

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ ХИМИЧЕСКОГО
СОСТАВА И ТЕМПЕРАТУРНОГО ИНТЕРВАЛА ГОРЯЧЕЙ
ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ
ТРУБНОЙ СТАЛИ**

Лобанова Л. А., Данилов С. В., Лобанов М. Л.

Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н.

Ельцина, Екатеринбург, Россия

lobanova231097@mail.ru m.l.lobanov@urfu.ru

Аннотация. В работе проанализирована проблема возникновения протяженных вязких разрушений магистральных трубопроводов и предполагаемые причины их образования. Материалом исследования являлась низкоуглеродистая трубная сталь типа 06Г2МБ. Для термодинамических расчетов использовалось программное обеспечение Thermo-Calc. Оценено влияние содержания легирующих элементов на положение критических точек. Получены данные для определения оптимальных параметров производства стали для магистральных трубопроводов.

Ключевые слова: магистральные трубопроводы, низкоуглеродистая высокопрочная сталь, протяженные вязкие разрушения, термодинамические расчеты, компьютерное моделирование, химический состав, горячая деформация.

**MODELING OF OPTIMAL CHEMICAL COMPOSITION AND HOT
DEFORMATION TEMPERATURE INTERVAL FOR LOW-CARBON HIGH-
STRENGTH PIPE STEEL**

Lobanova L. A., Danilov S. V., Lobanov M. L.

Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin,

Ekaterinburg, Russia

Abstract. The formation of extended viscous cracks in main pipelines problem was described. The research material was low-carbon high-strength pipe steel of the 06G2MB type. During the work, the Thermo-Calc software was used for thermodynamic calculations. The alloying elements content influence on the position of critical temperatures is estimated. Data have been obtained to determine the optimal parameters of steel production for main pipelines.

Key words: low-carbon high-strength steel, pipe steel, main pipelines, extended viscous cracks, thermodynamic calculations, computer modeling, chemical composition, hot deformation.

Введение

Транспортировка энергетических ресурсов, таких как нефть и газ, по магистральным трубопроводам является важной составляющей экономического благосостояния России. В процессе эксплуатации магистральный трубопровод может претерпевать катастрофические разрушения, связанные с протяженными вязкими трещинами [1]. Природа таких разрушений достоверно не определена, однако зарождение и распространение вязких трещин связывают с формированием в металле после горячей деформации определенной кристаллографической текстуры: в структуре материала образуются протяженные поля однородной текстуры – области сравнительно легкого распространения трещин в одном направлении [2-4].

Возникновение полей однородной текстуры легко получить в процессе горячей деформации в двухфазной области $\alpha+\gamma$ -области. Появление подобных полей связано с прокаткой зерен α -фазы, не претерпевающих фазовое превращение при дальнейшем охлаждении [5, 6]. Таким образом следует осуществлять прокатку стали исключительно в однофазной области, выше температуры A_{c3} . На положение критической точки оказывают влияние концентрации легирующих элементов в стали. В литературе имеются расчетные формулы, позволяющие определить температуру A_{c3} , в зависимости от химического состава стали [7, 8]. Но существующие формулы, во-первых, не обладают необходимой точностью и, во-вторых, не учитывают, что при реальной кристаллизации в слитке появляются, как минимум, два химических состава, соответствующих зонам кристаллизации стали. Первый – это химический состав, соответствующий зоне транскристаллизации, то есть столбчатым кристаллам чистого феррита. Второй – это химический состав стали в центральной части слитка, которая обогащена аустенитообразующими элементами и примесями. Другими словами, в металле формируются области, отличающиеся по химическому составу [9] и, следовательно, имеющие разные температуры A_{c3} .

Материал и методики исследования

Материалом исследования являлась низкоуглеродистая трубная сталь типа 06Г2МБ.

Для термодинамических расчетов в работе использовалось программное обеспечение Thermo-Calc. Программное обеспечение достаточно точно прогнозирует фазовые составы при равновесной и квазиравновесной кристаллизациях, а также дает возможность оценить основные критические точки и установить температурные интервалы фазовой стабильности при заданных вариациях химического состава [10].

