



## РОЛЬ ПИКОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОБРАЗОВАНИИ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ

**Ю. А. СТЕРЕНБОГЕН**, д-р техн. наук, **Д. В. ВАСИЛЬЕВ**, **Э. Л. ДЕМЧЕНКО**, инженеры,  
**Д. П. НОВИКОВА**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изложен анализ наиболее важных факторов, способствующих образованию холодных трещин в сварных соединениях закаливаемых сталей. Показано, что наиболее важными составляющими, вызывающими образование холодных трещин, являются пиковые напряжения в свежезакаленной структуре металла и уровень содержания водорода в местах локальных пиковых напряжений.

*Ключевые слова:* пиковые напряжения, релаксация, микропластическая деформация, водород, замедленное разрушение, холодные трещины, остаточные напряжения, временные напряжения

Изготовление сварных конструкций из высокопрочных закаливаемых сталей вызывает определенные трудности из-за склонности сварных соединений к хрупкому разрушению. Это объясняется высокой вероятностью образования в металле ЗТВ сварного соединения таких дефектов, как холодные трещины.

Многие исследователи в своих работах отмечают три основных фактора, существенно влияющих на процесс образования холодных трещин: структурное состояние металла сварного соединения, характеризующее наличием составляющих мартенситного и бейнитного типа;

концентрация диффузионного водорода в зоне зарождения очага трещины;

уровень напряжений в сварном соединении.

В то же время взгляды исследователей на процесс образования зародышей трещин и их местоположение значительно отличаются. Так, М. Х. Шоршоров считает, что образование трещин замедленного разрушения по схеме Зинера не может достаточно хорошо объяснить этот процесс [1]. Схема Зинера, использованная С. С. Шураковым [2] и А. М. Макарой [3], объясняет возникновение значительных растягивающих напряжений и образование зародышевых трещин на участках зерен, примыкающих к стыку границ в результате пластического течения (сдвига по границам). Однако М. Х. Шоршоров [1] существенную роль в механизме образования зародышей трещин по границам зерен отводит стоку вакансий к зонам концентрации напряжений. Э. Л. Макаров [4] считает, что образование холодных трещин начинается с возникновения очага разрушения на

границах аустенитных зерен на участке металла ЗТВ, примыкающем к зоне сплавления.

Многие исследователи до настоящего времени придерживаются мнения о том, что чем меньше уровень остаточных напряжений в сварных соединениях закаливаемых сталей, тем меньше вероятность образования в них холодных трещин. Однако следует отметить, что в ряде случаев образование холодных трещин наблюдается и в сварных соединениях, выполненных в условиях, обеспечивающих минимальные остаточные напряжения, уровень которых существенно ниже критических [5]. Известно, что в ряде работ [6, 7] говорится о большом влиянии на процессы образования холодных трещин в стали, которая не подвергалась дальнейшей термообработке, так называемых пиковых напряжений. Так, в работе [6] показано, что с началом пластической деформации в свежезакаленной структуре металла могут возникнуть локальные пиковые напряжения, значительно превосходящие средние напряжения [8, 9], что может привести к зарождению и развитию трещин разрушения. Установлено также, что при нагружении образцов ниже макроскопического предела текучести в местах действия пиковых напряжений развивается микропластическая деформация, приводящая к релаксации этих напряжений и повышающая сопротивление хрупкому разрушению.

В работах [7, 9] отмечается, что в закаленной стали в результате сдвигового характера мартенситного превращения в микрообъемах возникают пиковые напряжения, уровень которых в местах локализации значительно превышает средний уровень остаточных напряжений. Локальные пиковые напряжения в основном создаются в местах встречи мартенситного кристалла с границей исходного аустенитного зерна, как следствие динамического удара быстрорастущего мартенситного кристалла



об эту границу [10]. Можно считать, что они являются основной причиной замедленного разрушения — разрушение закаленных сталей происходит под действием статического нагружения, уровень которого ниже предела текучести.

Образование локальных пиковых напряжений, вызывающих зарождение трещин, находит объяснение в описании механизмов дислокационных моделей, разработанных Коттреллом и другими авторами, например, Стро–Мотта [8]. Согласно последней перед различного рода препятствиями образуются плоские скопления скользящих дислокаций, в результате чего возникает сильная локальная концентрация напряжений, достаточная для образования трещины.

Таким образом, пиковые напряжения в свежезакаленной стали являются одной из основных причин образования локально расположенных зародышей холодных трещин.

Для обеспечения стойкости сварных соединений закаливающихся сталей против образования холодных трещин важное значение имеют термический цикл сварки и состав сварочных материалов. Так, в случае применения сварочных материалов, близких по уровню легирования к основному металлу, для снижения отрицательного влияния перечисленных выше факторов сварка закаливающихся сталей выполняется с предварительным подогревом и последующей термообработкой. Однако указанные технологические операции трудоемки и в ряде случаев неприемлемы (например, при сварке крупногабаритных корпусных конструкций). Поэтому в настоящее время для сварки указанных сталей широко применяются высоколегированные сварочные материалы, обеспечивающие аустенитный металл шва [11], что позволяет существенно повысить трещиностойкость, однако не обеспечивает равнопрочность сварных соединений. Для получения высокопрочного сварного соединения применяют сварочные материалы нового поколения, обеспечивающие высоколегированные мартенситные или аустенитно-мартенситные швы, которые по своим прочностным характеристикам не уступают основному металлу при сварке без подогрева и термообработки [12].

**Влияние типа металла шва на структуру и свойства металла ЗТВ.** Существуют различные версии о влиянии легирования металла шва, защитного покрытия и состава защитных газов на стойкость металла ЗТВ сварных соединений против образования холодных трещин.

