

Научная статья

УДК 669.1

Моделирование процессов кристаллизации низкоуглеродистой стали

**Людмила Андреевна Лобанова¹, Сергей Владимирович Данилов²,
Михаил Львович Лобанов³**

^{1,2,3} Уральский федеральный университет им. первого Президента
России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

¹ lobanova231097@mail.ru

Аннотация. В работе описано моделирование процессов равновесной и неравновесной кристаллизации для определения наиболее оптимального химического состава и температурного интервала горячей прокатки низкоуглеродистой стали. Моделирование заключалось в использовании термодинамических расчетов с помощью программного обеспечения Thermo-Calc.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, термодинамические расчеты, горячая деформация, кристаллографическая текстура, фазовый состав, феррит, аустенит

Финансирование. Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации (проект СП-3775.2021.1).

Original article

The Crystallization Of Low-Carbon Steel Simulation

Lyudmila A. Lobanova¹, Sergey V. Danilov², Mikhail L. Lobanov³

^{1,2,3} Ural Federal University named after the first President
of Russia B. N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

¹ lobanova231097@mail.ru

Abstract. The paper describes the modeling of processes of equilibrium and non-equilibrium crystallization to determine the most optimal chemical composition and temperature range for hot rolling of low-carbon steel. The simulation consisted of thermodynamic calculations using Thermo-Calc software.

Keywords: low-carbon steel, thermodynamic calculations, hot deformation, crystallographic texture, phase composition, ferrite, austenite

Funding. The work was carried out with the financial support of the scholarship of the President of the Russian Federation (project No. SP-3775.2021.1).

Кристаллизация металла проходит в неравновесных условиях, скорость охлаждения слишком высока для полного перераспределения легирующих элементов в соответствии с условиями равновесия. Поэтому в металле после затвердевания возникает химическая неоднородность по отдельным зонам слитка — зональная ликвация [1; 2]. Такая неоднородность отрицательно влияет на обрабатываемость стали давлением и на ее механические свойства.

Температуры начала горячей деформации предусматривают нагрев стали в однофазную аустенитную область, т. е. выше температуры A_{c3} . Температуры конца горячей прокатки могут быть как выше, так и ниже A_{c3} . В последнем случае прокатываемый металл находится в межкритическом интервале температур (между температурами A_{c3} и A_{c1}) в двухфазном состоянии: α -феррит + аустенит (γ). Деформация металла, происходящая в двухфазной области, приводит к образованию в структуре протяженных полей определенной кристаллографической текстуры — областей сравнительно легкого распространения трещин в одном направлении. Появление подобных полей связано с прокаткой зерен α -фазы, не претерпевающих фазовое превращение при дальнейшем охлаждении [3; 4]. Наличие в металле таких текстурных полей может быть причиной зарождения и распространения вязких трещин [5]. Таким образом, для недопущения появления протяженных полей кристаллографической текстуры и, следовательно, разрушения изделий при эксплуатации, наиболее оптимальным режимом горячей деформации оказывается проведение всего процесса прокатки только в однофазной γ -области.

Для термодинамических расчетов в работе использовалось программное обеспечение Thermo-Calc. Программное обеспечение достаточно точно прогнозирует фазовые составы при равновесной и ква-

зиравнесной кристаллизациях, а также дает возможность оценить основные критические точки и установить температурные интервалы фазовой стабильности при заданных вариациях химического состава [6].

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} (см. ниже рис., а).

В результате расчета фазовых равновесий были получены следующие значения: температура A_{c3} , температурный интервал существования аустенитной области и определены объемные доли аустенита при кристаллизации.

В работе также был произведен расчет квазиравновесной кристаллизации по методу Шейла и сопоставление полученных кривых с кривыми равновесной кристаллизации (см. ниже рис., б).

