 0,26% и марганца до 1,56% (см. табл. 8).

На рис. 4.3 (а, б) показана зависимость величины CLR от содержания углерода и коэффициента  $K(H)$  в опытных сталях. Учитывая, что исследованные в настоящей работе промышленные стали отличались системой легирования и были прокатаны по режимам, обеспечивающим получение заданного уровня прочности и вязкости для каждой марки стали, приведенную зависимость CLR от содержания углерода и величины  $K(H)$  следует рассматривать как указание на необходимость снижения содержания углерода в качестве одной из важнейших предпосылок создания непрерывнолитых сталей для электросварных труб большого диаметра, стойких в  $H_2S$ -содержащих средах [134].

На рис. 4.4 (а) показана зависимость времени до разрушения опытных сталей при испытаниях на SSCC при напряжениях, равных 0,7 от номинального предела текучести от содержания углерода. С понижением концентрации углерода время до разрушения растет и при содержании углерода  $\leq 0,08\%$  разрушение после выдержки 720 ч при  $\sigma = 0,7\sigma_T$  не наблюдается.

На рис. 4.4 (б) показаны результаты испытаний на SSCC при напряжениях, составляющих от 0,6 до 0,8 от номинального предела текучести. Хорошо видно, что пороговые напряжения, при которых наступает разрушение образцов после выдержки не менее 720 ч растут в такой последовательности:

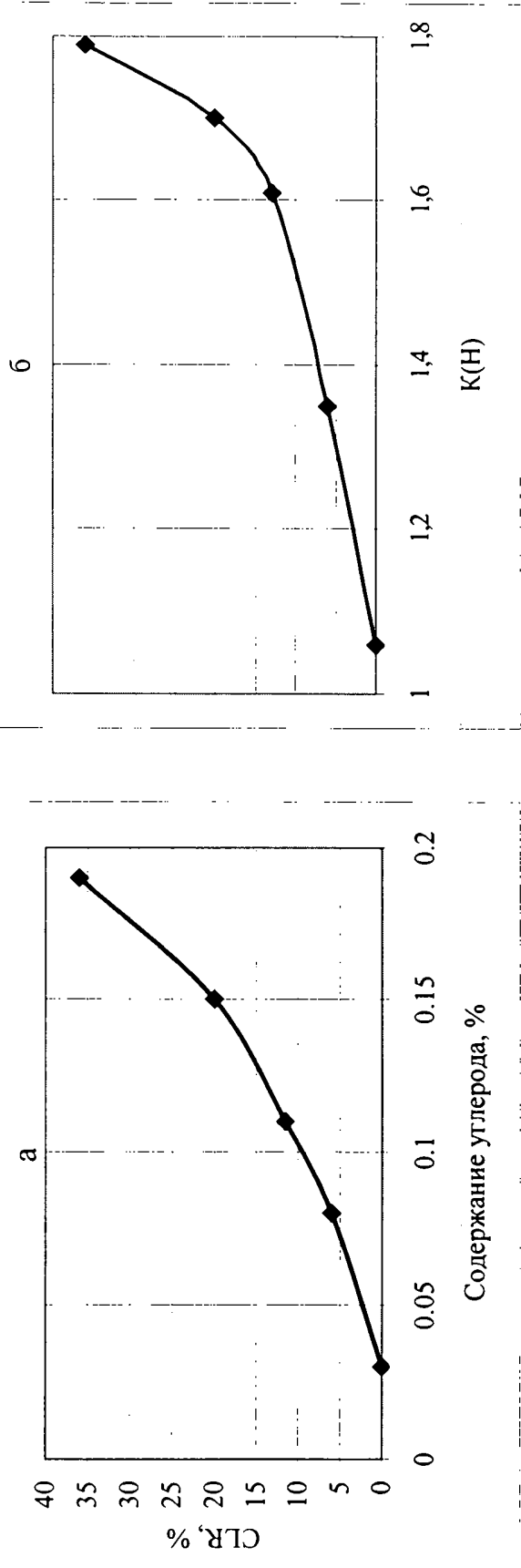


Рис. 4.3. Влияние содержания углерода (а) и коэффициента структурной неоднородности K(H) (б) на CLR исследованных сталей .

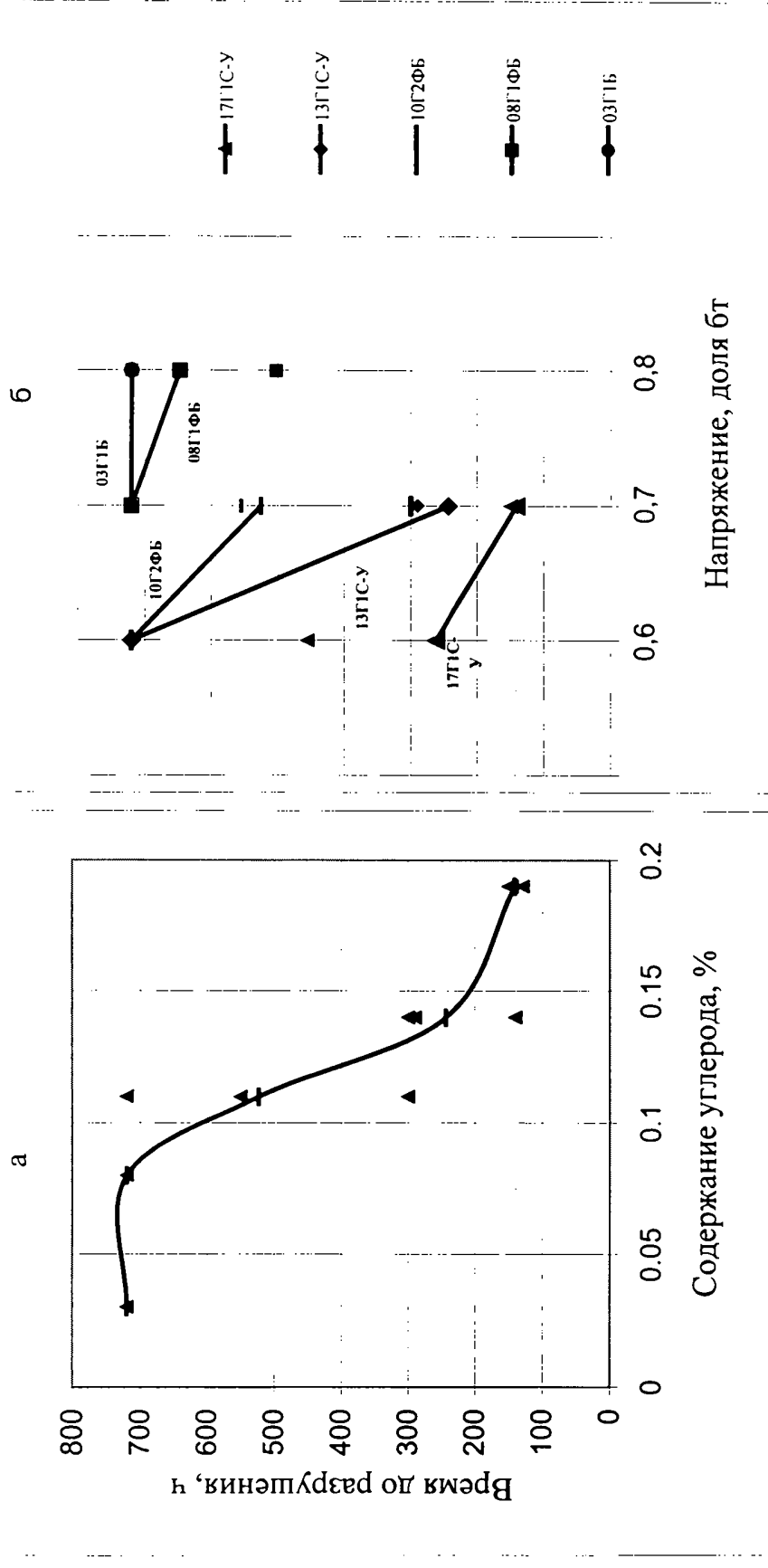


Рис. 4.4. Зависимость времени до разрушения образцов из исследованных сталей при испытании на SSCC (б = 0,7б) от содержания углерода (а) и от величины приложенного напряжения в долях от номинального предела текучести (б).

17Г1С-У < 0,6 б<sub>т</sub>; 13Г1С-У = 0,6 б<sub>т</sub>; 10Г2ФБ = 0,6 б<sub>т</sub>; 08Г1ФБ = 0,7 б<sub>т</sub>; 03Г1Б = 0,8 б<sub>т</sub>;

Полученные данные позволяют ранжировать стали по способности оказывать сопротивление разрушению при испытаниях на SSCC по признаку содержания в них углерода.

### **Выводы по главе**

1. Испытанием стойкости против водородного растрескивания (НІС) и сероводородного растрескивания под напряжением (SSCC) непрерывнолитых трубных сталей различных систем легирования и различных схем прокатки толстого листа установлена существенная зависимость показателей стойкости сталей против разрушения в сероводородсодержащей среде (CLR и  $\sigma_{пор}^{720}$ ) от содержания углерода и серы, а также от структурной неоднородности листов.
2. Важнейшими предпосылками создания непрерывнолитых сталей для сварных труб большого диаметра, стойких в H<sub>2</sub>S–содержащих средах, является низкое содержание углерода ( $\leq 0,08\%$ ) и серы ( $\leq 0,002\%$ ).

## Глава V. ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ УЛУЧШЕНИЯ СВАРИВАЕМОСТИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ЗА СЧЕТ СНИЖЕНИЯ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА

Создание материалов с новыми свойствами и изготовление высоконадежных сварных нефтегазопроводов и металлоконструкций ответственного назначения невозможно без обеспечения хорошей свариваемости сталей. Поэтому исследование свариваемости рассматривается как необходимое требование при разработке сталей различного назначения.

Свариваемость металла тем выше, чем большее число способов сварки может быть применено к нему, чем проще их технология и шире пределы допустимых режимов сварки, обеспечивающих заданные показатели свойств сварного соединения [135].

Современное понятие свариваемости основывается на изучении и моделировании ряда физических процессов, протекающих при сварке. Исследование пригодности сталей для изготовления сварных конструкций направлено в основном на обеспечение оптимальных условий сварки и нормативных требований предъявляемых к сварным соединениям.

В основе оценки свариваемости находится взаимосвязь скорости охлаждения (тепловложения при сварке) со структурой и свойствами.

Основной проблемой изготовления трубопроводов и конструкций из низколегированных сталей с точки зрения эксплуатационной надежности сварных соединений является поведение околошовной зоны. Как показывает практика эксплуатации конструкций и результаты испытаний сварных соединений, металл околошовной зоны наиболее подвержен разрушению, что связано с наибольшими структурными изменениями, происходящими в зоне, нагреваемой выше температуры начала интенсивного роста зерна аустенита.

Кинетику превращения аустенита в процессе непрерывного охлаждения металла околошовной зоны при сварке, оценивают на основе анализа диаграмм термокинетического превращения [136,135].

Процесс структурообразования, связанный с воздействием различных тепловложений при сварке, выражаемых через скорости охлаждения сварных соединений, определяет свойства этой наиболее опасной зоны сварного соединения [137].

Изучение закономерности влияния структуры на механические свойства металла околошовной зоны становится возможным при использовании имитации сварочных циклов, т.е. воспроизводстве термокинетических параметров околошовной зоны, существующих при сварке, во всем объеме образца исследуемого металла. Для этого приходится использовать маломасштабные образцы сечением 5x10 мм, что исключает влияние градиентов скоростей охлаждения. Испытания образцов с имитированной околошовной зоной являются более жесткими, чем испытания натуральных сварных соединений, поскольку в данном случае анализируются свойства металла со структурой околошовной зоны (ОШЗ) без участия зон металла, менее подверженных тепловому воздействию сварки, как это обычно происходит при испытаниях сварных соединений. Этот метод позволяет провести исследование любого температурного интервала в зоне термического влияния. Фазовые превращения в металле околошовной зоны при определенных условиях могут привести к образованию холодных трещин. Образование холодных трещин обусловлено главным образом мартенситными превращениями, которые протекают со значительным изменением объема и приводят к возникновению высоких внутренних напряжений и одновременно к снижению способности металла воспринимать пластическую деформацию [136].

Холодное растрескивание присуще высокоуглеродистым сталям или сталям с повышенной степенью легирования. Склонность к холодному растрескиванию в ОШЗ оценивают по формулам углеродного эквивалента. Стали, относящиеся к хорошо свариваемым, не обладают склонностью к холодному растрескиванию вследствие смещения области мартенситных превращений за пределы скоростей охлаждения существующих при сварке. Таким образом, оперируя понятием устойчивости аустенита металла ОШЗ, выраженной через температурные интервалы фазовых превращений, количественное соотношение структурных составляющих и их твердость представляется возможным прогнозирование структурночувствительных свойств сварных соединений и установить методы, оценивающие уровень служебных свойств сварных соединений.

В настоящей главе изучение свариваемости основывалось на моделировании физических процессов, протекающих в зоне термического влияния при сварке. За основу принята взаимосвязь скорости охлаждения (тепловложения при сварке) со структурой и свойствами.

Представляемые результаты получены на основе комплексного анализа:

- кинетики фазовых превращений аустенита в условиях различных термических циклов сварки и связанных с ними изменений микроструктуры;
- механических свойств металла имитированной зоны термического влияния, включая хладостойкость локальных участков перегрева металла околошовной зоны;
- склонности стали к образованию холодных трещин с учетом воздействия мартенситных превращений.



## 5.1. Построение термокинетических диаграмм превращения аустенита при охлаждении после сварочного нагрева, сопоставление микроструктур ОШЗ, изучение сопротивления разрушению ОШЗ низколегированных трубных сталей с различным содержанием углерода

### Сталь 17Г1С-У

Превращение аустенита в околошовной зоне при сварке стали 17Г1С-У характеризуется развитой областью превращений перлитного типа до скоростей охлаждения более  $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$  (рис. 5.1). Область ферритных превращений ограничивается скоростью охлаждения менее  $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Ферритные и перлитные микроструктурные составляющие, образующиеся в области диффузионных превращений имеют грубую морфологию с неблагоприятным распределением феррита по границам зерен (рис. 5.2). Бейнитные превращения происходят в интервале скоростей охлаждения  $5-150^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Мартенсит появляется в структуре начиная со скорости охлаждения  $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Сталь характеризуется как гетерофазная во всем диапазоне скоростей охлаждения, характерных для различных видов сварки, т.е. в этой композиции стали невозможно получать структуру с преобладанием микроструктурных составляющих одного типа превращения. В области диффузионных превращений (скорости охлаждения соответствуют автоматической сварке под флюсом) образование феррита сопровождается образованием значительного количества перлитных фаз и бейнита зернистой морфологии. При формировании бейнита (скорости охлаждения соответствуют ручной дуговой сварке) также образуется значительное количество перлита. При сварке на пониженных тепловложениях превращение аустенита в ОШЗ происходит с образованием бейнита и мартенсита.

Вследствие неблагоприятной морфологии и гетерофазности превращения аустенита металл околошовной зоны не обладает достаточным уровнем

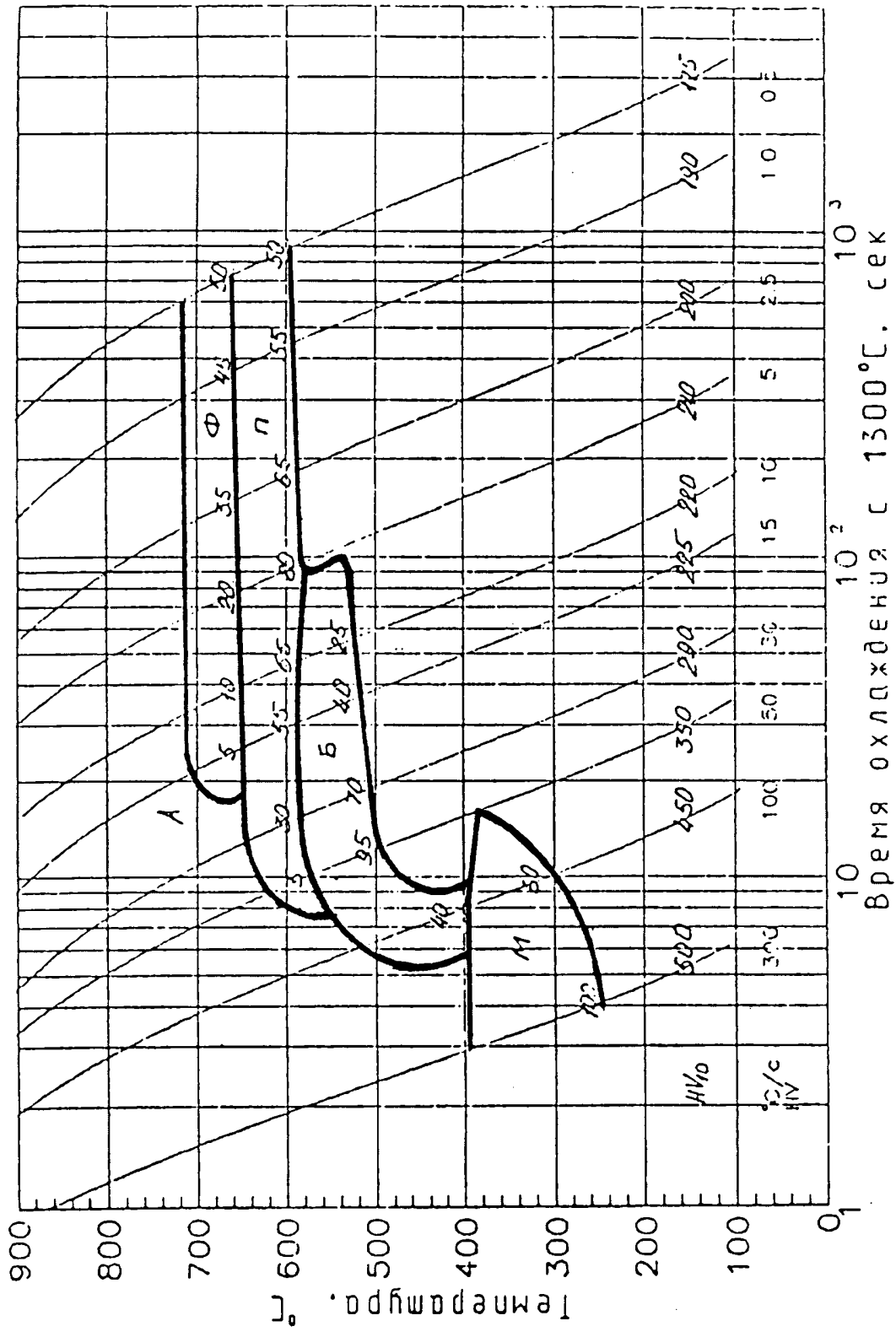


Рис. 5.1. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита при различных скоростях охлаждения стали 17Г1С-У.

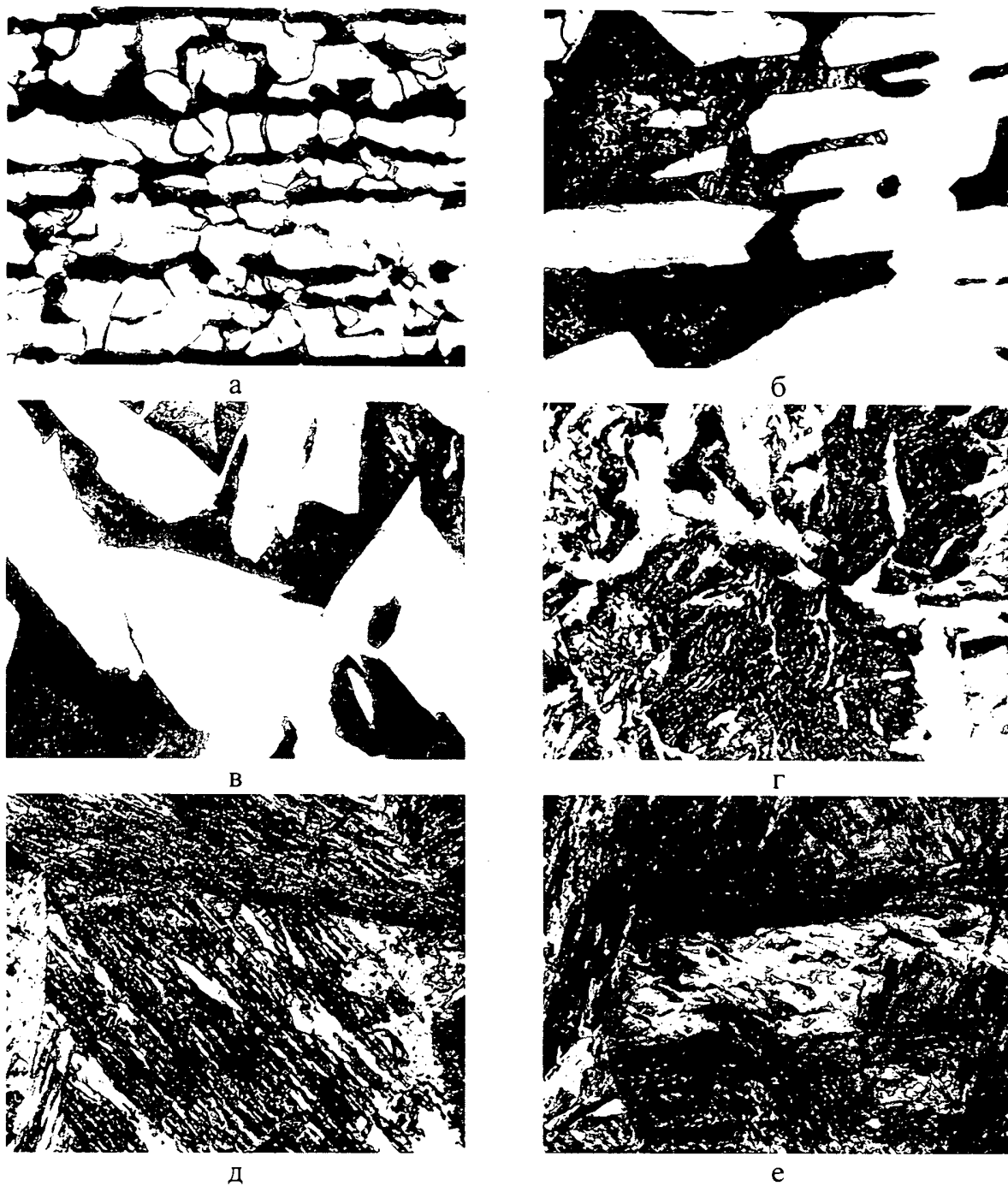


Рис. 5.2. Влияние скорости охлаждения на микроструктуру стали 17Г1С-У (сварочный нагрев 1300°С) ×500:

а – основной металл – нормализующая прокатка Тн.п. 980 °С, Тк.п. 860 °С; б – 0,1 °С/с; в - 1 °С/с; г - 10 °С/с; д - 90 °С; е - 290 °С/с.

