

ВЛИЯНИЕ СВАРОЧНОГО И ПОСЛЕСВАРОЧНОГО НАГРЕВА НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ

Ю. М. ЛЕБЕДЕВ, д-р техн. наук (Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев)

Выполнены экспериментальные исследования влияния сварочного и послесварочного нагрева на твердость и ударную вязкость имитированных высокотемпературных участков зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений низкоуглеродистых высокопрочных сталей и среднеуглеродистой стали 40Х. Исследованы особенности фазовых превращений в этих сталях. Установлено, что наиболее эффективным является быстрый послесварочный нагрев металла ЗТВ в температурной области, соответствующей межкристаллическому интервалу $A_{C1} \dots A_{C3}$.

Ключевые слова: зона термического влияния, высокопрочные закаливающие стали, послесварочный нагрев, диаграммы термокинетического превращения аустенита ЗТВ, твердость, ударная вязкость

При сварке низко- и среднелегированных сталей в зоне термического влияния (ЗТВ) образуется мартенситная структура, склонная к замедленному разрушению и образованию холодных трещин. Предотвратить или ограничить закалку металла ЗТВ при заданных режимах сварки или наплавки позволяет предварительный подогрев изделия, который, однако, усложняет технологический процесс сварки и повышает себестоимость изделий. Целесообразность использования этой операции при сварке сталей в каждом конкретном случае должна быть обоснована. Проанализировать возможность закалки ЗТВ и рассчитать минимальную температуру подогрева, при которой исключается образование холодных трещин, можно, используя результаты, полученные в работе [1]. Для этого необходимо при заданном режиме сварки или наплавки определить время охлаждения металла в интервале от критической точки A_{C3} до температуры начала мартенситного превращения M_n .

Время охлаждения металла ЗТВ в указанном температурном интервале при односторонней сварке или наплавке на массивное тело может быть рассчитано по следующим формулам:

$$\Delta t_{св} = \frac{q_n^2}{4\pi\lambda c\gamma v^2 \delta^2} \left(\frac{1}{(M_n - T_0)^2} - \frac{1}{(A_{C3} - T_0)^2} \right); \quad (1)$$

$$\Delta t_n = \frac{q_n^2}{2\pi\lambda v} \left(\frac{1}{M_n - T_0} - \frac{1}{A_{C3} - T_0} \right); \quad (2)$$

где q_n — погонная энергия; λ — коэффициент теплопроводности; T_0 — начальная температура

изделия; v — скорость сварки (наплавки); $c\gamma$ — объемная теплоемкость; δ — толщина свариваемых пластин при односторонней сварке.

Значения критических точек зависят от состава сталей, которые для низколегированных сталей можно определить по следующим зависимостям:

$$A_{C3} [^\circ\text{C}] = 910 - 229 C + 32 \text{ Si} - 25 \text{ Mn} - 8 \text{ Cr} - 18 \text{ Ni} + \\ + 2 \text{ Mo} + 117 \text{ V} - 24 \text{ Cu} + 7 \text{ W} - 120 \text{ B}; \\ M_n = 520 - 380 C - 18,4 \text{ Mn} - 12 \text{ Cr} - 8,2 \text{ Ni} - \\ - 21,5 \text{ Mo} - 170 \text{ V} + 6,6 \text{ Zr} + 500 \text{ Ti}$$

(содержание всех элементов дано в процентах по массе, а среднеквадратичное отклонение составляет ± 15 °C).

Практика сварочных работ и результаты анализа свариваемости сталей показали, что холодные трещины в ЗТВ могут возникать при содержании мартенсита более 50 об. %.

Время охлаждения ЗТВ от критической точки A_{C3} до M_n , когда образуется 50 об. % мартенсита, также зависит от состава стали и рассчитывается по формуле

$$\Delta t_{0,5M} = (9 C)^{1,45} \cdot 10^n,$$

где $n = 0,48(\text{Si} - 0,3) + 0,73(\text{Mn} - 0,6) + 0,75(\text{Cr} - 0,15) + 0,32(\text{Ni} - 0,15) + 0,63 \text{ Mo} + 1,14 \text{ V}$ — показатель степени, зависящий от содержания легирующих элементов в стали.

