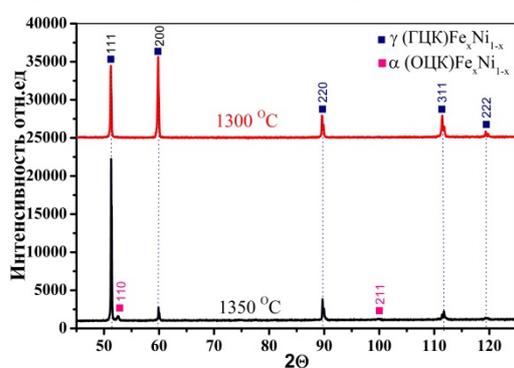


## СТРУКТУРА ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПЕКАНИЕМ ПОРОШКОВ

Е.В. АБДУЛЬМЕНОВА<sup>1</sup>, О.Ю. ВАУЛИНА<sup>1</sup>, С.Н. КУЛЬКОВ<sup>1,2</sup><sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАНE-mail: [eva5@tpu.ru](mailto:eva5@tpu.ru)

Инварные сплавы обладают уникальными тепловыми свойствами, что позволяет использовать их в разных областях точного машиностроения [1]. Получить такой сплав можно методом порошковой металлургии, который имеет ряд преимуществ, по сравнению с производством металлических изделий литьём [2]. В частности, при спекании порошков можно получить изделие со сложной геометрической формой [3], что в сочетании с инварными свойствами при минимуме расходного материала позволяет существенно расширить области их применения [4]. Однако информации о возможности получения инварных сплавов при спекании порошков Fe и Ni, их кристаллической структуре и свойствах в литературе недостаточно. Цель настоящей работы – изучение структуры сплавов полученных при спекании порошков.

Исследована структура сплавов, полученных спеканием промышленных порошков Fe и Ni марок ВМ и ПНК-УТ1, соответственно. Содержание Ni в порошковой смеси варьировалось от 30 до 40 % масс. Спекание проводили в вакуумной печи СНВЭ 1.3.1/16 при температурах 1300 °С и 1350 °С. Морфология частиц и гранулометрический состав исследовался с помощью микроскопа TESCAN VEGA 3SBH и лазерного дифракционного анализатора размеров частиц SALD-7101 фирмы Shimadzu (Япония). Фазовый состав изучен с помощью дифрактометра с фильтрованным  $\text{CoK}_\alpha$  излучением в режиме сканирования по точкам в интервале углов  $20^\circ - 120^\circ$  с шагом  $0.05^\circ$ . Параметры решеток определены экстраполяцией по аппроксимирующей функции  $\cos^2(\theta)$ , размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) и микродисторсию кристаллической решетки определены по методу Холла-Вильямсона [5]. Частицы порошковой смеси Fe и Ni имеют форму близкую к сферической, а их средний размер, полученный методами сканирующей электронной микроскопии и лазерной дифракции, составляет 1,6 мкм и 0,8 мкм, соответственно.

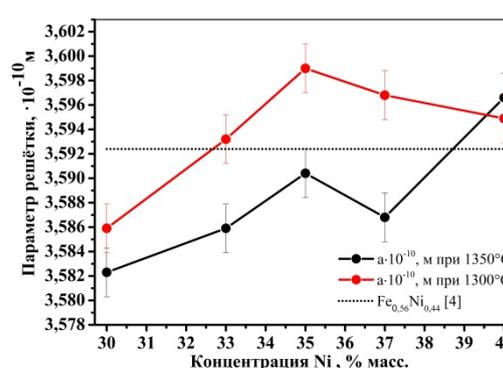


(а)

Рисунок 1 – Фрагменты рентгенограмм спечённых образцов при температурах 1300 °С (—) и 1350 °С (—) из смеси порошков (Fe – Ni 35% масс.)

На рисунке 1 представлена типичная рентгенограмма спечённого образца состава, содержащего 35 % масс. никеля. Из рентгенограмм видно, что после спекания формируется ГЦК структура, характерная для  $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$  [4], при этом при более высокой температуре спекания формируется двухфазное состояние с образованием второй ОЦК фазы [4] с параметром решётки  $2,8611 \cdot 10^{-10}$  м, а ее интегральная интенсивность около 7 %.

На рисунке 2 представлена зависимость параметра решётки от содержания никеля в исходной смеси. Видно, что параметр решетки при увеличении содержания никеля



(б)

Рисунок 2 – Зависимость параметра решётки от содержания никеля в исходной смеси. Пунктиром показан параметр решетки, полученный в [4]

увеличивается, и, хотя при 1350 °С он заметно меньше, но при 40 % масс. Ni они сравниваются, и соответствуют литературным данным [6].