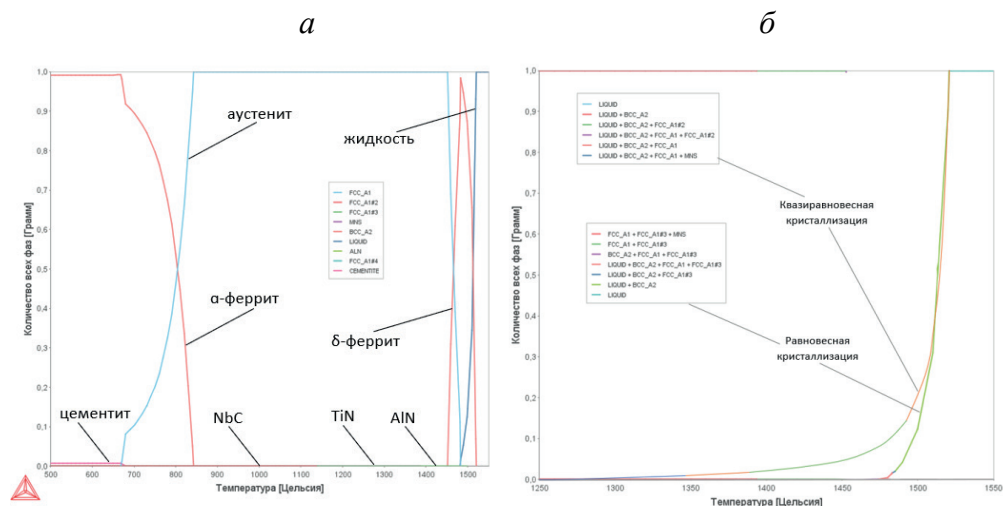


Рис. Примеры расчетов:

а – фазовых равновесий для среднего химического состава стали (0,065 мас. % С; 0,20 мас. % Si; 1,60 мас. % Mn); б – равновесной и квазиравновесной кристаллизации для различных химических составов

Результаты расчетов фазовых равновесий с использованием программы Thermo-Calc позволили оценить влияние химического состава на температурные точки и объемные доли фаз. Полученные данные представлены в табл. ниже.

Сравнительный анализ кривых, полученных при расчетах для равновесной кристаллизации и по методу Шейл, показал, что при доле закристаллизовавшегося феррита равной 60–70 %, графики характеризуются одинаковым ходом кривых. Однако далее кривая квазиравновесной кристаллизации начинает отклоняться от равновесной, демонстрируя более продолжительное протекание процесса кристаллизации.

Результаты расчетов фазовых равновесий

	Средний химический состав	Химический состав с max γ - при min α -образующих	Химический состав с max α - при min γ -образующих
A_{c3}	840	835	851
Диапазон $T_{\text{обл.}}, ^\circ\text{C}$	840–1453	835–1458	851–1440
$V_{\gamma}, \%$	2	6	0

Установлено, что точка A_{c3} , в зависимости от доли закристаллизовавшегося феррита, может превышать рассчитанную для среднего химического состава критическую температуру на 5–20 °С. В связи с чем возникает необходимость изменить температурные параметры горячей деформации с учетом возможной неоднородности слитка по химическому составу.

Список источников

1. Ершов Г. С., Позняк Л. А. Микронеоднородность металлов и сплавов. М. : Metallurgy, 1985. 214 с.
2. Гуляев А. П. Metallovedenie. 6-e izd., pererab. i dop. M. : Metallurgy, 1986. 544 с.
3. Evolution of Microstructure in Stainless Martensitic Steelfor Seamless Tubing / I. Yu. Pyshmintsev [et al.] // AIP Conference Proceedings. 2017. Vol. 1915. P. 040048.

4. Danilov S. V., Redikul'tsev A. A., Lobanov M. L. Texture of Hot-Rolled Sheet Fe-3 % Si Alloy // *Solid State Phenomena*. 2017. Vol. 265. P. 895–899.
5. Effect of bainite crystallographic texture on failure of pipe steel sheets made by controlled thermomechanical treatment / I. Yu. Pyshmintsev [et al.] // *Metallurgist*. 2016. Vol. 60, no. 3–4. P. 405–412.
6. Савельев К. Д., Голод В. М. Моделирование процессов и объектов в металлургии. Термодинамическое моделирование многокомпонентных литейных сплавов на основе железа. СПб. : СПбГТУ, 2001. 63 с.

References

1. Ershov G. S., Poznyak L. A. *Microheterogeneity of metals and alloys*. M. : Metallurgy, 1985. P. 214.
2. Gulyaev A. P. *Metallurgy*. 6th ed., rev. and add. M. : Metallurgy, 1986. P. 544.
3. Evolution of Microstructure in Stainless Martensitic Steel for Seamless Tubing / I. Yu. Pyshmintsev [et al.] // *AIP Conference Proceedings*. 2017. Vol. 1915. P. 040048.
4. Danilov S. V., Redikul'tsev A. A., Lobanov M. L. Texture of Hot-Rolled Sheet Fe-3 % Si Alloy // *Solid State Phenomena*. 2017. Vol. 265. P. 895–899.
5. Yu Effect of bainite crystallographic texture on failure of pipe steel sheets made by controlled thermomechanical treatment / I. Yu. Pyshmintsev [et al.] // *Metallurgist*. 2016. Vol. 60, no. 3–4. P. 405–412.
6. Savelyev K. D., Hunger V. M. Modeling of processes and objects in metallurgy. Thermodynamic modeling of multicomponent iron-based casting alloys: a course of lectures. SPb. : SPbSTU, 2001. 63 p.