ударной вязкости KCV при отрицательных температурах (рис. 5.3). Незначительное повышение уровня KCV  $-20^{\circ}\text{C}$  достигается на режимах автоматической сварки под флюсом. При всех режимах и видах сварки металл ОШЗ соответствует нижнему температурному порогу хладноломкости (табл. 9).

Допустимый уровень критической твердости HV350, гарантирующий отсутствие холодных трещин под воздействием водорода соответствует скорости охлаждения  $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$ .

### **Сталь 08Г1Б**

Превращение аустенита в околошовной зоне при сварке стали 08Г1Б характеризуется развитой областью перлитного типа до скоростей охлаждения  $75^{\circ}\text{C}/\text{с}$  (рис. 5.4) [138]. Область ферритных превращений ограничивается скоростью охлаждения  $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Ферритные и перлитные микроструктурные составляющие образующиеся в области диффузионных превращений имеют грубую морфологию с неблагоприятным распределением феррита по границам зерен. Бейнитные превращения происходят в интервале скоростей охлаждения  $3-300^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Мартенсит появляется в структуре начиная со скорости охлаждения  $85^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Сталь характеризуется как гетерофазная в диапазоне скоростей охлаждения до  $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . В области диффузионных превращений (скорости охлаждения соответствуют автоматической сварке под флюсом) образование феррита преобладает над количеством перлитных фаз. В интервале скоростей охлаждения  $5-50^{\circ}\text{C}/\text{с}$  полиморфность превращения аустенита характеризуется формированием перлита и бейнита речного типа (рис. 5.5).

При неблагоприятной морфологии продуктов превращения аустенита металл околошовной зоны при любых режимах автоматической сварки под флюсом сохраняет стабильность уровня ( $50 \text{ Дж}/\text{см}^2$ ) ударной вязкости KCV при отрицательных температурах (рис. 5.6)

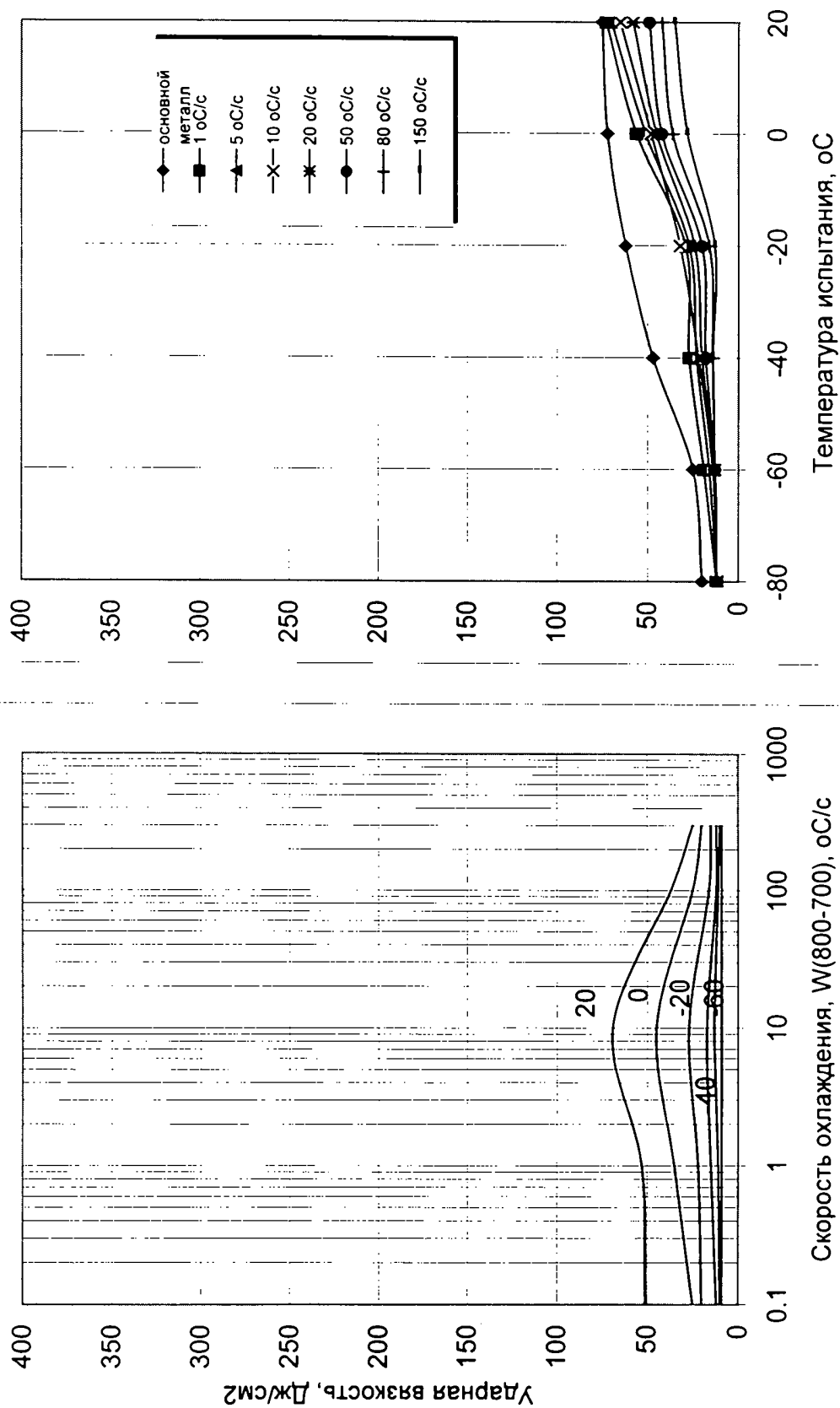


Рис. 5.3. Влияние скорости охлаждения и температуры испытания на ударную вязкость ОШЗ стали 17Г1С-У.

Таблица 9

Оценка надежности металла околошовной зоны при автоматической сварке под флюсом (7-13 °С/сек) по параметру порогов хладноломкости при испытании на ударный изгиб образцов КСV

Сталь	Верхний порог, °С – гарантия разрушения	Средний порог, °С – гарантия вязко-хрупкого разрушения	Нижний порог, °С – гарантия хрупкого разрушения
17Г1СУ	Выше +20	Выше +20	-5
08Г1Б	+20	0	-20
03Г1Б	-30	-50	-70

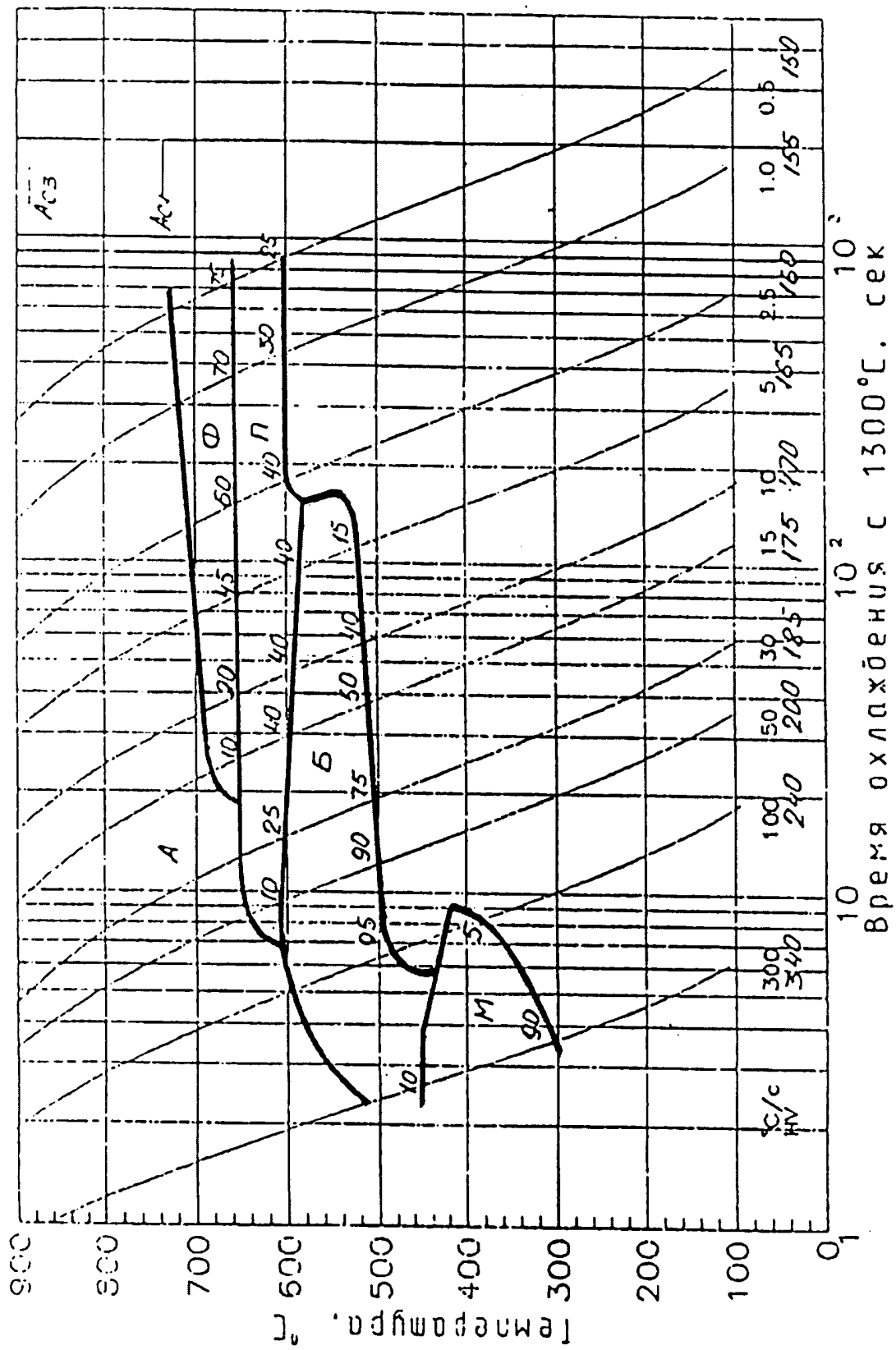


Рис. 5.4. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита при различных скоростях охлаждения стали 08Г1Б.

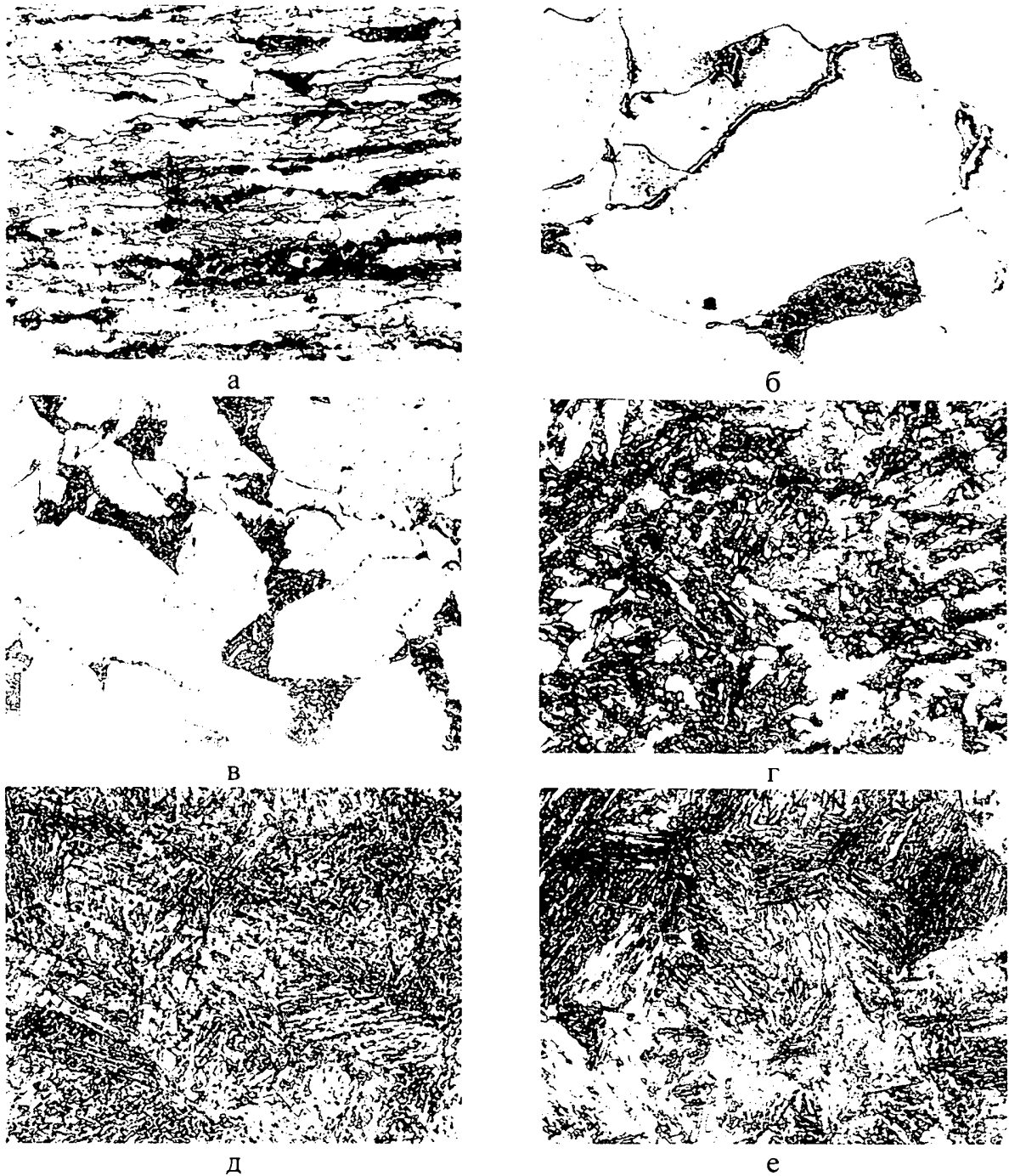


Рис. 5.5. Влияние скорости охлаждения на микроструктуру стали 08Г1Б (сварочный нагрев 1300°С) ×500:

а – основной металл – контролируемая прокатка Тн.п. 810°С, Тк.п. 735°С + ПФО; б – 0,1°С/с; в – 1°С/с; г – 10°С/с; д – 90°С; е – 290°С/с.



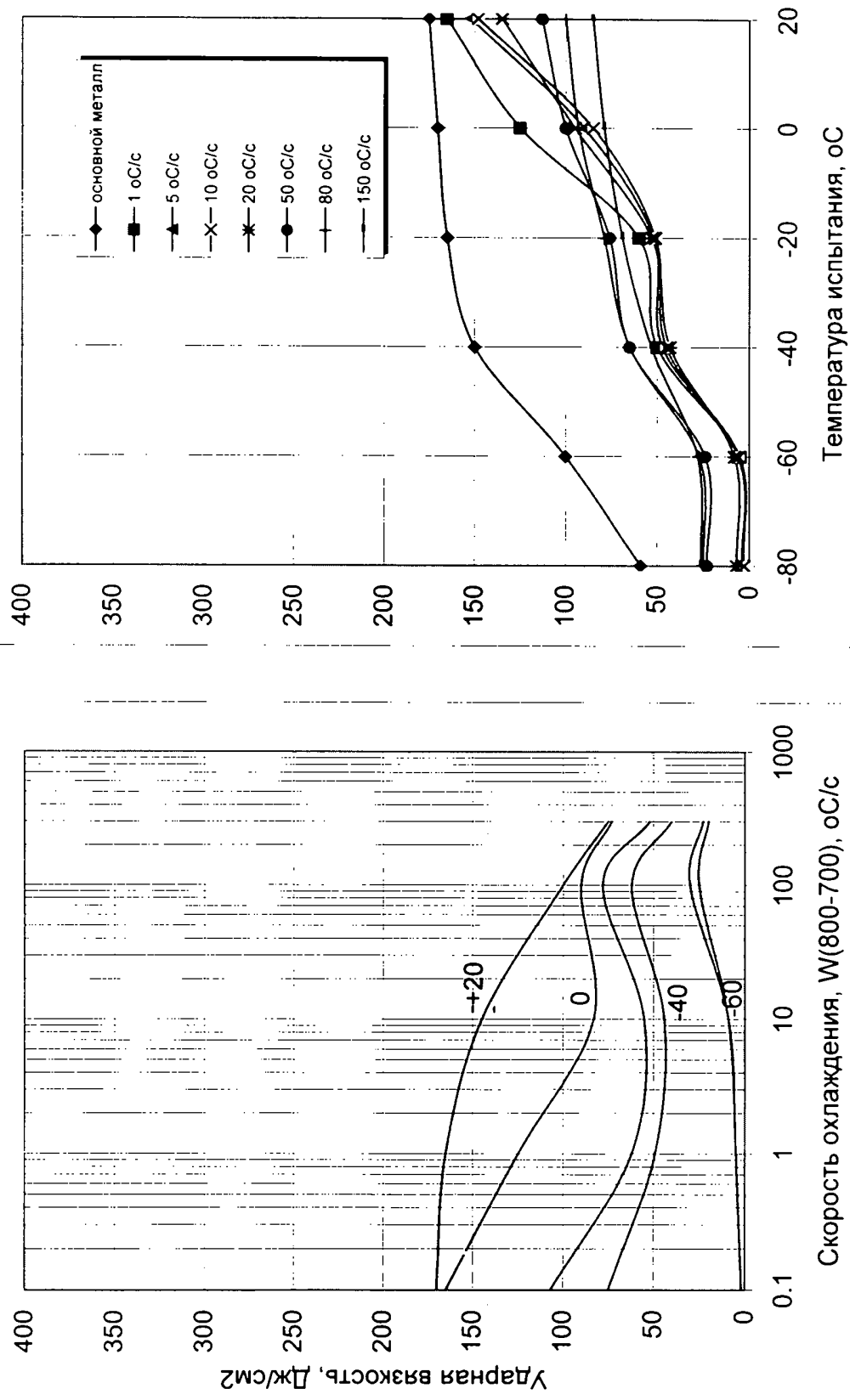


Рис. 5. 6. Влияние скорости охлаждения и температуры испытания на ударную вязкость ОШЗ стали 08Г1Б.

При автоматической сварке под флюсом нижний температурный порог хладноломкости соответствует  $-25^{\circ}\text{C}$ , средний  $-10^{\circ}\text{C}$  (см. табл. 9) и при монтажной сварке нижний порог соответствует  $-25^{\circ}\text{C}$ , средний  $-10^{\circ}\text{C}$  (табл. 10).

### Сталь 03Г1Б

Превращение аустенита в околошовной зоне при сварке стали 03Г1Б имеет кардинальные отличия от исследованных сталей, которые выражены в смещении области ферритных превращений до скоростей охлаждения  $1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  (рис. 5.7). Перлитные превращения имеют узкий температурный интервал и ограничиваются скоростью охлаждения  $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Практически в интервале реальных скоростей охлаждения при сварке полностью подавлены превращения проходящие по диффузионной кинетике с образованием полигонального феррита. Бейнитные превращения происходят в интервале температур  $620-550^{\circ}\text{C}$  в диапазоне скоростей охлаждения от  $0,7^{\circ}\text{C}/\text{с}$  и завершаются за пределами возможно достигаемых скоростей охлаждения. Высокотемпературные мартенситные превращения в интервале  $520-400^{\circ}\text{C}$  наблюдаются при скоростях охлаждения более  $70^{\circ}\text{C}$ . В области диффузионных превращений (скорости охлаждения соответствуют автоматической сварке под флюсом) образование феррита сопровождается эффектом полигонизации с измельчением зерен феррита и образованием перлитных колоний аналогичного размера (рис. 5.8).

Формирование бейнита подобного по морфологии бейниту речного типа происходит при скоростях охлаждения более  $1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ .

