



ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА ШВА НА СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

В. И. КАБАЦКИЙ, канд. техн. наук, **А. В. КАБАЦКИЙ**, инж. (Донецкая гос. машиностроит. акад., г. Краматорск)

Показано, что при комплексном модифицировании металла шва типа 10ХГНМ азотом и ванадием, совместно с церием, удастся получить наиболее стабильную стойкость сварных соединений мартенситной стали 33ХСН2МА против образования холодных трещин. Этому способствует благоприятное изменение структуры и морфологии неметаллических включений в металле зоны сплавления соединений.

Ключевые слова: высокопрочные стали, низколегированные швы, холодные трещины, зона сплавления, модифицирование, нитриды, поверхностно-активные элементы, соотношение, исследования

Одной из главных проблем, возникающих при сварке высокопрочных сталей, является опасность образования холодных трещин в металле ЗТВ сварных соединений (отколов). Современные представления о механизме зарождения и развития отколов позволяют рассматривать их образование как проявление процесса хрупкого разрушения, связанного с развитием межзеренного проскальзывания и внутризеренного сдвигообразования и контролируемого накоплением повреждаемости во времени по границам зерен, протекающем в условиях сложнапряженного состояния в соответствии с видоизмененной моделью Зинера–Стро [1–3]. Основной причиной образования холодных трещин является повышение сопротивления металла околошовной зоны пластическим деформациям [1, 4]. При этом в месте остановки полосы скольжения образуются так называемые зоны предразрушения — скопления дислокаций, у вершины которых возникает зона локальных растягивающих напряжений, что и создает условия для зарождения разрушения в головной части скопления [5].

В ряде работ [6, 7 и др.] показано, что одним из перспективных путей борьбы с образованием таких трещин может служить введение в низколегированный наплавленный металл элементов, образующих устойчивые выделения модифицирующей фазы (в частности, нитридной) в сочетании с поверхностно-активными элементами. Целью настоящей работы являлось изучение влияния характера модифицирования на сопротивляемость отколам.

Исследовали сварные соединения с низколегированными швами типа 10ХГНМ, выполненные на термически упрочненной стали мартенситного класса 33ХСН2МА, весьма чувствительной к образованию трещин в металле ЗТВ. Сварку проводили опытными электродами с основным покрытием. В качестве модифицирующих добавок в наплавленный металл вводили титан, алюминий, бор, церий, кальций, ванадий и азот. Введение

модифицирующих элементов осуществлялось через электродное покрытие, основное легирование металла — с помощью электродного стержня. В табл. 1 приведен ряд вариантов используемого модифицирования.

Определение механических свойств наплавленного металла выполняли в соответствии с требованиями ГОСТ 6996–66. Для испытаний на статическое кратковременное растяжение использовали образцы (вариант № 1), вырезанные в продольном направлении из металла швов стыковых соединений толщиной 15 мм с V-образной разделкой кромок. Для испытания ударной вязкости использовали образцы (вариант № 9), вырезанные поперек соединения, надрез выполняли по металлу шва. Стойкость каждого варианта против холодных трещин оценивали по результатам сварки не менее 2...3 проб Теккен. Сварку всех вариантов проб выполняли электродами диаметром 4 мм на режиме $I_{св} = 160...180$ А, $U_d = 22...24$ В. При этом фиксировали только трещины в металле ЗТВ и трещины смешанного типа, проходящие частично по шву. В случае получения удовлетворительной стойкости против трещин по какому-либо варианту оценивали стабильность результатов при повторных испытаниях электродов данного варианта. Данные по механическим свойствам и стойкости против трещин приведены в табл. 2. В работе приведены данные по наиболее оптимальным типам модифицирования, полученным на основании предварительных экспериментальных исследований.

Анализ полученных результатов показывает, что за счет оптимального сочетания поверхностно-активных модифицирующих добавок удается достичь вполне удовлетворительной, но недостаточно стабильной стойкости против трещин (варианты № 1, 3, 7) при достаточно высокой прочности металла шва. Напротив, повышение содержания активных фазообразующих элементов (например, бора — варианты № 2 и 8, титана — вариант № 6, алюминия — вариант № 4) ведет к существенному снижению стойкости против трещин-отколов.

