



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-1-73-77>
УДК 669

Поступила 18.11.2020
Received 18.11.2020

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ НИОБИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЫ

А. И. ПОСТИ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская область, Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: arsposti93@gmail.com

Одним из наиболее эффективных микролегирующих элементов при производстве арматуры класса 500 является ванадий. Однако технология производства – многостадийная и затратная, поэтому применение феррованадия делает производство ванадийсодержащей арматуры массового назначения нерентабельной. В связи с этим необходимо снижение себестоимости готовой продукции за счет замены феррованадия на феррониобий с сохранением всех механических, физических и эксплуатационных характеристик металла.

Цель работы – определить влияние количественного содержания ниобия в стали при производстве горячекатаной арматуры S-500WC в бухтах на стане 370/150 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» в соответствии с требованиями израильского стандарта SI 4466-3:2013 при различных температурно-скоростных параметрах проката. Нормируемыми показателями механических свойств арматурной стали S-500WC всех профилей (№ 8–16) в соответствии с требованиями стандарта SI 4466-3:2013 являются предел текучести – 500–650 МПа, пластичность – 1,15–1,35, относительное удлинение – не менее 11% и полное относительное удлинение при разрыве – не менее 7,5%.

Ключевые слова. Ниобий, механические свойства, термоупрочнение, арматура, класс прочности, микролегирование, температура самоотпуска.

Для цитирования. Пости, А.И. Влияние микролегирования стали ниобием на механические свойства термоупрочненной арматуры / А.И. Пости // *Литье и металлургия*. 2021. № 1. С. 73–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-1-73-77>.

EFFECT OF MICRO ALLOYING OF STEEL WITH NIOBIUM ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF HEAT-STRENGTHENED REBAR

A. I. POSTI, OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMK”, Zhlobin city, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: arsposti93@gmail.com

One of the most effective micro-alloying elements in the production of class 500 fittings is vanadium. However, the production technology is multi-stage and expensive, so the use of ferrovanadium makes the production of vanadium-containing fittings for mass use unprofitable. In this regard, it is necessary to reduce the cost of finished products by replacing ferrovanadium with ferroniobium while preserving all the mechanical, physical and operational characteristics of the metal.

Objective: to determine the effect of the quantitative content of niobium in steel in the production of hot-rolled rebar S-500WC in coils at the mill 370/150 of OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMK” in accordance with the requirements of the Israeli standard SI 4466-3:2013 at various temperature and speed parameters of rolled products. The normalized mechanical properties of S-500WC reinforcing steel of all profiles (No. 8–16) in accordance with THE requirements of SI 4466-3:2013 are: yield strength – 500–650 MPa, ductility – 1.15–1.35, elongation of – at least 11% and total elongation at break of – at least 7.5%.

Keywords. Niobium, mechanical properties, thermal strengthening, reinforcement, strength class, micro-alloying, self-release temperature.

For citation. Posti A.I. Effect of micro alloying of steel with niobium on the mechanical properties of heat-strengthened rebar. *Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 1, pp. 73–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-1-73-77>.

Влияние микролегирования стали ниобием

Как правило, микролегирование ниобием ассоциируется с термомеханической (ТМ) прокаткой, при которой до или во время конечной прокатки происходит подавление рекристаллизации аустенита до такой степени, чтобы фактически рекристаллизация аустенита не произошла, т.е. прокатка при температуре, при которой не происходит рекристаллизация стали. При дальнейшей горячей прокатке аустенитные зерна будут эффективно «расплющиваться», т.е. удлиниться. Эту критическую температуру можно приблизительно определить, используя уравнение [1]:

$$(^{\circ}\text{C}) T = 887 + 464 C + (644 \text{ Nb} - 644 \sqrt{\text{Nb}}) + (732 \text{ V} - 230 \sqrt{\text{V}}) + 890 \text{ Ti} + 363 \text{ Al} - 357 \text{ Si}. \quad (1)$$

Известно, что замедление рекристаллизации аустенита связано с явлением примесного торможения атомами ниобия, главным образом за счет вызванного деформацией выделения «свежих» или «новых» фаз Nb (C, N). В результате при последующих восстановлениях аустенитные зерна становятся удлиненными и, таким образом, образуют большую эффективную площадь поверхности границ зерен. Вместе с образованием полос деформации внутри зерен способность к образованию ферритных зерен существенно увеличивается. Именно этот процесс образования расплющенного или удлиненного аустенита, который называют «улучшением» структуры и основной характеристикой классической термомеханической прокатки (ТМ), приводит к развитию более мелкого ферритного зерна и, следовательно, к более высокой прочности и улучшенной ударной вязкости (уравнение Холла-Петча).

