

УДК 621.791.03

Зяхор И. В.

ОЦЕНКА СВАРИВАЕМОСТИ ТРЕНИЕМ СТАЛИ 20X25H20C2, ПОЛУЧЕННОЙ ЛИТЬЕМ ПОРОШКОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ, СО СТАЛЬЮ 40X

При изготовлении биметаллических деталей автомобильных двигателей – клапанов и валов роторов турбокомпрессоров (ТКР) используется сварка трением (СТ) [1]. СТ является разновидностью сварки давлением, при которой сварное соединение образуется в твердой фазе за счет локального нагрева и совместного пластического деформирования свариваемых заготовок при их сжатии и относительном вращении [2]. Технологический цикл изготовления биметаллических валов ТКР предусматривает сварку трением хвостовика из стали 40X и колеса, которое изготавливают из жаропрочных сплавов, преимущественно, методом литья по выплавляемым моделям. Перспективным с технологической и экономической точек зрения является использование методов порошковой металлургии (ПМ) для изготовления деталей сложной формы, какими являются колеса валов ТКР. Представляет научный и практический интерес исследование свариваемости трением колес ТКР, изготовленных методами ПМ, с хвостовиками из стали 40X.

Одним из новых методов ПМ является литье порошков под давлением [3–6], известное в англоязычной литературе под общим названием РИМ-технология (Powder Injection Molding). Разновидности метода – МИМ-технология и СИМ-технология используются при изготовлении металлических и керамических изделий соответственно. В последние годы литье порошков под давлением получает все большее распространение в силу ряда достоинств перед традиционными методами металлообработки, в первую очередь при производстве деталей со сложными геометрическими формами и большими объемами производства.

При производстве исходного сырья для РИМ-технологии, как правило, используют тонкие порошки, которые смешивают с термопластичным связующим. Литье производят на стандартных термопластавтоматах в пресс-формы, изготовленные с учетом последующей усадки изделия при спекании. После этапа инъекционного литья под давлением из отливок удаляют связующее вещество, а затем полученные порошковые заготовки подвергают обжигу для получения плотных деталей. По данным [5] плотность конечных изделий при РИМ-технологии составляет от 96 до 100 % от теоретического значения, а оставшиеся поры имеют малые размеры, сферическую форму и распределены равномерно по объему. Данных о влиянии структуры и фазового состава, а также остаточной пористости РИМ-изделий на их свариваемость в литературных источниках обнаружить не удалось.

Целью работы является изучение структуры жаропрочной стали 20X25H20C2, полученной литьем порошков под давлением, и исследование свариваемости трением этой стали со сталью 40X применительно к задаче получения биметаллических валов роторов турбокомпрессоров.

Сталь аустенитного класса 20X25H20C2 сочетает достаточно высокую стойкость против окисления при высоких температурах с удовлетворительной жаропрочностью и используется в газотурбинных установках в качестве материала для жаровых труб и сопловых аппаратов. На рис. 1, а представлены колеса валов ТКР из стали 20X25H20C2, полученные литьем порошков под давлением. Для получения биметаллических валов ротора ТКР выполняли сварку трением колес с хвостовиками из стали 40X (рис. 1, б). Давление при нагреве P_n и проковке P_{np} составляло $P_n = 50...150$ МПа, $P_{np} = 150...250$ МПа, окружная скорость – $1...2$ м/с [1, 2]. Химический состав материалов представлен в табл. 1.