Наиболее стабильный эффект модифицирования наблюдается при совместном легировании швов ванадием, азотом и РЗМ (вариант № 10). При

Таблица 1. Варианты модифицирования сварных швов

№ варианта	Тип модифицирования	Расчетный химический состав наплавленного металла, %												
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	V	N	B	Ce	Ca
1	Ti-B-Ce-Ca	0,1	1,5	0,5	0,15	1,5	0,5	0,1	—	—	—	0,001	0,1	0,05
2	Ti-Al-B-Ce-Ca	0,1	1,5	0,5	0,15	1,5	0,5	0,1	0...0,15	—	—	0,002...0,005	0,1...0,15	0,05
3	Al-Ce-Ca	0,1	1,5	0,5	0,15	1,5	0,6	—	0,1	—	—	—	0,1	0,05
4		0,1	1,5	0,5	0,15	1,5	0,6	—	0,15	—	—	—	0,15	—
5	V-Al-Ce	0,1	1,5	0,5	—	1,5	0,5	—	0,05...0,1	0,05...0,10	—	—	0,05...0,1	—
6	V-Ti-Ce	0,1	1,5	0,5	—	1,5	0,5	0,05...0,15	—	0,05...0,10	—	—	0,05...0,1	—
7	V-Ti-B-Ce-Ca	0,1	1,5	0,5	—	1,5	0,5	0,1	—	0,05	—	0,001	0,05	0,05
8		0,1	1,0	0,5	—	1,5	0,5	0,05	—	0,05	—	0,005	0,15	—
9	V-N	0,1	1,5	0,5	0,3	1,5	0,5	—	—	0,12	0,015	—	—	—
10	V-N-Ce	0,1	1,0	0,5	0,3	1,5	0,5	—	—	0,12	0,015	—	0,05...0,1	—

Таблица 2. Механические свойства металла шва и стойкость соединения против трещин

№ варианта	Механические свойства металла шва						Наличие трещин в пробе Теккен		Время до появления визуально наблюдаемой трещины, ее характер
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²		визуально	по макрошлифам	
					+20 °C	-40 °C			
1	615	758	18,3	48,6	103	70	Нет	Есть	Надрыв на шлифе; более 8 ч
							Есть	—	
2	615...636	753...777	19,0...20,0	48,6...50,6	75...106	67...90	»»	—	6 ч, 1,5 ч, 1 ч, 20 мин; 15 мин — смешанная
3	630	757	15,6	55,6	77	60	2 пробы заварено без трещин		
							Есть*	—	Более 8 ч*; 5,5 ч*; 5 ч*
4	594	742	20,0	55,6	67	47	Есть	—	1,5 ч; 1 ч; 1 ч
5	611...628	806...822	17,3...18,6	51,1...55,6	72...75	60...62	»»	—	5 ч; 45 мин; 40 мин
6	658...756	815...876	17,1...18,6	51,0...55,6	70...87	60...64	Есть	—	6 ч; 3 ч; 1,5 ч; — смешанная; 1 ч — смешанная
7	685	862	20,0	56,6	90	75	Нет	Есть	Надрыв на шлифе; 48 ч; 7 ч*; 1,5 ч*
							Есть	—	
8	583	742	22,7	55,6	105	60	»»	—	3,5 ч; 2 ч — смешанная
9	724	862	16,6	55,6	88	60	2 пробы заварено без трещин		
							Нет*	Есть	Надрыв на шлифе более 24 ч*
							Есть*	—	
10	Не определялись						2 пробы заварено без трещин		
							Нет*	Нет	—
							»»	Есть	Надрыв на шлифе*

* Результаты повторных испытаний электродов.

