



# СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВАРИВАЕМОСТЬ ЗАКАЛИВАЮЩЕЙСЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 20ХН4ФА

**В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, А. К. ЦАРЮК, В. Г. ВАСИЛЬЕВ**, кандидаты техн. наук, **Г. Н. СТРИЖИУС**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано превращение аустенита в стали 20ХН4ФА (ГОСТ 4543-71) в условиях непрерывного охлаждения. При скорости охлаждения более 20 °С/с происходит закалка стали с образованием полностью мартенситной структуры, при меньших скоростях имеет место частичный бейнитный распад. Предварительный подогрев до температуры 250...300 °С приводит к резкому повышению стойкости против образования холодных трещин, что, по-видимому, связано с обеспечением достаточных условий для протекания  $\gamma$ -бейнитного превращения, которое сопровождается частичным самоотпуском и повышением пластичности металла зоны термического влияния сварного соединения. Рассмотрены также вопросы выбора температуры предварительного подогрева.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, закаливающаяся сталь, структурные превращения, холодные трещины, метод Имплант, предварительный подогрев

Сталь 20ХН4ФА применяется для изготовления ответственных изделий, работающих в условиях повышенных нагрузений, в том числе при высоких (300...400 °С) температурах [1, 2]. Система легирования и содержание легирующих элементов влияют на склонность стали к образованию неравновесных упрочняющих (закалочных) структур при охлаждении от температур аустенитной области, что обуславливает возможность получения высоких показателей физико-механических свойств при соответствующих режимах термической обработки. Так, после закалки и низкотемпературного отпуска предел текучести стали может достигать 1200 МПа.

Согласно [1], сталь 20ХН4ФА находит применение только в виде готовой катаной, ковальной и обработанной механическим способом продукции, а не в виде сварных конструкций. Тем не менее, в отдельных случаях возникают вопросы о возможности использования сварки этой стали, например, для герметизации завальцованных горячих прокаткой соединений в корпусных изделиях, работающих при повышенных давлениях. Однако сведения о свариваемости этой стали в литературе практически отсутствуют.

При сварке высокопрочных закаливающих сталей основной является проблема образования холодных трещин. Холодные трещины чаще всего зарождаются и развиваются на участках перегрева металла зоны термического влияния (ЗТВ), имеющего структуру крупноигльчатого мартенсита, который образуется в процессе превращения аустенита. Считается, что возникновению такого вида дефектов в той или иной степени подвержены сварные соединения сталей с массовой долей более 0,15 % С и более 3,00 % легирующих элементов [3].

Влияние химического состава стали на склонность к образованию холодных трещин принято

оценивать с помощью расчетного критерия — эквивалента углерода  $C_3$ . Для его определения применяются различные выражения, в том числе с учетом размерного фактора (см., например, работы [3-5] и др.). С использованием зависимости, предложенной Международным институтом сварки (МИС) [3], рассчитан эквивалент углерода

$$C_3 = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (\text{мас. \%}). \quad (1)$$

Для стали 20ХН4ФА он составляет 0,64...0,89 при следующем содержании в ней легирующих и примесных элементов (по ГОСТ 4543-71), мас. %: С 0,17...0,24; Мп 0,25...0,55; Si 0,17...0,37; Cr 0,7...1,10; Ni 3,75...4,15; V 0,10...0,18; P  $\leq$  0,025; S  $\leq$  0,025; Cu  $\leq$  0,30. Согласно [3], сталь со значением  $C_3$ , превышающим 0,42...0,45, следует отнести к группе трудносвариваемых материалов, склонных к образованию холодных трещин.

Как известно, одним из основных технологических приемов, повышающим трещиностойкость сварных соединений закаливающих сталей, является предварительный и сопутствующий подогрев, с помощью которого можно воздействовать на факторы, способствующие зарождению холодных трещин — структурные изменения (определяют предрасположенность к хрупкому разрушению), содержание диффузионного водорода и уровень временных и остаточных напряжений. При этом на основании данных о кинетике превращения аустенита и особенностях фазообразования в условиях различных скоростей охлаждения можно сделать выбор теплового режима при сварке.

