

УДК 621.79:669.15
К 72

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ СВАРКЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С КАРБОНИТРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

В. А. Костин, канд. техн. наук;
Г. М. Григоренко, д-р техн. наук, проф. ;
В. В. Жуков, мл. науч. сотр.

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

Аннотация. С помощью системы имитации термомеханического состояния сварки Gleeble 3800 построены термокинетические диаграммы распада аустенита сталей с карбонитридным упрочнением 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ и 06ГБД, изучены особенности превращения, микроструктурное состояние и температуры начала образования фаз при различных скоростях охлаждения и определены их механические свойства.

Ключевые слова: стали с карбонитридным упрочнением, фазовые превращения, распад аустенита, феррит, бейнит, мартенсит.

Анотація. За допомогою системи імітації термомеханічного стану зварювання Gleeble 3800 побудовано термокінетичні діаграми розпаду аустеніту сталей з карбонітридним зміцненням 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ і 06ГБД, вивчено особливості перетворення, микроструктурний стан і температури початку утворення фаз при різних швидкостях охолодження та визначено їх механічні властивості.

Ключові слова: сталі з карбонітридним зміцненням, фазові перетворення, розпад аустеніту, ферит, бейніт, мартенсит.

Abstract. The thermokinetic diagrams of decomposition of the steels austenite with the carbonitride hardenings 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ and 06ГБД have been constructed with the help of the Gleeble 3800 simulation system of thermal deformation welding state. The specific features of transformation, microstructural state and the temperatures of the beginning of the phase formation under different cooling rates have been studied. The mechanical properties have been defined.

Keywords: steels with carbonitride hardening, phase transformations, austenite decomposition, ferrite, bainite, martensite.

ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМЫ

В настоящее время в связи со стремительным развитием сферы строительства, с учетом необходимости повышения этажности жилых и промышленных зданий, создания новых строительных форм и повышения общей нагрузки на несущие элементы металлоконструкций, возникла потребность в производстве и использовании высокопрочных строительных сталей с пределом текучести более 500 МПа и пределом прочности более 600 МПа, которые бы позволили одновременно повысить технические характеристики конструкций и их надежность.

Широкое применение для этих целей получили конструкционные высокопрочные стали с дисперсионным упрочнением, в которых роль упрочняющей фазы выполняют карбиды и карбонитриды ряда элементов.

Для упрочнения сталей обычно используются карбиды и нитриды алюминия, ванадия, ниобия, тантала, бериллия, лантана, молибдена и вольфрама [4, 11]. Из экономических и технологических соображений наиболее широкое применение нашли карбонитриды ванадия, ниобия и нитриды алюминия. Карбонитридное упрочнение обеспечивает высокую прочность металла за счет выделения в твердом растворе дисперсных частиц размером до 100 А и формирования мелкозернистой микроструктуры.

Поскольку сварка является основным технологическим способом формирования конструкций из этих сталей, то повышенные потребительские характеристики новых сталей (по уровню прочности и ударной вязкости) должны быть сохранены и в их сварных соединениях. Однако формирование в сварном металле зоны термического влияния (ЗТВ) приводит к деградации механических свойств под воздействием термического цикла сварки (ТЦС) как в результате роста зерна, так и по причине образования закалочных структур, снижающих их сопротивляемость хрупкому разрушению.

В связи с этим широкому внедрению новых сталей должны предшествовать глубокие всесторонние исследования реакции этих сталей на термический цикл сварки.

АНАЛИЗ ПОСЛЕДНИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПУБЛИКАЦИЙ

Анализ литературных данных показывает [7, 8, 10, 12], что наиболее рационально для этих целей использовать стали с карбонитридным упрочнением. Механизм влияния карбонитридных включений проявляется в воздействии на микроструктуру шва и ЗТВ ряда факторов, а именно упрочнения твердого раствора, измельчения первичной и вторичной

структуры, усиления дислокационного упрочнения и нейтрализации вредных примесей, что позволяет при значительном повышении прочности сохранить и даже существенно повысить сопротивление хрупкому разрушению. Этот способ экономичен и не ухудшает свариваемости, так как повышение прочности и хладостойкости достигается при весьма ограниченных добавках карбидо- и нитридообразующих элементов, в сумме не превышающих 0,20 % по массе.

Важную роль для получения необходимых свойств играет комплексное легирование сталей карбидо- и нитридообразующими элементами, например: ванадием–ниобием, ванадием–алюминием.

Это связано с тем, что карбид ниобия имеет температуру растворения в аустените на 50...70 °С выше, чем карбид ванадия. Поэтому при температуре нормализации вначале в аустените растворяется карбид ванадия при температуре 720 °С (табл. 1), а затем выделяется в виде мелкодисперсной упрочняющей фазы, в то время как карбид ниобия с температурой растворения 1140 °С сдерживает рост зерен при нагреве в аустенитной области [6, 11]. В случае комбинации элементов ванадий–алюминий было установлено, что стойкость нитрида ванадия заметно возрастает в присутствии нитрида алюминия [1, 2].

