



СВАРКА ТРЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ ЛИТЬЯ ПОРОШКОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ, СО СТАЛЬЮ 40X

И. В. ЗЯХОР, канд. техн. наук, академик НАН Украины **С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО**
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены экспериментальные данные по оценке структуры жаропрочной стали AISI310, полученной технологией литья порошков под давлением, и результаты исследований особенностей формирования разнородных соединений стали AISI310 с конструкционной сталью 40X при различных термодеформационных циклах сварки трением, применительно к изготовлению биметаллических валов ротора турбокомпрессора автомобильных двигателей.

Ключевые слова: сварка трением, биметаллические соединения, литье порошков под давлением, сварные соединения, валы роторов турбокомпрессоров

Одним из новых методов порошковой металлургии является литье порошков под давлением [1–5], известное в англоязычной литературе под общим названием PIM-технология (Powder Injection Molding). В последние годы литье порошков под давлением получает все большее распространение в силу ряда преимуществ перед традиционными методами металлообработки, в первую очередь при производстве деталей со сложными геометрическими формами и большими объемами производства. По данным [3] плотность конечных изделий при PIM-технологии составляет от 96 до 100 % теоретического значения, а имеющиеся поры и неметаллические включения имеют малые размеры, сферическую форму и распределены равномерно по объему.

Перспективным рынком потребления изделий, полученных PIM-технологией, является автомобильное двигателестроение. Актуальным с технологической и экономической точек зрения является использование PIM-технологии для изготовления деталей сложной формы, какими являются колеса биметаллических валов ротора турбокомпрессора (ТКР) автомобильных двигателей. По сравнению с используемым в настоящее время литьем по выплавляемым моделям PIM-технология обеспечивает более высокую производительность, минимальные допустимые отклонения раз-

меров и высокое качество поверхности колес для валов роторов ТКР.

Технологический цикл изготовления биметаллических валов ТКР предусматривает сварку трением (СТ) колеса, изготовленного из жаропрочного сплава, с хвостовиком из конструкционной стали. СТ успешно применяют для соединения материалов, полученных методами литья, термомеханической деформации и порошковой металлургии [6–8], однако в технической литературе не удалось обнаружить информации о применении СТ, для изделий, полученных PIM-технологией. Представляет научный и практический интерес изучение влияния структуры PIM-материалов на возможность их соединения с конструкционной сталью применительно к изготовлению биметаллических валов роторов ТКР.

Цель работы состояла в изучении формирования разнородных соединений жаропрочной стали AISI310, полученных с использованием PIM-технологии, с конструкционной сталью 40X при различных термодеформационных циклах СТ применительно к изготовлению биметаллических валов роторов ТКР.

Общий вид колес для вала ТКР, изготовленных PIM-технологией из стали AISI310 (исходное сырье «Catamold» [3] фирмы BASF), представлен на рис. 1. Химический состав свариваемых материалов и показатели механических свойств представлены в таблице.

Нержавеющая сталь аустенитного класса AISI310 (отечественный аналог — сталь

Химический состав и механические свойства свариваемых материалов

Марка стали	Химический состав, мас. %							Механические свойства			
	C	Cr	Nb	Si	Mn	Fe	Ni	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
AISI310	< 0,2	24...26	< 0,2	1,5...2,0	1,0...1,4	Основа	18...21	> 205	> 515	> 40	> 50
40X	0,36...0,4	0,8...1,1	—	< 0,35	0,5...0,8	»	< 0,3	> 720	> 860	< 14	< 60

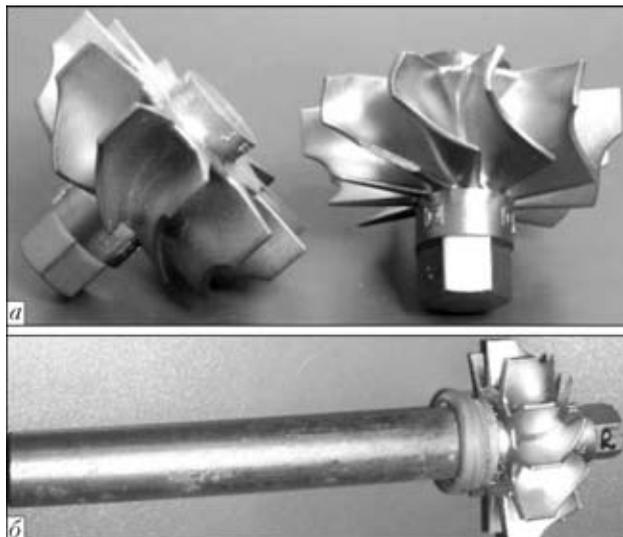
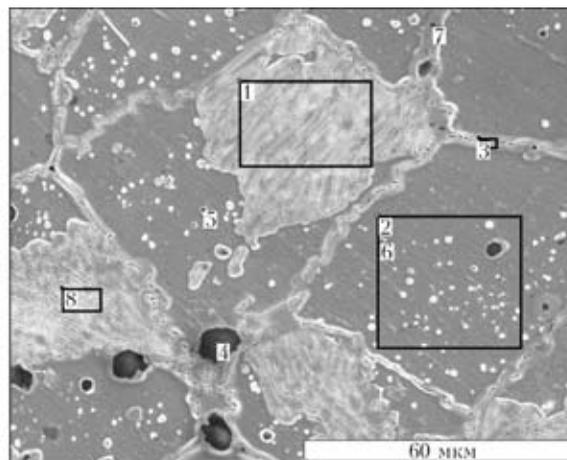


Рис. 1. Колеса для валов ротора ТКР из стали AISI310, полученные с использованием PIM-технологии (а), сварной вал ротора ТКР (б)

20X25H20C2 (ЭИ283)) сочетает удовлетворительную жаропрочность и высокую стойкость против окисления при высоких температурах. Для получения биметаллических валов ротора ТКР выполняли СТ колес из стали AISI310 с хвостовиками из стали 40X при различных режимах конвенционной и комбинированной СТ [7, 8].

Эксперименты по СТ проводили на установке СТ120, модернизированной для реализации различных термомеханических циклов, которые соответствуют конвенционной, инерционной и комбинированной СТ [9]. Структуру свариваемых материалов и биметаллических соединений изучали с использованием оптической микроскопии («Neophot-32», Германия) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) (JSM-35CA, «Jeol», Япония). Проводили микроанализ (EDS-анализатор «INCA-450» фирмы «Oxford Instruments», Великобритания с диаметром зонда около 1 мкм) и измерение микротвердости металла зоны соединения при нагрузке 1...5 Н (микротвердомер М400, «LECO», США).