Целью настоящей работы являлось определение оптимальной температуры предварительного подогрева при сварке стали 20ХН4ФА, обеспечивающей стойкость сварных соединений против образования холодных трещин.

В качестве основного материала для изготовления образцов использовали сталь 20ХН4ФА промышленного производства в виде горячедеформированной.

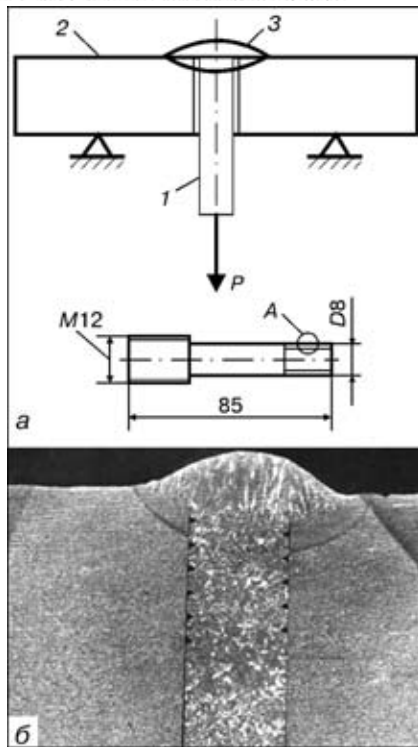


Рис. 1. Схема испытания по методу Имплант и вид образца (а): 1 – образец; 2 – пластина; 3 – шов; P – нагрузка, а также макрошлиф соединения (б)

рованной трубы толщиной стенки 9 мм. Образцы для испытаний вырезали вдоль продольной оси трубы. Особенности протекания фазовых превращений выявляли с помощью дилатометрических исследований [6], в основе которых лежит явление изменения объема материала в процессе полиморфного превращения. Определение критических точек  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  в условиях непрерывного охлаждения

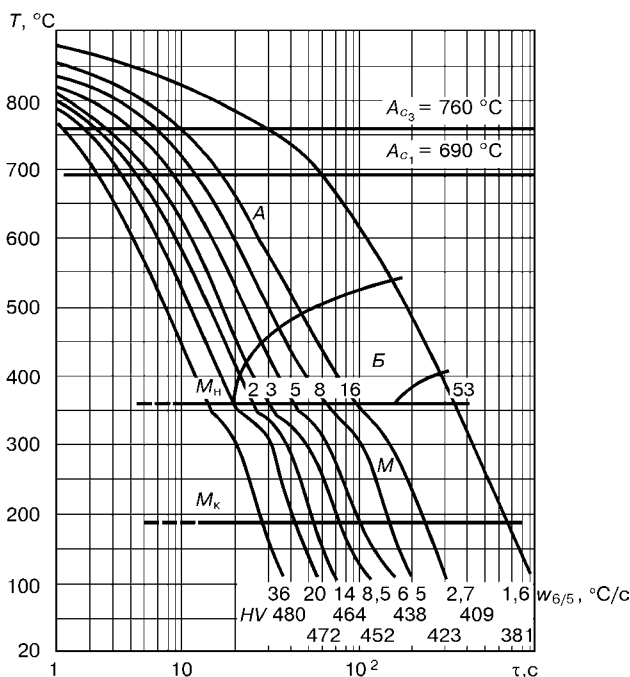


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма распада аустенита в стали 20XN4ФА: А – аустенит; Б – бейнит; М – мартенсит;  $M_n$  и  $M_k$  – соответственно начало и конец мартенситного превращения

