

УДК 621.79:669.15  
М 74

## МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАЛЛЕ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ М76 ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКЕ

В. А. Костин, канд. техн. наук;  
А. А. Гайворонский, канд. техн. наук;  
Т. Г. Соломийчук, инж.;  
В. В. Жуков, мл. науч. сотр.;  
И. И. Алексеенко, мл. науч. сотр.;  
Т. А. Зубер, вед. инж.

*Институт электросварки им. Е.О. Патона, г. Киев*

**Аннотация.** С помощью системы имитации термического состояния сварки Gleeble 3800 построены термокинетические диаграммы распада аустенита рельсовой стали М76, изучены особенности превращения, микроструктурное состояние и температуры начала образования фаз при различных скоростях охлаждения и определены их механические свойства.

**Ключевые слова:** рельсовая сталь, фазовые превращения, распад аустенита, феррит, сорбит, троостит, мартенсит.

**Анотація.** За допомогою системи імітації термічного стану зварювання Gleeble 3800 побудовані термокінетичні діаграми розпаду аустеніту рельсової сталі М76, вивчені особливості перетворення, микроструктурний стан та температури початку утворення фаз при різних швидкостях охолодження та визначено їх механічні властивості.

**Ключові слова:** рельсова сталь, фазові перетворення, розпад аустеніту, ферит, сорбіт, троостит, мартенсит.

**Abstract.** With the help of the Gleeble 3800 simulation system of thermal welding state the thermokinetic diagrams of austenite decomposition of M76 rail steel have been developed. The characteristics of transformation, the microstructural state and temperature of phase formation at different cooling rates are studied and their mechanical properties are defined.

**Keywords:** rail steel, phase transformations, decomposition of austenite, ferrite, sorbite, troostite, martensite.

### ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМЫ

В настоящее время для изготовления железнодорожных рельс для магистрального и пассажирского транспорта с целью повышения их циклической прочности, износостойкости и увеличения ресурса работы используют стали с высоким содержанием углерода (например, сталь марки М76 с содержанием углерода 0,71...0,82 %). Необходимый уровень прочностных и пластических свойств ( $\sigma_b \geq 1100$  МПа,  $\delta_5 \geq 6$  %,  $\psi \geq 15$  %,  $HV \geq 3210$  МПа) в исходной стали достигается за счет использования сложных режимов термомеханической обработки (нормализации, закалки, высокого отпуска) в процессе ее изготовления.

Соединение рельс в процессе прокладки железнодорожных путей или при ремонтвосстановительных работах, связанных с наплавкой изношенных поверхностей рельс после длительного срока эксплуатации, осуществляют преимущественно электродуговыми методами сварки и методами контактного сваривания [1,2, 7, 8]. Данные методы кроме технологии сварки различаются характером изменения сварочного термического цикла и, как следствие, приводят к образованию разных типов структур в участках соединения.

В связи с высоким содержанием углерода в свариваемых рельсовых сталях при электродуговой сварке возникают определенные трудности, обусловленные их повышенной склонностью к закалке и образованию холодных трещин в металле зоны термического влияния (ЗТВ).

Термодеформационный цикл сварки (ТДЦ), который определяется технологическими параметрами режима и температурами предварительного подогрева [1, 2, 5, 7–9], влияет на структурно-фазовые превращения в металле ЗТВ сварных соединений. При сварке среднелегированных углеродистых сталей выбор условий протекания ТДЦ может обеспечить формирование в ЗТВ более пластичных структур и предотвратить образование холодных трещин в сварном соединении рельс. Эффективным является формирование перлитобейнитных структур с повышенной дисперсностью цементитных пластин – сорбита и пластинчатого троостита.

В связи с этим представляется актуальной задача обеспечения «оптимального» комплекса сорбито-трооститных структур в металле ЗТВ свариваемых рельс путем целенаправленного управления режимами термического цикла сварки (скоростями охлаждения  $W_{8/5}$  в диапазоне температур фазовых

превращений 800...500 °С) на основе экспериментально построенной (или рассчитанной) диаграммы распада аустенита свариваемой стали.

### АНАЛИЗ ПОСЛЕДНИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПУБЛИКАЦИЙ

Для моделирования структурных превращений в металле ЗТВ свариваемых сталей принято использовать методы физического или компьютерного моделирования. В последнее время при проведении физического моделирования получило развитие использование комплексов имитации термомеханических циклов сварки Gleeble 3800 [3]. Для компьютерного моделирования фазовых превращений в сварных соединениях сталей используются как специализированные расчетные программы (SysWeld, Visual-Weld, ProCAST) [6], так и компьютерные программы общего назначения (Ansys, Abacus).

