

УДК 621.07.011

Моделирование эволюции микроструктуры жаропрочных сплавов на никелевой основе

Пчельников Алексей Викторович

pchelnikov@smk.ru

АО «Ступинская металлургическая компания», Ступино, Россия

Аннотация. Рассмотрена возможность применения алгоритма расчета механических свойств изделий из никелевых и железоникелевых сплавов на основе расчета эволюции микроструктуры и расчета выделения упрочняющей γ' -фазы. Показано применение расчета на примере сплава NiCr15MoTi и показаны результаты расчета предела прочности.

Ключевые слова: термообработка, фазовый состав, предел прочности, NiCr15MoTi, моделирование

Modeling of the evolution of the microstructure of heat-resistant nickel-based alloys

Pchelnikov Aleksey Viktorovich

pchelnikov@smk.ru

JSC SMK, Stupino, Russia

Abstract. The possibility of applying an algorithm for calculating the mechanical properties of products made of nickel and iron-nickel alloys based on the calculation of the evolution of the microstructure and the calculation of the release of the strengthening γ' -phase is considered. The application of the calculation using the example of the NiCr15MoTi alloy is shown and the results of the calculation of the ultimate strength are shown.

Keywords: heat treatment, phase composition, tensile strength, NiCr15MoTi, modeling

Введение. Развитие газотурбинных двигателей и авиастроения приводит к увеличению требований к деталям турбин и применению новых материалов для изготовления их деталей, которые способны выдерживать высокие нагрузки и работать при высоких температурах. Для изготовления жаропрочных деталей и дисков турбин широко применяются никелевые и железоникелевые сплавы. Такие сплавы применяются и для изготовления деталей газотурбинных установок электростанций (Inconel718), нагнетателей двигателей (NiCr15MoTi) и др. деталей, работающих при высоких температурах.

Для обеспечения высокого уровня свойств необходимо получение регламентированной структуры изделия в процессе деформирования и термической обработки. Это создает необходимость проведения расчетов эволюции микроструктуры на стадии проектирования технологии изготовления. Поэтому на сегодняшний день одной из актуальных задач является моделирование эволюции микроструктуры и ее влияние на механические свойства изделия.

Цель данной работы — определить возможность прогнозирования механических характеристик сплавов с помощью моделирования эволюции микроструктуры.

Наиболее распространенная модель для расчета доли рекристаллизованного зерна и изменения среднего размера зерна JMAK хорошо зарекомендовало себя при разработке технологических процессов и часто используется различными исследователями [1, 2] для расчета размера зерна в зависимости от режимов деформации:

$$d_{\text{DRX}} = f(d_0, \varepsilon, \dot{\varepsilon}, T).$$

Данная модель позволяет проводить расчет изменения зерна в процессе динамической, метадинамической и статической рекристаллизации и в результате расчета получить данные о среднем размере зерна во всем изделии. Однако размер микрözерна является не единственным фактором, влияющим на механические характеристики изделия. Значительное влияние оказывают также анизотропия [3] и выделение упрочняющих фаз при термической обработке.

Термическая обработка никелевых сплавов позволяет сформировать в изделии требуемую структуру и фазовый состав. Количество и размер выделенных фаз оказывает значительное влияние на формирование механических свойств изделия. Различные режимы термической обработки позволяют изменять механические свойства в широком диапазоне. Типичным режимом термической обработки никелевых сплавов является закалка и последующий ступенчатый отжиг или старение. В иностранной литературе и стандартах чаще можно встретить термины «обработка на твердый раствор» и «дисперсионное твердение», которые более точно отражают суть происходящих процессов. В процессе нагрева и выдержки при температуре закалки в металле происходят процессы рекристаллизации и роста зерен [4–6]. При последующей изотермической выдержке при старении выделяются упрочняющие фазы. Основной упрочняющей фазой в никелевых сплавах является γ' -фаза. Ее размер и количество будет зависеть от температуры и времени выдержки. При более высокой температуре выдержки выделения γ' -фазы будут выделены более крупные частицы, а при низких температурах размер выделившейся γ' -фазы будет меньше. Таким образом, изменяя температуру старения и длительность выдержки, возможно сформировать требуемое соотношение крупных и мелких выделений упрочняющей фазы для получения высокого уровня прочностных характеристик готового изделия.