При использовании сварочных материалов, обеспечивающих получение ферритных швов, наблюдается перегрев металла ЗТВ и сравнительно длительное время его пребывания в области температур интенсивной гомогенизации аустенита [13, 14]. Как следствие, существенно снижается

температура начала превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ ( $T_{\text{Мн}} < 250^\circ\text{C}$ ), что способствует образованию хрупких закалочных структур (мартенсит высокой степени тетрагональности, нижний бейнит, а также их смеси). Указанные отрицательные явления устраняются, как правило, путем предварительного подогрева и последующей термообработки сварного соединения. В случае использования для сварки высоколегированного аустенитного металла шва благодаря более низкой температуре его кристаллизации снижается уровень перегрева металла ЗТВ вследствие сокращения времени пребывания при высокой температуре. Это обстоятельство способствует большей неоднородности аустенита и тем самым вызывает повышение температуры начала его превращения.

В работах [15, 16] отмечается, что в процессе охлаждения аустенитного металла шва пластическая деформация нарастает непрерывно вплоть до температур, соответствующих началу мартенситного превращения в металле ЗТВ. Последнее вызывает активизацию превращения аустенита в металле ЗТВ и смещение температуры основного объема  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в область более высоких температур, что способствует появлению в металле ЗТВ структур, стойких против образования холодных трещин (мартенсит отпуска, верхний бейнит, а также их смеси).

Высоколегированные низкоуглеродистые мартенситные и аустенитно-мартенситные сварные швы при охлаждении ведут себя аналогично аустенитным (обладая всеми их преимуществами), т. е. сохраняют при охлаждении аустенитную структуру до температур, более низких по сравнению с температурным интервалом структурных превращений в металле ЗТВ ( $T_{\text{Мн}} < 200^\circ\text{C}$ ), что, как и в предыдущем случае, способствует смещению основной массы структурных превращений в металле ЗТВ в область высоких температур. В результате последующего  $\gamma \rightarrow \alpha_{\text{М}}$ -превращения шов приобретает структуру, основной составляющей которой является высоколегированный низкоуглеродистый мартенсит, обеспечивающий шву высокую прочность ( $\sigma_{\text{в}} \geq 1000 \text{ МПа}$ ). Кроме того, указанные превращения проходят с увеличением объема, что способствует частичной релаксации остаточных напряжений в сварном соединении.

Приведенные выше рассуждения основаны на данных, полученных различными методами исследования и методиками испытаний сварных соединений закаливающихся сталей. В качестве последних использовали пробы Тэккен, Лихайского университета, СТС, крестовую, RD, методику с внешней дополнительной нагрузкой (ЛТП), Имплант и др.

Недостатком приведенных выше методик является то, что они в основном отвечают на воп-



росы есть или нет трещины, оценивают их протяженность, а в некоторых методиках определяется критическое напряжение  $\sigma_{кр}$ , при котором сварные соединения не разрушаются в течение 20 ч их испытания. Отмеченные недостатки существующих методик оценки технологической прочности сварных соединений объясняют целесообразность разработки новых и дальнейшего усовершенствования существующих методик исследования кинетики формирования структуры и напряженного состояния сварного соединения, которые позволили бы получить новую информацию о факторах и характере их влияния на процессы, происходящие при образовании холодных трещин.

**Новая методика исследования и испытания сварных соединений.** По сравнению с существующими новая методика [17] имеет ряд отличий и позволяет:

- оценивать стойкость металла ЗТВ сварных соединений против образования холодных трещин с помощью нового количественного критерия — энергоемкости процесса разрушения;

- изучать кинетику фазовых превращений в металле шва и ЗТВ и характер изменения напряженно-деформированного состояния в процессе охлаждения сварного соединения;

- получать информацию о пластической деформации в зоне сплавления в процессе охлаждения сварного соединения;

- изучать влияние состава металла шва на величину временных и остаточных напряжений;

- оценивать характер влияния жесткости сварного соединения (при различных способах закрепления свариваемых образцов — в свободном состоянии или при жестком закреплении в нагружающем устройстве) на его стойкость против замедленного разрушения;

- оценивать влияние дополнительной нагрузки, приложенной при различных температурах в процессе охлаждения сварного соединения, на стойкость испытуемых образцов против замедленного разрушения.

**Исследования стойкости сварных соединений закаливаемых сталей против образования холодных трещин.** Исследования, выполненные с использованием новой методики, позволили не только оценить результаты ранее выполненных работ [13, 14, 18], но и получить новую информацию об особенностях сварки закаливаемых сталей ферритно-перлитными, аустенитными и аустенитно-мартенситными сварочными материалами. Как отмечалось ранее, для повышения стойкости сварных соединений закаливаемых сталей против образования холодных трещин во многих отраслях народного хозяйства нашли применение аустенитные сварочные материалы.

Целью настоящих исследований является оценка роли напряженно-деформированного состояния сварного соединения с учетом пиковых напряжений как одного из основных факторов, оказывающих влияние на механизм зарождения и развития холодных трещин в металле ЗТВ сварных соединениях закаливаемых сталей.

Основное внимание в экспериментальных исследованиях [17, 19] было обращено на важную роль временных и остаточных напряжений, образующихся в процессе охлаждения сварного соединения. Установлено, что временные и остаточные напряжения определенного уровня оказывают выраженное положительное влияние на стойкость металла ЗТВ сварных соединений легированных сталей против образования холодных трещин.

