



# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

А. А. СЛИВИНСКИЙ, инж.

(Ин-т соединительных и лучевых технологий Магдебургского ун-та им. Отто фон Гёрике, Германия),

П. ФАЙТ, д-р естественных наук (Ин-т экспериментальной физики Магдебургского ун-та им. Отто фон Гёрике, Германия)

Приведены результаты металлографических исследований различных участков сварных соединений высоконикелевого сплава типа NiCr25FeAlY, выполненных вольфрамовым электродом в инертном газе, плавящимся электродом в смеси газов и под слоем флюса. Оценена склонность сплава к образованию горячих трещин и установлено наличие у него провала пластичности вблизи температуры 700 °С после термической обработки. Показана связь пониженной пластичности сплава с развитием фазовой и химической неоднородности.

*Ключевые слова:* дуговая сварка (WIG, MSG, UP, LBH), высоконикелевый сплав, сварные соединения, структура, технологическая прочность, кривая пластичности

Сплав на основе никеля NiCr25FeAlY (коммерческое обозначение Nicrofer® 6025 HT — сплав 602 CA), разработанный специалистами фирмы «Krupp VDM GmbH» в 1992 г., находит широкое применение при изготовлении оборудования для металлургической, керамической и химической промышленности, аппаратуры для переработки отходов [1–3]. Химический состав сплава NiCr25FeAlY следующий, %: Ni — основа; 24... 26 Cr; 8... 11 Fe; 0,15... 0,25 C; ≤ 0,1 Mn; ≤ 0,5 Si; ≤ 0,1 Cu; 1,8... 2,4 Al; 0,10... 0,20 Ti; 0,05... 0,12 Y; 0,01... 0,10 Zr. По данным фирмы-разработчика, материал имеет высокую жаростойкость и жаропрочность и может использоваться при температуре до 1200 °С в науглероживающей, кислородсодержащей и азотирующей среде [1].

Для достижения высокой жаропрочности сплава разработчиками его были заложены принципы твердорастворного, карбидного и дисперсионного упрочнения, что обуславливает наличие сложной фазовой структуры в материале, включающей твердый  $\gamma$ -раствор углерода в Ni–Cr–Fe-матрице [1]; упрочняющий карбид  $Me_{23}C_6$ , где Me = (Cr, Fe, Ni) [1, 4–6]; интерметаллидную  $\gamma$ -фазу  $Ni_3(Al, Ti)$  [1, 7–9].

Как и большинство других аустенитных дисперсионно-твердеющих сплавов, сплав NiCr25FeAlY характеризуется удовлетворительной свариваемостью, с проявлением склонности к образованию горячих трещин при сварочно-термической обработке [9–15]. В числе возможных изменений структуры материала, вызванных процессом сварки или термической обработки и приводящих к потере технологической прочности, могут быть следующие: рост аустенитного зерна в металле ЗТВ;

агломерация первичных карбидов (тенденция карбидов к образованию при нагреве крупных зернограничных выделений при неизменной общей доле выделившихся карбидов);

образование карбидной цепочки (процесс, обратный описанному выше) — выделение многочисленных мелких карбидных фаз вдоль границ зерен;

образование хрупких топологически плотноупакованных  $\mu$ -,  $\sigma$ -, Лавес-фаз.

Для ряда сплавов на основе никеля подобные структурные превращения могут не только вызывать образование горячих трещин при сварке, но и существенно снижать работоспособность сварных конструкций, выполненных из этих материалов, при воздействии высоких температур.

В Институте соединительных и лучевых технологий была проведена серия экспериментов, включающих сварку жаропрочного никелевого сплава NiCr25FeAlY, испытание на склонность к образованию горячих трещин, механико-технологические испытания и анализ микроструктуры сварного соединения. Последний проводили при содействии Методико-диагностического центра материаловедения Магдебургского университета. Он включал оптическую микроскопию (микроскопы «Nikon-Epihot» и «Leica Reichert MeF3A»), ретровую электронную микроскопию (электронный микроскоп «Jeol JSM 5410») и просвечивающую

Параметры сварки для заполняющих проходов на пластинах толщиной 10 мм

Параметр	Способ сварки		
	WIG	MSG	UP
Диаметр присадочного материала, мм	1,2	1,2	1,6
Сила сварочного тока, А	180	148	220...250
Напряжение на дуге, В	10	23	35
Скорость сварки, см/мин	20	33	50
Колебания дуги:	Амплитуда колебаний, мм	5	—
	Скорость колебаний, см/мин	10	—
Защитный газ/флюс:	Вид	Ar + 1 % N <sub>2</sub>	Ar + 5 % N <sub>2</sub> + 5 % He + 0,05 % CO <sub>2</sub>
	Расход, л/мин	12	20

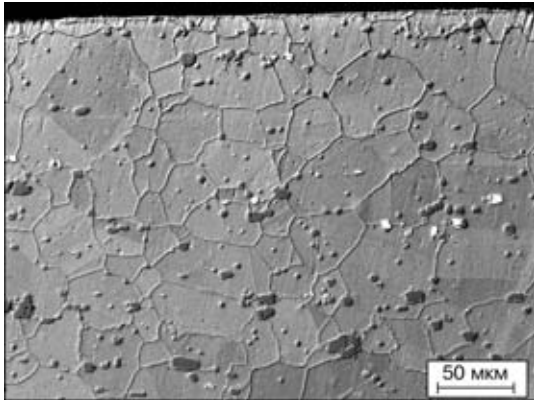


Рис. 1. Микроструктура основного металла сварного WIG соединения сплава NiCr25FeAlY на расстоянии около 5 мм от линии сплавления: темные частицы — карбидная фаза; светлые — частицы иттрия и циркония. РЭМ, обратнорассеянные электроны

