



## ОЦЕНКА СКЛОННОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТЕПЛОУСТОЙЧИВОЙ ХРОМИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ К ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

**В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, А. К. ЦАРЮК**, кандидаты техн. наук, **С. И. МОРАВЕЦКИЙ**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены закономерности образования трещин в сварных соединениях при выполнении отпуска для снятия напряжений. Установлено, что сварные соединения стали 10Х9МФБ с однородной мартенситной структурой не проявляют склонности к образованию отпускных трещин. В металле швов образование трещин возможно при появлении в мартенситной структуре  $\delta$ -феррита. Трещины образуются при отпуске в интервале  $\sim 450\text{--}550$  °С в результате сконцентрированной деформации в зоне мягких ферритных прослоек при развитии вторичного твердения мартенситной матрицы. Возможной причиной твердения является выделение хромистого карбида  $M_7C_3$ .

*Ключевые слова:* дуговая сварка, мартенситная сталь, сварные соединения, термическая обработка, дисперсионное твердение, мягкие прослойки, отпускные трещины

Изготовление сварных конструкций из закаливающих теплоустойчивых и жаропрочных сталей связано с необходимостью выполнения термической обработки сварных соединений с целью отпуска структур закалки и снижения уровня остаточных напряжений. В некоторых случаях в процессе нагрева или выдержки в определенных интервалах температур в сварных соединениях возможно образование отпускных трещин. Риск трещинообразования возрастает при обработке жестких соединений, а также при наличии в них конструктивных концентраторов напряжений, непроваров, подрезов и внутренних протяженных дефектов в швах.

Отпускные трещины (или трещины повторно нагрева) представляют собой дефекты, образующиеся в результате неоднородной пластической деформации в условиях высокотемпературной релаксации внутренних напряжений [1]. Неоднородный характер релаксационной ползучести металла при отпуске может быть связан с химической микрон неоднородностью (что характерно для металла швов) и развитием при определенных температурах дисперсионного твердения тел зерен в результате выделения микродисперсных фаз — карбидов, интерметаллидов. Упрочнение зерен, вызванное вторичным твердением, является фактором «относительного разупрочнения» зернограничных областей. В результате деформация при снятии внутренних напряжений концентрируется в зоне границ зерен. Быстрое повышение плотности дефектов кристаллического строения при локальной деформации, а также формирование межатомных разрывов под влиянием

сегрегаций охрупчивающих примесей приводят к зарождению микрповреждений в виде первичных пор [2–4] и развитию трещин. Отличительной особенностью отпускных трещин является их межзеренный характер.

Склонностью к твердению, а следовательно, к образованию трещин при отпуске обладают стали, содержащие сильные карбидообразующие элементы (титан, ванадий, ниобий) и элементы, упорчняющие твердый раствор (молибден, хром, которые также относят к карбидообразователям) [1, 5–9]. В зависимости от системы легирования упрочнение могут создавать в конструкционных и теплоустойчивых сталях карбиды  $Cr_7C_3$ ,  $Mo_2C$ ,  $V_3C_4$ , в аустенитных сталях — карбиды NbC, TiC, в сплавах на никелевой основе — интерметаллиды типа  $Ni_3(Al, Ti)$  [1, 3, 7, 10, 11]. Снижение высокотемпературной пластичности в зоне границ и образование трещин вызывают примеси фосфора, мышьяка, сурьмы, олова, серы [1, 5, 12–16]. Согласно данным работы [17] охрупчивающее действие примесей, таких, как фосфор и сера, обусловлено ослаблением связей между атомами металла в результате образования электронных связей на уровнях  $s$ -орбиталей атомов металла и  $p$ -орбиталей атомов примеси. Такие элементы, как кремний, марганец, углерод, алюминий, медь [3, 5, 18], также повышают склонность к отпускным трещинам. Однако они оказывают опосредственное влияние на охрупчивание, например, усиливая зернограничную сегрегацию фосфора (кремний, углерод, марганец) [5], либо оттесняя углерод от зоны их скопления с образованием мягких микроструктурных составляющих (кремний, алюминий).