Если время охлаждения при сварке или наплавке будет меньше, чем $\Delta t_{0,5M}$, то в ЗТВ формируется более 50 об. % мартенсита и для предотвращения образования холодных трещин требуется предварительный подогрев. Минимальная температура подогрева T_n , при которой в металле ЗТВ содержится 50 об. % мартенсита, для случая наплавки на массивное тело рассчитывается из условия $\Delta t_n = \Delta t_{0,5M}$ по уравнению

$$T_{\text{п}} = \frac{A_{\text{СЗ}} + M_{\text{н}}}{2} - \sqrt{\left(\frac{A_{\text{СЗ}} + M_{\text{н}}}{2}\right)^2 + \left(\frac{q_{\text{п}}(A_{\text{СЗ}} - M_{\text{н}})}{2\pi\lambda\Delta t_{0,5\text{М}}}\right)^2} - A_{\text{СЗ}}M_{\text{н}}$$

Минимальную температуру подогрева $T_{\text{п}}$, при которой в металле ЗТВ образуется 50 об. % мартенсита при однопроводной сварке, можно рассчитать по уравнению (1), подставив вместо $\Delta t_{\text{СВ}}$ значение $\Delta t_{0,5\text{М}}$, если оно больше $\Delta t_{\text{СВ}}$, и решать его методом половинного деления с учетом, что $T_{\text{п}} < M_{\text{н}}$.

Предварительный подогрев существенно усложняет и удорожает технологию сварки (наплавки) и может отрицательно влиять на вязкость сварных соединений сталей из-за увеличения длительности пребывания ЗТВ при высокой температуре, что приводит к росту зерна в зоне перегрева. Если механические свойства соединений не удовлетворяют нормативным требованиям, то необходимо применение дополнительной операции — термической обработки. Кроме того, предварительный подогрев не может использоваться для всех типов сварных конструкций. При изготовлении сварных конструкций из сталей повышенной прочности с целью предотвращения образования холодных трещин применяют локальный послесварочный нагрев, что способствует распаду мартенсита в ЗТВ или же приводит к перекристаллизации с формированием других структурных составляющих стали. Локальный нагрев может осуществляться с помощью различных тепловых источников, в том числе и сварочных. В последнем случае операция термообработки (или подогрева) осуществляется в процессе самой сварки. К таким способам автотермообработки можно отнести сварку короткими валиками [2], поперечной горкой, двухдуговую со смещенными дугами [3–5], модулированным током [6, 7], с применением импульсно-дуговых источников питания [8] и др. Такая же технология послесварочной термообработки легко реализуется при сварке тонколистовых конструкций из высокопрочных сталей с последующим или сопутствующим прогревом соединения дугой с неплавящимся электродом [9, 10].

Поскольку наиболее ослабленным местом сварных соединений являются высокотемпературные участки ЗТВ с крупнозернистой структурой перегретого металла, то при осуществлении послесварочного нагрева и термической обработки их режим должен обеспечить хотя бы частичное исправление явлений перегрева и способствовать получению удовлетворительного комплекса механических свойств в указанных участках. В случаях закалки сталей при сварке первостепенной задачей является создание таких условий формирования сварных соединений, при которых исключается возможность образования холодных тре-

щин. Эффективное регулирование структуры различных участков сварных соединений при воздействии повторного нагрева сварочным или специальным источниками в полной мере может быть реализовано в случае заранее известного поведения металла в условиях изменения температурно-временных характеристик такого нагрева. Широкому внедрению послесварочного нагрева при сварке закаливающихся сталей препятствует то, что процессы структурных превращений в металле ЗТВ при указанном нагреве и их влияние на механические свойства сталей практически не изучены.

Цель настоящей работы — исследование на примере ряда высокопрочных сталей влияния температуры первичного и послесварочного нагрева на структурные превращения высокотемпературных участков ЗТВ, а также на ее механические свойства.

Изучали влияние различных температурных режимов сварочного нагрева на изменение структуры и свойств металла имитированных участков ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей различного легирования. Проходящим током осуществляли прогрев образцов сечением 10×10 мм, предназначенных для испытаний на ударную вязкость с полукруглым надрезом (тип 1 по ГОСТ 9454–78) на специально переоборудованной для этих целей машине стыковой контактной электросварки АСА-30. Температуру контролировали с помощью хромель-алюмелевой термопары, приваренной конденсаторным разрядом к поверхности средней части прогреваемых образцов. Одновременно при визуальном контроле на осциллографе Н-700 записывался термический цикл нагрев–охлаждение. Расстояние между зажимами составляло 35 мм. Нагрев заготовок осуществляли со средней скоростью около 100 °С/с, а охлаждение — в зажимах приспособления на воздухе. После испытаний на ударный изгиб образцы подвергались металлографическому анализу.