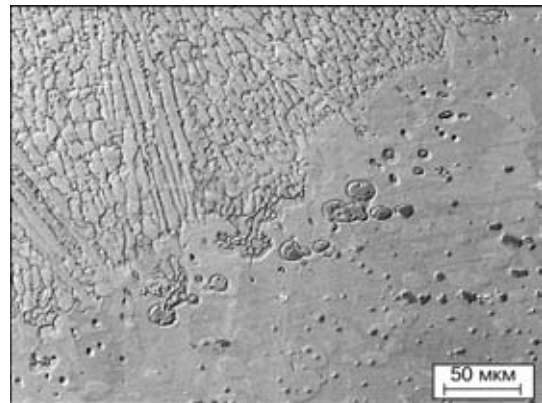


Рис. 2. Микроструктура металла ЗТВ сварного WIG соединения сплава NiCr25FeAlY вблизи линии сплавления. Характерны эвтектоидные образования вдоль линии сплавления со стороны металла ЗТВ. РЭМ, обратнорассеянные электроны

электронную микроскопию (электронный микроскоп «Philips CM200»).

Сварку проводили на пластинах размером 500×150 мм толщиной 6 и 10 мм с V-образной разделкой кромок. В рамках исследований для заварки корневых швов использовали плазменную сварку без присадочного материала, а заполняющие проходы выполняли четырьмя различными способами: вольфрамовым электродом в инертном газе (WIG), плавящимся электродом в смеси газов (MSG) и под слоем флюса (UP), а также покрытым электродом (LBH). Во всех случаях использовали присадочный материал, сходный по химическому составу с основным металлом (ОМ). Основные параметры сварки приведены в таблице. С целью повышения производительности и снижения количества проходов на пластинах толщиной 10 мм сварку вольфрамовым электродом выполняли с поперечными колебаниями дуги.

Количественный анализ размера зерна в металле ЗТВ и ОМ показал, что термический цикл сварки оказывает незначительное влияние на рост зерна матрицы. Лишь в непосредственной близости от линии сплавления (до 0,2 мм) наблюдается некоторое укрупнение структуры на один номер зерна. При удалении от линии сплавления более чем на 0,2 мм зерно сохраняет стабильные размеры. Процессы агломерации карбидов и образования карбидной цепочки в металле ЗТВ обнаружено

не было. Карбидная фаза в ОМ и металле ЗТВ представлена карбидами двух типов, выделившимися как по границам, так и внутри аустенитного зерна. К первой группе относят карбиды преимущественно округлой или глобулярной формы со средним диаметром около 2...5 мкм, ко второй — более крупные карбидные включения неправильной формы со средней длиной 12...18 мкм, вытянутые в направлении вальцовки пластин ОМ (рис. 1, 2).

Электронный микроанализ карбидной фазы показал, что структура сварных соединений сплава NiCr25FeAlY включает частицы карбидов  $Me_{23}C_6$  и  $Me_7C_3$ , где  $Me = (Cr, Ni, Fe)$ . Доминирующую роль в образовании карбидной фазы играют атомы хрома, т. е. отдельные частицы карбида представляют собой практически чистые соединения хрома и углерода. Наличие в структуре сплава карбидов типа  $Me_{23}C_6$  и  $Me_7C_3$  было подтверждено также замерами микротвердости. Микротвердость зерен  $\gamma$ -матрицы составила в среднем  $HV 0,03-320...350$  ( $HV 0,04-230...270$ ). Значения микротвердости карбидных частиц свидетельствуют о наличии двух групп карбидов с различными уровнями микротвердости:  $HV 0,03-880...980$  ( $HV 0,04-500$ ) и  $HV 0,03-1350$  ( $HV 0,04-680...750$ ). С учетом справочных данных по микротвердости карбидов  $Cr_7C_3$  и  $Cr_{23}C_6$  [16] можно сделать вывод о наличии в структуре сплава карбидов обоих типов в исходном состоянии и после сварки. В целом

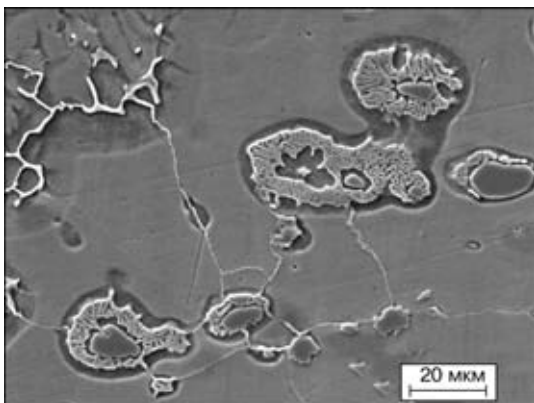


Рис. 3. Микроструктура металла ЗТВ сварного WIG соединения сплава NiCr25FeAlY вблизи линии сплавления. РЭМ, поглощенные электроны

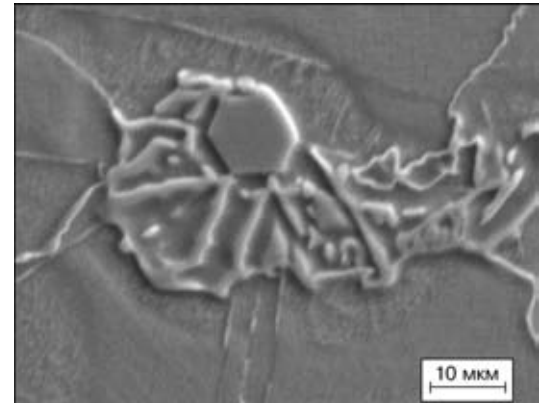


Рис. 4. Эвтектоидная фаза вокруг карбидной частицы, участок металла ЗТВ вблизи линии сплавления. РЭМ, поглощенные электроны