Кинетика выделения фаз была исследована еще в 30-е годы прошлого века, когда Колмогоров впервые описал модель изменения аустенита в сталях на основе скорости зарождения и роста новой фазы. Однако наиболее часто цитируемые работы в этой области это работы Джонсона, Мела [7] и Авраами [8, 9]. Полученная модель часто применяется для прогнозирования. Данная модель достаточно эффективно применяется при моделировании изотермических превращений микроструктуры [10]:

$$f = 1 - \exp(-Kt^2),$$

где t — время; K — функция от скорости зарождения и роста новой фазы.

Данное уравнение было взято расчета выделения γ' -фазы в сплаве 901. Функция скорости зарождения I и скорости роста ω новой фазы были определены уравнениями простого (бездиффузионного) зарождения и роста [11, 12]:

$$I = N_v \nu \cdot \exp\left(-\frac{U + W}{RT}\right); \quad \omega = b\nu \frac{\Delta G}{RT} \exp\left(-\frac{U}{RT}\right),$$

где N_v — число потенциальных мест зарождения в единице объема; ν — константа с размерностью частоты; U — энергия активации перехода атомов через межфазную границу; W — работа образования зародыша; ΔG — разность свободных энергий исходной и образующихся фаз; b — коэффициент; T — температура; R — универсальная газовая постоянная.

Диаграммы изотермической выдержки для определения исходных коэффициентов были получены путем расчета в программе JMatPro. Данная программа основана на методе CALPHAD и позволяет рассчитывать фазовый состав, диаграммы изотермических превращений и др. в зависимости от химического состава сплава [13]. В результате аппроксимации диаграмм выделения фазы и изотермической выдержки уравнением Авраами получены кривые, которые наложены на графики, рассчитанные в JMatPro (рис. 1).

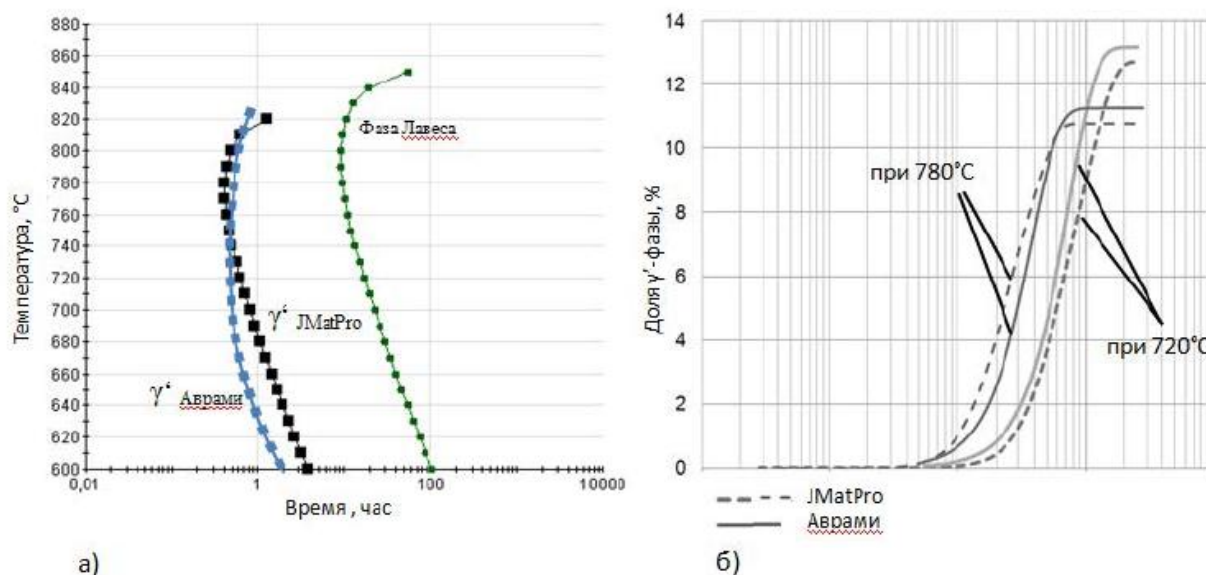


Рис. 1. Диаграммы зарождения и роста γ' -фазы при изотермической выдержке сплава NiCr15MoTi

Расчет механических характеристик, как правило, определяют уравнениями, учитывающими средний размер выделившихся при термической обработке фаз. Однако на механические свойства будет оказывать и соотношение крупных и мелких выделений. Для учета этого фактора расчет роста упрочняющей γ' -фазы был произведен для каждой новой доли выделившейся фазы, что позволило условно разделить выделения фазы по размеру на крупные, мелкие и средние (рис. 2).