В стали 40Х с исходной ферритно-перлитной структурой существенное изменение прочностных свойств происходит после скоростного нагрева образцов до температуры несколько ниже критической точки $A_{\text{С1}}$ или в межкритическом интервале $A_{\text{С1}}...A_{\text{С3}}$. Нагрев до такой температуры приводит к значительному повышению показателей ударной вязкости KCU с 18 до 43...65 Дж/см² и некоторому снижению твердости с HV 260 до 230 (рис. 1, а). После нагрева выше критической точки $A_{\text{С3}}$ ударная вязкость уменьшается до значений ниже, чем у исходного металла, а твердость заметно возрастает. Максимальное значение твердости HV 580 наблюдается после нагрева до 1100 °С. При этом ударная вязкость металла снижается до $KCU = 11$ Дж/см². Дальнейшее повы-

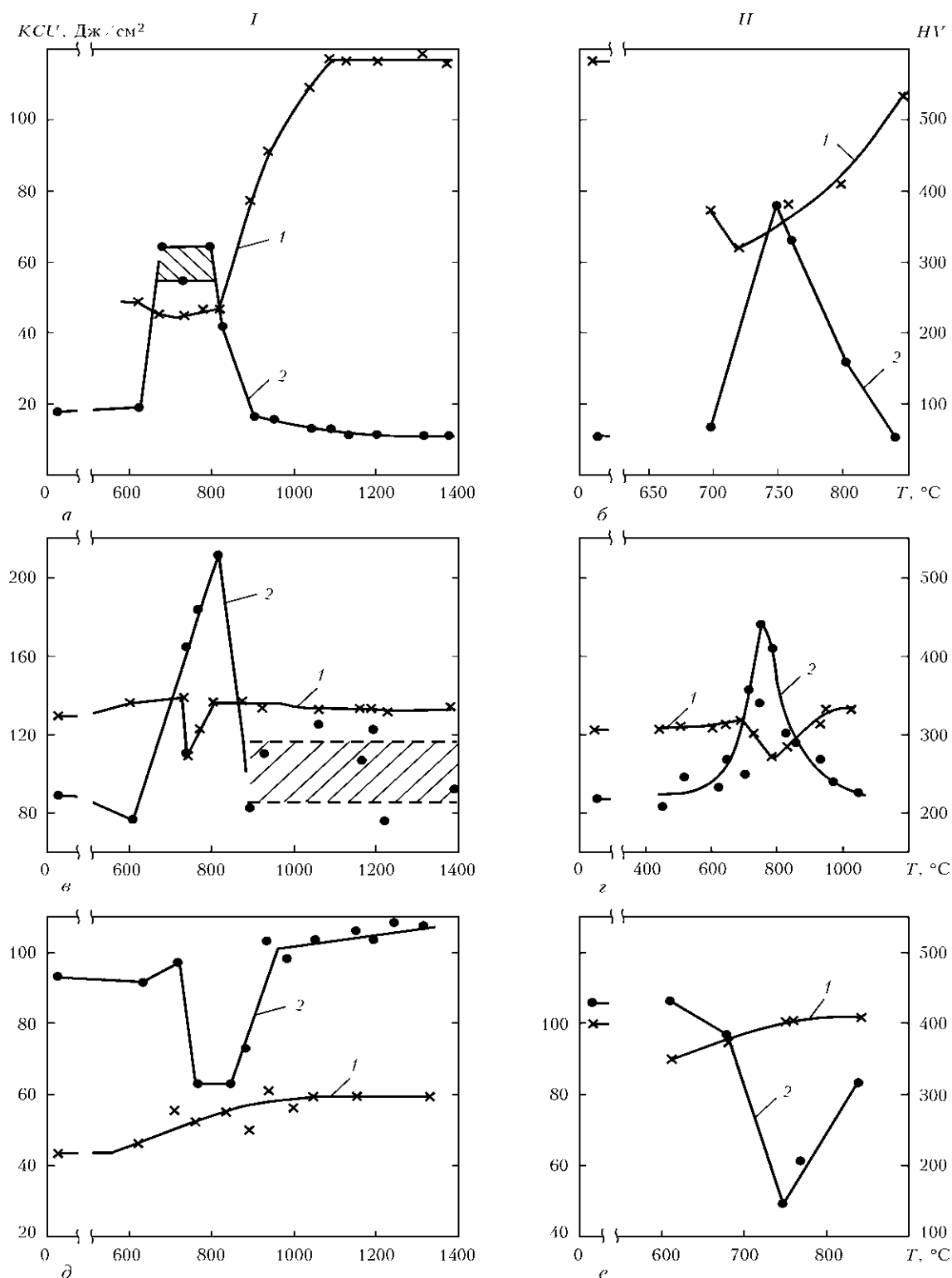


Рис. 1. Влияние температуры скоростного нагрева на твердость (1) и ударную вязкость (2) образцов из сталей 40X (а, б), 07X3ГНМ (в, г) и 14XГНМДФБ (д, е): 1 — нагрев в состоянии поставки; II — вторичный нагрев после прогрева до 1300 °C

шение температуры нагрева до 1375 °C на указанные показатели практически не влияет.