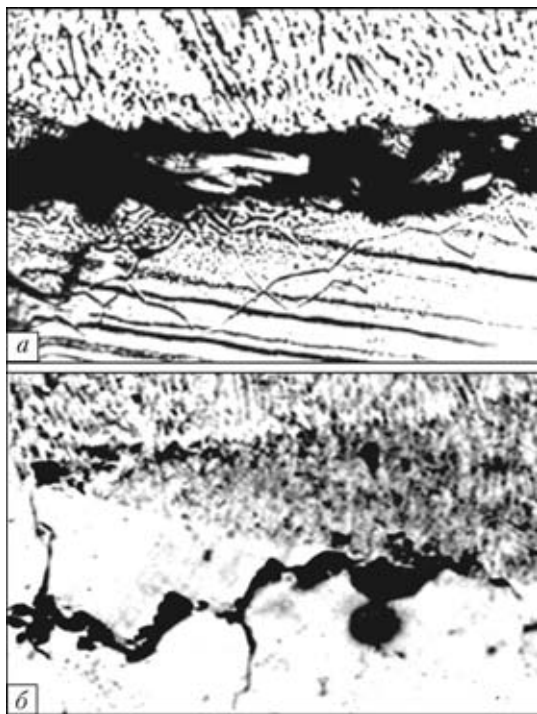


Рис. 1. Участки распространения холодной трещины по зоне сплавления сварного соединения стали 33XCH2MA с низколегированным швом, X125: а — зона сплавления со стороны шва; б — со стороны участка неполного расплавления

этом трещин в пробах Теккен удается избежать и в случае повторных испытаний электродов. В то же время положительное действие модифицирования проявляется только при определенном соотношении модифицирующих добавок.

Для объяснения полученных результатов проведено детальное исследование сварных соединений, выполненных рассматриваемыми вариантами опытных электродов. На первом этапе исследовали образцы из однослойных соединений стали 33XCH2MA по методике, описанной в работах [6, 8]. При этом в образцах, обработанных по

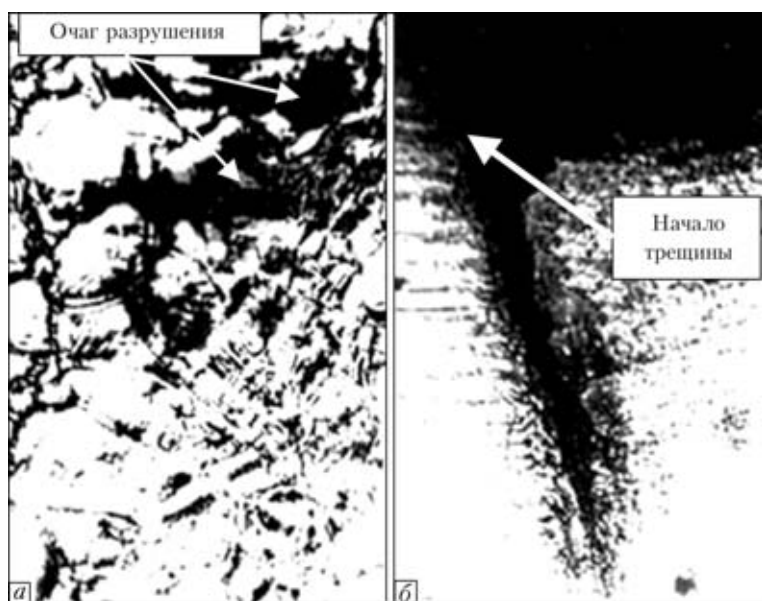


Рис. 2. Зарождение разрушения в переходной зоне нагружаемых образцов, X100: а — очаги разрушения на участке неполного расплавления; б — зарождение и распространение трещины на границе сплавления

термическому циклу, близкому к сварочному (нагрев до температуры 1200 °С со скоростью 100 °С/с, выдержка 15 с, охлаждение со скоростью 7... 10 °С/с), наблюдали изменение структуры участка крупного зерна металла ЗТВ. При охлаждении до температуры 200 °С инициировали разрушение образцов путем их замедленного нагружения растягивающей нагрузкой, которая создает в металле образца напряжения около 550... 600 МПа.

Как показали наблюдения за распадом аустенита, в образцах происходит бейнитно-мартенситное превращение (начало при 340... 330 °С) с образованием преимущественно смеси нижнего бейнита и отпущенного мартенсита (средний балл первичного аустенитного зерна 5... 6). Такая структура, по некоторым данным [2, 9, 10], является предпочтительной для высокопрочного металла сварных соединений благодаря сравнительно высокой пластичности и ударной вязкости.