Таблица 1. Температуры растворения некоторых карбидов и карбонитридов [13]

Типы соединений	TiN	NbN	VN	AlN	TiC	NbC	VC	Mo ₂ C
Температуры растворения, °С	1527	1272	1088	1250	1140	1137	720	980

Стали с карбонитридным упрочнением сохраняют свои свойства в состоянии поставки после нормализации даже при длительной эксплуатации в субкритической температурной области. Они хорошо свариваются [3, 9] вследствие того, что добавление карбидо- и нитридообразующих элементов не увеличивает устойчивость аустенита и потому не способствует образованию в ЗТВ твердых и малопластичных продуктов низкотемпературного превращения (бейнита и мартенсита).

Для строительных сталей с карбонитридным упрочнением оптимальные свойства достигаются при скоростях охлаждения в металле ЗТВ на уровне 5...35 °С/с.

При анализе термокинетических диаграмм распада аустенита было показано [5], что для сталей типов 14Г2АФ и 16Г2АФ существует оптимальная скорость охлаждения (10...20 °С/с), при которой достигается максимальное значение ударной вязкости при +20 °С и -40 °С. При отклонении от этого значения ударная вязкость заметно падает, что связано с получением неблагоприятного типа микроструктур (рост зе-

рен при малых скоростях охлаждения и образование микроструктур закалки при больших).

Однако режим сварочного нагрева и охлаждения в ЗТВ может существенно отличаться от режима нормализации, что может привести к заметному изменению микроструктуры и ухудшению механических свойств металла ЗТВ сталей с карбонитридным упрочнением.

ЦЕЛЬ ИССЛЕДОВАНИЯ – построить термокинетические диаграммы распада аустенита сталей 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ и 06ГБД с карбонитридным упрочнением, определить критические точки превращения, изучить особенности формирования микроструктуры этих сталей при различных скоростях охлаждения и оценить ее влияние на механические свойства и склонность к хрупкому разрушению.

ИЗЛОЖЕНИЕ ОСНОВНОГО МАТЕРИАЛА

Исследования проводили на сталях 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ и 06ГБД, химический состав и механические свойства которых приведены в табл. 2 и 3.

Таблица 2. Химический состав исследованных сталей в состоянии поставки

Марка стали	Массовая доля элементов, %												
	C	Si	Mn	Cr	Ti	Nb	Mo	Cu	V	Al	N	S	P
15ХСАТЮД	0,145	1,12	0,76	0,56	0,03	–	–	0,31	–	0,041	0,015	0,029	0,026
10Г2ФБ	0,079	0,25	1,57	0,04	–	0,05	0,19	≤0,02	0,05	0,032	0,006	0,007	0,013
06ГБД	0,066	0,19	1,23	0,22	–	0,03	0,13	0,22	–	–		0,009	0,010

Таблица 3. Механические свойства исследованных сталей в состоянии поставки

Марка стали	σ _T	σ _B	δ ₅	ψ	KCV, Дж/см ² , при t, °С		
	МПа		%		+20	-40	-60
15ХСАТЮД	411	564	33,1	64,5	8,4	2,6	1,4
10Г2ФБ	576	660	25,1	62,3	344	346	345
06ГБД	400	578	30,0	84,0	349	317	–

Металлографические исследования проводили с использованием светового микроскопа «Neophot-32» при различных увеличениях. Цифровое изображение было получено при помощи фотокамеры «Olympus». Выявление микроструктуры осуществлялось путем травления в нитале (4%-м растворе азотной кислоты в спирте). Подсчет структурных составляющих проводился методом полей на оптическом микроскопе

«Polyvar-met» при увеличении $\times 400$ с помощью измерительной сетки (10×10).

Анализ микроструктуры показал, что в исходном состоянии сталь 15ХСАТЮД имеет феррито-перлитную структуру проката различной дисперсности (рис. 1,а,б). Металл этой стали содержит большое количество неметаллических включений, преимущественно сульфидов марганца, которые располагаются в ферритных участках.

