

2. Bhutani, S. P. Chemistry of Biomolecules [Text] / S. P. Bhutani. – CRC Press, 2010. – 304 p.
3. Stroble, G. The Physics of Polymers: Concepts for Understanding Their Structures and Behavior [Text] / G. Stroble. – Springer, 2007. – 518 p.
4. Broedersz, C. P. Nonlinear elasticity of composite networks of stiff biopolymers with flexible linkers [Text] / C. P. Broedersz, C. Storm, F. C. MacKintosh // Phys. Rev. Lett. – 2008. – Vol. 101, Issue 11. – P. 118103–118107. doi: 10.1103/PhysRevLett.101.118103
5. Landau, L. D. Statistical Physics. 3rd ed. (Course of Theoretical Physics, Vol. 5) [Text] / L. D. Landau, E. M. Lifshitz. – Butterworth-Heinemann, 1980. – 544 p.
6. Laurendeau, N. Statistical Thermodynamics: Fundamentals and Applications [Text] / N. Laurendeau. – Cambridge University Press, 2005. – P. 205–222. doi:10.1017/cbo9780511815928.015
7. Strick, T. R. Stretching of macromolecules and proteins [Text] / T. R. Strick, M. N. Dessinges, G. Charvin // Reports on Progress in Physics. – 2003. – Vol. 66. – P. 1–45. doi: 10.1088/0034-4885/66/1/201.
8. Gardiner, C. W. Handbook of Stochastic Methods [Text] / C. W. Gardiner. – Springer, 2004. – 442 p.
9. Karpov, E. G. Mechano-kinetic coupling approach for functional materials with dynamic internal structure [Text] / E. G. Karpov, S. Chaichenets, W. K. Liu // Philosoph. Mag. Lett. – 2010. – Vol. 90, Issue 7. – P. 471–480. doi: 10.1080/09500831003761933
10. Borsali, R. Soft-Matter Characterization [Text] / R. Borsali, R. Pecora. – Springer, 2008. – 1452 p. doi: 10.1007/978-1-4020-4465-6
11. Karpov, E. G. Atomic Scale Monte-Carlo Studies of Entropic Elasticity Properties of Polymer Chain Molecules [Text] / E. G. Karpov, M. V. Grankin // Adv. in Soft Matter Mech. 2012. – P. 147–163. doi: 10.1007/978-3-642-19373-6_5.

Вивчені особливості впливу високотемпературної витримки на фазовий склад і показники тріщиностійкості спечених сплавів зі структурно-нестабільною зв'язкою та TiC. Сплави систем TiC-Ti-Ni і Ti-Ni-Fe мають високий опір руйнуванню в стані після спікання, але при експлуатації рекомендується уникати дії $t=800...1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ для зменшення ризику окрихчування у зв'язку з виділенням інтерметалідів

Ключові слова: порошковий сплав, карбід титану, спікання, фазовий склад, крихкість, ідентифікування

Изучены особенности влияния высокотемпературной выдержки на фазовый состав и показатели трещиностойкости спеченных сплавов со структурно-нестабильной связкой и TiC. Сплавы систем TiC-Ti-Ni и Ti-Ni-Fe обладают высоким сопротивлением разрушению в состоянии после спекания, но при эксплуатации рекомендуется избегать воздействия $t=800...1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ для уменьшения риска охрупчивания в связи с выделением интерметаллидов

Ключевые слова: порошковый сплав, карбид титана, спекание, фазовый состав, хрупкость, индентирование

УДК 669.017.3+669-138.8; 620.178.15

DOI: 10.15587/1729-4061.2014.27564

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ СПЛАВОВ TiC-Ti-Ni, TiC-Ni-Fe

В. В. Пашинский

Доктор технических наук, доцент, профессор*

E-mail: vvpashynsky@gmail.com

М. Г. Субботина

Аспирант*

E-mail: pbm-box@mail.ru

*Кафедра «Физическое материаловедение»
Донецкий национальный технический университет
ул. Артема, 58, г. Донецк, Украина, 83001

1. Введение

На износ и причины выхода из строя прокатных валков оказывает влияние множество внутренних и внешних факторов. Среди внутренних факторов можно выделить фазовый и структурный состав, определяющие физико-механические свойства материала, из которого изготовлен инструмент. Дефицитность и высокая стоимость сырья для производства классических сплавов WC-Co создали предпосылки для поиска альтернативных составов сплавов, содержащих другие карбиды (например, TiC) и матрицу из никеля, железа,

титана [1]. Однако в системах Ni-Ti, Ti-Fe может происходить ряд фазовых превращений [2], что, безусловно, повлияет на эксплуатационную стойкость инструмента и требует детального изучения.