Спектр	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
1	0,14	0,63	19,13	0,69	52,76	24,19	2,44
2	0,11	1,19	24,30	0,10	50,18	21,69	2,43
3	0,18	0,88	21,40	1,12	53,87	22,57	0,00
4	0,42	83,91	8,49	1,61	2,97	1,46	1,14
5	0,40	1,02	24,65	0,94	51,73	21,18	0,08
6	0,12	0,72	24,37	1,12	52,62	20,15	0,90
7	0,16	0,28	24,49	0,29	53,16	21,61	0,00
8	0,20	0,90	18,35	1,30	56,84	21,45	0,96

Рис. 3. Микроструктура основного металла стали AISI310 (РЭМ) и результаты микроанализа металла исследуемых участков (мас. %)

Параметры режима СТ изменяли в следующих пределах: давление при нагреве $P_n = 50...150$ МПа, давление проковки $P_{пр} = 150...300$ МПа, окружная скорость $v = 0,5...2,5$ м/с, время нагрева $t_n = 5...30$ с, время торможения вращения $t_T = 0,2...2,5$ с, скорость осадки при нагреве $v_{ос.н} = 0,1...1,0$ м/с. Диаметр свариваемых образцов составлял 15 мм.

Микроструктуры основного металла стали AISI310 и состав структурных составляющих представлены на рис. 2 и 3. Кристаллическая структура стали AISI310 равноосная, с размером зерна около 60 мкм. При оптической микроскопии различаются темные и светлые зерна (рис. 2, а), а также отдельные поры размером до 15 мкм по границам зерен и произвольно расположенные частицы неметаллических включений SiO_2 размером 2...10 мкм (рис. 3, спектр 4).

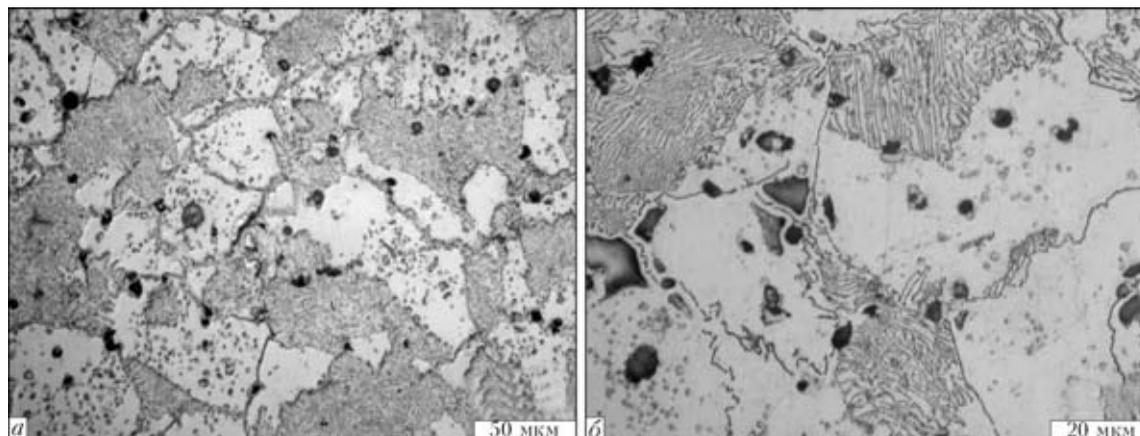


Рис. 2. Микроструктуры стали AISI310, оптическая микроскопия

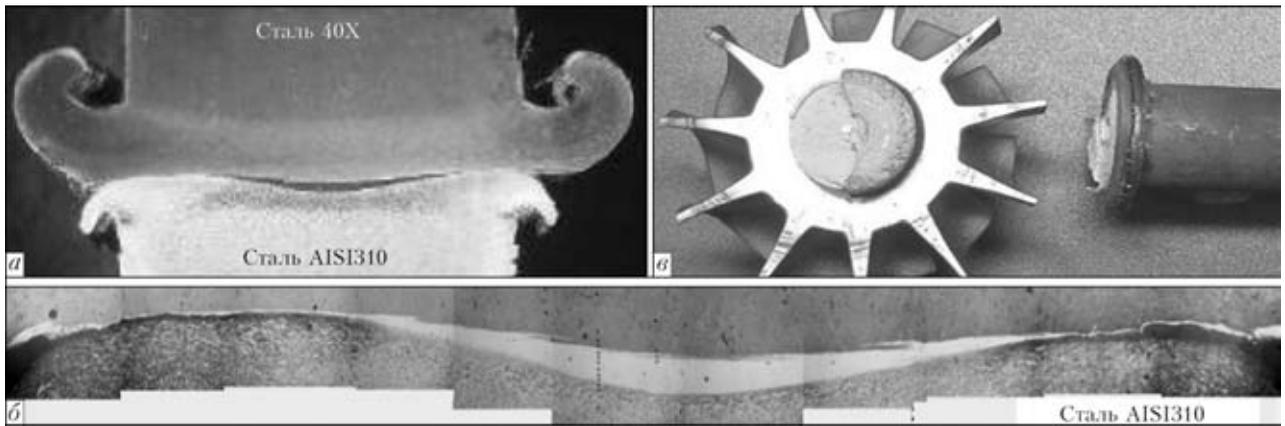


Рис. 4. Макрошлиф соединения сталей AISI310 и 40X, полученного на режиме 1 (а), панорама сечения сварного соединения (б) и сварной вал ротора ТКР после испытаний на разрыв (в)

Структура темных зерен (см. рис. 3, спектры 1, 8) lamellar, состоит из чередующихся светлых и темнотравящихся пластин толщиной менее 1 мкм. Содержание хрома в зернах с lamellar структурой несколько ниже по сравнению с его содержанием в светлых зернах. Химический состав светлых зерен (спектр 2) соответствует требованиям стандарта AISI, за исключением повышенного содержания ниобия. В теле светлых зерен различимы дисперсные (1...2 мкм) частицы округлой формы (спектры 5, 6) по химическому составу, не отличающиеся от такового для тела зерна, однако, с меньшим содержанием ниобия. Существенной ликвации легирующих элементов и примесей по границам зерен не выявлено (спектры 3, 7). Наличие зерен с lamellar структурой свидетельствует о том, что процесс спекания выполняли при температуре, близкой к $T_{solidus}$ [10–12].

Исследования формирования разнородных соединений сталей AISI310 и 40X проводили при различных термомеханических циклах, соответствующих конвенционной и комбинированной СТ.

Режим 1 («мягкий» режим) — конвенционная сварка трением (КСТ) [7, 8] с минимальными значениями P_n , $P_{пр}$, t_n и максимальными v , t_n из исследуемых диапазонов. Режим 2 («жесткий» режим) — КСТ с максимальными значениями P_n ,

$P_{пр}$ и минимальными v , t_n , t_t из исследуемых диапазонов. Режим 3 — разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона технология комбинированной СТ с управляемой деформацией. При этой технологии значения v , P_n устанавливали исходя из обеспечения определенной скорости деформации (осадки) при нагреве, которую изменяли в процессе нагрева в диапазоне $v_{ос.н} = 0,1...1,0$ м/с, приложении давления проковки $P_{пр}$ выполняли на стадии регулируемого по заданной программе торможения вращения [9]. При комбинированной СТ значения t_n , t_t устанавливали исходя из результатов предварительных опытов таким образом, чтобы общая осадка для всех исследуемых режимов составляла $\Delta_{св} = 6$ мм.