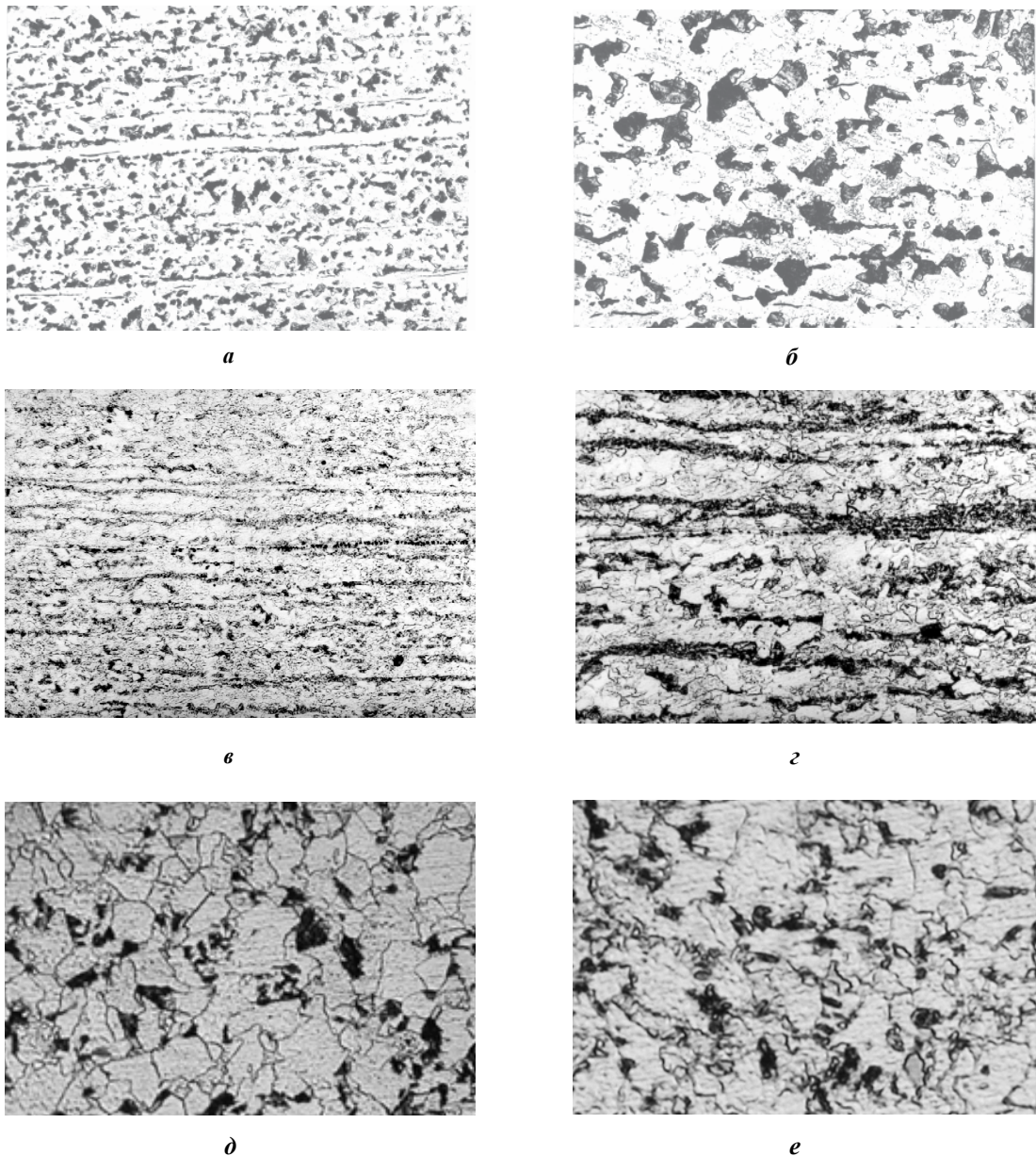


Рис. 1. Микроструктура исследованных сталей (а, в, д – $\times 200$; б, з, е – $\times 500$): а, б – сталь 15ХСАТЮД; в, з – 10Г2ФБ; д, е – 06ГБД

Микроструктура стали 10Г2ФБ в состоянии поставки имеет феррито-бейнитную структуру термупрочненного проката с небольшим количеством мелкодисперсного перлита. Структура содержит участки полигонального феррита, отпущенного бейнита и мелкодисперсного перлита (см. рис. 1,в,з). Для

исследованной стали 10Г2ФБ характерна текстура проката и строчечная разнoзернистость.

Микроструктура стали 06ГБД представляет собой мелкодисперсную феррито-перлитную структуру с размером зерна $5 \dots 15$ мкм (см. рис. 1,д,е). Выявляется некоторая разнoзернистость ферритных зерен.

Мелкодисперсный перлит наблюдается в виде отдельных изолированных участков по границам и на стыке ферритных зерен. Малое количество углерода (0,06 %) и наблюдаемые различия в цвете перлита позволяют предположить, что отдельные участки (более светлые) представляют собой участки МАК-«фазы» (мартенсито-аустенито-карбидные комплексы). В микроструктуре полностью отсутствует текстура прокатки.

Характер изменения структуры исследуемых сталей в участках ЗТВ изучали на образцах-имитаторах, которые нагревали и охлаждали в соответствии с термическими циклами сварки на установке Gleeble 3800. Использование современного комплекса Gleeble 3800 для физического моделирования процессов сварки,

термообработки, горячего деформирования сталей и сплавов позволило значительно ускорить построение термокинетических диаграмм распада аустенита исследуемых сталей с карбонитридным упрочнением.