Анализ работ по влиянию термомеханического цикла электродуговой сварки на процессы структурообразования в металле ЗТВ рельсовых сталей показывает, что они протекают в крайне неравновесных условиях. Это связано с тем, что нагрев металла происходит с очень высокими скоростями (200...250 °С/с), а время пребывания металла при температурах выше  $A_{c3}$  составляет не более 10...15 с (в зависимости от

погонной энергии сварки) [2, 8]. Поэтому процессы гомогенизации аустенита в участке перегрева (участке крупного зерна) металла ЗТВ проходят не в полной степени, что приводит к неравномерности распределения легирующих элементов (и прежде всего углерода) в аустените. При последующем охлаждении это оказывает значительное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений.

Анализ последних работ, посвященных сварке рельсовой стали М76, показывает, что изучение влияния ТДЦ на структурно-фазовые изменения в металле ЗТВ данной стали проводились недостаточно полно и систематически [1, 7, 9]. Так, в работе [1] структурные превращения в металле ЗТВ рельсовой стали при охлаждении изучали с применением метода имитации ТДЦ и термического анализа, что позволило построить упрощенную термокинетическую диаграмму распада аустенита (рис. 1).

Однако для обеспечения оптимального структурного состояния металла ЗТВ рельсовой стали приведенные в работах [1, 7, 9] результаты оказываются недостаточно полными и требуют как дальнейшего уточнения температур фазовых превращений и построения более точной диаграммы распада аустенита, так и проведения более глубоких структурных исследований металла ЗТВ рельсовой стали М76.

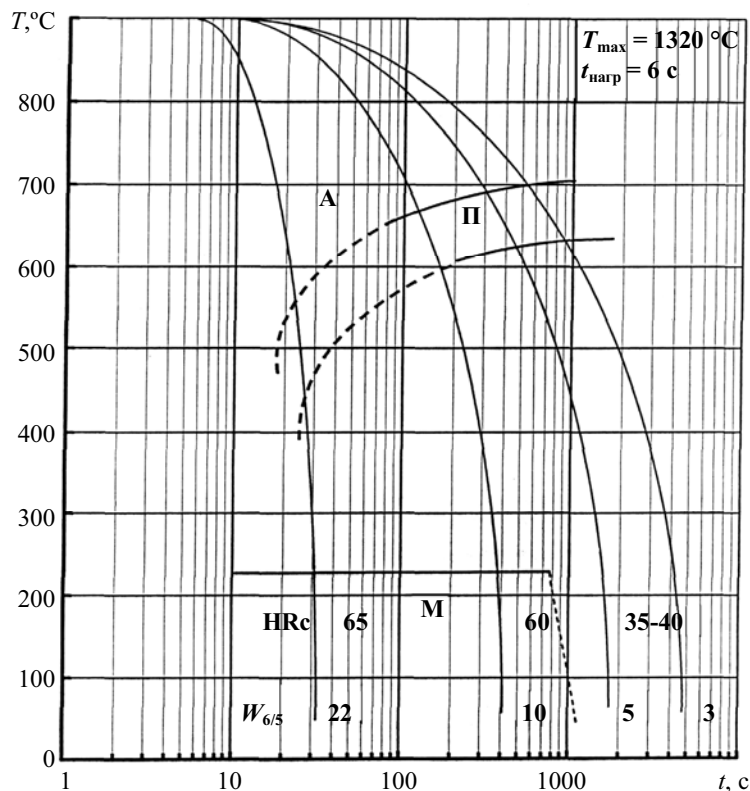


Рис. 1. Диаграмма превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ рельсовой стали с содержанием углерода 0,72 % ( $T_{max} = 1320$  °С,  $t_{нагр} = 6$  с)

**ЦЕЛЮЮ ИССЛЕДОВАНИЯ** является изучение особенностей структурообразования и моделирование (физическое и компьютерное) структурных превращений в металле ЗТВ рельсовой стали М76.