Дальнейшие исследования были проведены на образцах закаливаемых сталей 12Х2Н3М, 15Х2Н4МДА, 14ХГН2МДАФБ, 30Х2Н2М со вставками из стали 30ХГСА, 12Х2Н3М, 15Х2Н4МДА, 14ХГН2МДАФБ и 30Х2Н2М. Механические свойства исследуемых сталей представлены в табл. 1. Сварку выполняли сварочными проволоками Св-10Х2ГСМА (ферритно-перлитной), Св-Х20Н9Г7Т (аустенитной) и опытными низкоуглеродистыми аустенитно-мартенситными порошковыми проволоками ПП-АНВП-60 (05Х13Н9М2ГСТ), ПП-АНВП-80 (05Х12Н8М2ГСТ) и ПП-АНВП-100 (05Х10Н7ГСТ). Обозначения опытных проволок даны в соответствии с пределом текучести металла швов (600, 800 и 1000 МПа). Сварку опытных образцов выполняли механизированным способом в углекислом газе на следующем режиме: сварочный ток 280...300 А, напряжение на дуге 30...32 В, скорость сварки 8, 12 и 16 м/ч, что соответствовало скорости охлаждения металла ЗТВ 6,7, 10 и 14,5 °С/с в интервале температур 600...400 °С. Результаты испытаний исследуемых образцов на стойкость против замедленного разрушения приведены в табл. 2–8. В табл. 2 представлены результаты испытания образцов из стали 12Х2Н3М со вставками из этой же стали. Сварку выполняли на одинаковом режиме аустенитно-мартенситными электродными проволоками. Значения остаточных напряжений составили 40...70 МПа. На рисунке приведены графики фазовых превращений при сварке указанными проволоками (кривые 1–3). Образцы после испытания под нагрузкой  $P =$

**Таблица 1.** Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %
12Х2Н3М	600	800	20	60
14ХГН2МДАФБ	750	860	20	65
30ХГСА	1000	1100	15	25
15Х2Н4МДА	820	860	20	60

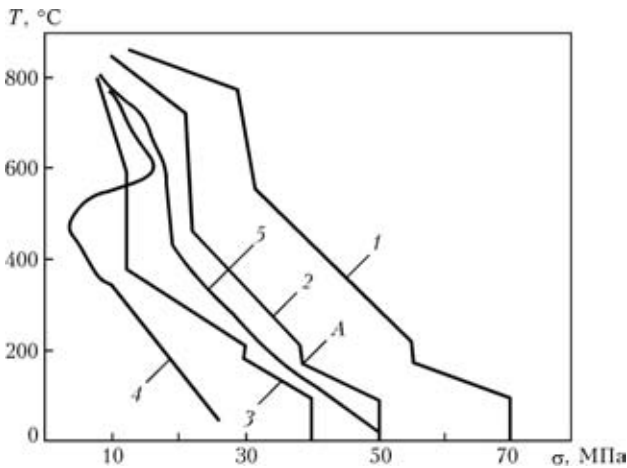


**Таблица 2.** Результаты исследований стойкости сварных соединений против замедленного разрушения ( $U_d = 32 \text{ В}$ ,  $I_{св} = 300 \text{ А}$ ,  $v_{св} = 16 \text{ м/ч}$ ,  $P = 450 \text{ МПа}$ )

№ п/п	Материал образца	Материал вставки	Марка порошковой проволоки	Остаточные напряжения, МПа	Время до разрушения, мин
1	12Х2Н3М	12Х2Н3М	ПП-АНВП-60 (05Х13Н9М2Г2СТ)	70	Не разрушился
2			ПП-АНВП-80 (05Х12Н8М2ГСТ)	50	»
3			ПП-АНВП-100 (05Х10Н7ГСТ)	40	»

**Таблица 3.** Влияние состава электродной проволоки на стойкость сварных соединений против замедленного разрушения ( $U_d = 32 \text{ В}$ ,  $I_{св} = 300 \text{ А}$ ,  $v_{св} = 16 \text{ м/ч}$ ,  $P = 450 \text{ МПа}$ )

№ п/п	Марка сварочной проволоки	Остаточные напряжения, МПа	Время до разрушения, мин
1	Св-10ХГ2СМА	45	15
2	Св-Х20Н9Г7Т	50	Не разрушился
3	Св-05Х12Н8М2ГСТ	50	»



Кинетика фазовых превращений в металле шва в зависимости от типа проволоки: 1 — ПП-АНВП-60; 2 — ПП-АНВП-80; 3 — ПП-АНВП-100; 4 — Св-10ХГ2СМА; 5 — Св-08Х20Н9Г7Т

**Таблица 4.** Влияние дополнительной нагрузки на стойкость сварных соединений против замедленного разрушения ( $U_d = 32 \text{ В}$ ,  $I_{св} = 300 \text{ А}$ ,  $v_{св} = 16 \text{ м/ч}$ ,  $P = 450 \text{ МПа}$ )

№ п/п	Материал образца	Материал вставки	Марка проволоки (тип)	Температура приложения и значения дополнительной нагрузки	Остаточные напряжения, МПа	Время до разрушения, мин
1	12Х2Н3М	30Х2Н2М	ПП-АНВП-80 (05Х12Н8М2ГСТ)	—	Образец не закреплен	30
2			ПП-АНВП-80 (05Х12Н8М2ГСТ)	—	75	Не разрушился
3			ПП-АНВП-80 (05Х12Н8М2ГСТ)	При 50 °С до 50 МПа	50	2 ч
4			ПП-АНВП-80 (05Х12Н8М2ГСТ)	При 300 °С до 120 МПа	120	Не разрушился
5			ЭИ-613 (Св-08Х20Н9Г7Т)	—	Образец не закреплен	35
6			ЭИ-613 (Св-08Х20Н9Г7Т)	—	130	Не разрушился
7			ЭИ-613 (Св-08Х20Н9Г7Т)	При 50 °С до 50 МПа	50	14 ч 35 мин
8			ЭИ-613 (Св-08Х20Н9Г7Т)	При 300 °С до 120 МПа	120	Не разрушился

= 650 МПа в течение 20 ч не разрушились. Для сравнения стойкости против замедленного разрушения сварных соединений сварены образцы из стали 12Х2Н3М со вставками из стали 30Х2Н2М проволоками ферритно-перлитной Св-10ХГ2СМА, аустенитной Св-Х20Н9Г7Т и аустенитно-мартенситной ПП-АНВП-80. Сварку проводили на одинаковых режимах и при одинаковой нагрузке. Время до разрушения испытуемых образцов и значения остаточных напряжений приведены в табл. 3. В работах [13, 18, 19] показано, что повышение стойкости металла ЗТВ сварных соединений против замедленного разрушения может быть достигнуто с помощью дополнительной нагрузки в процессе охлаждения испытуемых образцов. Этот способ использован и в настоящей работе. Результаты исследований представлены в табл. 4, 5. Как видно из табл. 4, п. 1, 5, при сварке незакрепленных образцов при отсутствии временных и остаточных напряжений их стойкость весьма низкая. В случае приложения нагрузки перед испытанием таких образцов на замедленное разрушение, равной 50 МПа, время до разрушения несколько повышается (п. 3, 7). При испытании закрепленных образцов, при дополнительной нагрузке 120 МПа в процессе охлаждения при температуре 300 °С образец не разрушился (п. 4, 8).