В то же время эксперименты показывают, что при очень близком соответствии параметров превращения B_H (330... 360 °С), M_H (320... 350 °С), M_K (200... 260 °С) соединения могут весьма существенно отличаться по стойкости против отколов (например, варианты № 2 и 10). Таким образом, изучение особенностей структуры участка крупного зерна не позволяет однозначно объяснить причины различной сопротивляемости отколам.

По содержанию диффузионного водорода проводили сопоставление склонности соединений к отколам в наплавленном металле, определяемом с использованием глицириновой карандашной пробы [1]. Режимы сварки приведены выше. Сопоставление замеров показывает, что оно мало отличается и во всех случаях относительно невелико (не превышает 1,2... 1,4 мл/100 г наплавленного металла). Учитывая существенные различия рассматриваемых вариантов по стойкости против трещин (например, $[H]_d \sim 1,2... 1,25$ (вариант № 1), $\sim 1,2... 1,3$ мл/100 г (вариант № 2)) можно заключить, что при отмеченных концентрациях водорода данный фактор, по видимому, не является определяющим в отношении стойкости против трещин-отколов, однако более точно на этот вопрос можно ответить лишь после изучения кинетики выделения водорода в сварном соединении [6].

Существует мнение [2, 11], что весьма благоприятные условия для зарождения холодных трещин создаются на оплавленных границах зерен участка металла ЗТВ, примыкающего к основному металлу (так называемый участок подплавления). Детальный анализ характера многочисленных разрушений в образцах Теккен показывает, что во многих случаях траектория распространения холодных околошовных трещин пересекает линию сплавления, проходит по границе сплавления, либо в непосредственной близости от нее (рис. 1). Это позволяет с большим основанием полагать, что участок сварного соединения, формирующийся в про-

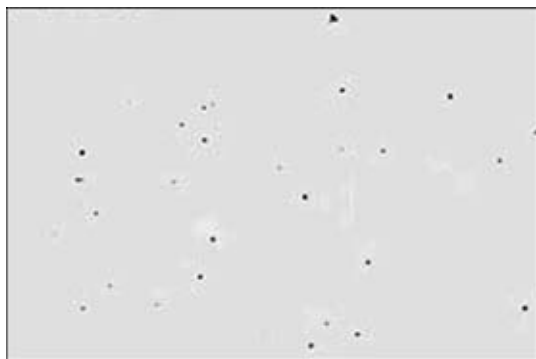


Рис. 3. Неметаллические включения в зоне сплавления сварного соединения стали 33ХСН2МА с металлом шва 10ХГНМАФЧ, $\times 1500$

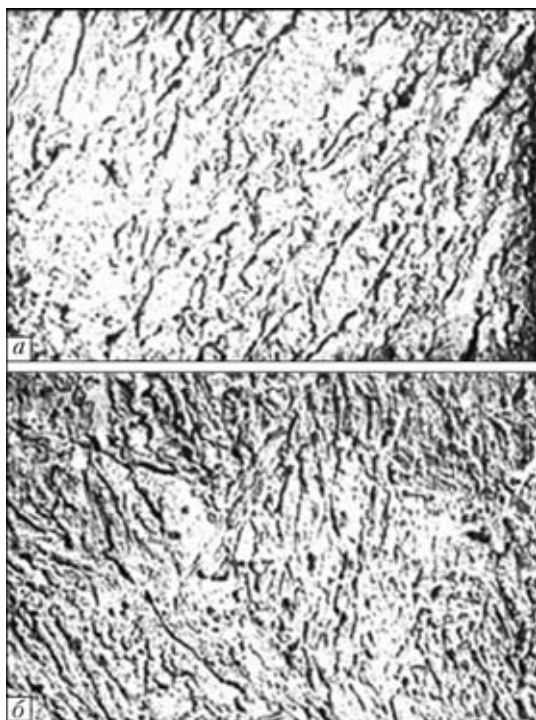


Рис. 4. Микроструктура наплавленного металла, примыкающего к зоне сплавления, $\times 6000$: *a* — с металлом шва 10ХГНМАФЧ; *б* — 10ГНМТРЮЧ

процессе кристаллизации сварочной ванны на оплавленных зернах основного металла, может служить местом зарождения холодных околошовных трещин. Об этом также косвенно свидетельствует наблюдение за ходом замедленного разрушения образцов, обработанных по термическому циклу, близкому к сварочному. Фиксирование момента

зарождения трещин в нагруженных образцах позволило выявить появление очагов разрушения либо зарождение трещин на участке зоны сплавления (рис. 2).

