



ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

С использованием установки для испытаний по методу «Implant», оснащенной системой автоматического нагрева и контроля температуры, проведено изучение трещиностойкости сварных образцов из сталей с мартенситным и мартенситно-бейнитным превращением в изотермических условиях при различных температурах нагрева. Показано, что опасность появления холодных трещин в соединениях мартенситных сталей возникает при охлаждении после сварки, начиная с температур 140...120 °С. Сварные соединения стали с бейнитно-мартенситной структурой становятся склонными к трещинообразованию при температуре ниже 80 °С.

Ключевые слова: дуговая сварка, теплоустойчивые стали, сварные соединения, холодные трещины, замедленное разрушение, влияние температуры, структура, мартенсит, бейнит

В сварных соединениях современных комплекснолегированных теплоустойчивых сталей с относительно низким содержанием углерода (~ 0,08...0,12 %) холодные трещины зарождаются и развиваются в течение определенного периода, т. е. их образование имеет замедленный характер. В многочисленных исследованиях установлено, что замедленное разрушение является следствием ослабления прочности межатомных связей закаленного металла под влиянием водорода и наличия достаточных для разрушения напряжений (структурных, формирующихся в результате закалки, и сварочных, развивающихся при остывании соединения) [1–9]. Начальной стадией замедленного разрушения является локальная микропластическая деформация под влиянием напряжений, возникающая в более податливых для движения дислокаций зонах (обычно у границ зерен). Захват дислокациями диффузионного водорода в виде протонов и транспортировка его дислокациями в зону их скопления у препятствий, которыми, в частности, являются большеугловые границы, ведет к созданию локального критического состояния (предельной концентрации водорода и плотности дислокаций), при котором возникают зародыши будущей трещины. В результате инициируемые водородом трещины развиваются вдоль границ зерен и в некоторых случаях вдоль субграниц в теле зерна.

Несмотря на большое количество работ, посвященных проблеме холодных трещин и подтверждающих рассмотренные закономерности замедленного разрушения, отдельные положения механизма этого явления требуют уточнения. В час-

тности, недостаточно изучены особенности влияния температуры на склонность к образованию холодных трещин. В литературных источниках температура, при которой сварные соединения проявляют склонность к замедленному разрушению, определена недостаточно точно. Так, согласно различным данным, трещины могут образовываться при температурах 300 °С и ниже [10], 200 °С и ниже [11, 12], ниже 130 °С [11], ниже 120...150 °С [12], при 100 °С и ниже [13, 14], при 50...70 °С [14] и при комнатной температуре [11–15]. В то же время уточнение температуры, ниже которой возникает опасность появления трещин, имеет важное практическое значение. В некоторых случаях при использовании трудносвариваемых сталей целесообразно приступать к нагреву для выполнения отпуска сварных соединений, не дожидаясь их остывания ниже опасной температурной границы (например, ниже 100 °С для соединений мартенситной стали типа 20X12МФ).

Целью настоящей работы являлось исследование термокинетических особенностей образования холодных трещин с оценкой граничной температуры (в интервале ниже температуры фазового превращения), при которой сварные соединения закаливающихся сталей при их охлаждении проявляют склонность к замедленному разрушению.

В исследованиях трещиностойкости применен известный метод «Implant» [16, 17]. Для цилиндрических образцов-вставок, привариваемых к пластине и моделирующих опытные соединения, использованы стали, закаливающиеся с образованием мартенситной (P91 (типа 10X9МФБ), 25X2НМФА, 38ХНЗМФА) и бейнитно-мартенситной структуры (10ГН2МФА). Для получения соединений сталей 10X9МФБ, 25X2НМФА применяли электроды FOX C9MV, стали 38ХНЗМФА — опытные электроды, обеспечивающие аналогичное легирование наплавленного металла,