от 1300 °С проводили в камере, заполненной аргоном. Скорость естественного охлаждения регулировали с помощью образцов, имеющих различное поперечное сечение. Для определения температур, соответствующих точкам  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , использовали дилатометр Шевенара с воссозданием печных условий при нагреве образцов со скоростью 150 °С/ч. Металлографические исследования проводили с использованием светового микроскопа «Неофот-32». Выявление микроструктуры на отполированных шлифах проводили путем химического травления в 2,5%-м спиртовом растворе азотной кислоты с добавлением пикриновой кислоты. Для оценки склонности к образованию холодных трещин был применен метод Имплант [7, 8] (называемый в отечественной литературе методом вставок) с использованием разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона специальной установки [9]. Испытания по этому методу проводили следующим образом. Цилиндрический образец (вставку) из стали 20XN4ФА со спиральной V-образной нарезкой помещали в просверленное отверстие в пластине, установленной на опоры и нагретой до определенной температуры (рис. 1). Затем образец-вставку приваривали к пластине ручной дуговой сваркой покрытыми электродами и нагружали до заданных значений внутренних напряжений в образце путем приложения растягивающего усилия к его свободному концу. Образец прикрепляли к нагружаемому узлу с помощью резьбового соединения. Для изменения условий охлаждения применяли предварительный подогрев до 150, 200, 250 и 300 °С. Нагружение сварных соединений происходило после сварки через 3,0...5,0 мин, при этом температура в области сварного соединения уменьшалась приблизительно до уровня температуры предварительного подогрева. Температуру фиксировали с помощью приваренной к образцу хромель-алюмелевой термопары, подключенной к проградуированному для работы с этим типом термопар потенциометру КСП-4. В качестве опорной использовали пластину из стали 20 толщиной 20 мм. Пластина может быть изготовлена из любой стали. Она служит для отвода тепла из зоны сварки и нагрева образца при испытаниях с предварительным подогревом [7].

Нагружающие напряжения устанавливали в определенном отношении к пределу текучести исследуемой стали 20XN4ФА, для чего определяли ее прочностные свойства по ГОСТ 6996–66: для гладких образцов  $\sigma_B = 1018,7$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 775$  МПа, для образцов с кольцевым нарезом  $\sigma_B = 1291,3$  МПа (профиль и размеры надреза такие же, как у образцов для испытаний по методу Имплант). В зависимости от условий испытания образец либо разрушался, либо выдерживал нагрузку без разрушения. На основании собственных экспериментальных данных и опыта других исследователей [8–10] установлено, что при указанном методе испытаний время до разрушения может составлять от нескольких минут до нескольких часов (не более 24 ч), поэтому выдержка под нагрузкой не разрушившихся образцов составляла



24 ч. В результате были определены максимальные (критические) напряжения, ниже которых разрушение не происходило в течение указанного периода испытаний. Для сварки использовали электроды ТМУ-21У диаметром 3 мм. Сварку выполняли на следующем режиме: сварочный ток — 120...130 А; напряжение на дуге — 24 В; скорость сварки — 7,8...9,5 м/ч. Концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле (спиртовая проба) составляла 3,48 см<sup>3</sup> на 100 г металла.

На рис. 2 представлена термокинетическая диаграмма распада аустенита, полученная в результате проведенных исследований. В ней отсутствует участок равновесного распада во всем диапазоне значений скорости охлаждения, а имеется только мартенситная и мартенситно-бейнитная области. Так, при скорости охлаждения в интервале температуры 600...500 °С  $w_{6/5} > 20$  °С/с в стали 20ХН4ФА образуется мартенсит. При меньших значениях скорости охлаждения в структуре стали, помимо мартенсита, появляются продукты промежуточного превращения, количество которых возрастает по мере уменьшения скорости охлаждения (рис. 3).

Из результатов дилатометрических исследований следует, что в условиях замедленного охлаждения ( $w_{6/5} < 20$  °С/с) при сварке стали 20ХН4ФА в участках ЗТВ вблизи линии сплавления наряду с образованием мартенсита будут происходить также аустенитные превращения по бейнитному механизму с характерным для этого процесса частичным самоотпуском продуктов превращения [11] и снижением уровня упрочнения металла, что должно положительно сказаться на стойкости сварных соединений против образования холодных трещин.