Как видно из рис. 4, а, деформация заготовок при сварке на режиме 1 преимущественно происходит за счет стали 40X. В зоне соединения наблюдается неравномерная по сечению заготовок переходная зона (см. рис. 4, б) шириной от

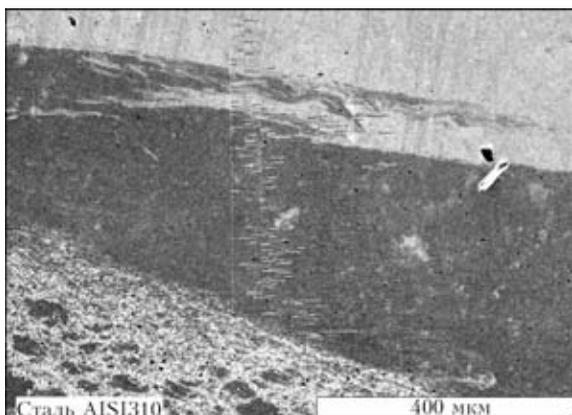


Рис. 5. Микроструктура соединения сталей AISI310 и 40X (режим 1)

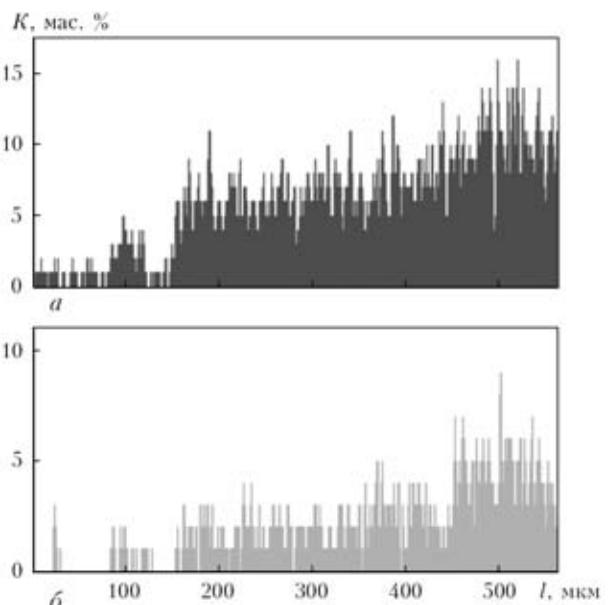


Рис. 6. Распределение хрома (а) и никеля (б) поперек зоны соединения сталей AISI310 и 40X (режим 1)

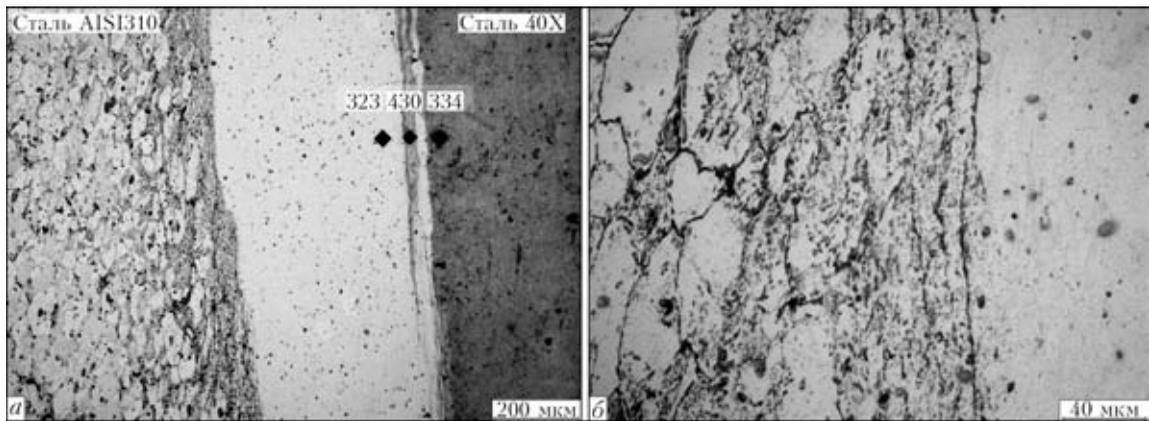


Рис. 7. Микроструктуры переходной зоны (а) (отпечатки уколов $HV\ 3, MPa \cdot 10^{-1}$) и металла соединения со стороны стали AISI310 (б)

25 мкм в периферийной части сечения до ~500 мкм в центре.

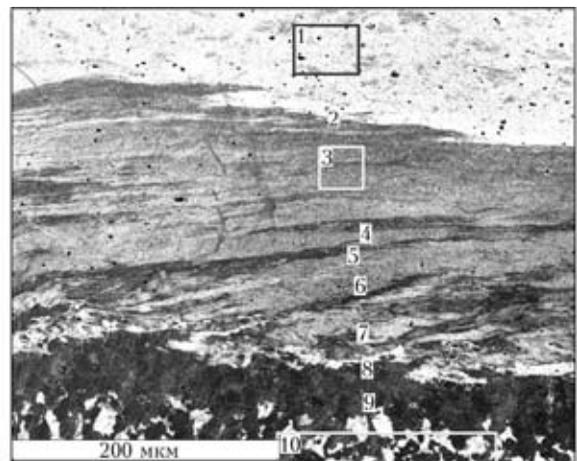
При микрорентгеноспектральном анализе фиксируется переменный состав переходной зоны по ширине (см. рис. 5 и 6). Наличие равномерно распределенных неметаллических включений SiO_2 в переходной зоне свидетельствует о том, что последняя образуется со стороны стали AISI310. Размер частиц SiO_2 в переходной зоне составляет 3...4 мкм, что может свидетельствовать о частичном их растворении. Монотонное увеличение концентрации хрома и никеля при переходе от стали 40X к стали AISI310 (рис. 6), очевидно, связано с диффузионным перемещением этих элементов в процессе сравнительно длительной стадии нагрева трением ($t_n = 30$ с). В переходной зоне со стороны стали 40X наблюдаются прослойки промежуточного между свариваемыми сталями состава (см. рис. 5, 6), имеющие повышенную твердость (рис. 7). Формирование прослоек такого состава может быть результатом перемешивания приконтактных объемов металла свариваемых сталей в жидком или твердожидком состоянии на начальных стадиях СТ. Наличие таких прослоек ухудшает пластичность и снижает коррозионную стойкость соединений [13, 14].

В зоне термомодеформационного влияния со стороны стали AISI310 наблюдаются деформированные вытянутые в радиальном направлении зерна (рис. 7), остаточная пористость основного металла в этой зоне сохраняется. В непосредственной близости к переходной зоне сталь AISI310 имеет волокнистую структуру с размером структурных составляющих до 10 мкм. Сегрегаций неметаллических включений SiO_2 и пор в этой зоне не выявлено.

