

М. В. Майсурадзе*, **М. А. Рыжков**, **А. А. Куклина**, **О. А. Сурнаева**

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

**spirallog@gmail.com*

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ СТАЛИ HY-TUF РАЗНЫХ ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ

Исследованы особенности формирования микроструктуры в кремнийсодержащей стали, произведенной с использованием различной технологии разлива – в слитки сифонным способом и в машине непрерывного литья заготовки. Установлены отличия превращения переохлажденного аустенита исследуемой стали при непрерывном охлаждении от температуры аустенитизации.

Ключевые слова: сталь; разлива в слитки; МНЛЗ; микроструктура; дилатометрия; фазовые и структурные превращения.

M. V. Maysuradze, M. A. Ryzhkov, A. A. Kuklina, O. A. Surnaeva

AUSTENITE TRANSFORMATION DURING CONTINUOUS COOLING OF HY-TUF STEEL PRODUCED BY VARIOUS SUPPLIERS

The microstructure evolution of the two heats of silicon steel produced by means of the uphill ingot casting and the continuous casting was investigated. The differences of the austenite transformation of the steel heats under consideration were revealed in case of continuous cooling.

Keywords: steel; uphill ingot casting; continuous casting; microstructure; dilatometer analysis; phase and structural transformations.

Эксплуатационные характеристики и механические свойства стальных изделий определяются микроструктурой, формируемой, в том числе, на этапе окончательной термической обработки [1–3]. Процессы структурообразования в сталях обусловлены различными факторами, основными из которых являются легирование и технология производства. Стали одной марки с близким химическим составом могут обладать существенно различающимися механическими свойствами [4], прокаливаемостью [5] и особенностями превращения переохлажденного аустенита [6]. Это связано с тем, что на каждом этапе металлургического передела закладываются факторы, которые могут определить дальнейшее поведение стали при термической обработке. Такими факторами являются неметаллические включения и характер их распределения, химическая и

текстурная неоднородность и т. д. Их необходимо учитывать при выборе материала и разработке технологии производства ответственных изделий.

Объектом исследования являлась сталь *HY-TUF*, широко применяемая за рубежом для производства ответственных деталей авиастроения, горного, а также специального машиностроения [7; 8]. Исследуемые промышленные плавки стали изготавливались на двух металлургических заводах, оснащенных идентичными дуговыми сталеплавильными печами объемом 100 т, но использующих различные способы разливки. Исходным сырьем для выплавки являлся металлический лом. После выплавки в дуговой сталеплавильной печи и внепечной обработки расплава выполнялась разливка стали в кристаллизатор криволинейной МНЛЗ (плавка № 1) или в слитки массой 4,2 т сифонным способом (плавка № 2). После затвердевания непрерывно литые заготовки плавки №1 диаметром 370 мм разрезались на мерные длины (3,5–5,5 м) и подвергались нагреву до 1285 °С в течение 3 ч в проходной печи непрерывного действия. Сечение слитков плавки № 2 составляло 400×400 мм. После затвердевания слитки извлекали из изложниц и помещали в ямные печи для проведения гомогенизации при температуре 1285 °С в течение 15–20 ч. После отжига заготовки и слитки подвергались горячей прокатке в трех клетях прокатного стана. Готовый продукт представлял собой круглый прокат диаметром 140 мм.

Химический состав исследуемых плавки стали *HY-TUF* приведен в таблице.

