

УДК 621.762.8

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СТАЛЬ-TiC, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

© 2013 г. **В. К. Нарва, А. В. Маранц, Ж. А. Сентюрина**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

В. К. Нарва – канд. техн. наук, профессор кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий МИСиС (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (495) 638-46-42. E-mail: zeinalova@rambler.ru.

А. В. Маранц – аспирант этой кафедры. E-mail: marants.alexandr@gmail.com.

Ж. А. Сентюрина – магистрант этой кафедры. E-mail: sentyurina_misis@mail.ru.

Изучено влияние термической обработки (старения) на микроструктуру и свойства материалов СПН14А7М5/TiC, полученных методом лазерной наплавки. Определены оптимальные режимы старения.

Ключевые слова: лазер, наплавка, старение, термическая обработка, сталь, карбид титана, смесь, микроструктура, мощность, скорость сканирования, расход порошка.

The effect of heat treatment (ageing) on the microstructure and property of SPN14A7M5/TiC materials produced by overlay laser welding has been studied. The optimum conditions of ageing are found.

Key words: laser, overlay laser welding, ageing, heat treatment, steel, titanium carbide, mixture, microstructure, power, scanning rate, powder consumption.

ВВЕДЕНИЕ

Лазерная наплавка (ЛН) заключается в нанесении слоя материала на поверхность обрабатываемого изделия при поверхностном плавлении основы и присадочного материала. Присадочный материал подается в виде порошка или порошковой смеси. Возможность наплавлять как металлические порошки, так и их смеси с керамикой (карбиды, бориды, силициды и т. д.) делает ЛН перспективной технологией создания композиционных материалов [1, 2]. Состав и размер упрочняющей фазы во многом определяют микроструктуру и свойства наплавляемого материала. При взаимодействии упрочнителя с материалом матрицы образуется прочная металлическая связь между ними, а перекристаллизация через жидкую фазу может привести к дисперсному упрочнению материала [3]. Помимо этого процесс ЛН характеризуется высокими скоростями охлаждения ($(5\div 7) \cdot 10^3$ °C/с) наплавляемого материала, что свидетельствует о возможности его закалки [4]. Для снятия внутренних термических напряжений, а также выделения упрочняющей фазы целесообразно проведение последующей термической обработки (старения). Неоднородность структуры, обусловленная послойной технологией изго-

товления наплавляемых материалов, а также направленностью охлаждения, устраняется путем отжига при заданных временных и температурных параметрах [5].

Цель данной работы – определение параметров термической обработки (ТО) композиционных материалов сталь СПН14А7М5/TiC, изготовленных методом лазерной наплавки, исследование микроструктуры и свойств полученных материалов, а также анализ влияния размера частиц упрочняющей фазы (TiC) на механизм структурообразования при ЛН.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Были применены смеси порошковых компонентов стали СПН14А7М5 с карбидом титана. Механическое смешивание-измельчение всех составляющих компонентов стали и карбида титана осуществляли в планетарной мельнице. Данная технология приготовления материала позволяет интегрировать в ванну расплава частицы фазы-упрочнителя размером меньше 10 мкм. Порошок железа использовали довольно крупный (> 100 мкм) с целью создания композитного порошка путем механического сцепления более

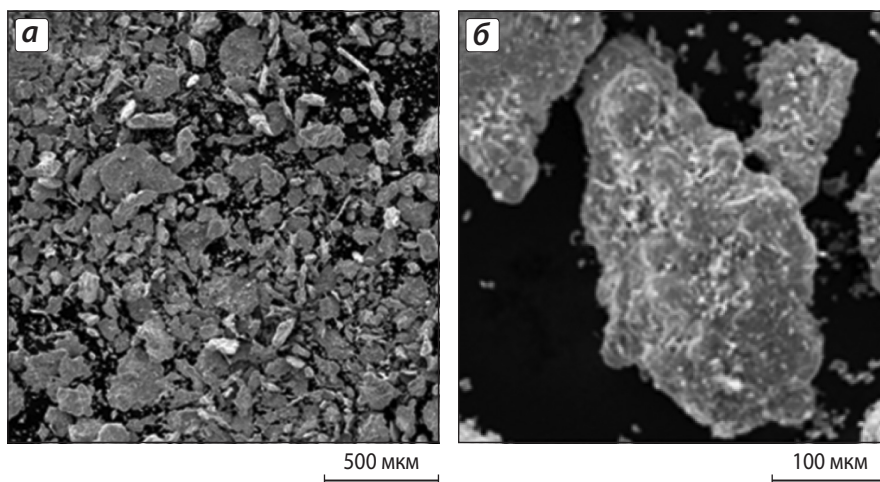


Рис. 1. Порошковая смесь материала СПН14А7М5/ТiС

а – общий вид порошковой смеси

б – частица композиционного порошка

мелких и твердых частиц карбида титана (10 мкм) с крупными и пластичными частицами железа (рис. 1).