Были построены диаграммы фазовых равновесий (рисунок 1) для трех химических составов: среднего; с максимумом аустенитообразующих при

минимуме ферритообразующих элементов; с максимумом ферритообразующих при минимуме аустенитообразующих элементов. По результатам расчетов фазовых равновесий были получены следующие значения: температура A_{c3} , температурный интервал существования чистого аустенита; а также определены объемные доли аустенита при кристаллизации.

Моделирование реальной кристаллизации посредством Thermo-Calc, заключалось в расчете фазовых равновесий для заданного химического состава с дальнейшим определением состава фаз при различных температурах кристаллизации. Таким образом определялись химические составы закристаллизованного на 40 – 95% феррита и состав оставшейся жидкости. Для новых химических составов производились расчеты фазовых равновесий, из которых, для каждого химического состава определялись значения температур A_{c3} .

Результаты расчетов и их обсуждение

Результаты расчетов фазовых равновесий с использованием программы Thermo-Calc позволили оценить влияние химического состава на температурные точки и объемные доли фаз. На рисунке 1 представлен пример расчета фазовых равновесий для состава с максимумом ферритообразующих при минимуме аустенитообразующих элементов.

Так, A_{c3} и объемная доля аустенита в момент кристаллизации для среднего химического состава составили 840 °С и 2%, для химического состава с максимумом аустенитообразующих при минимуме ферритообразующих составили 835°С и 6%, для химического состава с максимумом ферритообразующих при минимуме аустенитообразующих: 851 °С и с отсутствием аустенита при кристаллизации.

На рисунке 2 представлены зависимости положения критической точки A_{c3} от процента закристаллизованного феррита, которые являются результатом анализа данных при моделировании реальной кристаллизации.

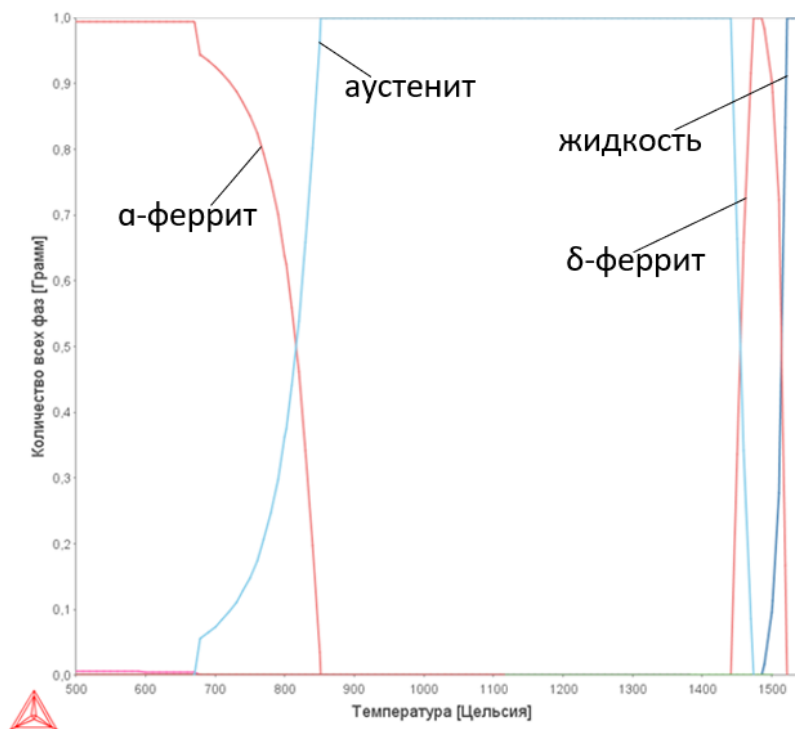
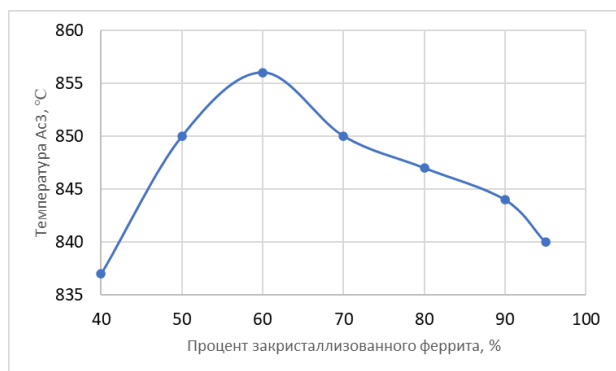
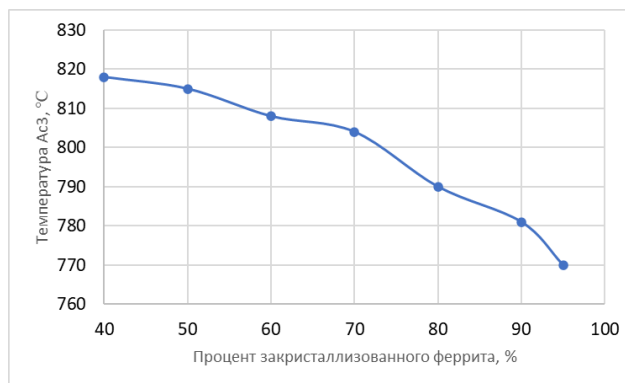