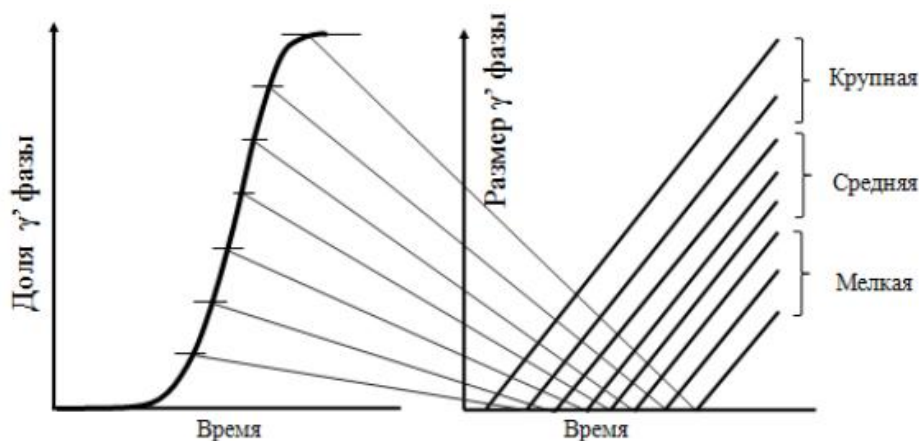


Рис. 2. Расчет распределения γ' -фазы по размеру

Получив расчетное распределение фазы, применив правило смеси, был рассчитан предел прочности по формуле:

$$\sigma_{\sigma} = \sigma_i + \sigma_H + \sigma_A + \sigma_S + \sigma_{GS},$$

где σ_i — базовый вклад; σ_H — вклад крупной γ' -фазы; σ_A — вклад средней γ' -фазы; σ_S — вклад мелкой γ' -фазы; σ_{GS} — вклад размера γ -зерна.

Для экспериментального подтверждения модели расчета механических характеристик был проведен ряд экспериментов на образцах из сплава NiCr15MoTi. Из заготовки данного сплава были вырезаны темплеты и термообработаны по различным режимам (изотермическая выдержка 0, 10, 20, 30 часов при температуре 720 °С и 2, 4, 8 часов при 780 °С). Из темплетов были изготовлены по 2 образца и испытаны на растяжение при комнатной температуре. На рис. 5 показано сравнение результатов расчета предела прочности со средним результатом определения предела прочности.