Химический состав материалов приведен в табл. 1. Размер исходных порошков составлял, мкм: –100 (Fe), –10 (С), –45 (NiAl), –10 (Mo), –10 (TiC).

Лазерную наплавку осуществляли на установке «Trumpf LASMA 1054», оснащенной непрерывным твердотельным лазером HAAS 2006D (Nd : YAG) с длиной волны 1064 нм и максимальной мощностью 4 кВт. Диаметр лазерного пятна в фокусе – 600 мкм.

Порошок в ванну расплава на поверхности стальной подложки подавали через сопло («несущий» газ – аргон) коаксиально лазерному лучу. Использование коаксиального сопла обеспечивало защиту от окисления. Технологические параметры наплавки – мощность лазера, скорость сканирования и расход порошка – приведены в табл. 2.

Термическую обработку (старение) наплавленных материалов проводили в электрической трубчатой печи в атмосфере водорода при температурах 500, 600, 700 °С и времени выдержки от 1 до 9 ч с шагом 2 ч.

Качественный и количественный анализ микроструктуры образцов выполняли с помощью оптического микроскопа «AxioLab» (Carl Zeiss, S.A.S.) и сканирующего электронного микроскопа «TESCAN Vega 3SB» (Tescan A.S.). Определение фазового состава проводили на автоматизированном дифрактометре марки ДРОН-4 с использованием монохроматического CuK_α -излучения. Анализ твердости по Виккерсу осуществляли на микротвердометре BUEHLER MHT 5104 при нагрузке 100 г.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Перераспределение и массоперенос карбидной фазы в процессе наплавки

При наплавке растворение частиц карбида титана в жидкой фазе приводит к его перекристаллизации и формированию карбидных зерен, являющихся центрами кристаллизации расплава (рис. 2). Выделение карбида титана из жидкой фазы происходит из-за образования пересыщенного раствора карбида в расплаве стали вблизи растворившихся частиц [2, 6]. Мелкие частицы TiC полностью растворяются и выделяются в форме правильных кубических карбидов (см. рис. 2, а), а крупные не успевают полностью раствориться в расплаве из-за высокой скорости охлаждения, в результате чего они частично

Таблица 1. Химический состав порошков, мас.% (об.%)

Материал	TiC	Fe	NiAl	Mo	C
СПН14А7М5	–	Осн.	21,00	5,00	0,03
СПН14А7М5/10 TiC	6,4 (10)	Осн.	19,65	4,68	0,03
СПН14А7М5/20TiC	12,8 (20)	Осн.	18,31	4,36	0,03

Таблица 2. Технологические параметры лазерной наплавки

Материал	Мощность, Вт	Скорость сканирования, мм/мин	Расход порошка, об/мин
СПН14А7М5	1250	125	10
СПН14А7М5/10TiC	1250	125	15
СПН14А7М5/20TiC	1000	100	15