Полученные результаты дают основание говорить о возможности влияния модифицирования наплавленного металла на стойкость сварного соединения против образования трещин-отколов.

В ряде работ [12, 13] выявлена заметная роль неметаллических включений в механизме образования холодных трещин на участке зоны сплавления. Металлографические исследования последней с помощью оптической и электронной микроскопии показывают, что при оптимальном модифицировании преобладают равномерно распределенные глобулярные включения (рис. 3). Включения располагаются в основном в теле зерна, причем наблюдается увеличение количества мелких включений (рис. 4, *a*). Последнее следует также из подсчета количества включений с распределением по размерам, проведенного с помощью количественного телевизионного микроскопа «Квантимер-720». В случае отклонения от оптимального модифицирования характер распределения включений изменяется — заметные скопления наблюдаются по границам зерен, включения укрупняются (рис. 4, *б*). Последние являются, очевидно, комплексными соединениями модифицирующих добавок с кислородом, азотом, углеродом и серой. Как известно, при достаточно высокой концентрации напряжений могут являться очагами зернограничного проскальзывания [2], способствующего образованию зародышей холодных трещин в условиях сварочного термомеханического цикла. Холодные трещины могут зарождаться и от горячих микронадрывов, проходящих по скоплениям включений неблагоприятной формы (рис. 5), выделяющихся из маточного раствора в процессе кристаллизации в зоне контакта жидкого и твердого металла.

Одним из возможных объяснений столь заметного влияния оптимального модифицирования на стойкость против образования околошовных трещин может также, по-видимому, служить определенное воздействие модифицирующих добавок на структуру металла и характер включений зоны сплавления и примыкающего к ней участка подплавления. Последнее, очевидно, обусловлено диффузией, особо интенсивно протекающей при контакте расплавленного металла ванны с участком

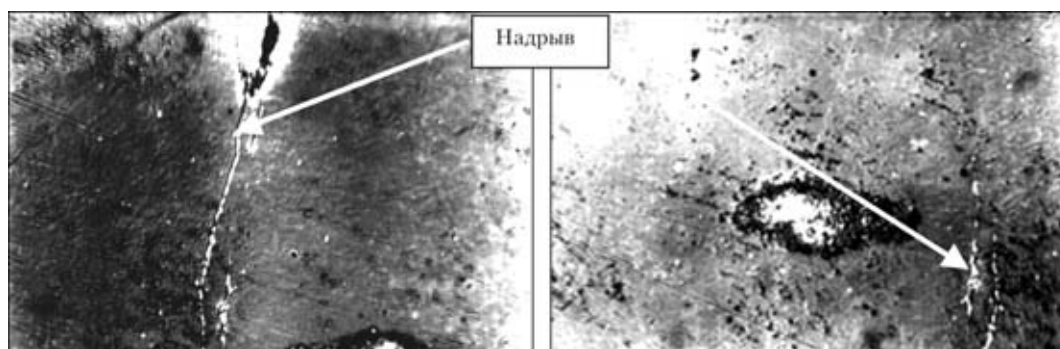


Рис. 5. Микроструктура металла в зоне сплавления стали 33ХСН2МА с низколегированным швом с микротрещинами, $\times 1500$