Цилиндрические образцы-имитаторы диаметром 6,0 мм и длиной 86 мм нагревали в высокоскоростном dilatометре до температуры 1200 °С со скоростью 150 °С/с. Последующее охлаждение проходило в соответствии с заданными термическими циклами, характерными для режимов дуговой сварки низкоуглеродистых сталей со скоростями $W_{6/5}$ в диапазоне 1,5...60,0 °С/с.

Термокинетические диаграммы распада аустенита исследованных сталей с карбонитридным упрочнением представлены на рис. 2.

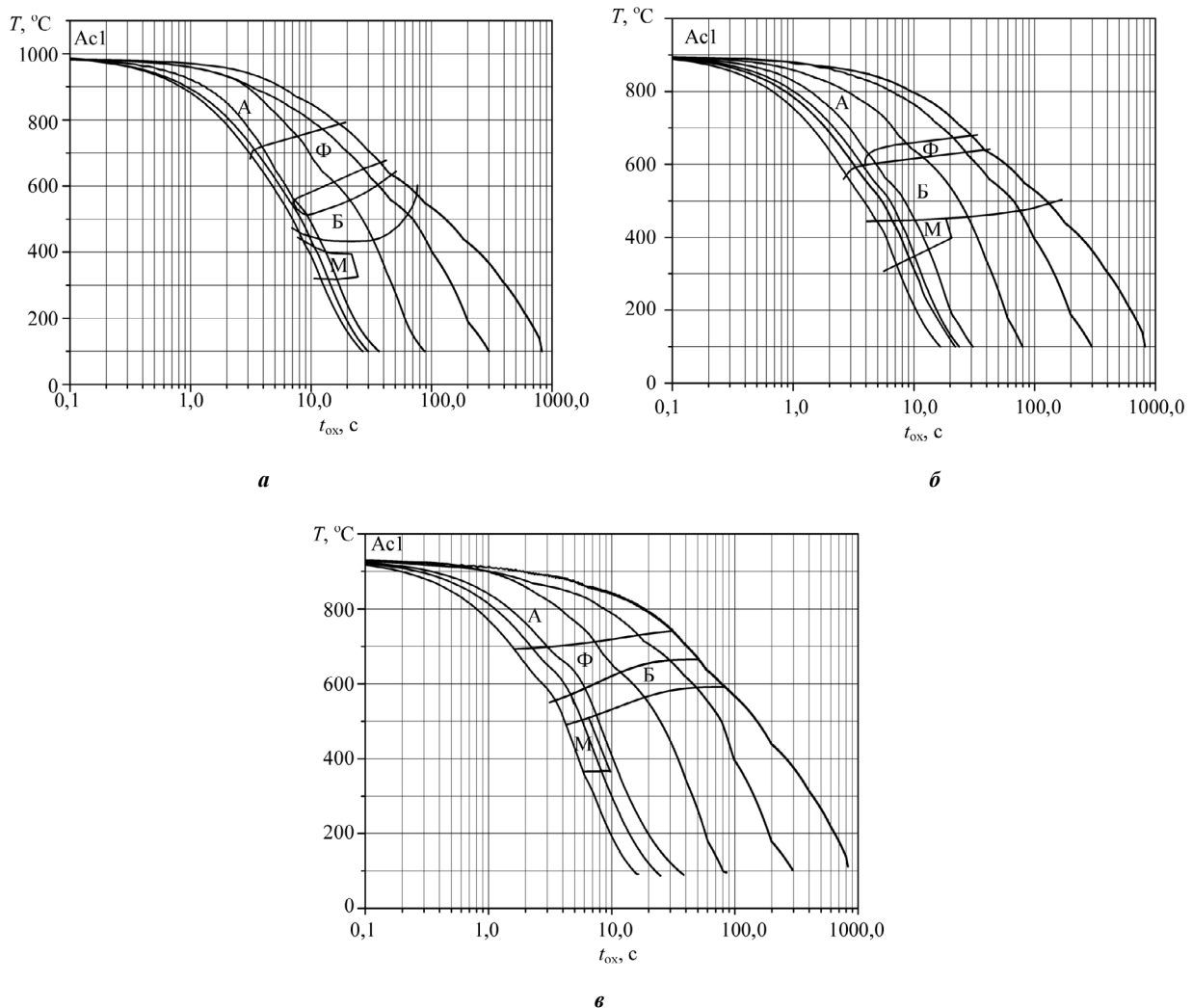


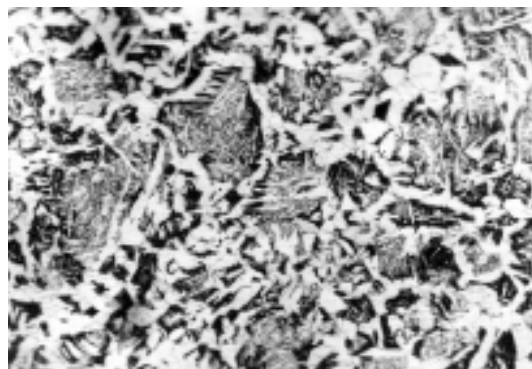
Рис. 2. Термокинетические диаграммы распада аустенита сталей с карбонитридным упрочнением: *a* – сталь 15ХСАТЮД; *б* – 10Г2ФБ; *в* – 06ГБД