В сварных соединениях более склонным к образованию трещин является металл околошовных участков, которые в результате нагрева до подсолидусных температур приобретают грубозер-

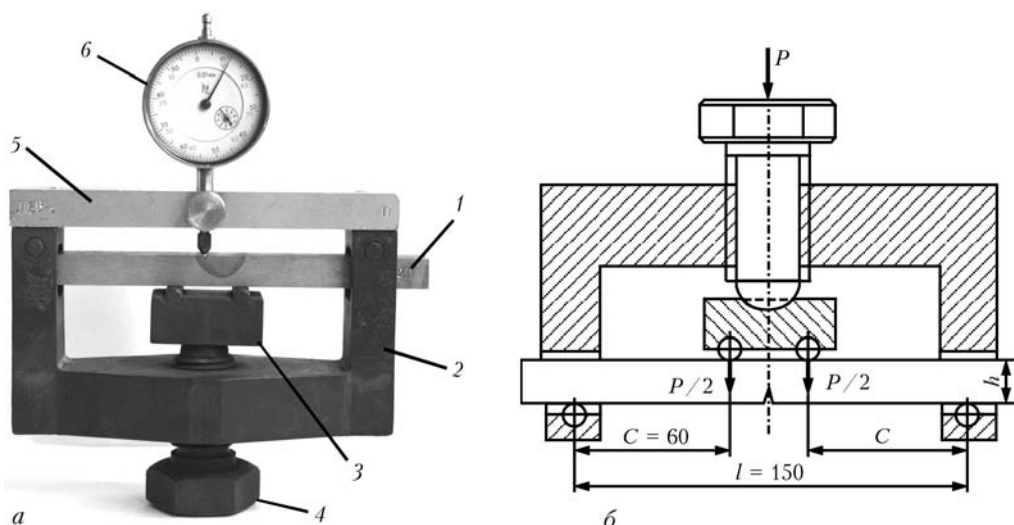


Рис. 1. Внешний вид (а: 1 — образец; 2 — сварная станина; 3 — опора; 4 — нагружающий винт; 5 — съемная пластина для крепления индикатора; 6 — индикатор) и схема (б) приспособления для нагружения образцов

нистую структуру и высокую степень закалки вследствие более полного растворения карбидных выделений и насыщения  $\gamma$ -твердого раствора углеродом и карбидообразующими элементами. В швах трещины могут образовываться преимущественно в микроучастках, в которых обогащенные ликвирующими примесями кристаллизационные границы совпадают со вторичными границами — границами аустенитных зерен.

Имеется достаточно большое количество публикаций, посвященных изучению проблемы отпускной хрупкости низколегированных перлитных и бейнитных теплоустойчивых сталей с содержанием хрома до 2...5 % [2, 4–6]. В связи с появлением новых мартенситных сложнолегированных сталей с повышенным содержанием хрома возникают задачи исследования свойств их сварных соединений, включая чувствительность к образованию отпускных трещин. Возможная predisposedность таких сталей к развитию процессов, обычно сопровождающих появление трещин, связана с наличием в их составе карбидообразующих элементов, а также с мартенситом, неоднородный распад которого при отпуске (быстро развивается у границ зерен [19]) может сопровождаться неоднородным распределением деформаций и повышением плотности дефектов на границах зерен.

Цель настоящей работы заключалась в оценке склонности сварных соединений мартенситной стали с 9 % Cr к образованию отпускных трещин.

Релаксационные испытания проводили по методике ЦКТИ им. И. И. Ползунова [20], основанной на выполнении термической обработки образцов сварных соединений, нагруженных в приспособлении из жаропрочного никелевого сплава до определенного уровня напряжений путем четырехточечного изгиба (рис. 1). Прогиб  $f$  в зоне

однородного изгибающего момента (между точками контакта опоры) контролировали съемным индикатором. Для расчета напряжений  $\sigma$  в растянутой зоне на поверхности образцов прямоугольного сечения использовали следующие соотношения:

$$\sigma = M/W, \quad f = \frac{M}{24EJ} (3l^2 - 4c^2),$$

где  $M = (P/2)c$  — изгибающий момент, Н·м;  $W = bh^2/6$  — осевой момент сопротивления сечения образца,  $m^3$ ;  $b, h$  — ширина и высота сечения;  $J = bh^3/12$  — осевой момент инерции сечения образца,  $m^4$ ;  $E$  — модуль упругости, для стали 10Х9МФБ равный  $218 \cdot 10^3$  МПа.