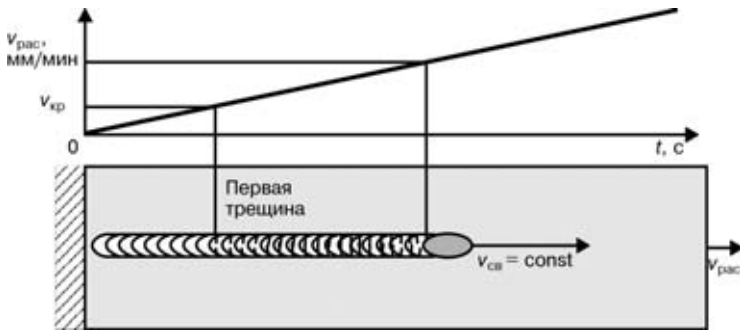


Рис. 5. Принципиальная схема PVR-теста

это явление, достаточно распространенное для жаропрочных материалов на основе никеля [9], подтверждается также для NiCr25FeAlY данными работы [17]. Параллельно с исследованием карбидной фазы в областях, непосредственно прилегающих к линии сплавления (в металле ЗТВ и по границам дендритов в сварном шве), обнаружены участки с эвтектоидной структурой фазовых выделений (рис. 2–4).

Наличие эвтектоидной фазы вблизи линии сплавления может служить негативным фактором, усиливающим образование горячих трещин во время сварочно-технологической обработки сплава NiCr25FeAlY. Это связано с большей легкоплавкостью эвтектики по отношению к ОМ и ее ярко выраженной хрупкой (пластинчатой) морфологией (рис. 4). Микротвердость эвтектоидной фазы превышает таковую у  $\gamma$ -матрицы в среднем в три раза и составляет  $HV0,04-510...680$ . В свою очередь, распределение эвтектоидных образований по границам зерен вокруг матричных карбидов указывает на процесс перераспределения элементов карбидной фазы и  $\gamma$ -матрицы, образования эвтектического состава, его подплавления и последующей кристаллизации в виде эвтектоидной фазы, располагающейся только вокруг карбида.

Чтобы установить, насколько описанные выше структурные превращения в материале могут воздействовать на его технологическую прочность, была проведена серия испытаний на стойкость сплава NiCr25FeAlY против образования горячих трещин при сварке. Испытания (PVR-тест) проводили в соответствии с нормативным документом DVS 1004-1. Схематически принцип теста представлен на рис. 5. Вдоль оси плоского образца с размерами  $200 \times 40 \times 10$  мм перемещали сварочную горелку с постоянной скоростью сварки, обеспечивая его

проплавление на некоторую, зависящую от параметров сварки, глубину. Одновременно с началом процесса сварки образец начинал растягиваться в направлении перемещения дуги, с постоянно возрастающей скоростью. При этом каждой точке в сварном шве соответствует определенное значение скорости растяжения  $v_{рас}$ . Количественным критерием для определения склонности материала к образованию горячих трещин является критическая скорость растяжения  $v_{кр}$  (скорость растяжения, при которой на

поверхности образца наблюдаются первые трещины).

В ходе испытаний использовали аргонодуговую сварку неплавящимся электродом без присадочной проволоки как наиболее предпочтительный способ сварки с точки зрения стойкости против образования горячих трещин. Скорости сварки для различных испытуемых образцов варьировались в пределах  $10,6...22,2$  см/мин при постоянстве остальных параметров. Обработанные данные испытаний приведены на рис. 6. Критическая скорость растяжения обратно пропорциональна погонной энергии, т. е. с возрастанием последней при сварке увеличивается также опасность образования горячих трещин. Согласно [18], на основании критериев, установленных опытным путем, можно сделать вывод об удовлетворительной стойкости сплава NiCr25FeAlY против образования горячих трещин как материала, обнаружившего в ходе PVR-теста критическую скорость растяжения, лежащую в интервале  $30...70$  мм/мин. Таким образом, при сварке на малых значениях погонной энергии ( $\approx 6$  кДж/см) материал обладает достаточно высокой трещиностойкостью и позволяет получить качественные сварные соединения. В то же время при достижении погонной энергией значения  $8,5$  кДж/см и более сплав NiCr25FeAlY обладает неудовлетворительной стойкостью против образования горячих трещин при дуговой сварке в защитных газах.

Горячие трещины, образовавшиеся в сварных швах в ходе PVR-теста, носят ярко выраженный междендритный характер и образуются прежде всего по периферийным зонам сварных швов вблизи линии сплавления. Дополнительным фактором, способствующим зарождению и развитию горячих трещин именно в этих областях, является наличие

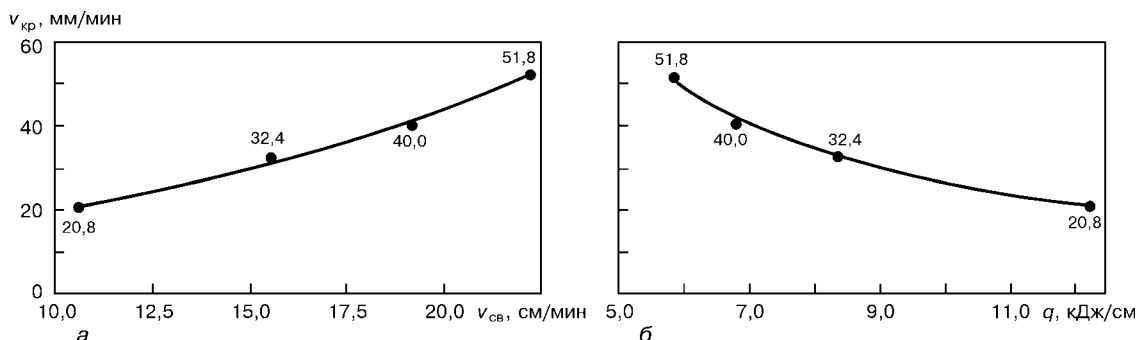


Рис. 6. Зависимость критической скорости растяжения  $v_{кр}$  для сплава NiCr25FeAlY от скорости сварки (а) и погонной энергии (б)