В табл. 5 приведены результаты испытания на замедленное разрушение образцов из стали 14ХГН2ДАФБ, при сварке которых в металле ЗТВ


**Таблица 5. Влияние дополнительной нагрузки на стойкость против замедленного разрушения сварных соединений, выполненных проволокой ПП-АНВП-80 ( $U_d = 32$  В,  $I_{св} = 300$  А,  $v_{св} = 16$  м/ч,  $P = 600$  МПа)**

№ п/п	Материал образца	Материал вставки	Температура приложения и значение дополнительной нагрузки	Время выдержки	Остаточные напряжения, МПа	Время до разрушения
1	14ХГН2ДАФБ	14ХГН2ДАФБ	—	—	95	5 ч 25 мин
2			—	—	106	15 ч 25 мин
3			При 50 °С до 200 МПа	30 мин	200	12 ч 5 мин
4			При 50 °С до 200 МПа	3 ч	200	14 ч 45 мин
5			При 50 °С до 300 МПа	3 ч	300	Не разрушился

**Таблица 6. Влияние режима сварки на стойкость против замедленного разрушения сварных соединений, выполненных проволокой ПП-АНВП-80 ( $U_d = 32$  В,  $I_{св} = 300$  А, м/ч,  $P = 600$  МПа)**

№ п/п	Материал образца	Материал вставки	Скорость сварки, м/ч	Остаточные напряжения, МПа	Время до разрушения
1	14ХГН2ДАФБ	14ХГН2ДАФБ	8	180	Не разрушился
2	14ХГН2ДАФБ	14ХГН2ДАФБ	12	140	15 ч 25 мин
3	14ХГН2ДАФБ	14ХГН2ДАФБ	16	120	5 ч 25 мин

**Таблица 7. Влияние остаточных напряжений на стойкость сварных соединений против замедленного разрушения ( $U_d = 32$  В,  $I_{св} = 270$  А)**

№ п/п	Материал образца	Материал вставки	Тип проволоки	Скорость сварки, м/ч	Нагрузка при испытании, МПа	Длина образца-вставки, мм	Остаточные напряжения, МПа	Время до разрушения, мин
1	15Х2Н4МДА	30ХГСА	Св-08Х20Н9Г7Т	8	450	140	95	540
2				8	450	90	115	Не разрушился
3				8	550	70	120	То же
4				16	550	140	30	5
5				16	550	85	60	25
6				16	550	70	65	31

**Таблица 8. Влияние выдержки (отдыха) сварных соединений, выполненных проволокой Св-10ХГ2СМА на стойкость против замедленного разрушения ( $U_d = 32$  В,  $I_{св} = 300$  А)**

№ п/п	Материал образца	Материал вставки	Скорость сварки, м/ч	Дополнительная нагрузка до значения, МПа	Время выдержки, ч	Нагрузка при испытании, МПа	Время до разрушения, мин
1	12Х2НМФА	30ХГСА	8	—	—	650	40
2	14ХН3МДА		8	200	1	650	151
3	12Х2НМФА		8	200	48	650	Не разрушился
4	14ХН3МДА		16	—	—	550	70
5	14ХН3МДА		16	200	12 мин	550	110
6	14ХН3МДА		16	350	—	120	550

образовалась структура с большим количеством мартенсита (скорость охлаждения 14,5 °С/с). Значения остаточных напряжений составляли 95 и 106 МПа (п. 1, 2), что недостаточно для предупреждения разрушения образцов в течение 20 ч. В таблице также приведены результаты испытания образцов на замедленное разрушение при их дополнительном нагружении после их охлажде-

ния до 50 °С или до комнатной температуры. При дополнительной нагрузке до 200 МПа и выдержке в течение 30 мин до начала испытания на замедленное разрушение под нагрузкой 600 МПа образец (п. 3) разрушился через 12 ч 5 мин, при выдержке в течение 3 ч — через 14 ч 45 мин (п. 4). При дополнительном нагружении образца до 300 МПа и выдержке в течение 3 ч образец



**Таблица 9. Влияние водорода на стойкость против замедленного разрушения сварных соединений, выполненных электродами АНВП-80**

№ п/п	Температура (°С) проковки электродов в течение 2 ч	Концентрация водорода в металле шва, см <sup>3</sup> на 100 г металла		Время до разрушения	Примечание
		расчетная	фактическая		
1	350	5,5	5,7	116 мин	—
2	350	5,5	5,4	118 мин	Выдержали при 185 МПа в течение 2 ч при 300 °С
3	450	4,5	4,6	11 ч 15 мин	—
4	450	4,5	4,5	18 ч 40 мин	Выдержали при 185 МПа в течение 2 ч при 300 °С
5	500	3,0	3,4	28 ч	—
6	550	2,5	2,8	Не разрушился	—

не разрушился (п. 5), поэтому эксперименты с целью повышения стойкости образцов путем выбора соответствующего режима сварки были продолжены (табл. 6). В результате изменения режима сварки скорость охлаждения снизилась с 14,5 до 6 °С/с. Повысилось значение остаточных напряжений, улучшилась структура металла ЗТВ, уменьшилось количество мартенсита, понизилась твердость и образцы не разрушились. В табл. 7 приведены результаты исследования влияния применения аустенитной проволоки Св-08Х20Н9Г7Т на стойкость против замедленного разрушения образцов из стали 15Х2Н4МДА со вставкой 30ХГСА. При сварке на режиме, обеспечивающем скорость охлаждения 6 °С/с, образцы не разрушались в тех случаях, когда значение остаточных напряжений составляло 115...120 МПа. При скорости охлаждения металла ЗТВ 14,5 °С/с и остаточных напряжениях, не превышающих 65 МПа, время до разрушения таких образцов составляло от 5 до 31 мин.