Данные о влиянии температуры предварительного подогрева  $T_{\text{п}}$  и уровня растягивающих напряжений на трещиностойкость сварных соединений при испытании по методу Имплант представлены в табл. 1. Полученные результаты показали, что при  $T_{\text{п}} > 200$  °С резко возрастает уровень растягивающих напряжений, при которых не происходит разрушения сварных соединений. Причем, как установлено при проведении экспериментов, в процессе нагружения в интервале температуры подогрева 250...300 °С свариваемый материал спо-

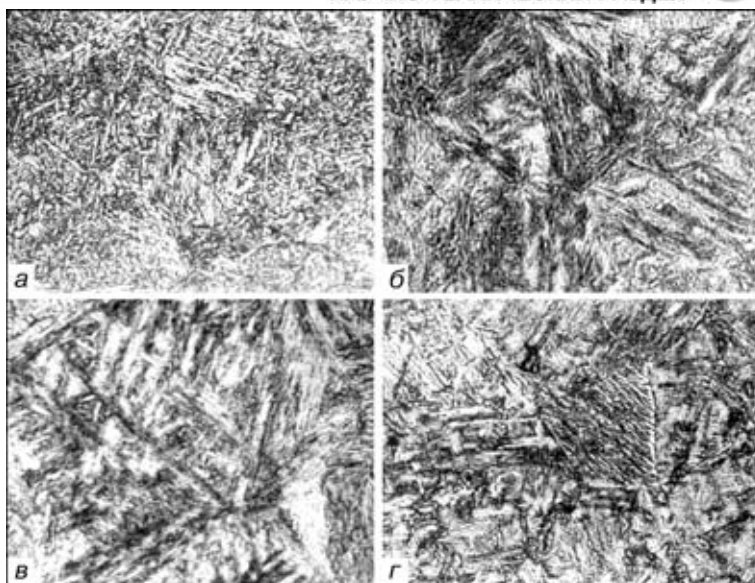


Рис. 3. Микроструктура (Х200) стали 20ХН4ФА в исходном состоянии (а) и после охлаждения в дилатометре с различной скоростью: б —  $w_{6/5} = 20,0$ ; в — 8,5; г — 1,6 °С/с

собен претерпевать частичную пластическую деформацию, при этом в дальнейшем склонность к зарождению трещин и замедленному хрупкому разрушению не наблюдается.

Для количественной оценки влияния температуры предварительного подогрева на склонность к образованию холодных трещин удобно воспользоваться расчетным критерием  $I$  [8]:

$$I = \frac{NTS - LTS}{NTS}, \quad (2)$$

где  $NTS$  — прочность образца с надрезом;  $LTS$  — критическое напряжение, определяемое в процессе испытаний.

Увеличению стойкости против образования холодных трещин соответствует уменьшение значений коэффициента  $I$ . В свою очередь, его значения, близкие к единице, характеризуют высокую хрупкость и низкую трещиностойкость материала. Так, для критических условий испытаний с подогревом до 200, 250 и 300 °С значения  $I$  составляют соответственно 0,61, 0,28 и 0,24.

Как следует из результатов расчетов, при переходе от температуры 200 к 250 °С значения  $I$  резко снижаются, при этом стойкость против образования холодных трещин возрастает почти в 2,2 раза. При подогреве до 300 °С трещиностойкость по сравнению со сваркой с подогревом до 200 °С увеличивается более чем в 2,5 раза. Тем не менее, нельзя однозначно утверждать, что по-

Таблица 1. Результаты испытаний на трещиностойкость по методу Имплант

| $T_{\text{п}}, \text{ } ^\circ\text{C}$ | Растягивающие напряжения при нагружении |                    |                    |                    |                     |                   |                    |                    |
|---|---|--------------------|--------------------|--------------------|---------------------|-------------------|--------------------|--------------------|
|   | $0,47\sigma_{0,2}$                      | $0,65\sigma_{0,2}$ | $0,79\sigma_{0,2}$ | $0,94\sigma_{0,2}$ | $1,023\sigma_{0,2}$ | $1,1\sigma_{0,2}$ | $1,19\sigma_{0,2}$ | $1,26\sigma_{0,2}$ |
| 150                                     | О                                       | Х                  | Х                  |                    | Х                   |                   |                    |                    |
| 200                                     | О                                       | О                  | Х                  |                    |                     |                   |                    |                    |
| 250                                     |   |                    | О                  | О                  |                     | О                 | О                  | Х                  |
| 300                                     |   |                    |                    |                    |                     |                   |                    | О                  |

Примечание: Х — разрушение образца; О — разрушение отсутствует.



