



ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В. А. КОСТИН, канд. техн. наук, академик НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО**,
В. Д. ПОЗНЯКОВ, д-р техн. наук, **С. Л. ЖДАНОВ**, канд. техн. наук,
Т. Г. СОЛОМИЙЧУК, **Т. А. ЗУБЕР**, **А. А. МАКСИМЕНКО**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние термического цикла сварки на микроструктуру и свойства металла зоны термического влияния новых сталей с карбидным и карбонитридным типом упрочнения — 06ГБД, 10Г2ФБ, 15ХСАТЮД. Показано, что под влиянием термического цикла сварки в достаточно широком диапазоне скоростей охлаждения ($w_{6/5} = 10...30$ °C/c) образуется оптимальный комплекс ферритно-бейнитных структур, характеризующийся показателями прочности, пластичности и хладостойкости на уровне требований, предъявляемых к основному металлу класса прочности С440.

Ключевые слова: дуговая сварка, конструкционные стали, карбонитридное упрочнение, термический цикл сварки, Gleeble 3800, микроструктура, бейнит, МАК-фаза, механические свойства

В настоящее время транспортное машиностроение и строительная индустрия Украины являются основными потребителями сталей повышенной прочности с пределом текучести до 400 МПа. Однако сегодня они по ряду объективных факторов уже не удовлетворяют требованиям скоростного движения транспорта и современным концепциям градостроительства как по уровню прочности, так и ударной вязкости.

В последние годы в содружестве с металлургами ИЭС им. Е. О. Патона на основе принципа карбидного и карбонитридного упрочнения разработан ряд новых сталей с пределом текучести 440...590 МПа [1, 2].

Поскольку сварка является основным технологическим процессом изготовления конструкций из этих сталей, повышенные потребительские характеристики новых сталей (по уровню прочности и ударной вязкости) должны быть сохранены и в сварных соединениях. Однако формирование в свариваемом металле зоны термического влияния (ЗТВ) приводит к деградации механических свойств под воздействием термического цикла

сварки (ТЦС) как в результате роста зерна, так и в связи с образованием закалочных структур. Широкому внедрению новых сталей должны предшествовать глубокие всесторонние исследования реакции этих сталей на ТЦС.

Имеющиеся в литературе отрывочные сведения об особенностях структурных изменений в новых сталях с карбидным и карбонитридным упрочнением в условиях ТЦС являются явно недостаточными [3, 4].

Кроме того, явно возросшие требования к уровню ударной вязкости к новым сталям класса прочности С345-440 ($KCU_{-40} = 39$ Дж/см², $KCU_{-70} = 34$ Дж/см² по ГОСТ 27772-88) требуют изучения влияния ТЦС на уровень прочности и ударной вязкости металла ЗТВ.

Цель настоящей работы состояла в исследовании закономерностей формирования структуры металла ЗТВ под воздействием ТЦС, оценки влияния микроструктуры на механические свойства и ударную вязкость в этой зоне для выбора оптимальных режимов сварки, обеспечивающих высокие служебные характеристики сварного соединения.

Химический состав исследуемых марок сталей приведен в табл. 1. Стали 10Г2ФБ и 06ГБД относятся к сталям с карбидным типом упрочнения, а сталь 15ХСАТЮД — с карбонитридным. Ме-

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, мас. %

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ti	Nb
15ХСАТЮД ($\delta = 12$ мм, класс прочности С345 по ГОСТ 27772)	0,145	1,12	0,76	0,56	0,03	—
10Г2ФБ ($\delta = 18,7$ мм, класс прочности К60 по ТУ 1381-009-47966425-2007)	0,079	0,25	1,57	0,04	—	0,05
06ГБД ($\delta = 20$ мм, класс прочности С390 по ТУ У 27.1-05416923-085:2006)	0,066	0,19	1,23	0,22	—	0,03



Марка стали	Mo	Cu	V	Al	N	S	P
15ХСАТЮД ($\delta = 12$ мм, класс прочности С345 по ГОСТ 27772)	—	0,31	—	0,041	0,015	0,029	0,026
10Г2ФБ ($\delta = 18,7$ мм, класс прочности К60 по ТУ 1381-009-47966425–2007)	0,19	$\leq 0,02$	0,05	0,032	0,006	0,007	0,013
06ГБД ($\delta = 20$ мм, класс прочности С390 по ТУ У 27.1-05416923-085:2006)	0,13	0,22	—	—	0,006	0,009	0,010

Таблица 2. Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	Вдоль проката				Поперек проката			
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
15ХСАТЮД	411	564	33,1	64,5	407	560	30,7	52,4
10Г2ФБ	576	660	25,1	62,3	521	608	25,4	64,8
06ГБД	400	578	30	84	—	—	—	—

Механические свойства сталей в состоянии поставки приведены в табл. 2, 3.