Для выявления структуры переходной зоны проводили отжиг сварного соединения и повторное травление. В результате выявлено слоистое строение переходной зоны и промежуточный между свариваемыми сталями состав слоев (рис. 8, спектры 3...8).

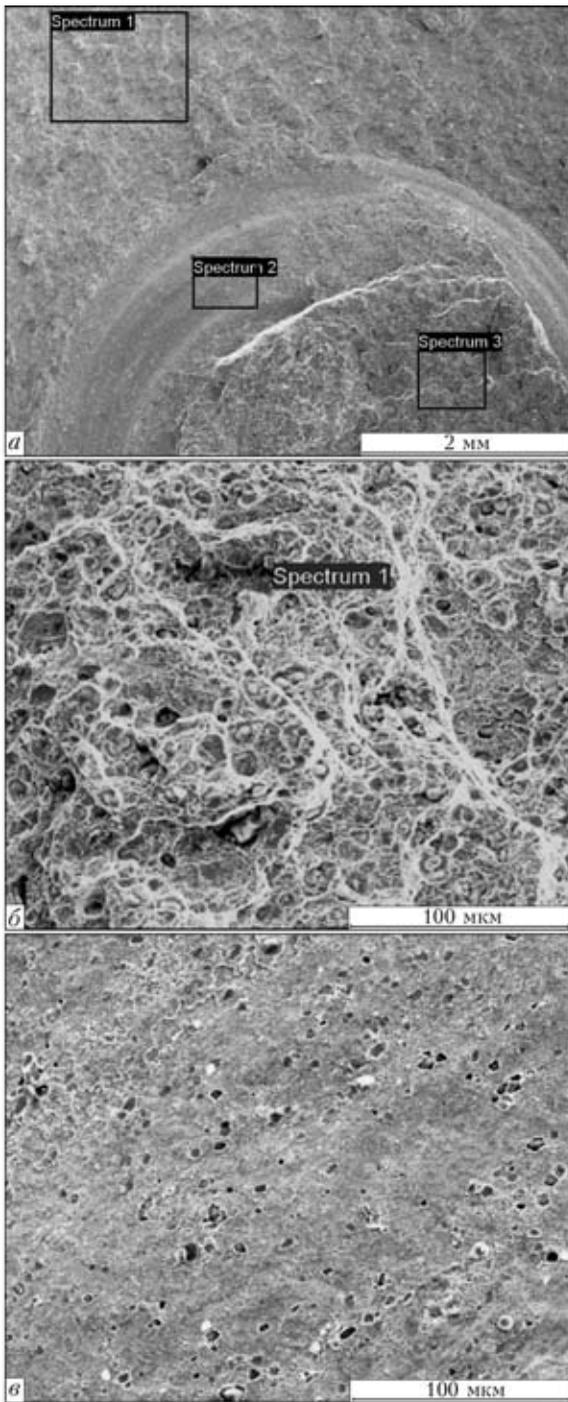
При испытаниях сварных соединений на разрыв разрушение происходит по зоне соединения (см. рис. 6, б). Химический состав металла с обеих сторон излома приблизительно соответствует стали AISI310. Фрактографические исследования изломов выявили наличие в пределах сечения двух видов разрушения — вязкого и квазихрупкого (рис. 9). Наблюдается повышенное содержание ниобия по всей поверхности излома, особенно в кольцевом участке хрупкого излома (рис. 9, спектр 2).

Результаты фрактографических исследований показывают, что разрушение соединения происходит между переходной зоной и сталью AISI310 и



Спектр	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
1	1,77	21,93	0,00	51,76	22,20	2,33
2	0,85	16,51	0,00	57,09	25,55	0,00
3	0,82	12,77	1,52	72,14	11,05	1,70
4	0,00	10,65	0,00	80,97	8,38	0,00
5	0,62	11,38	1,33	73,68	13,00	0,00
6	0,00	10,05	1,55	74,22	12,86	1,32
7	0,49	10,83	1,45	71,76	15,47	0,00
8	0,67	8,62	0,97	81,25	8,49	0,00
9	0,00	0,78	1,18	98,04	0,00	0,00
10	0,00	1,00	0,99	98,01	0,00	0,00

Рис. 8. Микроструктура соединения сталей AISI310 и 40X после отжига, полученного на режиме 1, и результаты микрорентгеноспектрального анализа металла исследуемых участков (мас. %)



Спектр	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
1	2,91	22,20	0,42	51,57	16,74	6,16
2	1,64	25,11	0,00	40,17	16,88	16,20
3	3,16	25,03	2,66	44,15	20,24	4,75

Рис. 9. Поверхность излома соединения (режим 1) сталей AISI310 и 40X со стороны стали 40X (а), участок вязкого (б) и квазихрупкого изломов (в) и результаты микрорентгеноспектрального анализа металла исследуемых участков (мас. %)

локализуется по сегрегационным скоплениям избыточных фаз с повышенным содержанием ниобия.

Таким образом, наличие в основном металле стали AISI310, полученной по PIM-технологии, незначительной пористости и дисперсных включений SiO₂, имеющего высокую температуру

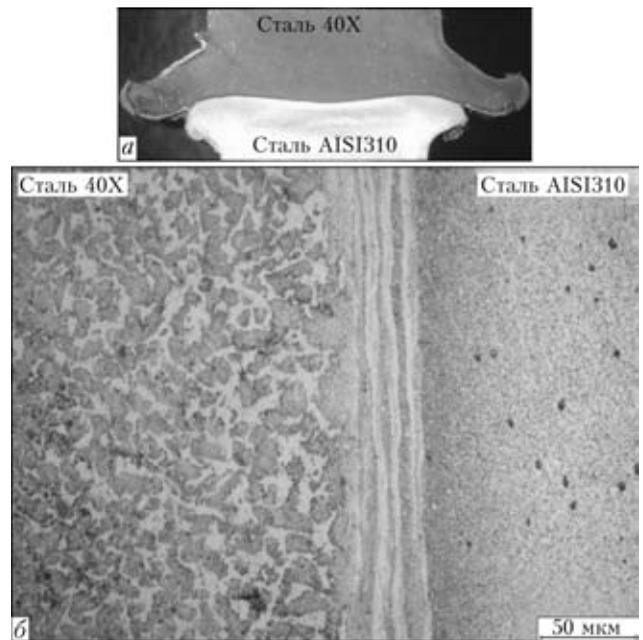
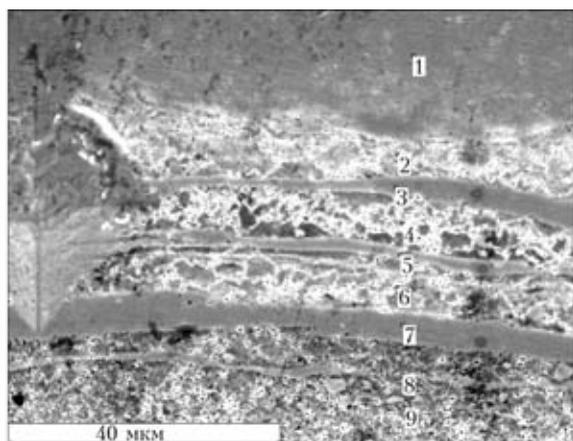


Рис. 10. Макрошлиф (а) и микроструктура (б) соединения сталей AISI310 и 40X (режим 2)

плавления ($T_{пл} = 1713 \text{ }^\circ\text{C}$), не оказывает существенного влияния на формирование сварных соединений. В то же время наличие в основном металле сегрегаций ниобия, образующего с железом эвтектику ($T_{пл} = 1355 \text{ }^\circ\text{C}$) и способствующего возникновению явления «контактного плавления» [15], оказывает отрицательное влияние на состав и механические свойства соединений при КСТ на «мягком» режиме.