Видимые в оптический микроскоп структурные изменения стали 40X имеют место после ее нагрева выше критической точки A_{C1} . Так, нагрев в межкритическом интервале до 790 °C и последующее охлаждение со скоростью $w_{\leq 50} = 15$ °C/c

приводит к перлитному превращению образовавшегося аустенита. При этом по сравнению с исходной структурой заметно уменьшается объемная доля свободного доэвтектоидного феррита, расположенного в виде очень тонких прослоек по некоторым границам бывших аустенитных зерен. Такой нагрев способствует некоторому из-

мельчанию зерна. Перлитное превращение имеет место и после охлаждения стали 40X с 825 °С, при этом выделение доэвтектоидного феррита из аустенита практически не происходит.

Более высокая температура нагрева приводит к смене механизма превращения переохлажденного аустенита. Так, после нагрева до 900 °С аустенит претерпевает бейнитно-мартенситное превращение, а твердость металла с такой структурой составляет $HV 390$. Полностью мартенситное превращение наблюдается после нагрева стали 40X до 1100 °С и выше.

Влияние послесварочного нагрева на ударную вязкость и структурные превращения исследовали на образцах из стали 40X имитированной ЗТВ с высокотемпературными участками, т. е. претерпевших прогрев до 1250 °С. Для этого образцы после нагрева до 1250 °С охлаждали до 200 °С. При этом начиная с температуры $M_n = 340^\circ\text{C}$ аустенит претерпевал мартенситное превращение. После охлаждения до 200 °С структура металла состояла примерно из 75 об. % мартенсита и 25 об. % аустенита. Наличие в структуре одной четверти пластичного аустенита обеспечивает достаточную стойкость металла против образования холодных трещин. Затем с целью отпуска мартенсита или перекристаллизации структуры металла выполняли повторный нагрев. Влияние температуры такого послесварочного нагрева на изменение ударной вязкости имитированной высокотемпературной ЗТВ стали 40X показано на рис. 1, б.

Как следует из этого рисунка, послесварочный нагрев с 200 до 700 °С позволяет достичь в высокотемпературных участках ЗТВ образцов стали 40X твердость $HV 375$ вместо $HV 590$ при охлаждении только по сварочному термоциклу. Структура образца после охлаждения от температуры повторного нагрева 700 °С состоит из троостита и сорбита отпуска с отдельными включениями мартенсита (около 5 об. %), который образуется на завершающей стадии охлаждения из оставшегося аустенита. Однако несмотря на наличие заметных превращений отпуска такой повторный нагрев ниже критической точки A_{C1} не позволяет добиться высоких показателей вязкости ЗТВ. В данном случае ударная вязкость составляет $KCU = 13 \text{ Дж/см}^2$, что примерно соответствует таким же показателям для закаленного участка ЗТВ.

Нагрев с 200 до 725 °С снижает твердость стали 40X до $HV 320$ и повышает ударную вязкость до $KCU = 50 \text{ Дж/см}^2$. В структуре металла после такого повторного нагрева уменьшается объемная доля мартенсита, включения которого имеют значительно меньшие размеры по сравнению с таковыми после нагрева до 700 °С.

Послесварочный нагрев в межкритическом интервале температур до 745 и 770 °С приводит к

повышению показателей ударной вязкости соответственно до $KCU = 75$ и 64 Дж/см^2 при твердости металла $HV 365$ и 375 . Дальнейшее увеличение температуры послесварочного нагрева заметно снижает ударную вязкость и повышает твердость. Так, после нагрева до 800 °С твердость увеличивается до $HV 400$, а ударная вязкость снижается до $KCU = 31 \text{ Дж/см}^2$. После нагрева до 840 °С эти показатели изменяются — до $HV 545$ и $KCU = 8 \text{ Дж/см}^2$. В последнем случае структура стали 40X состоит из мелкоигльчатого мартенситного участков бейнита.