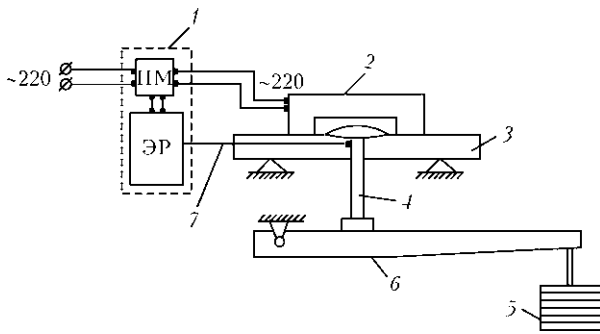


Рис. 1. Принципиальная схема испытания «Implant» с нагревом сварного соединения: 1 — блок управления нагревом (ЭР — электронный регулятор температуры, ПМ — пускатель магнитный); 2 — нагреватель; 3 — пластина; 4 — образец (Implant); 5 — блок грузов; 6 — рычаг; 7 — термопара

10ГН2МФА — электроды ТМЛ-3У. В процессе испытаний разрушение происходило в закаленном металле ЗТВ, для инициирования разрушения образцы на поверхности имели концентратор напряжений V-образного профиля, выполненный в виде спирали. Испытания проводили при поддержании постоянной температуры в зоне сварного соединения, для чего использовали устанавливаемый на пластину 3 с опытным соединением нагреватель сопротивления 2 (рис. 1), подсоединенный к электронному регулятору 1 автоматического слежения за температурой и включением нагрева. Для измерения температуры использовали термопару 7 типа ХА, пропускаемую через просверленное в пластине отверстие и привариваемую (конденсаторной разрядной машиной) к образцу 4 в области ЗТВ. Автоматический подогрев включался при остывании образца после сварки до температуры, установленной в блоке управления 1. Испытания выполняли при температурах в интервале от окружающей (~20 °С) и до температуры, при которой отсутствовала склонность к образованию трещин. Для нагружения сварного соединения использовали блок сменных грузов 5, подсоединяемых к рычагу 6 установки.

Экспериментальные результаты представлены на рис. 2–4. Из полученных результатов следует, что у сварных соединений низкоуглеродистых мартенситных сталей типа 10Х9МФБ склонность к замедленному разрушению начинает проявляться при температуре около 140 °С и ниже (рис. 2). Уровень верхней температурной границы появления склонности к трещинообразованию снижается с уменьшением внешних нагружающих макронапряжений в сварном соединении и колеблется в пределах 140...120 °С. Эту температурную область можно считать переходной от области отсутствия склонности к холодным трещинам (при $T > 140$ °С) к области потенциальной склонности к трещинообразованию (при $T < 120$ °С). При температурах около 100...80 °С сварные соединения имеют минимальную стойкость против образова-

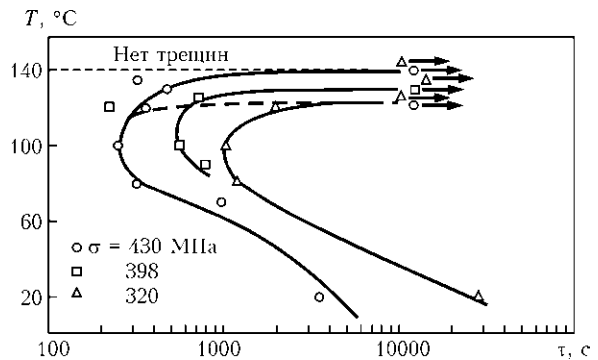


Рис. 2. Влияние температуры и напряжений на время развития замедленного разрушения сварных соединений мартенситной стали 10Х9МФБ (типа Р91)

ния трещин, чему соответствует минимальная длительность развития разрушения. При более низких температурах длительность процесса замедленного разрушения возрастает.

Во всех случаях проявляется чувствительность закаленного металла к нагружающим макронапряжениям — их увеличение ведет к возрастанию степени общего напряженно-деформированного состояния (суммарному действию микро- и макронапряжений) и более быстрому разрушению.