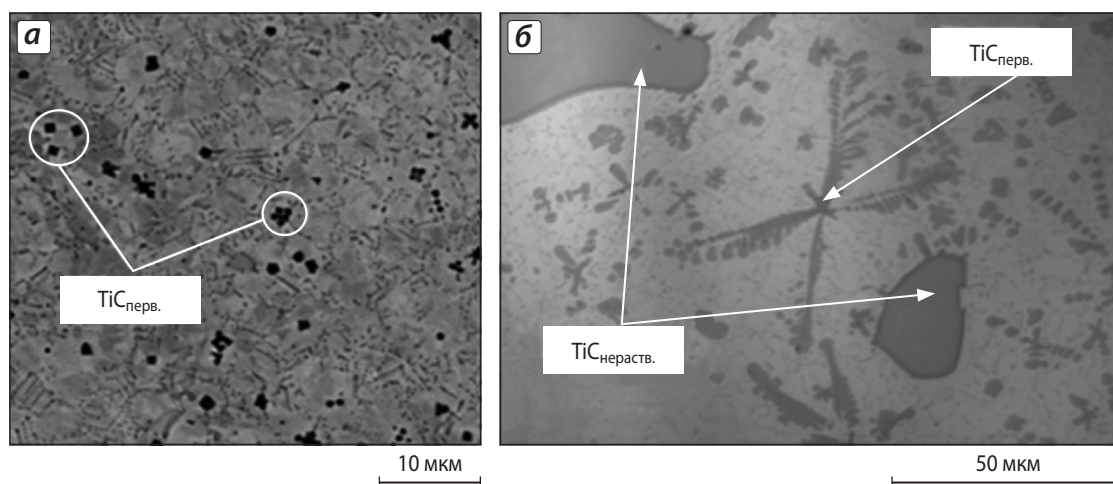


Рис. 2. Микроструктура стали с карбидом титана

а – мелкая фракция исходного TiC; **б** – крупная фракция исходного TiC

растворяются, оставаясь в структуре материала (см. рис. 2, б). Благодаря изначально небольшому размеру мелких частиц (5–7 мкм) величина образующихся первичных TiC не превышает 3–5 мкм. Преобладает рост количества центров кристаллизации, а не их размера, что характерно для случая с крупными частицами карбида.

Таким образом, при лазерной наплавке материала наблюдается изменение формы и размера частиц карбида. Перераспределение и массоперенос карбидной фазы осуществляются за счет миграции расплава и диффузионного растворения частиц карбида в жидкой фазе с последующим его выделением. Кинетика процессов обусловлена относительными объемами тугоплавкой и жидкой фаз, их составом, значениями межфазной поверхностной энергии на границах тело–жидкость–газ, растворимостью карбидов титана в жидкой фазе, химическими реакциями, протекающими на межфазной границе [6]. Таким образом, формирование структуры материала определяется состава-

ми упрочняющей фазы и металлической связки и условиями нагрева и охлаждения, т. е. режимами лазерной обработки.

Лазерная наплавка и старение

Процесс лазерной наплавки совмещает в себе нанесение материала на подложку и его термическую обработку (закалку), поскольку скорости охлаждения составляют несколько тысяч градусов в секунду.

При ЛН смеси стали СПН14А7М5 с карбидом титана происходит образование пересыщенного твердого раствора легирующих компонентов в железе. Так как содержание углерода низкое, сталь не закаливается на мартенсит, а увеличение твердости происходит лишь за счет формирования пересыщенных твердых растворов легирующих компонентов в α -Fe и добавления упрочняющей фазы (табл. 3). После лазерной наплавки проводилось старение с целью снятия термических напряжений,

Таблица 3. Фазовый анализ материала СПН14А7М5/TiC после лазерной наплавки и старения

Материал	После ЛН		После старения			
			$t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}, \tau = 7\text{ ч}$		$t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}, \tau = 7\text{ ч}$	
	Фаза	Доля, мас.%	Фаза	Доля, мас.%	Фаза	Доля, мас.%
СПН14А7М5	α -Fe	98,0	α -Fe	97,0	α -Fe	99,5
	γ -Fe	2,0	(Fe, Ni)Al	3,0	(Fe, Ni)Al	0,5
СПН14А7М5/20TiC	α -Fe	93,2	α -Fe	87,2	α -Fe	94,1
	TiC	6,8	TiC	6,5	TiC	5,0
			(Fe, Ni)Al	6,3	(Fe, Ni)Al	0,9

оставшихся в материале, и выделения упрочняющих фаз для повышения твердости материала без потери пластичности [7].

При минимальных значениях температуры и времени старения ($t = 500^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ ч) изменения в материалах произойти не успевают. Твердость остается на том же уровне – порядка 400 ± 20 HV для всех составов (рис. 3). Увеличение времени выдержки до 3 ч при неизменной температу-