**Таблица 2. Влияние теплового режима на скорость охлаждения металла ЗТВ при ручной дуговой сварке плавлением**

| № опыта | $T_{п}, ^\circ\text{C}$ | Условия выполнения сварки и наплавки                           | Удаление термопары от линии сплавления, мм | $w_{6/5}, ^\circ\text{C}/\text{с}$ |
|---------|-------------------------|--|--|------------------------------------|
| 1       | 100                     | Сварка однопроходная   | 1,5  | 12,3                               |
| 2       | 150                     | »»   | 2,0  | 8,6                                |
| 3       | 250                     | »»   | 3,0  | 6,7                                |
| 4       | 230                     | Сварка с выполнением двух параллельных валиков                 | 2,0  | 6,7                                |
| 5       | 250                     | Наплавка участка размером около 20×60 мм за несколько проходов | 2,0  | 3,3                                |
| 6       | 300                     | Сварка однопроходная   | 4,0  | 5,5                                |

догрев до температур на уровне 200 °С будет неэффективным, поскольку в общем случае на температурный режим сварного соединения, кроме температуры предварительного подогрева, оказывают влияние количество тепла, внесенного при сварке, которое определяется погонной энергией  $q/v$ , и условия теплоотвода. Вывод о зависимости трещиностойкости только от температуры предварительного подогрева будет не совсем точным, и, очевидно, правомерен только для случая сварки стали одной толщины и одним конкретным способом. Для более полной оценки температурного режима в ЗТВ следует использовать скорость охлаждения свариваемого металла — обобщенную характеристику, учитывающую совместное действие указанных факторов.

В табл. 2 представлены результаты определения скорости охлаждения металла ЗТВ при наплавке на пластину толщиной 20 мм валиков ручной дуговой сваркой с погонной энергией  $q/v = 10000$  Дж/см. Расчет был проведен для средних значений сварочного тока  $I_{св} = 125$  А и скорости сварки  $v_{св} = 8,6$  м/ч по известной формуле из [12, 13] с КПД источника нагрева  $\eta = 0,8$ . Так, при подогреве до температур 250 и 300 °С, обеспечивающих максимальную трещиностойкость, скорость охлаждения металла на участке наиболее вероятного хрупкого разрушения составляет соответственно 6,7 и 5,5 °С/с. В таких условиях,

как следует из экспериментально построенной кривой, определяющей зависимость содержания бейнита от скорости охлаждения (рис. 4), в структуре металла образуется приблизительно от 4,5 до 6,0 % бейнитом составляющей.

Таким образом, критерием оптимального теплового режима при сварке стали 20ХН4ФА можно считать максимально допустимую скорость охлаждения металла ЗТВ, равную приблизительно 6,7 °С/с. При охлаждении со скоростью ниже указанной обеспечивается высокая сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин. Такая скорость может быть достигнута при различных

сочетаниях температур предварительного (сопутствующего) подогрева, погонной энергии сварки, толщины металла и конфигурации изделия. Следовательно, выбор температуры подогрева будет зависеть от конкретного случая сварки.

Как следует из литературных данных, взятых, например, из работ [13–18], при выборе температуры предварительного подогрева наиболее предпочтительным является низкотемпературный подогрев (в некоторых случаях до 180 °С). Это обосновывается возможным развитием явлений, вызывающих охрупчивание металла при повышении температуры предварительного подогрева до 350...400 °С. Выказано также мнение [16], что завышение температуры предварительного подогрева способствует развитию в металле ЗТВ более высоких остаточных напряжений. Кроме того, как свидетельствуют работы [15, 17], при сварке сталей, имеющих структурные превращение в промежуточной области, пониженный предварительный подогрев способствует более быстрому остыванию металла и распаду аустенита с образованием преимущественно нижнего бейнита, являющегося более прочным и более пластичным и вязким, чем верхний бейнит.

Для получения высокого комплекса физико-механических свойств сварных соединений закаляющихся сталей рекомендуется уровень температуры предварительного подогрева поддерживать как можно ближе к температуре наиболее полного распада аустенита [14]. В случае стали 20ХН4ФА температура конца мартенситного превращения составляет  $M_k \approx 190$  °С.