Аналогично изменялась трещиностойкость сварных соединений сталей 25Х2НМФА и 38ХНЗМФА (рис. 3, 4). К общим особенностям развития замедленного разрушения, за исключением некоторых различий, можно отнести: отсутствие склонности к образованию трещин при температурах выше 130...140 °С; трещинообразование в зависимости от уровня действующих напряжений развивается при температурах ниже 140 °С; состояние с минимумом трещиностойкости возникает при температурах от 100 до 80 °С; при комнатных температурах длительность разрушения возрастает.

Эксперименты показали, что сварные соединения стали 38ХНЗМФА имеют высокую чувствительность к приложенным напряжениям —

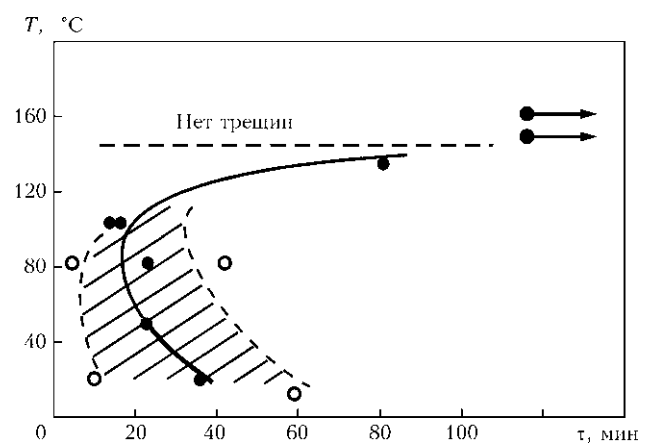


Рис. 3. Влияние температуры на время замедленного разрушения сварных соединений мартенситной стали 25Х2НМФА ($\sigma = 400$ МПа)



разрушение проходило гораздо быстрее и при меньших нагружающих напряжениях, чем соединений стали с 9 % Сг. В данном случае в большей степени сказываются микронапряжения, возникшие при фазовом наклепе в легированной стали 38ХНЗМФА с повышенным содержанием углерода, в результате чего для инициирования трещинообразования достаточно было приложения меньших напряжений.

Фазовый наклеп, как известно, является следствием развития внутри объема металла разнонаправленных микродвиговых деформаций в результате неравновесного (мартенситного) превращения переохлажденного аустенита. В зависимости от температуры превращения M_s на стадии дальнейшего охлаждения в той или иной степени может успеть произойти частичный отпуск (иногда называемый самоотпуском) мартенсита, что несколько повышает его пластичность. С увеличением степени легирования металла, особенно содержания углерода, повышается стабильность аустенита в условиях переохлаждения, что ведет к снижению температуры M_s . В результате возрастает степень упрочнения закаленного мартенсита (мерой которого может служить твердость) и ухудшается свариваемость. У низкоуглеродистых

материалов с малым содержанием легирующих элементов превращение слабоупрочненного аустенита происходит при относительно высокой температуре, при которой, кроме мартенситного, возможно частичное развитие равновесного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. При охлаждении такого металла самоотпуск закаленных микроучастков может достичь большей степени. В подобных условиях, характерных для образования мартенситно-бейнитной структуры, металл приобретает меньшую степень упрочнения, чем в случае образования чисто мартенситной структуры при более низкой температуре. Отмеченные закономерности проявляются в свойствах исследуемых сталей, для которых характерны следующие температуры начала мартенситного превращения и значения твердости в состоянии закалки: 10ГН2МФА — $M_s = 430$ °C/ HV 380; 25ХНЗМФА — 375 °C/ HV 450; 10Х9МФБ (Р91) — 380 °C/ HV 450; 38ХНЗМФА — 300 °C/ HV 600.