Структура соединения, полученного на «жестком» режиме КСТ (режим 2, после отжига), представлена на рис. 10. В зоне соединения наблюдается практически равномерная по сечению заготовок переходная зона шириной 40...60 мкм, состоящая из чередующихся слоев с различной травимостью. Характер изменения концентрации хрома и никеля (рис. 11) при переходе от стали 40X к стали AISI310 не может быть обусловлен диффузионным перемещением этих элементов, а является следствием перемешивания свариваемых сталей.

Анализ микроструктуры сварных стыков, полученных при $t_n = 0,5...1,5 \text{ с}$ (начальная стадия процесса СТ), позволил установить, что слоистая структура зоны соединения образуется на ранних этапах процесса СТ и обусловлена характером контактного взаимодействия свариваемых поверхностей при заданном уровне технологических параметров. При низкой окружной скорости и высоком давлении нагрева преобладающим механизмом контактного взаимодействия на начальных стадиях СТ является процесс глубинного вырывания и перемешивания приконтактных объемов свариваемых материалов в пластифицированном или твердожидком состоянии на глубину до нескольких сотен микрометров [16, 17].



Спектр	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
1	0,47	0,62	0,00	98,60	0,00	0,31
2	0,83	5,49	1,35	73,78	18,54	0,00
3	0,84	4,28	1,01	90,03	3,84	0,00
4	1,78	5,01	0,39	63,81	27,04	1,97
5	0,23	8,10	1,86	71,49	18,32	0,00
6	0,59	8,45	1,03	67,30	22,14	1,49
7	0,61	6,40	0,00	87,76	5,23	0,00
8	1,56	13,55	1,46	63,58	19,53	0,32
9	1,33	11,46	0,00	54,60	25,37	7,24

Рис. 11. Микроструктура соединения сталей AISI310 и 40X (режим 2), РЭМ и результаты микрорентгеноспектрального анализа металла исследуемых участков (мас. %)

Таким образом, основной особенностью соединений, полученных на «жестком» режиме КСТ, является наличие в переходной зоне чередующихся прослоек постоянного состава (рис. 11), в том числе соответствующих стали мартенситного (рис. 11, спектры 3, 7) и аустенитного классов (рис. 11, спектры 2, 4–6, 8). Принято считать [7, 8], что СТ является твердофазным процессом соединения материалов. Однако наличие слоистой структуры, состоящей из чередующихся «сплавов» различного состава, позволяет сделать вывод о существенной роли процессов локального плавления в зоне контактного взаимодействия, по крайней мере, на начальных стадиях процесса СТ при получении разнородных соединений.

В соединении, полученном на режиме 2, отсутствуют прослойки с повышенным содержанием ниобия, несмотря на присутствие локальных скоплений этого элемента в непосредственной близости от зоны соединения (рис. 11, спектр 9). Основное отличие «жесткого» и «мягкого» режимов КСТ состоит в скорости осадки в процессе нагрева трением ($v_{ос.н} = 0,9$ мм/с для режима 2, $v_{ос.н} = 0,15$ мм/с для режима 1). Очевидно, благодаря высокой скорости осадки и малой длительности стадии нагрева ($t_n = 6$ с) на «жестком» режиме КСТ предотвращается формирование прослоек с повышенным содержанием ниобия.

В соединении, выполненном на режиме 3 (комбинированная СТ с управляемой деформацией), не выявлено прослоек с повышенной твердостью;

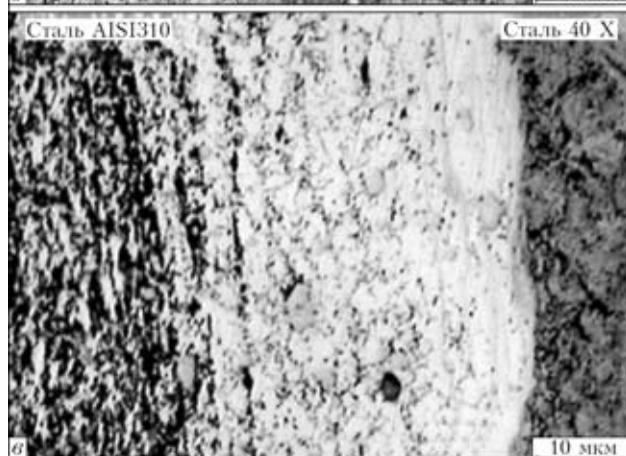
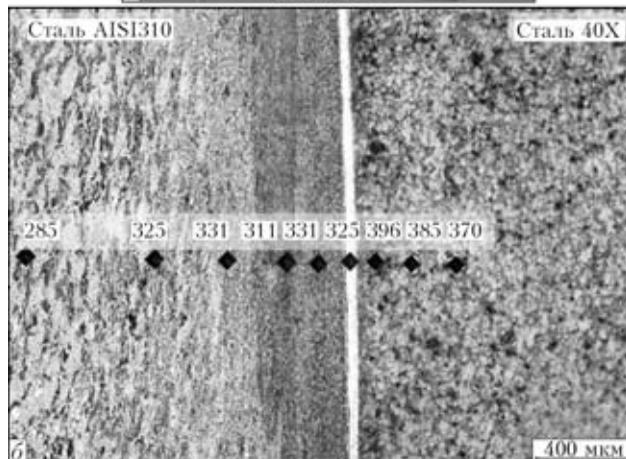
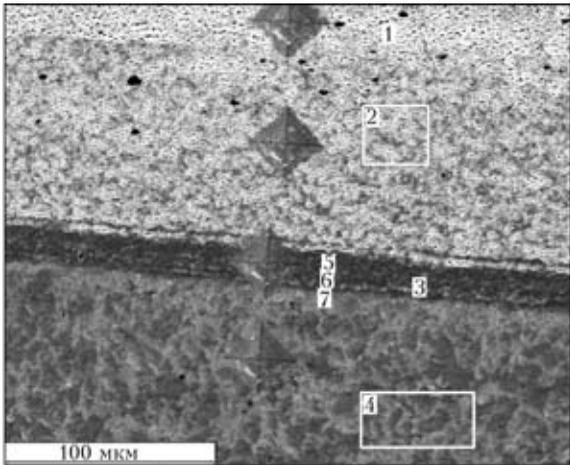


Рис. 12. Макрошлиф (а) и микроструктуры (б, в) соединения сталей AISI310 и 40X, режим 3 (отпечатки уколов HV_3 , $МПа \cdot 10^{-1}$)

наблюдается практически равномерная по сечению переходная зона шириной до 40 мкм (рис. 12) с размером зерна 5...6 мкм. Состав металла переходной зоны по всей ее ширине соответствует стали аустенитного класса (рис. 13, спектры 2, 3, 5–7), благодаря чему не снижается коррозионная стойкость соединений и исключается опасность возникновения трещин.