Вследствие благоприятной морфологии продуктов превращения аустенита (речный бейнит, так называемый игольчатый феррит) металл околошовной зоны при любых режимах автоматической сварки под флюсом имеет высокий уровень ударной вязкости KCV при отрицательных температурах до  $-60^{\circ}\text{C}$  (рис. 5.9). Заметное повышение уровня KCV при  $-20^{\circ}\text{C}$  достигается при скоростях охлаждения более  $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . При автоматической сварке под флюсом

Таблица 10

Оценка надежности металла околошовной зоны при ручной дуговой монтажной сварке (20-40 °С/сек) по параметру порогов хладноломкости при испытании на ударный изгиб образцов КСУ

Сталь	Верхний порог, °С – гарантия вязкого разрушения	Средний порог, °С – гарантия вязко-хрупкого разрушения	Нижний порог, °С – гарантия хрупкого разрушения
17Г1СУ	Выше +20	Выше +20	0
08Г1Б	+20	0	-20
03Г1Б	-40	-60	-80

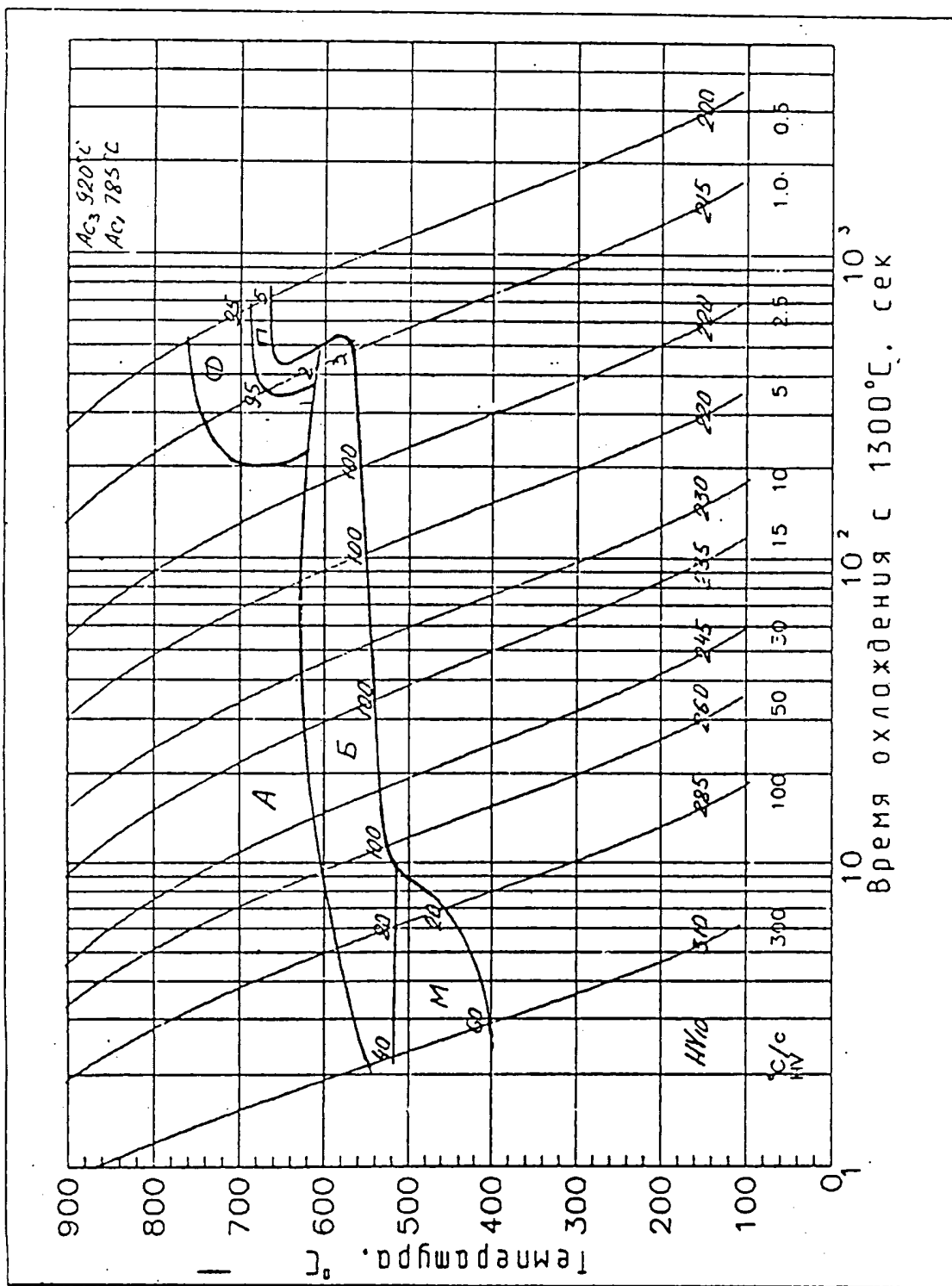


Рис. 5.7. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита при различных скоростях охлаждения стали 03Г1Б.

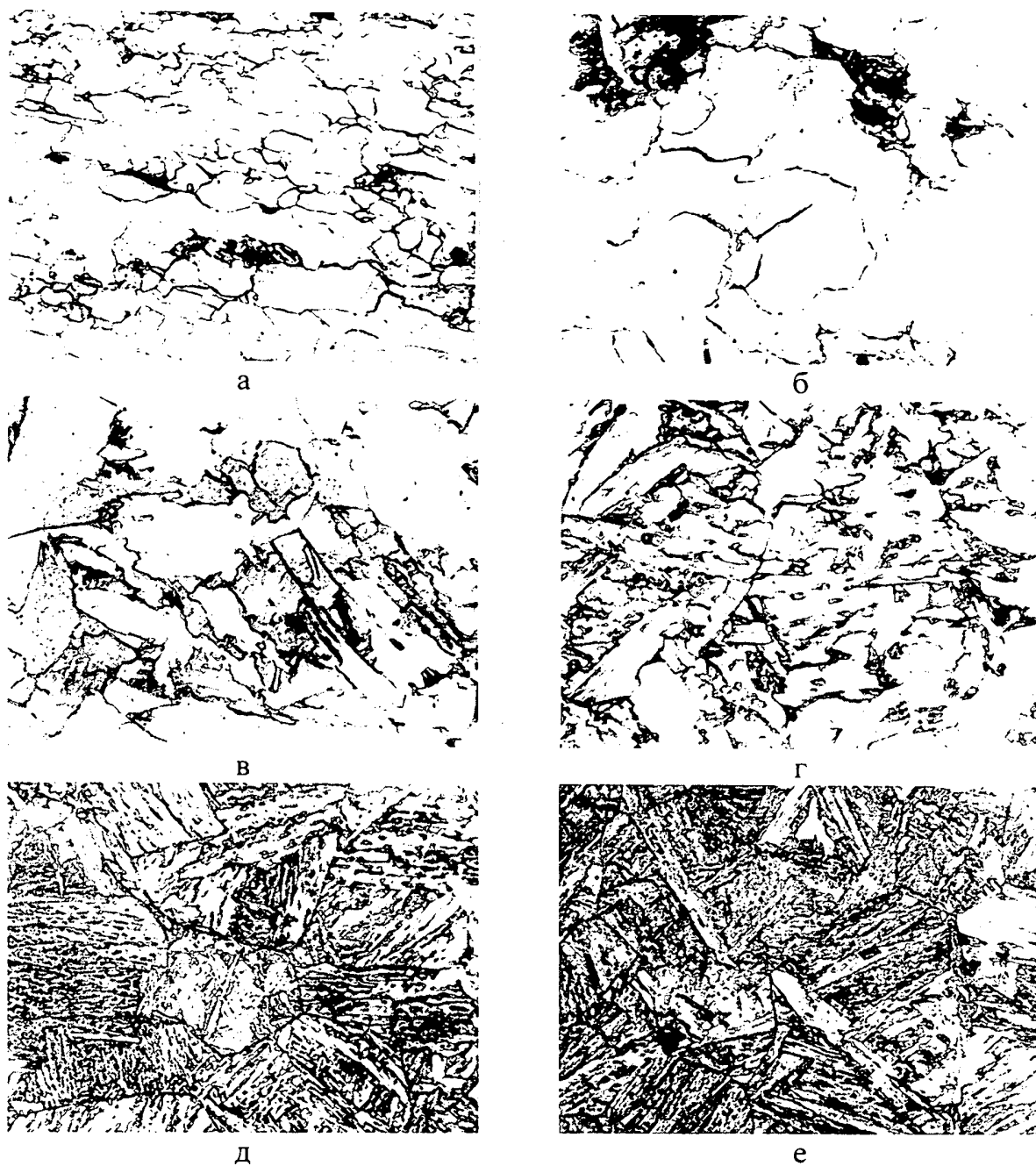


Рис. 5.8. Влияние скорости охлаждения на микроструктуру стали 03Г1Б (сварочный нагрев 1300°С) ×500:

а – основной металл – контролируемая прокатка Тн.п. 960°С, Тк.п. 760°С + УО до 615°С; б – 0,1°С/с; в – 1°С/с; г – 10°С/с; д – 90°С; е – 290°С/с.

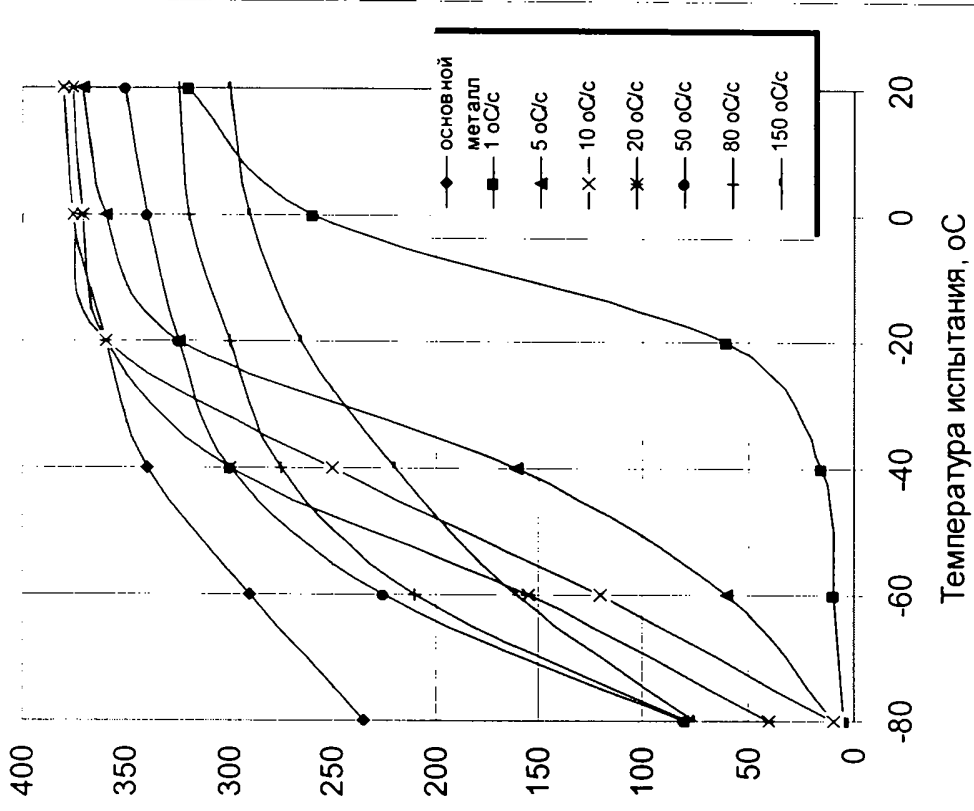
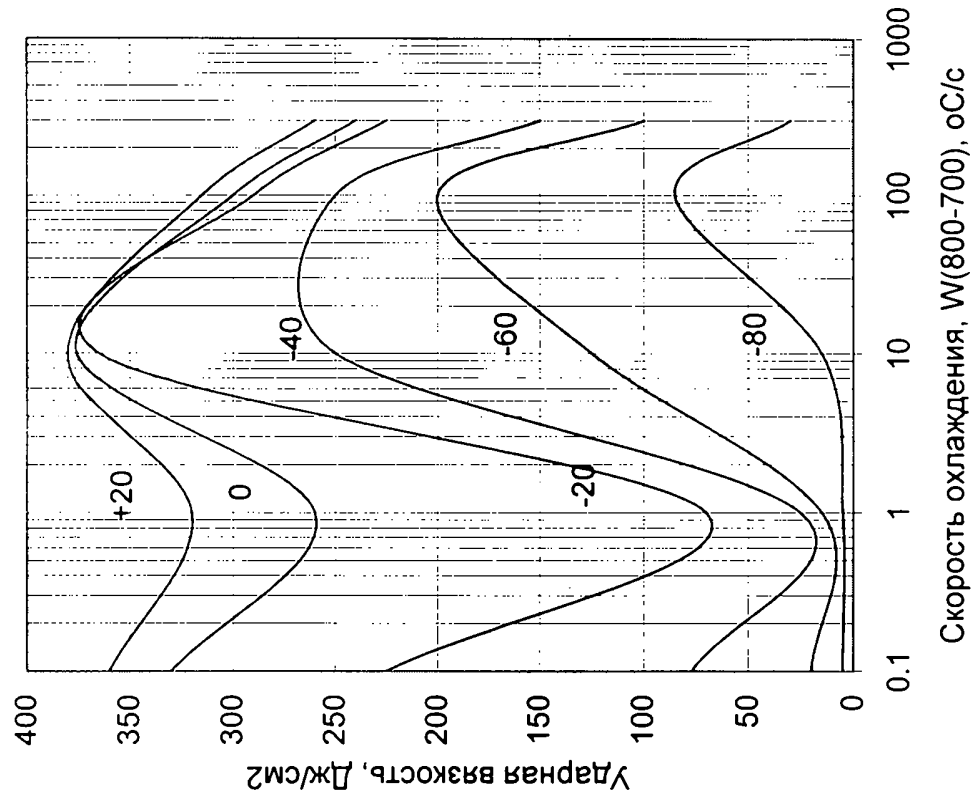


Рис. 5. 9. Влияние скорости охлаждения и температуры испытания на ударную вязкость ОШЗ стали 03Г1Б.

нижний температурный порог хладноломкости соответствует  $-70^{\circ}\text{C}$ , средний  $-45^{\circ}\text{C}$  и верхний порог хладноломкости  $-25^{\circ}\text{C}$ . При монтажной сварке нижний порог соответствует  $-80^{\circ}\text{C}$ , средний  $-60^{\circ}\text{C}$  и верхний  $-40^{\circ}\text{C}$  (см. табл. 10). Критическая твердость HV 350 не достигается при самых быстрых скоростях охлаждения после сварки на низких тепловложениях. Металл околошовной зоны не подвержен охрупчивающему воздействию водорода.

### **Выводы по главе**

1. Сравнительные исследования свариваемости листов из сталей 17Г1С-У, 08Г1Б и 03Г1Б, позволило установить, что снижение содержания углерода от 0,19 до 0,03% в низколегированных трубных сталях расширяет температурный интервал скоростей охлаждения при сварке, при которых твердость имитированной ОШЗ не достигает критической величины  $H_{кр} = 350\text{HV}$ , выше которой наблюдается образование сварочных трещин и водородное охрупчивание: для стали 17Г1С-У - от 2 до  $15^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , для стали 08Г1Б - от 15 до  $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , для стали 03Г1Б без - ограничения.
2. Одновременно с этим происходит расширение в сторону пониженных температур области гарантированного вязкого разрушения металла имитированной ОШЗ после охлаждения по режиму автоматической дуговой сварки (в скобках – по режиму ручной дуговой сварки): для стали 17Г1С-У  $> +20^{\circ}\text{C}$  ( $+20^{\circ}\text{C}$ ), для 08Г1Б  $\geq 0^{\circ}\text{C}$  ( $- 5^{\circ}\text{C}$ ), для 03Г1Б  $\geq - 30^{\circ}\text{C}$  ( $- 40^{\circ}\text{C}$ ).
3. Безперлитная микролегированная ниобием сталь 03Г1Б (0,03% С), обеспечивает хладостойкость металла околошовной зоны при всех видах и режимах сварки: нижний порог – минус  $80^{\circ}\text{C}$ , средний – минус  $60^{\circ}\text{C}$ , верхний – минус  $40^{\circ}\text{C}$ . При этом ударная вязкость металла ОШЗ сварного соединения труб практически такая же, как и ударная вязкость КСВ основного металла вплоть до температур минус  $30^{\circ}\text{C}$ . Такая сталь полностью снимают проблему свариваемости (хладостойкость и трещиностойкость).

## **Глава VI. РАЗРАБОТКА СТАЛИ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ K52 (X60) С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА, МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ НИОБИЕМ, ИЗГОТАВЛИВАЕМОЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ, КАК АЛЬТЕРНАТИВЫ ТРАДИЦИОННОЙ СТАЛИ 17Г1С-У**

### **6.1. Разработка химического состава**

Для изготовления электросварных газопроводных труб категории прочности K52 ( $\sigma_{\text{в}} \geq 510 \text{ Н/мм}^2$ ) до сих пор часто применяют углерод - марганцовистые стали 17Г1С и 17Г1С-У, поставляемые в нормализованном состоянии [139,140]. Для труб менее ответственного назначения применяют горячекатанную сталь 17Г1С (табл. 11 и 12). Эти стали были разработаны и внедрены в промышленное производство в 60–70 годы, в начальный период развития трубопроводного транспорта, и в настоящее время во многом не соответствуют постоянно возрастающим требованиям к сталям для электросварных газопроводных труб большого диаметра. Основными их недостатками являются:

- низкое сопротивление хрупкому разрушению, оцениваемое по доле волокна в изломах образцов ИПГ (DWTT);
- недостаточная ударная вязкость при температурах эксплуатации и монтажа трубопроводов;
- пониженная свариваемость, обусловленная высокими значениями углеродного эквивалента ( $\text{CE} \leq 0,46$ ), что вызывает необходимость предварительного подогрева при сварке в полевых условиях;
- необходимость применения термической обработки – нормализации, что в условиях высоких цен на энергоносители существенно повышает себестоимость проката;



Таблица 11

Химический состав традиционных сталей для газопроводных труб категории прочности К52

Марка стали	Технич. условия	Содержание химических элементов, % (не более)									
		C	Mn	Si	S	P	Al	Ti	CE		
17Г1С-У	ТУ14-1-1950	0,20	1,55	0,6	0,02	0,025	0,06	-	0,46		
17Г1С	ТУ14-1-1950	0,15-0,20	1,15-1,55	0,4-0,6	0,035	0,035	0,06	-	0,46		
17ГС	ТУ14-1-1921	0,15-0,20	1,0-1,4	0,4-0,6	0,035	0,035	0,06	-	0,46		

Примечание: Массовая доля остаточных хрома, никеля и меди не более 0,3 % каждого.

Таблица 12

## Механические свойства трубных сталей категории прочности К52

Марка стали	Технич. условия	$\sigma_b$ Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\sigma_T$ Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\delta_5$ %	$\delta''$ %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>			ИПГ (DWTТ) % В		
						0°С	-15°С	-40°С	-60°С	0°С	-15°С
17Г1С-У	ТУ14-1-1950	510-630 (52-64)	365-460 (37-47)	23	-	39	-	49	-	65	-
						(4)	(5)	(5)			
17Г1С	ТУ14-1-1921	510-630 (52-64)	≥ 355(36)	23	-	-	-	49	-	-	-
							(5)	(5)			
17ГС	ТУ14-1-1921	510-630 (52-64)	≥ 355(36)	24	-	-	-	49	-	-	-
							(5)	(5)			

- повышенная сегрегационная химическая и структурная неоднородность, способствующая образованию дефектов сплошности готового проката и других негативных явлений;
- повышенная склонность к образованию поверхностных дефектов непрерывнолитых слябов и готовых листов.

Общая тенденция развития низколегированных сталей повышенной и высокой прочности для газопроводных труб большого диаметра включает в себя следующие металлургические принципы [141]:

- снижение роли упрочнения за счет перлитной составляющей структуры;
- усиление роли измельчения зерна, как механизма, обеспечивающего одновременное повышение прочности (бв) и сопротивления хрупкому разрушению (смещение области хрупкого разрушения в сторону отрицательных температур);
- использование эффекта дисперсионного упрочнения за счет выделения фаз карбонитридообразующих элементов;
- создание структуры с повышенной плотностью дислокаций и развитой субструктурой;
- уменьшение центральной химической и структурной неоднородности.

На практике реализация перечисленных положений достигается за счет снижения содержания углерода в сталях, рационального микролегирования добавками микролегирующих элементов, в первую очередь ниобия, применения термомеханической прокатки в том числе с ускоренным охлаждением, повышения чистоты стали по неметаллическим включениям.

Целью настоящего исследования являлось создание на основании перечисленных выше принципов стали для электросварных газопроводных труб большого диаметра категории прочности K52, отвечающей современным и перспективным требованиям газовой промышленности.

В рамках решения этой задачи на основании лабораторных и промышленных исследований была разработана новая микролегированная

ниобием малоперлитная сталь 08Г1Б. Химический состав и механические свойства новой стали должны были удовлетворять следующим требованиям:

- химический состав: 0,06 – 0,09%С, 1,25 – 1,50%Mn, 0,20 – 0,35%Si, 0,02 – 0,035%Nb, ≤ 0,008%S, ≤ 0,020%P, ≤ 0,009% N<sub>2</sub>, 0,015 – 0,035%Ti, 0,02 – 0,05%Al, CE\* ≤ 0,36; PCM\*\* ≤ 0,20

$$*CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V + Ti + Nb}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}, \%$$

$$**PCM = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr + Ni}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B, \%$$

- механические свойства: бв = 510–610 Н/мм<sup>2</sup>; бт = 410–520 Н/мм<sup>2</sup>; δ(2'') ≥ 30%; KCV<sup>-5</sup> ≥ 69 Дж/см<sup>2</sup>, KCU<sup>-40</sup> ≥ 69 Дж/см<sup>2</sup>, доля вязкой составляющей (В%) в изломе образцов ИПГ (DWTТ)<sup>-5</sup> не менее 85%, бт/бв ≤ 0,9.