**ИЗЛОЖЕНИЕ ОСНОВНОГО МАТЕРИАЛА**

Сталь М76 является кремнемарганцовистой сталью с высоким содержанием углерода (0,71...0,82 %) и ве-

личной углеродного эквивалента  $C_{э\text{кв}} \sim 0,8..1,0$  %. Исходная структура стали почти эвтектоидного типа, состоящая из механической смеси двух фаз (феррита и цементита), которые образуют пластинчатый перлит. Химический состав и механические свойства рельсовой стали М76 в состоянии поставки приведены в табл. 1 и 2.

Таблица 1. Химический состав рельсовой стали М76, % мас.

Марка стали	С	Mn	Si	V	Cr	Nb	Cu	Ni	S	P	C <sub>э\text{кв}}</sub> , %
									Не более		
Рельсовая сталь М76 по ГОСТ 24182	0,71–0,82	0,75–1,02	0,25–0,45	≤0,02	–	–	–	–	0,018	0,011	<u>0,8-1,0</u> 0,93
Исследованная рельсовая сталь М76	0,74	0,85	0,30	–	0,15	≤0,02	0,10	0,12	0,015	0,010	<u>0,96</u>

$C_{э\text{кв}} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/10 + Cr/5 + V/14, \%$

Таблица 2. Механические свойства рельсовой стали М76

Марка стали	НВ, МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	KCU <sup>+20</sup> , Дж/см <sup>2</sup>
Рельсовая сталь М76 по ГОСТ 24182	≥3200	440	≥1100	6	15	15
Исследованная рельсовая сталь М76	≥3130	450	877	15,7	30,8	<u>12,2</u> 6,7; 5,5

<sup>†</sup> Данные KCU получены при испытаниях при –20 °С.

С целью оценки влияния термического цикла сварки на структуру металла ЗТВ сварных соединений рельсовой стали М76 были проведены исследования модельных образцов на установке имитации термомеханического цикла сварки Gleeble 3800. Для этого образцы диаметром 6,0 мм и длиной 86 мм нагревали в быстродействующем dilatометре до температуры 1350 °С со скоростью 150 °С/с. Затем они охлаждались в соответствии с заданными режимами термическими циклами, характерными для базовых режимов дуговой сварки исследуемой стали, со скоростями охлаждения  $W_{6/5}$ , изменяющимися от 1,0 до 30,0 °С/с (табл. 3). По результатам dilatометрических исследований были построены экспериментальные диаграммы распада аустенита исследуемой стали (рис. 2, а, б).

Таблица 3. Маркировка исследуемых образцов-имитаторов стали М76

Номер образца	Скорость охлаждения $W_{8/5}$ , °С/с
1	5
2	8
3	12
4	20
5	30

Обработка результатов dilatометрического анализа и построение диаграмм проводили по общепринятой методике. Количественный расчет соотношения продуктов превращения выполняли по dilatометрическим кривым методом отрезков [9].