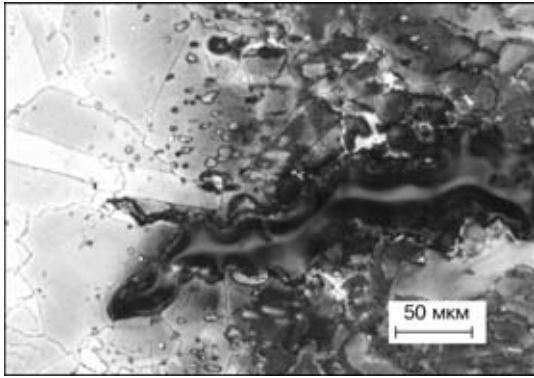


Рис. 7. Иллюстрация «выхода» горячей трещины из металла шва в металл ЗТВ. Оптическая микроскопия (травление по Bloech и Wedl II)

эвтектической жидкости в межзеренном и междендритном пространстве ниже температуры солидуса. По этой причине в ряде случаев был обнаружен выход горячих трещин из шва в металл ЗТВ (рис. 7).

С целью проверки работоспособности сварных соединений жаропрочного никелевого сплава NiCr25FeAlY при высоких температурах был проведен ряд исследований, включающих нагрев и выдержку сварных образцов, выполненных различными способами сварки в интервале критических температур, с последующими механико-технологическими испытаниями и металлографическими исследованиями структурных изменений.

Ряд литературных источников [19, 20] указывает на опасность образования так называемых

трещин повторного нагрева для жаропрочных сплавов на никелевой основе при их термической обработке или в рабочих условиях под воздействием высоких температур. Наиболее опасным при этом является интервал температур 600...800 °С. Решающим фактором, обуславливающим снижение пластичности материала в этом температурном интервале, принято считать его дисперсионное твердение в результате выделения  $\gamma$ -фазы Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) [13, 19, 21, 22].

Исследования тонкой структуры термически обработанных сварных образцов из сплава NiCr25FeAlY (нагрев до 700 °С, выдержка в течение 100 ч, охлаждение на воздухе) показали наличие в его структуре  $\gamma$ -фазы, чего не наблюдалось при изучении структуры материала в исходном состоянии. Частицы  $\gamma$ -фазы выделяются в сварном шве, металле ЗТВ и ОМ, они имеют округлую форму диаметром около 21...31 нм (рис. 8, 9). В то время, как границы зерен ОМ в состоянии поставки были практически свободны от карбидных выделений (рис. 10), изучение тонкой структуры сварных соединений после нагрева показало наличие многочисленных выделений мелкодисперсной карбидной фазы как по границам зерен в ОМ (рис. 11) и металле ЗТВ, так и по междендритным границам в сварном шве (рис. 21).

С целью установления влияния температурной нагрузки и вызванных ею структурных превращений в материале на его механико-технологические свойства были проведены сравнительные

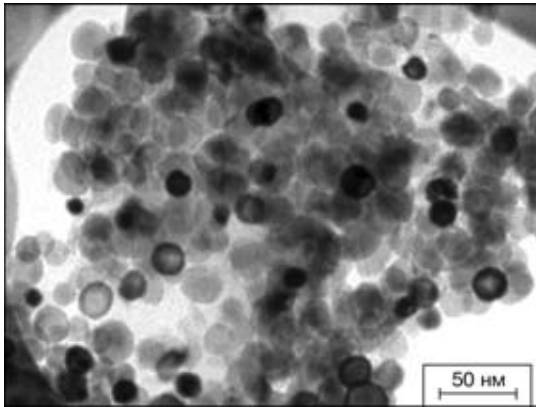


Рис. 8. Частицы  $\gamma$ -фазы в сварном шве после низкотемпературной выдержки. Электронная микроскопия на просвет

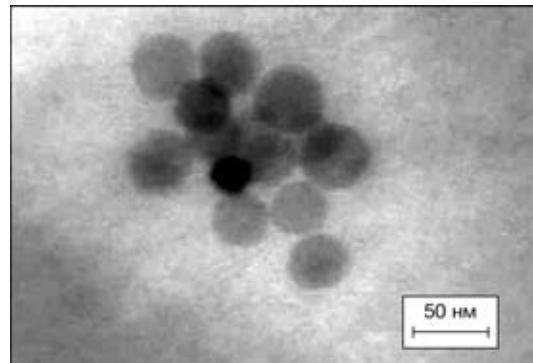


Рис. 9. Частицы  $\gamma$ -фазы в основном металле после низкотемпературной выдержки. Электронная микроскопия на просвет