2. Анализ литературных данных

При выборе сплавов для изготовления прокатных валков необходимо отталкиваться от выбора, во-первых, оптимальных технологических параметров производства, и во-вторых, составов, обеспечивающих

повышение стойкости инструмента в условиях эксплуатации. Изучению первого аспекта посвящена работа [3]. Показано, что сплавы систем TiC-Ni-Ti, TiC-Ni-Fe должны производиться жидкофазным спеканием. В исследовании [4] подтверждено преимущество спекания под высоким давлением композитов TiC-TiNi при $t=1500\text{ }^{\circ}\text{C}$, которое выражается в высокой плотности получаемого материала. Причем такое спекание следует проводить в вакууме, а не в атмосфере азота или аргона [5]. Доказано [6], что измельчение и введение 5 % наночастиц TiN приводит к получению низкой пористости, равносильно приложению давления при спекании. Однако в [3–6] изучались мелкозернистые материалы, которые не рекомендуются применять в производстве валков, т.к. сопротивление растрескиванию обеспечивают только крупнозернистые сплавы [7]. Доказано [4], что необходимыми свойствами обладает сплав с 50–60 % TiC, но повышение содержания TiC ведет к росту хрупкости материала. При этом авторы [3–6] утверждают, что состав сплавов в состоянии непосредственно после спекания – TiC, NiTi, Ni₃Ti, а данных о фазовых превращениях при воздействии высоких температур эти работы не содержали, хотя прокатные валки могут разогреваться до $t>1000\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Исследование влияния отжига сплава эквивалентного состава Ti-49,5 % ат. Ni на фазовый состав [8] свидетельствует о протекании превращения $B19'\text{-Ni} \leftrightarrow B2\text{-NiTi}$ через промежуточную ромбическую фазу, но не ясным остаются условия образования интерметаллидов, а также то, как отразится присутствие TiC в сплаве. В работе [9] показано, что при содержании 10–20 % TiC он не взаимодействует с NiTi, что не приводит к образованию интерметаллидов, т.е. обеспечивается высокая пластичность материала за счет свойств матрицы. Но как материал для прокатных валков этот сплав не может использоваться, т.к. малые содержания карбида не обеспечат высокой износостойкости и твердости инструмента.

Изучение структуры сплавов с железом и TiC [10] показало, что предпочтение стоит отдавать частицам карбида титана сфероидной формой, что позволит получить однородный материал, тем не менее, данных о влиянии соединений Ti_xFe_y на свойства сплава в работе [10] не приведено.

Проблема эксплуатационной стойкости сплавов с матрицей Ni-Fe была затронута в работе [11]. Доказано, что сплавы обладают коррозионной стойкостью, а карбид титана реагирует с матрицей в процессе спекания и изменяет свой состав до карбида TiC_x , $x=0,68\ldots 0,97$, что уменьшает вероятность образования интерметаллидов. Но часто инструмент выходит из строя в результате растрескивания поверхности, что изучено не было.

Полные сведения о фазовых превращениях в сплавах на основе карбида титана содержат работы [11, 12], в которых приведены данные о выпадении интерметаллидов Ni_xTi_y при отжиге, однако не освещено их влияние на механические свойства сплавов.

Таким образом, имеющиеся литературные данные не содержат полной картины о связи фазового состава спеченных сплавов TiC-Ni-Ti и TiC-Ni-Fe со свойствами, особенно после воздействия высоких температур, что требует проведения дополнительных исследований.

3. Цель и задачи исследования

Исходя из вышесказанного, целью работы является изучение влияния термической обработки на фазовый состав и показатели трещиностойкости сплавов со структурно-нестабильной связкой.

Задачи работы:

- установить фазовый состав порошковых сплавов системы TiC-Ni-Fe после термообработки;
- выяснить влияние термообработки на изменение коэффициента K_{IC} и других показателей трещиностойкости;
- дать рекомендации относительно оптимального режима обработки сплавов.

4. Методика определения фазового состава и показателей трещиностойкости сплавов

Для исследования были выбраны сплавы, полученные методом горячего вакуумного спекания, составы материалов приведены в табл. 1. Образцы представляли собой бруски с квадратным сечением 5х5 мм, длиной 10..15 мм. Термическая обработка заключалась в выдержке образцов при высоких температурах, выдержке 30 мин. и охлаждении с печью, режимы обработки приведены в табл. 1.