Обращает на себя внимание отсутствие локальных сегрегаций фаз с повышенным содержанием ниобия и резкое изменение концентрации хрома и никеля при переходе от стали 40X к AISI310, что свидетельствует о минимизации перемешивания свариваемых сталей в твердожидком состоянии и незначительном развитии диффузионных процессов в зоне соединения. Непосредственно к переходной зоне примыкает зона термомеханического влияния, имеющая мелкозернистую



Спектр	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
1	1,71	26,15	1,25	47,44	21,09	2,37
2	0,56	23,31	1,47	53,88	20,39	0,40
3	1,22	22,67	0,00	54,03	20,62	1,46
4	0,55	1,26	1,61	96,58	0,00	0,00
5	0,67	23,40	0,47	56,23	18,88	0,36
6	0,22	19,37	2,45	60,92	17,04	0,00
7	0,53	18,20	0,00	58,59	22,68	0,00

Рис. 13. Микроструктура соединения сталей AISI310 и 40X (режим 3), РЭМ и результаты микроанализа металлов исследуемых участков (мас. %)

динамически рекристаллизованную структуру. В этой зоне не обнаруживаются поры и неметаллические включения SiO_2 , что отчетливо видно при анализе микроструктуры соединения как после сварки (рис. 13), так и после отжига (рис. 14). Исчезновение в зоне соединения частиц SiO_2 может быть связано с частичным их растворением и установленным ранее явлением разрушения оксидов потоком движущихся дислокаций [18–21], в том числе, при термомеханических условиях инерционной и комбинированной СТ.

При механических испытаниях соединений разрушение происходит по основному металлу стали AISI310 (рис. 15). Зафиксированы показатели предела прочности $\sigma_B = 580...630$ МПа. Измерения микротвердости показали, что металл зо-

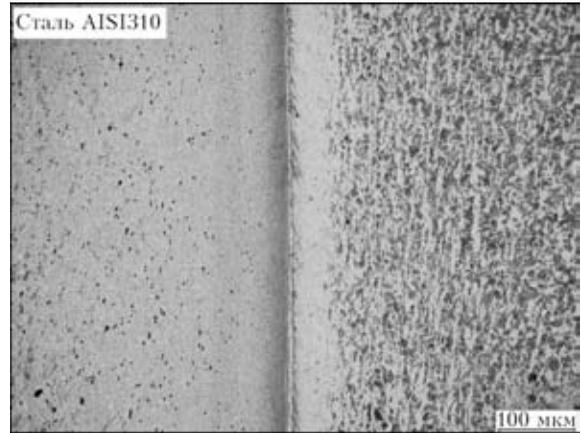


Рис. 14. Микроструктура соединения сталей AISI310 и 40X после отжига (режим 3)

ны соединения с мелкозернистой динамически рекристаллизованной структурой отличается повышенными показателями прочности (см. рис. 12), очевидно, благодаря значительному (с 60 до 5...6 мкм) уменьшению размеров структурных составляющих.

Сравнительный анализ структуры и химического состава зоны соединений стали AISI310, полученных по PIM-технологии, со сталью 40X при различных термомеханических циклах СТ позволяет предположить следующий механизм формирования переходной зоны при СТ исследуемого сочетания материалов.

На начальной стадии процесса СТ вследствие более низкого значения теплопроводности аустенитной стали поверхность максимальных сдвиговых деформаций («плоскость трения») смещается в сторону аустенитной стали AISI310. Явление «смещения поверхности трения» известно для различных сочетаний разнородных материалов [22–24]. В плоскости трения достигаются максимальные значения температуры нагрева. Между плоскостью трения и сталью 40X образуется переходная зона, являющаяся по сути сплавом на основе стали AISI310, «наплавленным» на сталь 40X. На начальной стадии процесса нагрева не

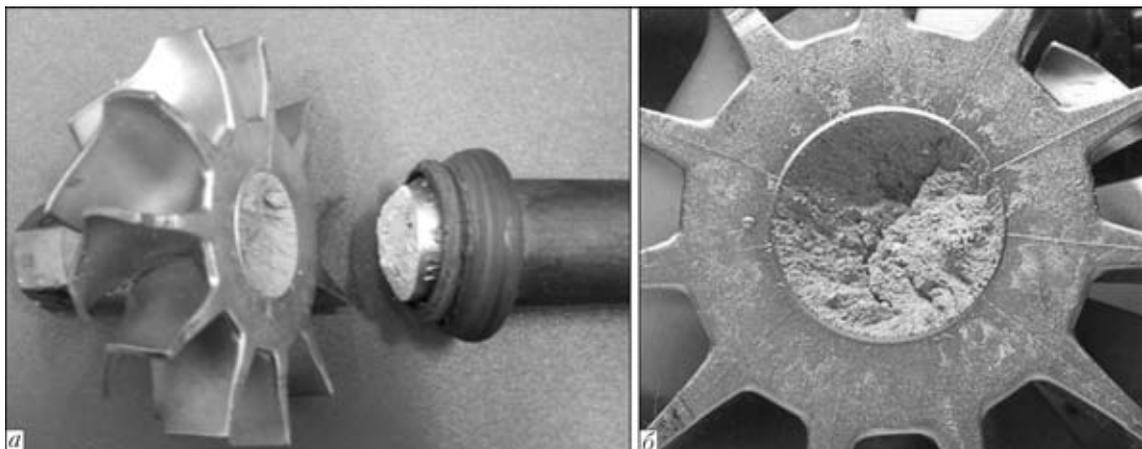


Рис. 15. Сварной вал ТКР после испытаний на разрыв (а), поверхность излома в основном металле стали AISI310 (б), полученная по PIM-технологии



наблюдается осадки заготовок, следовательно, не происходит вытеснение переходного слоя за пределы сечения.

При увеличении продолжительности стадии нагрева ширина переходной зоны в периферийных частях сечения остается практически неизменной, а в центральной части сечения увеличивается за счет дальнейшего перемещения плоскости трения в сторону стали AISI310. Об этом свидетельствуют металлографические исследования соединений, полученных при различной продолжительности стадии нагрева. В результате форма переходной зоны в центральной части сечения становится выпуклой в сторону стали AISI310.