Сталь 07X3ГНМ в исходном состоянии после нормализации имела структуру мелкоигльчатого мартенсита с ударной вязкостью $KCU = 80 \text{ Дж/см}^2$ и твердостью $HV 340$. Нагрев такой стали по сварочным термоциклам приводит к увеличению ударной вязкости начиная с температуры выше 600 °С (рис. 1, в). Особенно это заметно при нагреве в межкритическом интервале температур $A_{C1} \dots A_{C3}$. По сравнению с исходным состоянием ударная вязкость возрастает более чем в 2 раза, максимальное значение $KCU = 210 \text{ Дж/см}^2$ достигается после нагрева до 825 °С. Нагрев в межкритическом интервале температур ведет также к незначительному (до $HV 270 \dots 300$) снижению твердости.

Дальнейшее повышение температуры нагрева выше критической точки A_{C3} снижает ударную вязкость в среднем до $KCU = 100 \text{ Дж/см}^2$ и повышает твердость стали 07X3ГНМ до уровня значений твердости в исходном состоянии.

Для низкоуглеродистых сталей 07X3ГНМ и 14XГНМДФБ с высокой температурой мартенситного превращения M_k послесварочный нагрев осуществлялся после практически полного завершения мартенситного превращения аустенита. Охлаждение заготовок после первого нагрева до 1300 °С производили до температуры 250 °С.

При последующем нагреве закаленных образцов из стали 07X3ГНМ заметные структурные изменения обнаружались после нагрева свыше 600 °С. Так, нагрев до 700 °С приводит к устранению мартенситной ориентировки. После нагрева в межкритическом интервале температур до 750 °С происходит значительное измельчение зерен по границам бывшей исходной структуры и усиление контрастности структуры при травлении микрошлифа, что, вероятно, вызвано неоднородностью объемов металла по углероду. Нагрев до 793 °С приводит к выделению сетки бейнита по границам бывших исходных зерен, а процесс перекристаллизации после нагрева до 825 °С способствует образованию особо мелкозернистой структуры. После нагрева до температуры выше критической точки A_{C3} и последующем охлаждении аустенита стали 07X3ГНМ происходит только мартенситное превращение.

Послесварочный нагрев заготовок из стали 07ХЗГНМ с 250 °С до температуры ниже критической точки A_{C1} не приводит к заметному изменению твердости и ударной вязкости металла по сравнению с этими показателями у закаленной от 1300 °С стали. При этом микроструктура отпущенной стали сохраняет ориентировку мартенсита. Значительные изменения прочностных свойств имеют место после нагрева закаленной стали в межкритическом интервале температур (см. рис. 1, з). Так, после нагрева до 768...800 °С ударная вязкость увеличивается ($KCU \approx 170$ Дж/см²), что почти вдвое превышает значения этого показателя у закаленной стали. Твердость металла после такого нагрева несколько уменьшается. После нагрева до 790 °С она имеет минимальное значение ($HV 265$). Структура металла после такого нагрева хотя и сохраняет ориентировку зерен закаленной стали, но больше соответствует структуре бейнита. Послесварочный нагрев до 830 °С также восстанавливает по форме структуру исходной закаленной стали. При этом твердость металла составляет $HV 280$, а ударная вязкость — $KCU \approx 120$ Дж/см². Дальнейшее повышение температуры послесварочного нагрева от 860 до 1035 °С приводит к существенному изменению значений твердости и ударной вязкости высокотемпературных участков ЗТВ вследствие наличия крупнозернистого мартенсита стали 07ХЗГНМ, получаемого непосредственно после первого сварочного нагрева до 1300 °С и полного охлаждения заготовок.

Особое изменение прочностных свойств при сварочном нагреве наблюдается у стали 14ХГНМДФБ. Эту сталь исследовали в состоянии после нормализации со структурой бейнита и 6...8 об. % остаточного аустенита. В исходном состоянии она имела твердость $HV 320$ и ударную вязкость $KCU = 92$ Дж/см². Нагрев указанной стали до температуры ниже критической точки A_{C1} и последующее охлаждение сохраняют ударную вязкость на уровне исходного металла, хотя и увеличивают его твердость (см. рис. 1, д). Более высокий нагрев в области межкритических температур $A_{C1}...A_{C3}$ снижает ударную вязкость довольно значительно, что составляет для образцов, прогретых до 760 и 830 °С, примерно 30 % уровня KCU стали в исходном состоянии. Дальнейшее увеличение температуры нагрева ведет к восстановлению ударной вязкости стали 14ХГНМДФБ. Но если после прогрева до 885 °С она все еще ниже уровня значений KCU у металла в исходном состоянии, то после нагрева до более высоких температур превосходит этот уровень. Так, нагрев до 930 и 1320 °С увеличивает значение ударной вязкости соответственно до 103 и 106 Дж/см². В результате сталь приобретает структуру мартенсита с твердостью $HV 410...395$.