Проведенные исследования показали, что на образцах-имитаторах ЗТВ стали 15ХСАТЮД при малых скоростях охлаждения до 10 °С/с превращение аустенита происходит в ферритной и бейнитной областях (см. рис. 2,*a*). С увеличением скорости охлаждения до

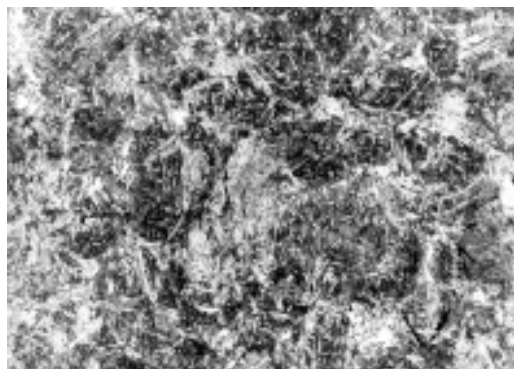
30 °С/с в структуре появляется мартенситная составляющая в количестве порядка 40 %. Приблизительно такое же количество образуется пластинчатого бейнита. Оставшаяся часть, приблизительно 20 %, составляет игольчатый феррит с небольшим количеством

дозвектоидного феррита, который располагается по границам первичных аустенитных зерен (рис. 3,а,б). При скорости охлаждения 38 и 44 °С/с происходит

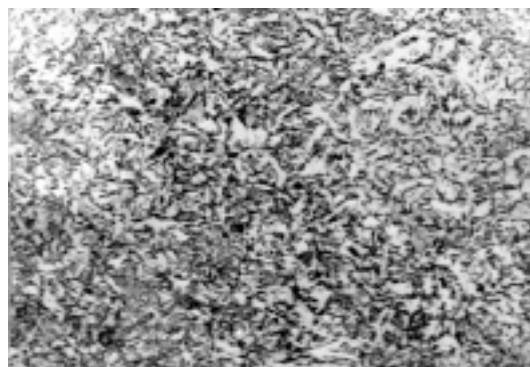
дальнейшее увеличение бейнитной и мартенситной составляющей, о чем свидетельствует повышение твердости металла до 372...376 HV₁.



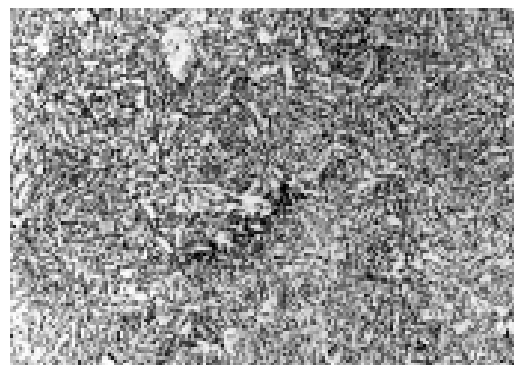
а



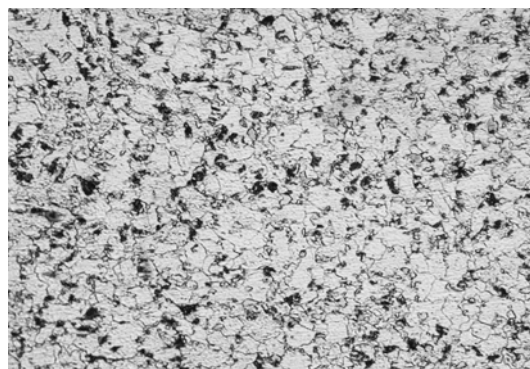
б



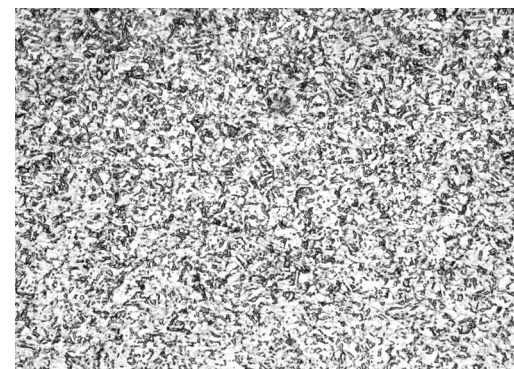
в



г



д



е

Рис. 3. Микроструктура образцов-имитаторов металла ЗТВ при различных скоростях охлаждения ($\times 500$): а, б – 15ХСАТЮД; в, г – 10Г2ФБ; д, е – 06ГБД; а, в, д – $W_{6/5} = 1,5$ °С/с; б, г, е – 30 °С/с

Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 10Г2ФБ представлена на рис. 2,б. Наблюдающаяся для металла ЗТВ стали 15ХСАТЮД характерная область относительной устойчивости аустенита

($T_n = 670$ °С, $T_k = 630$ °С при малых скоростях охлаждения и $T_n = 550$ °С, $T_k = 510$ °С для скоростей охлаждения, превышающих 20 °С/с) в стали 10Г2ФБ отсутствует. В то же время для скоростей охлаждения,

не превышающих 20 °C/c, превращение аустенита происходит в феррито-бейнитной области, но с меньшими значениями твердости (156...166 HV₁) по сравнению со сталью 15ХСАТЮД (201...320 HV₁). Это объясняется наличием более «мягких» структурных составляющих и большей долей доэвтектоидного феррита (см. рис. 3,в,з).