Указанный принцип низкотемпературного подогрева, по-видимому, положен в основу расчетной методики определения температуры предварительного подогрева  $T_{п}$ , разработанной МИС [19] и усовершенствованной авторами работы [20] для более широкого диапазона значений параметра  $P_c$ :

$$T_{п} = 350\{1 - \exp[-5(P_c - 0,27)]\}, \quad (3)$$

где  $P_c$  — обобщенный показатель склонности к трещинообразованию, определяемый из соотношения  $P_c = P_{см} + [H]_{диф}/60 + S/600$ , он применим для расчетов по формуле (3) в диапазоне значений 0,27 до 0,50 (здесь  $P_{см}$  — эквивалент углерода, равный  $C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$ ;  $[H]_{диф}$  — концентрация диффузионного водорода в металле шва,  $\text{см}^3/100$  г;  $S$  — толщина стали, мм).

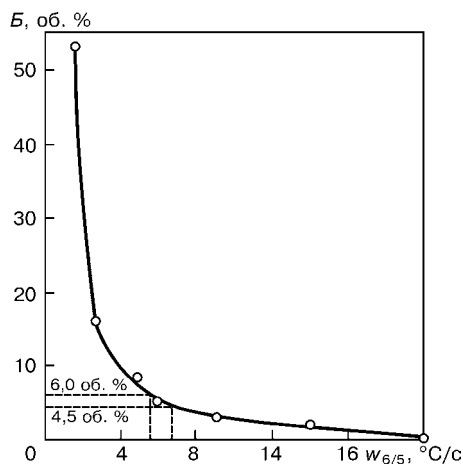


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения  $w_{6/5}$  стали 20ХН4ФА на содержание бейнита  $B$ , образующегося при термодинамическом превращении аустенита



При сварке стали 20ХН4ФА толщиной 18 мм с разбросом содержания химических элементов от нижнего уровня (см. выше) до уровня, соответствующего значению показателя  $P_c$ , равного 0,50 (при химическом составе, соответствующем верхнему пределу концентраций,  $P_c = 0,52$ ), по указанной формуле определяем диапазон температуры предварительного подогрева. Он составляет приблизительно 165...240 °С.

Таким образом, на основании результатов, полученных экспериментальным и расчетным путем, а также анализа подходов к выбору температур подогрева при разработке технологии сварки стали 20ХН4ФА можно рекомендовать предварительный (сопутствующий) подогрев до температуры 200...300 °С. Окончательный выбор температуры подогрева целесообразно проводить на основании проведения сварки технологических проб с контролем скорости охлаждения металла в области ЗТВ. Следует учитывать, что при регулировании теплового режима в условиях замедленного теплоотвода вносимое в зону сварного соединения тепло при многопроходной сварке (автоподогреве) приводит к уменьшению скорости охлаждения (см. табл. 2, опыты № 4 и 5) и к постепенному повышению температуры металла ЗТВ выше первоначальной температуры подогрева [14].

## Выводы

1. На основании анализа построенной термодинамической диаграммы распада аустенита в стали 20ХН4ФА установлено, что при скоростях охлаждения  $\omega_{6/5} < 20$  °С/с имеет место структурное превращение с образованием бейнита, при  $\omega_{6/5} > 20$  °С/с аустенит претерпевает закалку на мартенсит. В этом случае наличие области превращения с образованием равновесной ферритно-перлитной смеси не выявлено.

2. Установлено, что высокая стойкость сварных соединений стали 20ХН4ФА против образования холодных трещин достигается при тепловых режимах сварки, обеспечивающих скорость охлаждения металла ЗТВ вблизи шва не более 6,7 °С/с, что связано с созданием наиболее эффективных условий для формирования бейнитной составляющей в структуре металла и частичного самоотпуска продуктов закалки.

3. При разработке технологии сварки стали 20ХН4ФА рекомендуется применять предварительный подогрев в диапазоне температур 200...300 °С.