Послесварочный нагрев образцов из стали 14ХГНМДФБ со структурой мартенсита от 250 °С до температуры ниже 700 °С вызывает заметное изменение твердости металла, но незначительно влияет на ударную вязкость по сравнению с этими показателями у закаленного металла высокотемпературных участков ЗТВ (см. рис. 1, д). Так, нагрев до 615 °С снижает твердость до $HV 350$ при сохранении KCU , равной 106 Дж/см². После нагрева до 680 °С начинает проявляться эффект дисперсионного твердения. Твердость стали после такого нагрева увеличивается до $HV 375$, но ударная вязкость еще остается на уровне закаленного металла и составляет 96 Дж/см². Нагрев до 755 °С вызывает повышение твердости до $HV 400$ и уменьшение значения ударной вязкости до 52 Дж/см². Дальнейшее увеличение послесварочного нагрева до 770 и 845 °С практически не приводит к изменению твердости, но повышает значения ударной вязкости (соответственно $KCU = 65$ и 85 Дж/см²).

Таким образом, послесварочный нагрев высокотемпературных участков ЗТВ с мартенситной структурой стали, легированной карбонитридообразующими элементами, в межкритическом интервале температур вызывает рост твердости металла за счет дисперсионного твердения и заметного уменьшения ударной вязкости. Поэтому для таких сталей нагрев при послесварочной термообработке целесообразно выполнять до температуры ниже температурного интервала дисперсионного твердения. Закалка же других сталей из межкритического интервала температур формирует ферритно-мартенситную структуру металла с достаточно высоким уровнем прочности и пластичности.

Таким образом, в исследованных сталях наиболее существенное влияние нагрева на ударную вязкость оказывает сварочный нагрев в межкритическом интервале температур $A_{C1}...A_{C3}$. При указанном нагреве сталей, не содержащих таких сильных карбонитридообразующих элементов, как ванадий, ниобий, алюминий, ударная вязкость существенно увеличивается, а при их наличии в составе стали наблюдается противоположный эффект.

Влияние скорости охлаждения на кинетику превращения аустенита, сформированного при послесварочном нагреве в межкритическом интервале температур, изучали путем нагрева-охлаждения жесткозакрепленных образцов по методике, изложенной в [11]. Трубочатые образцы нагревали проходящим током до 1300 °С, охлаждали со скоростью $w_{550} \approx 17$ °С/с до заданной температуры, вновь нагревали в межкритическом интервале температур со средней скоростью около 100 °С/с и опять охлаждали с различной скоростью. Изменение температуры и физических свойств при нагреве-охлаждении образцов регис-