Повышение скорости охлаждения с 30 до 55 °C/c приводит к постепенному уменьшению, а потом и полному исчезновению ферритной составляющей в исследованных образцах. Превращение происходит по бейнито-мартенситной кинетике. При этом температура начала мартенситного превращения практически не изменяется и составляет 440 °C, тогда как температура окончания превращения снижается с 370 до 310 °C. На этом основании можно утверждать о высокой стойкости переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали 10Г2ФБ.

При скорости охлаждения 30 °C/c (см. рис. 3,з) структура образцов состоит из 83 % бейнита, 12 % мартенсита, остальное составляет феррит. При максимальной скорости охлаждения 55 °C/c происходит дальнейшее увеличение доли мартенситной составляющей (35 %) и снижение доли бейнита до 65 %, но с меньшими значениями твердости, чем у стали 15ХСАТЮД.

но с меньшими значениями твердости, чем у стали 15ХСАТЮД.

Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 06ГБД представлена на рис. 2,в. Исследования показали, что при малых скоростях охлаждения до 10 °C/c формируется почти равноосная разнотельная феррито-перлитная структура с размерами зерен от 8 до 10 баллов (по ГОСТу 5639–82 таблицы «Шкала для определения величины зерна») (см. рис. 3,д).

Дальнейшее повышение скорости охлаждения свыше 10 °C/c приводит к увеличению доли бейнитной составляющей в исследуемых образцах мартенситной составляющей. При скорости охлаждения свыше 30 °C/c в имитированном металле ЗТВ формируется мартенситная фаза.

Однако, в связи с крайне низким содержанием углерода в стали (0,066 % C), образуется не «типичная» мартенситная фаза, а так называемая МАК-«фаза» [9], представляющая собой сложный мартенсито-аустенито-карбидный комплекс.

Повышение скорости охлаждения с 30 до 60 °C/c хотя и сохраняет общий характер микроструктуры (см. рис. 3,е), но приводит к возрастанию количества бейнитной составляющей, размеров и морфологии выделений МАК-«фазы» (рис. 4).