В табл. 5 и 8 показано, что большое влияние на стойкость сварных соединений против замедленного разрушения оказывает длительность выдержки или отдыха испытываемых образцов после сварки до их нагружения до заданной нагрузки. Так, в результате дополнительного нагружения образцов после окончания сварки до 200 МПа и времени выдержки 1 ч время до разрушения при значении нагрузки 650 МПа составило 151 мин (табл. 8, п. 2), а после выдержки в течение 48 ч образец не разрушился при той же нагрузке. При сварке образцов, скорость охлаждения которых составляла 14,5 °С/с и времени выдержки перед нагружением 12 мин, разрушение произошло через 110 мин при нагрузке 550 МПа, а при выдержке после сварки в течение 120 ч образец не разрушился при той же нагрузке.

**Анализ результатов исследований и оценка роли пиковых напряжений.** Анализ результатов исследований энергоемкости процесса образования холодных трещин в сварных соединениях закаливаемых сталей свидетельствует о важной

роли временных и остаточных напряжений на их стойкость против замедленного разрушения. Установлено, что при остаточных напряжениях на уровне 80,0...160,0 МПа (напряжения зависят от прочностных характеристик и структуры стали), образовавшихся в результате сварки закаливаемых сталей или дополнительного нагружения образцов в процессе охлаждения или после полного охлаждения, стойкость сварных соединений против замедленного разрушения существенно повышается, что подтверждается значительным увеличением необходимой работы, затрачиваемой на разрушение.

Изложенное выше позволяет предположить, что в металле ЗТВ сварных соединений закаливаемых сталей наблюдаются пиковые напряжения, значительно превышающие средний уровень напряжений в свежезакаленном металле ЗТВ. Образование высоких локальных микронапряжений является одной из основных причин образования зародышей трещин в металле ЗТВ. Известно, что пиковые напряжения могут релаксироваться в результате нагрева металла, либо приложения дополнительной нагрузки в процессе или после охлаждения сварного соединения или в результате отдыха металла. Исследованиями установлено, что для предупреждения образования холодных трещин в металле ЗТВ сварных соединений необходимо релаксировать пиковые напряжения в процессе или сразу после сварки до приложения расчетной нагрузки. Релаксация пиковых напряжений может быть осуществлена в результате предварительного нагрева свариваемых кромок, либо местной или общей термической обработки сварного соединения. Предварительный подогрев кромок при сварке, применение режимов сварки, обеспечивающих меньшую скорость охлаждения, способствуют улучшению структуры металла шва и ЗТВ, повышению остаточных напряжений, более полному удалению водорода из сварных соединений. Такие меры позволяют повысить стойкость сварных соединений против образования холодных трещин. Термичес-



кая обработка в печах либо местная термическая обработка производится для отпуска сварных соединений после сварки. Такая обработка способствует релаксации пиковых напряжений, улучшению структуры и повышению пластических свойств и вязкости металла сварных соединений. Для релаксации пиковых напряжений также можно применить разработанный способ сварки с термообработкой [20], предполагающий использование при сварке закаливающихся сталей сварочных проволок, обеспечивающих швы с ферритно-перлитной структурой и повторный нагрев металла шва неплавящимся электродом в инертном газе. В результате повторного нагрева в металле шва значительно сокращается массовая доля водорода, уменьшается скорость охлаждения, в результате чего улучшается структура металла ЗТВ и ускоряется темп релаксации пиковых напряжений. Разработанный способ позволяет в широких пределах регулировать скорость охлаждения сварных соединений. Повторный нагрев и частичное расплавление металла шва, образованного плавящимся электродом, способствует формированию остаточных напряжений, достаточных для релаксации пиковых и значительного уменьшения концентрации водорода в металле шва и ЗТВ. Этот способ позволяет обеспечить необходимое качество сварных соединений закаливающихся сталей, используя для сварки низколегированные сварочные материалы. Его применение позволит снизить трудоемкость и стоимость сварочных работ по сравнению со способами термообработки сварных соединений, применяемыми сегодня. Для этой цели могут быть также использованы сварочные материалы аустенитного или аустенитно-мартенситного типа. Применение таких материалов во многих случаях позволяет отказаться от дорогих и трудоемких операций, связанных с термической обработкой. Кроме того, применение аустенитно-мартенситных сварочных материалов позволяет получить сварные соединения, металл шва которых по своим механическим свойствам близок к свойствам основного металла. Использование для сварки указанных материалов характеризуется необходимым уровнем временных и остаточных напряжений и более благоприятным влиянием аустенитного или высоколегированного низкоуглеродистого мартенситного металла шва на структуру металла ЗТВ.

#### **Влияние водорода на образование трещин.**

Большое влияние на образование трещин и их развитие, помимо пиковых напряжений, оказывает содержание водорода в металле сварного соединения.

В работе [21] отмечается, что, по мнению многих исследователей, водород обладает способностью диффундировать в зону концентрации растягивающих напряжений, т. е. в места, в которых

сталь находится в состоянии всестороннего растяжения. При концентрации там критического количества водорода образуется трещина. В работах [22, 23] высказано мнение о том, что в зоне концентрации растягивающих напряжений и микроскопической деформации содержание водорода повышается вследствие его взаимодействия со скоплением дислокаций у вершины концентратора. Приток водорода в эту зону в связи с его дрейфовой диффузией может вызвать концентрацию водорода, в несколько раз превышающую среднее его содержание в металле [24]. Скопление водорода может быть причиной образования трещин. Решающее значение для изучения условий образования холодных трещин (замедленного разрушения) имеет анализ особенностей возникновения локальной неравномерности распределения водорода в сварном соединении к моменту зарождения трещин наряду с учетом микролокальной пластической деформации и критического уровня объемных растягивающих напряжений [23].