Рисунок 1 – Пример расчета фазовых равновесий для состава с максимумом ферритообразующих при минимуме аустенитообразующих элементов (0,05 мас. % C; 0,25 мас. % Si; 1,55 мас. % Mn)



a



б

Рисунок 2 – Зависимость Ac₃ от процента закристаллизованного феррита: *a* - для химического состава феррита зоны транскристаллизации; *б* - для химического состава жидкой фазы, соответствующей центральной области слитка

Установлено, что точка Ac₃, в зависимости от доли закристаллизовавшегося феррита, может превышать рассчитанную для среднего химического состава критическую температуру на 5 – 20 °C. В связи с чем, режим

горячей деформации должен быть скорректирован с учетом возможной неоднородности слитка по химическому составу. В противном случае, участки, не претерпевшие $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, при горячей прокатке образуют вытянутые структурные поля с текстурой, характеризующейся залеганием «опасной» плоскости вдоль направления прокатки. Эти структурные поля сохранятся и после дальнейшего охлаждения металла, что в свою очередь может стать причиной зарождения и распространения протяженных вязких разрушений.

Таким образом, произведенные термодинамические расчеты указывают на необходимость выбора оптимальных параметров выплавки (оптимальный химический состав) и последующих технологических операций, согласующихся с термодинамикой и кинетикой протекающих в стали физических процессов.

Библиографический список

1. Zhuang Z., O'Donoghue P.E. The recent development of analysis methodology for rapid crack propagation and arrest in gas pipelines // *International Journal of Fracture*. 2000. V. 101. P. 269-290.
2. Chang R. An Atomistic Study of Fracture. *International Journal of Fracture Mechanics*, 1970. V. 6. No. 2. P. 111-125.
3. Takuya H. Effects of microstructure and texture on DWTT properties for high strength line pipe steels // *Proceedings of IPC: International Pipeline Conference*. 2006. IPC2006-10255.
4. Effect of bainite crystallographic texture on failure of pipe steel sheets made by controlled thermomechanical treatment / I.Yu. Pyshmintsev, A.O. Struin., A. M. Gervasyev at al. // *Metallurgist*. 2016. V. 60. No. 3-4. P. 405-412.
5. Evolution of Microstructure in Stainless Martensitic Steel for Seamless Tubing / I. Yu. Pyshmintsev, S. M. Bityukov, V. I. Pastukhov at al. // *AIP Conference Proceedings*. 2017. V. 1915. P. 040048.
6. Danilov S.V., Redikul'tsev A.A., Lobanov M.L. Texture of Hot-Rolled Sheet Fe-3% Si Alloy // *Solid State Phenomena*. 2017. V. 265. P. 895-899.
7. Окишев К.Ю., Мирзаев Д.А. Специальные стали: Учебное пособие. – Челябинск: ЮУрГУ, 2013. 60 с.
8. Кунитакэ Т. Предсказание точек превращений A_{c1} , A_{c3} и M_s в стали при помощи эмпирических формул // *Нэцусэри*. 2001. Т. 41. № 3. С. 164-169.
9. Гуляев А.П. *Металловедение. Учебник для вузов*. 6-е изд., перераб. и доп. - М.: *Металлургия*, 1986. 544 с.
10. Савельев К.Д., Голод В.М. Моделирование процессов и объектов в металлургии. Термодинамическое моделирование многокомпонентных литейных сплавов на основе железа: курс лекций. - СПб.: *СПбГТУ*, 2001. 63 с.