Таблица 1

Составы порошковых спеченных сплавов для исследования и режимы термической обработки

Сплавы TiC-Ni-Ti		Состав, % мас.			Режимы термической обработки
		TiC	Ni	Ti	
1	T50T23H27	50	27	23	режим 1: отжиг 850 °C → → отжиг 1150 °C → → отжиг 1150 °C режим 2: отжиг 1150 °C → → отжиг 1150 °C
2	T50T39H11	49,8	11,5	38,7	отжиг 1150 °C
Сплавы Ti-Ni-TiC		TiC	Ni	Fe	отжиг с выдержкой при: 800 °C, 900 °C, 1000 °C и 1100 °C
3	T35H19Ж46	35	19	46	
4	T50H10Ж40	50	10	40	
5	T50H40Ж10	50	40	10	

Рентгеноструктурный анализ (РСА) был проведен на дифрактометре ДРОН-3 в нефльтрованном излучении Ka железа. Для этого были использованы образцы, полученные измельчением монолитных образцов до мелкой фракции, которая в спрессованном и связанном состоянии служила образцом для анализа.

На оставшихся монолитных образцах были изготовлены микрошлифы и проведено измерение твердости на приборе Виккерса, по результатам которого установлены значения критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} по зависимости (1), [13, 14]:

$$K_{IC} = \frac{7,42 \cdot 10^{-2} P}{c^{\frac{3}{2}}}, \quad (1)$$

где l – длина радиальной трещины, мкм; a – половина диагонали отпечатка, мкм; P – нагрузка при приборе Виккерса, от 50 до 500 Н [13].

Параметр микрохрупкости γ был определен по зависимости (2), а параметр Палмквиста для радиальных трещин по зависимости (3) [15]:

$$\gamma = \left(\frac{1+a}{a} \right)^2 - 1, \quad (2)$$

$$\alpha = \frac{\sum l_i}{P}, \quad (3)$$

где l_i – сумма длин всех радиальных трещин вокруг одного отпечатка, мкм [15].

При подготовке шлифов использовался травитель состава 5 % NaOH + 5 % $K_3[Fe(CN)_6]$ + 90 % H_2O .

5. Результаты рентгеноструктурного анализа термообработанных сплавов

Фазовый анализ сплавов TiC-Ti-Ni был подробно изложен в [16, 17], поэтому приведем лишь самые важные результаты. Фазовый состав сплава T50T23H27 после получения состоял из: TiC, (Ni,Ti), B2-NiTi, B19'-NiTi, Ni_4Ti_3 , Ni_3Ti и Ti_2Ni ; а сплава T50T39H11 из: TiC, (Ni,Ti), B19'-NiTi, Ni_3Ti и Ti_2Ni . После отжига ни B2, ни R фазы в сплаве T50T23H27 обнаружено не было, но присутствовала фаза B19'-NiTi. Это свидетельствует о том, что сплав после спекания, несмотря на медленное охлаждение с температур прессования, находится в структурно нестабильном состоянии. В сплаве T50T39H11 после отжига была обнаружена фаза Ni_4Ti_3 , которой до отжига не было найдено. Фаза NiTi-B2 обнаружена не была. Установленный фазовый состав сплавов TiC-Ni-Fe приведен в табл. 2.

Сплавы состоят в любом состоянии из твердого раствора никеля в железе и интерметаллида Fe_2Ti . В сплаве T50H40Ж10 образуется Ti_2Ni ; обнаруживаются также единичные максимумы Ni_3Fe и чистого титана и никеля. Сплав T50H10Ж40 также содержит Ti_2Ni , а после выдержки при 900° и 1100 °С – чистый титан. Данные были получены в одинаковых режимах на дифрактометре ДРОН-3: $U_{раб}=30В$; $I_{раб}=30 А$; $V_{ленты}=720$ мм/час; $V_{счетчика}=1^\circ/$; $J=1 \cdot 10^3$ mps, поэтому интенсивность линий может быть соотнесена после всех обработок. Максимальной интенсивностью обладала для всех режимов термической обработки линия твердого раствора (Fe,Ni) (110). Изменение ее интенсивности было рассчитано в % и приведено на рис. 1.

Интенсивность для сплава T50H40Ж10 непрерывно возрастает, в то время как для сплава T50H10Ж0 резко падает после выдержки при 1000 °С, а затем несколько возрастает после выдержки при 1100 °С. Фотографии структуры сплавов приведены на рис. 2. Микроструктура сплавов T35H19Ж46 (рис. 2, а), T50H10Ж40 (рис. 2, б), а также T50H40Ж10 (рис. 2, в) характеризу-

ется равномерным распределением частиц карбида в матрице, отсутствием конгломератов карбидов.