## **6.2. Разработка технологии производства, в частности термомеханической прокатки, на толстолистовом стане 3600**

Ниже рассмотрены результаты исследования свойств опытно–промышленной партии листовой стали 08Г1Б, изготовленной на ОАО «МК Азовсталь» [138, 142-144].

Металл выплавляли в конвертерах емкостью 350тн, подвергали внепечной обработке и разливали на криволинейных машинах непрерывного литья заготовок через кристаллизатор сечением 250x1550мм. Всего было выплавлено 30 плавов. Фактическое содержание химических элементов в опытных плавках показано с помощью частотных кривых на рис. 6.1. Описательная статистика химического состава приведена в табл. 13.

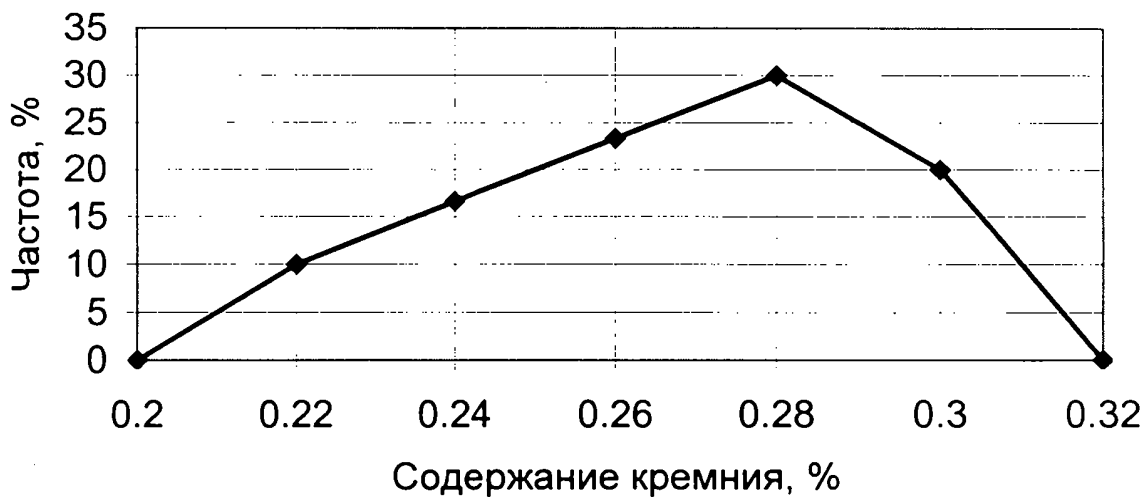
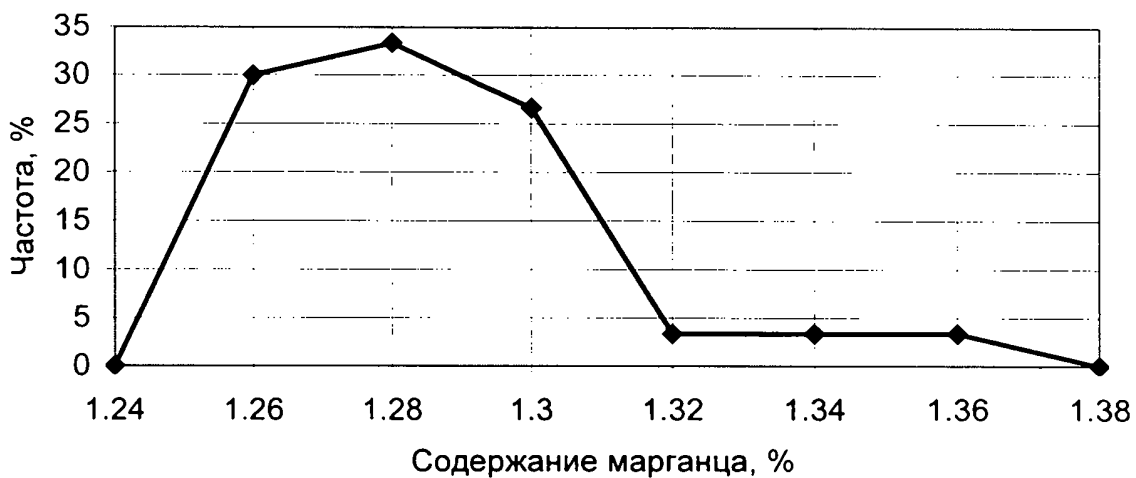
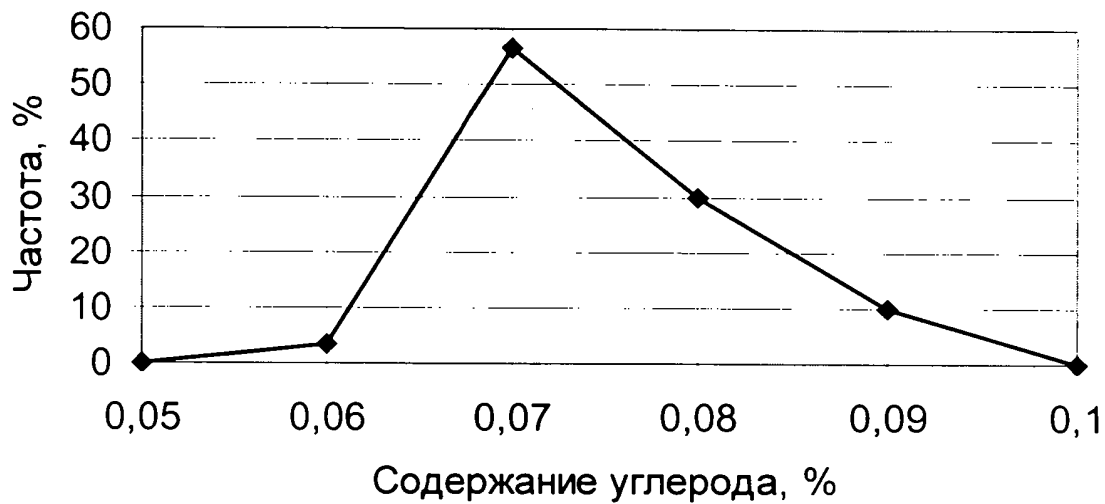


Рис. 6.1. Частотное распределение химических элементов в плавках стали 08Г1Б.

Рис. 6.1, а

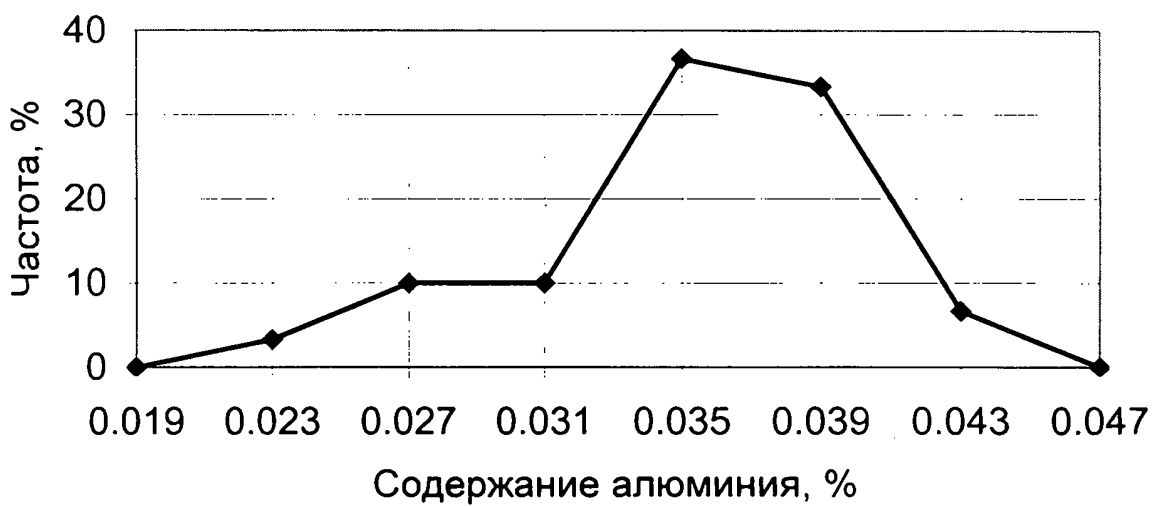
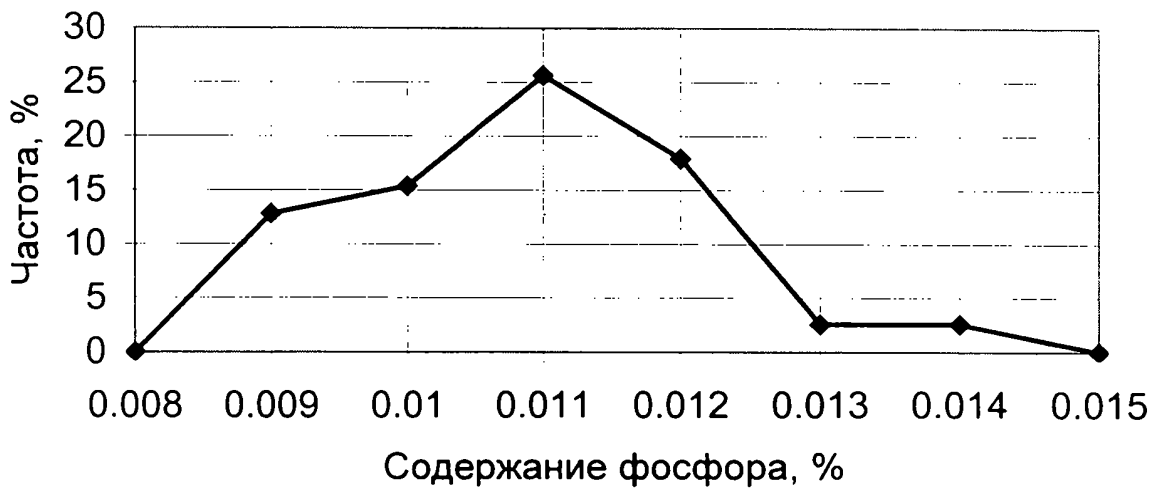


Рис. 6.1, б

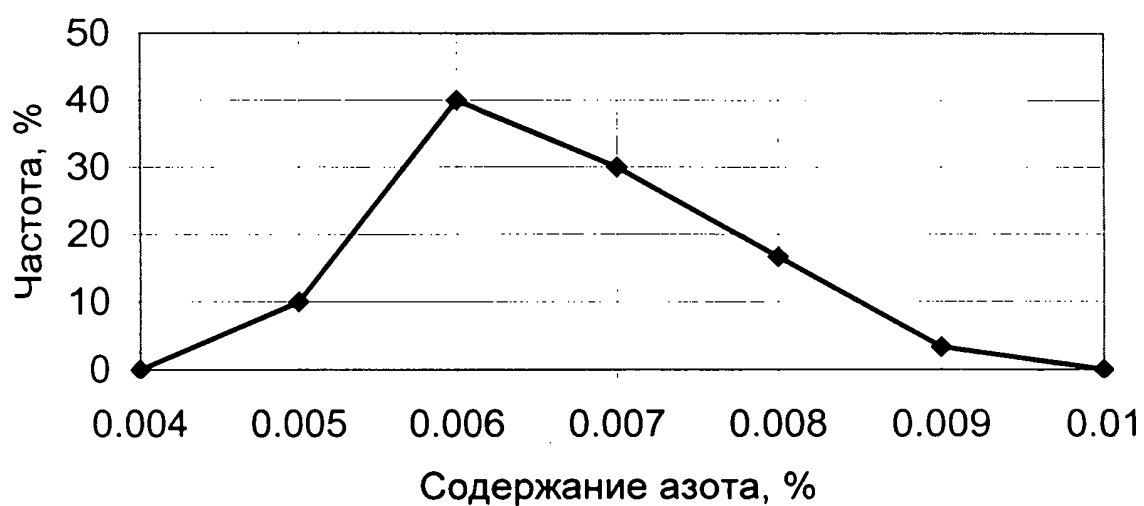
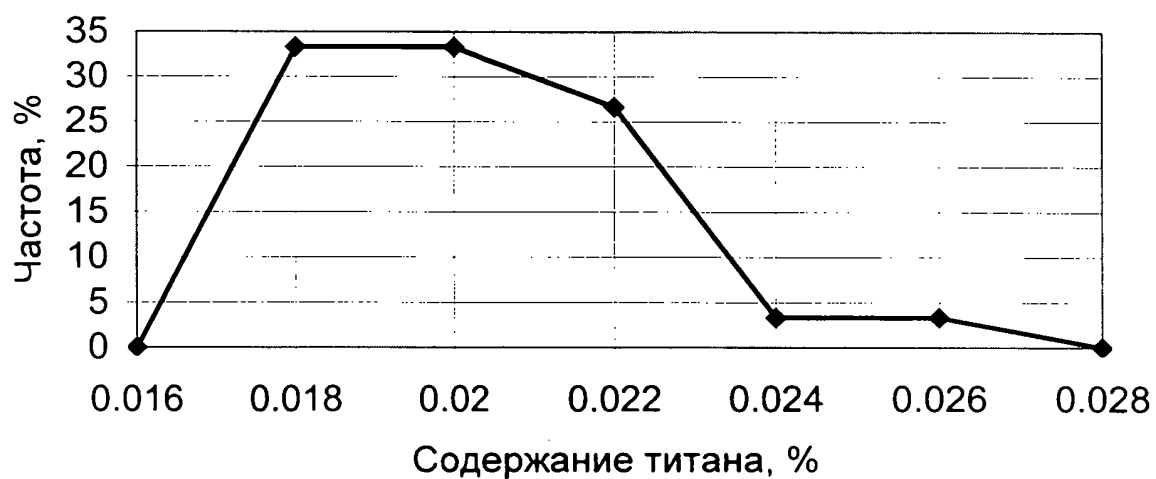
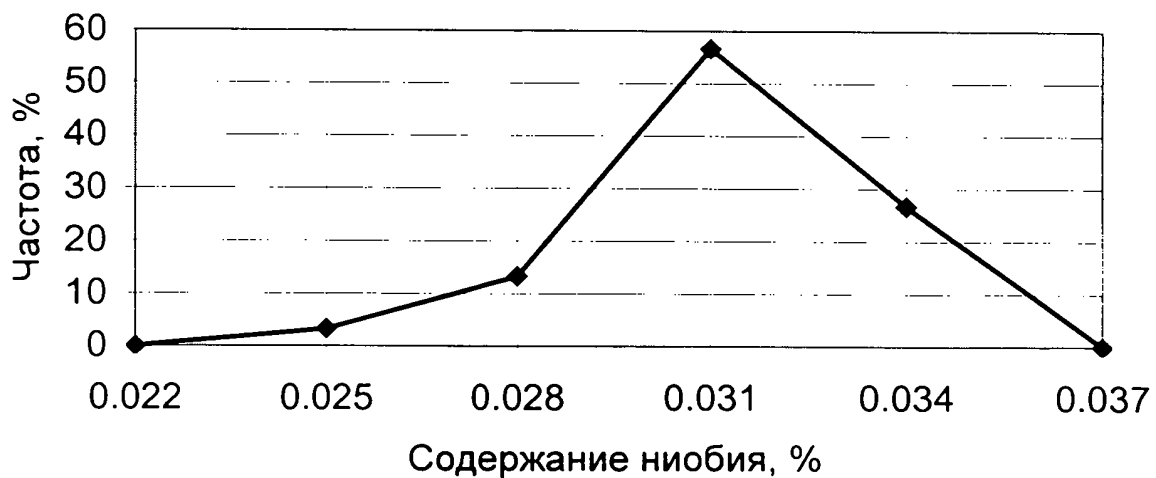


Рис. 6.1, в

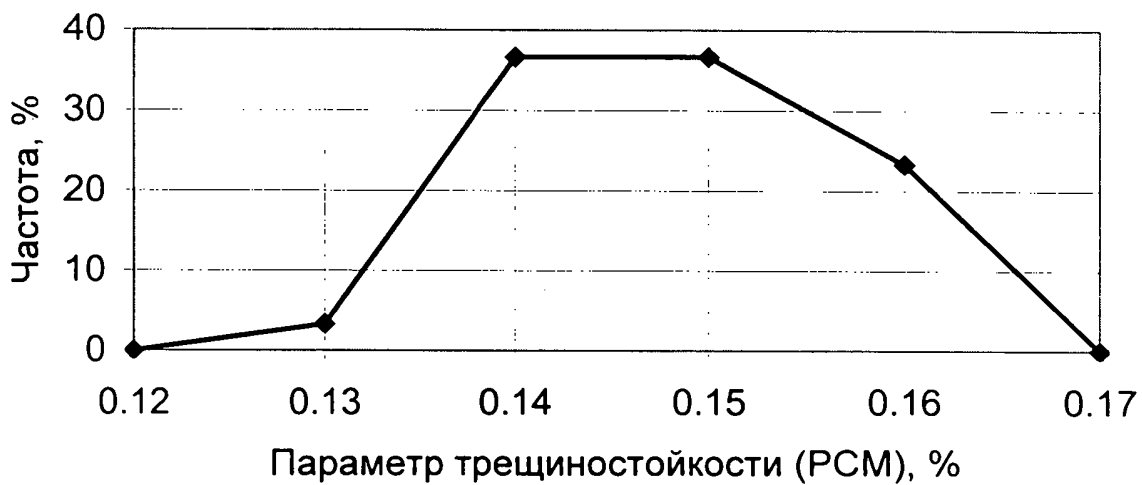
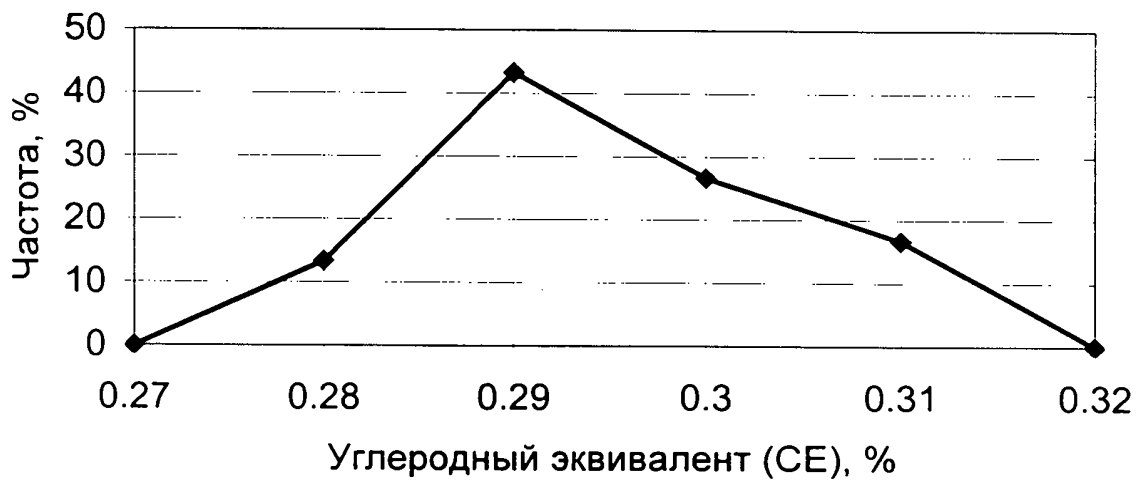


Рис. 6.1, г



Описательная статистика химического состава плавок стали 08Г1Б.

	C	Mn	Si	S	P	Al	Nb	Ti	N	CE	PCM
Среднее	0,07466667	1,278	0,26133	0,0045	0,01086667	0,03386667	0,03003333	0,0197667	0,00663333	0,29466667	0,148
Медiana	0,07	1,27	0,265	0,0045	0,011	0,035	0,03	0,0195	0,0065	0,29	0,15
Мода	0,07	1,27	0,25	0,005	0,011	0,035	0,03	0,018	0,006	0,29	0,15
Стандартное отклонение	0,00730297	0,02497	0,02488	0,00073108	0,00125212	0,00471778	0,00212511	0,0019241	0,00099943	0,00937102	0,00846901
Дисперсия	5,3333E-05	0,00062	0,00062	5,3448E-07	1,5678E-06	2,2257E-05	4,5161E-06	3,702E-06	9,9885E-07	8,7816E-05	7,1724E-05
Выборки											
Экцесс	0,05464901	1,82775	-1,128	-0,0890937	-0,0110447	1,45486878	2,82358433	0,2680579	-0,2650315	-0,7293523	-0,9018239
Скос	0,69224172	1,24061	-0,206	-5,8082E-15	0,26833319	-1,1898494	-1,0397815	0,7288717	0,38276155	0,23784707	0,0437925
Интервал	0,03	0,1	0,08	0,003	0,005	0,021	0,01	0,008	0,004	0,03	0,03
Минимум	0,06	1,25	0,22	0,003	0,009	0,02	0,023	0,017	0,005	0,28	0,13
Максимум	0,09	1,35	0,3	0,006	0,014	0,041	0,033	0,025	0,009	0,31	0,16
Массив	30	30	30	30	30	30	30	30	30	30	30

Непрерывнолитые слябы прокатывали на толстолистовом двухклетьевом реверсивном стане 3600 по режиму термомеханической (контролируемой) прокатки с окончанием деформации в  $\gamma$ - $\alpha$  области на листы толщиной 19мм. Толщина подката перед прокаткой в чистовой стадии составляла 3,5 крата от конечной толщины листа.

Разработанный состав и принятая технология производства стали обеспечивают получение следующего комплекса механических свойств готового листа (рис. 6.2). Описательная статистика механических свойств готового проката представлена в табл. 14.