Кроме того, роль структурного фактора в проявлении закаленным металлом различной склонности к образованию трещин, имеет следующие особенности. Известно, что наклеп при деформации сопровождается увеличением количества дислокаций в металле. Плотность дислокаций, равная $10^{15} \dots 10^{16} \text{ м}^{-2}$, является предельной — превышение ее как результат дополнительной деформации ведет к разрушению поликристаллических материалов [18]. Фазовый наклеп при мартенситном превращении сопровождается формированием плотности дислокаций такого же порядка ($10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$) [19, 20]. Следовательно, мартенситное превращение приближает металл к состоянию предразрушения. Поскольку дислокации распределяются неравномерно (существуют области с высокой и низкой плотностью дислокаций), металл в зависимости от исходной степени упрочнения при закалке может характеризоваться определенным запасом пластичности и иметь податливость для развития локальной деформации перед инициированием разрушения. Поэтому в низкоуглеродистом мартенситном металле требуется еще некоторая пластическая деформация для достижения предельной плотности дислокаций в какой-либо микрообласти для возникновения трещины. В присутствии водорода разрушение зарождается при плотности дислокаций меньшей предельной, характерной для сильнодеформированного металла. Такое состояние в наших опытах достигалось с помощью внешней нагрузки. Мартенсит в металле с высоким содержанием углерода, вследствие большей тетрагональности кристаллической решетки и большей степени упрочнения, приобретает большую жесткость при плотности дислокаций, еще более близкой к критической. Видимо поэтому в сильнозакаленном металле с повышенной жесткостью

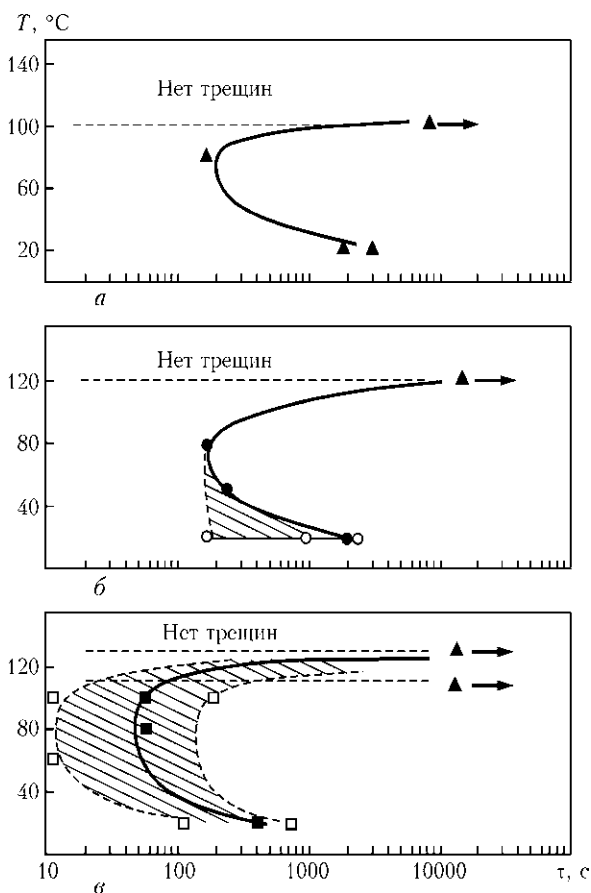


Рис. 4. Влияние температуры и нагружающих напряжений на изменение длительности замедленного разрушения сварных соединений мартенситной стали 38ХНЗМФА: а — $\sigma = 170$ МПа; б — 218; в — 290

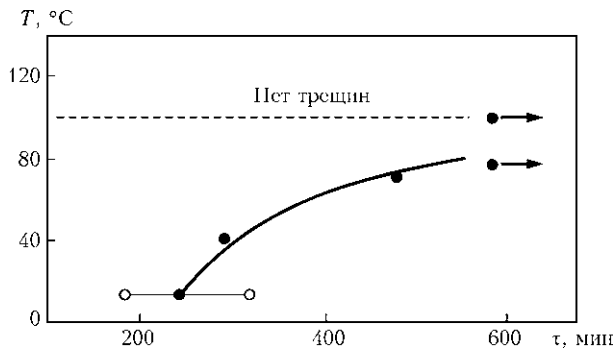


Рис. 5. Влияние температуры на длительность замедленного разрушения сварных соединений стали 10ГН2МФА ($\sigma = 320$ МПа)

матрицы микродеформация под влиянием напряжений носит более сосредоточенный характер, чем в менее упрочненном низкоуглеродистом мартенситном металле, и для образования трещин достаточно меньших приложенных напряжений и начальной деформации.