С целью оценки влияния ТЦС на структуру металла ЗТВ сварных соединений были проведены исследования модельных образцов на установке имитации термомеханического цикла сварки Gleeble 3800. Для этого образцы диаметром 6 мм и длиной 86 мм нагревали в быстродействующем dilatометре до температуры 1350 °С со скоростью 150 °С/с. Затем их охлаждали в соответствии с заданными термическими циклами, характерными для базовых режимов дуговой сварки исследуемых сталей, со скоростью $w_{6/5}$, изменяющейся от 1 до 60 °С/с. По результатам dilatометрических исследований были построены диаграммы распада аустенита исследуемых сталей (рис. 1). Влияние ТЦС на механические свойства и ударную вязкость исследуемых сталей оценивали путем термообработки модельных образцов на установке МСР-75 по методике, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона [5].

Обработку результатов dilatометрического анализа и построение диаграмм выполняли по общепринятой методике. Количественный расчет соотношения продуктов превращения проводили по dilatометрическим кривым методом отрезков [6].

Металлографические исследования проводили с помощью светового микроскопа «Neophot-32». Выявление микроструктуры осуществляли путем травления в нитале (4%-м растворе азотной кислоты в спирте). Твердость измеряли по Виккерсу при нагрузке 50 Н. Структурные составляющие подсчитывали методом полей по ГОСТ 8233–56.

Анализ микроструктуры показал, что сталь 15ХСАТЮД в исходном состоянии имеет ферритно-перлитную структуру разной дисперсности, с разным количеством перлита и явно выраженную строчечность (рис. 2, а). Размер зерен соответствует 4 бал-

лу (71...97 мкм). Металл этой стали содержит большое количество неметаллических включений, преимущественно сульфидов марганца, которые располагаются в ферритных участках.

Микроструктура образцов стали 10Г2ФБ в состоянии поставки имеет ферритно-бейнитную структуру с небольшим количеством перлита, полученного в результате применения технологии термоупрочнения проката. Структура состоит из участков полигонального феррита, отпущенного бейнита и мелкодисперсного перлита (рис. 2, б). Балл зерна 4-5. Для стали 10Г2ФБ характерна текстура проката и строчечная разнотекстурность.

Микроструктура образцов стали 06ГБД представляет собой мелкодисперсную ферритно-перлитную структуру с размером зерна 5...15 мкм (рис. 2, в). Наблюдается некоторая разнотекстурность ферритных зерен, размер которых соответствует 4-6 баллу (40...80 мкм). 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 мартенсито-аустенитно-карбидных комплексов (МАК-фазы). В микроструктуре полностью отсутствует текстура прокатки.

Таблица 3. Испытания на ударный изгиб исследуемых сталей

Марка стали	Направление проката	KCU, Дж/см ² , при температуре, °С			KCV, Дж/см ² , при температуре, °С		
		20	-40	-60	20	-40	-60
15ХСАТЮД	Вдоль	120	72	65	84	26	14
	Поперек	82	44	40	46	25	15
10Г2ФБ	Вдоль	346	347	324	344	346	345
	Поперек	345	279	220	323	256	204
06ГБД	Вдоль	348	348	—	349	317	—