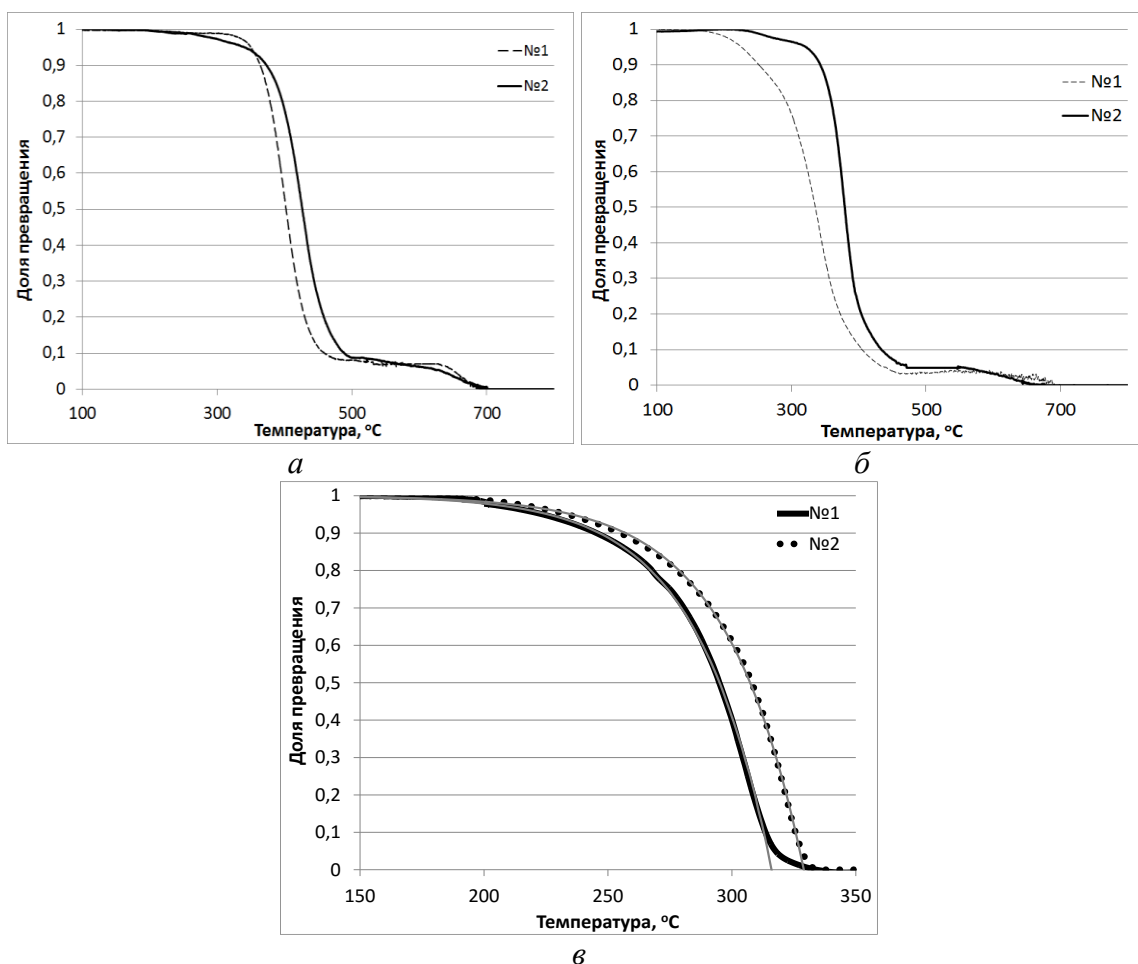
Химический состав, масс. %, стали *HY-TUF*

	C	Mn	Si	Ni	Mo	Cr	S	P	Cu
Плавка № 1	0,24	1,38	1,55	1,69	0,40	0,34	0,023	0,019	0,20
Плавка № 2	0,24	1,35	1,42	1,71	0,40	0,31	0,004	0,008	0,16

Дилатометрические образцы (диаметр 4 мм, длина 10 мм) подвергались электролитическому хромированию для защиты от обезуглероживания поверхности при нагреве. Исследования проводились при помощи дилатометра *Linseis L78 "R.I.T.A."*. Температура аустенитизации стали составляла 925 °С, время выдержки – 15 минут. После аустенитизации производилось непрерывное охлаждение образцов с постоянными скоростями в интервале 0,1–30 °С/с до комнатной температуры. Зависимость доли превращения аустенита от температуры определяли по методике, приведенной в [9; 10]. На рисунке приведены полученные зависимости доли превращения аустенита от температуры для плавки № 1 и № 2 при непрерывном охлаждении с постоянными скоростями.

Установлено, что при скоростях охлаждения 0,1 и 0,3 °С/с превращение аустенита в обеих плавках исследуемой стали начинается при

температуре 680–700 °С с образования феррито-перлитной смеси. При температуре 600–650 °С диффузионное превращение приостанавливается, и дальнейшее охлаждение до температуры 480–500 °С происходит без каких-либо превращений, фиксируемых дилатометрически. Доля диффузионных продуктов превращения, определенная на основании дилатометрических данных, составляет 8–10 % в результате охлаждения со скоростью 0,1 °С/с и 4–6 % – со скоростью 0,3 °С/с. При температуре 470–480 °С в стали плавки № 1 и 490–500 °С в стали плавки № 2 начинает формироваться бейнит. Таким образом, для исследуемой стали характерно разделение областей диффузионного и бейнитного превращения, что также было отмечено в работах [2; 11]. Дилатометрически также фиксируется образование мартенсита при температуре 300 °С, однако его доля в структуре незначительна – 2–4 % в случае охлаждения со скоростью 0,1 °С/с и 4–8 % – со скоростью 0,3 °С/с.