Таблица 2

Фазовый состав сплавов TiC-Ni-Fe после термической обработки

№	Сплав	Температура выдержки при отжиге			
		800 °С	900 °С	1000 °С	1100 °С
1	T50H10Ж40	TiC; (Fe,Ni); Fe_2Ti	TiC; (Fe,Ni); Fe_2Ti	TiC; (Fe,Ni); Fe_2Ti	TiC; (Fe,Ni); Fe_2Ti ; Ti
2	T50H40Ж10	TiC; (Fe,Ni); Fe_2Ti ; Ti	TiC; (Fe,Ni); Fe_2Ti ; Ti_2Ni	TiC; (Fe,Ni); Fe_2Ti ; Ti	TiC; (Fe,Ni); Fe_2Ti ; Ti_2Ni

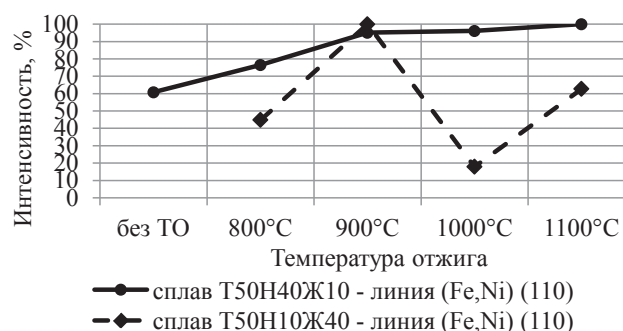


Рис. 1. Изменение интенсивности линии (Fe,Ni) (110) на дифрактограммах сплавов T50H40Ж10 и T40H10Ж40 в зависимости от температуры отжига

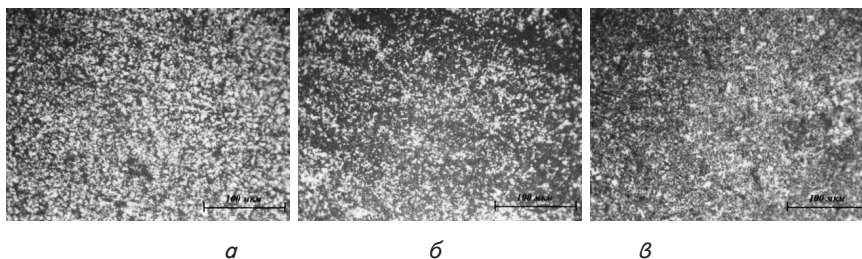


Рис. 2. Микроструктура сплавов TiC-Ni-Fe сразу после спекания, х500: а – T35H19Ж46; б – T50H10Ж40; в – T50H40Ж10

После отжига изменений микроструктуры, видимых в оптический микроскоп не наблюдалось, поэтому эти фотографии не приведены.

6. Результаты определения параметров трещиностойкости

Результаты изменения твердости по Виккерсу в зависимости от обработки сплавов приведены в табл. 3. Следует отметить, что твердость T50H40Ж10 после отжига при 800 °С не была установлена по причине высокой хрупкости образцов.

По длинам радиальных трещин был установлен коэффициент критической интенсивности напряжений (табл. 4).

В некоторых случаях наблюдались радиальные трещины (рис. 3, а), но иногда и разрушение сколом – крайний случай хрупкого разрушения (рис. 3, б).

Таблица 3
Изменение твердости HV [МПа] сплавов после термической обработки

Сплавы TiC-Ni-Fe			
Обработка	T35N19Ж46	T50N10Ж40	T50N40Ж10
исходное состояние	604±94	508±167	299±23
отжиг 800 °C	197±17	632±52	не установлено
отжиг 900 °C	164±17	654±30	634±9
отжиг 1000 °C	228±57	701±94	657±52
отжиг 1100 °C	186±97	600±15	617±41
Сплавы TiC-Ti-Ne			
T50T23N27		T50T39N11	
исходное состояние	1007±78	исходное состояние	1405±81
режим 1	1169±11	отжиг 1150 °C	1454±375

Таблица 4
Изменение коэффициента критической интенсивности напряжений K_{IC} [МПа·м^{1/2}] после термической обработки сплавов

Сплавы TiC-Ni-Fe			
Обработка	T35N19Ж46	T50N10Ж40	T50N40Ж10
исходное состояние	трещин нет	трещин нет	4,7±0,9
отжиг 800 °C	1,81±0,8	трещин нет	→0
отжиг 900 °C	1,92±0,7	трещин нет	2,54±0,3
отжиг 1000 °C	1,79±0,5	трещин нет	трещин нет
отжиг 1100 °C	трещин нет	3,57±0,1	2,75
Сплавы TiC-Ti-Ne			
Обработка	T50T23N27	T50T39N11	
исходное состояние	4,6±1,01	6,8±2,45	
режим 1	2,86±0,96	сколы	
режим 2	сколы	5,28±1,40	

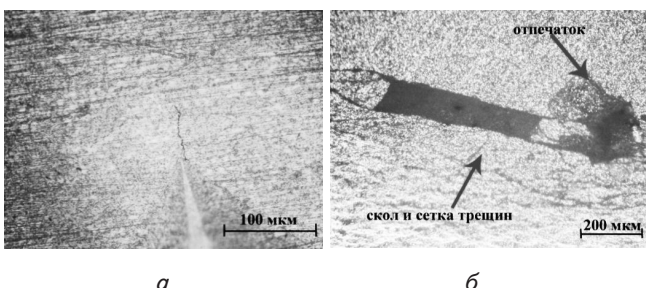


Рис. 3. Типы разрушений вокруг отпечатка твердости:
а – радиальная трещина сплав T50N10Ж40 (после 1100 °C); б – разрушение сколом сплав T50T23N27 (после отжига при 1150 °C)