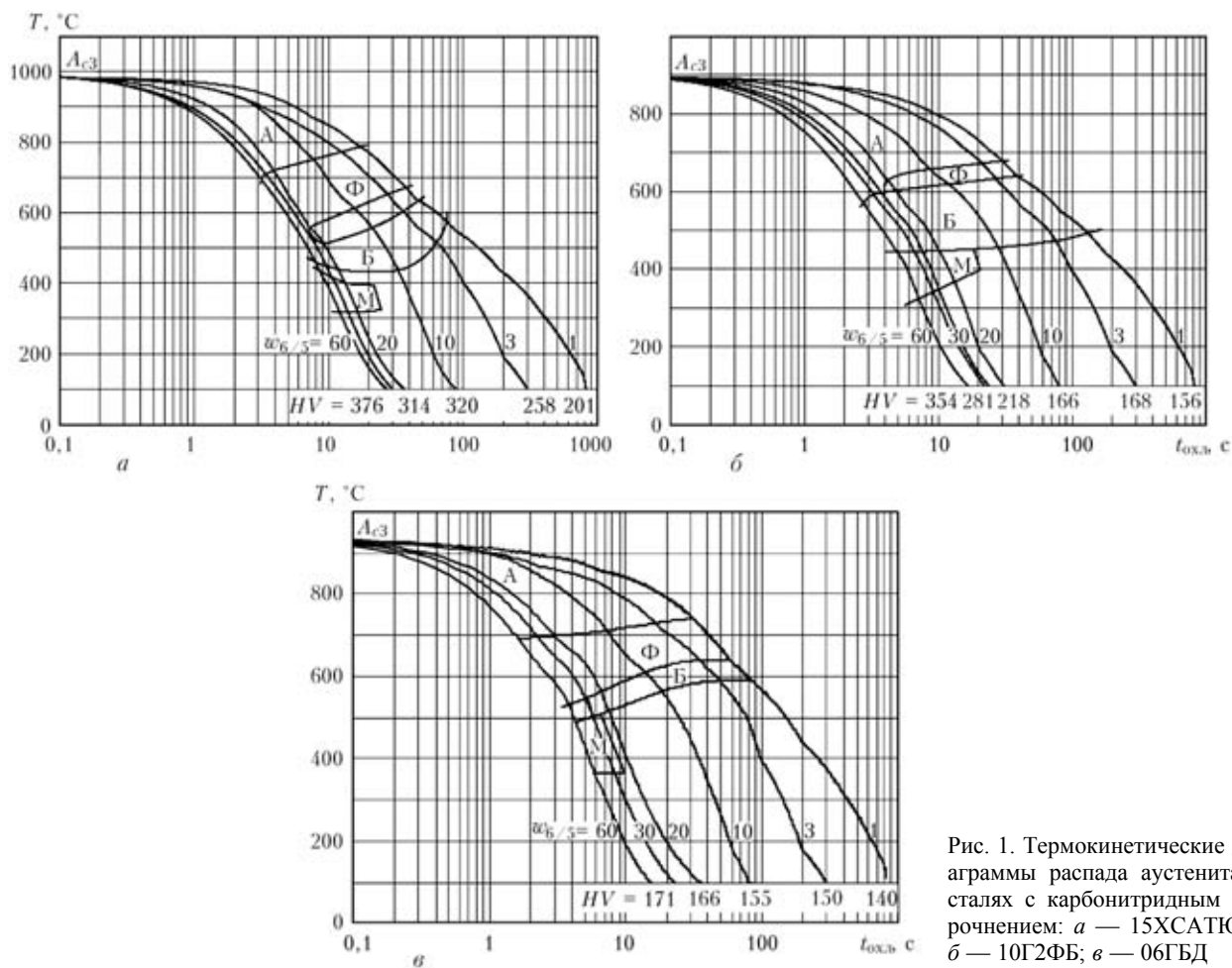


Рис. 1. Термокинетические диаграммы распада аустенита в сталях с карбонитридным упрочнением: а — 15ХСАТЮД; б — 10Г2ФБ; в — 06ГБД



Рис. 2. Микроструктуры ($\times 500$) исследуемых сталей: а — 15ХСАТЮД; б — 10Г2ФБ; в — 06ГБД

Вязкость сталей с карбонитридным упрочнением в состоянии поставки оценивали на стандартных образцах с U- и V-надрезом на ударный изгиб согласно ГОСТ 9454–78. Полученные результаты свидетельствуют, что у сталей 10Г2ФБ и 06ГБД запас вязкости намного выше, чем у стали 15ХСАТЮД, а температура перехода в хрупкое состояние ниже $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ (табл. 3).

Металлографический анализ образцов-имитаторов зоны перегрева из стали 15ХСАТЮД показал, что превращение аустенита при непрерывном охлаждении их со скоростью $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ происходит в ферритной, перлитной и бейнитной областях. Поэтому в структуре этой стали доста-

точно много феррита (рис. 3, а). Доэвтектоидный феррит полигональной морфологии выделился по границам аустенитных зерен, а участки выделений перлита наблюдаются на стыке ферритных зерен или внутри них. Локально встречается видманштеттовый феррит. Внутри аустенитных зерен этих сталей структура идентифицирована как глобулярный бейнит. Эти изменения структуры приводят к монотонному снижению показателей пластичности и ударной вязкости при температуре ниже $0\text{ }^{\circ}\text{C}$.