В соответствии с общепринятой практикой для этого должно быть достаточное количество растворенного ниобия в начале процесса, так как, в конечном итоге, оно будет определяющим в эффективности ТМ прокатки за счет примесного торможения и выделения, вызванного деформацией. Следовательно, в целях максимально возможного увеличения эффективности ниобия требуется достаточно высокая температура предварительного нагрева заготовки для повторного введения ниобия в раствор в высокотемпературную аустенитную микроструктуру. Эта критическая температура в первую очередь зависит от содержания углерода, азота и ниобия в самой стали. Условия равновесия для растворения микролегирующего элемента можно рассчитать с помощью «произведения растворимости», эффективно обеспечивающего управление этой критической температурой, при которой достигается полная растворимость [2]:

$$\log [\text{Nb}] [\text{C} + 12/14 \text{ N}] = 2,26 - 6770 / T, \quad (2)$$

где T – температура, К; содержание Nb, C и N, %.

Из уравнения (2) следует, что путем снижения содержания углерода и азота можно использовать больше ниобия для процесса ТМ прокатки, а также для вторичного дисперсионного упрочнения. Кроме того, для заданного содержания углерода и азота применение более высокой температуры позволит использовать больше ниобия (в качестве растворенного вещества). Однако для коммерческой горячей прокатки арматуры существуют некоторые основные факторы, которые при первоначальном рассмотрении позволяют предположить, что роль ниобия в арматуре может быть ограничена температурами нагрева – 1150 °С; более высоким содержанием углерода – 0,20%; высокими обычными температурами чистовой прокатки – 975 °С.

Влияние основных микролегирующих элементов на размер зерна аустенита во время повторного нагрева хорошо известно (рис. 1) [3]. Из рисунка видно, что для обычной стали CMn при увеличении температуры повторного нагрева размер зерна аустенита также увеличивается (нелинейно). Аналогичная

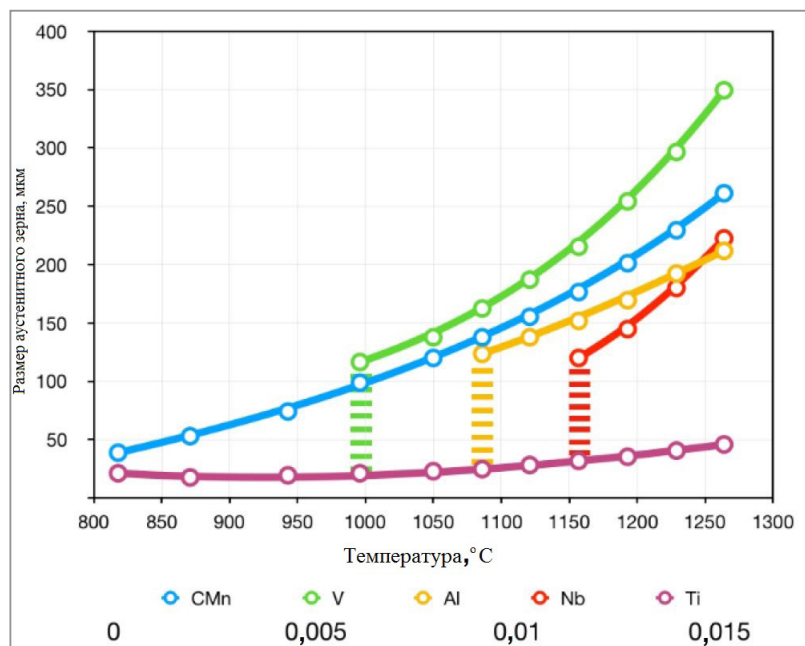


Рис. 1. Увеличение зерна аустенита в сталях CMn с различными микролегирующими добавками