Зависимость доли превращения переохлажденного аустенита в стали *HY-TUF* от температуры при непрерывном охлаждении с постоянными скоростями *а* – 0,1 °С/с, *б* – 0,3 °С/с и *в* – 30 °С/с

Из рисунка видно, что бейнитное превращение аустенита в стали плавки № 1 смещено в область более низких температур по сравнению со

сталью плавки № 2. В связи с этим в структуре стали плавки № 1 присутствует большее количество нижнего бейнита в результате реализации идентичных режимов охлаждения. Такое поведение стали связано с ее химическим составом: сталь плавки № 1 содержит большее количество таких легирующих элементов, как Si, Cr, Mn, смещающих бейнитное превращение в область более низких температур.

При охлаждении со скоростью 30 °C/с в исследуемой стали фиксируется только мартенситное превращение. Определены коэффициенты уравнения Коистинена – Марбургера, используемого для математического описания мартенситного превращения в сталях [12]:

$$P_M = 1 - \exp(-\alpha^*(M_{n,p} - t)), \quad (1)$$

где P_M – доля образующегося мартенсита; $M_{n,p}$ – расчетная температура начала мартенситного превращения, °C; t – текущая температура, °C; α – постоянный коэффициент. Полученное значение коэффициента α (0,03 для стали обеих плавок) позволило адекватно описать процесс мартенситного превращения (на рисунке, в). Это свидетельствует о том, что процесс мартенситного превращения в исследуемой стали обеих плавок протекает идентично, но при различных температурах: для стали плавки № 1 расчетное значение M_n составило 317 °C, а для стали плавки № 2 – 329 °C. При этом экспериментально наблюдаемая температура начала мартенситного превращения для обеих плавок стали одинакова и составляет 335 ± 5 °C. При этом для стали плавки № 1 характерно замедленное превращение до температуры 315–320 °C, при охлаждении до которой формируется 5–7 % мартенсита. Замедленное начало превращения связано с наличием в стали локальных областей с более высокой температурой M_n (обедненных по углероду и другим легирующим элементам), в которых превращение начинается раньше, чем в остальном объеме.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006, в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект № 11.1465.2014/К, а также в рамках Гранта Президента РФ для молодых ученых – кандидатов наук МК-7929.2016.8.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Металловедение и термическая обработка стали: справ. изд. В 3 т. Т. III. Термическая обработка металлопродукции / под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. М. : Металлургия, 1983. С. 216.*

2. Experience in Improving Silicon Steel Component Heat Treatment Quality / M. A. Ryzhkov, M. V. Maisuradze, Yu. V. Yudin [et al.] // *Metallurgist*. 2015. V. 59. № 5. P. 401–405.
3. Heat treatment technology for high-strength engineering steel variable cross-section components / M. V. Maisuradze, M. A. Ryzhkov, Yu. V. Yudin [et al.] // *Metallurgist*. 2014. V. 58. № 7–8. P. 712–716.
4. Effect of transverse static magnetic field on microstructure and properties of GCr15 bearing steel in electroslag continuous casting process / Y. Zhong, L. Qiang, Y. Fang [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. 2016. V. 660. P. 118–126.
5. Качанов Н. Н. Прокаливаемость стали. М. : Металлургия, 1978. С. 192.
6. Yudin Yu. V., Farber V. M. Characteristic Features of the Kinetics of Decomposition of Supercooled Austenite of Alloy Steels in the Pearlite Range // *Metal Science and Heat Treatment*. 2001. V. 43. № 1. P. 45–50.
7. Zare A., Hosseini S. R. Influence of soaking time in deep cryogenic treatment on the microstructure and mechanical properties of low-alloy medium-carbon HY-TUF steel // *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2016. V. 23. № 6. P. 658–666.
8. Effects of laser peening on fatigue life in an arrestment hook shank application for Naval aircraft / M. J. Leap, J. Rankin, J. Harrison [et al.] // *International Journal of Fatigue*. 2011. V. 33. № 6. P. 788–799.
9. Kop T.A., Sietsma J., Van Der Zwaag S. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels // *Journal of Materials Science*. 2001. V. 36. P. 519–526.
10. Maisuradze M. V., Yudin Yu. V., Ryzhkov M. A. Numerical simulation of pearlitic transformation in steel 45Kh5MF // *Metal Science and Heat Treatment*. 2015. V. 56. P. 512–516.
11. Майсурадзе М. В., Рыжков М.А., Сурнаева О.А. Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства высокопрочной кремнистой стали // *Сталь*. 2016. № 6. С. 62–66.
12. Koistinen D.P., Marburger. R.E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels // *Acta Metallurgica*. 1959. V. 7. № 1. P. 59–60.