У образцов из стали 10Г2ФБ при охлаждении со скоростью $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ сформировалась наиболее крупнозернистая структура (рис. 3, б). По грани-

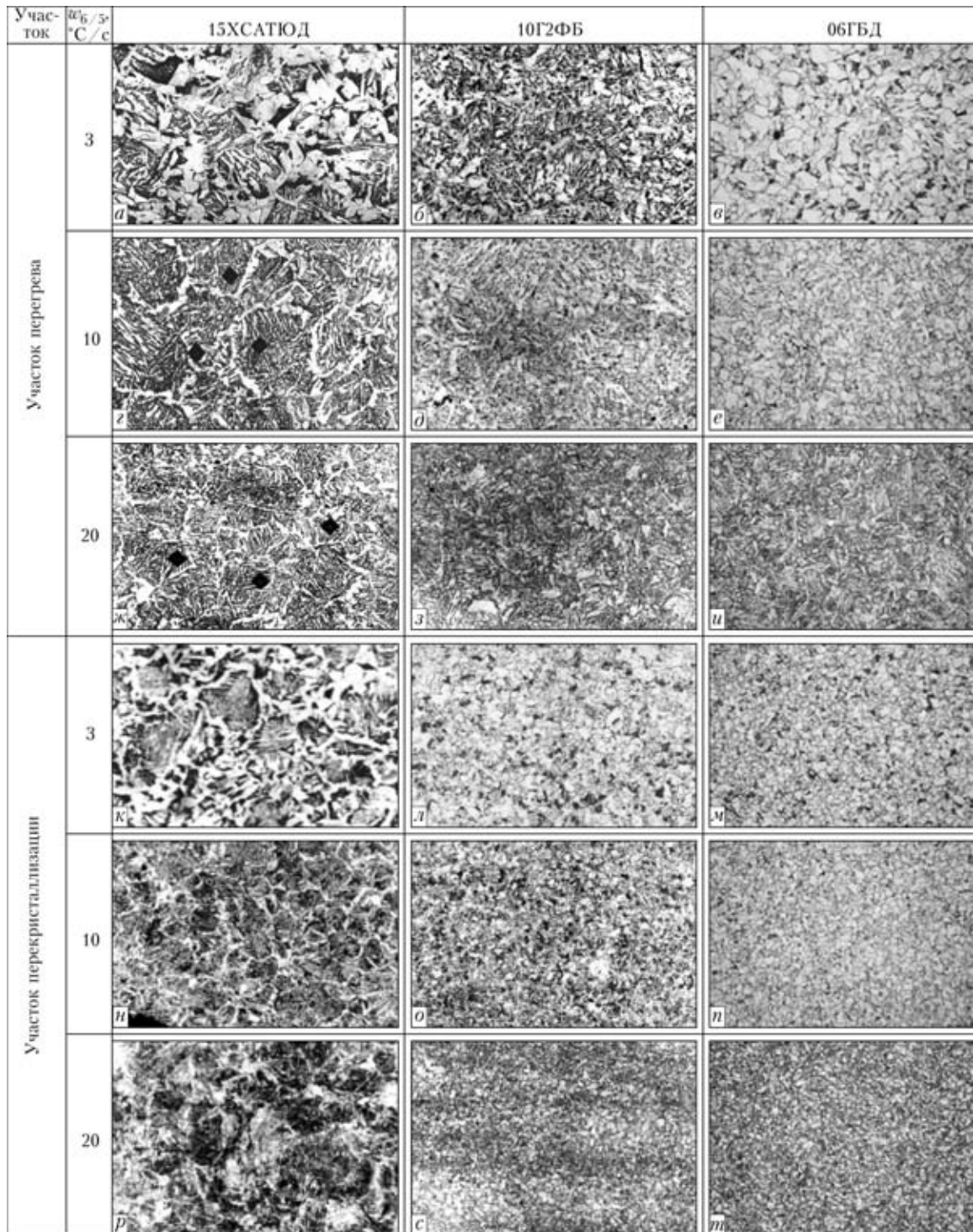


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения на микроструктуру ($\times 500$) имитированных участков металла ЗТВ (зоны перегрева и перекристаллизации): *a–т* см. в тексте

цам зерен выделяется доэвтектоидный полигональный феррит и перлит, а внутри зерен формируется бейнит двух морфологических разновидностей: высокотемпературный (низкоуглеродистый) с микротвердостью 1850...2030 МПа и низкотемпературный с микротвердостью 2140...2430 МПа. Изредка внутри зерен наблюдаются участки игольчатого феррита. Такое изменение структуры приводит к резкому падению хладостойкости металла ЗТВ при температуре $-20\text{ }^\circ\text{C}$ и ниже (рис. 4), а также

повышению прочностных показателей (рис. 5) и снижению значений относительного удлинения с незначительным повышением значений относительного сужения (рис. 6).