В табл. 15 и 16 приведен химический состав и механические свойства четырех характерных плавков стали 08Г1Б (плавки 1÷4) и двух типичных плавков стали 17Г1С-У (плавки 5 и 6). Применение микролегирования ниобием в сочетании с термомеханической прокаткой способствует существенному росту значений величины предела текучести, которые на плавках из стали 08Г1Б выше, чем на сравниваемых плавках из стали 17Г1С-У на 22–40 Н/мм<sup>2</sup>, хотя величины временного сопротивления на плавках из стали 17Г1С-У были выше, чем на плавках из стали 08Г1Б. При этом важно отметить, что несмотря на более высокие значения предела текучести пластичность и вязкость новой стали несопоставимо выше, чем у стали 17Г1С-У. Так величина относительного удлинения  $\delta$  (2'') на листах из стали 08Г1Б была в 1,5–2 раза выше, чем на листах из стали 17Г1С-У; величина ударной вязкости KCV при температурах испытания -20°С новой стали была практически на порядок выше, чем на листах из стали 17Г1С-У.

### **6.3. Исследование комплекса свойств, микроструктуры и центральной химической неоднородности трубной стали 08Г1Б**

На рис. 6.3 показаны сериальные кривые ударной вязкости на образцах Шарпи и доли волокна в изломах образцов ИПГ (DWTT) из стали 08Г1Б и для сравнения из стали 17Г1С-У. Видно, что сталь 08Г1Б значительно

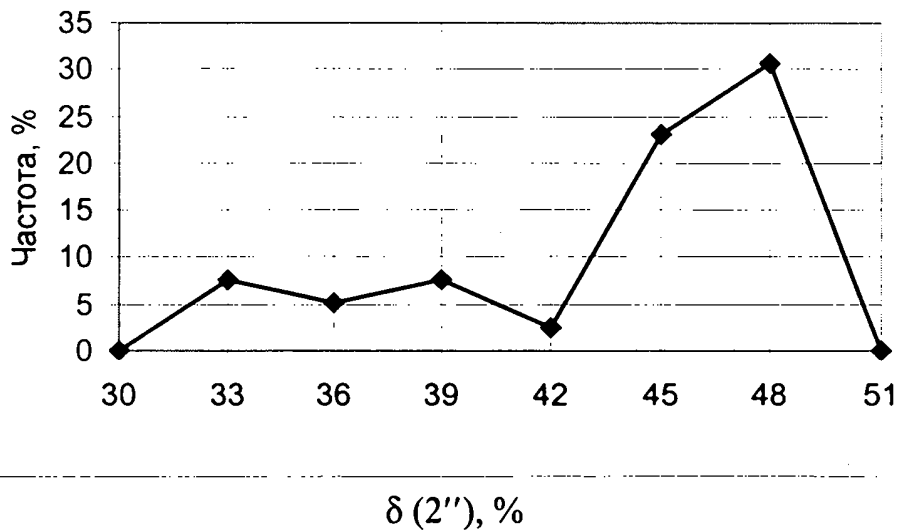
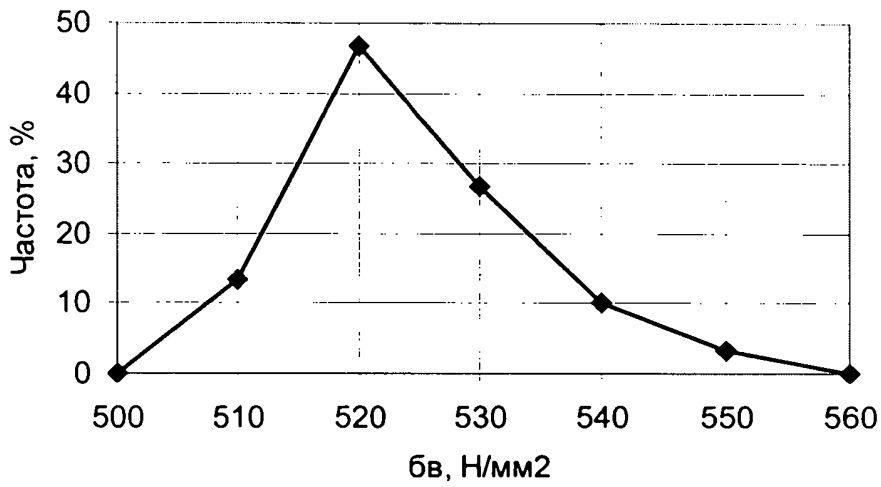
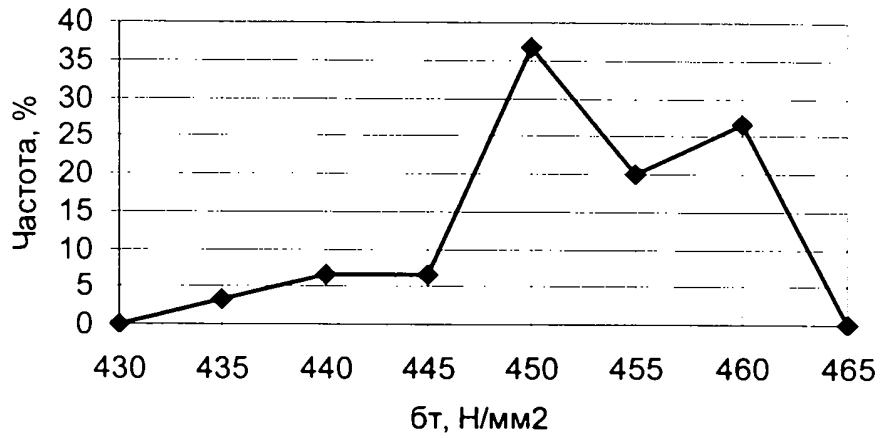


Рис. 6.2. Частотное распределение механических свойств в плавках стали 08Г1Б.  
Рис. 6.2, а

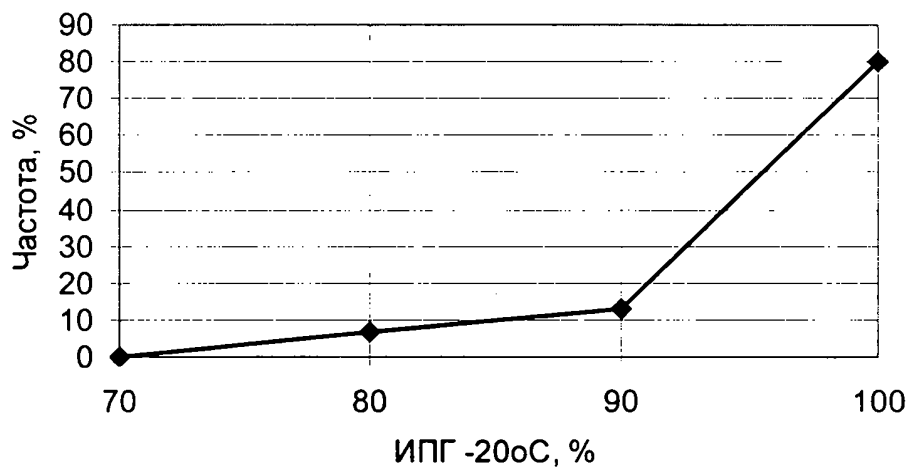
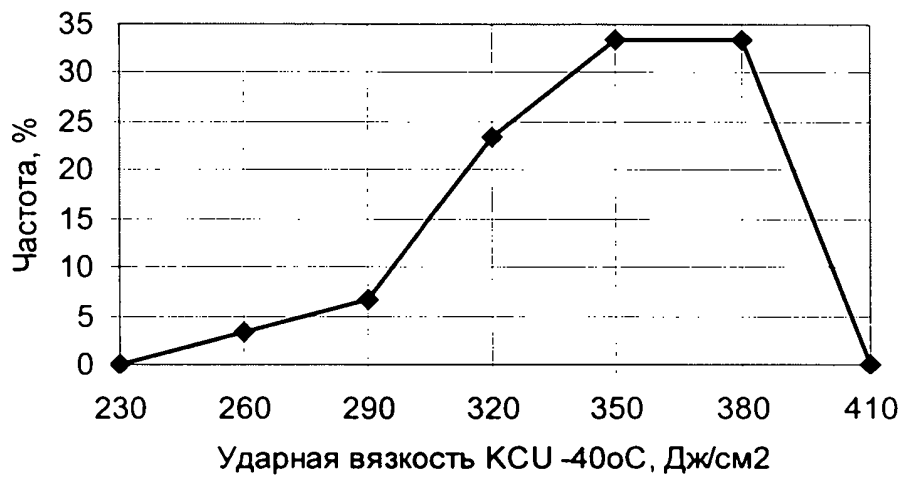
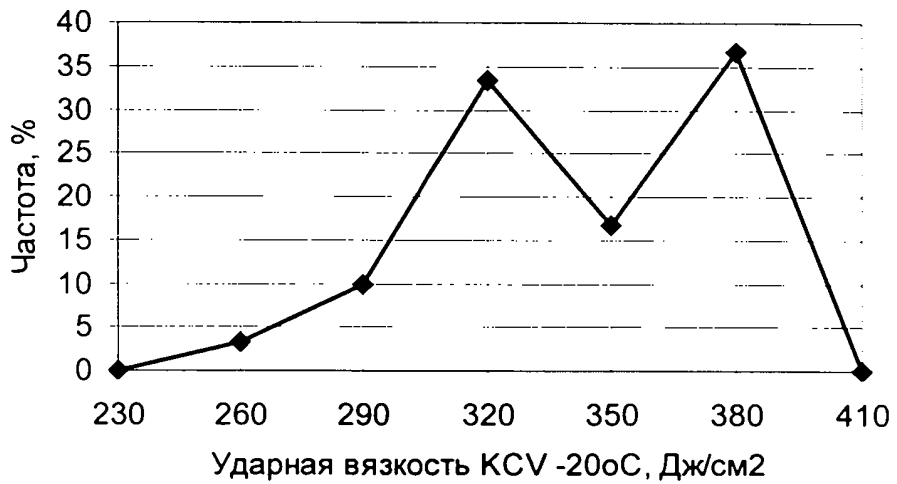


Рис. 6.2, б

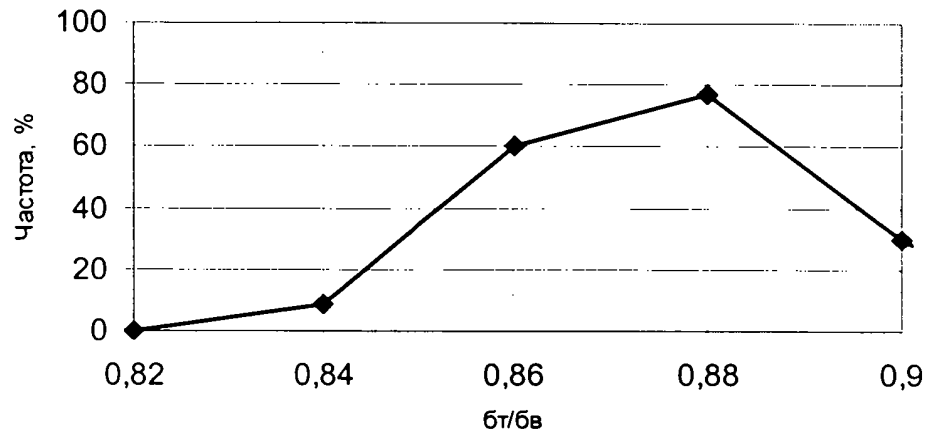


Рис. 6.2, в

Таблица 14

Описательная статистика механических свойств плавок стали 08Г1Б.

	бт, Н/мм <sup>2</sup>	бв, Н/мм <sup>2</sup>	Удл., %	КСУ-20	КСУ -40°С	ИПГ, %	бт/бв
Среднее	450,333	521,583	42,7333	323,65	328,744	94,6667	0,885
Медиана	449,25	520	44,5	322,333	333,583	95	0,9
Мода	459	520	44,5	317	#Н/Д	100	0,9
Стандартное отклонение	6,87616	8,62243	5,20234	33,4118	30,5265	5,33302	0,0298
Дисперсия выборки	47,2816	74,3463	27,0644	1116,35	931,865	28,4411	0,00089
Эксцесс	-0,4216	-0,2743	-0,3686	0,22525	1,60046	2,06227	2,74611
Скос	-0,3711	0,52766	-1,0091	-0,7756	-1,1955	-1,4068	-1,906
Интервал	25	32,5	16	130,5	126,333	20	0,1
Минимум	435	510	32	233	235	80	0,8
Максимум	460	542,5	48	363,5	361,333	100	0,9
Массив	30	30	30	30	30	30	30

Таблица 15  
Химический состав типичных плавок стали 08Г1Б и сравнительных плавок стали 17Г1С-У (плавки 5, 6)

Плавка	Содержание химических элементов, % вес										
	C	Mn	Si	S	P	Al	Ti	Nb	N <sub>2</sub>	Сэжв.	
1	0,06	1,25	0,27	0,004	0,011	0,029	0,022	0,030	0,007	0,279	
2	0,07	1,29	0,29	0,004	0,009	0,038	0,023	0,029	0,006	0,294	
3	0,08	1,34	0,24	0,006	0,014	0,037	0,020	0,031	0,006	0,355	
4	0,09	1,26	0,30	0,005	0,018	0,020	0,019	0,032	0,008	0,343	
5	0,19	1,43	0,48	0,012	0,019	0,026	0,008	-	0,006	0,44	
6	0,18	1,39	0,47	0,007	0,021	0,018	0,006	-	0,005	0,41	

Таблица 16

Механические свойства типичных плавок стали 08Г1Б и сравнительных плавок стали 17Г1С-У (плавки 5, 6),

(средние значения)

Плавка	бв, Н/мм <sup>2</sup>	бт, Н/мм <sup>2</sup>	δ (2'), %	КСУ-20°С Дж/см <sup>2</sup>	КСУ-60°С Дж/см <sup>2</sup>	%В-20°С ИПП (DWTТ)	бт/бв
1	525	460	46	340	330	100	0,876
2	530	468	42	350	360	100	0,883
3	525	450	45	330	330	100	0,857
4	535	460	47	330	280	100	0,859
5	574	428	27	46	21	0°С (85)	0,745
6	560	433	25	69	37	0°С (80)	0,773



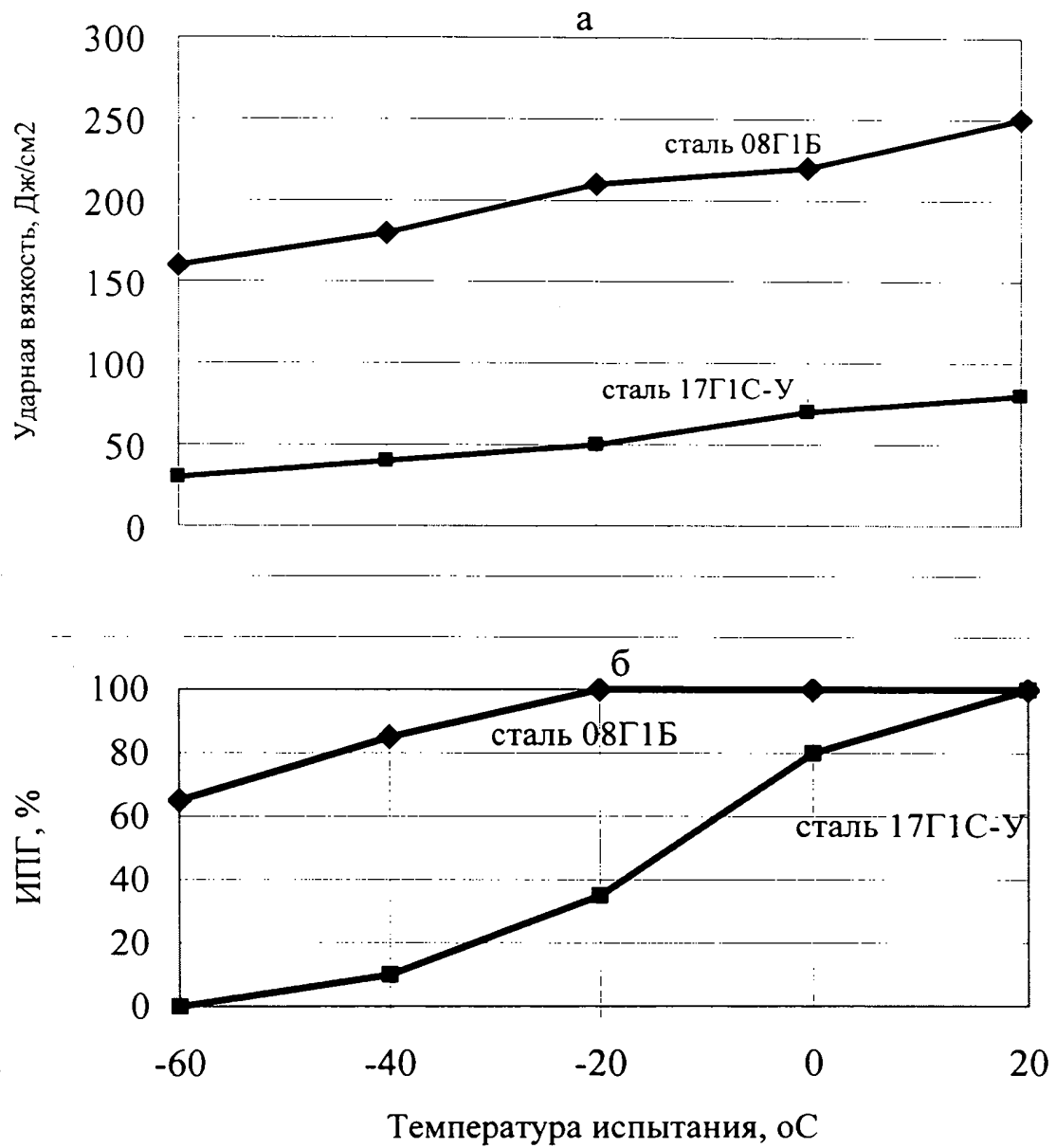


Рис. 6.3. Серийные кривые ударной вязкости на образцах Шарпи (а) и доли вязкой составляющей в изломах образцов ИПГ (б) из стали 08Г1Б и 17Г1С-У.

превосходит в отношении значений ударной вязкости стали 17Г1С-У, доля волокна в изломах образцов ИПГ (DWTT) в стали 08Г1Б сохраняется на уровне 100% при температуре испытаний  $-20^{\circ}\text{C}$ , в то время как в стали 17Г1С-У она падает при этой же температуре до 35%.

Микроструктура стали 08Г1Б в состоянии после термомеханической прокатки представляла собой феррито–перлитную смесь с характерными вытянутыми зернами (рис. 6.4). Количество перлита составляло 8%, средний размер зерна соответствовал баллу № 10. Для сравнения можно отметить, что доля перлита в стали 17Г1С-У была равна 29% и размер зерна соответствовал баллу № 8. В табл. 17 сопоставлены параметры микроструктуры листов обеих сталей (пл. 1 и 5) в состоянии поставки.

Атомно–эмиссионным методом спектрального анализа с помощью спектрометра «Спектролаб–С» по ГОСТ 18895–97 определяли центральную химическую неоднородность в слябах опытных плавок. Коэффициенты интенсивности сегрегации соответствующих химических элементов  $K(\text{C})$ ,  $K(\text{Mn})$ ,  $K(\text{S})$ ,  $K(\text{P})$  определяли как отношение содержания элемента в сегрегационной полосе слябов к содержанию его в ковшевой пробе (табл. 18). Коэффициенты интенсивности сегрегации химических элементов в стали 08Г1Б были значительно ниже, чем в стали 17Г1С-У, что объясняется более низким содержанием углерода в стали 08Г1Б и условиями первичной кристаллизации стали в области  $\delta$ -феррита. Поэтому концентрация углерода и вредных примесей серы и фосфора в центральной сегрегационной зоне стали 08Г1Б была в несколько раз ниже, чем в стали 17Г1С-У: углерода в 3,7 раза, серы в 7,6 раза, фосфора в 2,7 раза.