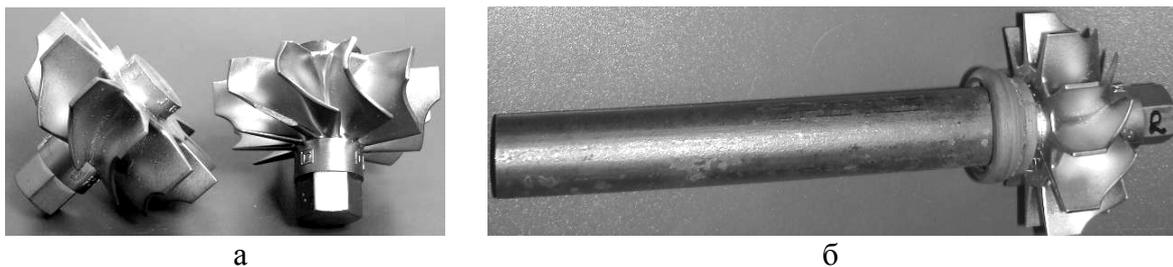


Рис. 1. Изделия, полученные с использованием МІМ-технологии:
а – колеса вала ротора ТКР; б – сварной вал ротора ТКР

Таблица 1

Химический состав свариваемых материалов

Марка стали	Диаметр образцов, мм	Содержание элементов, %						
		C	Cr	Ni	Si	Mn	Nb	Fe
Сталь 20X25H20C	15,5	0,15–0,2	24–25	20–21	1,5–2	1–1,4	1–1,5	Основа
Сталь 40X	16	0,36–0,4	0,8–1,1	< 0,3	0,35	0,5–0,8	–	Основа

Эксперименты по СТ проводились на установках МСТ23-5 для конвенционной сварки трением (КСТ) и СТ120, модернизированной для реализации способа сварки трением с регулируемым торможением вращения (СТ-РТВ) по патенту № 46460, Украина [7]. Структуру биметаллических соединений изучали с использованием оптической микроскопии («Neophot-32», Германия) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе JSM-35CA фирмы «Jeol», Япония. Микрорентгеноспектральный анализ проводили на установке «INCA-450» фирмы Oxford Instruments», Великобритания; с диаметром зонда около 1мкм. Измерение микротвердости металла зоны соединения проводили на микротвердомере М400 фирмы «LECO», США при нагрузке 1–5 Н.

Микроструктура основного металла стали 20X25H20C2 представлена на рис. 2, фазовый состав структурных составляющих – в табл. 2. Микроструктура основного металла – равноосная, с размером зерна D_{90} около 50 мкм (90 % зерен имеют размер менее 50 мкм).

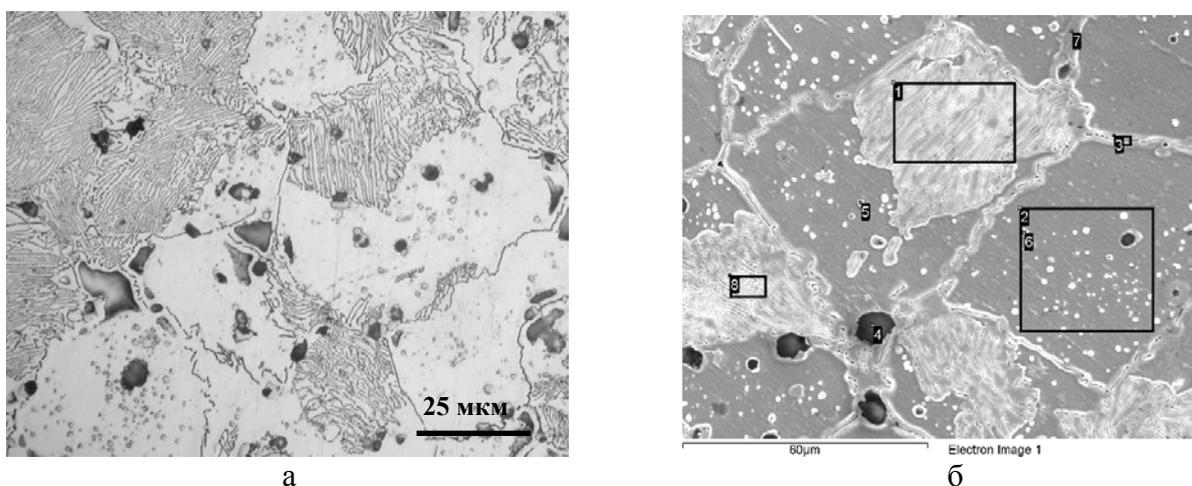


Рис. 2. Микроструктура стали 20X25H20C2:
а – оптическая микроскопия; б – растровая электронная микроскопия, 1...8 – участки исследования фазового состава