После термической обработки параметры микрохрупкости γ и Палмквиста α сплавов T50T23N27 и T50T39N11 возросли, что свидетельствует о снижении сопротивлению растрескиванию. В состоянии после спекания эти составляли $\gamma=6,3$; $\alpha=3,4$ для T50T23N27 и $\gamma=9,7$; $\alpha=3,3$ для T50T39N11 соответственно. После проведения обработки по режиму 1 (табл. 1): $\gamma=17,4$;

$\alpha=7,4$ (сплав T50T23N27); а после отжига сплава T50T39N11: $\gamma=26,2$; $\alpha=3,5$. Для сплавов системы TiC-Fe-Ni на рис. 4 приведены значения показателя микрохрупкости (рис. 4, а) и Палмквиста (рис. 4, б).

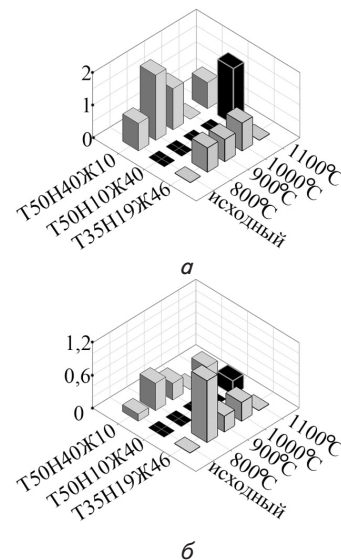


Рис. 4. Изменение параметров трещиностойкости сплавов T35N19Ж46, T50N10Ж40 и T50N40Ж10 в зависимости от температуры выдержки при отжиге: а – значения параметра микрохрупкости; б – значения параметра Палмквиста

Стоит отметить, что согласно зависимостям (2) и (3) увеличение параметров γ и α соответствует росту длины трещины относительно диагонали отпечатка твердости, т.е. расценивается как негативный признак ухудшения трещиностойкости материала.

7. Обсуждение связи фазового состава с параметрами хрупкости сплавов

Установленный фазовый состав сплавов близок к теоретическому, который согласно трехкомпонентной диаграмме Ti-Ni-Fe может быть: T50N10Ж40 – $TiC_x + \alpha Fe + FeNi_3 + (Fe, Ni)Ti$; T50N40Ж10 – $TiC_x + FeNi_3 + Ti_2Ni + (Fe, Ni)Ti$.

Изменение интенсивности линии (Fe, Ni) (110), вероятно связано с тем, что при высоких температурах выдержки равновесным является твердый раствор никеля в γFe с неограниченной растворимостью никеля и железа друг в друге. Fe_2Ti и Ti_2Ni при этом также начинают растворяться, а железо и никель создают твердый раствор. При этом титан оказывается в избытке. Тот факт, что в материале без термической обработки присутствуют интерметаллиды титана, свидетельствует о частичном растворении карбида титана в процессе спекания сплавов. Поэтому при высоких температурах выдержки титан стремится восполнить недостаток в карбиде этого элемента. Однако, для завершения этого процесса необходимы гораздо более длительные выдержки, чем проводившиеся. При этом интенсивность повышается при наличии Ti в фазовом составе (после 900 °C и 1100 °C). При последующем медленном охлаждении сплава до комнатной темпера-

туры образуется твердый раствор (Fe, Ni) на основе α Fe с растворимостью никеля до 4,7 ат. % [18, 19]. Избыточный никель и титан вновь образуют интерметаллиды. Если в структуре присутствует титан, это означает, что он не весь участвовал в создании интерметаллида Ti_2Ni , а, следовательно, большее количество никеля присутствует в твердом растворе (Fe, Ni).

Известно, что структурный множитель интенсивности дифракционного максимума выше для ОЦК решетки, чем для решетки твердого раствора на его основе, что связано с наличием в сложной решетке дополнительных кристаллографических плоскостей. Очевидно, что с понижением содержания никеля в (Fe, Ni) структурная амплитуда возрастает, что в свою очередь приведет к повышению интегральной интенсивности максимума. Из приведенного рассуждения следует вывод: при наличии в фазовом составе сплава титана, интенсивность линии (Fe, Ni) возрастает. Этот вывод хорошо согласуется с данными для сплава T50N10Ж40.

Представляют большой интерес результаты определения твердости и параметров трещиностойкости. Коэффициент K_{IC} сплавов T50T23N27 и T50T39N11 в значительной степени снижается после термической обработки. Величины этих параметров значительно увеличиваются после обработки, что указывает на увеличение хрупкости и снижение сопротивления распространению трещин в этих материалах.