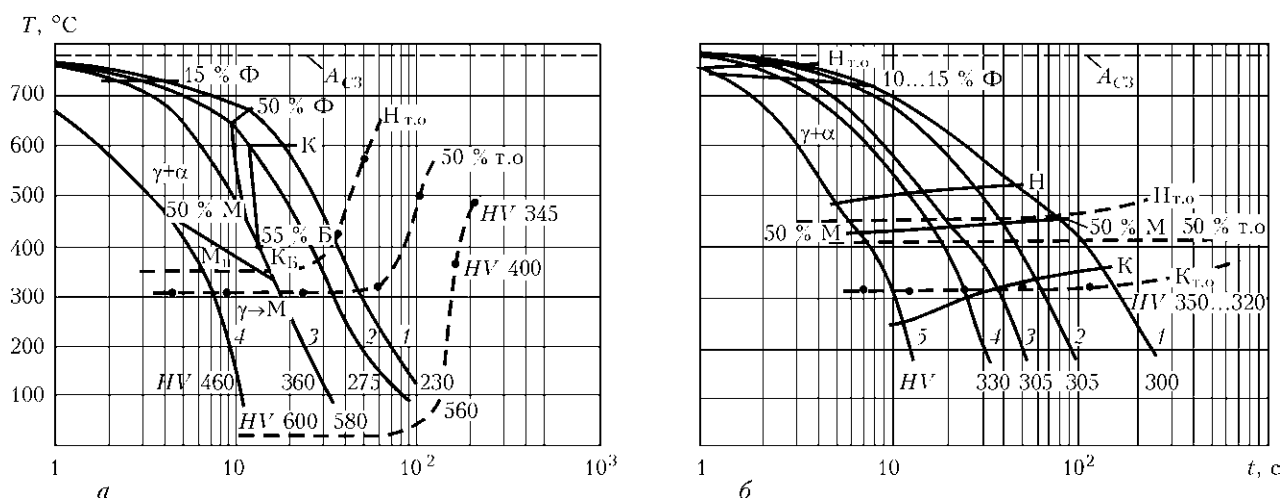


Рис. 2. Диаграммы термокинетического превращения аустенита сталей 40X (а) и 07X3ГНМ (б), полученные при различных скоростях охлаждения (1–5); штриховые кривые — после нагрева образцов до 1300 $^{\circ}\text{C}$; сплошные — после нагрева до 1300 $^{\circ}\text{C}$, охлаждения на воздухе со скоростью около 17 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до 200 $^{\circ}\text{C}$ и повторного нагрева до 770 $^{\circ}\text{C}$; т.о. — термическая обработка; Н и К — начало и конец структурных превращений; Б — бейнит; Φ — феррит

трировали с помощью шлейфового осциллографа. Диаграмма термокинетического превращения аустенита стали 40X, сформированного при послесварочном нагреве до 770 $^{\circ}\text{C}$, приведена на рис. 2, а. Здесь же для сравнения штриховой линией показано термокинетическое превращение аустенита после однократного нагрева стали 40X до 1300 $^{\circ}\text{C}$ и охлаждения образцов с различной скоростью.

При послесварочном нагреве до 770 $^{\circ}\text{C}$ в структуре стали 40X сохраняется около 20 % ферритной фазы, сформированной из мартенсита при его быстром нагреве. Вновь образуемый аустенит при нагреве в межкритическом интервале температур из-за высокой скорости нагрева неоднороден по углероду. Последующее охлаждение такой аустенитно-ферритной структуры со скоростью от 12,0 до 31,6 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приводит к распаду аустенита. При охлаждении со скоростью 12 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ при 670 $^{\circ}\text{C}$ сохраняется около 50 об. % аустенита, а при 600 $^{\circ}\text{C}$ он полностью распадается по перлитному механизму на ферритно-цементитную смесь. Твердость образца после такого охлаждения составляет HV 230. Охлаждение со скоростью 15 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ не приводит к смене механизма превращения, лишь смещается вниз температурный интервал фазового перехода. Так, температура существования 50 об. % аустенита составляет 630 $^{\circ}\text{C}$, заканчивается превращение при 595 $^{\circ}\text{C}$. При этом твердость образца возрастает до HV 275.

Увеличение скорости охлаждения до 31,6 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приводит к значительному изменению кинетики превращения аустенита. В этом случае наблюдается уже все три типа его превращения: перлитное, бейнитное и мартенситное. Температура существования 50 об. % аустенита снижается до 440 $^{\circ}\text{C}$. В процессе охлаждения превращение приостанавливается при 390 $^{\circ}\text{C}$, а образование мар-

тенсита начинается при температуре 295 $^{\circ}\text{C}$. Структура металла образца после полного охлаждения состоит из мартенсита (около 45 об. %), а также свободного феррита и ферритно-цементитных участков, образованных по перлитному и бейнитному механизмам. Твердость металла, имеющего такую структуру, составляет HV 360.

Охлаждение со скоростью $w_{550} \approx 100$ $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приводит к полному подавлению перлитного механизма превращения аустенита, которое начинается при температуре 460 $^{\circ}\text{C}$, когда из аустенита образуется бейнит. Мартенситная фаза возникает из более насыщенного углеродом аустенита, она расположена преимущественно в областях, примыкающих к границам бывших аустенитных зерен, сформированных при первичном нагреве стали до 1300 $^{\circ}\text{C}$. Твердость металла после такого режима послесварочного нагрева и охлаждения составляет HV 460.

Сравнение устойчивости переохлажденного аустенита, сформированного при нагревах однократном до 1300 $^{\circ}\text{C}$ и послесварочном до 770 $^{\circ}\text{C}$ показывает, что в последнем случае она ниже примерно на порядок. Это объясняется неоднородностью аустенита, полученного нагревом в межкритический интервал температур, сохранением ферритной, а возможно, и карбидной фаз, являющихся подложками при последующей перекристаллизации аустенита, а также протяженной площадью границ зерен.