На стали 06ГБД при охлаждении со скоростью $3\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ наблюдается разнотемпературная ферритно-бейнитная структура (рис. 3, в). Образование бейнита происходит в участках с повышенным содержанием углерода (бывших участках перлитных зерен). Относительно крупные зерна феррита (8 балл, около

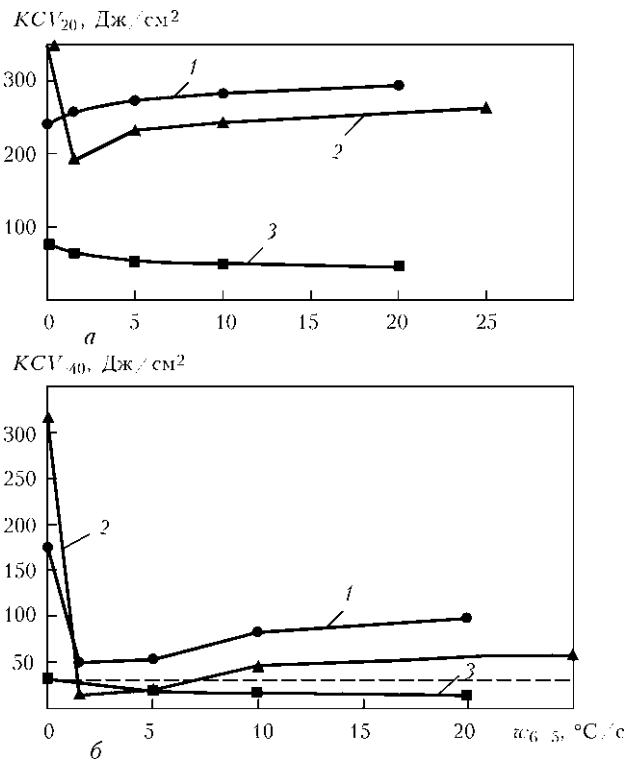


Рис. 4. Зависимость показателей ударной вязкости (KCV) металла ЗТВ скорости его охлаждения $w_{6/5}$ при 20 (а) и -40 °С (б): 1 — 06ГБД; 2 — 10Г2ФБ; 3 — 15ХСАТЮД (штриховая линия — класс прочности С440)

20...22 мкм) по границам окружены равномерно распределенными более мелкими бейнитными зернами (10 балл, 10 мкм). Микротвердость бейнита составляет порядка 1820...1890 МПа.

С увеличением скорости охлаждения до 10 °С/с условия для процесса гомогенизации аустенита становятся менее благоприятными, чем при $w_{6/5} = 3$ °С/с. В связи с этим в структуре стали 15ХСАТЮД увеличивается количество бейнитной составляющей, резко уменьшается количество структурно-свободного феррита и перлита (см. рис. 3, г, н), что приводит к повышению показателей прочности металла ЗТВ и снижению его пластических свойств.

Структурно-свободный доэвтектоидный феррит выделяется в виде сетки по границам зерен аустенита, а перлит изредка встречается по соседству с зернами феррита. Бейнит был идентифицирован как зеренный. Размер зерен бейнита при скорости охлаждения $w_{6/5} = 3$ °С/с практически не изменился.

Результаты металлографического анализа микроструктуры образцов-имитаторов из стали 15ХСАТЮД, сформировавшейся при $w_{6/5} = 10$ °С/с, свидетельствуют, что при увеличении скорости охлаждения возрастает переохлаждение аустенита, в результате чего повышается его устойчивость и снижаются температура превращения как феррита с 800 до 750 °С, так и бейнита с 630 до 550 °С. Растет количество бейнитной