Твердость сплава T35N19Ж46 максимальная в не термообработанном состоянии, после отжига она заметно снижается, но после отжига с выдержкой при 1000 °C опять наблюдается некоторый ее рост. Сплав T35N19Ж46 показал уменьшение K_{IC} после термической обработки, за исключением отжига при 1100 °C. Сплав T50N10Ж40 продемонстрировал склонность к уменьшению K_{IC} только после выдержки при 1100 °C. Наиболее низкими значениями K_{IC} обладает сплав T50N40Ж10, особенно после 800 °C.

Сплавы T50N10Ж40 и T50N40Ж10 обладают более высокой твердостью после отжига при 1000 °C, а в исходном состоянии – низкой. Увеличение твердости после отжига может быть связано с увеличением числа интерметаллидов в этих сплавах. Столбец для сплава T50N40Ж10 после выдержки 800 °C отсутствует, поскольку сплав проявил высокую склонность к хрупкому разрушению под индентором, что не дало возможность получить объективные результаты.

Безусловно, такое поведение должно быть связано с фазовым составом. Увеличение интенсивности дифракционных максимумов Ti и Fe_2Ti соответствует случаям образования трещин при локальном нагружении сплавов TiC-Ni-Fe. Так на рис. 5 показан увеличенный отрезок дифрактограмм с выделенными областями, где могут находиться пики этих фаз.

Не смотря на низкую интенсивность выделенных пиков Ti и Fe_2Ti , они были выбраны, поскольку только эти линии не накладываются на максимумы от других фаз и поэтому их интенсивности можно сравнивать между собой. Очевидно, что после отжиг при 1100 °C наблюдается одновременное увеличение интенсивности пика Ti (101) ($2\theta=50,5^\circ$) и Fe_2Ti (004) ($2\theta=60,58^\circ$), что совпадает со случаем растрескивания сплава T50N10Ж40.

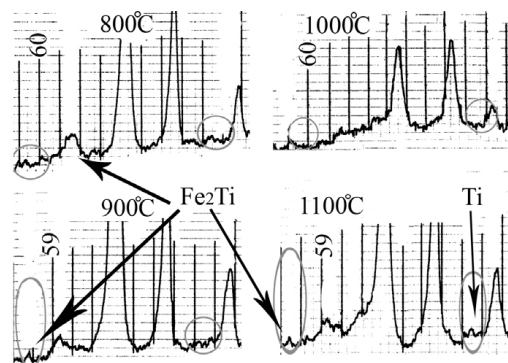


Рис. 5. Участок дифрактограмм сплава T50N10Ж40 после отжига (температура выдержки указана на рисунке), углы $2\theta=50^\circ \dots 61^\circ$

При индентировании возможно оценить потенциальную энергию пирамиды, которая очевидно равна:

$$E_{pot}=mgh=mg*(2a/7), \quad (4)$$

где a – половина диагонали отпечатка, м; m – масса груза, кг; g – ускорение свободного падения; h – глубина отпечатка, м.

Измерив диагональ отпечатка, определив E_{pot} и зная суммарную длину всех трещин вокруг отпечатка, можно рассчитать минимально необходимую энергию $E_{0,2}$ для зарождения трещины некой начальной длины, пусть 0,2 мкм (эта цифра выбрана как предел разрешающей способности световой микроскопии). Эта величина была найдена и полученные данные представлены на рис. 6.

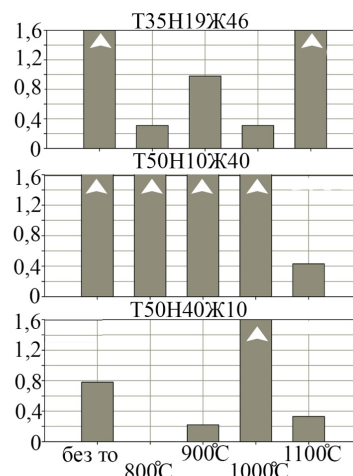


Рис. 6. Изменение энергии $E_{0,2}$ [Дж·10⁴] в зависимости от температуры выдержки при отжиге сплавов T35N19Ж46, T50N10Ж40 и T50N40Ж10

На рис. 6 знаком треугольник помечены столбцы, соответствующие случаю, когда трещин обнаружено не было. Установленные величины $E_{0,2}$ коррелируют с ранее установленными параметрами Палмквиста и микрохрупкости, коэффициентом K_{IC} : наиболее энергозатратен процесс разрушения сплава T50N10Ж40, сплавы T35N19Ж46 и T50N40Ж10 в исходном состоянии или после отжига при 1100 °C.