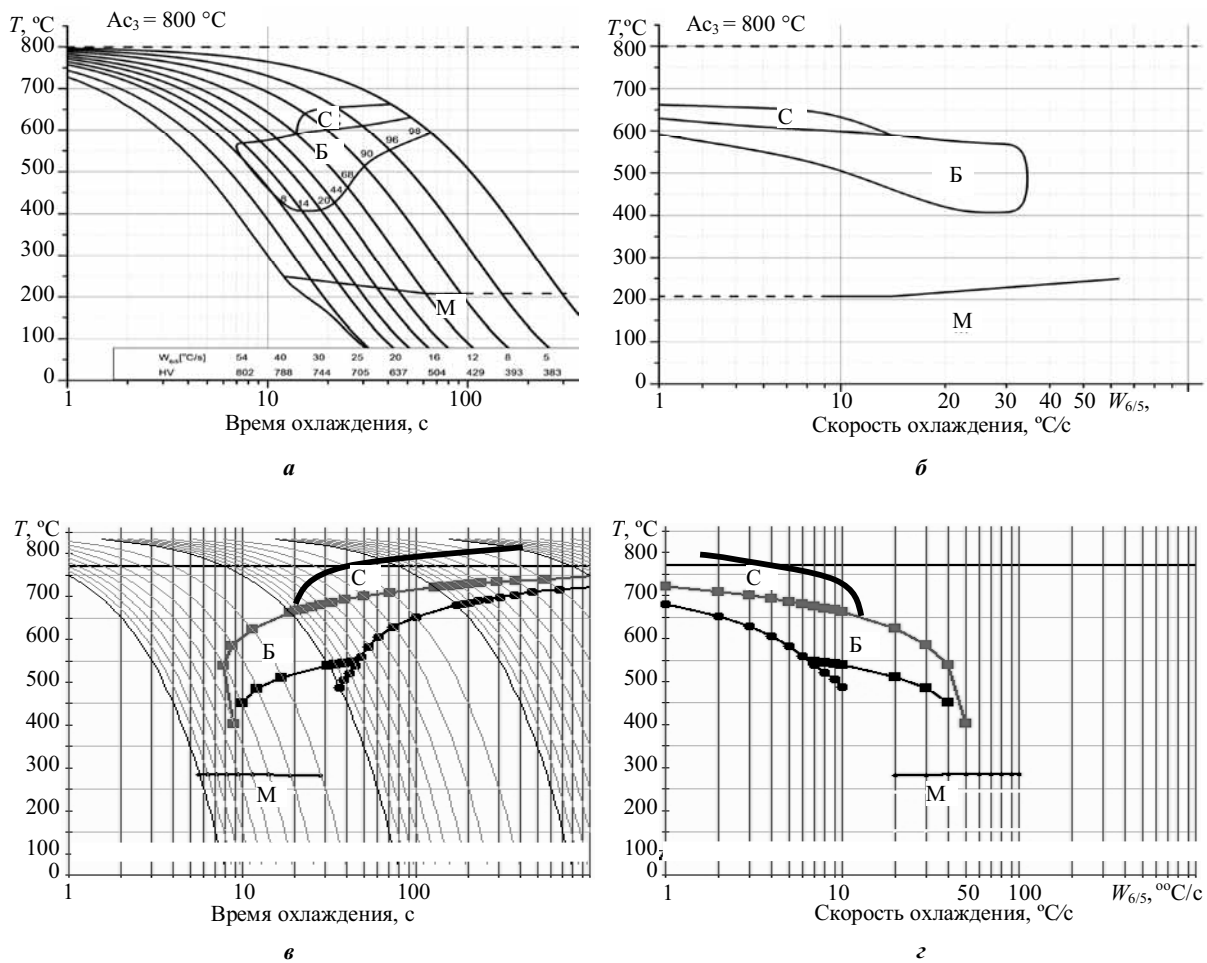
На основании разработанной авторами модели [4] для рельсовой стали М76 было проведено компьютерное моделирование и построена расчетная термокинетическая диаграмма распада аустенита стали М76 (рис. 2, в, г).

Для практического использования этих термокинетических диаграмм сварщиками-технологами более целесообразно представлять их в координатах температура – скорость охлаждения  $W_{6/5}$  в интервале температур 600...500 °С.

Установлено, что с увеличением скорости охлаждения  $W_{6/5}$  с 5 до 30 °С/с температура начала перлитного (сорбитного) превращения снижается с 670 до 600 °С и при скорости охлаждения выше ~12 °С/с образование сорбита не происходит (см. рис. 2). Температура начала бейнитного (трооститного) превращения с увеличением скорости охлаждения снижается с ~630 до ~580 °С, и при скорости охлаждения выше 30 °С/с формируется чисто мартенситная структура. Бейнит образуется в диапазоне температур 630...400 °С. Температура начала мартенситного превращения для исследуемой стали составляет 200...210 °С.

Сопоставление расчетных и экспериментальных термокинетических диаграмм распада аустенита показало, что модель достаточно хорошо описывает общий характер превращения, однако абсолютные значения температур фазовых превращений и скоростей охлаждения образования фаз несколько отличаются. В некоторых случаях различие составляет 50...70 °С.

Полученные несоответствия расчетных и экспериментальных диаграмм распада аустенита связаны со значительно более высоким содержанием углерода в исследуемой стали М76, чем в сталях, для которых были получены уравнения регрессии, представленные в работе [4].



**Рис. 2.** Сопоставление экспериментальных (а, б) и расчетных (в, з) термокинетических диаграмм распада аустенита рельсовой стали М76 : а, в – традиционные; б, з – в координатах температура – скорость охлаждения  $W_{6/5}$ . (С – сорбит (перлит); Б – бейнит (троостит); М – мартенсит)

Механические свойства образцов-имитаторов рельсовой стали М76 при различных скоростях охлаждения ( $W_{6/5}$  ~5; 12; 30 °C/c) представлены в табл. 4. Анализ полученных результатов показывает, что с увеличением скорости охлаждения с 5 до 30 °C/c значительно возрастает величина предела текучести (с 830 до 920 МПа) и прочности (с 1120 до 1280 МПа), при этом параметры пластичности ( $\delta_5$ ,  $\psi$ ,  $KCU_{+20}$ ) несколько снижаются, хотя величина запаса пластичности ( $\sigma_T/\sigma_B$ ) остается практически на одном уровне – 0,74 и 0,71 соответственно.