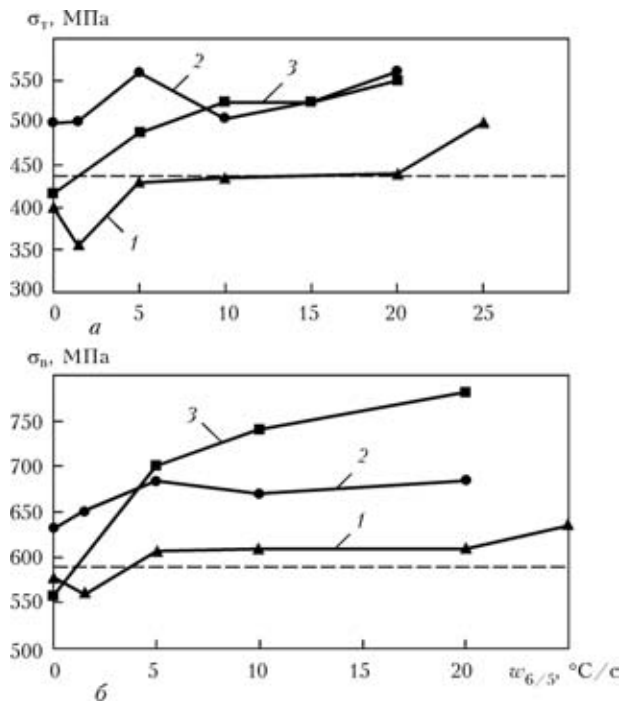


Рис. 5. Зависимость прочностных свойств (а, б) металла ЗТВ от скорости его охлаждения (обозначения те же, что и на рис. 4)

составляющей. Увеличение количества бейнита в структуре обуславливает повышение твердости на участке полной перекристаллизации, а также показателей прочности. В то же время показатели пластичности и ударной вязкости (рис. 4) снижаются.

Охлаждение стали 10Г2ФБ со скоростью 10 °С/с приводит к уменьшению ширины участка со структурой перегрева и измельчению зерен.

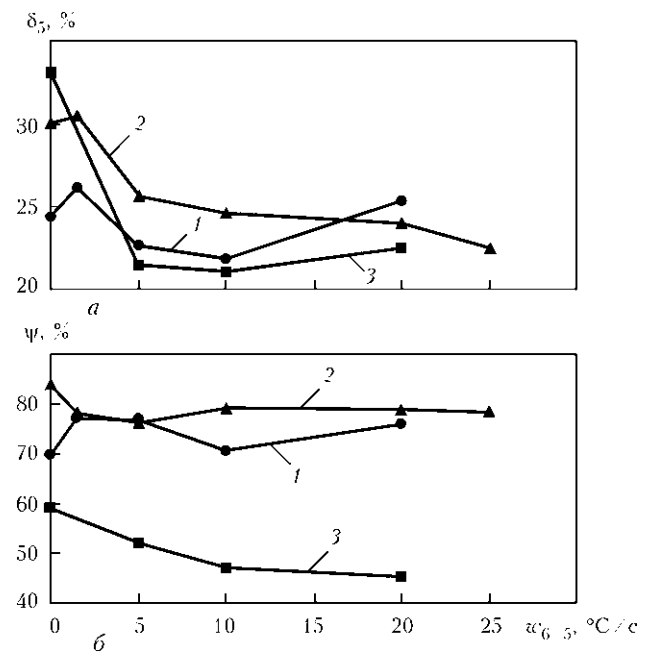


Рис. 6. Зависимость пластических свойств (а, б) металла ЗТВ от скорости его охлаждения (обозначения те же, что и на рис. 4)

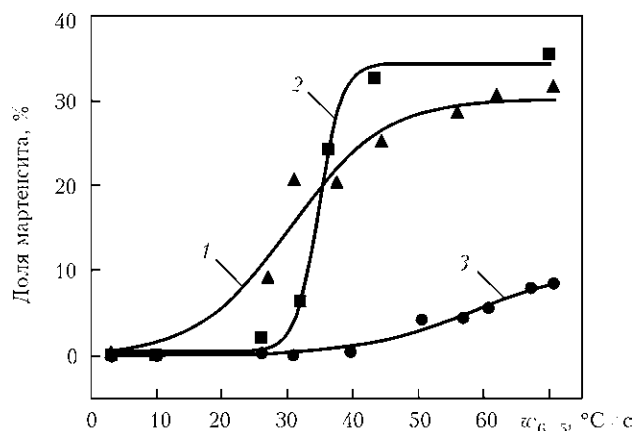


Рис. 7. Влияние скорости охлаждения на долю мартенситной составляющей в исследуемых сталях: 1 — 15ХСАТЮД; 2 — 10Г2ФБ; 3 — 06ГБД

Структурные изменения по сравнению со скоростью охлаждения 3 °С/с в данном случае способствуют уменьшению количества доэвтектоидного полигонального феррита и низкоуглеродистого бейнита и увеличению количества высокоуглеродистого бейнита (см. рис. 3, д, о). Перлитное превращение при этой скорости почти полностью отсутствует. Температуры превращения феррита и бейнита снижаются меньше, чем в стали 15ХСАТЮД. Такой характер микроструктуры приводит к небольшому росту показателей ударной вязкости (см. рис. 4), показатели прочности и относительного сужения находятся на уровне основного металла (см. рис. 5, 6), а значения относительного удлинения снижали до 21 % (см. рис. 6).