В работе [25] предложена новая физическая модель водородного охрупчивания, в соответствии с которой «водород при отсутствии необратимых ловушек (пор, трещин, межфазных границ) конденсируется в ловушках, которыми являются дислокации. При пластической деформации водород движущимися дислокациями транспортируется к месту зарождения трещин. Возникновение микротрещины можно представить по классической модели Зинера–Стро: микротрещина образуется в вершине скопления дислокаций, остановленных границей зерна или другими препятствиями».

В работе [26] отмечается, что водородное и связанное с ним замедленное разрушение сварных соединений наиболее ярко проявляется при дуговой сварке легированных сталей с ограниченным (до 0,2 %) содержанием углерода. Это обусловлено тем, что водород является уникальной технологической примесью с высокой подвижностью в кристаллической решетке и возможностью сегрегации на границах в результате переноса движущимися дислокациями при температурах ниже 400 °С. Степень развития процесса замедленного разрушения главным образом зависит от термомодеформационного цикла сварки, фазовых превращений основного металла и шва, состояния границ зерен и остаточных напряжений [27].

Повышенное содержание водорода в высокопрочном высоколегированном металле шва оказывает отрицательное влияние на его механические свойства (в первую очередь на пластичность) и в ряде случаев способствует образованию в сварных соединениях холодных трещин [5]. При исследовании влияния водорода на механические свойства многослойного мартенситного металла шва типа 08X12H8M2ГСТ в сварных соединениях



стали 15X2Н4МДА, которые выполняли ручной дуговой сваркой покрытыми электродами, установлено, что при увеличении количества диффузионного водорода от 5,3 до 9,0 см<sup>2</sup> на 100 г металла уровень пластических свойств высокопрочного металла шва существенно снижается ( $\delta = 7,0 \dots 9,0$  %,  $\psi = 13,0 \dots 14,0$  %). В металле шва возможно образование поперечных и продольных холодных трещин. При содержании диффузионного водорода 3,2...3,5 см<sup>2</sup> на 100 г металла холодные трещины в сварном соединении не обнаружены. Оценка технологической прочности сварных соединений путем заварки жестких проб ЦНИИТС показало высокую стойкость сварных соединений против образования холодных трещин при суммарном количестве водорода в металле шва не более 3,5 см<sup>3</sup> на 100 г металла. В случае насыщения металла шва водородом до 5,3 см<sup>3</sup> на 100 г металла в сварных швах обнаруживаются поперечные (в зоне сплавления) и продольные (по центру) холодные трещины. Снижение содержания влаги в электродном покрытии путем корректировки его состава и использования оптимальной температуры прокалки позволило обеспечить низкое содержание диффузионного водорода в металле шва — 2,3 см<sup>3</sup> на 100 г металла. Установлено, что при этом существенно улучшились пластические свойства металла шва и его стойкость против образования холодных трещин.

В работе исследовали влияние количества водорода в сварном шве в зависимости от температуры прокалки электродов аустенитно-мартенситного типа на стойкость металла ЗТВ сварных соединений стали 12Х2Н3М против замедленного разрушения. Данные экспериментов приведены в табл. 9. В связи с жестким ограничением количества водорода в аустенитно-мартенситных швах применительно к сварным соединениям высокопрочных закаливающихся сталей в ИЭС им. Е. О. Патона разработана группа сварочных материалов — электроды для ручной дуговой сварки типа АНВП-80 и порошковая проволока для механизированной сварки в углекислом газе типа ПП-АНВП-80. Указанные сварочные материалы обеспечивают концентрацию водорода в сварных швах на уровне не более 3,0 см<sup>3</sup> на 100 г металла [5].

**Меры, способствующие повышению стойкости сварных соединений против замедленного разрушения.** Исследования показали, что для предупреждения образования холодных трещин и уменьшения склонности свежезакаленной структуры металла ЗТВ к их образованию необходимо применять меры для релаксации пиковых напряжений еще до момента нагружения испытываемых образцов рабочей нагрузкой. Это означает, что остаточные напряжения в сварном соединении, необходимые для релаксации пиковых напряжений в металле ЗТВ, должны быть не ниже

определенного предела. Такая релаксация происходит путем микропластических сдвигов (при достаточной подвижности дислокаций и повышенной температуре нагружения). При дальнейшем повышении остаточных напряжений при ограниченной подвижности дислокации или пониженной температуре нагружения реализуется другой путь релаксации, приводящий к образованию микротрещин, повышающих опасность хрупкого разрушения [7, 9].

Для определения оптимального значения остаточных напряжений, необходимых для релаксации пиковых напряжений путем микропластической деформации, следует провести экспериментальные исследования с использованием новой методики, поскольку их значение зависит от состава стали, используемой для сварной конструкции, сварочных материалов и технологии сварки.

Экспериментальные данные свидетельствуют о благоприятном влиянии на стойкость металла ЗТВ сварных соединений закаливающихся сталей против замедленного разрушения аустенитных или аустенитно-мартенситных проволок и электродов. Сварка такими материалами способствует повышению значений остаточных напряжений в исследуемых образцах примерно в 2 раза по сравнению со значениями остаточных напряжений, характерных для сварки ферритно-перлитными проволоками (см. рисунок, кривые 2, 4). Важно отметить, что значения перемещения (усадки) и остаточных напряжений при сварке аустенитной (Св-Х20Н9Г7Т) и аустенитно-мартенситной проволокой (Св-05Х12Н8М2ГСТ) достаточно близки (см. рисунок, кривые 2, 5). Это объясняется тем, что металл шва, выполненный аустенитно-мартенситной проволокой, до начала мартенситного превращения при  $T = 140 \dots 160$  °С (точка А) имеет аустенитную структуру. При дальнейшем охлаждении почти до комнатной температуры (точка В) в металле шва содержится еще достаточно большое количество аустенита.