Таблиця 2

Фазовий состав ОМ стали 20Х25Н20С2 (рис. 2, б)

Spectrum	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

По характеру травимости (рис. 2, а) различаются темные и светлые зерна, а также частицы неметаллических включений (SiO₂) размером 2...10 мкм (спектр 4 на рис. 2, б). В теле светлых зерен (спектр 2) различимы мельчайшие (1–2 мкм) частицы округлой формы (спектр 6). Внутривзеренная структура темных зерен (спектры 1, 8) – ламельная, состоит из чередующихся светло- и темнотравящихся пластин толщиной менее 1 мкм. Микротвердость стали HV₃ = 254...300 кг/мм². Наличие зерен с ламельной структурой, сравнительно большой размер зерен, низкий уровень остаточной пористости свидетельствует о том, что процесс спекания выполнялся при температуре, близкой к точке солидус [8, 9]. Равноосная структура, отсутствие существенной ликвации легирующих элементов, наличие остаточной пористости являются особенностями материалов, полученных методами порошковой металлургии.

Макроструктура соединения, полученного КСТ, представлена на рис. 3, а. Валик усиления на стали 20Х25Н20С2 значительно меньше по сравнению с таковым на стали 40Х, т. е. деформация (осадка) деталей при сварке происходит преимущественно за счет стали 40Х. Изучение микроструктуры соединения, выполненного КСТ, показало следующие особенности. В зоне соединения наблюдается неравномерная по сечению переходная зона (рис. 3, б) шириной от 25 до 500 мкм с переменным химическим составом (рис. 4, табл. 3).



Рис. 3. Соединение при КСТ:
а – макрошлиф; б – панорама сечения соединения

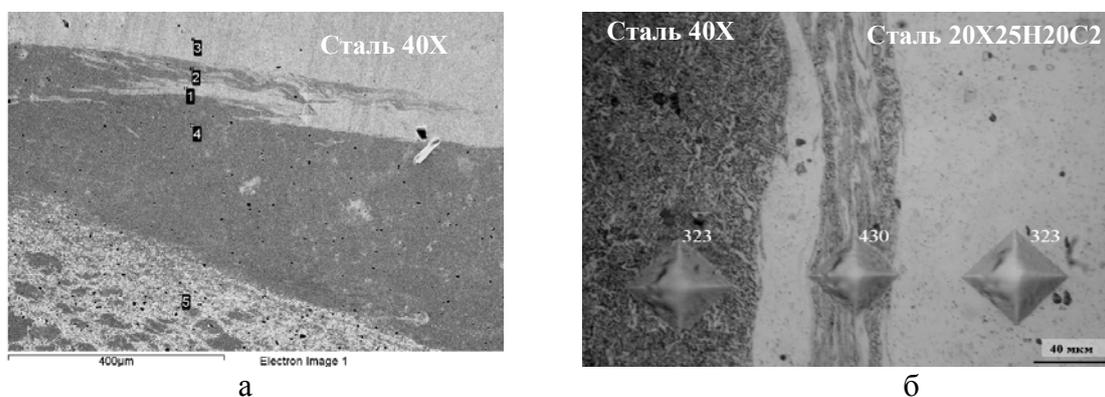


Рис. 4. Микроструктура соединения при КСТ:
а – РЭМ, 1...5 – точки исследования фазового состава; б – оптическая микроскопия, микротвердость HV₃, кг/мм²

Таблица 3

Фазовый состав зоны соединения при КСТ (рис. 4, а)