Результаты металлографического анализа стали 06ГБД, сформированной при $w_{6/5} = 10$ °С/с, показывают, что она состоит из феррита, бейнита и незначительных участков выделений МАК-фазы (около 1 %, табл. 4).

Бейнитные зерна наблюдаются в виде вытянутых пластин верхнего бейнита, сформированных как по границам ферритных зерен, так и сохранившихся равноосных участков зеренного бейнита (см. рис. 3, е, п). С повышением скорости охлаждения до $w_{6/5} = 10$ °С/с возрастает микротвердость бейнитной структуры до 2190 МПа в основном за счет увеличения количества ее высокотемпературной разновидности. Расположение МАК-фазы в структуре равномерное. Изменение температур фазовых превращений оказывается незначительным (снижение примерно на 20...30 °С).

Анализ микроструктуры образцов-имитаторов из стали 15ХСАТЮД, сформированной в результате охлаждения со скоростью $w_{6/5} = 20$ °С/с (см. рис. 3, ж, р), показал сложное сочетание бейнита зеренной и пластинчатой морфологии, а также доэвтектоидного и незначительного количества игольчатого феррита. Микротвердость бейни-

Таблица 4. Доля структурных составляющих в стали 06ГБД при различных скоростях охлаждения, %

Скорость охлаждения, °С/с	Феррит	Бейнит	МАК-фаза
3	94,1	5,9	—
10	79,29	19,51	1,2
20	68,09	27,76	4,15

та изменяется от 2150...2200 (для зеренного бейнита) до 1930...1980 МПа (для пластинчатого).

В микроструктуре образцов из стали 10Г2ФБ, сформированной в результате охлаждения со скоростью $w_{6/5} = 20$ °С/с, наблюдается дальнейшее уменьшение ширины участка, имитирующего зону перегрева, при снижении размера зерна. В структуре имитированного участка доэвтектоидный полигональный феррит по границам зерен встречается редко. Основными составляющими структуры такого металла являются низкотемпературный бейнит (зеренный с микротвердостью 2100...2360 МПа) и в меньшей степени высокотемпературный бейнит (1850...2030 МПа) (см. рис. 3, з, с). Показатели прочности, пластичности и хладостойкости почти не изменились.

Охлаждение стали 06ГБД со скоростью $w_{6/5} = 20$ °С/с приводит к дальнейшему увеличению количества продуктов промежуточного превращения (бейнита и МАК-фазы, табл. 4). Микротвердость бейнитной составляющей возрастает до 2220...2390 МПа (см. рис. 3, и, т). Показатели прочности и ударной вязкости в стали 06ГБД остаются на уровне стали 10Г2ФБ.

Дальнейшее увеличение скорости охлаждения (свыше 30 °С/с) в сталях 15ХСАТЮД и 10Г2ФБ приводит к образованию и росту доли мартенситной составляющей в общем комплексе микроструктур (рис. 7), что резко снижает показатели их ударной вязкости и пластичности. В стали 06ГБД из-за малого содержания углерода (0,06 %) мартенситная составляющая практически не образуется, что хорошо согласуется с результатами механических испытаний.

Сопоставление результатов механических свойств образцов, имитирующих ЗТВ исследуемых сталей (см. рис. 4–6), показывает, что увеличение скорости охлаждения приводит к постепенному росту предела текучести и прочности, а также снижению пластичности за счет увеличения мартенситной составляющей. Наибольшее влияние ТЦС оказывает на ударную вязкость при отрицательных температурах (см. рис. 4, б). В стали 10Г2ФБ ударная вязкость KCV_{-40} уменьшается с 320 до 25 Дж/см², в стали 06ГБД — со 170 до 50 Дж/см², а в стали 15ХСАТЮД — с 46 до 22 Дж/см² уже при скорости охлаждения 1 °С/с. Столь резкое падение вязкости сталей с карбидным упрочнением может быть связано с частич-



ным растворением карбидных фаз в процессе ТЦС [7]. При дальнейшем повышении скорости охлаждения с 1 до 30 °С/с вязкость образцов несколько повышается за счет изменения морфологии бейнитной структуры от пластинчатой до зеренной.