При сварке закаливающихся сталей в зависимости от используемых режимов сварки (термических циклов) в металле ЗТВ может образоваться бейнитная, бейнитно-мартенситная и мартенситная структура. Так, например, при скорости сварки  $v_{св} = 16$  м/ч в металле ЗТВ сварных соединений может образоваться структура с более высоким содержанием мартенсита по сравнению с металлом ЗТВ сварного соединения, выполненного с меньшей скоростью сварки ( $v_{св} = 8$  м/ч), что объясняется более высокой скоростью охлаждения. В металле ЗТВ формируется структура с большим количеством мартенсита, что подтверждается повышенным уровнем микротвердости ( $HV 2700 \dots 2900$  МПа). Для релаксации пиковых напряжений в такой структуре требуется более





высокий уровень остаточных напряжений, поскольку микропластическая деформация здесь затруднена. В этом случае необходимо использовать режимы сварки, обеспечивающие меньшую скорость охлаждения. Такая мера способствует, во-первых, увеличению размера усадки сварного соединения и повышению остаточных напряжений до заданного уровня, во-вторых, образованию в металле ЗТВ более благоприятной структуры верхнего бейнита или смеси верхнего бейнита с мартенситом отпуска. В сварных швах аустенитно-мартенситного типа наблюдается меньший объемный эффект при  $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращении. Мартенситное превращение в металле ЗТВ в случае применения ферритного шва сопровождается значительно большим объемным эффектом, что может вызвать большую деформацию на границе сплавления образовавшегося мартенсита со структурой металла ЗТВ и вызвать высокий уровень микронапряжений. Результаты исследований подтверждают высказанные ранее предположения. Для численного обоснования необходимы дополнительные эксперименты.

Результаты исследований, изложенные в настоящей статье, имеют не только теоретическое, но и практическое значение, так как обнаруженные тенденции характерны и для сварных соединений реальных конструкций. Так, например, для повышения стойкости сварных конструкций (трубопроводов, сосудов, резервуаров, баллонов и др., особенно тонкостенных из закаливающихся сталей) против образования холодных трещин при их изготовлении может быть рекомендована технология, предусматривающая предварительную опрессовку после сварки для релаксации пиковых напряжений еще до их нагружения до заданной рабочей нагрузки. Давление при опрессовке должно быть оговорено ТУ на изготовление данной конструкции. Величина напряжений, вызванных опрессовкой, должна определяться в зависимости от материалов, используемых для изготовления конструкции, ее назначения и технологии изготовления.

В заключение следует отметить, что основной причиной образования зародышей трещин являются пиковые напряжения, возникающие вследствие локального скопления дислокаций и других дефектов в свежезакаленной структуре металла ЗТВ, что подтверждается целым рядом работ известных авторов. Повышение концентрации водорода в металле ЗТВ и его накопление в местах локальных пиковых напряжений способствует понижению стойкости металла против образования зародышей трещин и дальнейшего их развития. При релаксации пиковых напряжений происходит снижение массовой доли водорода в этих локальных местах в результате его диффузии в другие участки металла ЗТВ (с более высоким уровнем

концентрации напряжений). Можно предположить, что релаксация пиковых напряжений будет способствовать уменьшению растворимости водорода в локальных участках структуры.

Образованию пиковых напряжений способствует взаимодействие структуры металла ЗТВ (которая не подвергалась дальнейшей термообработке) и образовавшейся при более низкой температуре структурой металла шва. Чем выше объемный эффект бейнитно-мартенситного превращения аустенита металла шва, тем сильнее влияние такой структуры на металл ЗТВ. Источник таких сил взаимодействия порождает сильные микродеформации и высокие локальные напряжения [6].

Релаксация пиковых напряжений происходит в процессе охлаждения сварного соединения под влиянием временных и остаточных напряжений, вызванных усадкой металла и фазовыми превращениями металла шва и ЗТВ. Релаксация пиковых напряжений в сварном соединении в процессе и/или после охлаждения необходима до его нагружения заданной нагрузкой при испытании образцов на замедленное разрушение. Полнота релаксации пиковых напряжений зависит от остаточных напряжений в сварном соединении.

В случае образования в металле ЗТВ бейнитно-мартенситной либо мартенситной структуры для релаксации пиковых напряжений необходим более высокий уровень остаточных напряжений, поскольку микропластическая деформация в такой структуре более затруднена. Для уменьшения пиковых напряжений могут быть использованы применяемые в настоящее время способы:

предварительный подогрев кромок свариваемых изделий; их термическая обработка в печах или местная термообработка; применение режимов сварки, обеспечивающих меньшую скорость охлаждения с целью повышения усадочных напряжений и образованию в металле ЗТВ более благоприятной структуры;

сварка конструкций аустенитными и аустенитно-мартенситными сварочными материалами, которые по сравнению с ферритными обеспечивают металл шва, характеризующийся меньшим объемным эффектом в результате фазовых превращений и большого значения остаточных напряжений в сварном соединении. Кроме того, следует отметить, что использование аустенитно-мартенситных сварочных материалов позволяет получить высокопрочные ( $\sigma_B \geq 1000$  МПа) сварные соединения закаливающихся сталей при сварке без подогрева и термообработки;

сварка с дополнительной дуговой термообработкой [20], что позволяет снизить трудоемкость и стоимость сварочных работ по сравнению со сварочными технологиями, предусматривающими традиционные способы термообработки сварных соединений.