**Таблица 4.** Механические свойства металла ЗТВ рельсовой стали М76 при различных скоростях охлаждения

Номер образца	$\sigma_T$	$\sigma_B$	$\delta_5$	$\psi$	ККУ <sub>+20</sub> , Дж/см <sup>2</sup>
	МПа				
1	830	1120	7,7	21,4	6,7
3	880	1250	5,0	12,6	6,2
5	920	1280	4,7	12,6	5,8

Металлографические исследования образцов-имитаторов проводили при помощи светового микро-

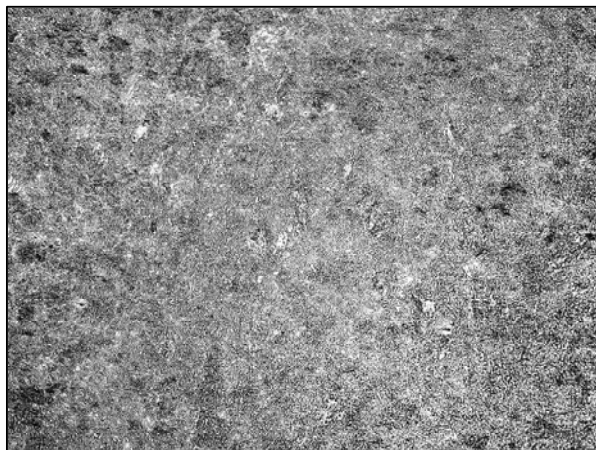
скопа Neophot-32 при увеличении  $\times 500$ . Выявление микроструктуры осуществлялось путем травления в нитале (4%-м растворе азотной кислоты в спирте). Балл зерна определяли путем визуального сравнения с эталонами шкал (ГОСТ 5639-82). Интегральную твердость измеряли на твердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 1 кг, а микротвердость отдельных структурных составляющих – при нагрузке 100 г. Изображение регистрировали с помощью цифровой фотокамеры Olympus.

Микроструктура исходного металла исследуемой стали М76 состоит преимущественно из пластинчатого перлита с небольшими участками доэвтектоидного феррита (рис. 3,а). Доля перлита составляет ~95...98 % (рис. 4,а). Размер перлитных колоний (зерен) 6...7 баллов (40...50 мкм). Твердость по Виккерсу основного металла  $HV_{0,1}$  – 1850...2200 МПа.

Микроструктура имитированной зоны термического влияния всех исследуемых образцов характеризуется наличием трех явно выраженных участков: крупного зерна (участок перегрева), мелкого зерна (участок нормализации) и участка неполной

перекристаллізації. Більше детально була досліджена центральна частина зразка, яка відповідувала найбільш небезпечному з точки зору крихкого руйнування і утворення холодних тріщин участку крупного зерна (участок перегреву).

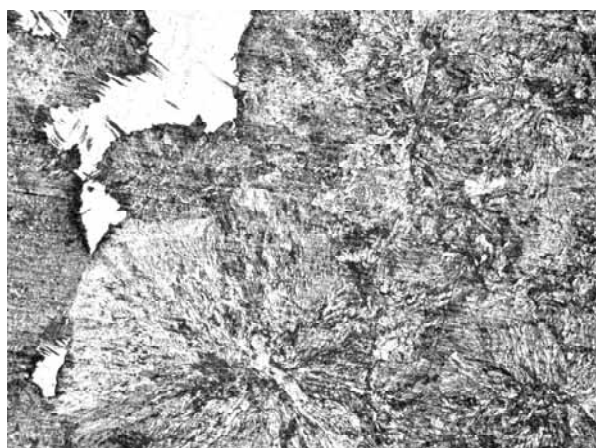
Структура зразка-імітатора, отриманого при найменшій швидкості охолодження  $W_{6/5} \sim 5 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (зразок № 1) (див. рис. 3, б), складається з структурної суміші сорбіта, троостита і окремих зерен мартенсіта. Основу структури представляє сорбітна