При испытаниях на ударный изгиб стандартных образцов с U-подобным надрезом все исследуемые стали показали хорошую вязкость ($KCV_{-40} \geq 50$ Дж/см²). При испытаниях на ударный изгиб стандартных образцов с острым V-подобным надрезом ударные свойства при отрицательных температурах (до -40 °С) только стали с карбидным упрочнением 10Г2ФБ и 06ГБД при скоростях охлаждения 10...25 °С/с соответствуют требованиям ГОСТ 27772-88 для сталей класса прочности С345-440.

Ударная вязкость образцов-имитаторов стали 15ХСАТЮД с острым надрезом KCV_{-40} при скорости охлаждения 10 °С/с составляет 20 Дж/см², а при 25 °С/с — только 12 Дж/см², что связано с особенностями расположения карбонитридных частиц в процессе вторичного выделения [8]. Исследования показывают необходимость корректировки химического состава стали 15ХСАТЮД с целью повышения ее вязкости при воздействии ТЦС.

Результаты настоящих исследований послужили научным обоснованием для использования новой стали 06ГБД при строительстве автодорожного моста через вход в Гавань Подольского мостового перехода в Киеве [9] и стали типа 10Г2ФБ — в арочной конструкции перекрытий нового стадиона в Казани (Россия).

Выводы

1. В условиях имитации ТЦС со скоростями охлаждения 1...60 °С/с в исследуемых сталях 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ и 06ГБД превращение аустенита происходит в ферритной, бейнитной и мартенситной областях.

2. При испытаниях на ударный изгиб стандартных образцов с U-подобным надрезом все исследуемые стали 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ и 06ГБД показали высокие свойства (по ГОСТ $KCV_{-60} > 29,4$ Дж/см²). При испытаниях стандартных образцов с острым V-подобным надрезом только стали с карбидным упрочнением 10Г2ФБ и 06ГБД при скоростях охлаждения до 1 и 10...25 °С/с соответствуют требованиям (по ГОСТ $KCV_{-40} > 39$ Дж/см²).

3. Оптимальные значения механических характеристик и ударной вязкости у образцов сталей 10Г2ФБ и 06ГБД достигаются за счет формирования в них при скоростях охлаждения 10...25 °С/с ферритно-бейнитной структуры при незначительном количестве хрупкой мартенситной фазы.

1. *Матросов Ю. И., Литвиненко Д. А., Голованенко С. А.* Сталь для магистральных трубопроводов. — М.: Металлургия, 1989. — 228 с.
2. *Микролегированная сталь для железнодорожных колес / С. Я. Шипицын, Ю. З. Бабаскин, И. Ф. Кирчу и др. // Сталь. — 2008. — № 9. — С. 76–79.*
3. *Грецкий Ю. Я., Демченко Ю. В., Васильев В. Г.* Формирование структуры металла ЗТВ низкокремнистой стали с карбонитридным упрочнением // Автомат. сварка. — 1993. — № 9. — С. 3–5, 22.
4. *Структура и свойства металла ЗТВ соединений низколегированных трубных сталей, модифицированных кальцием / И. В. Захарова, Е. А. Чичкарев, В. Г. Васильев и др. // Там же. — 2001. — № 8. — С. 18–21.*
5. *Саржевский В. А., Сазонов В. Я.* Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75 // Там же. — 1981. — № 5. — С. 69–70.
6. *Steven W., Mayer G.* Continuous-cooling transformation diagrams of steels. Pt1 // J. the Iron and Steel Institute. — 1953. — 174. — P. 33–45.
7. *Лившиц Л. С.* Металловедение для сварщиков (сварка сталей). — М.: Машиностроение, 1979. — 253 с.
8. *Идентификация наночастиц карбида ниобия в стали 10Х13Г12С2Н2Д2Б / Д. С. Змиенко, И. А. Степанова, Е. И. Ярополова, А. Е. Корнеев // Зав. лаб. Диагн. матер. — 2008. — 74, № 6. — С. 40–42.*
9. *Впровадження сучасних зварювальних матеріалів та технологій для зварювання прокату підвищеної міцності / О. Г. Синюк, А. М. Герасименко, В. Д. Рябоконь та ін. // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту заліз. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. — 2010. — Вип. 33. — С. 245–250.*

Influence of thermal cycle of welding (TCW) on microstructure and properties of HAZ metal in new steels with carbide and carbonitride type of strengthening, namely 06GBD, 10G2FB, 15KhSATYuD, was studied. It is shown that under the influence of TCW an optimum complex of ferritic-beinitic structures forms in a rather broad range of cooling rates ($w_{6/5} = 10...30$ °C/s), which is characterized by the values of strength, ductility and cold resistance on the level of requirements made of base metal of strength class C440.

Поступила в редакцию 17.09.2012