Вследствие меньшей степени упрочнения металл сварных соединений с бейнитно-мартенситной или бейнитной структурой имеет большую сопротивляемость развитию замедленного разрушения. Как видно из рис. 5, соединения стали 10ГН2МФА становятся склонными к образованию трещин при температуре ниже 80 °С. Однако отрицательным фактором, в определенной степени ухудшающим трещиностойкость металла с бейнитным превращением, может быть структурная неоднородность, связанная с образованием подобных мартенситу жестких микрочастиц и менее прочных ферритных микрочастиц. Возможность легкого развития сконцентрированной деформации в более мягких составляющих микроструктуры облегчает зарождение и развитие трещин [9]. В целом, судя по экспериментальным наблюдениям, сварные соединения с бейнитно-мартенситной или бейнитной структурой отличаются лучшей свариваемостью, чем со структурой мартенсита.

С учетом существующих представлений о микромеханизме развития замедленного разрушения можно полагать, что выявленная зависимость склонности к трещинообразованию от температуры связана с состоянием структуры, которое определяет характер развития начальной микропластической деформации под действием напряжений и быстроту достижения в определенных микрочастицах критических концентраций дислокаций и водорода, достаточных для инициирования разрушения.

Таким образом, с помощью испытаний «Implant» образцов из стали 10Х9МФБ, выполненных при различных температурах, установлено, что склонность к образованию холодных трещин у сварных соединений мартенситных сталей на стадии охлаждения после фазового превращения

начинает проявляться при температуре 140 °С и ниже. Уровень верхней температурной границы зависит от общего напряженно-деформированного состояния металла сварного соединения и колеблется в пределах примерно от 140 до 120 °С. Ниже 120 °С сварные соединения становятся потенциально склонными к образованию трещин. При температурах в интервале 100...80 °С сварные соединения мартенситных сталей имеют минимальную стойкость против образования холодных трещин, что проявляется в минимальной длительности развития замедленного разрушения. С понижением температуры длительность разрушения увеличивается.

Аналогичная зависимость трещиностойкости от температуры сохраняется у сварных соединений трудносвариваемых мартенситных сталей с повышенным содержанием углерода, что показано на примере стали 38ХН3МФА. Однако возрастание степени упрочнения мартенсита при закалке в результате увеличения легирования стали углеродом (а также другими легирующими элементами) ведет к повышению чувствительности сварных соединений таких сталей к макронапряжениям, особенно при наличии концентраторов напряжений, и значительному снижению стойкости против образования холодных трещин.

На основании испытания образцов из стали 10ГН2МФА показано, что сварные соединения с бейнитно-мартенситной структурой с меньшей степенью упрочнения при сварке характеризуются более высокой трещиностойкостью, чем соединения мартенситных сталей. Склонность к замедленному разрушению сварных соединений стали с бейнитно-мартенситной структурой проявляется при температуре 80 °С и ниже.

1. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. Механизм образования интеркристаллитных холодных трещин в околошовной зоне сварного соединения закаливающихся сталей // Пробл. прочности. — 1974. — № 10. — С. 3–9.
2. Касаткин Б. С., Бреднев В. И. Особенности процесса образования холодных трещин в сварных соединениях низколегированных высокопрочных сталей // Автомат. сварка. — 1985. — № 8. — С. 1–6, 18.
3. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке // Там же. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
4. Влияние водорода на склонность к образованию трещин в ЗТВ с концентратором напряжений / Б. С. Касаткин, О. Д. Смиян, В. Е. Михайлов и др. // Там же. — 1986. — № 11. — С. 20–23.
5. Водородная хрупкость и образование холодных трещин при сварке стали 25Х2НМФА / Б. С. Касаткин, Г. Н. Стрижиус, В. И. Бреднев, А. К. Царюк // Там же. — 1993. — № 8. — С. 3–10.
6. Kikuta Y., Araki T. Microscopic redistribution behaviors of hydrogen and fracture morphology of HAZ cold cracking in high strength steel. — [1980]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-927–80).
7. Бреднев В. И., Касаткин Б. С. Удельная работа образования очагов холодных трещин при сварке низколегированных высокопрочных сталей // Автомат. сварка. — 1988. — № 11. — С. 3–8, 11.