*a*



*б*



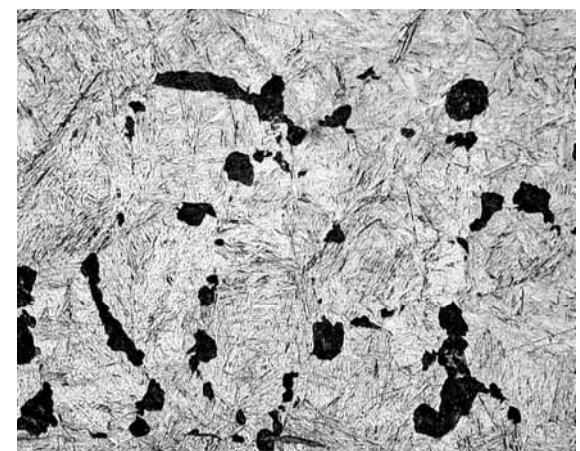
*в*



*г*



*д*



*е*

**Рис. 3.** Микроструктура основного металла ( $\times 200$ ) і зразків-імітаторів металла ЗТВ сталі М76 при різних швидкостях охолодження  $W_{6/5}$  ( $\times 500$ ): *a* – основного металла; *б* –  $5 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ; *в* –  $8 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ; *г* –  $12 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ; *д* –  $20 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ; *е* –  $30 \text{ }^\circ\text{C/c}$

матрица (~70...80 %, рис. 4,б) с уровнем твердости  $HV_{0,1}$  2970...3220 МПа и отдельными сформировавшимися розетками троостита (~20...30 %) с уровнем твердости  $HV_{0,1}$  3360...3780 МПа. Немногочисленные участки, в которых сформировались мартенситные зерна, имеют микротвердость  $HV_{0,1}$  5030...5420 МПа.

С увеличением скорости охлаждения до  $W_{6/5} = 8$  °C/c (образец № 2) формируется практически однородная трооститная структура с единичными зернами мартенсита (см. рис. 3,б). Микротвердость троостита с увеличением скорости охлаждения несколько возрастает и составляет  $HV_{0,1}$  3140...3780 МПа. При скорости охлаждения  $W_{6/5} = 8$  °C/c в участке перегрева устойчиво выявляются мартенситные зерна с высоким уровнем твердости –  $HV_{0,1}$  5620...6200 МПа.

Микроструктура образца-имитатора при скорости охлаждения  $W_{6/5} = 12$  °C/c (образец № 3) – трооститно-мартенситная с интегральным уровнем твердости  $HV_1$  4100...4200 МПа. На участке крупного зерна наблюдается обильное выделение игольчатого мартенсита по границам розеток троостита (см. рис. 3,з). Твердость мартенсита составляет  $HV_{0,1}$  5150...6990 МПа, а троостита –  $HV_{0,1}$  3900...4010 МПа.

Увеличение скорости охлаждения до 20 °C/c (образец № 4) приводит к повышению доли мартен-

ситной составляющей в мартенситно-трооститной структуре образца-имитатора металла ЗТВ стали М76 (с ~10...15 % мартенсита при охлаждении со скоростью  $W_{6/5} = 12$  °C/c (рис. 4,б) до 30...40 % мартенсита при  $W_{6/5} = 20$  °C/c (см. рис. 3,д). Троостит располагается преимущественно по границам мартенситных зерен в виде отдельных розеток различной дисперсности. Твердость мартенситной составляющей структуры меняется в широком диапазоне –  $HV_{0,1}$  5150...7130 МПа.

При наибольшей исследуемой скорости охлаждения ~30 °C/c (образец № 5) в металле ЗТВ стали М76 формируется структура игольчатого мартенсита (доля мартенсита > 90 % – рис. 4,з) с отдельными розетками троостита по границам зерен (см. рис. 3,е). Микротвердость мартенсита составляет  $HV_{0,1}$  6600...7880 МПа, троостита  $HV_{0,1}$  3380...3830 МПа, а общая интегральная твердость структуры составила  $HV_1$  7160...7260 МПа.

На основании анализа дилатометрических кривых распада аустенита стали М76 при исследованных скоростях охлаждения ( $W_{6/5}$  ~5; 12; 30 °C/c) была установлена кинетика изменения структурных составляющих (сорбита, троостита, мартенсита) в образцах-имитаторах металла ЗТВ (см. рис. 4).