тенденция наблюдается и для сталей, содержащих ванадий, алюминий и ниобий, но температура, при которой размер зерна начинает увеличиваться (заштрихованная область), должна достигать более 1180 °С. До достижения этой температуры увеличения размера зерна рост зерен аустенита подавляется благодаря эффекту связывания, обусловленному наличием микролегированных выделений фаз, которые присутствуют в первоначально охлажденной непрерывнолитой заготовке и/или образуются во время самой стадии повторного нагрева (для сравнения для сталей, содержащих только алюминий, фазой является нитрид алюминия AlN).

Как и следовало ожидать, из-за более низкого произведения растворимости ванадия он первым выделяется в раствор при температуре около 1000 °С (т.е. эффективно растворяется в матрице в виде атома), и при этом граница зерен аустенита больше не связывается и, следовательно, увеличивается. Выше этой температуры для стали, микролегированной ванадием, зерна аустенита стремительно растут, даже больше, чем в обычной стали СМп (рис. 1). Размер зерна стали, микролегированной ниобием, остается небольшим и стабильным до 1155°С, что свидетельствует о гораздо более высокой силе связывания, препятствующей укрупнению зерна по сравнению со сталью, микролегированной ванадием. Описанную характеристику ниобия также можно использовать при производстве арматуры.

Промышленные испытания и результаты

Технологию производства арматуры S-500WC в бухтах четырехстороннего периодического профиля осваивали на трех плавках с различным содержанием ниобия (табл. 1).

Таблица 1. Содержание ниобия и углеродного эквивалента в разливочной пробе

Номер плавки	Содержание ниобия, %	Углеродный эквивалент
1	0,0594	0,515
2	0,0282	0,448
3	0,0241	0,422

Температура поверхности непрерывнолитых заготовок сечением 140×140 мм после нагрева в проходной нагревательной печи стана 370/150 и последующем гидросбиве перед первой прокатной клетью составляла 1080±20 °С.

На рис. 2 показана зависимость механических свойств арматуры S-500WC плавки № 1, микролегированной ниобием, от температуры самоотпуска в зоне виткообразователя. Из рисунка видно, что при каждой последующей прокатке увеличивалась температура в зоне виткообразователя (температура самоотпуска). Можно отметить, что до температуры 730 °С на виткообразователе стабильно имеем предел текучести выше 500 МПа. При увеличении этой температуры значение предела текучести снижается и увеличивается пластичность металла.

Во всех случаях прокатки эстафетных заготовок плавки № 1 значения пластичности металла превышают требуемые (1,15–1,35) ввиду высокой прочности. Данная ситуация объясняется химическим составом стали, в частности углеродным эквивалентом, равным 0,515, и массовой долей ниобия 0,0594%.