Выбор конкретной температуры предварительного (сопутствующего) подогрева следует проводить на основании результатов исследований температурных режимов, изменение скорости охлаждения металла в ЗТВ и корректировки параметров режимов сварки и нагрева применительно к конкретному изделию.

1. *Марочник* сталей и сплавов / Под ред. В. Г. Сорокина. — М.: Машиностроение, 1989. — 639 с.
2. *Бейлинова Т. А., Янковский В. М., Гордеева Л. И.* Структура и свойства стали 20ХН4ФА после отпуска // *Металловедение и терм. обраб. металлов.* — 1971. — № 10. — С. 56–58.
3. *Гривняк И.* Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
4. *Yorioka N.* Welding of TMCP steels // *J. Japan Weld. Soc.* — 1992. — **61**, № 4. — P. 50–66.
5. *Зак А. И.* Электроды для дуговой сварки сталей и никелевых сплавов: Справоч. пособие. — СПб.: Welcome, 1996. — 384 с.
6. *Геллер Ю. А., Рахматдт А. Г.* Металловедение. — М.: Металлургия, 1989. — 456 с.
7. *Granjon H.* The «Implant» method for studying the weldability of high strength steels // *Metal Constr. and British Weld. J.* — 1969. — **1**, № 11. — P. 509–515.
8. *Sawhill J. M., Dix A. W., Savage W. F.* Modified implant test for studying delayed cracking // *Ibid.* — 1974. — **35**, № 12. — P. 554–560.
9. *Касаткин Б. С., Бреднев В. И., Волков В. В.* Методика определения деформаций при замедленном разрушении // *Автомат. сварка.* — 1981. — № 11. — С. 1–3, 11.
10. *Yoshinori I., Masakiniko I., Mutsuo N.* Study on estimation of lower critical stress for cold cracking at welds by implant test method // *J. Japan Weld. Soc.* — 1976. — **45**, № 12. — P. 51–58.
11. *Гуляев А. П.* Термическая обработка стали. — М.: Машгиз, 1960. — 496 с.
12. *Петров Г. А., Тумарев А. С.* Теория сварочных процессов. — М.: Высш. шк., 1977. — 392 с.
13. *Справочник сварщика* / Под ред. В. В. Степанова. — М.: Машиностроение, 1982. — 560 с.
14. *Бураченко И. А., Звездин Ю. И., Цуканов В. В.* Обоснование температуры подогрева при сварке хромоникель-молибденванадиевых сталей мартенситного класса // *Автомат. сварка.* — 1981. — № 11. — С. 16–20.
15. *Новиков И. И.* Теория термической обработки. — М.: Металлургия, 1974. — 400 с.
16. *Влияние особенностей технологии сварки под флюсом на напряженное состояние сварных соединений высокопрочной стали* / Л. М. Лобанов, Л. И. Михолуй, В. А. Пивторак и др. // *Автомат. сварка.* — 1995. — № 9. — С. 21–23.
17. *Влияние охлаждения и деформации на ударную вязкость металла шва при сварке низколегированной стали* / Д. П. Новикова, Ю. Л. Богачек, С. Е. Семенов и др. // *Там же.* — 1976. — № 10. — С. 21–23.
18. *Козлов Р. А.* Сварка теплоустойчивых сталей. — Л.: Машиностроение, 1986. — 161 с.
19. *Землин В. Н., Шрон Р. З.* Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 368 с.
20. *Касаткин О. Г., Мусяиченко В. Ф.* Расчет режима сварки высокопрочной низколегированной стали // *Автомат. сварка.* — 1977. — № 10. — С. 1–5.

Transformation of austenite in steel 20KhN4FA (GOST 4543-71) under continuous cooling conditions has been studied. Hardening of steel to form fully austenitic structure takes place at cooling rates of more than 20 °С, while partially bainitic decomposition occurs at lower cooling rates. Preheating to a temperature of 250...300 °С leads to a dramatic increase in cold crack resistance, which seems to be associated with sufficient conditions ensured for the  $\gamma$ -bainite transformation to take place. The latter is accompanied by partial self-tempering and increase in ductility of the HAZ metal of a welded joint. Issues related to selection of the preheating temperature are also considered.

Поступила в редакцию 24.02.2002