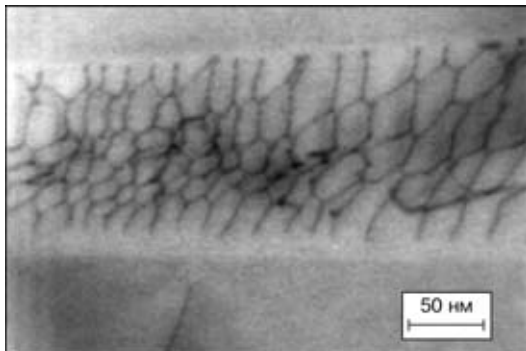


Рис. 10. Межзеренная граница в основном металле до низкотемпературной выдержки. Характерны дислокационная сетка и отдельные карбидные микрочастицы. Электронная микроскопия на просвет

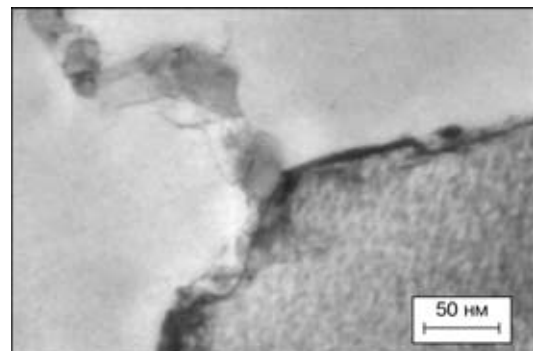


Рис. 11. Микроструктура основного металла после низкотемпературной выдержки. Границы зерен покрыты карбидными выделениями. Правое зерно внизу с контрастными выделениями  $\gamma$ -фазы. Электронная микроскопия на просвет

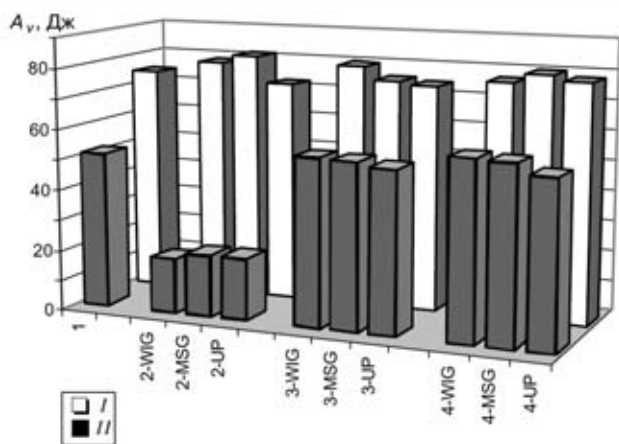


Рис. 12. Работа разрушения  $A_v$  сплава NiCr25FeAlY в характерных областях сварных соединений: OM (1), сварной шов (2), линия сплавления (3) и металл ЗТВ (4), выполненных различными способами сварки в исходном состоянии после сварки (I) и после низкотемпературной выдержки (II)

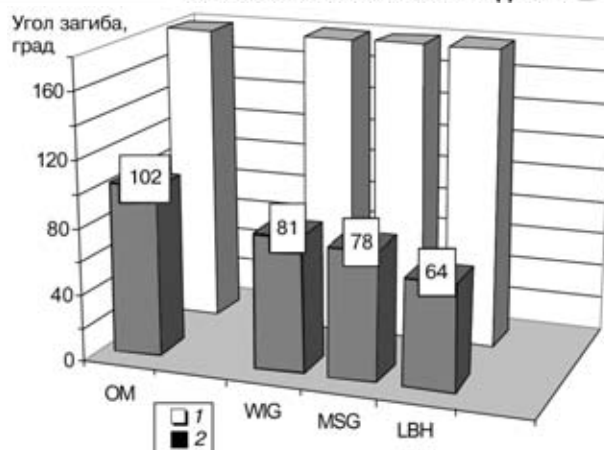


Рис. 14. Изменение пластичности сплава NiCr25FeAlY в характерных областях сварных соединений — OM и сварных швах, выполненных различными способами сварки в исходном состоянии после сварки (1) и после низкотемпературной выдержки (2)

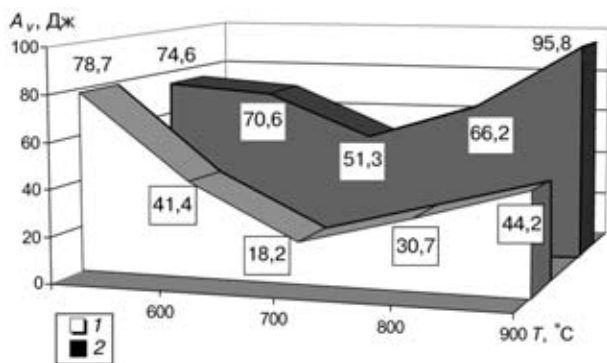


Рис. 13. Изменение работы разрушения сплава NiCr25FeAlY в зависимости от температуры провокационного нагрева для сварных швов, выполненных сваркой WIG (1), и для OM (2)

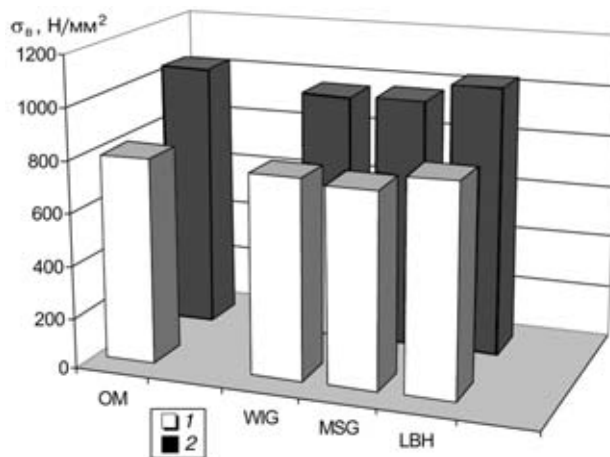


Рис. 15. Изменение прочности сплава NiCr25FeAlY в характерных областях сварных соединений — OM и сварных швах, выполненных различными способами сварки в исходном состоянии после сварки (1) и после низкотемпературной выдержки (2)