С помощью прибора ПМТ–3 (нагрузка 50 гр.) проводили замер микротвердости  $H_{0,49}$  структурных составляющих – феррита, перлита, а также определяли средние значения  $H_{0,49}$  для основного металла и сегрегационных полос опытных сталей. Из табл. 17 видна значительная разница величин

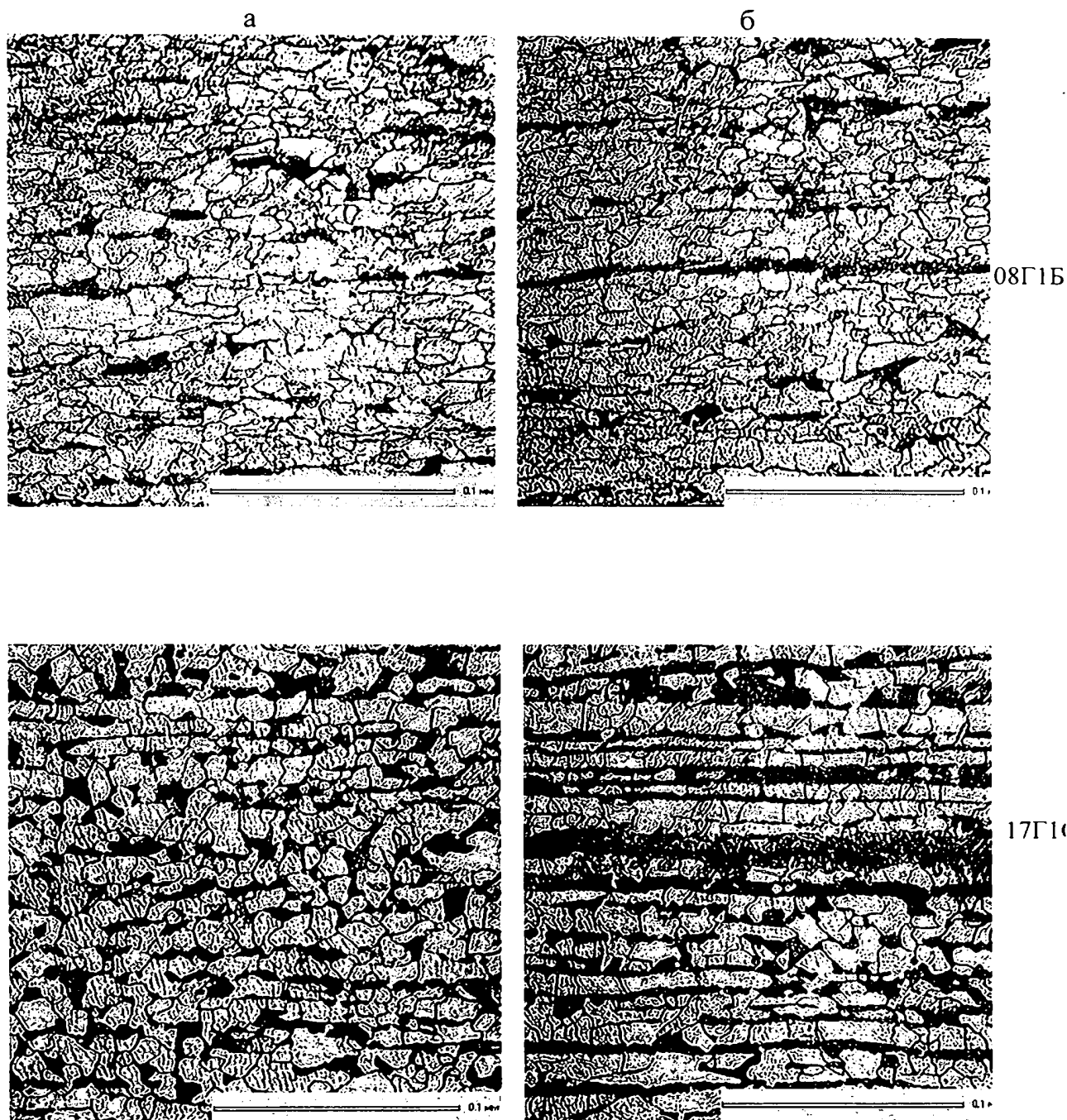


Рис. 6.4. Микроструктура сталей 08Г1Б и 17Г1СУ ( $\times 400$ ):  
а – основной металл; б – центральная сегрегационная зона.

Таблица 17

Параметры микроструктуры сталей 08Г1Б и 17Г1С-У

Сталь	Тип микростр-ры	%П	Балл зерна	Н <sub>0,49</sub>			Н <sub>0,49</sub> сегрегац. полоса	К (Н)
				Ф	П	средняя		
08Г1Б	Ф-П	8	10	139	169	141	160	1,13
17Г1С-У	Ф-П	29	8	125	185	142	266	1,87

Ф - феррит, П – перлит; К (Н) - Н<sub>0,49</sub>-сегрегационной полосы.

Н<sub>0,49</sub> основного металла

Таблица 18

Сегрегационная химическая неоднородность в слябах из сталей 08Г1Б и 17Г1С-У

Сталь	Содержание химических элементов, %											
	C			Mn			S			P		
	ковшечная проба	сегрегационная полоса	К (С)	ковшечная проба	сегрегационная полоса	К (Mn)	ковшечная проба	сегрегационная полоса	К (S)	ковшечная проба	сегрегационная полоса	К (P)
08Г1Б	0,06	0,07	1,17	1,25	1,30	1,04	0,004	0,005	1,25	0,011	0,014	1,27
17Г1С-У	0,19	0,26	1,34	1,43	1,52	1,06	0,012	0,038	3,1	0,019	0,038	2,0

К(С), К(Mn), К(S), К(P) – коэффициенты интенсивности сегрегации соответствующих химических элементов, определяемые как отношение содержания элемента в сегрегационной полосе к содержанию его в ковшевой пробе.

микротвердости сегрегационных полос обеих сталей. Вследствие высокой интенсивности сегрегации химических элементов, прежде всего углерода (см. табл. 17) микротвердость сегрегационной полосы листов из стали 17Г1С-У была на 106 Н<sub>0,49</sub> выше, чем в стали 08Г1Б. Коэффициент сегрегации, оцененный как отношение значений Н<sub>0,49</sub> сегрегационной полосы и основного металла, был для стали 08Г1Б в 1,5 раза ниже, чем для стали 17Г1С-У, что имеет большое значение в свете новых требований к сталям для газопроводных труб большого диаметра.

Проведенное промышленное опробование производства листового проката из стали 08Г1Б на ОАО «МК Азовсталь» позволило оформить постоянно действующие технические условия **ТУ 14-1-5443-2002** на поставку листов категории прочности К52 из стали этой марки **«Прокат толстолистовой категории прочности К52 из низколегированной стали марки 08Г1Б для сварных прямошовных труб магистральных газонефтепроводов» [приложение 1].**

Нормируемый химический состав стали 08Г1Б и для сравнения стали 17Г1С-У приведен в табл. 19. Допустимое максимальное содержание углерода в стали 08Г1Б, равное 0,09% в 2,2 раза ниже, чем в стали 17Г1С-У поставляемой в нормализованном состоянии. Достижение требуемого уровня прочности обеспечивается за счет микролегирования ниобием в количестве 0,015–0,035%, а также применением термомеханической (контролируемой прокатки). Снижение содержания углерода позволяет понизить величину углеродного эквивалента до ≤0,037% по сравнению с ≤0,044% в стали 17Г1С-У. Одновременно для стали 08Г1Б вводится коэффициент РСМ ≤ 0,21. Другим отличием новой стали является существенно более низкое допустимое содержание серы равное ≤0,008%, что в 2,3 раза ниже, чем в стали 17Г1С-У.

Таблица 19

## Нормируемый химический состав сталей 17Г1С-У и 08Г1Б

Марка стали	Технич. условия	Содержание химических элементов, % (не более)										
		C	Mn	Si	S	P	Al	Nb	Ti	N <sub>2</sub>	CE	
17Г1С-У	ТУ14-1-1950	0,15 –	1,15 –	0,4 –	≤ 0,02	≤ 0,025	0,015 –	-	0,015 –		≤ 0,46	
		0,20	1,55	0,6			0,050		0,050			
08Г1Б	ТУ14-1-5443-2002	0,09	1,25	0,35	0,008	0,020	0,020 –	0,015 –	0,010 –	0,010	≤ 0,37	
			1,50				0,050	0,035	0,035			

Примечание: для стали 08Г1Б параметр трещиностойкости против растрескивания РСМ не должен превышать 0,21%.

В табл. 20 приведены нормируемые значения прочностных свойств, ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению обеих сталей. Новая сталь отличается более узкими допустимыми пределами разброса значений временного сопротивления ( $\sigma_{B(max)} - \sigma_{B(min)}$ ): для стали 08Г1Б не более  $100 \text{ Н/мм}^2$ , тогда как для стали 17Г1С-У не более  $120 \text{ Н/мм}^2$ . При равенстве минимального значения временного сопротивления обеих сталей, сталь 08Г1Б обладает более высокими значениями предела текучести ( $\sigma_{0.2} = 410\text{--}520 \text{ Н/мм}^2$ ), что является ее дополнительным преимуществом, так как при расчете толщины стенки труб учитываются оба показателя прочности при растяжении.

Важнейшим достоинством новой стали является ее более высокая хладостойкость, оцениваемая по результатам испытания образцов ИПГ (DWTТ). Для стали 08Г1Б доля вязкой составляющей в изломах образцов ИПГ (DWTТ) при  $-20 \text{ }^\circ\text{C}$  равна 85% и более, против 65% для стали 17Г1С-У. При этом высокий показатель хладостойкости для стали 08Г1Б обеспечивается на 80% плавов, в то время, как лишь 40% плавов стали 17Г1С-У обязаны иметь нормируемый показатель доли волокна при  $-5 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Как показывают результаты настоящего исследования новая сталь по согласованию с потребителем может удовлетворять более высоким требованиям в отношении ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению по сравнению с указанными в табл. 20.

На листах трех опытно-промышленных плавов из стали 08Г1Б (табл. 21) проводили испытания на стойкость против сероводородного растрескивания под напряжением, равным 0,6 от номинального предела текучести, по методике **МСКР-01-85** (табл. 22) и на стойкость против водородного растрескивания по методике **NACE TM-02-84** (табл. 23).

Согласно заключению ВНИИГАЗА полученные результаты позволяют рекомендовать данную сталь в качестве материала для изготовления



Таблица 20

## Нормируемые механические свойства сталей 17Г1С-У и 08Г1Б

Марка стали	Технич. условия	$\sigma_b$ Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\sigma_T$ Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\delta_5$ , %	$\delta(2'')$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>		ИПГ (ДВГТТ) % В	
						КСУ, Дж/см <sup>2</sup> (кгс•м/см <sup>2</sup> )	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	0°С	-15°С
17Г1С-У	ТУ14-1-1950	510-630 (52-64)	365-460 (37-47)	23	-	0°С	-40°С	0°С	-
						-15°С	60°С	65	-
08Г1Б	ТУ14 – 1-5443- 2002	510-610 (52-62)	410-520 (42-53)	23	30	-5°С	69	-5°С	-
						-	(7)	85	-

Таблица 21

## Химический состав исследованных плавок стали марки 08Г1Б

№ п/п	Содержание элементов, %										
	C	Mn	Si	S	P	Al	Nb	Ti	N	CE	
1	0,07	1,25	0,28	0,004	0,012	0,033	0,026	0,022	0,007	0,25	
2	0,08	1,29	0,29	0,005	0,011	0,035	0,027	0,020	0,006	0,28	
3	0,08	1,34	0,26	0,005	0,012	0,032	0,025	0,021	0,007	0,26	

Таблица 22

Результаты испытаний на H<sub>2</sub>S – стойкость (SSCC)

№ п/п	$\sigma_{\text{пор}}, \text{Н/мм}^2$
1	720, 720, 696
2	720, 720, 720
3	720, 720, 720

Таблица 23

Результаты испытания на стойкость против водородного растрескивания

№ п/п	Показатели трещин	
	CLR	CTR
1	1,5	0,3
2	2,3 0	0,3 0
3	6,0 0	0,4 0

газопроводных труб с требованиями в отношении стойкости против растрескивания в H<sub>2</sub>S-содержащем природном газе со следующими показателями:

- стойкость против водородного растрескивания по стандарту **NACE TM-02-84** с показателями длины трещин **CLR** не более 6% и показателями толщины трещин **CTR** не более 3%;
- при испытании по стандарту **NACE TM-01-77** пороговое напряжение не менее 0,6 от номинального значения предела текучести.

#### **6.4. Исследование свойств металла газопроводных труб диаметром 720 мм, изготовленных на ОАО «ВМЗ»**

На ОАО Выксунском металлургическом заводе (ОАО «ВМЗ») в цехе ТЭСЦ-4 из листов стали 08Г1Б поставки ОАО «МК «Азовсталь» изготовлена партия труб диаметром 720x19мм. Строжка листов осуществлялась на кромкострогательном станке со скоростью 7 м/мин. Ширина листов после строжки составляла 1593 мм. Формовка листа в трубную заготовку проходила последовательно на прессах П9047, П9045 и П9057. Выходящие из пресса окончательной формовки заготовки не имели на наружной поверхности плоских и невыформованных участков.

Механические свойства основного металла труб по сдаточным испытаниям на ОАО «ВМЗ» приведены в табл. 24. Видно, что как прочностные, так и пластические и вязкостные характеристики основного металла труб соответствуют требованиям трубного завода.

Процесс сварки внутренних и наружных швов труб был стабильным, видимых дефектов при визуальном осмотре внутренних швов по концам труб не обнаружено. По данным автоматического ультразвукового контроля (АУЗК) качество швов было на обычном уровне. В целях повышения качества внутреннего шва была отработана технология сварки внутренних швов с питанием первой дуги от источника постоянного тока, для этого на

Таблица 24

## Механические свойства основного металла труб (сдаточные испытания)

№ п/п	Шифр плавки	№ партии	№ трубы	бт/бв	бв, Н/мм <sup>2</sup>	бт, Н/мм <sup>2</sup>	δ (2''), %	КСУ при 40°С, Дж/см <sup>2</sup>	КСУ при 20°С, Дж/см <sup>2</sup>	ИПГ при -20°С, %
1	0215	1681	33510	0,85	515	439	29	305-318-316	274-311-304	100-100
2	0227	1688	33625	0,87	510	442	32	228-272-284	292-296-309	100-100
3	0214	1680	33659	0,83	505	417	27	235-283-272	238-215-247	100-100
4	0228	1691	33713	0,77	520	400	28	121-112-124	113-109-110	100-100
5	0213	0619	33868	0,9	505	452	28	267-230-253	296-272-276	100-100
6	0219	1696	33887					286-281-298	286-249-278	100-100
7	0219	1695	33945	0,89	498	444	25			100-100
8	Требования			н. б. 0,9	н. м. 470	345-460	н. м. 24	н. м. 45	н. м. 30	н. м. 80

одном стане сварки внутренних швов была сварена 61 труба по новой технологии. Все трубы прошли АУЗК и РТК как бездефектные и приняты по ТУ 14-3-1573-86.

Результаты механических испытаний сварных соединений труб из стали марки 08Г1Б размерами 720x19 мм поставки ОАО «МК «Азовсталь» соответствуют ТУ 14-3-1573-96 и дополнительным требованиям заказчика и имеют следующие значения:

- предел прочности сварного соединения,  $\sigma_b$  min (510) – max (608)
- требования ТУ 14-3-1573-96, Н/мм<sup>2</sup> не менее 470
  
- ударная вязкость сварного соединения:  
по центру шва КСУ<sup>-40</sup>, ц.ш., Н/мм<sup>2</sup> min (4,4) – max (25,4)  
по линии сплавления КСУ<sup>-40</sup>, л.с., Н/мм<sup>2</sup> min (4,9) – max (30,0)
- требования ТУ 14-3-1573-96, Н/мм<sup>2</sup> не менее 4,0

Металлографические исследования сварных соединений показали, что геометрические параметры сварных швов (высота усиление, ширина, перекрытие сварных швов) соответствует требованиям ТУ 14-3-1573-96.; микротвердость сварного шва и различных зон сварного соединения составляет не менее 237 НV. Микротвердость сварного шва и различных зон сварного соединения труб размером 720x19 мм приведены в табл. 25.

Таблица 25

Микротвердость сварного шва и различных зон сварного соединения труб размером 720x19 мм

Твердость, HV				
Наружный шов			Внутренний шов	
Основной металл	ЗТВ	Шов	Основной металл	Шов
167-192	160-181	201-230	161-177	163-187
				163-227



### Выводы по главе.

1. Разработан состав и освоены технология промышленного производства микролегированной ниобием малоуглеродистой стали 08Г1Б для электросварных газопроводных труб категории прочности К52 ( $\sigma_{\text{в}} \geq 510$  Н/мм<sup>2</sup>).

2. Новая сталь значительно превосходит широко применяемую до настоящего времени сталь 17Г1С-У в отношении ударной вязкости, сопротивления хрупкому разрушению, свариваемости, сегрегационной химической и структурной однородности. Фактический уровень механических свойств стали 08Г1Б в листах толщиной 19 мм, находился в следующих пределах (min – max):

среднее

$$\sigma_{\text{в}} = \frac{510 \div 545}{522} \text{ Н/мм}^2; \quad \sigma_{\text{т}} = \frac{435 \div 460}{450} \text{ Н/мм}^2;$$

$$\delta(2'') = \frac{32 \div 48}{43} \%; \quad KCV^{-20} = \frac{233 \div 364}{324} \text{ Дж/см}^2;$$

$$KCU^{-40} = \frac{235 \div 361}{329} \text{ Дж/см}^2; \quad CE = \frac{0,28 \div 0,31}{0,29} \%;$$

$$PCM = \frac{0,13 \div 0,16}{0,15} \%;$$

$$\% \text{ волокна на образцах ИПГ (DWTT) при } -20^{\circ}\text{C} = \frac{80 \div 100}{95} \%.$$

3. Полученные результаты позволяют рекомендовать новую сталь 08Г1Б в качестве материала для изготовления электросварных газопроводных труб категории прочности К52 взамен широко применяемой устаревшей стали 17Г1С-У.

## ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Изучено влияние химического состава на центральную сегрегацию в слябах и листах из непрерывнолитых низколегированных сталей различных систем легирования для газопроводных труб большого диаметра. Установлены закономерности формирования сегрегационной химической и структурной неоднородности непрерывнолитых слябов и полученных из них листов. На основе выявленных закономерностей разработана современная высокоэффективная сталь марки 08Г1Б с повышенной хладостойкостью, свариваемостью и стойкостью против растрескивания в среде  $H_2S$ -содержащего природного газа. Новая сталь опробована в металлургическом и трубном производстве и рекомендована в качестве материала для газопроводных труб большого диаметра категории прочности K52, эксплуатируемых при температурах до  $-20^{\circ}C$ .

2. Установлено значительное снижение центральной химической сегрегационной неоднородности химических элементов по мере снижения общего содержания углерода в стали. Для оценки интенсивности центральной сегрегационной химической неоднородности слябов и листов дополнительно к общепринятым критериям предложена оценка коэффициентов сегрегации химических элементов  $K(C)$ ,  $K(Mn)$ ,  $K(Nb)$ ,  $K(S)$ ,  $K(P)$  и др., соответствующих отношению содержания данного элемента в центральной сегрегационной зоне к его содержанию в ковшевой пробе. При переходе от стали 17Г1С-У с 0,19% С к стали 03Г1Б с 0,03%С коэффициенты сегрегации отдельных химических элементов в слябах уменьшились:  $K(S) \sim$  в 3 раза,  $K(P) \sim$  в 2 раза,  $K(Nb)$ ,  $K(C)$ ,  $K(Mn) \sim$  в 1,5 раза.

3. Установлено, что по степени склонности к центральной сегрегации в слябах и листах исследованных сталей химические элементы располагаются в последовательности:  $Mn \rightarrow V \rightarrow C \rightarrow Nb \rightarrow P \rightarrow S$ .

4. Структурная неоднородность, выраженная с помощью коэффициента  $K(H)$ , равного отношению средних микротвердостей осевой зоны и

основного металла в исследованных сталях, снижается по мере уменьшения содержания углерода от значения 1,79 (сталь 17Г1С-У) до 1,06 (сталь 03Г1Б). Это обусловлено снижением интенсивности сегрегации химических элементов за счет ускорения процессов гомогенизации, протекающих при нахождении металла в области  $\delta$ -феррита со скоростями на несколько порядков большими, чем при нахождении металла в области аустенита. Дополнительным фактором является изменение типа микроструктуры в осевой зоне.

5. Стойкость исследованных сталей против разрушения в сероводородсодержащей среде (CLR и  $\delta^{720}_{\text{пор.}}$ ) существенно улучшается при снижении содержания углерода и серы, уменьшении степени химической и структурной неоднородности листов, а также при определенных схемах прокатки толстого листа.

6. Снижение содержания углерода от 0,19% до 0,03% в низколегированных трубных сталях расширяет температурный интервал скоростей охлаждения при сварке, при которых твердость имитированной околосварочной зоны (ОШЗ) не достигает критической величины  $H_{\text{кр}} = 350\text{HV}$ , выше которой наблюдается образование сварочных трещин и водородное охрупчивание. Критическая скорость охлаждения не должна превышать  $15^\circ\text{C}/\text{с}$  для стали 17Г1С-У и  $100^\circ\text{C}/\text{с}$  для стали 08Г1Б; для стали марки 03Г1Б она составляет больше  $300^\circ\text{C}/\text{с}$ . После охлаждения по режиму, соответствующему автоматической и ручной дуговой сварки, происходит расширение области гарантированного вязкого разрушения металла имитированной ОШЗ (в скобках – для ручной сварки) в сторону пониженных температур: для стали 17Г1С-У  $> +20^\circ\text{C}$  ( $+20^\circ\text{C}$ ), для 08Г1Б  $\geq 0^\circ\text{C}$  ( $- 5^\circ\text{C}$ ), для 03Г1Б  $\geq - 30^\circ\text{C}$  ( $- 40^\circ\text{C}$ ).

7. Разработаны рекомендации по содержанию углерода, марганца и серы в трубных сталях, обеспечивающие повышенную химическую и структурную

однородность, хладостойкость, свариваемость и стойкость к сероводородному растрескиванию:  $\leq 0,08 \% \text{ C}$ ;  $1,25-1,55 \% \text{ Mn}$ ;  $\leq 0,003 \% \text{ S}$ .

8. Разработана новая толстолистовая сталь 08Г1Б для газопроводных труб категории прочности К52. Сталь отличается пониженным содержанием углерода ( $\leq 0,09\%$ ) и серы ( $\leq 0,008\%$ ), микролегирована ниобием (0,015-0,035%). Листы производятся по технологии термомеханической прокатки. На ОАО «МК «Азовсталь» отработана технология производства и изготовлена промышленная партия листов толщиной 19 мм, из которых на Выксунском металлургическом заводе изготовлены газопроводные трубы диаметром 720 мм. Разработаны и оформлены технические условия **ТУ 14-1-5443-2002** «Прокат толстолистовой категории прочности К52 из низколегированной стали марки 08Г1Б для сварных прямошовных труб магистральных газонефтепроводов».