Закрепленные в приспособлении образцы помещали в холодную печь, нагревали до требуемой температуры и выдерживали в течение заданного времени, затем охлаждали на воздухе. После термической обработки проводили визуальный и металлографический контроль сварных соединений с целью обнаружения в них дефектов. Образцы для испытаний вырезали поперек шва, полученного при заполнении канавки в пластине из стали 10Х9МФБ с помощью автоматической сварки под флюсом. В зоне сплавления в образцах выполняли V-образный концентратор напряжений. Для сварки использовали опытные флюс и порошковую проволоку, обеспечивающую следующий состав наплавленного металла, мас. %: 0,098 C; 0,72 Mn; 0,13 Si; 1,0 Mo; 0,52 Ni; 0,27 V; 0,053 Nb; 0,048 N; 0,01 Al; 0,014 S; 0,015 P, аналогичный свариваемой стали. Сварку выполняли на режимах с погонной энергией 16 и 23 кДж/см.

Металлографические исследования показали, что в состоянии после сварки металл швов и околошовной зоны имел преимущественно закаленную мартенситную структуру. Однако при сварке

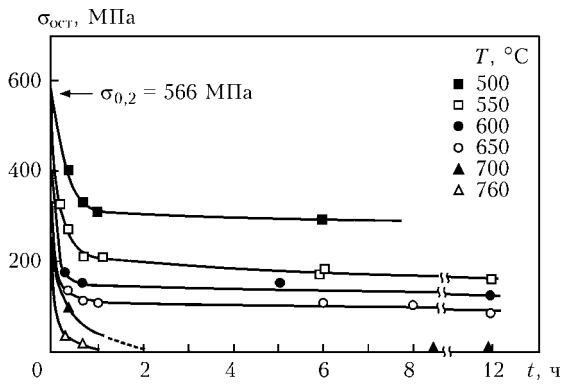


Рис. 2. Характер изменения напряжений в процессе отпуска предварительно нагруженных образцов

на повышенных токах (с повышенной погонной энергией) перегрев расплава сварочной ванны и замедление скорости кристаллизации приводит к формированию более грубой кристаллической структуры, в которой в результате развития химической неоднородности отмечено появление небольшой доли δ-феррита.

Как следует из результатов испытаний (рис. 2), релаксационная ползучесть весьма интенсивно развивается в первые 40...50 мин отпуска, что видно по скорости снижения напряжений в нагруженных образцах. Уровень остаточных напряжений, определяемый скоростью разупрочнения металла и его податливостью деформированию, снижается с повышением температуры. Полное снятие напряжений в течение коротких выдержек (от 2 до 1 ч) достигается при температуре свыше 600 °С. Установлено, что в этих условиях металл с чисто мартенситной структурой отличается высокой стойкостью против образования трещин. В основном металле на участке перегрева в районе концентратора напряжений трещин не выявлено. Вместе с тем в металле швов, содержащем δ-феррит, отмечено образование трещин при отпуске при температурах 500...550 °С (рис. 3, а). При температурах выше 550 °С трещины не образовывались.

Параллельно с релаксационными испытаниями проводили термообработку образцов сварных соединений в свободном (ненагруженном) состоянии с последующим измерением твердости в металле швов. Установлено, что в интервале температур ~400...550 °С (рис. 3, б) в металле типа 10Х9МФБ имеет место развитие вторичного твердения. С учетом данных работы [21] следует полагать, что фактором, вызывающим твердение в металле швов данного типа в указанном интервале температур, является образование легированного карбида  $M_7C_3$  (вида  $(Fe, Cr)_7C_3$ ). Этот карбид в высокохромистых сталях может образовываться как в результате замещения цементита ( $Fe_3C \rightarrow (Fe, Cr)_7C_3$ ), так и независимо от цементита в виде дополнительного карбида.