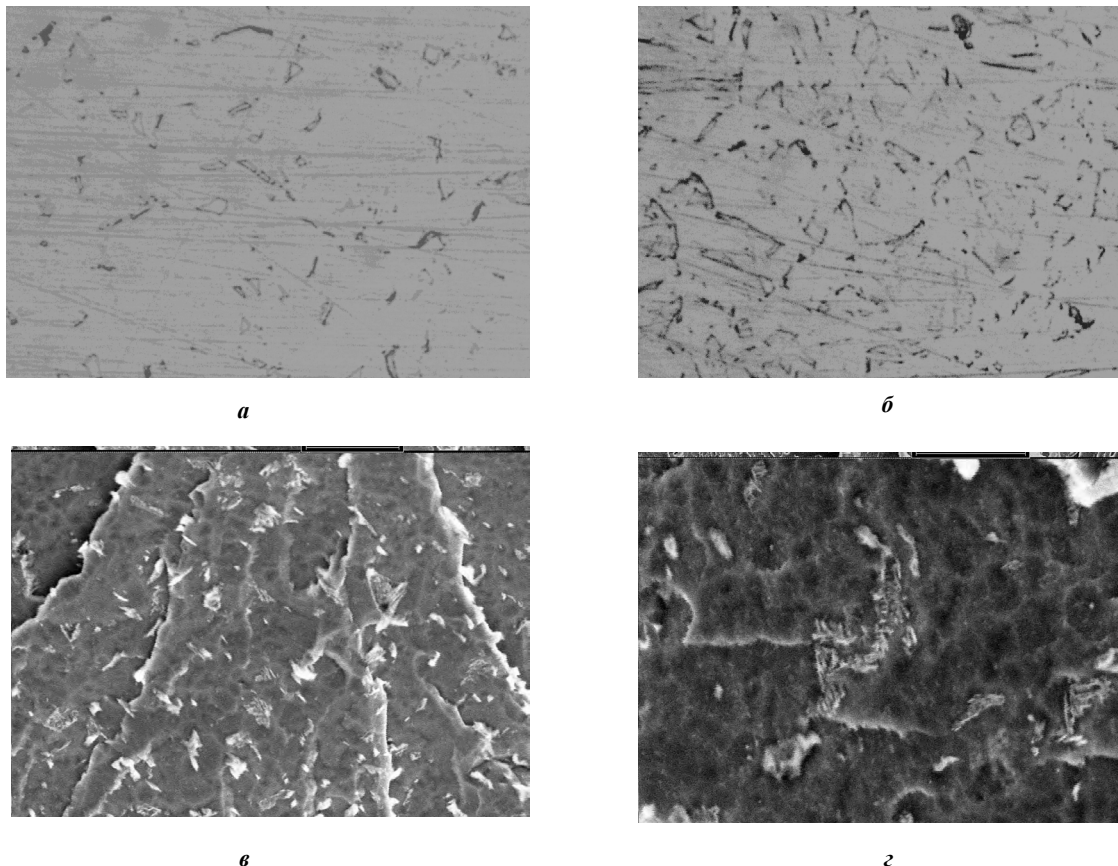


Рис. 4. Характер распределения МАК-«фазы» в имитированном металле ЗТВ стали 06ГБД в зависимости от скорости охлаждения (×1000) и ее морфология (×10000): а, в – $W_{65} = 10$ °C/c; б, з – 60 °C/c

Значения твердости образцов-имитаторов ЗТВ стали 06ГБД (140...170 HV₁) при всех скоростях охлаждения существенно ниже, чем у других исследованных сталей с карбонитридным упрочнением (170 против 376 HV₁ у стали 15ХСАТЮД и 354 HV₁ у стали 10Г2ФБ). Это связано с характером распределения и количеством мартенситной составляющей, формирующейся в стали 06ГБД.

Анализируя полученные результаты, видно, что стали с карбонитридным упрочнением характеризуются различным характером распада аустенита. Микроструктурное состояние этих сталей может изменяться от феррито-бейнитного до бейнито-мартенситного (МАК-«фаза»).

Полученные результаты подтверждают преимущества комплексного влияния карбонитридов ванадия и ниобия (сталь 10Г2ФБ) по сравнению с использованием только карбонитридов ниобия (сталь 06ГБД).

Заметное влияние на диаграмму распада аустенита оказывает общее содержание углерода в стали. Снижение содержания углерода хотя и приводит к снижению уровня прочности исследованных сталей, однако ударная вязкость остается достаточно на высоком уровне даже при низких температурах испытаний (см. табл. 3).

Температуры начала распада аустенита A_{c3} для исследованных сталей с карбонитридным упрочнением составляют 982, 894 и 932 °С соответственно. Для всех сталей температура начала образования феррита остается приблизительно на одном уровне ($T_{\text{н}} = 700...750$ °С). Небольшое количество перлита (до 10 %) образуется только в стали 06ГБД при небольших скоростях охлаждения. Бейнитная составляющая формируется в довольно широком температурном диапазоне ($T_{\text{н}} = 600...420$ °С в стали 15ХСАТЮД; $T_{\text{н}} = 620...450$ °С в стали 10Г2ФБ).

Все три стали имеют характерный вид участка мартенситного превращения. Температуры начала и окончания мартенситного превращения в стали 06ГБД существенно выше ($T_{\text{н}} = 500...510$ °С и $T_{\text{к}} = 380...400$ °С), чем в сталях 06ГБД ($T_{\text{н}} = 450$ °С и $T_{\text{к}} = 300$ °С) и стали 15ХСАТЮД ($T_{\text{н}} = 400$ °С и $T_{\text{к}} = 300$ °С), что, по-видимому, и обуславливает в ней оптимальное сочетание прочности и вязкости разрушения.

Сталь 10Г2ФБ имеет наибольшие уровни предела текучести и прочности (576 и 660 МПа соответственно) при высоком уровне показателей ударной вязкости, что в полной мере обусловлено действием механизмов дисперсионного и зернограничного

упрочнения. Сталь 10Г2ФБ проявляет классическое поведение стали с карбонитридным упрочнением. Комплексное воздействие карбонитридов ванадия и ниобия приводит, с одной стороны, к образованию большого количества вторичных, выпавших из твердого раствора, мелкодисперсных частиц, а с другой – к торможению роста аустенитного зерна.

Сталь 15ХСАТЮД показывает отклонение от классического поведения сталей с карбонитридным упрочнением. Низкие ударные свойства данной стали во всем температурном диапазоне обусловлены высокой долей (порядка 40 %) мартенситной составляющей. Возможно также причиной низких ударных показателей стали 15ХСАТЮД является повышенное содержание в ней алюминия, который при взаимодействии с азотом и углеродом образует остроугольные выделения. Данные хрупкие частицы могут провоцировать образование холодных трещин.

В стали 06ГБД при низком содержании углерода (0,06 % С) и азота (0,006 % N) и определенном количестве карбидообразующих ниобия (0,03 % Nb) и молибдена (0,13 % Mo) формируются карбиды NbC и Mo₂C лишь на заключительной стадии превращения аустенита – в МАК-«фазе».