При сварке на «мягком» режиме КСТ в плоскости трения, где температура нагрева и тангенциальные деформации максимальны, скорость диффузии легирующих и примесных элементов может быть соизмерима с таковой для расплавов. В результате в этой зоне образуются скопления легкоплавких фаз, в частности, эвтектических фаз железа с ниобием, избыточное содержание которого зафиксировано в основном металле стали AISI310.

При переходе к квазистационарной стадии нагрева, сопровождающейся осадкой заготовок, образовавшаяся слоистая структура переходной зоны сохраняется. Процесс осадки заготовок преимущественно происходит за счет стали 40X, при этом металл переходной зоны частично вытесняется за пределы сечения в виде тонкого слоя, нанесенного на поверхность усиления стали 40X. Поскольку плоскость максимальных сдвиговых деформаций располагается в аустенитной стали, то одновременно происходит восстановление «наплавленного» слоя — наступает состояние равновесия между процессами формирования и вытеснения металла переходной зоны.

Ширина и форма переходной зоны определяется различием теплофизических характеристик свариваемых сталей и параметрами режима СТ. «Мягкий» режим 1 отличается низкой скоростью осадки при нагреве $v_{ос.н}$ (около 0,15 мм/с), при этом ширина переходной зоны наибольшая, а условия для ликвации примесных элементов и образования в плоскости трения легкоплавких фаз — наиболее благоприятные. В результате приложения повышенного усилия проковки, которую выполняют на невращающиеся заготовки, наблюдается уменьшение толщины переходной зоны, частичное вытеснение из стыка прослоек переменного химического состава и скоплений легкоплавких фаз. Оставшаяся их часть определяет механические и эксплуатационные (коррозионные, усталостные) свойства сварного соединения.

При уменьшении окружной скорости вращения и увеличении давления при нагреве («жест-

кий» режим 2 КСТ) в процесс сдвиговой (тангенциальной и радиальной) деформации вовлекаются более глубокие слои металла свариваемых заготовок, значительно увеличивается скорость осадки при нагреве $v_{ос.н}$ (до 0,9 мм/с) и уменьшается время сварки. В результате такого «жесткого» термомодеформационного цикла СТ в соединении формируется узкая (до 60 мкм) переходная зона в виде чередующихся прослоек переменного химического состава, в том числе, соответствующих стали мартенситного класса. Эти прослойки, образующиеся на начальных стадиях процесса СТ, полностью не вытесняются из зоны контакта на последующих этапах нагрева и сохраняются в сварном соединении после выполнения проковки.

Поскольку проковка при КСТ осуществляется после прекращения вращения заготовок, воздействие на металл переходной зоны характеризуется наличием радиальной составляющей деформации. Осадка преимущественно происходит за счет деформации металла в зоне термического влияния стали 40X, при этом наблюдается лишь уменьшение толщины прослоек с переменным и постоянным химическим составом.

Соединения, полученные при комбинированной СТ с управляемой деформацией (режим 3), свободны от указанных несовершенств структуры. Отсутствие в переходной зоне чередующихся прослоек, соответствующих стали мартенситного и аустенитного классов, обусловлено особенностью начальной стадии процесса СТ с управляемой деформацией. Технологические параметры (давление, окружная скорость) на этой стадии задавали исходя из условия минимизации процессом глубинного вырывания и перемешивания приконтактных объемов свариваемых материалов.

Отсутствие в соединении локальных сегрегаций легкоплавких фаз обусловлено минимизацией длительности квазистационарной стадии нагрева, что достигается за счет обеспечения заданной скорости деформации (осадки) заготовок $v_{ос.н}$ при определенном сочетании значений давления и окружной скорости.

Ключевую роль в формировании соединения играет стадия проковки. Программирование длительности стадии торможения вращения и приложении повышенного давления проковки $P_{пр}$ на этой стадии позволяют значительно увеличить скорость осадки заготовок и интенсивность деформации приконтактных объемов свариваемых сталей. Зафиксированное резкое изменение концентрации хрома и никеля в зоне соединения при режиме 3 свидетельствует о минимизации процессов перемешивания свариваемых сталей и локального плавления в зоне контакта. О существенном увеличении интенсивности термомодеформационного воздействия на металл зоны соединения при комбинированной СТ свидетельствует



также отсутствие в этой зоне частиц SiO_2 , присутствующих в основном металле стали AISI310 и переходной зоне стыков, полученных на «мягком» режиме КСТ.

Таким образом, особенности структуры и состава металла соединений сталей AISI310 и 40X, выполненных КСТ и комбинированной СТ, обусловлены характером и интенсивностью деформации в зоне контакта на начальной, квазистационарной и заключительной стадиях процесса при этих разновидностях СТ. Особенностью деформационного воздействия в зоне контакта на заключительной стадии формирования соединений при КСТ является наличие радиальной составляющей, обусловленной приложением повышенного давления проковки к невращающимся заготовкам. Проковка в этом случае обеспечивает незначительное уменьшение ширины переходной зоны и толщины хрупких прослоек, образовавшихся на начальных стадиях процесса СТ.

При комбинированной СТ с управляемой деформацией обеспечиваются условия для минимизации процессов локального плавления и перемешивания объемов металла в твердожидком состоянии. Воздействие на металл в зоне соединения на заключительной стадии процесса СТ характеризуется наличием радиальной и тангенциальной составляющих в условиях увеличивающегося в процессе торможения вращения градиента температур. Благодаря локализации деформации и значительному увеличению ее интенсивности на заключительной стадии сварки обеспечивается диспергирование и разрушение оксидных фаз, вытеснение за пределы свариваемого сечения промежуточных прослоек. В соединении формируется переходная зона с мелкозернистой динамически рекристаллизованной структурой и резким перепадом концентрации легирующих элементов.

На основе полученных данных разработана технология СТ колес из жаропрочного никелевого сплава Inconel 713C, изготовленных по PIM-технологии, с хвостовиками из стали 40X. В настоящее время проводятся стендовые испытания опытной партии сварных валов роторов ТКР.

Выводы

1. Характерными особенностями жаропрочной стали AISI310, полученной технологией литья порошков под давлением (исходное сырье «Catamold»), являются равноосная кристаллическая структура с размером зерна около 60 мкм, наличие аустенитных зерен с однородной и ламельной структурой, незначительная остаточная пористость, наличие равномерно распределенных неметаллических включений диоксида кремния размером 2...10 мкм и сегрегаций фаз с повышенным содержанием ниобия.

2. На «мягком» режиме КСТ сталей AISI310 и 40X в зоне соединения образуется неравномерная по сечению переходная зона шириной от 25 до 500 мкм, имеющая слоистую структуру и представляющая собой «сплав» на основе стали AISI310, наплавленный на сталь 40X. В переходной зоне со стороны стали 40X обнаруживаются прослойки постоянного состава, в том числе, соответствующие стали мартенситного класса. Разрушение соединений при испытаниях на разрыв происходит между переходной зоной и сталью AISI310 и локализуется по сегрегационным скоплениям избыточных фаз с повышенным содержанием ниобия.