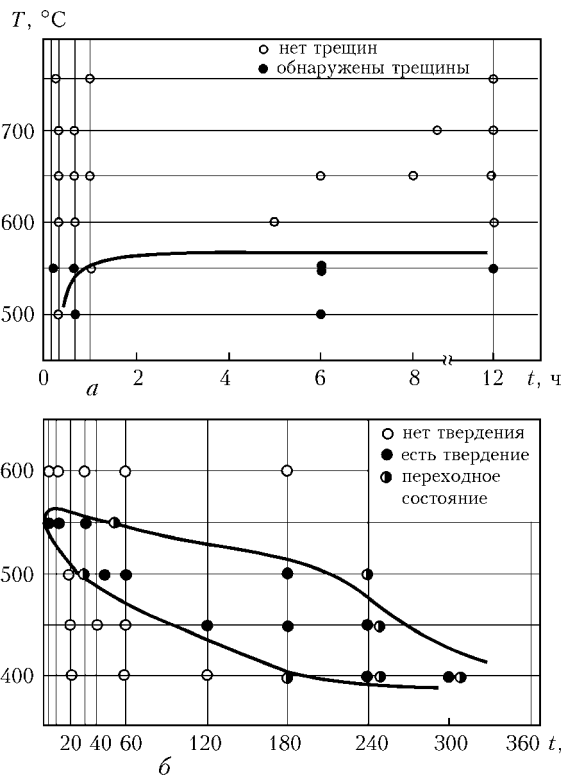


Рис. 3. Области образования трещин (а) и развития вторичного твердения (б) в мартенситном металле швов

Рассмотренное образование трещин в швах является следствием концентрации деформации в зоне мягких прослоек δ-феррита, расположенных в более жестком (недостаточно отпущенном) мартенситном металле, дополнительно упрочненном выделениями хромистого карбида. Сам δ-феррит отличается высокой пластичностью и трещины в нем не образуются. Однако пластическое течение металла в области δ-феррита ведет к возрастанию плотности дислокаций на границе с более прочным мартенситом. В результате трещины развиваются на участке перехода δ-феррит-мартенсит, либо вдоль тонких кристаллизационных прослоек, которые являются продолжением более крупных участков δ-феррита (рис. 4). Межфазные границы являются продолжением вторичных границ аустенитных зерен, что можно было выявить по их декорированию плотными выделениями карбидов при отпуске. Следовательно, разрушение в швах, так же, как и в металле ЗТВ, развивается по границам зерен.

К возможным металлургическим факторам, вызывающим снижение прочности и пластичности межфазных границ, можно отнести неоднородное распределение химических элементов. Так, например, в зоне образования трещин на участке перехода от δ-феррита к мартенситу с помощью микрорентгеноспектрального анализа зафиксировано повышение концентрации марганца (~1,04...1,06 % у межфазной границы, 0,6...0,8 % в зоне δ-феррита, ~0,8 % в мартенсите). В δ-феррите