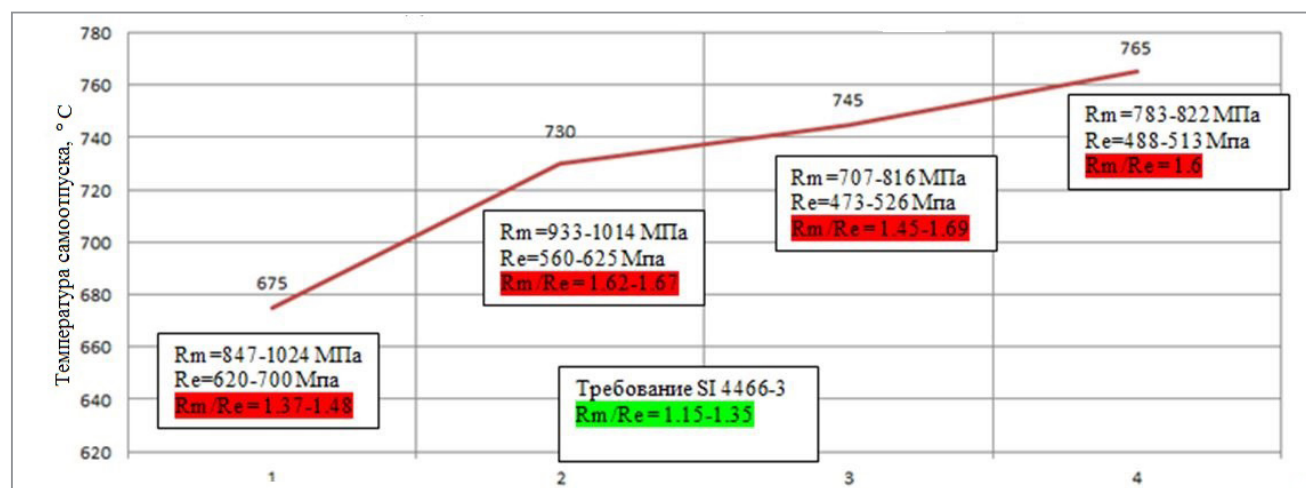


Рис. 2. Зависимость механических свойств арматуры S-500WC от температуры самоотпуска (в зоне виткообразователя): 1, 2 – профиль № 8; 3 – № 10; 4 – № 14

Во всех случаях производства профилей № 8–14 при механических испытаниях образцов зафиксированы несоответствия Agt при норме не менее 7,5%. Большинство значений ниже либо находятся на минимально допустимом уровне.

Так как не были получены требуемые механические свойства в соответствии с требованиями израильского стандарта SI 4466–3:2013 на плавке № 1, было принято решение провести эстафетную прокатку плавки № 2 (температурно-скоростные параметры производства приведены на рис. 3) со скорректированным химическим составом по количественному содержанию ниобия и углеродному эквиваленту (табл. 1).

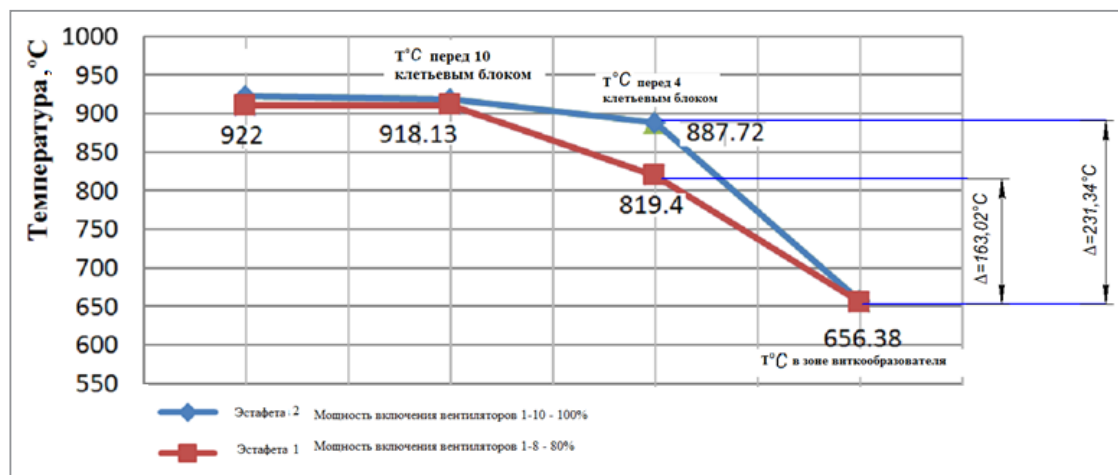


Рис. 3. Температурный режим производства арматурного проката № 8 марки стали S-500WC плавки № 2

По результатам эстафетной плавки № 1 были получены значения механических свойств, несоответствующие требованиям израильского стандарта SI 4466–3:2013, а именно: отношение прочности к текучести (при норме 1,15–1,35, факт – 1,36–1,43), остальные значения соответствовали стандарту. Данное несоответствие объясняется высокими значениями предела прочности – 711–736 МПа.

С целью увеличения предела текучести для соответствия стандарту по механическим свойствам (показатель пластичности) была проведена вторая эстафетная плавка, в которой был увеличен градиент между температурой перед ТМВ и температурой самоотпуска в зоне виткообразователя. Режимы двухстадийного охлаждения арматуры S-500WC эстафетной плавки № 2 приведены на рис. 3. Как видно из рисунка, температурный градиент увеличился на 68,32 °C. Положительных результатов также достигнуто не было.