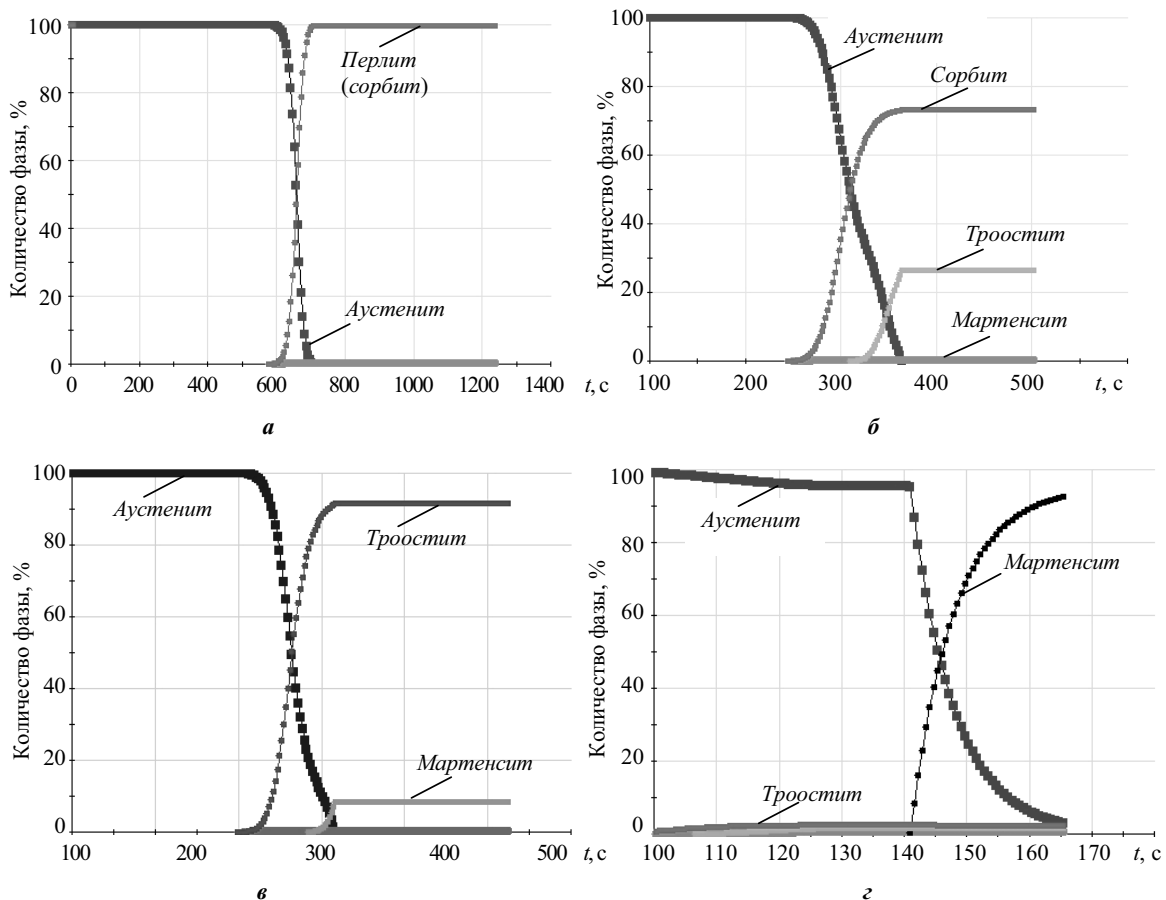


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения  $W_{6/5}$  на кинетику изменения структурных составляющих в металле ЗТВ стали М76: а – исходная; б – 5 °C/c; в – 12 °C/c; з – 30 °C/c

Сопоставление дилатометрического и микроскопического (по стандартной методике на световом микроскопе при увеличении  $\times 200$  с помощью измерительной сетки, состоящей из  $100 \times 100$  ячеек) методов определения количества структурных составляющих показало их достаточно хорошее соответствие. Ошибка в определении конечного количества структур после завершения процесса превращения не превышала 5...10 %.

Суммируя полученные результаты и результаты исследований, представленные в работах [1, 7], установили, что в металле ЗТВ рельсовой стали М76 при высоких скоростях охлаждения (выше  $12 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ ) в участке перегрева ЗТВ формируется комплекс промежуточных и закалочных структур (троостит, мартенсит), который обладает более высокой прочностью, но низкими пластичностью и сопротивлением хрупкому разрушению. При этом наличие в структуре металла ЗТВ выше 10 % мартенсита, что происходит при скорости охлаждения  $W_{6/5}$  выше  $8...12 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ , приводит к резкому падению сопротивляемости металла ЗТВ замедленному разрушению и образованию холодных трещин в соединениях. Такой металл имеет низкую деформационную способность, а соответственно, и повышенную склонность к зарождению и развитию трещин. Улучшить пластические свойства металла ЗТВ рельсовой стали возможно за счет управления термическим циклом сварки (скоростью охлаждения в участке фазовых превращений). При уменьшении скорости охлаждения до  $5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ , при которой в участке перегрева металла ЗТВ образуется преимущественно трооститно-сорбитная

структура, показатели пластичности металла повышаются в 1,5...2,0 раза.