Послесварочный нагрев крупнозернистого мартенсита стали 07X3ГНМ до 800 $^{\circ}\text{C}$ сохраняет около 15 об. % непревращенной α -фазы. При последующем охлаждении со скоростью от 3,3 до 33,3 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ происходит бейнитно-мартенситное превращение аустенита (рис. 2, б).

По мере увеличения скорости охлаждения в этом диапазоне температура начала бейнитного

превращения понижается от 520 до 480 °С. Подобная закономерность имеет место и при температуре окончания превращения аустенита от 350 до 250 °С. При этом твердость металла образцов повышается от HV 300 до 330.

Сравнение диаграмм термокинетического превращения аустенита, полученных при охлаждении с различной скоростью после однократного нагрева образцов стали 07ХЗГНМ до 1300 °С [12] и по циклам нагрева до 1300 °С, охлаждения до 200 °С, повторного нагрева до 800 °С и последующего охлаждения, указывает на их значительное различие. Повторный нагрев высокотемпературного участка ЗТВ при последующем охлаждении оставшегося и вновь сформированного аустенита ведет к повышению температуры начала его превращения. Линия существования 50 об. % аустенита практически совпадает с линией начала превращения, полученной при охлаждении аустенита после однократного нагрева до 1300 °С. Образование ферритной фазы и бейнита, а также достаточно высокая температура мартенситного превращения повышает стойкость металла ЗТВ против образования холодных трещин после ее послесварочного нагрева в межкритическом интервале температур.

Выполненные исследования позволили установить оптимальные режимы локального послесварочного нагрева при сварке высокопрочных сталей различных систем легирования. Такой нагрев обеспечивает достаточную сопротивляемость металла ЗТВ образованию холодных трещин и ее высокую ударную вязкость.

Experimental studies of the influence of welding and post-weld heating on hardness and impact toughness of simulated high-temperature sections of the heat-affected zone (HAZ) of low-carbon high-strength steels and medium-carbon 40X steel were performed. Features of phase transformations in these steels were studied. It is established that fast post-weld heating of the HAZ metal to the temperature region corresponding to intercrystalline range of $A_{C1}...A_{C3}$ is the most effective.

1. Лебедев Ю. М. Влияние состава стали на формирование структуры ЗТВ сварных соединений // Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 8–13.
2. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 256 с.
3. Влияние термического цикла двухдуговой сварки на стойкость стали 20ХГСНМ против образования холодных трещин / С. Н. Гончаров, Н. З. Гуднев, Ю. А. Стеренбоген и др. // Автомат. сварка. — 1982. — № 7. — С. 14–15.
4. Метелев А. В., Горбачев Ю. И. Регулирование термического цикла двухдуговой сварки закаливающихся сталей // Свароч. пр-во. — 1984. — № 4. — С. 4–5.
5. Бурский С. Г., Довженко В. А., Стеренбоген Ю. А. Стойкость против образования холодных трещин ЗТВ соединений стали типа 14ХНЗМДА, выполненных двухдуговой сваркой в узкий зазор // Автомат. сварка. — 1990. — № 2. — С. 20–24.
6. Сидорук В. С., Дудко Д. А., Горбенко Н. В. Имитация термического цикла в зоне термического влияния при электрошлаковой сварке модулированным током // Там же. — 1985. — № 7. — С. 12–15.
7. Структура и твердость металла ЗТВ стали 45 при дуговой сварке модулированным током / Д. А. Дудко, В. С. Сидорук, Г. А. Иващенко и др. // Там же. — 1990. — № 3. — С. 10–12.
8. Вагнер Ф. А. Оборудование и способы сварки импульсной дугой. — М.: Энергия, 1980. — 12 с.
9. Савицкий А. М., Савицкий М. М., Новикова Д. П. Влияние скорости и длительности периодического охлаждения на формирование структуры сварных соединений закаливающихся сталей при дуговой сварке с термоциклированием // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 41–44.
10. Фазовые и структурные превращения при сварке и дуговой обработке соединений стали 30ХГСА / В. М. Кулик, В. Г. Васильев, Г. М. Григоренко и др. // Там же. — 2007. — № 9. — С. 10–15.
11. Лебедев Ю. М., Кравченко Л. П., Данилюк Н. М. Методика моделирования сварочных термодеформационных циклов // Там же. — 1978. — № 12. — С. 31–33.
12. Исследование свариваемости низкоуглеродистой мартенситной стали 07ХЗГНМ / Ю. М. Лебедев, В. Н. Лазарев, Л. М. Клейнер, Р. И. Энтин // Там же. — 1989. — № 9. — С. 1–4.

Поступила в редакцию 02.04.2009