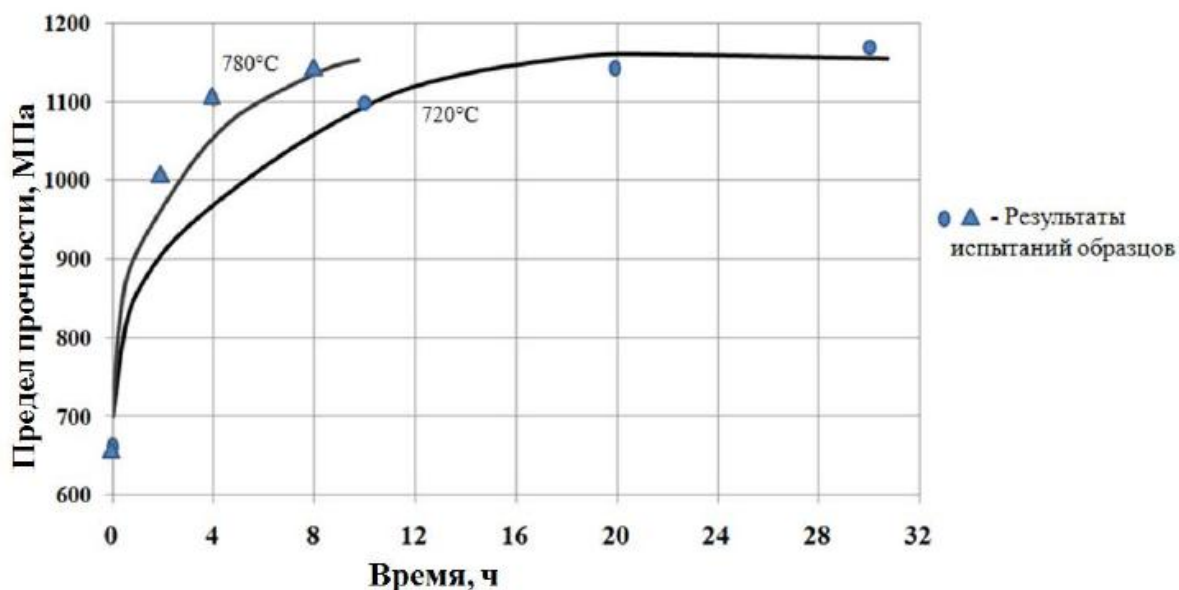


Рис. 5. Сравнение результата расчета предела прочности с экспериментом в условиях изотермической выдержки при температурах 780 и 720 °С

Закключение. Из приведенных результатов видно, что механические свойства зависят от количества и размера γ' -фазы, выделенные в результате термической обработки. Рассчитав долю и размер упрочняющей фазы сплава NiCr15MoTi, возможно спрогнозировать упрочнение материала при различных режимах термообработки. Данную модель можно применять и для расчета других механических характеристик жаропрочных никелевых и железо-никелевых сплавов.

Список источников

- [1] Ву Х.Х. Компьютерное моделирование эволюции микроструктуры в процессе обратного выдавливания. *Известия ТулГУ*, 2012, № 7, с. 85–92.
- [2] Thomas J.P., Montheillet F., Semiatin S.L. Modeling of microstructure evolution during the thermo-mechanical processing of nickel-base superalloys. *ASM Handbook*, 2009, 22A, pp. 566–582
- [3] Смирнов М.О., Карягин Д.А., Рынденков Д.В., Пчельников А.В., Солнцев М.А., Золотов А.М. Разработка технологического процесса горячей объемной штамповки поковок из жаропрочного никелевого сплава ЭП693-ВД на молоте с массой падающих частей 13 т для обеспечения стабильного требуемого качества поковок. *Заготовительные производства в машиностроении*, 2025, т. 23, № 1. <https://doi.org/10.36652/1684-1107-2025-23-1-20-25>
- [4] Galindo-Nava E.I., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J. Grain size evolution during discontinuous dynamic recrystallization. *Scripta Materialia*, 2014, pp. 1–4. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.09.020>
- [5] Momeni A.S., Abbasi M., Morakabati M., Badri H., Wang X. Dynamic recrystallization behavior and constitutive analysis of Incoloy 901 under hot working condition. *Materials Science and Engineering*, 2014, no. 6, pp. 51–60.
- [6] Сидоров А.А., Алимов А.И. Компьютерное моделирование эволюции микроструктуры никелевых сплавов в процессе горячей обработки давлением. *Инновационные технологии в металлургии и машиностроении. VI Междунар. молодеж. науч.-практ. конф.: матер.* Екатеринбург, Изд-во Урал. ун-та, 2013, с. 142–145.
- [7] Johnson W.A., Mehl R.H., Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 1939, no. 135, pp. 416–419.
- [8] Verdi C., Visintin A. A mathematical model of the austenite-pearlite transformation in plain carbon steel based on the Scheil's additivity rule. *Acta Metallurgica*, 1987, no. 35/11, pp. 2711–2717.
- [9] Avrami M. Kinetics of phase change I: general theory. *Journal of Chemical Physics*, 1939, no. 7/12, pp. 1103–1112.
- [10] Урцев В.Н., Окишев К.Ю., Мирзаев Д.А., Дегтярев В.Н., Яковлева И.Л. Кинетические закономерности образования перлита из аустенита, подвергнутого деформации. *Вестник ЮУрГУ*, 2006, № 10, с. 90–95.
- [11] Окишев К.Ю. Математическое описание и расчет кинетики фазовых превращений в сплавах железа. *Междунар. науч.-техн. школа-семинар металловедов-молодых ученых: матер.* 2015. URL: <https://conf.tofm-urfu.ru/documents/plenary-lectures/2015> (дата обращения 16.08.2021).
- [12] Окишев К.Ю. *Теория и моделирование фазовых превращений и структура фаз в сплавах железа*. Автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук. Челябинск, 2013, 41 с.
- [13] Saunders N. Phase diagram calculations for ni-based superalloys. *Superalloys*, 1996, pp. 101–110. https://doi.org/10.7449/1996/Superalloys_1996_101_110