испытания на поперечное растяжение, изгиб и ударную вязкость сварных образцов из сплава NiCr25FeAlY. Результаты испытаний на ударную вязкость показаны на рис. 12. Пробы с V-образным надрезом для испытаний вырезали из сварных соединений, выполненных WIG, MSG, и UP сваркой (корень шва заваривали плазменной сваркой). Надрез располагался на OM, по оси шва в поперечном сечении, по линии сплавления и в металле ЗТВ. Работа разрушения  $A_v$  при испытании на ударную вязкость для образцов из OM и характерных областей сварного соединения была примерно одинаковой и составляла 75...80 Дж. При этом ярко выраженного преимущества какого-либо способа сварки обнаружено не было. В то же время провокационный нагрев до 700 °C с последующей выдержкой в течение 100 ч привел к понижению работы разрушения примерно на 30 % как в OM, так и в металле ЗТВ. Однако наибольшее падение вязкости материала вследствие низкотемпературной выдержки наблюдалось в сварном шве. В этом случае работа разрушения снижалась в четыре раза и составляла для сварных швов 18...20 Дж.

Дальнейшие испытания сварных образцов сплава NiCr25FeAlY при различных температурах провокационного нагрева показали, что с точки зрения снижения ударной вязкости наиболее опасной является область температур вблизи 700 °C (рис. 13).

Продолжительность выдержки не изменялась и для всех случаев составила 100 ч. Аналогичные результаты были получены и при сравнительном испытании образцов из OM и сплава NiCr25FeAlY на поперечный изгиб (рис. 14). Угол загиба проб, неподверженных термическому воздействию из OM, и содержащих сварные швы, составил 180 °C. Для проб из OM, нагретых до 700 °C и выдержанных 100 ч, при угле загиба 102° наблюдалось появление первых трещин. При испытании сварных проб, корень шва в которых заваривали плазменной сваркой, растягивающие усилия сообщались заполняющим проходам, выполненным WIG, MSG и LBH сваркой. В этом случае у проб, подвергнутых провокационному нагреву, наблюдалось хрупкое разрушение по сварному шву при углах загиба 81, 78 и 64° при различных способах сварки.

Таким образом, испытания на поперечный изгиб также подтвердили наличие существенного провала пластичности у материала швов сварных соединений сплава NiCr25FeAlY, подвергнутых нагреву и выдержке в области температур вблизи 700 °C.

Испытания на поперечное растяжение проб из OM и содержащих сварные WIG, MSG и LBH

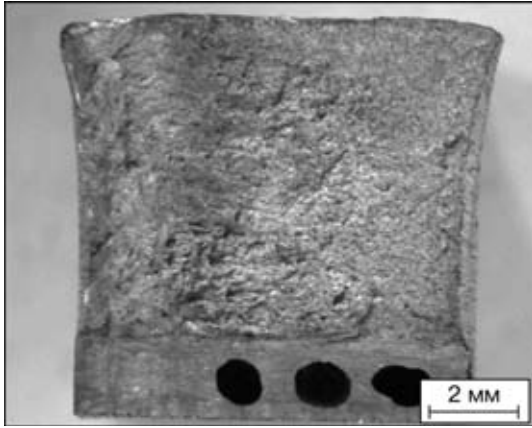


Рис. 16. Общий вид поверхности излома пробы, содержащей сварной WIG шов после испытания на ударную вязкость

швы, также подтвердили упрочнение материала вследствие описанной выше температурной обработки (рис. 15). При этом разрушение проб во всех случаях происходило по ОМ.

Изучение поверхностей излома сварных проб после испытания на ударную вязкость обнаруживает существенно более высокую дуктильность структуры корневых швов, выполненных плазменной сваркой (рис. 16, 17 *правая часть*), в сравнении с заполняющими проходами, выполненными различными дугowymi способами сварки, в частности неплавящимся электродом в инертном газе (рис. 16, 17 *левая часть*). Кроме того, сопоставление формы сечений поверхностей излома показывает на существенно более высокий уровень пластической деформации у ненагретых проб (рис. 16), по сравнению с более хрупкой картиной разрушения у проб, предварительно подвергнутых провокационному нагреву (рис. 17). Более детальное исследование поверхностей излома в сварных швах показывает характерную для пластичных материалов ячеистую (сотовую) структуру разрушения у проб, которые не подвергались термическому воздействию после сварки (рис. 18), по сравнению с хрупкой (сдвиговой) структурой поверхности излома сварных швов, подвергнутых низкотемпературной выдержке (рис. 19).

Таким образом, результаты механико-технологических испытаний сварных соединений сплава NiCr25FeAlY однозначно указывают на существенное снижение пластичности и вязкости материала

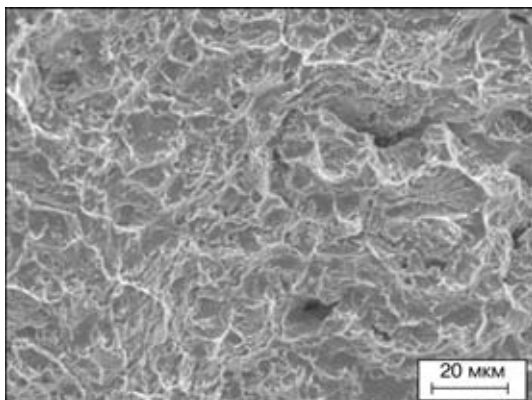


Рис. 18. Фрактографическая картина излома сварного WIG шва после испытания на ударную вязкость. РЭМ