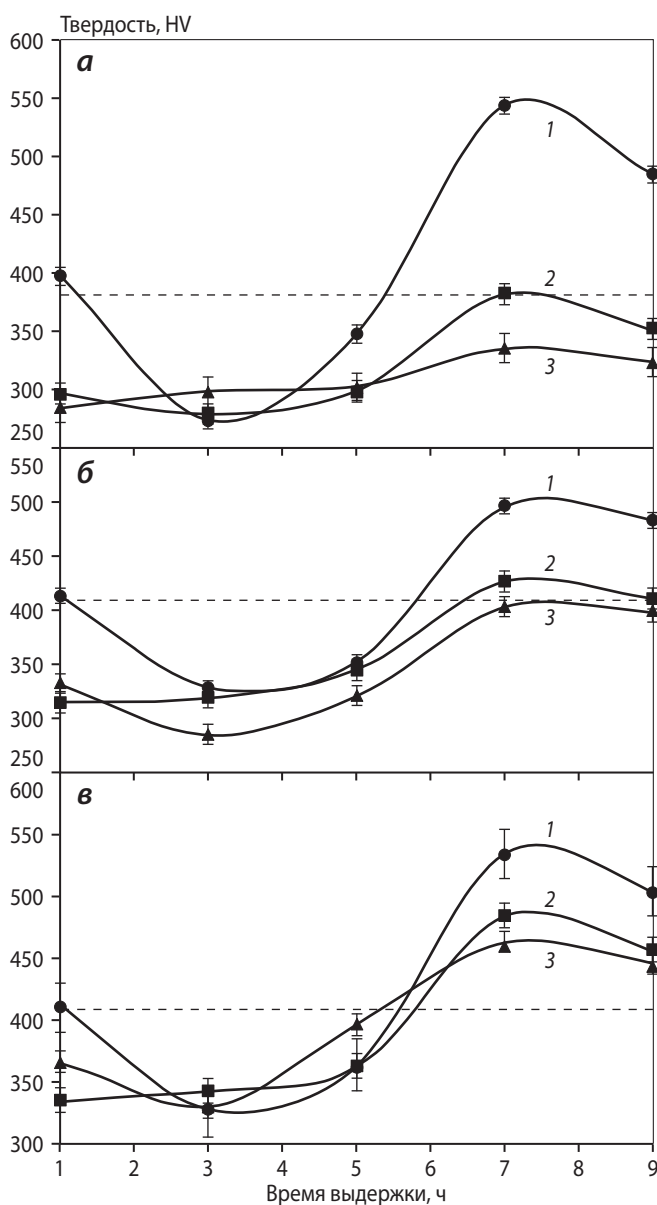


Рис. 3. Распределение твердости в материале сталь СПН14А7М5/ТiС в зависимости от температурных и временных режимов старения ТiС, об.% – 0 (а), 10 (б), 20 (в)
 $t, ^\circ\text{C}$: 500 (1), 600 (2), 700 (3)
 Штриховой линией показано состояние до старения

ре 500°C приводит к падению твердости, связанному со снятием термических напряжений после лазерной наплавки, и разупрочнению материала. Но уже при $\tau = 5$ ч твердость начинает возрастать, что обусловлено выделением упрочняющей фазы (Fe, Ni)Al (табл. 3). Более длительная температурная выдержка ($\tau > 7$) ч приводит к уменьшению твердости как вследствие укрупнения частиц TiC (рис. 4), так и, вероятно, из-за обратного растворения выделившейся фазы-упрочнителя (Fe, Ni)Al. Повышение температуры старения инициирует процесс разупрочнения, поэтому уже при $\tau > 1$ ч твердость значительно снижается. Но с увеличением временного интервала ТО процессы упрочнения за счет фазовых преобразований начинают преобладать над разупрочняющими, постепенно приводя к возрастанию твердости.

Также с повышением температуры от 500 до 700°C в материалах с упрочняющей фазой наблюдается нормализация неравновесной эвтектики (см. рис. 4). При наплавке колонии эвтектики кристаллизуются по границам зерен, и при термической обработке до 500°C они не претерпевают структурных изменений (см. рис. 4, б). Но при подъеме температуры старения до 700°C скорость диффузионных процессов возрастает и эвтектика равномерно распределяется в теле зерна.

По результатам исследований установлены оптимальные режимы старения наплавленных материалов. С достижением времени выдержки $\tau = 7$ ч снимаются термические напряжения и происходит выделение максимального количества упрочняющей фазы (Fe, Ni)Al, обуславливающего увеличение твердости. Температура 500°C способствует дисперсионному упрочнению материала, не приводящему к обратному растворению фазы-упрочнителя.

Таким образом, для всех изученных составов СПН14А7М5/ТiС оптимальными параметрами старения являются $t = 500^\circ\text{C}$ и $\tau = 7$ ч.

ВЫВОДЫ

1. Проанализировано влияние размера вводимых частиц упрочнителя (TiC) на механизм кристаллизации сплава. Частицы менее 10 мкм полностью растворяются в расплаве и выделяются в форме правильных кубических карбидов, в то