8. Выводы

Таким образом, в работе были исследованы особенности влияния термической обработки на фазовый состав и показатели трещиностойкости сплавов со структурно-нестабильной связкой.

Наименьшее сопротивление разрушению – которое проявляется в понижении коэффициента K_{1c} , либо повышении параметров микрохрупкости и Палмквиста, уменьшении энергии $E_{0,2}$ – было установлено для сплава Т35Н19Ж46 – после температур отжига 800 °С, 900 °С и 1000 °С; для сплава Т50Н10Ж40 – после 1100 °С; для Т50Н40Ж10 – после 800 °С, 900 °С и 1100 °С. Сплавы TiC-Ti-Ni проявили высокую склон-

ность к разрушению после всех обработок. Такое поведение во всех случаях связано с выделением интерметаллидов.

Результаты работы позволяют дать следующие рекомендации относительно использования сплавов:

1. Сплавы Т35Н19Ж46 и Т50Н10Ж40 рекомендуется использовать в состоянии непосредственно после спекания, при этом следует избегать длительного воздействия температур 800...1000 °С.

2. Сплав Т50Н40Ж10 можно использовать при воздействии температуры ~1000 °С.

3. Сплавы Т50Т23Н27 и Т50Т39Н11 рекомендуется использовать только в состоянии непосредственно после спекания.

Литература

1. Пашинский, В. В. Теория, технология и практика производства твердосплавных прокатных валков [Текст] / В. В. Пашинский, А. И. Лисовский, А. Г. Маншилин, Д. Г. Сидоренко, В.В. Горбатенко, А. И. Кулик // *Металлургические процессы и оборудование*. – 2010. – Т. 19, №1. – С. 4–10.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем. в 3 т. Т. 2. [Текст]: справочник / под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
3. Kitsai, A. A. Change in porosity of TiC-(Fe, Ni) composite on reaction with molten iron-Nickel [Text] / A. A. Kitsai // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 1999. – Vol. 38, Issue 1-2. – P. 37-39. doi:10.1007/BF02675880
4. Ye, Y. Z. Development of a new wear-resistant material: TiC/TiNi composite [Text] / H. Z. Ye, R. Liu, D. Y. Li, R. Eadie // *Scripta Materialia*. – 1999. – Vol. 41, Issue 10. – P. 1039–1045. doi:10.1016/S1359-6462(99)00236-5
5. Yan, Y. Effect of sintering temperature on the microstructure and mechanical properties of Ti(C, N)-based cermets [Text] / Y. Yan, Y. Zheng, H. Yu, H. Bu, X. Cheng, N. Zhao // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2007. – Vol. 46, Issue 9-10. – P. 449–453. doi:10.1007/s1106-007-0070-0
6. Li, Y. Effects of TiN nano-particles on porosity and wear behavior of TiC/TiNi tribo composite [Text] / Y. Li, Y. C. Luo // *Journal of Materials Science. Letters*. – 2001. – Vol. 20. – P. 2249–2252.
7. Пашинский, В. В. Анализ опыта эксплуатации и повышение эффективности использования твердосплавных прокатных валков дискового типа [Текст] / В. В. Пашинский, М. А. Бабенко, А. Г. Маншилин, Д. Г. Сидоренко // *Металл и литейные Украины*. – 2004. – № 8-10. – С. 68–70.
8. Liu, Y. Effect of ageing on the transformation behaviour of Ti-49.5 at.% Ni [Text] / Y. Liu, M. Blanc, G. Tan, J. I. Kim, S. Miyazaki // *Materials Science and Engineering A*. – 2006. – Vol. 438-440. – P. 617–621. doi: 10.1016/j.msea.2006.02.165
9. Vaidyanathan, R. Fatigue crack-growth in shape-memory NiTi and NiTi-TiC composites [Text] / R. Vaidyanathan, D. C. Dunand, U. Ramamurty // *Materials Science and Engineering A*. – 2000. – Vol. 289, Issue 1-2. – P. 208–216. doi: 10.1016/S0921-5093(00)00882-0
10. Ren, Y. L. Microstructural characteristics of TiC and (TiW)C iron matrix composites [Text] / Y. L. Ren, L. Qi, L. M. Fu, et al. // *Journal of Materials Science*. – 2002. – Vol. 37, Issue 23. – P. 5129–5133.
11. Choi, Y. Characterization of quasi-nano-sized TiC_x-Ni-Fe thin composite sheet prepared by using self-propagating high-temperature synthesis reaction and electroforming [Text] / Y. Choi // *Metals and Materials International*. – 2014. – Vol. 20, Issue 3. – P. 531–535. doi: 10.1007/s12540-014-3019-0
12. Burkes, D. E. Combustion synthesis and mechanical properties of dense NiTi-TiC intermetallic-ceramic composites [Text] / D. E. Burkes, G. Gottoli, H. C. Yi, J. J. Moore // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2006. – Vol. 37, Issue 1. – P. 235–242. doi: 10.1007/s11661-006-0168-x
13. Burkes, D. B. Production of Ni₃Ti-TiC_x intermetallic-ceramic composites employing combustion synthesis reactions [Text] / D. E. Burkes, G. Gottoli, H. C. Yi, J. J. Moore // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2006. – Vol. 37, Issue 3. – P. 1045–1053. doi: 10.1007/s11661-006-0077-z
14. Пашинский, В. В. Определение параметров трещиностойкости инструментальных сплавов по длине радиальной трещины [Текст] / В. В. Пашинский, М. Г. Субботина // *Металлургические процессы и оборудование*. – 2014. – Т. 35, № 1. – С. 46–53.
15. Дуб, С. Н. Твердость и трещиностойкость материалов на основе плотных модификаций BN [Текст] / С. Н. Дуб, А. И. Игнатуша // *Сверхтвердые материалы*. – 1991. – Вып.1. – С. 34–36.
16. Новиков, Н. В. Методы микроиспытаний на трещиностойкость [Текст] / Н. В. Новиков, С. Н. Дуб, С. И. Булычев // *Заводская лаборатория*. – 1987. – № 7. – С. 60–67.
17. Pashynsky, V. Research of the structure and phase composition of the powder alloy based on titanium carbide [Text] : *Proceedings of the XIV Intern. scientific. conf.* / V. Pashynsky, M. Subbotina, D. Sidorenko // *New technologies and achievements in metallurgy and material engineering*. – 2013. – Vol. 2. – P. 151–156.