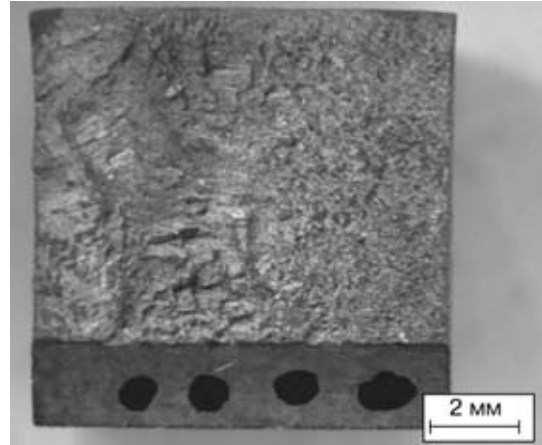


Рис. 17. Общий вид поверхности излома пробы, содержащей сварной WIG шов после испытания на ударную вязкость. Перед испытанием пробы — низкотемпературная выдержка (700 °С, 100 ч)

вследствие даже относительно непродолжительной выдержки в области 700 °С, что, в свою очередь, непосредственно вызвано выделением  $\gamma$ -фазы. При этом наиболее ослабленной зоной сварного соединения является шов. Данный факт не может быть обоснован исключительно за счет выделения  $\gamma$ -фазы.

В ходе исследований методом электронной микроскопии на просвет в микроструктуре металла ЗТВ и сварного шва термически воздействованных проб было обнаружено наличие свободной от упрочняющих частиц и дислокаций «каймы» вблизи межфазной границы карбид/матрица (рис. 20, 21). Ширина «каймы» около 0,1 мкм. На рис. 20, 21 наличие  $\gamma$ -фазы обозначено дислокационными линиями, т. е. на участках, лишенных дислокаций, отсутствуют и частицы  $\gamma$ -фазы. Кроме того, электронный микроанализ структуры показал некоторое обеднение металла «каймы» хромом по сравнению с матрицей. Данное явление может быть объяснено тем, что в условиях образования упрочняющего карбида  $Me_{23}C_6$  (760...980 °С по [9]) матрица обедняется хромом, что, в свою очередь, увеличивает растворимость  $\gamma$ -фазы вблизи границы зерна или дендрита, а точнее элементов  $\gamma$ -упрочнителей, в результате чего и образуются описанные выше зоны, свободные от выделений. Именно в образцах после низкотемпературной выдержки

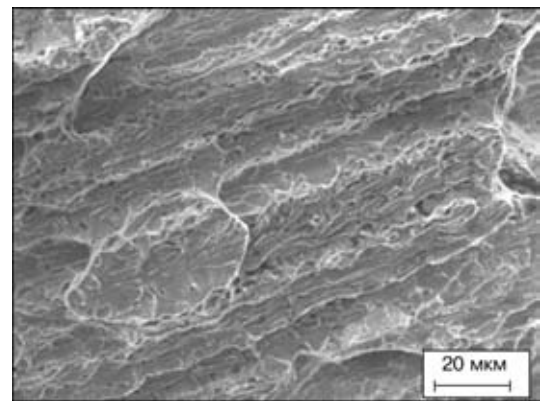


Рис. 19. Фрактографическая картина излома сварного WIG шва после испытания на ударную вязкость. Перед испытанием пробы — низкотемпературная выдержка (700 °С, 100 ч). РЭМ

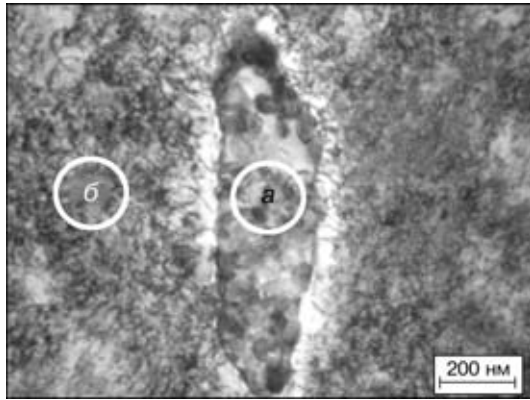


Рис. 20. Микроструктура металла ЗТВ сварного WIG соединения сплава NiCr25FeAlY после термической выдержки (700 °С, 100 ч). Характерные области: поликристалл карбида хрома (а); матрица с дислокационной сеткой (б). Электронная микроскопия на просвет

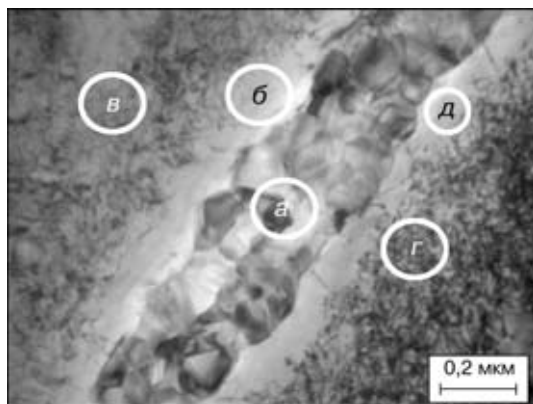


Рис. 21. Микроструктура сварного WIG шва сплава NiCr25FeAlY после термической выдержки (700 °С, 100 ч). Характерные области: а — междендритная граница, покрытая карбидными выделениями; б — прилегающая к ней свободная от выделений «кайма»; в — матрица с дислокационной сеткой. Электронная микроскопия на просвет

(700 °С, 100 ч) наблюдалось интенсивное выделение мелкодисперсной карбидной фазы по границам зерен и дендритов.