Spectrum	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
1	0,56	1,57	0,32	97,50	0,04	0,00
2	0,36	6,28	0,42	87,59	5,35	0,00
3	0,00	0,56	1,16	96,51	0,00	1,76
4	0,47	12,75	1,91	75,72	9,14	0,00
5	2,05	24,16	1,05	51,86	20,87	0,00

В результате механического перемешивания приконтактных объемов металла при сварке трением в зоне соединения образуются прослойки промежуточного состава, в том числе, соответствующие стали мартенситного класса (spectrum 2). Наличие прослоек с повышенной твердостью (рис. 4, б) повышает вероятность образования трещин и снижает коррозионную стойкость [10] соединений. Предотвратить образование прослоек с неблагоприятной структурой при КСТ не удастся даже при условии значительного повышения давления проковки. Разрушение стыков при механических испытаниях происходит по зоне соединения.

В соединениях, выполненных СТ-РТВ, не выявлено чередующихся прослоек с мартенситной структурой; наблюдается практически равномерная по сечению переходная зона шириной от 15 до 30 мкм (рис. 5). Структура прослойки – аустенитная (табл. 4 – спектры 2, 3, 5, 6, 7), благодаря чему исключается опасность возникновения трещин.

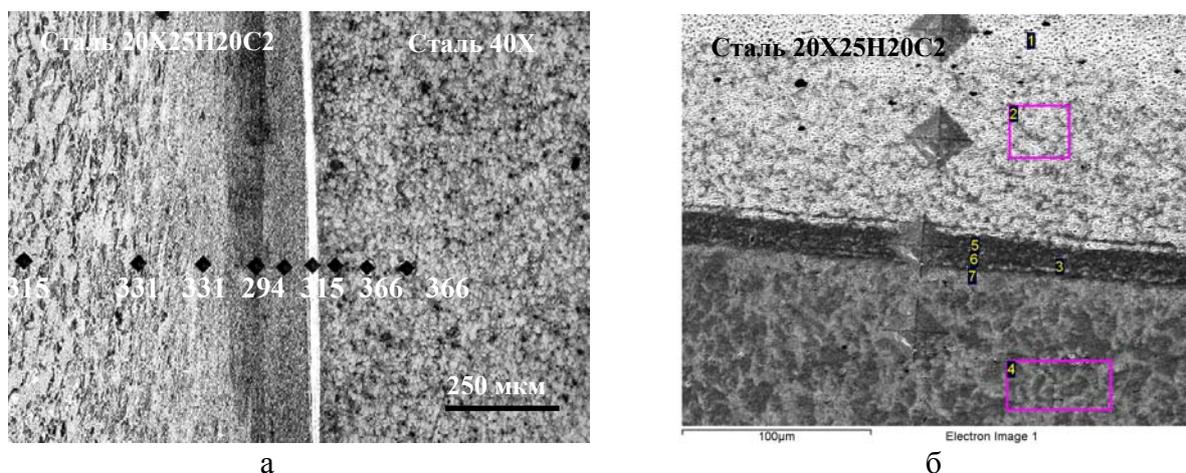


Рис. 5. Микроструктура зоны соединения при СТ-РТВ:

а – оптическая микроскопия, микротвердость HV3, кг/мм²; б – РЭМ, 1...7 – участки исследования фазового состава

Таблица 4

Фазовый состав различных участков соединения при СТ-РТВ (рис. 5, б)

Spectrum	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb
1	1,71	26,15	1,25	45,44	21,09	4,37
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

Металл зоны соединения с мелкозернистой динамически рекристаллизованной структурой отличается высокими показателями прочности и пластичности. При механических испытаниях соединений разрушение происходит по основному металлу стали 20X25H20C2.

Указанные особенности структуры и фазового состава металла биметаллических соединений, выполненных КСТ и СТ-РТВ, обусловлены характером и интенсивностью деформации в зоне контакта при этих разновидностях СТ.