18. Gupta, K. P. The Fe-Ni-Ti System Update (Iron-Nickel-Titanium) [Text] / K. P. Gupta // Journal of Phase Equilibria. – 2001. – Vol. 22, Issue 2. – P. 171–175. doi: 10.1361/105497101770339148
19. Raghavan, V. Fe-Ni-Ti (Iron-Nickel-Titanium) [Text] / Raghavan V. // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2012. – Vol. 33, Issue 3. – P. 238–239. doi: 10.1007/s11669-012-0071-7

Розроблена установка для вимірювання питомого електричного контактного опору контактних пар різних матеріалів у залежності від тиску стиснення і температури. Отримані експериментальні дані з питомого електричного контактного опору мідь-графіт та графіт-терморозширений графіт у залежності від тиску і температури, виконано порівняння результатів з відомими літературними даними

Ключові слова: питомий електричний контактний опір, мідь, графіт, терморозширений графіт, тиск, температура

Разработана установка для измерения удельного электрического контактного сопротивления контактных пар различных материалов в зависимости от давления сжатия и температуры. Получены экспериментальные данные по удельному электрическому контактному сопротивлению медь-графит и графит-терморасширенный графит-графит в зависимости от давления и температуры, выполнено сопоставление результатов с известными литературными данными

Ключевые слова: удельное электрическое контактное сопротивление, медь, графит, терморасширенный графит, давление, температура

УДК 537.311.4

DOI: 10.15587/1729-4061.2014.27989

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО КОНТАКТНОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ГРАФИТА С МЕДЬЮ И ТЕРМОРАСШИРЕННЫМ ГРАФИТОМ

А. Я. Карвацкий

Доктор технических наук, профессор*

E-mail: admin@rst.kiev.ua

С. В. Лелека

Кандидат технических наук, научный сотрудник**

И. В. Пулинец

Кандидат технических наук, научный сотрудник**

E-mail: i_pulinets@rst.kiev.ua

Т. В. Лазарев

Аспирант*

А. Ю. Педченко

Аспирант*

E-mail: admin@rst.kiev.ua

*Кафедра химического, полимерного и силикатного машиностроения***

**Научно-исследовательский центр

«Ресурсосберегающие технологии»***

***Национальный технический университет Украины

«Киевский политехнический институт»

пр. Победы, 37, г. Киев, Украина, 03056

1. Введение

Применение математического моделирования дает возможность получать достаточно полную информацию о технологических процессах и аппаратах различных отраслей промышленности. Разработка математических моделей промышленных агрегатов и протекающих в них процессов является эффективным способом поиска оптимальных технологических режимов и обеспечения стабильной работы оборудования, позволяющих без проведения сложных и дорогостоящих лабораторно-промышленных экспери-

ментов проводить исследования и совершенствовать технологии методом вычислительного эксперимента.

Качество моделирования в основном определяется информативностью, точностью и полнотой воспроизведения математической моделью исследуемого объекта. При этом разработанные численные модели верифицируются на данных натурных экспериментов, результаты которых также используются для задания граничных условий и физических свойств материалов при проведении численных экспериментов.

При разработке численных моделей важную роль играют электрические свойства контактного взаимо-