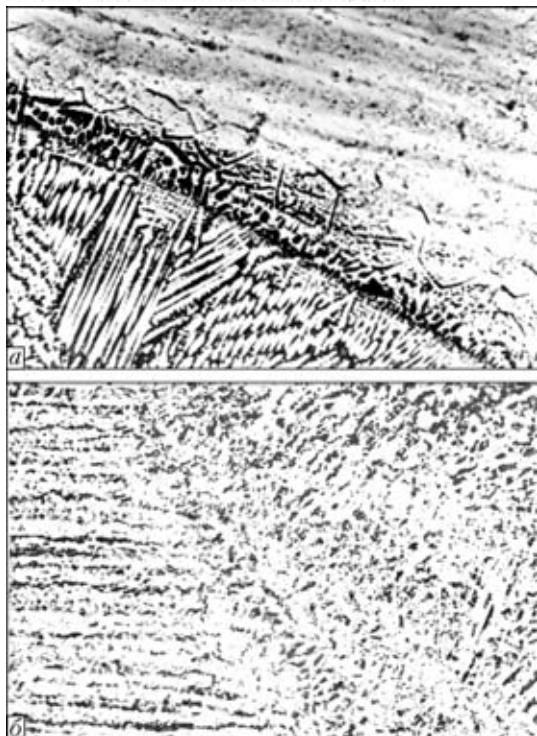


Рис. 6. Первичная микроструктура металла зоны сплавления металла шва сварных соединений, X200: *a* — шва типа 10XhGhMTФ; *b* — 10XhGhMAФЧ, X1500

подплавления. Проникновение по границам подплавления зерен поверхностно-активных элементов (например, церия, может обусловливать наблюдаемое здесь уменьшение размера зерна и степени травимости границ зерен (рис. 6). К сожалению, из-за сложности данных исследований, прямого экспериментального подтверждения этого факта авторы не имеют, однако имеются теоретические предпосылки такого воздействия благодаря особенностям поведения церия в сталях. Эти особенности состоят в способности церия образовывать твердый раствор в железе, а также в высокой поверхностной активности и преимущественной склонности к адсорбции атомов церия по сравнению с другими элементами [13].

Таким образом, полученные результаты исследований свидетельствуют о существенном влиянии

модифицирования наплавленного металла на стойкость сварных соединений закаляющихся сталей с низколегированными швами против образования холодных околошовных трещин. Это позволяет реализовать найденный способ повышения сопротивляемости отколам при разработке сварочных материалов для сварки высокопрочных сталей.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
2. Касаткин Б. С. Микромеханизм образования холодных трещин при сварке среднелегированных сталей // Семинар по металлургическим требованиям производителей и потребителей к свариваемости сталей. — Киев, 16–20 сент., 1991. — 19 с.
3. Условия образования трещин при сварке и термической обработке. Ч. 1: О роли ползучести в образовании трещин // В. Н. Землин, А. А. Чижик, А. А. Ланин и др. // Свароч. пр-во. — 1983. — № 11. — С. 1–4.
4. Стеренбоген Ю. А. Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. — 1986. — № 6. — С. 5–8.
5. Золоторевский С. М. Механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1983. — 352 с.
6. Структура и свойства зоны термического влияния сварных соединений высокопрочной стали мартенситного класса / В. И. Кабацкий, В. В. Подгаецкий, Д. П. Новикова и др. // Автомат. сварка. — 1988. — № 1. — С. 16–20.
7. Кабацкий А. В. Низколегированные электродные материалы для сварки закаляющихся сталей // Вестн. Призов. гос. техн. ун-та. — Мариуполь. — 1998. — Вып. 6. — С. 254–259.
8. Новикова Д. П. Высокотемпературная металлография сварных соединений. — Киев: Наук. думка, 1989. — 152 с.
9. Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью металла шва на трубной низколегированной стали / Д. П. Новикова, Ю. Л. Богачек, С. Л. Мандельберг и др. // Автомат. сварка. — 1973. — № 8. — С. 6–9.
10. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 270 с.
11. Стойкость сварных соединений стали типа 25ХГМ против образования холодных трещин в зоне сплавления при легировании металла шва кальцием / В. И. Кабацкий, В. М. Кирьяков, В. В. Подгаецкий и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 1. — С. 5–7.
12. Влияние сульфидных включений в зоне сплавления аустенитных швов с перлитной сталью на склонность соединений к образованию трещин-отрывов / В. М. Кирьяков, Г. И. Парфессо, В. В. Подгаецкий и др. // Там же. — 1989. — № 10. — С. 4–7.
13. Браун М. П. Микролегирование стали. — Киев: Наук. думка, 1982. — 303 с.

It is shown that at complex modifying the weld metal of 10KhGhNM type with nitrogen and vanadium, together with cerium, it is possible to achieve the most stable cold cracking resistance of welded joints on martensitic steel 33KhSN2MA. This is promoted by a favourable change of the structure and morphology of nonmetallic inclusions in the metal of the fusion zone of the joints.

Поступила в редакцию 13.02.2003,
в окончательном варианте 06.05.2003