Таким образом, значительное снижение пластичности сварных соединений, вызванное температурным воздействием, является следствием фазовой и химической неоднородности, обусловленной сложными структурными превращениями, такими, как выделение упрочняющей  $\gamma$ -фазы в матрице, выделение мелкодисперсной карбидной фазы  $Me_{23}C_6$  по границам дендритов и частичная гомогенизация (растворение  $\gamma$ -фазы) в приграничной области. При этом сварной шов с его дендритной структурой является наиболее ослабленной зоной в силу анизотропности его механических свойств по сравнению с ОМ или металлом ЗТВ.

Given are the results of metallographic examinations of different zones of welded joints in high-nickel alloy of the NiCr25FeAlY type made by using tungsten electrode in inert gas, metal electrode in gas mixture and by the submerged-arc method. Susceptibility of the alloy to hot cracking was estimated, and the ductility dip of the alloy was found to occur at a temperature of about 700 °C after heat treatment. Relationship was established between decreased ductility of the alloy and formation of phase and chemical heterogeneity.

1. *Hochtemperaturwerkstoffe* der Krupp VDM fuer den Anlagenbau // VDM Report. — 1999. — № 25. — 64 S.
2. Brill U. Praktische Erfahrungen mit dem neuen Werkstoff Nicrofer 6025 HT im Ofen- und Waermebehandlungsanlagenbau // Stahl. — 1995. — № 6. — S. 37–40.
3. Brill U. Neue Ergebnisse mit dem Werkstoff Nicrofer 6025 HT im Ofen- und Waermebehandlungsanlagenbau // Ibid. — 1999. — № 3. — S. 54–56.
4. Baar B., Brill U. Gefügecharakterisierung der neuen karbidhaertenden, hochwarmfesten Nickelbasislegierung Nicrofer 6025 HT (2.4633) // Prakt. Metallographie. — 1994. — 25. — S. 331–341.
5. Brill U. Eigenschaften und Einsatzgebiete der neuen warmfesten Legierung Nicrofer 6025 HT // Stahl. — 1994. — № 3. — S. 32–35.
6. Brill U. Neue warmfeste und korrosionsbestaendige Nickel-Basis-Legierung fuer Temperaturen bis zu 1200 °C // Metall-Wissenschaft + Technik. — 1992. — № 8. — S. 778–782.
7. Anik S., Dorn L. Metallphysikalische Vorgaenge beim Schweißen von Nickelwerkstoffen — Waermebehandlung und Schweißverfahren // Schweißen und Schneiden. — 1983. — № 11. — S. 540–544.
8. Durand-Charre M. The Microstructure of superalloys. — Amsterdam: Gordon & Breach, 1997. — 121 p.
9. *Superalloys II* // Sims Ch. T. et al. — John Wiley and sons, 1987. — 615 p.
10. Anik S., Dorn L. Metallphysikalische Vorgaenge beim Schweißen von Nickelwerkstoffen — Einfluss der Werkstoffzusammensetzung // Schweißen und Schneiden. — 1983. — № 9. — P. 445–450.
11. *Некоторые* закономерности образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов / В. С. Савченко, К. А. Ющенко, Н. И. Саволей, Ю. Д. Панфилов // Автомат. сварка. — 1993. — № 3. — С. 13–16.
12. Савченко В. С., Ющенко К. А., Саволей Н. И. Влияние скорости деформации на склонность стабильноаустенитных швов к образованию горячих трещин в низкотемпературном интервале хрупкости // Там же. — 1987. — № 10. — С. 9–12.
13. *Стойкость* сварных соединений жаропрочного никелевого сплава типа хастеллой Н против образования горячих трещин / К. А. Ющенко, В. Н. Липодаев, М. В. Бельчук и др. // Там же. — 1986. — № 9. — С. 10–12.
14. Квасницкий В. Ф. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении // Там же. — 1985. — № 10. — С. 26–30.
15. Морочко В. П., Федоров Б. М., Андреев В. Д. Сопоставление лазерной, электронно-лучевой и аргодуговой сварки жаропрочного никелевого сплава ХН68ВМТЮК // Свароч. пр-во. — 1983. — № 6. — С. 13–16.
16. Goldschmidt H. J. Interstitial alloys. — London: Butterworths, 1967. — 423 p.
17. Brill U. Einfluss des C-Gehaltes auf die Gefuegeausbildung der hochwarmfesten Nickelbasislegierung NiCr25Fe10AlY // Metall. — 1996. — № 12. — S. 798–804.
18. Klug P. Beitrag zur Prüfung der Heissrissanfaelligkeit von hochlegierten Schweißzusatzwerkstoffen mit dem PVR-Test der VEW-Kapfenberg: Diss. — Graz, 1980.
19. Сорокин Л. И., Тутушкин В. И. Классификация жаропрочных никелевых сплавов по их стойкости против образования трещин при термической обработке сварных соединений // Автомат. сварка. — 1985. — № 5. — С. 23–25.
20. Скворцов Е. А., Голубев Е. Н. О растрескивании сварных соединений аустенитных дисперсионно-твердеющих сплавов при термической обработке // Свароч. пр-во. — 1978. — № 4. — С. 9–10.
21. Ibas O., Brill U. Einfluss der Auslagerungstemperatur und -zeit auf die Zaehigkeit von ausgewählten Ni-Basis-Legierungen // Konferenz «Werkstoffprüfung», 1998. Einzelbericht. — S. 137–144.
22. *Исследование* свариваемости литых жаропрочных никелевых сплавов с 6% алюминия / К. А. Ющенко, Н. И. Пинчук, А. А. Наконечный и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 10. — С. 18–24.

Поступила в редакцию 30.09.2002