Проанализировав полученные результаты механических испытаний после проката эстафетных плавки № 1, 2, которые не соответствуют требованиям израильского стандарта, было принято решение скорректировать химический состав стали в сторону уменьшения легирующих элементов, которые влияют на механические свойства стали (см. табл. 1, плавка № 3). Температурно-скоростные параметры производства плавки № 3 приведены в табл. 2.

Таблица 2. Режимы двухстадийного охлаждения арматуры № 12,14,16 марки стали S-500WC

Время нагрева, ч	Скорость прокатки, м/с	Температура после гидросбива, °C	Температура QTВ1, °C	Температура перед FFB, °C	Температура перед ТМВ, °C	Температура в зоне виткообразователя, °C	Мощность включения вентиляторов 1–14, %
2,5–3,5	26,2	1110–1115	970	880	790–810	630–645	100
	19,7		980	870			
	17,4		980	930			

Все результаты механических испытаний после процесса производства плавки № 3 (см. табл. 1) по температурно-скоростным параметрам табл. 2 соответствуют требованиям израильского стандарта SI 4466-3:2013.

Необходимо отметить, что для достижения требуемых температур в зоне виткообразователя при производстве арматуры S-500WC, микролегированной ниобием, температура деформации металла в ТМВ находится в зоне минимально допустимой, т.е. нагрузка и износ прокатного инструмента двухмодульного блока ТМВ гораздо значительнее в сравнении с производством арматуры S-500WC, микролегированной ванадием при данных температурно-скоростных параметрах (табл. 3).

Таблица 3. Сравнительный анализ двух технологических режимов производства арматуры S-500WC, микролегированной Nb и V

Номер профиля	Элемент микролегирования	Линейная скорость конца прокатки, м/с	Средняя производительность на профиле, т/ч	Температура самоотпуска, °С	Расход воды, м ³ /ч
8	Ванадий	59,2	80	680–700	160
	Ниобий	51,9	≈70	620–640	180
10	Ванадий	52	98	680–700	200
	Ниобий	45	≈85	620–640	210
12	Ванадий	37,4	100	680–700	180
	Ниобий	26,2	≈70	620–640	220
14	Ванадий	29	105	680–690	225
	Ниобий	19	≈70	620–640	230
16	Ванадий	22,3	104	670–690	235
	Ниобий	17,4	≈81	620–640	250

Выводы

Разработан химический состав стали, позволяющий получить механические свойства арматуры S-500WC в соответствии с требованиями израильского стандарта SI 4466-3:2013.

На основе данного химического состава разработаны температурно-скоростные параметры производства арматуры S-500WC № 8,12,14,16, микролегированной ниобием.

Выявлены основные факторы, влияющие на механические свойства арматуры S-500WC, микролегированной ниобием, такие, как температура конечной деформации, способ водяного распределения и охлаждения в водяных камерах, температура самоотпуска. Установлены существенные различия в технологическом процессе производства арматуры, микролегированной ниобием и ванадием.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Yue S., Jonas J.J.** The three critical temperatures of steel rolling and their experimental determination // *Materials Forum*, 1990. Vol. 14. P. 245–252.
2. **Irvine K.J., Pickering F.B., Gladman T. J.** *Iron Steel Inst.* 1967. Vol. 205. P. 161–182.
3. **Speich G.R. et al.** *Phase Transformations in Ferrous Alloys* // TMSAIME, Warrendale, PA, USA, 1984. P. 341–390.

REFERENCES

1. **Yue S., Jonas J.J.** The three critical temperatures of steel rolling and their experimental determination. *Materials Forum*, 1990, vol. 14, pp. 245–252.
2. **Irvine K.J., Pickering F.B., Gladman T. J.** *Iron Steel Inst.* 1967, vol. 205, pp. 161–182.
3. **Speich G.R. et al.** *Phase Transformations in Ferrous Alloys*. TMSAIME, Warrendale, PA, USA, 1984, pp. 341–390.