Высокие прочностные и ударные свойства в образцах стали 06ГБД связаны с особенностями формирования, количеством и характером распределения в ней МАК-«фазы».

Снижение содержания углерода при пониженном содержании карбидообразующих элементов приводит к понижению показателя углеродного эквивалента, и как следствие, улучшает свариваемость стали и повышает сопротивление образованию холодных трещин.

ВЫВОДЫ

1. Проведенный анализ термокинетических диаграмм распада аустенита сталей 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ и 06ГБД с карбонитридным упрочнением дал возможность оценить структурное состояние металла при различных скоростях охлаждения и определить критические точки превращения с точки зрения оптимизации режимов сварки, которые обеспечат высокое сопротивление сварных соединений хрупкому разрушению.

2. Использование в сталях с карбонитридным упрочнением пониженного содержания углерода (06ГБД: 0,06 % С) не приводит к значительному снижению механических свойств за счет формирования в них сложных структурных комплексов МАК-«фазы», однако способствует улучшению их свариваемости и понижению склонности к образованию холодных трещин.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Влияние азота как легирующего элемента на вязкость металла ЗТВ сварных соединений стали типа 15Г2АФ [Текст] / Г. А. Иващенко, О. Д. Смиян, Л. И. Маркашова, Ю. В. Демченко // Прогрессивные методы получения сварных соединений из конструкционных сталей и чугунов : сб. науч. тр. – К. : ИЭС им. Е.О. Патона, 1990. – С. 20–25.

- [2] Влияние ванадиевой фазы на свойства стали 16Г2АФ [Текст] / В. Н. Коперникова, М. В. Приданцев, Е. Ф. Яковлева [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1979. – № 11. – С. 43–46.
- [3] **Гладштейн, Л. И.** Влияние ванадия на полиморфное превращение и структуру низколегированной стали в условиях сварки и термической обработки [Текст] / Л. И. Гладштейн, А. Н. Вербицкий // *Сварочное производство*. – 1980. – № 5. – С. 7–11.
- [4] **Гуляев, А. П.** Марганцовистые малоуглеродистые стали с карбонитридами ванадия [Текст] / А. П. Гуляев, В. Н. Никитин, Я. М. Ахундов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1974. – № 11. – С. 4–8.
- [5] Деформационное старение металла труб из стали контролируемой прокатки [Текст] / С. Е. Семенов, А. А. Рыбаков, Л. В. Гончаренко [и др.] // *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*. – 2005. – № 4. – С. 39–43.
- [6] **Иващенко, Г. А.** Основы выбора химического состава сталей повышенной прочности и хладостойкости для сварных конструкций [Текст] / Г. А. Иващенко, Ю. В. Демченко // *Прогрессивные методы получения сварных соединений из конструкционных сталей и чугунов* : сб. науч. тр. – К. : ИЭС им. Е.О. Патона, 1990. – С. 110–116.
- [7] Карбонитридное упрочнение низколегированных сталей [Текст] / М. И. Гольдштейн, Л. И. Гладштейн, С. А. Голованенко [и др.] // *Сталь*. – 1977. – № 9. – С. 833–837.
- [8] **Мельников, Н. П.** Стали с карбонитридным упрочнением [Текст] / Н. П. Мельников, Л. И. Гладштейн // *Вестник АН СССР*. – 1978. – № 6. – С. 80–88.
- [9] Морфологические особенности микроструктуры металла швов низколегированных сталей с ультранизким содержанием углерода [Текст] / В. Ф. Грабин, В. В. Головкин, В. А. Костин [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 2004. – № 7. – С. 17–22.
- [10] **Пилюшенко, В. Л.** Влияние микролегирования на служебные характеристики стали [Текст] / В. Л. Пилюшенко // *Сталь*. – 1987. – № 10. – С. 24–26.
- [11] Склонность к росту зерна аустенита низколегированной стали с малыми добавками ниобия, ванадия и азота [Текст] / Ф. И. Кочин, М. В. Приданцев, Е. И. Якушечкин [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1976. – № 3. – С. 16–18.
- [12] **Шипицын, С. Я.** Применение сталей с карбонитридным упрочнением – это коренное повышение надежности и долговечности железнодорожных путей и подвижного состава [Текст] / С. Я. Шипицын, Ю. З. Бабаскин, И. Ф. Кирчу // *Металл и литье Украины*. – 2004. – № 1–2. – С. 39–42.
- [13] Analysis on Vanadium's Impact on Metallographic Transitions of HSLA Steel [Text] / L. Yong, Z. Zhongping, S. Guangfu [et al.] // *Intern. Seminar 2005 on Application Technologies of Vanadium in Flat – Rolled Steels*, 2005. – P. 105–109.

© В. А. Костін, Г. М. Григоренко, В. В. Жуков

Надійшла до редколегії 08.02.13

Статтю рекомендує до друку член редколегії Вісника НУК

д-р техн. наук, проф. *О. М. Дубовий*

Статтю розміщено у Віснику НУК № 1, 2013