9. Новая сталь 08Г1Б характеризуется следующими свойствами:  $b_v = 510 \div 545 \text{ Н/мм}^2$ ;  $b_T = 435 \div 460 \text{ Н/мм}^2$ ;  $\delta(2'') = 32 \div 48 \%$ ;  $KCV$  при  $-20^\circ\text{C} = 233 \div 364 \text{ Дж/см}^2$ ;  $C_s = 0,28 \div 0,31\%$ ;  $PCM = 0,13 \div 0,16\%$ ;  $\% \text{ B}$  на образцах ИПГ (DWTT) при  $-20^\circ\text{C} = 80 \div 100\%$ . Разработанная сталь обладает повышенной стойкостью к растрескиванию в среде  $\text{H}_2\text{S}$ -содержащего природного газа: CLR не более 6%; CTR не более 3%;  $\sigma_n^{720}$  не менее  $0,6\sigma_T$ .

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. М.: Metallургия, 1976. – 552 с.
2. Оно А. Затвердевание металлов Пер. с англ. – М.: Metallургия, 1980. – 152 с.
3. Флемингс М. Процессы затвердевания Пер. с англ. – М.: Мир, 1977. – 428 с.
4. Winegard W.C., Chalmers B. Trans. ASM. 1954, 46, 1214.
5. Papapetrou A.Z., Krist. 1935, A92, 89.
6. Doherty R.D., Cooper P.D. Metallurgical Transactions, 1977. Vol. 8A P. 397.
7. Казачков Е.А., Арсентьев П.П. Затвердевание и структура и свойства слитка // Итоги науки и техники. Производство чугуна и стали. – М.: ВИНТИ, 1975. – Вып. 7. – С. 113 – 195.
8. Борисов В.Т., Виноградов В.В., Тижельникова И.Л. и др. Математическое описание кристаллизации слитка с учетом фазовых превращений // Непрерывное литье стали. – М.: Metallургия, 1976. – Вып. 4. – С. 6 – 19.
9. Кашакашвили Г.В., Жордания И.С., Булгаков В.П. и др. Повышение качества непрерывнолитых заготовок для труб нефтяного сортамента // Сталь. 1986. № 7. С.30 – 31.
10. Куценко Л.Т., Сладкоштеев В.Т. Исследование структурной и химической неоднородности слябов при радиальной непрерывной разливке // Проблемы стального слитка. – М.: Metallургия, 1969. – Вып. 4. – С. 541 – 545.
11. Поживанов А.М., Шаповалов А.П., Климов Ю.С. и др. Улучшение качества непрерывнолитых слябов // Сталь. 1984. № 8. С.25 – 27.
12. Дубовенко И.П., Дюдкин Д.А., Семенцов Ю.П. и др. Физические основы кристаллизации непрерывноотливаемого слитка и пути дальнейшего

развития непрерывной разливки // *Металлургические методы повышения качества стали*. М.: Наука, 1979. С.181 – 184.

13. Dr Liang W., Mustoe T. N. *Steel Times, Continuous casting*, 1998, «Low superheat casting through control tundish steel temperature».

14. Реллейнейер Х., Рихтер Х., Симон Р. и др. Вакуумирование и внепечная обработка специальных сталей, предназначенных для непрерывной разливки // *Достижения в области непрерывной разливки стали*. М.: *Металлургия*, 1987. С. 58 – 67.

15. Hater R. et al. Results from curved mould continuous casting machine making pipe and plate steel. National Open Hearth and BOF Conference, AIME, Cleveland, 1973.

16. Asano Ket. *Tetsu –to- Hagane*, 1973, 59, (4), 80.

17. Ирвинг В., Пиркинс А. Основные параметры, влияющие на качество непрерывных слябов // *Непрерывное литье слябов*. – М.: *Металлургия*. 1982. С. 164 – 185.

18. Irwing W., Perkins A., Brooks M. *Ironmaking and steelmaking* 1984. 11. № 3. P. 152 – 162.

19. Moore J.J.. Review of axial segregation in continuously cast steel. *Continuos Casting*. 1984. Vol 3. P. 11 – 20.

20. Ревтов Н.И., Казачков Е.А., Носоченко О.В., Емельянов В.В., Исаев О.Б. Влияние некоторых факторов на параметры кристаллизации непрерывнолитого слитка // *Совершенствование процессов непрерывной разливки стали*. Киев, 1985. С. 52 – 57.

21. Кан Ю.Е., Шлыков В.И. Проблемы непрерывной разливки шарикоподшипниковой стали // *Непрерывная разливка стали*. – М.: *Металлургия*, 1977. Вып. 5. С. 46 – 51.

22. Suzuki J. et al. Processing in Bloom/Billet Continuous Casting Techniques at Steel Corporation Nippon Steel Technical Report. № 13. 1979. P. 24–25.

23. Штадлер П., Харген К., Хаммершмидт П. и др. Формирование литой структуры и макроликвации в непрерывнолитых слябах // Черные металлы. 1982. № 9. С. 32 – 46.
24. Poppmeger W., Tarmann B. Untersuchungen zur transkristallinen Erstarrung des Stahles, Berg – und Huttenmannische Monatshefte. 1985. № 9. P. 227 – 231.
25. Корниенко А.И., Казачков Е.А., Носоченко О.В. и др. Оптимальные режимы непрерывной разливки низколегированной стали в кристаллизатор 300×1650 мм // Сталь. 1986. № 9. С. 30 – 31.
26. Kivela A., Konttinen U. Dynamic Secondary Cooling Model for Continuous Casting, 78<sup>th</sup> Steelmaking Conference. Nasville. 1995.
27. Konttinen J., Jauhola M., Thalhammer M., Pirner K. CC № 6 and CC № 5 at Rautarukki Work, Finland, VAI'S 8<sup>th</sup> Continuous Casting Conference, paper № 24, 2002.
28. Кабаков З.К., Самойлович Ю.А. Динамическая модель формирования слитка, получаемого непрерывным литьем // Повышение производительности и экономичности работы тепловых металлургических агрегатов. М.: Металлургия. 1982. С.60 – 64.
29. Нисковских В.М., Карлинский С.Е. Воздействие различных параметров на качество непрерывнолитого слитка // Сталь. 1983. № 12. С. 33 – 35.
30. Паршин В.М., Разумов С.Д., Молчанов О.Е. и др. Снижение пораженности непрерывнолитых слябов сетчатыми трещинами при повышенной скорости разливки // Сталь. 1986. № 10. С. 33 – 34.
31. Малиночка Я.Н., Есаулов В.С., Носоченко О.В. и др. Причины образования осевых трещин в слябах, отливаемых на криволинейной МНЛЗ // Сталь. 1984. № 1. С. 32 – 33.
32. Потанин Р.В., Михнова Э.А., Сладкошteeв В.Т. и др. Влияние технологических параметров на дефекты внутреннего строения

непрерывнолитых квадратных заготовок // Непрерывная разливка стали. М.: Металлургия. 1977. Вып. 4. С. 170 – 171.

33. Ленкерк Т., Поллак В. Дефекты непрерывнолитых слябов, влияющих на качество конечного продукта, и меры по их предотвращению // Непрерывное литье стали. М.: Металлургия, 1982. С. 203 – 204.

34. Либерман А.Л., Лебедев В.И., Кан Ю.Е. и др. Влияние скорости вытягивания на качество непрерывнолитых заготовок // Сталь. 1985. № 12. С. 26 – 28.

35. Китаев Е.М., Ульянов В.А., Дружинин В.П. Влияние условий теплообмена на формирование фронта кристаллизации непрерывнолитого слитка прямоугольного сечения // Проблемы стального слитка. М.: Металлургия. 1976. Вып. 6. С. 355 – 357.

36. Бутаков Д.К., Олерская С.М., Гальперина С.В. и др. Влияние скорости разливки стали на качество непрерывных слитков // Проблемы стального слитка. М.: Металлургия. 1976. С.388 – 390.

37. Казачков Е.А., Скребцов А.Н., Кужельная Л.И., Манохин А.И., Тарасенко А.И., Дюдкин Д.А., Гольштейн Л.Г., Кондратюк А.М. Исследование процессов перемешивания металла в жидкой сердцевине непрерывного слитка при увеличении скорости литья // Проблемы стального слитка. М.: Металлургия, 1976. Вып. 6. С. 265 – 368.

38. Sivesson P., Wass S., Rogberg B. Improvement of Centre Porosity in Continuously Cast Blooms by Mechanical Soft Reduction at the End of the Solidification Process Proceeding of 3<sup>rd</sup> European Conference on continuous casting, Madrid. 1998. P. 213 – 223.

39. Nakai K., Kanazawa T., Mishima T. Proceeding of the 1<sup>st</sup> ICS Congress, China. ISJ. 1996. P. 88.

40. Yamanaka A., Okaruma K., Kumakura S. et all New design to prevent internal cracking in continuous casting, Proceeding of 3<sup>rd</sup> Continuous Casting Conference, Madrid. 1998. P. 415 – 423.



41. Фредриксон Х., Рогберг Б. Макросегрегация в заготовках из высокоуглеродистой стали. М.: Metallurgy, 1987. С. 202 – 204.
42. Казачков Е.А., Корниенко А.И., Носоченко О.В. и др. Улучшение макроструктуры непрерывнолитых заготовок сечением 300 x 1650 мм // Сталь. 1985. № 10. С. 15 – 18.
43. Шукстуский И.Б., Фурман Ю.В. Непрерывная разливка и прокатка заготовок разной толщины // Совершенствование процессов непрерывной разливки стали. Киев, 1985. С. 77 – 79.
44. Смирнов А.Н., Глазков А.Я., Пилюшенко В.Л. и др. / Теория и практика непрерывного литья заготовок, Донецк. ДонГТУ. 2000. 370 с.
45. Грей Дж. М., Чен С.С., Субраманиан С.И., Петерс П.А. и Аббот Т. Отчет. Осевая ликвация в толстолистовой и полосовой стали изготовленной из непрерывнолитых слэбов и предназначенной для трубопроводов Microalloying International Inc. Июль 1996.
46. Xu J.Y., Ma C. The 2 – strand slab caster No. at Benxi – a Chinese Success story. VAI's 8<sup>th</sup> continuous casting conference, 2000. paper No. 21.
47. Zela L., Chowaniec F., Stancik M. Latest Results from the Production of Peritectic Steel Grades in Medium – Slab Caster and Tandem Steckel Mill at Nova Hot, VAI's 8<sup>th</sup> Continuous casting conference, 2000. paper No. 10.
48. Chowaniec F., Stancik M. The comparison of round and square billets casting from peritectic steel grades 2<sup>nd</sup> International metallurgical conference, Trinec. 1997. P. 139 – 143.
49. Angelini L., Gaspari L., Kawanet R. all. The Way to Best Billet Quality – Joint Research Activities at High – Quality Billet Caster at Valburna Bolzano, Italy. VAI's 8<sup>th</sup> Continuous casting conference. paper 44.
50. Казачков Е.А., Ревтов Н.И. Повышение качества непрерывнолитых слитков. Киев. Знание. 1987. 20 с.

51. Бират Ж.-П., Шонс Ж. Электромагнитное перемешивание при непрерывной разливке заготовок блюмов и слэбов // Достижения в области непрерывной разливки стали. М.: Metallurgiya, 1987. С. 98 -116.
52. Inonye T., Tanaka H. NSC Techn. Reports (1979), 13, 1-23.
53. Miyoshi S. Continuos Casting. Biarrits (1976), 286-291.
54. Linton L., Dacker C.A. Kollberg S. Iron and Steel Eng. 57 (1980), 20, 66-75.
55. Акименко А.Д., Орлов Л.П., Скворцов А.А. и др. Непрерывное литье во вращающемся магнитном поле М.: Metallurgiya, 1971. 177 с.
56. Widdowson R., Marr H.S., Solidification and casting of metals. Metals Society, Book 192 (1977), 547-552.
57. Олберни Р., Бират Ж. Электромагнитное перемешивание и качество продукции // Непрерывное литье стали. М.: Metallurgiya, 1982. С. 182-202.
58. Галушко А.Н., Ламыкин Д.Н., Мазун А.И. и др. Разливка металла на УНРС с использованием индукционного электромагнитного перемешивателя // Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. Киев, 1983. С. 100-105.
59. Самойлович Ю.А. Кристаллизация слитка в электромагнитном поле. М.: Metallurgiya, 1988. 156 с.
60. Alberny R., Backerl, Birat J.P. et al-Electric Furnace Proc. V 31 (1973), 237-245.
61. Alberny R., Angell., Birat J.P. et al-Steelmaking Proc. V. 61 (1978), 37-59.
62. Ayata K., Nakita K., Nazaki T., Miyashita T., Trans. ISIJ 20 (1980) 6, p. 211.
63. Suzuki J., Maede H., Itoh Y. Steelmaking Proc. V 63 (1980), p. 273-277.
64. Ventavoli R., Alberny R., Birat J.P. Com of European Communities, EUR 6136/11 FR (1978).
65. Birat J.P., Neu P., Dhuyretter J.C., Jeanneau M. Steelmaking Proc. V 64 (1982).

66. Серветник В.М. Виброобработка стальных слитков // Бюллетень института Черметинформация.1978. № 9. С. 41-42.
67. Астров Е.А., Ченарев Р.М., Тагунов Г.Е. и др. Повышение качества макроструктуры непрерывнолитых заготовок // Бюллетень института Черметинформация. 1975. № 4. С. 38-39.
68. Ченарев Р.М., Фаворский В.А., Архиреев О.А. и др. Тепловые процессы и затвердевание слитков при вибрации кристаллизаторов МНЛЗ // Непрерывное литье стали. М.: Metallurgy, 1979. Вып. 6. С. 42-43.
69. Абрамов О.В., Изотов А.Н., Асташкин Ю.С. и др. Ультразвуковая обработка струи жидкого металла // Сталь. 1985. № 4. С. 13-15.
70. Глазков А.Я., Мажан А.Л., Фоменко К.П. Влияние электрогидроимпульсной обработки на структурную и химическую однородность непрерывнолитых сортовых и трубных заготовок // Совершенствование процессов непрерывной разливки стали. Киев, 1985. С. 126-130.
71. Сладкоштеев В.Т., Царенко П.И., Потанин Р.В. и др. Непрерывная разливка стали с электрогидроимпульсным воздействием на затвердевающий слиток // Влияние внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл. Киев, 1983. С. 61-67.
72. Ефимов В.А. Перспективы применения внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся металл / Разливка стали в слитки. Киев, 1987. С. 5-14.
73. Ефимов В.А. Разливка стали в слитки // Формирование стального слитка. М.: Metallurgy, 1986. С. 6-13.
74. Ramacciotti et al., Increasing solidification rate in continuous casting by injection of powdered metal into the mould, Steelmaking Proceeding AIME Conference, Chicago, 6 (1978), pp. 443-450.

75. Шошин В.Н., Кан Ю.Е., Горлов С.М. Снижение неравномерности роста корочки непрерывнолитой заготовки / Бюллетень института Черметинформация. 1974. № 4. С. 40-41.
76. Корниловский Ю.Г., Коновалов В.С., Кирсанов В.М. и др. Исследование качества металла, отлитого с использованием микрохолодильников и модификаторов // Разливка стали в слитки и их качество. М.: Металлургия, 1979. С. 33-36.
77. Иванов Ю.Н., Сметюхова Н.В., Закута М.Б. и др. Влияние дисперсных инокуляторов на макроструктуру непрерывной заготовки из стали ШХ15 // Литье с применением инокуляторов. Киев, 1981. С. 123-128.
78. Ефимов В.А., Затуловский С.С., Закута М.Б. и др. К вопросу об увеличении производительности МНЛЗ // Проблемы стального слитка. М.: Металлургия, 1978. Вып. 7. С. 212-214.
79. Затуловский С.С., Ефимов В.А. и др. Эффективность и перспективы применения железного порошка при разливке // Сталь. 1973. № 5. С. 410-413.
80. Манохин А.И. Получение однородной стали. М.: Металлургия, 1978. 224 с.
81. Naveau P., Marique C. An original casting technique for an enhanced control on the composition and structure of steel semis. 4<sup>th</sup> European Continuous Casting Conference, Birmingham. UK. P. 94-102.
82. Мангасаров Б.Н., Чижиков А.И., Мурасов Ф.М. и др. Исследование влияния охлаждающих инокуляторов на качество непрерывнолитых слитков // Литье с применением инокуляторов. Киев, 1981. С. 132-139.
83. Соколов Л.А., Тарасенко А.И., Паршин В.М. и др. Способ подачи частиц твердого металла в жидкую фазу слитка // Известия АН СССР. Металлы. 1982. № 5. С. 81-83.
84. Пат. 59-223151 Япония В22Д 11/10. Способ непрерывной разливки.
85. Рамишвили Ш.Д., Кевхишвили Г.Ш., Тхелидзе Н.Д. и др. Экспериментальное исследование процесса кристаллизации при

использовании внутренних холодильников // Процессы литья и непрерывной разливки металлов. Тбилиси: АН ГССР. 1979. Вып. 2. С. 92-96.

86. Рамишвили Ш.Д., Кевхишвили Г.Ш., Тхелидзе Н.Д. и др. Теоретический расчет основных параметров кристаллизации при использовании внутренних холодильников // Процессы литья и непрерывной разливки металлов. Тбилиси: АН ГССР. 1979. Вып. 2. С. 96-103.

87. Yashuhiro H., Seiji I., Toshihiko E., Kenichi S., Hideaki K. Tetsu to hagane, I. Iron and Steel Inst. Japan, 1981, 67, № 9, 1498.

88. Удо И., Сума М. Работа восьмиручьевой МНЛЗ и серийная разливка на сортовых МНЛЗ с использованием высокопроизводительных дуговых печей // Непрерывное литье стали. М.: Metallurgia, 1982. С. 378-393.

89. Yashuhiro H. et al., Improving cast structure and centreline of CC slabs by adding steel strip into mould, Tetsu-to-Hagane.vol. 67, № 9, 1981.

90. Naveau P. Marique C. rovement of slab quality with in-mold electromagnetic stimer. 3<sup>rd</sup> European Conference on continuous casting, Madrid, 1998, P. 425 – 436.

91. Саенко В.Я., Самойлович Ю.А., Медовар Л.Б. и др. Управление режимом кристаллизации слитка при получении армированного квазимонолитного металла (АКМ) // Доклады АН УССР. Серия А. № 3. 1982. С. 42-44.

92. Людковский В.М., Абрамов В.О., Гринберг А.М. и др. Исследование воздействия ультразвуковых колебаний и расходуемых холодильников на кристаллизацию непрерывнолитой подшипниковой стали // Совершенствование процессов непрерывной разливки стали. Киев, 1985. С. 66-70.

93. Stiftinger M., Morwald K., Engel K. et al. Upgrading Solutions to Improve Internal Quality and Caster Productivity // VAI's 8<sup>th</sup> Continuos Casting Conference, 2000. paper 27.

94. Hodl H., Frauenhuber K. VAINOX – Latest Developments in Stainless Steel Casting Technologies // VAI's 8<sup>th</sup> Continuous Casting Conference, 2000. paper 15.
95. Hodl H. et al. Advanced Equipment for High Performance Casters 82<sup>nd</sup> Steelmaking Conference, Chicago. 1999.
96. Konttinen J., Jauhola M., Thalhammer M. et al. CC №6 and CC №5 at Rautaruuki Works, Finland // VAI's 8<sup>th</sup> Continuous Casting Conference, 2000. paper 24.
97. Sheild, Brandstetter, Morwald Remote Casting Thickness Adjustment in Continuous Casting Machines // A Systematic Mechatronics Desing Approach, 1997.
98. Kaiser H.-P., Kemper G., Lienbish K.-O. New slab-casting technologies at the Huttenverke Krupp Mannesmann GMBH steel plant // 4<sup>th</sup> European Continuous Casting Conference, 2002. P.783-800.
99. Ehrenberg H.-G. The new HKM slab caster // internal report, 2000.
100. Ives K. Strain Gauge Measurements and Liquid Core Detection at B Strand // AK Steel Middletown works, internal report, 1995.
101. Mostert R., A. de Toledo, Condamin L. and others Influence of chemistry on intercolumnar and surface cracking sensitivity of steel grades. 4<sup>th</sup> European Continuous Casting Conference, Birmingham, UK. P.192-201.
102. Кислица В.В., Исаев О.Б., Лепихов Л.С., Носоченко А.О. Производство качественного проката для конструкций ответственного назначения из стали с различным химическим составом // Сборник трудов научно-технической конференции Состояние и основные пути развития непрерывной разливки стали на металлургических предприятиях Украины, г. Харьков/ 26-27 июня 2001 г. С. 131-135.
103. Drezet J.-M., Gremand M., Graf R., Gaumann M. A new hot tearing criterion for steel. 4<sup>th</sup> European Continuous Casting Conference, Birmingham, UK. P. 755-763.
104. NACE Standart TM 0284-87.

105. NACE Standart TM 0177-90.
106. Bergmann B., Jungblut H.A., Streibelberger A. and Schwinn V., Int. Conference on Pipeline Reliability, Calgary (CND). June 1992.
107. Berner K., 3R international 27 (1988), N<sub>o</sub>.5, P. 374-379.
108. Iino M., Nomura N., Takezawa H. and Takeda T., 1st Int. Conf. On Current Solutions for Hydrogen Problems in Steel, Washington (DC). Nov. 1982.
109. Bergmann B. and Bannenberg N., Stahl und Eisen 112 (1992), N<sub>o</sub>.7. P. 83-89.
110. Haumann W. and Koch O., 3R international 25 (1986), N<sub>o</sub>.5. P. 261-266.
111. Niobium Information N<sub>o</sub>.11/96, CBMM/NPC, Dusseldorf (Germany), 1996.
112. Schwinn V., Streibelberger A. and Bauer J., Conference 'Corrosion 95', NACE International, Houston (TX). P. 66.
113. Okaguchi S., Kushida T., Hashimoto T., Nakano M. and Sakagushi I., The Sumitomo Search 54, Oct. 1993, p. 1-9.
114. Jacobi H., Dr.-Ing. habil. thesis of TU Clausthal (Germany), June 1991.
115. Hof W.M., Graf M.K., Hillenbrand H.G., Hoh B. and Peters P.A., HSLA Steels Metallurgy and Applications, ASM international, 1986. P. 467-474.
116. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И. и др. Ниобийсодержащие низколегированные стали. М.: "СП' ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ". 1999. С. 37 - 40.
117. Hulka K., Heisterkamp F. // HSLA Steels'95: China Sci. & Techn. Press. Beijing (China). 1995. P. 543-551.
118. Heisterkamp F., Hulka K., Batte D. // Metallurgy Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA). Steel Weldments: AWS. Miami (Fl). 1990. P. 659-681.
119. Akselsen O.M., Grong O., Rorvik G. // Scand. Journal of Metallurgy. 1990. № 19. P. 258-264.
120. Франтов И.И., Голованенко С.А., Моисеев Б.А. и др. // Сварочное производство. 1981. № 6. С. 11 - 13.