## ВЫВОДЫ

1. Построены экспериментальные и расчетные диаграммы распада аустенита рельсовой стали М76 с 0,72 % углерода. Моделирование кинетики распада аустенита в металле ЗТВ этой стали показало, что ошибка в расчетах температур фазовых превращений не превышает  $50...70 \text{ }^\circ\text{C}$  при достоверном описании общего характера превращения.

2. При сварке рельсовой стали М76 и скоростях охлаждения  $W_{6/5} \sim 5$  и  $8 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$  в металле ЗТВ формируется сорбитно-трооститная структура (сорбита  $\sim 60...80 \%$ , троостита  $\sim 20...40 \%$ ), при  $\sim 12 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$  преимущественно трооститная структура (троостита  $\sim 90 \%$ , мартенсита  $\sim 10 \%$ ), при скорости охлаждения  $\sim 20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$  – трооститно-мартенситная ( $30...40 \%$  мартенсита), а при скоростях охлаждения выше  $30 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$  – структура игольчатого мартенсита ( $90...95 \%$  мартенсита).

3. Оптимальная скорость охлаждения при электродуговой сварке в металле ЗТВ рельсовой стали М76 не должна превышать  $8...12 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ . Достижение таких скоростей охлаждения возможно за счет применения режимов электродуговой сварки при повышенных погонных энергиях и использования локального предварительного подогрева свариваемых изделий (рельс) до температур  $200...250 \text{ }^\circ\text{C}$ . При таких условиях сварки обеспечивается повышенная стойкость металла ЗТВ стали М76 против образования трещин.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Влияние технологических факторов на сопротивляемость замедленному разрушению стыковых соединений рельсовой стали при дуговой сварке [Текст] / В. Д. Позняков, М. Д. Кирьяков, А. А. Гайворонский [и др.] // Автоматическая сварка. – 2011. – № 11. – С. 11–15.
- [2] Грабин, В. Ф. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей [Текст] / В. Ф. Грабин, А. В. Денисенко. – К. : Наукова думка, 1978. – 272 с.
- [3] Григоренко, Г. М. Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей [Текст] / Г. М. Григоренко, В. А. Костин, В. Ю. Орловский // Автоматическая сварка. – 2008. – № 3. – С. 31–34.
- [4] Григоренко, Г. М. Прогнозирование температур фазовых превращений в высокопрочных низколегированных сталях [Текст] / Г. М. Григоренко, В. А. Костин // Современная электрометаллургия. – 2013. – № 1. – С. 33–39.
- [5] Макаров, Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей [Текст] / Э. Л. Макаров. – М. : Машиностроение, 1981. – 247 с.
- [6] Моделирование технологических процессов: литье/штамповка/сварка и термообработка/производство композитов [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://www.esi-russia.ru/content/sysweldvisualweld>.
- [7] Свойства сварных соединений рельсовой стали при электродуговой сварке [Текст] / В. Д. Позняков, М. Д. Кирьяков, А. А. Гайворонский [и др.] // Автоматическая сварка. – 2010. – № 8. – С. 19–24.
- [8] Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением [Текст] / под ред. акад. Б.Е. Патона. – М. : Машиностроение, 1974. – 768 с.

- [9] **Черняк, Я. П.** Некоторые особенности замедленного разрушения металла ЗТВ стали М76 после наплавки аустенитной проволокой [Текст] // Я. П. Черняк, Г. В. Бурский, В. К. Каленский // Автоматическая сварка. – 2002. – № 8. – С. 50–52.
- [10] **Steven, W.** Continuous-cooling transformation diagrams of steels [Text] / W. Steven, G. Mayer // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1953. – Vol. 174. – P. 33–45.

—

© Авторський колектив

Надійшла до редколегії 19.04.13

Статтю рекомендує до друку член редколегії ЗНП НУК

д-р техн. наук, проф. В. Ф. Квасницький