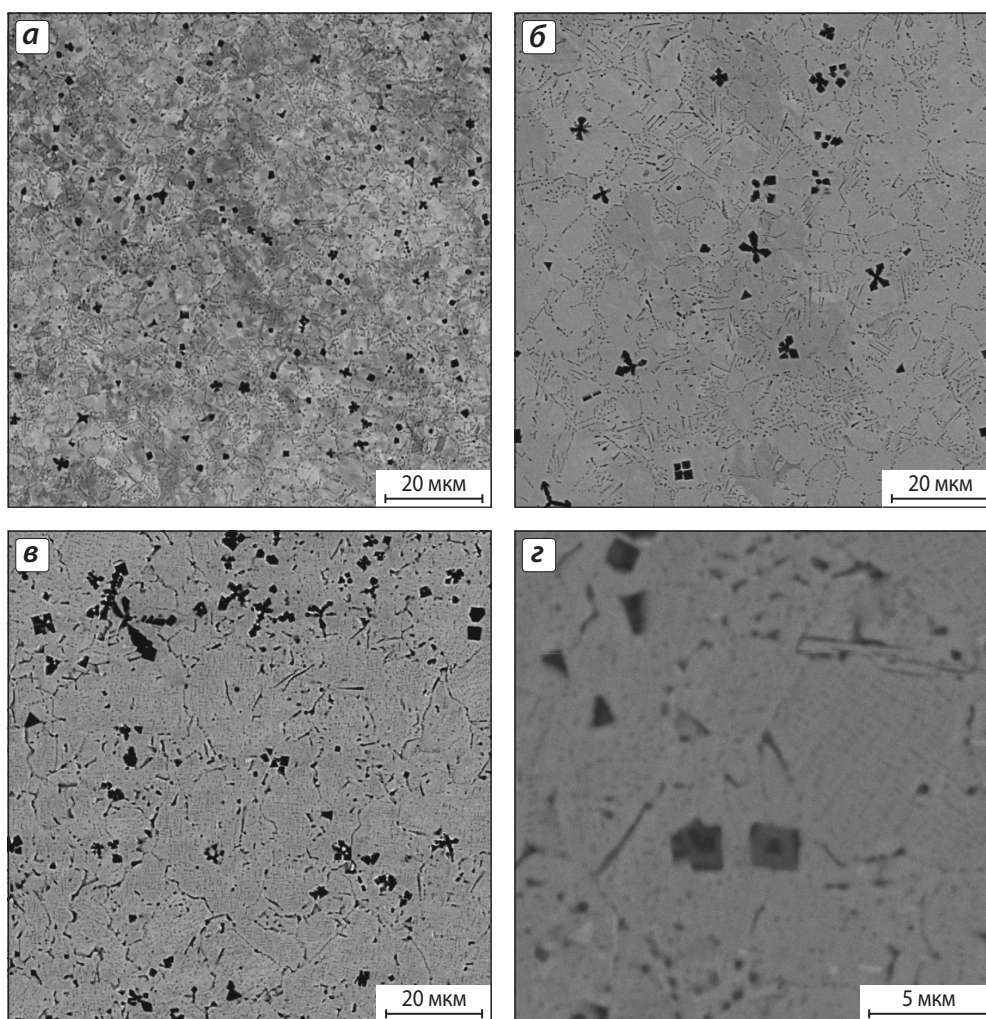


Рис. 4. Микроструктура материала СПН14А7М5/20ТiС
а – после ЛН; **б** – ТО при $t = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 9\text{ ч}$; **в**, **з** – $t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 7\text{ ч}$
а–в – увеличение $2000\times$, **з** – $10000\times$

время как крупные (свыше 40 мкм) не успевают полностью раствориться и остаются в микроструктуре материала.

2. Установлено, что термическая обработка наплавленных материалов сначала приводит к снятию внутренних напряжений, что сопровождается резким падением твердости, а затем инициирует выделение упрочняющей фазы (Fe, Ni)Al, повышающей значение твердости. С увеличением температуры старения от 500 до 700 °С в материалах с TiC наблюдается нормализация неравновесной эвтектики, вызванной высокими скоростями охлаждения при лазерной наплавке. Происходит увеличение скорости диффузионных процессов, и эвтектика равномерно распределяется между зернами.

3. Определены оптимальные режимы старения для изученных составов наплавленных материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Smurov I. // Surf. Coat. Technol. 2008. Vol. 202. P. 4496.
2. Novichenko D., Marants A., Thivillon L. et al. // Phys. Procebia. 2011. Vol. 12. P. 296.
3. Przybylowicz J., Kusiński J. // J. Mater. Process. Technol. 2001. Vol. 109. P. 154.
4. Нарва В. К., Маранц А. В., Сентюрина Ж. А. // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2012. № 4. С. 25.
5. Шнейдер Е. А. // Свароч. пр-во. 2009. № 11. С. 42.
6. Novichenko D., Thivillon L., Bertrand Ph., Smurov I. // Phys. Procebia. 2010. Vol. 5. P. 369.
7. Cabeza M., Castro G., Merino P. et al. // Surf. Coat. Technol. 2012. Vol. 212. P. 159.