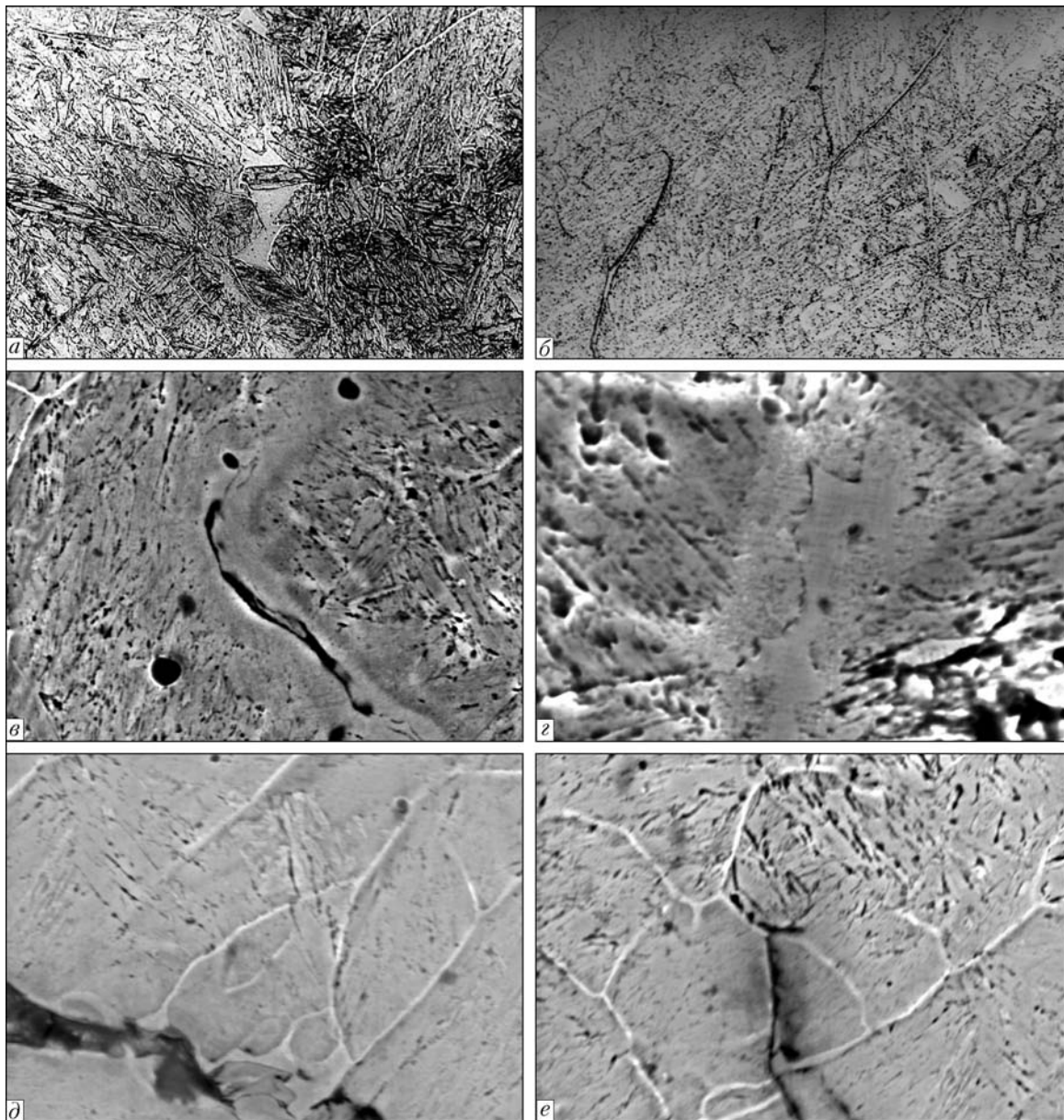


Рис. 4. Микроструктура мартенситных швов с  $\delta$ -ферритом (а, б) и вид трещин в швах, образовавшихся при релаксационных испытаниях (в-е): а, б —  $\times 500$ ; в, д —  $\times 2020$ ; з —  $\times 4780$ ; е —  $\times 1690$

обычно содержится больше ферритизаторов (например, 1,23 % Mo; 10,15 % Cr), чем в рядом расположенном мартенсите (0,7 % Mo; 9,48 % Cr). Кроме того, образование  $\delta$ -феррита связано с обеднением этой фазы углеродом, который скапливается на межфазных границах [22] и в прилежащих микроучастках матрицы. О повышенной концентрации углерода рядом с  $\delta$ -ферритом свидетельствует более плотное расположение карбидов после отпуска, что отмечалось при металлографическом изучении структуры швов данного типа. Образование карбидов на межфазных границах и возможное усиление сегрегации вредных примесей (прежде всего фосфора [5]) под влиянием локальных повышенных концентраций легирующих элементов могут быть причиной охрупчивания границ. При разрушении карбиды яв-

ляются центрами скопления дислокаций и зарождения микротрещин [2]. Однако в целом механизм охрупчивания изучаемого металла с многокомпонентной системой легирования (Fe-9Cr-Mo-V-Nb-Ni-N с учетом содержания марганца, кремния, алюминия, серы и фосфора) весьма сложен и требует специального изучения. В данном случае главным структурным фактором, вызвавшим появление трещин в швах, можно считать  $\delta$ -феррит.

Таким образом, установлено, что в мартенситном металле типа 10Х9МФБ в интервале температур  $\sim 450 \dots 550$  °С развивается дисперсионное твердение, вероятной причиной которого является выделение карбида  $Cr_7C_3$ . В процессе отпуска сварные соединения с мартенситной структурой склонности к образованию трещин не проявляют. Однако, как показано на примере швов, образо-



вание трещин возможно при наличии в жестком мартенсите прослоек мягкого  $\delta$ -феррита. В этом случае трещины образуются при выдержке закаленных сварных соединений в температурном интервале дисперсионного твердения. Условием высокой стойкости сварных соединений стали 10X9MФБ против образования трещин при отпуске является обеспечение их однородной мартенситной структуры.

1. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
2. Nawrocki G. J. Stress-relief cracking of a ferritic alloy steel. — 10 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-2001-01).
3. Boniszewski T., Eaton N. F. Electron fractography of weld-reheat cracking in CrMoV steel // Metal Sci. J. — 1969. — № 3. — P. 103–110.
4. The effects of vanadium on carbide precipitation in 11/4...3 % Cr–Mo steel weld metals / A. Gotoh, T. Nakagawa, H. Hatano, T. Wada. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-708/99).
5. Lundin C. D., Khan K. K. Fundamental studies of the metallurgical causes and mitigation of reheat cracking in 11/4 Cr–1/2 Mo и 21/4 Cr–1 Mo steels // WRC Bulletin. — 1996. — № 409. — P. 117.
6. Tamaki K., Suzuki J., Nakaseko Y. Effect of molybdenum carbide on reheat cracking sensitivity of Cr–Mo steels. — 17 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1159–80).
7. Tamaki K., Suzuki J., Tajiri M. Effect of vanadium and titanium on reheat cracking sensitivity // Trans. Jap. Weld. Soc. — 1984. — **15**. — P. 17–24.
8. Tamaki K., Suzuki J. Effect of chromium and molybdenum on reheat cracking sensitivity of steels // Ibid. — 1983. — **14**, № 2. — P. 123–127.
9. Tamaki K., Suzuki J. Reheat cracking test on high strength steels by a modified implant test // Ibid. — 1983. — **14**, № 2. — P. 117–122.

10. Effect of carbides on reheat cracking sensitivity (study on reheat cracking of Cr–Mo steels, report 3) / K. Tamaki, J. Suzuki, Y. Nakaseko, M. Tajiri // Ibid. — 1984. — **15**, № 1. — P. 8–16.
11. Tamaki K., Suzuki J., Li M.-L. Influence of vanadium carbide on reheat cracking of Cr–Mo steels — study on reheat cracking of Cr–Mo steels (report 10) // Ibid. — 1993. — **24**, № 2. — P. 87–93
12. The stress-relief cracking susceptibility of a new ferritic steel. — Pt 1: Single-pass heat affected zone simulation / J. G. Nawrocki, J. N. Dupont, C. V. Robino, A. R. Marder // Welding J. — 2000. — **79**, № 12. — P. 355–362.
13. Tamaki K., Suzuki J., Tate H. Combined influence of sulfur and manganese on reheat cracking of Cr–Mo steels // Trans. Jap. Weld. Soc. — 1988. — **19**, № 1. — P. 46–52.
14. Tamaki K., Suzuki J. Combined influence of phosphorus, chromium and molybdenum on reheat cracking of steels // Ibid. — 1985. — **16**, № 2. — P. 117–124.
15. Фрумин И. И. Наплавка в атомном машиностроении // Автомат. сварка. — 1975. — № 10. — С. 66–73.
16. Influence of phosphorus on the ductility of 2,25Cr1Mo steel / A.-M. Guo, Y.-H. Wang, D.-D. Shen et al. // Mat. Sci. and Tech. — 2003. — **19**. — P. 1553–1556.
17. Утевский Л. М., Гликман Е., Э., Карк Г. С. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа. — М.: Металлургия, 1987. — 222 с.
18. Ито У., Наканиси М. Study on stress relief cracking in welded low alloy steels (Report 2) // J. Jap. Weld. Soc. — 1972. — **41**, № 1. — P. 59–64 [in Japanese].
19. Саррак В. И., Энтин Р. И. Необратимая хрупкость при отпуске // Металловед. и термообработка металлов. — 1960. — № 10. — С. 14–19.
20. Демянцевич С. В., Земзин В. Н. Методика оценки склонности сварных соединений к образованию трещин при термической обработке // Труды ЦКТИ. — 1979. — Вып. 169. — С. 22–27.
21. Ланская К. А. Высокохромистые жаропрочные стали. — М.: Металлургия, 1976. — 216 с.
22. Скульский В. Ю. Влияние легирования присадочного материала и свариваемой стали на структуру в зоне сплавления // Автомат. сварка. — 2006. — № 1. — С. 10–16.

The mechanisms of cracking of welded joints in tempering used to relieve stresses are considered. It has been found that welded joints on steel 10Kh9MФБ with a homogeneous martensitic structure are insensitive to temper cracking. Formation of  $\gamma$ -ferrite in the martensitic structure may lead to cracking of the weld metal. The cracks are formed in tempering in a range of about 450...550 °C as a result of concentrated deformation within the zone of soft ferrite interlayers in development of secondary hardening of the martensitic matrix. A probable cause of hardening is precipitation of chromium carbide  $M_7C_3$ .

Поступила в редакцию 17.09.2008