На рисунке 3а представлены измеренные значения ОКР от содержания никеля в исходной смеси, а на рисунке 3б – микродисторсия кристаллической решетки при двух температурах спекания. Видно, что ОКР для сплавов достаточно близки, исключая малые содержания никеля и более высокую температуру спекания. Возможно это следствие формирования двухфазного ГЦК-ОЦК состояния вследствие атомной сегрегации, обнаруженной в [4].

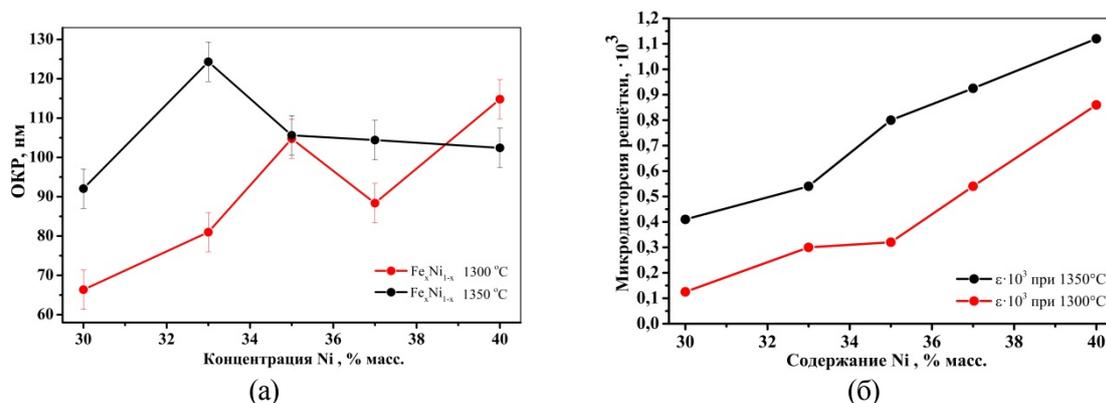


Рисунок 3 – Зависимость величины ОКР (а) и микродисторсии решётки (б) от содержания никеля в исходной смеси для двух температур спекания

Из зависимости микродисторсии от содержания никеля, рисунок 3б, можно сделать заключение, что наблюдается значительный рост микродисторсии вследствие, по-видимому, формирования концентрационной неоднородности при спекании системы [7].

Таким образом, показано, что при спекании порошков Fe и Ni, формируется сплав с ГЦК структурой, с параметрами структуры соответствующей инварным составам. При увеличении температуры спекания в сплаве формируются значительные микроискажения, по-видимому, вследствие формирования концентрационной неоднородности при спекании системы. Этому необходимо посвятить отдельное исследование.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-48-700039 p\_a.*

#### Список литературы

1. S.V. Grachev, M.A. Filippov. Thermal properties and structure of cast carbon-containing invar and superinvar alloys after two-stage annealing // *Metal Science and Heat Treatment*. – vol. 55. – №.3-4. – 2013. – p. 124-128
2. Chang I., Zhao Y. *Advances in powder metallurgy: Properties, processing and applications* // Woodhead Publishing Limited. – 2013. – XXI. – 604 p
3. Кипарисов С.С. Порошковая металлургия / С.С. Кипарисов, Г.А. Либенсон. М.: Металлургия, 1980. 496 с
4. J. Hidalgo, A. Jiménez-Morales, T. Barriere, J. C. Gelin & J. M. Torralba. Mechanical and functional properties of Invar alloy for  $\mu$ -MIM // *Powder Metallurgy*. – 2014. – vol 57. – №2. – p. 127–136.
5. Y. Prabhu, K. Rao. X-Ray analysis by Williamson-Hall and size-Strain plot methods of ZnO nanoparticles with fuel variation // *World Journal of Nano Science and Engineering*. – 2014. – №4. – p. 21-28.
6. Cécilie Duhamel, Yannick Champion, Marcel Tencé, Michael Walls. Synthesis of controlled-chemistry ultrafine Fe<sub>x</sub>Ni<sub>1-x</sub> ferromagnetic powders // *Journal of Alloys and Compounds*. – № 393. – 2005. – p. 204–210.
7. V.M. Nadutov, S.G.Kosintsev. Anti-Invar properties and magnetic order in fcc Fe–Ni–C alloy // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. – №323. – 2011. – p. 2786–2791.