8. *Металлургия* дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич и др. — Киев: Наук. думка, 2004. — 445 с.
9. *Hydrogen embrittlement and heat-affected zone cracking in low-carbon alloy steels with acicular microstructures* / T. Boniszewski, F. Watkinson, R. G. Baker, H. F. Tremlett // *British Welding J.* — 1965. — **12**, № 1. — P. 20–42.
10. *Касаткин Б. С., Мусяченко В. Ф.* Низколегированные стали высокой прочности для сварных конструкций. — Киев: Техніка, 1970. — 188 с.
11. *Макара А. М., Мосендз Н. А.* Сварка высокопрочных сталей. — Киев: Техніка, 1971. — 140 с.
12. *Suzuki H.* Cold cracking and its prevention in steel welding. — [1978], — 10 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1074–78).
13. *Terasaki T., Hall G. T., Parteger R. I.* Cooling time and prediction equation for estimating hydrogen diffusion in CTS test welds // *Trans. Jap. Weld. Soc.* — 1991. — **22**, № 1. — P. 53–56.
14. *Cottrell A. H.* A note on the initiation of hardened zone cracks // *Welding J.* — 1944. — **23**, № 11. — P. 584–586.
15. *Підгаєцький В. В.* Пори, включення і тріщини в зварних швах. — К.: Техніка, 1970. — 418 с.
16. *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.
17. *Касаткин Б. С., Бреднев В. И., Волков В. В.* Методика определения деформаций при замедленном разрушении // *Автомат. сварка.* — 1981. — № 11. — С. 1–7, 11.
18. *Белоус М. В., Браун М. П.* Физика металлов. — Киев: Вища шк., 1986. — 343 с.
19. *Krauss G., Marder A. R.* The morphology of martensite in iron alloys // *Metallurgical Trans.* — 1971. — **2**, № 9. — P. 2343–2357.
20. *Kehoe M., Kelly P. M.* The role of carbon in the strength of ferrous martensite // *Scripta Metallurgica.* — 1970. — **4**, № 6. — P. 473–476.

Crack resistance of welded samples of steels with martensite and martensite-bainite transformations under isothermal conditions at different heating temperatures was studied by using the Implant-test machine equipped with the automatic heating and temperature monitoring system. It is shown that the risk of cold cracking of welded joints on martensitic steels is run in cooling after welding, starting from temperatures of 140...120 °C. The welded joints on steel with the bainitic-martensitic structure become sensitive to cracking in a temperature range below 80 °C.

Поступила в редакцию 03.12.2008

ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ В ПРОМЫШЛЕННОСТИ» (Славполиком)

1–5 июня 2009 г.

г. Ялта Крым, Украина

Организаторы: УИЦ «Наука. Техника. Технология» при содействии Минпромполитики, Национального космического агентства Украины, Российского космического агентства, АНТК «Антонов», ГKB «Южное», ЗМКБ «Прогресс» и участии ФГУП «ОНПП «Технология», ФГУП НПО им. С. А. Лавочкина, НПП «Полет», ОАО «Композит», ГК НПЦ им. М. В. Хруничева и др.

Работа конференции включает обзорные выступления ученых и специалистов организаций, презентации ведущих фирм.

УИЦ «Наука. Техника. Технология»:

тел./факс: +38(044) 573 30 40,

E-mail: office@conference.kiev.ua