1. Шоршоров М. Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. — М.: Наука, 1965. — 336 с.
2. Шураков С. С. Зависимость прочности закаленной стали от времени действия нагрузки / Металловедение: Сб. статей. — Л.: Судпромгиз, 1957. — 100 с.
3. Макара А. М., Мосендз Н. А. Сварка высокопрочных сталей. — Киев: Техника, 1971. — 140 с.
4. Сварка и свариваемые материалы // Под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Металлургия, 1991. — Т. 1. — 528 с.
5. Демченко Э. Л., Бовсуновский А. Н., Янкина О. И. Влияние водорода на механические свойства аустенитно-мартенситного металла шва типа 03X12H8M2ГСТ // Автомат. сварка. — 1990. — № 7. — С. 30–33.
6. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И.. Превращения в железе и стали. — М.: Наука, 1977. — 238 с.
7. Саррак В. И., Филиппов Г. А. Релаксация остаточных микронапряжений при отдыхе и низкотемпературном отпуске закаленной стали // Физ. металлов и металловедение. — 1975. — 40, вып. 4. — С. 806–811.
8. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1970. — 335 с.
9. О двух путях релаксации остаточных микронапряжений в мартенсите стали / Л. Е. Алексеева, В. И. Саррак, С. О. Суворова, Г. А. Филиппов // Металлофизика. — 1975. — Вып. 61. — С. 79–84.
10. Mazanec K., Sejnoha R. Effect of thermo mechanical treatment on mechanical properties of structural steels // Trans. Met. Soc. AIME. — 1965. — 233. — P. 1602.
11. Гриценко Л. В. Новые электроды для сварки стали 15X2H4MДА // Свароч. пр-во. — 1961. — № 3. — С. 22–26.
12. Сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 800 МПа без подогрева и термообработки / Ю. Н. Готальский, В. В. Снисарь, Э. Л. Демченко и др. // Автомат. сварка. — 1990. — № 10. — С. 38–40.
13. Макаров Э. Л. Природа разрушения при образовании холодных трещин в высокопрочных закаливающихся сталях при сварке // Прогрессивная технология конструкционных материалов. — М.: МВТУ, 1977. — С. 85–105.
14. Макаров Э. Л., Субботин Ю. В., Прохоров Н. Н. Пути повышения сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при сварке // Прочность сварных конструкций. — М.: Машиностроение, 1966. — С. 227–242.
15. Макара А. М. Исследование природы холодных околошовных трещин при сварке закаливающихся сталей // Автомат. сварка. — 1960. — № 2. — С. 9–33.
16. Холодные поперечные трещины в низколегированных высокопрочных швах / А. М. Макара, В. Г. Гордонный, А. Т. Дибец и др. // Там же. — 1971. — № 11. — С. 1–14.
17. Стеренбоген Ю. А., Васильев Д. В. Новая методика и энергетические критерии оценки стойкости металла зоны сплавления сварного соединения против образования холодных трещин // Там же. — 1998. — № 6. — С. 8.
18. Влияние временных сварочных напряжений на характер превращения аустенита и сопротивляемость ЗТВ стали 30ХГСНА образованию холодных трещин / Ю. М. Лебедев, К. М. Данилюк, Ю. А. Стеренбоген и др. // Там же. — 1981. — № 7. — С. 8–12.
19. Стеренбоген Ю. А., Васильев Д. В. Оценка трещиностойкости зоны сплавления по энергоемкости замедленного разрушения // Там же. — 1999. — № 6. — С. 6–12.
20. Пат. 47458, Украина. Спосіб термічної обробки зварних з'єднань / Ю. О. Стеренбоген, М. М. Савицький, Д. В. Васильєв. — Опубл. 15.07.2002, Бюл. № 7.
21. Потак Я. М. Высокопрочные стали. — М.: Металлургия, 1972. — 76 с.
22. Касаткин С. Б., Мусияченко В. Ф., Смиян О. Д. Влияние подогрева на распределение водорода в сварном соединении высокопрочной стали // Автомат. сварка. — 1974. — № 5. — С. 72–73.
23. Мусияченко В. Ф., Касаткин С. Б. Распределение водорода в сварном соединении легированной стали и его влияние на образование холодных трещин (Обзор литературы) // Там же. — 1985. — № 9. — С. 3–8.
24. Андрейкив А. А., Панасюк В. В., Харин В. С. Теоретические аспекты кинетики водородного охрупчивания металлов // Физ.-хим. механика материалов. — 1978. — № 3. — С. 3–32.
25. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
26. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке (Обзор) // Там же. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
27. Гиндин И. А., Стародубов Я. Д., Аксенов В. К. Структура и прочностные свойства металлов с предельно искаженной металлической решеткой (Обзор) // Металлофизика. — 1980. — № 2. — С. 49–67.

The paper presents analysis of the most important factors promoting cold cracking in welded joints of hardenable steels. It is shown that the most important components, causing cold cracking are «peak» stresses in as-hardened metal structure and level of hydrogen content in points of local «peak» stresses.

Поступила в редакцию 28.01.2005

## ТЕХНОЛОГИЯ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ БЕЗ ПОДОГРЕВА СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Повышенное содержание углерода в закаливающейся стали обуславливает такие трудности при их сварке и наплавке, как склонность сварных соединений к образованию трещин, перегреву и охрупчиванию. Современные методы их преодоления, предусматривающие сочетание сварки на низких погонных энергиях с подогревом и применением аустенитных сварочных материалов, дороги, трудо- и энергоемки. Кроме того, эффективность этих методов снижается по мере повышения содержания углерода в сталях.

Предлагаемая технология позволяет сваривать и наплавлять без подогрева закаливающиеся стали с содержанием углерода до 0,8 % сварочными материалами, близкими по химическому составу основному металлу. Данная технология сварки и наплавки обеспечивает управление формированием структуры металла сварных соединений путем регулирования условий его нагрева и охлаждения. При этом в металле соединений формируется мелкозернистая структура с высокими показателями вязкости и пластичности, что повышает их стойкость к образованию трещин и охрупчиванию.

**Контакты:** 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11  
 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 11  
 Тел./факс: (38044) 289 17 39  
 E-mail: savitsky@paton.kiev.ua