121. Мандельберг С.Л., Сидоренко Б.Г., Лопата В.Е. и др. // Автоматическая сварка. 1983. № 6. С. 50 – 52.
122. Столяров В.И., Голованенко С.А., Франтов И.И. и др. // Сталь. 1982. № 5. С. 70 – 73.
123. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1977. 224 с.
124. Saeki T., Komai T., Miyamura K. et al. Application of Spot Segregation Evaluating Methods in Continuously Cast Slab // Steelmaking Proceedings, 68 (1985). JSS Conference. Detroit. P. 229-235.
125. Носоченко А.О., Багмет О.А., Бусько Т.П. Толстолистовая ниобийсодержащая трубная сталь типа 03Г1Б, предназначенная для транспортировки сероводородсодержащего газа // Тезисы докладов VIII-ой Региональной научно-технической конференции, г. Мариуполь, 2001 г., Том 3, С. 62-64.
126. Матросов Ю.И., Носоченко А.О., Володарский В.В., Афанасьев В.П., Хулка К. Высокочистая микролегированная ниобием H<sub>2</sub>S-стойкая трубная сталь X65-X70 // Сталь. 2001. № 12. С. 55-58.
127. Носоченко А.О., Кирсанова Г.Б. Ликвационные явления в низколегированных сталях // Тезисы докладов VIII-ой Региональной научно-технической конференции, г. Мариуполь, 2001 г., Том 3, С. 71-73.
128. Матросов Ю.И., Носоченко А.О., Володарский В.В. и др. Микролегированная ниобием высокочистая трубная сталь категории прочности X65 // Металл и литье Украины. 2002. № 9-10. С. 13-16.
129. Матросов Ю. И., Носоченко А. О., Емельянов В. В., Кирсанова Г. Б., Багмет О. А. Исследование центральной неоднородности в непрерывнолитых трубных сталях // Сталь. 2002. № 3. С. 107-110.
130. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. В 2-х томах: Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1962. – Т. I. 608 с.; Т. II. 609-1488 с.



131. Ogibayashi S. et al. Influence of Roll Bending on Center Segregation in Continuously Cast Slabs // ISIJ Intern. 1991. V. 31. № 12. P. 1408-1415.
132. Кристал М.А. Диффузионные процессы в железных сплавах. М.: Металлургиздат, 1963. 278 с.
133. Bauer J., Fluss P. and Schwinn V. Production results and new development trends for high strength, high toughness off shore linepipe steels – Proceedings of the 3 rd International Pipeline Technology Conference. Brugge, Belgium, May 21 – 24, 2000. P. 235 – 246.
134. Матросов Ю. И., Колясникова Н. В., Носоченко А. О., Ганошенко И. В. Влияние углерода и центральной сегрегационной неоднородности на H<sub>2</sub>S-стойкость непрерывнолитых трубных сталей // Сталь. 2002. № 11. С. 71-74.
135. Шоршоров М.Х., Чернышев Т.А., Красовский А.Н. Испытание металлов на свариваемость, М.: 1972 г. Металлургия, С. 8-62, 75-88.
136. Шоршоров М.Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана, М.: 1965 г. Наука, С. 38-58, 131-164, 202-217.
137. Тематический сборник трудов Проблемы современной металлургии. М. 1983 г. Металлургия, С. 147-153.
138. Матросов Ю. И., Носоченко А. О., Ганошенко И. В., Володарский В. В. Качественные характеристики малоперлитной стали 08Г1Б для газопроводных труб большого диаметра // Сталь. 2002. № 12. С. 55-59.
139. Лейкин И.М., Литвиненко Д.А. и др. Сталь для электросварных прямошовных газопроводных труб большого диаметра. Черная металлургия. Бюллетень института Черметинформация, 1969. № 9. С. 46-47.
140. Дьяконова В. С. и др. Технология производства и свойства стали 17ГС для сварных газонефтепроводных труб // Сталь. 1965. № 8. С. 740 – 744.
141. Матросов Ю. И., Морозов Ю. Д., Болотов А. С., Хайстеркамп Ф. и др. Разработка и технологический процесс производства трубных сталей в XXI веке // Сталь. 2001. №4. С. 58 – 62.

142. Матросов Ю. И., Носоченко А. О., Володарский В. В., Багмет О. А. Создание высоконадежной трубной стали 08Г1Б для газопроводных труб категории прочности К52 // *Металл и литье Украины*. 2001. № 12. С. 6-9.
143. Носоченко А. О. Исследование высоконадежной трубной стали 08Г1Б для электросварных газопроводных труб категории прочности К52 // *Сборник трудов научно-технической конференции Состояние и основные пути развития непрерывной разливки стали на металлургических предприятиях Украины, г. Харьков, 26-27 июня 2001 г.* С. 177-184.
144. Матросов Ю. И., Носоченко А. О., Ганошенко И. В., Володарский В.В., Емельянов В. В. Разработка малоуглеродистой стали 08Г1Б для газопроводных труб большого диаметра // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2002. № 7. С. 82-86.

ОКП 09 7620

Группа В 33

УТВЕРЖДАЮ:

Директор Центра стандартизации и сертификации металлопродукции  
ФГУП ЦНИИчермет, председатель ТК 375  
В.Т.Абабков

« 01 » 03 2002 г.

**ПРОКАТ ТОЛСТОЛИСТОВОЙ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ К52 ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ МАРКИ 08Г1Б ДЛЯ СВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОНЕФТЕПРОВОДОВ**

ТЕХНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ

ТУ 14-1-5443-2002

(впервые)

Держатель подлинника – ЦССМ ФГУП ЦНИИчермет им. И.П.Бардина

Срок действия с 01.04.2002г.  
до – без ограничения

СОГЛАСОВАНЫ:

И.о. Директора технического ОАО  
«Харьковский трубный завод»  
А.В. Боровиков

« 31 » 01 2002 г.

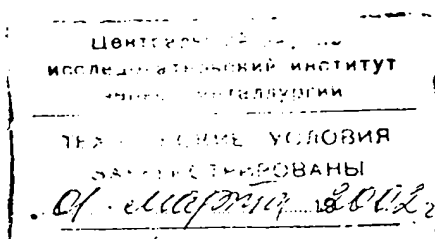
РАЗРАБОТАНЫ:

Зам. генерального директора ФГУП  
ЦНИИчермет им. И.П.Бардина  
В.А.Синельников

« 02 » 02 2002 г.

Технический директор  
ОАО «МК«Азовсталь»  
Л.В. Быков

« 15 » 02 2002 г.



№05/026200-41-00247 2002

Настоящие технические условия распространяются на толстолистовой прокат категории прочности K52 - далее листы из низколегированной стали марки 08Г1Б, предназначенный для изготовления сварных прямошовных труб магистральных газонефтепроводов диаметром до 1420 мм на давление до 7,4 МПа.

Пример условного обозначения.

Лист размерами 12×2000×11500 мм, улучшенной плоскостности (ПУ), из стали марки 08Г1Б:

Лист ПУ-12×2000×11500-08Г1Б ТУ 14-1-5443-2002.

## 1. СОСТАВ

1.1. Листы изготовляют толщиной от 8 до 22 мм. Ширина и длина листов – по ГОСТ 19903.

Размеры листов указывают в заказе и спецификации, согласованной в установленном порядке.

По согласованию изготовителя и потребителя допускается поставка листов другой толщины.

1.2. Предельные отклонения по толщине листов должны соответствовать таблице 1.

Таблица 1 – Предельные отклонения по толщине листов

В миллиметрах

Толщина листов	Предельные отклонения по толщине при ширине листов		
	св. 1500 до 2000 вкл.	св. 2000 до 2500 вкл.	св. 2500
до 12 вкл.	+ 0,60	+ 0,60	+ 0,80
св. 12 до 16 вкл.	+ 0,60	+ 0,60	+ 0,80
св. 16	+ 0,60	+ 0,80	+ 1,00
Примечание - Минусовые предельные отклонения не должны превышать 5% от номинальной толщины.			

1.3. Предельные отклонения по ширине и длине листов должны соответствовать ГОСТ 19903.

1.4. Листы должны быть обрезаны под прямым углом.

1.5. Серповидность листов не должна превышать 1 мм на 1 м длины. Общая серповидность листов не должна превышать произведения ее значения на 1 м длины на всю длину листа.

1.6. Косина реза и серповидность не должны выводить листы за пределы номинальных размеров и предельных отклонений по ширине и длине.

1.7. Листы изготовляют улучшенной плоскостности (ПУ) по ГОСТ 19903.

По согласованию изготовителя и потребителя допускается изготовление листов нормальной плоскостности (ПН) по ГОСТ 19903.

## 2. ТЕХНИЧЕСКИЕ ТРЕБОВАНИЯ

2.1. Листы должны соответствовать требованиям настоящих технических условий.

2.2. Химический состав стали по плавочному анализу должен соответствовать таблице 2.

По требованию потребителя химический состав стали определяют в готовых листах.

Таблица 2 – Химический состав стали

Марка стали	Массовая доля элементов, %, не более								
	углерод не более	марганец	кремний не более	ниобий	алюминий	титан	сера	фосфор	азот
08Г1Б	0,09	1,25- 1,50	0,35	0,015- 0,035	0,02- 0,05	0,01- 0,035	0,008	0,020	0,010

Примечание - Массовая доля хрома, никеля и меди не должна превышать 0,30% каждого. Суммарная массовая доля хрома, никеля и меди не должна превышать 0,60%.

2.3. В готовых листах, при условии обеспечения требуемых механических свойств, указанных в таблице 3, допускаются отклонения по химическому составу стали по верхнему пределу в соответствии с ГОСТ 19281, по нижнему – без ограничения для всех элементов, кроме алюминия и титана.

2.4. Углеродный эквивалент стали ( $C_{Э}$ ) не должен превышать 0,37%, параметр трещиностойкости против растрескивания ( $P_{СМ}$ ) не должен превышать 0,21%.

2.5. Листы поставляют после контролируемой прокатки или в термически обработанном состоянии, за исключением закалки с отпуском.

Режим обработки выбирает изготовитель листов.

2.6. Листы изготовляют класса прочности К52. Механические и технологические свойства листов в состоянии поставки должны соответствовать указанным в таблице 3.

Таблица 3 – Механические и технологические свойства листов

Марка стали	Класс прочности	Временное сопротивление, $\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести, $\sigma_t$ , Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное удлинение, %		Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup> (кгс·м/см <sup>2</sup> )		Количество вязкой составляющей в изломе образцов для ИПГ, %
				$\delta_{(2)}$	$\delta_5$	KCU	KCV	
						при температуре испытания, °С		
				минус 40	минус 5	минус 5		
08Г1Б	К52	510-610 (52-62)	410-520 (42-53)	30	23	69 (7)	69 (7)	85

**Примечания.**

1. Тип образца для контроля относительного удлинения -  $\delta_{(2)}$  или  $\delta_5$  устанавливает изготовитель по согласованию с заказчиком.

2. Ударную вязкость и количество вязкой составляющей в изломе образцов для ИПГ определяют как среднеарифметическое значение по результатам испытания трех и двух образцов соответственно. На одном образце допускается снижение ударной вязкости на 10 Дж/см<sup>2</sup> (1 кгс·м/см<sup>2</sup>) и количества вязкой составляющей в изломе образцов для ИПГ на 10% (абс.).

3. Определение количества вязкой составляющей в изломе образцов для ИПГ проводят на образцах с концентратором, выполненным методом резания. По требованию потребителя ИПГ проводят на образцах с концентратором, выполненным методом вздвизгивания.

4. Отношение фактических значений предела текучести и временного сопротивления должно быть не более 0,9.

5. Значения временного сопротивления в продольном направлении могут быть ниже аналогичного показателя в поперечном направлении не более, чем на 7% и гарантируются изготовителем в листах и трубах без проведения прямых испытаний.

6. По требованию потребителя, что указывается в заказе, испытание ударной вязкости KCU проводят при температуре минус 60°С, KCV – при температуре минус 20°С, определение количества вязкой составляющей в изломе образцов для ИПГ – при температуре минус 20°С. Нормы этих показателей должны быть не менее указанных в таблице 3.

2.7. Несплошность листов по площади не должна превышать требований 3 класса, а по продольным и поперечным прикромочным зонам – 2 класса по SEL-072. Ширина продольных прикромочных зон - не менее 40 мм, поперечных прикромочных зон - не менее 150 мм.

По согласованию изготовителя и потребителя допускаются другие нормы несплошности листов.

2.8. Требования к качеству поверхности листов – по ГОСТ 14637, при этом зачистка дефектов на глубину, выводящую листы за предельные отклонения по толщине, не допускается.

Расслоения по торцам и кромкам листов не допускаются.

На поверхности листов допускаются царапины, риски, задиры, вмятины глубиной, не превышающей 0,2 мм.

Применение сварки для ремонта поверхности листов не допускается.

### 2.9. Маркировка

2.9.1. Общие правила маркировки листов – по ГОСТ 7566.

На верхней поверхности каждого листа на расстоянии не более 600 мм от одного из концов наносят несмываемой краской:

- наименование или товарный знак предприятия – изготовителя;
- марку стали;
- номер плавки;
- номер партии;
- номинальные размеры листа.

Кроме того, на поверхности листа на расстоянии не менее 200 мм от торца клеймением наносят:

- марку стали;
- номер плавки;
- номер партии;
- номер листа.

Глубина клеймения - не более 0,2 мм. Место клеймения обводят краской.

## 3. ПРАВИЛА ПРИЕМКИ И МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЙ

3.1. Общие правила приемки листов должны соответствовать ГОСТ 7566.

3.2. Листы предъявляют к приемке партиями, состоящими из листов одной плавки, одной толщины и одного режима термической обработки.

3.3. Отбор и подготовку проб для определения химического состава проводят по ГОСТ 7565.

3.4. Химический состав стали (п.2.2) определяют в соответствии с ГОСТ 12344 - ГОСТ 12348, ГОСТ 12350 - ГОСТ 12352, ГОСТ 12355 - ГОСТ 12357, ГОСТ 13259 - ГОСТ 12361, ГОСТ 18895, ГОСТ 28473 или альтернативными, аттестованными в установленном порядке методами, обеспечивающими необходимую точность определения.

3.5. Углеродный эквивалент (п.2.4) стали ( $C_3$ ) и параметр трещиностойкости (п. 2.4) против растрескивания ( $P_{см}$ ) определяют по формулам:

$$C_3 = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V + Ti + Nb}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} \quad (1);$$

$$P_{см} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2),$$

где:  $C, Mn, Cr, Mo, V, Ti, Nb, Cu, Ni, B$  - массовая доля углерода, марганца, хрома, молибдена, ванадия, титана, ниобия, меди, никеля, бора по результатам плавочного анализа.

Массовую долю меди, никеля, хрома при расчете углеродного эквивалента стали ( $C_3$ ), не учитывают, если их суммарная массовая доля в не превышает 0,20%.

Массовую долю бора при расчете параметра трещиностойкости против растрескивания ( $P_{см}$ ) не учитывают, если его массовая доля в стали не превышает 0,001%.

3.6. Механические и технологические свойства листов определяют на поперечных образцах, отобранных от двух листов каждой партии.

От каждого контрольного листа отбирают:

- для испытания на растяжение - по одному образцу;
- для испытания на ударный изгиб - шесть образцов: три образца типа 1-3 и три образца типа 11-13;
- для определения количества вязкой составляющей в изломе образцов для ИПГ - два образца.

3.7. Сплошность определяют на 100% листов по всей площади.

3.8. Отбор проб для определения механических свойств и ударной вязкости проводят в соответствии с требованиями ГОСТ 7564, для определения количества вязкой составляющей в изломе образцов для ИПГ - в соответствии с ГОСТ 30456.

3.9. Испытания проводят:



3.9.1. На растяжение (п.2.6)– на плоских образцах по ГОСТ 1497 с определением  $\delta_5$  или по «Методике проведения испытания на растяжение труб диаметром 530-1420 мм и листового проката для их производства на плоских образцах по стандартам ASTM A370 и API Spec.5L на образцах по ASTM A370 с определением  $\delta_{(2)}$  .

3.9.2. На ударный изгиб (п.2.6):

- для определения ударной вязкости на образцах типов 1-3 и 11-13 - по ГОСТ 9454;

- для определения количества вязкой составляющей в изломе образцов для ИПГ - по ГОСТ 30456.

3.10. Контроль сплошности (п.2.7) листов проводят по методике (инструкции) предприятия-изготовителя.

3.11. Контроль качества поверхности (2.8) листов проводят по ГОСТ 14637.

3.12. Контроль размеров (п.п. 1.2, 1.3) и отклонения формы (п.п. 1.4-1.7) листов проводят мерительным инструментом соответствующей точности.

3.13. На каждую партию изготовитель выдает документ о качестве (сертификат), в котором указывает:

- номер заказа;
- грузополучателя;
- марку стали;
- класс прочности;
- номинальные размеры листа (с указанием теоретической массы);
- количество листов;
- номер плавки;
- номер партии;
- химический состав стали (плавочный, а по требованию потребителя - в готовых листах);
- значение углеродного эквивалента ( $C_{\Sigma}$ );
- значение параметра трещиностойкости против растрескивания ( $P_{SM}$ );
- тип образцов и результаты испытания механических и технологических свойств;
- вид термической обработки;
- результаты ультразвукового контроля сплошности листов;
- обозначение настоящих технических условий;
- дату выдачи документа.

Документ о качестве направляют потребителю почтой, копию – вместе с железнодорожной накладной.

#### 4. ТРАНСПОРТИРОВАНИЕ И ХРАНЕНИЕ

4.1. Общие требования по транспортированию и хранению листов – по ГОСТ 7566.

4.2. Отгрузку листов проводят поплавно. В один вагон разрешается грузить листы одной плавки, толщины и длины. Допускается в одном вагоне отгрузка не более 3-х плавок.

По согласованию с потребителем допускается погрузка листов без ограничения количества плавок в одном вагоне, при условии, что эти плавки были ранее отгружены.

#### 5. ГАРАНТИИ ИЗГОТОВИТЕЛЯ

5.1. Изготовитель гарантирует соответствие листов требованиям настоящих технических условий при соблюдении условий транспортирования и хранения.

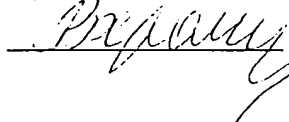
Примечание – Цены на листы – договорные.

Экспертиза проведена ЦССМ

ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина:

« 01 » \_\_\_\_\_ 03 \_\_\_\_\_ 2002 г.

Зам. директора Центра стандартизации и  
сертификации металлопродукции

 В.Д. Хромов

**П Е Р Е Ч Е Н Ь**  
нормативных документов, на которые имеются ссылки в настоящих технических условиях

Обозначение нормативного документа	Номера пунктов технических условий
ГОСТ 1497-84	3.9.1
ГОСТ 7564-97	3.8
ГОСТ 7565-81	3.3
ГОСТ 7566-94	2.9.1, 3.1, 4.1
ГОСТ 9454-78	3.9.2
ГОСТ 12344-88	3.4
ГОСТ 12345-2001	3.4
ГОСТ 12346-78	3.4
ГОСТ 12347-77	3.4
ГОСТ 12348-78	3.4
ГОСТ 12350-78	3.4
ГОСТ 12351-81	3.4
ГОСТ 12352-81	3.4
ГОСТ 12355-78	3.4
ГОСТ 12356-81	3.4
ГОСТ 12357-84	3.4
ГОСТ 12359-99	3.4
ГОСТ 12360-82	3.4
ГОСТ 12361-82	3.4
ГОСТ 14637-89	2.8, 3.11
ГОСТ 18895-97	3.4
ГОСТ 19281-89	2.3
ГОСТ 19903-74	1.1, 1.3, 1.7
ГОСТ 28473-90	3.4
ГОСТ 30456-97	3.8, 3.9.2
ASTM A370-97a	3.9.1
SEL-072 (1977 г.)	2.7
API Spec.5L	3.9.1
Методика проведения испытаний на растяжение труб диаметром 530-1420 мм и листового проката для их производства на плоских образцах по стандартам ASTM A370 и API Spec.5L	3.9.1

Форма 3.1А

Наименование вида продукции по НД	Код вида продукции по ОКП (ОК 005-93)	Код по ОКС	Группа
Прокат толстолистовой категории прочности К52 из низколегированной стали марки 08Г1Б для сварных прямошовных труб магистральных газонефтепроводов	09 7620	77.140.50	В33
Блоки по ОКП	Обозначение по НД		Коды марки стали (сплава), профилей и технических требований
Марок сталей и сплавов	08Г1Б		2617
Профилей	Прокат толстолистовой по ТУ 14-1-5443-2002		7180
Технических требований	ТУ 14-1-5443-2002		8500