3. В соединениях, полученных на «жестком» режиме КСТ, не выявлено сегрегаций легкоплавких фаз, однако наблюдаются чередующиеся прослойки постоянного состава, соответствующие сталям мартенситного и аустенитного классов. Эти прослойки образуются на начальных стадиях процесса СТ, полностью не вытесняются из зоны контакта на последующих этапах нагрева и при проковке, осуществляемой после прекращения вращения заготовок.

4. Наличие в соединениях, полученных КСТ, слоистой структуры, состоящей из чередующихся «сплавов» различного состава, свидетельствует о том, что в зоне контактного взаимодействия на начальных стадиях процесса СТ происходит перемешивание свариваемых сталей как в пластифицированном, так и в твердожидком состоянии.

5. Разработана технология комбинированной СТ с управляемой деформацией, при которой значения технологических параметров задаются исходя из обеспечения определенной скорости деформации (осадки) на стадии нагрева, а приложение давления проковки выполняется на стадии регулируемого по установленной программе торможения вращения.

6. Соединения, полученные комбинированной СТ с управляемой деформацией, имеют мелкозернистую динамически рекристаллизованную структуру с практически равномерной по сечению переходной зоной шириной до 40 мкм. Состав металла переходной зоны по всей ее ширине соответствует стали аустенитного класса, не содержит пор, сегрегаций легирующих элементов, неметаллических включений. На границе переходной зоны со сталью 40X наблюдается резкий перепад концентрации легирующих элементов, и отсутствуют прослойки с повышенной твердостью.

7. Изделия из материалов, полученных технологией литья порошков под давлением, пригодны для изготовления качественных биметаллических соединений с использованием СТ при условии соответствующего задания значений технологических параметров.



1. Довыденков В. А., Крысь М. А., Фетисов Г. П. Получение металлических деталей путем формования и спекания металлополимерных композиций // Технология металлов. — 2008. — № 6. — С. 28–31.
2. Heaney D. Qualification method for powder injection molded components // P/M Science & Technology Briefs. — 2004. — 6, № 3. — P. 21–27.
3. Грабой И. Э., Том А. Материалы Catamold компании BASF для литья порошков под давлением. Технология. Производство. Применение. (ТПП — ПМ 2005) // Материалы докл. науч.-практ. семин. — Йошкар-Ола, 20–21 июня 2005 г. — Йошкар-Ола, 2005. — С. 71–74.
4. Salk N. Metal injection moulding of Inconel 713C for turbocharger applications // PIM International. — 2011. — 5, № 3. — P. 61–64.
5. Froes F. H. (Sam). Advances in titanium metal injection molding // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. — 2007. — 46, № 56. — P. 303–310.
6. Hamill J. A. What are the joining processes, materials and techniques for powder metal parts? // Welding J. — 1993. — Febr. — P. 37–44.
7. Лебедев В. К., Черненко И. А., Вилль В. И. Сварка трением: Справочник. — Л.: Машиностроение, 1987. — 236 с.
8. Сварка трением. Машиностроение: Энциклопедия. — Т. 1–4. — М.: Машиностроение, 2006. — С. 153–157.
9. Пат. 46460, Україна. Спосіб зварювання тертям і машина для його реалізації. / С. І. Кучук-Яценко, І. В. Зяхор. — 15.11.2004; Бюл. № 11.
10. Son C.-Y., Yoon T. S., Lee S. Correlation of microstructure with hardness, wear resistance, and corrosion resistance of powder-injection-molded specimens of Fe-alloy powders // Metallurgical and Materials Transactions A. — 2009. — 40, № 5. — P. 1110–1117.
11. Heany D. F., Mueller T. J., Davies P. A. Mechanical properties of metal injection moulded 316L stainless steel using both prealloy and master alloy techniques // Powder Metallurgy. — 2003. — № 1. — P. 1–7.
12. Krug S., Zachmann S. Influence of sintering conditions and furnace technology on chemical and mechanical properties of injection moulded 316L // Technical Paper: PIM International. — 2009. — 3, № 4. — P. 66–70.
13. Transition joints for high temperature service. Discussion session 3 // Metal Construction and British Welding J. — 1969. — № 12. — P. 134–142.
14. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техніка, 1981. — 184 с.
15. Залкин В. М. Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления. — М.: Металлургия, 1987. — 152 с.
16. Крагельский И. В., Добычин М. Н., Комбалов В. С. Основы расчетов на трение и износ. — М.: Машиностроение, 1977. — 526 с.
17. Зяхор І. В. Формування з'єднань при зварюванні тертям жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗ-ДК із конструкційною сталлю 40X // Вісн. Черніг. держ. техн. ун-ту. — 2010. — № 42. — С. 148–155.
18. Сміян О. Д. Атомний механізм взаємодії речовини середища з металом, що деформується // Фіз. та хімія твердого тіла. — 2002. — № 4. — С. 662–674.
19. Сміян О. Д., Кружков А. Г. О некоторых особенностях движения диффузионного потока газов в металлах // Докл. АН СССР. — 1972. — 202, № 6. — С. 1311–1313.
20. Распределение примесей внедрения в зоне соединения при сварке трением / О. Д. Сміян, С. И. Кучук-Яценко, И. В. Зяхор и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 9. — С. 5–9.
21. Розподіл і дія водню, кисню й вуглецю в зоні з'єднання жароміцного нікелевого сплаву при зварюванні тертям / О. Д. Сміян, І. В. Зяхор, О. В. Нікольников та ін. // Вісн. Черніг. держ. техн. ун-ту. — 2008. — № 34. — С. 138–143.
22. Импульсная сварка трением сплава ЖС6-К и стали 40Г / В. П. Воинов, Р. Н. Болдырев, К. И. Мулюков и др. // Свароч. пр-во. — 1976. — № 3. — С. 28–30.
23. Зяхор І. В. Особенности сварки трением разнородных металлов и сплавов // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 37–46.
24. Кучук-Яценко С. И., Зяхор І. В. Механизм формирования биметаллических соединений при сварке трением // Там же. — 2002. — № 7. — С. 3–11.

Experimental data are given on evaluation of structure of heat-resistant steel AISI310 produced by the powder injection moulding technology. The investigation results are presented on peculiarities of formation of dissimilar joints between steel AISI310 and structural steel 40X under different thermal-deformation cycles of friction welding in manufacture of bimetal shafts for automotive engine turbocharger rotors.

Поступила в редакцию 25.06.2012

НОВАЯ КНИГА

Материалы пятого Международного научно-технического семинара.
СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. — 208 с.

В сборнике представлены материалы научно-технического семинара, проведенного в рамках Международной специализированной выставки «Сварка 2012» (г. Санкт-Петербург, 15-18 мая). Они включают 32 доклада специалистов и ученых в области дуговой сварки и наплавки, а также сварки давлением, в том числе в них освещаются сведения о новых разработках оборудования, технологий и материалов.