Особенностью деформационного воздействия на металл в зоне контакта на заключительной стадии процесса КСТ является наличие радиальной составляющей, обусловленной приложением повышенного давления проковки к невращающимся заготовкам. За пределы свариваемого сечения вытесняется металл зоны термического влияния, преимущественно, со стороны стали 40X. Деформации приконтактных объемов аустенитной стали, имеющей более высокую прочность при температуре сварки, и металла переходной зоны, содержащей прослойки переменного химического состава, практически не наблюдается.

При СТ-РТВ приложение повышенного давления проковки выполняется в процессе торможения вращения, которое осуществляют по заданной программе. Деформационное воздействие на металл в зоне соединения при СТ-РТВ характеризуется наличием радиальной и тангенциальной составляющих, в условиях резко увеличивающегося в процессе торможения вращения градиента температур. Благодаря этому обеспечивается диспергирование и вытеснение за пределы свариваемого сечения прослоек с переменным химическим составом, в соединении формируется переходная зона с мелкозернистой динамически рекристаллизованной структурой и резким перепадом концентрации легирующих элементов.

ВЫВОДЫ

Характерными особенностями стали 20X25H20C2, полученной литьем порошков под давлением, являются равноосная зеренная структура, отсутствие существенной ликвации легирующих элементов, незначительная остаточная пористость и наличие в микроструктуре неметаллических включений.

Изделия из материалов, полученных РИМ-технологией, пригодны для получения биметаллических соединений с использованием сварки трением.

За счет регулирования динамики изменения параметров режима сварки трением можно влиять на условия деформации металла в зоне контакта, управлять формированием структуры и фазового состава биметаллических соединений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лебедев В. К. *Сварка трением : справочник* / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, В. И. Виль. – Л. : Машиностроение, 1987. – 236 с.
2. *Сварка трением. Машиностроение : энциклопедия. Т. 3–4.* – М. : Машиностроение, 2006. – С. 153–157.
3. Довыденков В. А. *Получение металлических деталей путем формования и спекания металлополимерных композиций* / В. А. Довыденков, М. А. Крысь, Г. П. Фетисов // *Технология металлов.* – 2008. – № 6. – С. 28–31.
4. Симонов В. С. *Новые материалы и изделия из металлических порошков. Технология. Производство. Применение. (ТПП – ПМ 2005) : материалы докладов науч. практ. семин., Йошкар-Ола, 21–21 июня 2005 г.* / В. С. Симонов, В. А. Довыденков, Е. П. Шалунов. – Йошкар-Ола, 2005. – С. 79–83.
5. Грабой И. Э. *Материалы Catamold компании BASF для литья порошков под давлением. Технология. Производство. Применение. (ТПП – ПМ 2005) : материалы докладов науч. практ. семин., Йошкар-Ола, 21–21 июня 2005 г.* / И. Э. Грабой, А. Том. – Йошкар-Ола, 2005. – С. 71–74.
6. *The Engineering and Molding of Small, Metal Components [Электронный ресурс].* – Режим доступа : // www.metalinjectionmolding.com.
7. Патент № 46460, Україна. *Спосіб зварювання тертям і машина для його реалізації.* – Опубл. 15.11.2004, Бюл. № 11.
8. *Transition joints for high temperature service. Discussion session 3 // Metal Construction and British Welding Journal.* – 1969. – № 12. – P. 134–142.
9. Heany D. F. *Mechanical properties of metal injection molded 316l stainless steel using both prealloy and master alloy techniques* / D. F. Heany, T. J. Mueller, P. A. Davies // *Powder metallurgy.* – 2003. – № 1. – P. 1–7.
10. Krug S. *Influence of sintering conditions and furnace technology on chemical and mechanical properties of injection moulded 316L* / S. Krug, S. Zachmann // *Technical Paper : PIM International.* – December 2009. – Vol. 3 No. 4. – P. 66–70.